



Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais



Dissertação de Mestrado

Mário Lúcio Ferreira da Mota

**Estudo de Envelhecimento Magnético dos Aços HGO: Avaliação de Perdas
Magnéticas**

Timóteo

Dezembro de 2024

Mário Lúcio Ferreira da Mota

**Estudo de Envelhecimento Magnético dos Aços HGO: Avaliação de Perdas
Magnéticas**

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

Timóteo

Dezembro de 2024

M917e Mota, Mario Lúcio Ferreira da
Estudo de envelhecimento magnético dos aços HGO: avaliação de perdas magnéticas / Mário Lúcio Ferreira da Mota - 2024.
137 f. : il.
Orientador: Daniel Leandro Rocco

Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Timóteo, 2024.
Bibliografia.

1. Aço elétrico (Propriedades magnéticas). 2. Aço (Tratamento térmico). 3. Engenharia de materiais. I. Rocco, Daniel Leandro. IV. Título.

CDU: 620.1-034.15



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 2 / 2025 - POSMAT (11.52.07)

Nº do Protocolo: 23062.000414/2025-76

Belo Horizonte-MG, 06 de janeiro de 2025.

Aos treze dias do mês de dezembro do ano de dois mil e vinte e quatro, às 14h00min, no Auditório do Campus Timóteo, instalou-se a banca examinadora de dissertação de mestrado do aluno **Mário Lúcio Ferreira da Mota**. A banca examinadora foi composta pelos professores Me. **José Rogério de Oliveira Júnior**, APERAM, examinador externo, **Fabício Luiz de Alcântara**, APERAM, examinador externo, **Leonel Muniz Meireles**, CEFET-MG, examinador interno e **Daniel Leandro Rocco**, CEFET-MG, orientador. O Prof. Daniel Leandro Rocco, Presidente da sessão pública da defesa de dissertação deu início a abertura dos trabalhos, que, após apresentar os membros da banca examinadora e esclarecer a tramitação da defesa, solicitou ao candidato que iniciasse a apresentação da dissertação, intitulada *Estudo do Envelhecimento Magnético de Aços HGO: Avaliação das Propriedades Magnéticas*. Concluída a exposição, o Presidente, passou a palavra aos examinadores para arguirem o candidato; após o que fez suas considerações sobre o trabalho em julgamento tendo sido **aprovado com modificações sugeridas pela banca** o candidato, conforme as normas vigentes no Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG. A versão final da dissertação deverá ser entregue ao programa, no prazo de 60 dias, contendo as modificações sugeridas pela banca examinadora conforme a Instrução Normativa POSMAT 02/23. Nada mais havendo a tratar, o Presidente declarou encerrada a sessão. Para constar, foi lavrada a presente ata que será assinada pela Presidente e demais membros da Banca Examinadora.

(Assinado digitalmente em 09/01/2025 10:12)

DANIEL LEANDRO ROCCO
PROFESSOR DO MAGISTERIO SUPERIOR
DFGTM (11.63.03)
Matrícula: 2647959

(Assinado digitalmente em 09/01/2025 11:44)

LEONEL MUNIZ MEIRELES
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DFGTM (11.63.03)
Matrícula: 1095529

(Assinado digitalmente em 06/01/2025 16:23)

FABRICIO ALCANTARA
ASSINANTE EXTERNO
CPF: ###.###.326-##

(Assinado digitalmente em 17/01/2025 16:41)

JOSÉ ROGÉRIO DE OLIVEIRA JÚNIOR
ASSINANTE EXTERNO
CPF: ###.###.006-##

Visualize o documento original em <https://sig.cefetmg.br/public/documentos/index.jsp>
informando seu número: **2**, ano: **2025**, tipo: **ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO**, data de
emissão: **06/01/2025** e o código de verificação: **e9162b83a0**

*Dedico aos meus pais,
que desde cedo me ensinaram o valor do trabalho.*

AGRADECIMENTOS

Nesta jornada de desafios inúmeras etapas foram superadas. E para que o resultado destes esforços conjuntos se tornasse real, eu não poderia deixar de agradecer àqueles que, verdadeiramente e com muito respeito, entenderam que unidos somos fortes.

A Cristo Jesus, autor e consumidor da fé, que nas inúmeras vontades de desistir da conclusão desta pesquisa, trouxe-me força em minhas orações, renovando-as dia após dia.

Ao meu pai, Francisco Mota, que, com muito suor e garra, do seu jeito, mostrou-nos o valor do trabalho. Como metalúrgico de raiz, dedicou sua vida à indústria de base de nosso país.

À minha mãe Maria Aparecida, professora de excelência, que não permitiu que os sonhos fossem interrompidos, deixando de suprir seus sonhos para sonhar os meus e de meus irmãos.

Aos meus irmãos Renato Mota e Lucio Flavio Mota, que conseguiram envolver-se de forma incentivadora nesta conquista.

À mulher da minha mocidade, Rutiane Crepalde, pelo incessante apoio, paciência e orações quando o desânimo ao redor tentava nos tragar; te amo.

Aos meus filhos, Gabriela Crepalde e Philipe Gabriel, por serem minhas companhias por inúmeras horas em nosso ambiente de estudos. É gratificante tê-los ao meu lado, heranças do Senhor.

A mestra Ludmilla Costa, pelo apoio na resolução de problemas, com quem, mesmo à distância e ao longo do tempo, conversava sobre a separação de perdas magnéticas e os resultados obtidos.

Ao mestre Lucas de Matos, um gigante do magnetismo dos aços elétricos de alta performance, pela atenção sempre dedicada quando lhe mostrava algum problema ou dificuldade no entendimento das relações das diversas grandezas e medidas magnéticas. Suas explicações pormenorizadas dirimiram-me dúvidas cruciais para o desenvolvimento deste trabalho.

Ao Johnatan Fernando Dias do Centro de Pesquisa da Aperam, que, por inúmeras vezes, nos corredores do CEFET-MG, me socorreu na operação do Brockhous, trazendo toda sua experiência na pesquisa de aços elétricos.

A Luciana Nascimento Favarato, do Centro de Pesquisa da Aperam, que dedicou seu precioso tempo à correta instrução na preparação metalográfica para microscopia aqui no CEFET-MG.

Aos professores do POSMAT, em especial ao Doutor Daniel Leandro Rocco, pela confiança e simplicidade nas discussões técnicas, que muitas vezes foram acaloradas, mas que sempre indicaram o caminho a ser percorrido. Realmente, o senhor, com sua dedicação singular, levou-me a patamares que eu nunca imaginaria que poderia um dia percorrer.

À Aperam South America, nas pessoas dos mestres Carolina Cesconetto e José Rogério Júnior, por disponibilizarem parte de seu tempo, amostras e infraestrutura de pesquisa industrial para suprir as lacunas identificadas durante esta pesquisa.

Por fim, a todos que, de alguma forma, trouxeram luz a este processo de construção do conhecimento, meu muito obrigado.

RESUMO

O consumo de energia elétrica seguirá crescendo fortemente em todo mundo, e já se registra um acréscimo de 4,1% superior se compararmos ao período entre 2021 a 2024, pós pandemia de Covid-19. Este fato, atrelado a uma oferta limitada de energia de qualidade em toda sua cadeia, têm estimulado o desenvolvimento e o aprimoramento de aços para fins elétricos, em especial os de alto rendimento, os aços de Grão Orientado de Alta Permeabilidade (HGO) e Grão Não Orientado (GNO). Os aços HGO, são aplicados na fabricação dos núcleos de transformadores que durante sua operação sofrem aquecimento que podem chegar a 200 °C, podendo formar precipitados, estas fases indesejadas aumentam as perdas por histerese magnética. O aço HGO também é aplicado em reatores de potência, hidrogeradores e turbo geradores, e estes aços mais eficientes contribuem para uma redução do consumo de energia global. Reduzir as perdas magnéticas, conhecendo os fenômenos que corroboram para a deterioração das propriedades do aço HGO, é o foco deste trabalho, entender e propor mecanismos para reduzir o envelhecimento magnético. Foram estudadas por microscopia eletrônica de varredura MEV-EDS e medidas magnéticas em dois aços HGO com diferentes teores de carbono, HGO-A com 38,1 ppm de carbono e HGO-B com 18,9 ppm de carbono foram observadas de forma sistêmica nas temperaturas de tratamento térmico de 100°C; 150°C e 225°C que os aços HGO podem envelhecer em condições de tempo e temperatura específicos, oscilando o Índice de Envelhecimento entre 0,5% a 15% em seu pico, revelando a susceptibilidade ao envelhecimento, requisito essencial para aços em aplicação magnética. Medidas de coercividade, remanência e permeabilidade indicaram também piora na qualidade dos aços aqui investigados; sendo a temperatura de 150°C considerada crítica para a formação de precipitados e ancoragem dos domínios magnéticos. Por fim espera-se estabelecer uma discussão acadêmica em torno da problemática aqui estabelecida, contribuindo para o desenvolvimento científico e tecnológico em torno da eficiência energética.

Palavras-chave: aços HGO; envelhecimento magnético; propriedades magnéticas; tratamento térmico; precipitados.

STUDY OF MAGNETIC AGING OF HGO STEELS: ASSESSMENT OF MAGNETIC LOSSES

ABSTRACT

Electricity consumption is expected to continue growing significantly worldwide, with a recorded increase of 4.1% compared to the period between 2021 and 2024, following the Covid-19 pandemic. This trend, combined with a limited supply of high-quality energy throughout the supply chain, has driven the development and enhancement of electrical steels, particularly high-performance steels such as High Permeability Grain-Oriented (HGO) and Non-Oriented Grain (NGO) steels. HGO steels are used in the manufacturing of transformer cores, which, during operation, can reach temperatures of up to 200°C. Under such conditions, undesired phases and precipitates may form, increasing hysteresis losses. HGO steel is also applied in power reactors, hydro-generators, and turbo-generators, where these more efficient steels contribute to reducing global energy consumption. The main focus of this study is to mitigate magnetic losses by understanding the phenomena responsible for the deterioration of HGO steel properties and proposing mechanisms to reduce magnetic aging. Scanning Electron Microscopy (SEM-EDS) and magnetic measurements were conducted on two HGO steels with different carbon contents: HGO-A (38.1 ppm carbon) and HGO-B (18.9 ppm carbon). These steels were systematically analyzed at heat treatment temperatures of 100°C, 150°C, and 225°C. The results indicate that HGO steels can undergo aging under specific time and temperature conditions, with the Aging Index fluctuating between 0.5% and 15% at its peak, revealing their susceptibility to aging—an essential parameter for steels used in magnetic applications. Measurements of coercivity, remanence, and permeability further indicated a deterioration in the quality of the investigated steels, with 150°C identified as a critical temperature for precipitate formation and the pinning of magnetic domains. Ultimately, this study aims to foster an academic discussion on the issue at hand, contributing to scientific and technological advancements in energy efficiency.

Keywords: HGO steels; magnetic aging; magnetic properties; heat treatment; precipitates.

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - VALORES CALCULADOS DO COEFICIENTE DE DIFUSÃO NA LITERATURA.....	31
TABELA 2 - TENDÊNCIAS GERAIS DE DISTRIBUIÇÃO DOS ELEMENTOS NO AÇO.....	32
TABELA 3 - SOLUTOS INTERSTICIAIS NO FERRO.....	33
TABELA 4 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS AÇOS UTILIZADOS NO TRABALHO	54
TABELA 5 - PARÂMETROS DE TESTE PARA MEDIÇÃO COM O HISTERESÍMETRO.....	55
TABELA 6 - INFORMAÇÕES INSERIDAS NO <i>BROCKHAUS</i> PARA MEDIR PERDAS	56
TABELA 7 - TEMPOS E TEMPERATURAS DE TRATAMENTO TÉRMICO DAS AMOSTRAS DE AÇO HGO H110-27	59
TABELA 8 - ANÁLISE DE EDS DA SEÇÃO TRANSVERSAL DO AÇO HGO-A SEM TRATAMENTO TÉRMICO PONTO 1	74
TABELA 9 - ANÁLISE DE EDS DA SEÇÃO TRANSVERSAL DO AÇO HGO-A SEM TRATAMENTO TÉRMICO PONTO 2.	75
TABELA 10 - ANÁLISE DE EDS DA SEÇÃO TRANSVERSAL DO AÇO HGO-B SEM TRATAMENTO TÉRMICO PONTO 1	78
TABELA 11 - ANÁLISE DE EDS DA SEÇÃO TRANSVERSAL DO AÇO HGO-B SEM TRATAMENTO TÉRMICO ÁREA 1.....	80

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - ORIENTAÇÃO DA CÉLULA UNITÁRIA DO AÇO GO.....	21
FIGURA 2 - FLUXO PRODUTIVO DO AÇO GO	23
FIGURA 3 - A: OXIGÊNIO REMOVIDO EM DIFERENTES REATORES DE METALURGIA SECUNDÁRIA. – B: EFEITO DO TRABALHO DE AGITAÇÃO COM O GRAU DE DESOXIDAÇÃO. – C: EFEITOS DE AGITAÇÃO EM PANELA E COMPOSIÇÃO MÉDIA DE TODAS AS INCLUSÕES OBSERVADAS EM AMOSTRAS COLETADAS NA PANELA, NO MOLDE E PLACA.....	26
FIGURA 4 - DIAGRAMA FE-C	28
FIGURA 5 - DIMENSÕES RELATIVAS DOS ÁTOMOS DE CARBONO E DOS SÍTIOS INTERSTICIAIS.....	29
FIGURA 6 - DIFUSÃO SUBSTITUCIONAL EM UMA ESTRUTURA CRISTALINA.....	30
FIGURA 7 - DIFUSÃO INTERSTICIAL EM UMA ESTRUTURA CRISTALINA	30
FIGURA 8 - A: DIAGRAMA FE-C COM AS FAIXAS DE TEMPERATURA PARA RECOZIMENTO PLENO, NORMALIZAÇÃO, TRABALHO A QUENTE E HOMOGENEIZAÇÃO INDICADAS; – B: PORÇÃO DO DIAGRAMA FE-C, MOSTRANDO FAIXAS DE TEMPERATURAS PARA OS PROCESSOS DE ESFEROIDIZAÇÃO, RECOZIMENTO DE RECRISTALIZAÇÃO E ALÍVIO DE TENSÕES.....	35
FIGURA 9 - CONSTRUÇÃO DE UM DIAGRAMA TTT	36
FIGURA 10 - MICROGRAFIA APÓS ENSAIO DE ENVELHECIMENTO, VIA MEV, DE OLIVEIRA JÚNIOR (2014)..	37
FIGURA 11 - COMPORTAMENTO DE B EM FUNÇÃO DE H PARA UM MATERIAL FERROMAGNÉTICO. NA DIREITA TEMOS UM CICLO DE HISTERESE COMPLETO, E NA ESQUERDA A EVOLUÇÃO DA ESTRUTURA DOS DOMÍNIOS MAGNÉTICOS COM O AUMENTO DO CAMPO H	39
FIGURA 12 - AS FIGURAS (A) E (B) MOSTRAM QUE A ENERGIA TOTAL DA PAREDE É REDUZIDA. EM (C) E (D) É MOSTRADO A RECONFIGURAÇÃO DOS POLOS MAGNÉTICOS QUANDO A PAREDE ANCORA NUMA INCLUSÃO. A ENERGIA MAGNETOSTÁTICA É MENOR NA SITUAÇÃO (D) DO QUE EM (C)	46
FIGURA 13 - IMAGEM DE DOMÍNIO MAGNÉTICO USANDO FSD, (A) TRANSFERÊNCIA DE DOMÍNIO MAGNÉTICO ATRAVÉS DE UM CONTORNO DE GRÃO DE BAIXO ÂNGULO SERRILHADO E PRECIPITADOS, (B) EFEITOS DE MOAGEM DE FEIXE DE ÍONS NA FRAGMENTAÇÃO DO DOMÍNIO DEPENDENDO DA ORIENTAÇÃO DO GRÃO, (C) TRANSFERÊNCIA DE DOMÍNIO MAGNÉTICO ATRAVÉS DE UM PEQUENO GRÃO DE ILHA, (D)	

CONFIGURAÇÃO DE DOMÍNIOS LANCET NOS GRÃOS SUPERIORES E CONFIGURAÇÃO DE DOMÍNIO MAGNÉTICO DE LAJE GRANDE NO GRÃO INFERIOR	47
FIGURA 14 - VARIAÇÃO DO CAMPO COERCIVO (H_c) COM O INVERSO DO TAMANHO DE GRÃO ($1/TG$). FE DE ALTA PUREZA. TG ENTRE 0,02 MM E 0,42 MM	49
FIGURA 15 - QUANTIDADE DE PRECIPITADOS EM FUNÇÃO DO TEMPO. LIGA FERRO – CARBONO (0,018% C) E PRECIPITAÇÃO A 76°C A PARTIR DE UMA SOLUÇÃO SUPERSATURADA	52
FIGURA 16 - ESQUEMA DA METODOLOGIA TÉCNICA ADOTADA.....	54
FIGURA 17 - HISTERESÍMETRO <i>BROCKHAUS MESSTECHNIK</i> MODELO MPG 100	55
FIGURA 18 - BALANÇA DE PRECISÃO UTILIZADA NA DETERMINAÇÃO DA MASSA DE CADA AMOSTRA	56
FIGURA 19 - QUADRO SST “ <i>SINGLE SHEET TESTER</i> ” PARA MEDIDA DE PERDAS EM LÂMINAS INDIVIDUAIS	57
FIGURA 20 - GRÁFICO DE EXTRAPOLAÇÃO PARA UMA DAS CONDIÇÕES ANALISADAS PARA A SEPARAÇÃO DE PERDAS	58
FIGURA 21 - ESTUFA DE SECAGEM UTILIZADA PARA O TRATAMENTO TÉRMICO E CALIBRAÇÃO DE TEMPERATURA NA AMOSTRA NO INTERIOR DO MESMO.....	60
FIGURA 22 - AMOSTRAS COLETADAS E IDENTIFICADAS	60
FIGURA 23 - FLUXOGRAMA ANÁLISE DE CARBONO	61
FIGURA 24 - ANALISADOR DE CARBONO RESIDUAL LECO CS600.....	63
FIGURA 25 - AMOSTRAS PREPARADAS	65
FIGURA 26 - EMBUTIDORA METALOGRÁFICA UTILIZADA	66
FIGURA 27 - POLITRIZ METALOGRÁFICA UTILIZADA E SEQUÊNCIA DE LIXAS EMPREGADAS....	67
FIGURA 28 - POLIMENTO METALOGRÁFICO METALOGRÁFICA COM SUSPENSÃO MONOCRISTALINA DE DIAMANTE	68
FIGURA 29 - SOLUÇÃO DE NITAL 5% PARA REVELAÇÃO METALOGRÁFICA.....	68
FIGURA 30 - MICROSCÓPIO METALÚRGICO PARA ANÁLISE ESTRUTURAL.....	69
FIGURA 31 - AMOSTRA APÓS PREPARAÇÃO DE MONTAMENTO	70
FIGURA 32 - IMAGEM DA MICROSCOPIA MEV-FEG COM A EVOLUÇÃO DOS CARBONETOS DE FERRO NO AÇO HGO-A COM TER DE CARBONO DE 38,1 PPM, SENDO (A) SEM TRATAMENTO, (B) TRATADA A 100°C, (C) 150°C E (D) 225°C, APÓS ATAQUE. AMPLIAÇÃO 5000x.	72

FIGURA 33 - IMAGEM DA MICROSCOPIA MEV-EDS COM ANÁLISE QUÍMICA NO AÇO HGO-A COM TEOR DE CARBONO DE 38,1 PPM, SEM TRATAMENTO TÉRMICO APÓS ATAQUE, COM AMPLIAÇÃO 20000X E GRÁFICO DE EDS PARA O PONTO 1.	73
FIGURA 34 - GRÁFICO DE EDS PARA O PONTO 2 DA FIGURA 33, AMOSTRA HGO-A.....	74
FIGURA 35 - IMAGEM DA MICROSCOPIA MEV-FEG COM A EVOLUÇÃO DOS CARBONETOS DE FERRO NO AÇO HGO-B COM TEOR DE CARBONO DE 18,9 PPM SEM TRATAMENTO TÉRMICO (A), TRATADA A 100°C (B), 150°C (C) E 225°C (D), APÓS ATAQUE. AMPLIAÇÃO 5000X.	77
FIGURA 36 - IMAGEM DA MICROSCOPIA MEV-EDS COM ANÁLISE QUÍMICA NO AÇO HGO-B COM TEOR DE CARBONO DE 18,9 PPM. COM ATAQUE. AMPLIAÇÃO 20000X.	78
FIGURA 37 - GRÁFICO DE EDS PARA A ÁREA SELECIONADA 1 DA FIGURA 36, AMOSTRA HGO-B	79
FIGURA 38 - GRÁFICO DE EDS PARA O PONTO 1 DA FIGURA 36, AMOSTRA HGO-B.....	79
FIGURA 39 - VERIFICAÇÃO DO CARBONO PERCENTUAL PELAS CURVAS DAS AMOSTRAS HGO- B E HGO-A	81
FIGURA 40 - CURVAS DE HISTERESE PRODUZIDA NO BROCKHAUS	81
FIGURA 41 - COMPORTAMENTO DO CAMPO COERCIVO COM RELAÇÃO A FREQUÊNCIA PARA AS DIVERSAS TEMPERATURAS DE ENVELHECIMENTO. BARRA DE ERRO DE 2% INCLUSA....	83
FIGURA 42 - COMPORTAMENTO DO CAMPO REMANENTE COM RELAÇÃO A FREQUÊNCIA PARA AS DIVERSAS TEMPERATURAS DE ENVELHECIMENTO. BARRA DE ERRO DE 2% INCLUSA	85
FIGURA 43 - PERMEABILIDADE RELATIVA EM RELAÇÃO A POLARIZAÇÃO PARA AMOSTRA HGO- A SEM TRATAMENTO DE ENVELHECIMENTO	87
FIGURA 44 - PERMEABILIDADE RELATIVA EM RELAÇÃO A POLARIZAÇÃO PARA AMOSTRA HGO- A APÓS 96H DE TRATAMENTO DE ENVELHECIMENTO.....	88
FIGURA 45 - PERMEABILIDADE RELATIVA EM RELAÇÃO A POLARIZAÇÃO PARA AMOSTRA HGO- B SEM TRATAMENTO DE ENVELHECIMENTO	89
FIGURA 46 - PERMEABILIDADE RELATIVA EM RELAÇÃO A POLARIZAÇÃO PARA AMOSTRA HGO- B APÓS 96H DE TRATAMENTO DE ENVELHECIMENTO.....	90
FIGURA 47 - VALORES DE PICO DE POLARIZAÇÃO MÁXIMO PARA CADA CURVA DE PERMEABILIDADE RELATIVA EM RELAÇÃO A FREQUÊNCIA PARA 0 H E 96 H DE TRATAMENTO, AÇOS HGO-A E B	91
FIGURA 48 - CURVAS DE HISTERESE A 60 HZ PARA AMOSTRA HGO-A, SEM E COM TRATAMENTO DE ENVELHECIMENTO, A 0H E 96H (100°C, 150°C E 225°C).....	93

FIGURA 49 - CURVAS DE HISTERESE A 60 HZ PARA AMOSTRA HGO-B, SEM E COM TRATAMENTO DE ENVELHECIMENTO, A 0H E 96H (100°C, 150°C E 225°C).....	93
FIGURA 50 - CURVAS DE HISTERESE A 10 HZ PARA AMOSTRA HGO-A, SEM E COM TRATAMENTO DE ENVELHECIMENTO, A 0H E 96H (100°C, 150°C E 225°C).....	94
FIGURA 51 - CURVAS DE HISTERESE A 10 HZ PARA AMOSTRA HGO-B, SEM E COM TRATAMENTO DE ENVELHECIMENTO, A 0H E 96H (100°C, 150°C E 225°C).....	95
FIGURA 52 - CURVAS DE HISTERESE A 20 HZ PARA AMOSTRA HGO-A, SEM E COM TRATAMENTO DE ENVELHECIMENTO, A 0H E 96H (100°C, 150°C E 225°C).....	95
FIGURA 53 - CURVAS DE HISTERESE A 20 HZ PARA AMOSTRA HGO-B, SEM E COM TRATAMENTO DE ENVELHECIMENTO, A 0H E 96H (100°C, 150°C E 225°C).....	96
FIGURA 54 - COMPORTAMENTO DAS PERDAS TOTAIS EM RELAÇÃO AO TEMPO DE ENVELHECIMENTO (0 H, 24H E 96 H) NAS TEMPERATURAS DE 100°C, 150°C E 225°C PARA O HGO-A NAS INDUÇÕES 1.5T, 1.0T, 0.5T E 0.1T. BARRA DE ERRO DE 2% INCLUSA.....	97
FIGURA 55 - COMPORTAMENTO DAS PERDAS TOTAIS EM RELAÇÃO AO TEMPO DE ENVELHECIMENTO (0 H, 24H E 96 H) NAS TEMPERATURAS DE 100°C, 150°C E 225°C PARA O HGO-B NAS INDUÇÕES 1.5T, 1.0T, 0.5T E 0.1T. BARRA DE ERRO DE 2% INCLUSA.....	98
FIGURA 56 - PERDA TOTAL EM RELAÇÃO A FREQUÊNCIA PARA DIVERSAS CONDIÇÕES DE TRATAMENTO A 1,5 T, PARA AMOSTRAS HGO-A E B. BARRA DE ERRO DE 2% INCLUSA	99
FIGURA 57 - PERDA TOTAL EM RELAÇÃO A FREQUÊNCIA PARA DIVERSAS CONDIÇÕES DE TRATAMENTO A 1 T, PARA AMOSTRAS HGO-A E B. BARRA DE ERRO DE 2% INCLUSA.....	101
FIGURA 58 - PERDA TOTAL EM RELAÇÃO A FREQUÊNCIA PARA DIVERSAS CONDIÇÕES DE TRATAMENTO A 0,1 T, PARA AMOSTRAS HGO-A E B. BARRA DE ERRO DE 2% INCLUSA	102
FIGURA 59 - PERDA TOTAL EM RELAÇÃO A POLARIZAÇÃO PARA DIVERSAS CONDIÇÕES DE TRATAMENTO A 60 HZ, PARA AMOSTRAS HGO-A E B. BARRA DE ERRO DE 2% INCLUSA	104
FIGURA 60 - PERDA TOTAL EM RELAÇÃO A POLARIZAÇÃO PARA DIVERSAS CONDIÇÕES DE TRATAMENTO A 10 HZ, PARA AMOSTRAS HGO-A E B. BARRA DE ERRO DE 2% INCLUSA	105

FIGURA 61 - PERDA TOTAL EM RELAÇÃO A POLARIZAÇÃO PARA DIVERSAS CONDIÇÕES DE TRATAMENTO A 20 Hz, PARA AMOSTRAS HGO-A E B. BARRA DE ERRO DE 2% INCLUSA	106
FIGURA 62 - COMPONENTES DAS PERDAS (P_H , P_P E P_E) A 1,5 T - AMOSTRA HGO-A TRATADA A 100°C, 150°C E 225°C POR 96 HORAS. BARRA DE ERRO DE 2% INCLUSA.....	109
FIGURA 63 - COMPONENTES DAS PERDAS (P_H , P_P E P_E) A 1,5 T - AMOSTRA HGO-B TRATADA A 100°C, 150°C E 225°C POR 96 HORAS. BARRA DE ERRO DE 2% INCLUSA.....	111
FIGURA 64 - COMPONENTES DAS PERDAS (P_H , P_P E P_E) A 1 T - AMOSTRA HGO-A TRATADA A 100°C, 150°C E 225°C POR 96 HORAS. BARRA DE ERRO DE 2% INCLUSA	113
FIGURA 65 - COMPONENTES DAS PERDAS (P_H , P_P E P_E) A 1 T - AMOSTRA HGO-B TRATADA A 100°C, 150°C E 225°C POR 96 HORAS. BARRA DE ERRO DE 2% INCLUSA	115
FIGURA 66 - COMPONENTES DAS PERDAS (P_H , P_P E P_E) A 0,5 T - AMOSTRA HGO-A TRATADA A 100°C, 150°C E 225°C POR 96 HORAS. BARRA DE ERRO DE 2% INCLUSA.....	117
FIGURA 67 - COMPONENTES DAS PERDAS (P_H , P_P E P_E) A 0,1 T - AMOSTRA HGO-A TRATADA A 100°C, 150°C E 225°C POR 96 HORAS. BARRA DE ERRO DE 2% INCLUSA.....	118
FIGURA 68 - COMPONENTES DAS PERDAS (P_H , P_P E P_E) A 0,5 T - AMOSTRA HGO-B TRATADA A 100°C, 150°C E 225°C POR 96 HORAS. BARRA DE ERRO DE 2% INCLUSA.....	120
FIGURA 69 - COMPONENTES DAS PERDAS (P_H , P_P E P_E) A 0,1 T - AMOSTRA HGO-B TRATADA A 100°C, 150°C E 225°C POR 96 HORAS. BARRA DE ERRO DE 2% INCLUSA.....	121
FIGURA 70 - COMPARATIVO DA PERDA POR HISTERESE EM TODAS CONDIÇÕES DE TRATAMENTO A 1,5 T	123
FIGURA 71 - COMPARATIVO DA PERDA PARASITA EM TODAS CONDIÇÕES DE TRATAMENTO A 1,5 T	124
FIGURA 72 - COMPARATIVO DA PERDA EM EXCESSO EM TODAS CONDIÇÕES DE TRATAMENTO A 1,5 T	125
FIGURA 73 - ÍNDICE DE ENVELHECIMENTO EM RELAÇÃO AO TEMPO DE TRATAMENTO PARA AS TEMPERATURAS DE 100°C, 150°C E 225°C, AMOSTRAS DE HGO-A A 1,5 T; 1T; 0,5 T E 0,1 T A 60 Hz.....	126
FIGURA 74 - ÍNDICE DE ENVELHECIMENTO EM RELAÇÃO AO TEMPO DE TRATAMENTO PARA AS TEMPERATURAS DE 100°C, 150°C E 225°C, AMOSTRAS DE HGO-B A 1,5 T; 1T; 0,5 T E 0,1 T A 60 Hz.....	127

LISTAS DE ABREVIATURAS

- CCEE	Câmara de Comercialização de Energia Elétrica
- GNO	Grão Não Orientado
- HGO	Grão Altamente Orientado
- GO	Grão Orientado
- GOAT	Grão Orientado Alta Temperatura
- GOBT	Grão Orientado Baixa Temperatura
- HCl	Ácido Clorídrico
- HNO ₃	Ácido Nítrico
- LC	Lingotamento Contínuo
- LTQ	Laminação de Tiras a Quente
- MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
- MEV-FEG	Microscopia Eletrônica de Varredura de alta resolução
- MnS	Sulfeto de Manganês
- AlN	Nitreto de Alumínio
- MRPL	Metal Refining Process with Lance
- NBR	Norma Brasileira
- PTG	Pré Tratamento de Gusa
- RH	Ruhrstahl-Heraeus
- RX	Raio X
- TTT	Tempo, Temperatura e Transformação
- VOD	Vacuum Oxygen Decarburization
- RB1	Rebobinadeira n°1
- Al	Alumínio
- Si	Silício
- B	Indução Magnética
- H	Campo Magnético externo
- I	Corrente
- P _t	Perda Total
- P _h	Perda Histerese
- P _p	Perda Parasita
- P _a	Perda Anômala
- μm	micrometro

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA	15
2. OBJETIVOS.....	17
2.1. OBJETIVO GERAL.....	17
2.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS	17
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	18
3.1. A IMPORTÂNCIA HISTÓRICA DO SETOR SIDERÚRGICO NO BRASIL	18
3.2. AÇOS ELÉTRICOS	20
3.3. O AÇO SILÍCIO DE GRÃO ORIENTADO DE ALTA PERMEABILIDADE (HGO).20	
3.4. O PROCESSO PRODUTIVO DOS AÇOS HGO	21
3.5. A IMPORTÂNCIA DA LIMPEZA DOS AÇOS	25
3.6. O PROCESSO DE TRATAMENTO TÉRMICO	27
3.6.1. <i>Diagrama ferro carbono</i>	27
3.6.2. <i>Difusão Atômica</i>	29
3.6.3. <i>Elementos de Ligas nos Aços</i>	32
3.6.4. <i>Mudanças estruturais</i>	33
3.6.5. <i>Tratamento térmico em Aços</i>	34
3.6.6. <i>Recozimento</i>	37
3.6.7. <i>Atmosfera de fornos</i>	38
3.7. PROPRIEDADES MAGNÉTICAS E A MICROESTRUTURA	38
3.7.1. <i>Ferromagnetismo e Processos de Magnetização</i>	38
3.7.2. <i>Coercividade e Remanência</i>	40
3.7.3. <i>Permeabilidade e Perdas Magnéticas</i>	40
3.7.4. <i>Efeito das inclusões</i>	44
3.7.5. <i>Tamanho de grão e Textura Cristalográfica</i>	47
3.7.6. <i>Efeito da deformação plástica</i>	49
3.7.7. <i>Controle dos componentes das perdas magnéticas</i>	49
3.8. O TRATAMENTO TÉRMICO DE ENVELHECIMENTO.....	51
4. MATERIAIS E MÉTODOS	54
4.1. MATERIAIS	54
4.2. MÉTODOS	54

4.2.1. Ensaaios Magnéticos.....	55
4.2.2. Envelhecimento magnético.....	59
4.2.3. Análise do teor de carbono.....	60
4.2.4. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).....	63
4.2.5. Análise dos precipitados e tamanho dos grãos por Microscopia Óptica	64
4.2.6. Microscopia Eletrônica de Varredura por Emissão de Campo (MEV/FEG)	69
5. RESULTADOS.....	72
5.1. ANÁLISE MICROSCÓPICA	72
5.2. ANÁLISE DO TEOR DE CARBONO	80
5.3. ANÁLISE DE PROPRIEDADES MAGNÉTICAS	81
5.3.1. Coercividade e Remanência.....	82
5.3.2. Permeabilidade Relativa.....	86
5.3.3. Curvas de Histerese	92
5.3.4. Perdas Totais em relação à frequência	97
5.3.5. Perdas Totais em relação a polarização.....	103
5.3.6. Análise das componentes das perdas	108
5.3.7. Índice de envelhecimento	126
6. CONCLUSÃO	128
REFERÊNCIAS	130

1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA

A transição energética é tema de relevância mundial, e um esforço permanente para redução de emissões de carbono, e nessa corrente, o mercado de aços elétricos deverá mais que dobrar de tamanho em 10 anos. Os aços elétricos são aplicados em uma gama muito ampla de equipamentos que funcionam a partir de energia elétrica, tais como aparelhos domésticos, motores e transformadores elétricos. Embora sejam eficientes com uma média elevada, de 95 a 98%, as perdas de energia nos transformadores são estimadas em até 2% da energia total gerada, sendo que, esta perda nos transformadores representa aproximadamente um terço das perdas totais do sistema elétrico brasileiro. Estima-se que uma melhora em média de 1% no rendimento dos transformadores de distribuição seria suficiente para contribuir com uma economia de R\$ 57 milhões por ano, sendo esse valor equivalente a uma economia de consumo de energia de aproximadamente 227 GWh/ano no Brasil (OLIVEIRA JÚNIOR, 2014; SANGUEDO; OLIVEIRA; MEDEIROS, 2007, XIA, KANG e WANG, 2008; MATOS *et al.*, 2023; PETROBRAS, 2024; CIEAM, 2023).

Os aços elétricos passam por uma evolução que percorre mais de 70 anos de desenvolvimento. Nesta esteira vários aços foram lançados e o HGO, aço elétrico de grão orientado de alta permeabilidade, aplicado em transformadores, foram desenvolvidos para uma melhor eficiência energética alinhada aos anseios de uma comunidade global que resultam em menor consumo energético (APERAM, 2012, XIA, KANG e WANG, 2008).

Uma das limitações (a limitação é do material ou da quantidade de carbono presente na sua microestrutura no produto final) do uso desse material está relacionada às temperaturas alcançadas durante o funcionamento dos equipamentos que o utilizam. O aumento da temperatura nos transformadores em função do trabalho acarreta a precipitação de uma fração do carbono residual dos aços aplicados nos mesmos, que consecutivamente promoverá uma ancoragem das paredes dos domínios magnéticos reduzindo sua mobilidade, acarretando perda de eficiência energética considerável. O envelhecimento magnético resultado deste fenômeno de movimentação do carbono intersticial, acontece quando partículas, formadas por precipitação, ancoram as paredes de domínio magnético, e culminam em uma elevação da perda magnética. Este efeito é irreversível devido a impossibilidade de se eliminar estes precipitados no aço trabalhando em condições normais de aplicação

deste aço nos transformadores. A fração volumétrica do precipitado e sua distribuição no aço atrapalham o movimento das paredes de domínios, tendo correlação direta com a perda magnética por histerese (APERAM, 2012; OLIVEIRA JÚNIOR, 2014; ALMEIDA e LANDGRAF, 2019; MATOS *et al.*, 2023).

Assim, foi possível determinar quais condições de trabalho (tempo e temperatura) induziram maior formação de precipitados (envelhecimento magnético) e como estas condições impactaram o desempenho do aço.

2. OBJETIVOS

2.1. Objetivo Geral

Avaliar as perdas magnéticas, como permeabilidade, comportamento do ciclo de histerese e perdas magnéticas devido ao envelhecimento de dois aços elétricos HGO com diferentes teores de carbono, sendo esses aços aplicados em transformadores, visto que o envelhecimento magnético aumenta o consumo de energia e consequentemente custos operacionais dos equipamentos que utilizam esse tipo de aço.

2.2. Objetivos Específicos

- Analisar a influência dos precipitados sobre as perdas magnéticas, a permeabilidade, campo coercitivo e remanência de aços elétricos HGO aplicados em transformadores (trafos);
- Determinar o percentual do carbono residual de cada amostra de aço selecionada para o estudo;
- Investigar como as componentes das perdas magnéticas nas curvas de histerese são influenciadas pelo envelhecimento magnético em diversos cenários de polarização e frequência;
- Aplicar a separação de perdas magnéticas para melhor entender o comportamento dos aços estudados no envelhecimento magnético;
- Determinar sob quais parâmetros de tratamento térmico será produzida maior concentração de precipitados, que causam envelhecimento magnético;
- Monitorar a difusão atômica do carbono no aço HGO, através da formação de carboneto ϵ , produzindo novos pontos de ancoragem magnética;
- Identificar os precipitados formados por meio das técnicas de Microscopia Eletrônica de Alta Resolução e Microscopia Óptica.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nas seções 3.1 a 3.5 será tratado sobre a importância do setor siderúrgico para o Brasil, enfatizando os aços elétricos, suas propriedades, processo produtivo e qualidade interna dos aços de alta permeabilidade magnética. Na seção 3.6 será abordado o processo de tratamento térmico e suas particularidades, como a difusão atômica, a influência dos elementos de liga, às mudanças estruturais no aço no tratamento térmico e técnicas como o recozimento para garantir propriedades desejadas na aplicação final do aço, tudo isso com controle atmosférico rigoroso nos fornos. A seguir na seção 3.7 as propriedades magnéticas por meio das curvas de histerese e a microestrutura dos aços elétricos são discutidas, sendo esse tópico crucial para determinar o grau de qualidade dos aços elétricos de alto rendimento. Essa seção se finda com a revisão bibliográfica sobre o envelhecimento magnético e suas consequências, que são deletérias a permeabilidade magnética, e domínios magnéticos dos aços elétricos, na parte 3.8.

3.1. A Importância Histórica do Setor Siderúrgico no Brasil

A participação do Brasil no congresso de Geologia Internacional de Estocolmo em 1908, revelou ao mundo o potencial mineral Brasileiro, em especial as grandes reservas de minério de ferro de Minas Gerais, atraindo grandes investidores que vislumbraram o enorme potencial de desenvolvimento econômico brasileiro. De acordo com o Instituto Aço Brasil (2023), o setor siderúrgico é um indicador significativo de desenvolvimento econômico de um país. O desenvolvimento do parque siderúrgico brasileiro iniciou-se no século XX, e a partir de 1930 com a ampliação produtiva das siderúrgicas já instaladas bem como a instalação de novas plantas em todo território nacional reflete este fato. Em 31 de outubro de 1944, em face às dificuldades em importação, três empresários, Amyntas Jacques de Moraes, Percival Farquhar e Athos de Lemos Rache, fundaram a Acesita – Companhia Aços Especiais Itabira, atual Aperam South América (VARGAS e FONSECA, 2004).

Na década de 90, o setor público abre mão deste nicho produtivo permitindo a entrada de capital privado, que é conhecido por privatizações das siderúrgicas estatais. Este movimento trouxe uma atração de investimentos exteriores e que perdura até os dias atuais, colocando o parque siderúrgico brasileiro como o maior parque na América do Sul e, certamente o maior da América Latina, consolidando o

Brasil como o sexto maior exportador de aços e o nono em produtividade mundial (INSTITUTO AÇO BRASIL, 2023).

Um setor siderúrgico forte passa por domínio técnico das diversas etapas de processamento industrial, bem como atualizações tecnológicas visando elevar a competitividade das mesmas. Neste contexto, o Brasil se destaca como um produtor de qualidade, competindo de certa forma com paridade com seus concorrentes. O aço brasileiro é aplicado em diversos setores da economia, dentre estes, destacam-se os utensílios domésticos, transporte, construção civil, embalagens e recipientes, agricultura e energia. Para este último em especial, as torres de transmissão, cabos elétricos e transformadores, sendo esse último, representante de um segmento muito estratégico, e ponto de estudo na temática dos aços elétricos (INSTITUTO AÇO BRASIL, 2023; VARGAS e FONSECA, 2004).

3.2. Aços Elétricos

O consumo de energia elétrica segue em crescimento forte em todo mundo, visto a retomada gradativa da economia global pós pandemia de COVID-19. Nesse sentido, foi registrado um volume de consumo 4,1% superior comparado a 2021 (CÂMARA DE COMERCIALIZAÇÃO DE ENERGIA ELÉTRICA – CCEE, 2022).

Em função da oferta cada vez mais limitada de energia de qualidade e a necessidade do uso consciente em detrimento ao desperdício energético, há um estímulo ao desenvolvimento e ao aprimoramento de aços para fins elétricos, que são usados principalmente na fabricação de motores elétricos e de compressores. É imperioso destacar também a utilização destes aços em transformadores de força.

A produção e o mercado de aços para fins elétricos em território nacional estão distribuídos entre as empresas Aperam South American, Usiminas e CSN. Dentre essas, apenas a Aperam produz aços totalmente processados em suas linhas, sendo a única produtora integrada de aços especiais. No seu portfólio destacam-se a produção de aços elétricos de grão não orientados (GNO) e grão altamente orientado (HGO). Estes aços possuem elevada permeabilidade magnética e são ofertados aos grandes “*players*” mundiais para fabricação de equipamentos elétricos.

Os aços elétricos são materiais magneticamente moles devido ao seu ultra baixo teor de carbono, processo possível apenas de forma eficiente com tecnologia de refino a vácuo do aço líquido durante sua fase de elaboração na aciaria (AMORIM, 2012; APERAM, 2022; CAMPOS, 2009). Dentre os tipos de aços, o de alta permeabilidade magnética se destaca pelas suas baixas perdas magnéticas.

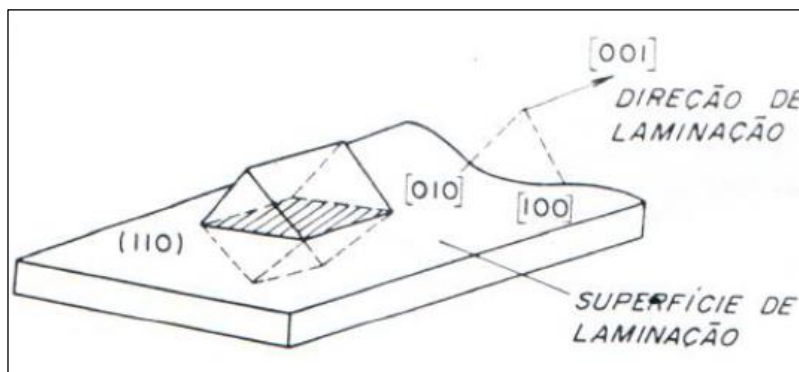
3.3. O Aço Silício de Grão Orientado de Alta Permeabilidade (HGO)

O aço HGO possui um alto teor de silício, em torno de 3%, dentre outros elementos estratégicos, como alumínio, nitrogênio, manganês e enxofre. Seu processamento é feito de forma rigorosa em todo o fluxo produtivo, a fim de assegurar excelentes propriedades magnéticas, como baixas perdas e elevada permeabilidade na direção de laminação. As perdas magnéticas, em geral, são diretamente influenciadas pelas características de orientações dos grãos, microestrutura, tamanho de grãos e inclusões (NADOUM, ROBINSON e BIROSCA, 2020).

O método de fabricação desenvolvido e patenteado pelo cientista americano Norman P. Goss (1902-1977) em 1934, garante a produção do aço silício com

orientação e estrutura cristalina característica, apresentando orientação típica, como planos $\{110\}$ paralelos à superfície da chapa laminada e direção $\langle 001 \rangle$, nestes planos paralelos a direção de laminação. O descrito é apresentado na Figura 1.

Figura 1 - Orientação da célula unitária do aço GO



Fonte: Andrade, Fernandes e Lana (1989).

No processo de produção desse material, a tecnologia de inibição ou precipitação dos constituintes de segunda fase restringem o crescimento de grão, induzindo a um crescimento seletivo de grãos orientados (ANDRADE, FERNANDES e LANA, 1989; NADOUM, ROBINSON e BIROSCA, 2020; GOSS, 1934).

3.4. O Processo Produtivo dos Aços HGO

A exigência cada vez maior de um mercado consumidor de aços de alta qualidade tem levado as siderúrgicas em todo mundo a desenvolverem novos processos, bem como a revisão e melhoria dos processos já existentes. Assim, o entendimento da origem e formação das inclusões e formação de precipitados é fundamental para o controle de qualidade dos aços HGO. Entender os mecanismos de formação dos precipitados e controlar os mesmos durante o uso do aço elétrico possibilita uma melhoria no processo produtivo desta classe de aços, bem como a influência na qualidade do aço elétrico em sua aplicação comercial. Todo este esforço tem culminado em produtos de alto valor agregado.

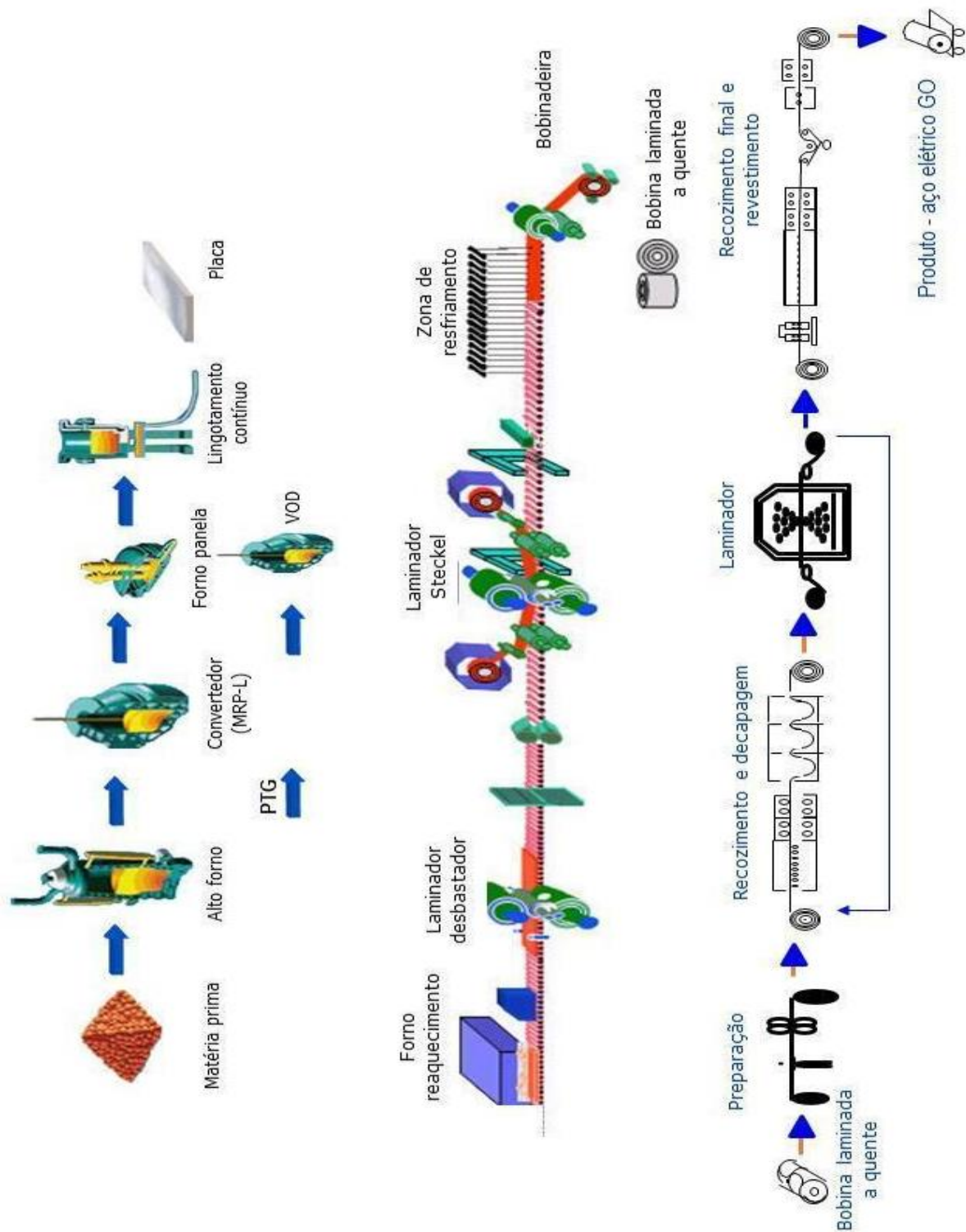
A grande mudança que se pode destacar na tecnologia de produção é a migração de produção do aço de grão orientado alta temperatura (GOAT), que utiliza o inibidor de sulfeto de manganês (MnS), para o grão orientado baixa temperatura (GOBT), que utiliza o nitreto de alumínio (AlN) como inibidor (DUTRA, 2018; XIA, KANG e WANG, 2008).

A produção inicia-se nos altos fornos, grandes reatores de contracorrente que fazem a redução do minério de ferro a partir do termo redutor (carvão vegetal) e fundentes, que possuem a função de absorver os óxidos não reduzíveis e captar a impureza do carvão vegetal. O produto deste processo é o ferro gusa, que deve atender aos requisitos técnicos ao processo subsequente. O ferro gusa é direcionado a aciaria através de carros torpedos que possuem capacidade de 180 toneladas cada (ANDRADE, FERNANDES e LANA, 1989; CAMPOS, 2009).

Na aciaria o ferro gusa passa por um processo de pré-tratamento de gusa (PTG). Nesta fase, elementos como silício, fósforo e enxofre são reduzidos a níveis padronizados. Esta redução se dá pela injeção de pós à base de cal + MgO, cal + Fluorita (SUSAKI, 2008; CAMPOS, 2009).

O ferro gusa, devidamente tratado e pesado em panelas de 90 toneladas de capacidade líquida, é vertido no convertedor *Metal Refining Process with Lance* (MRPL), responsável pela produção de aços carbono, siliciosos e inoxidáveis. Neste processo os teores de carbono, silício e manganês são oxidados pelo sopro de oxigênio através da lança deste equipamento, durante este período são adicionados cales, a saber (cal calcítica e cal dolomítica). Após 20 minutos de processamento, o aço é vazado com as adições de fundentes em panelas de refino secundário ou metalurgia de panela. Este aço com a composição química e temperatura ajustados é levado ao forno panela ou *Vacuum Oxygen Decarburization* (VOD) conforme características técnicas e padrões operacionais. Caso a corrida chegue em temperatura inadequada, a mesma retorna ao forno panela para aquecer o banho. Estando a temperatura dentro da faixa operacional, o aço é direcionado ao VOD para degaseificação e descarburização a níveis ultra baixos (ANDRADE, FERNANDES e LANA, 1989; CAMPOS, 2009). Este processo descrito pode ser observado na Figura 2.

Figura 2 - Fluxo Produtivo do aço GO



Fonte: Andrade, Fernandes e Lana (1989, adaptada) e Campos (2009, adaptada).

O Forno Panela é utilizado na fase final de produção dos aços, etapa responsável pelo ajuste controlado de temperatura e composição química na aciaria. Na etapa posterior, ocorre a transformação do aço líquido em placas no Lingotamento Contínuo (LC), pela redução da temperatura em molde oscilante, aspersão de água, e extração mecânica do veio solidificado. As placas de aço são direcionadas a laminação de tiras a quente (LTQ) onde sofrerão redução da seção transversal e aumento longitudinal, formando assim, a tira a quente. Nesse processo, a placa de aço é reaquecida a níveis de temperatura que permitam a dissolução dos inibidores de sulfeto de manganês em toda sua seção da placa (no caso do GOAT), através da difusão dos mesmos (ANDRADE, FERNANDES e LANA, 1989; CAMPOS, 2009).

Após laminada no desbastador *Roughner*, o esboço é laminado no *Steckel*, sendo o produto final (bobinas) resfriado e bobinado. Na laminação a frio, as bobinas são processadas em uma linha de preparação onde serão aparadas as bordas e pontas, bem como passam pelo processo de recozimento e decapagem, tornando as bobinas aptas a serem laminadas a frio nos laminadores *Sendizimir*. Após a deformação plástica, as tiras são direcionadas ao recozimento contínuo e descarbonetação, onde a atmosfera é úmida em hidrogênio e nitrogênio e com ponto de orvalho controlado. Na sequência, as bobinas são direcionadas a linha de recozimento em caixa, onde o ciclo térmico é longo para que haja crescimento seletivo dos grãos. A atmosfera desta linha também é controlada em hidrogênio e nitrogênio com ponto de orvalho específico. Uma vez recozidas, as bobinas passam pela linha de revestimento e aplainamento térmico, e uma leve decapagem é realizada em ácido clorídrico (HCl), para que seja feito o revestimento inorgânico denominado *Carlite*. Após o revestimento, medições de espessura e perdas magnéticas são realizadas. Atestada a qualidade, uma linha de tesouras longitudinais secciona as bobinas em diversas outras conforme a qualidade magnética, que serão destinadas aos clientes finais, (ANDRADE, FERNANDES e LANA, 1989; CAMPOS, 2009; HÜSKEN, MEIER-KORTWIG e SAKAI, 2015; SUSAKI, 2008; GLERIAN, 2015).

3.5. A importância da Limpidez dos Aços

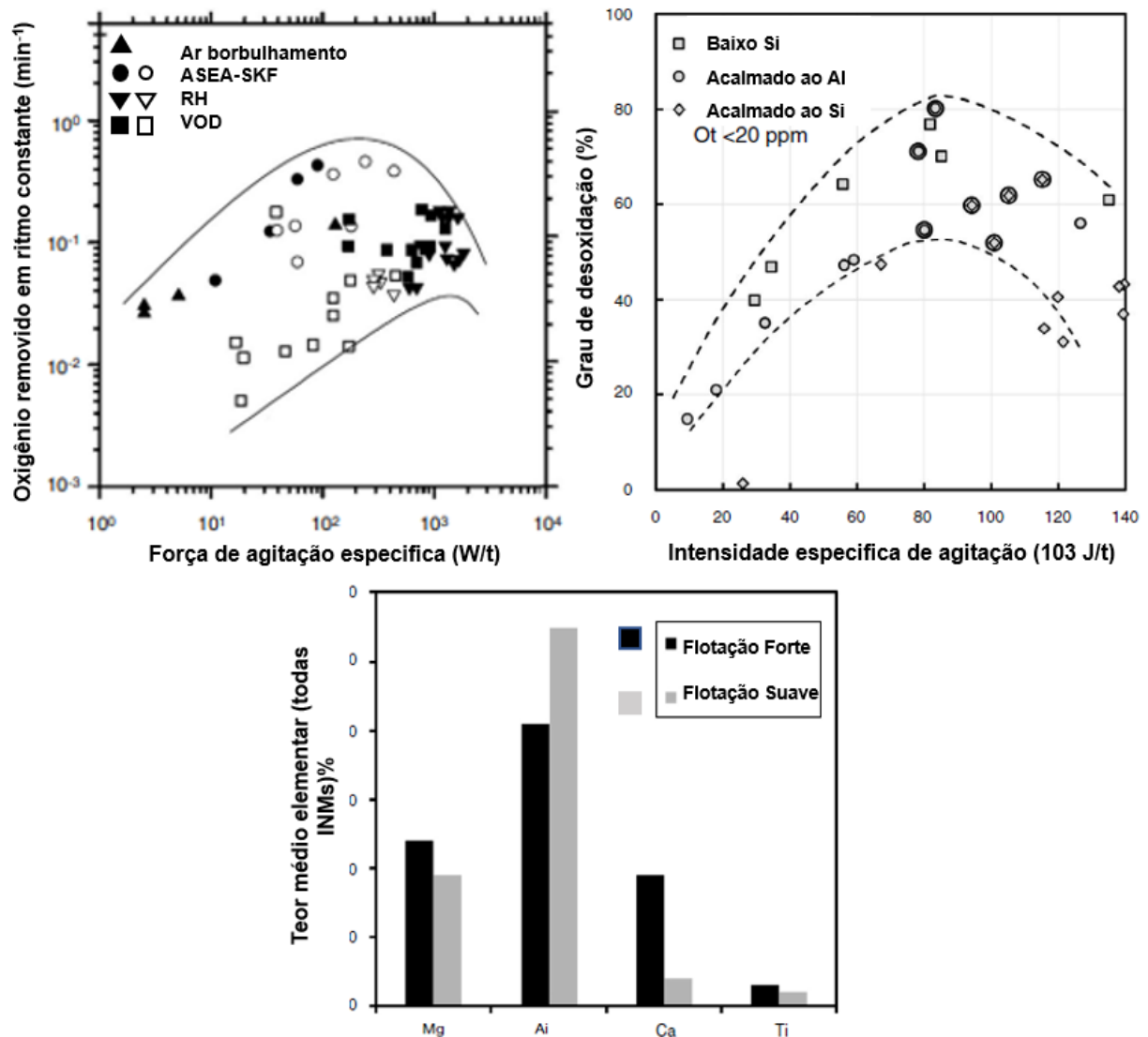
A busca pela eficiência dos aços com seções transversais cada vez mais reduzidas e com alto grau de resistência mecânica revolucionou o setor de refino primário e secundário, principalmente por se tratar de um mercado global com demandas específicas e necessidades cada vez mais tecnológicas.

A possibilidade de descarburar sob vácuo (VOD ou *Ruhrstahl-Heraeus* – RH), com um controle rigoroso do nitrogênio, carbono e mudança de morfologia das inclusões permitiram um nível de excelência na produção de aços. O controle da passagem de escória dos convertedores para panela e seus óxidos instáveis, ricos em (FeO + MnO), bem como a adição de elementos desoxidantes, a base de alumínio por exemplo, reduz a atividade do oxigênio no banho metálico. Isso contribui diretamente para qualidade interna do aço (MARTINS *et al.*, 2002; CAMPOS, 2009).

A injeção profunda de pós reativos a base de cálcio-silício na panela, tem melhorado a limpidez interna dos aços (SUSAKI, 2008). Esta injeção poderá ser feita por injetoras de arames recheados que permitem uma reação profunda na panela, sem expor o banho ao risco de absorção de N₂ (*pick up*) (BASAK, KUMAR DHAL e ROY, 2010).

A cinética destas reações é potencializada pela injeção de gases inertes nas panelas de aço, e se necessário, há a possibilidade também da utilização de agitadores eletromagnéticos que promovem a convecção do banho metálico sem exposição à atmosfera. Esta agitação promoverá a colisão, coalescência e flotação das inclusões formadas no seio do banho metálico (REED-HILL, 1982). A agitação forçada do banho desempenha papel importante na qualidade do aço. Como pode ser observado na Figura 3, ocorre uma redução proeminente no teor de O₂ durante o tratamento do banho metálico (COSTA e SILVA, 2018).

Figura 3 - A: Oxigênio removido em diferentes reatores de metalurgia secundária. – B: Efeito do trabalho de agitação com o grau de desoxidação. – C: Efeitos de agitação em panela e composição média de todas as inclusões observadas em amostras coletadas na panela, no molde e placa



Fonte: Costa e Silva (2018).

A literatura aponta, no caso do GNO, que amostras com faixas de inclusões com tamanho entre 2 μm a 4 μm , e com fração volumétrica mais alta, por exemplo 904 mm³ e 1333 mm³, apresentam perda histerética na faixa de 2,638 e 2,529 W/Kg a 60 Hz (CHAGAS *et al.*, 2005; HELBLING *et al.*, 2022; OLIVEIRA JÚNIOR, 2014).

Visto que as inclusões e precipitados formados influenciam negativamente as propriedades requeridas do aço, atuando como barreiras físicas, sejam elas magnéticas e/ou mecânicas, a agitação forçada do banho metálico acelera a retirada das mesmas (CARBONI, SCRIPNIC e BOLOTA, 2004; MARTINS *et al.*, 2005; RAMOS, 1986).

3.6. O Processo de Tratamento Térmico

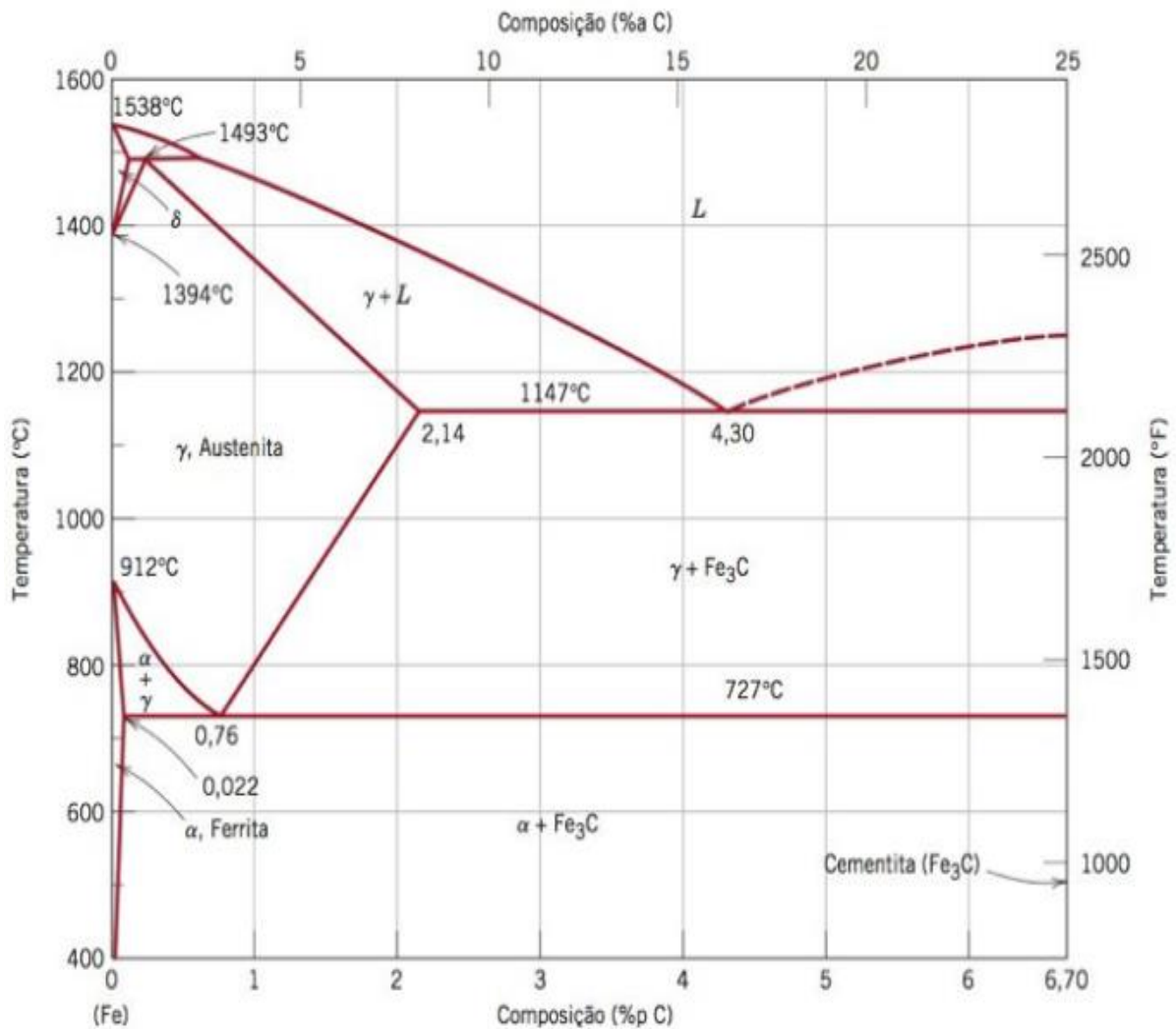
3.6.1. Diagrama ferro carbono

O envelhecimento magnético está atrelado a mudanças microestruturais do aço provocadas por ciclos térmicos indesejáveis, que resultam na formação de novos precipitados por movimentação difusional na matriz ferrítica. Marra, Landgraf e Buono (2008) relatam que um aço ultra baixo carbono com cerca de 30 ppm de carbono, contendo Al e Si, foi envelhecido em diferentes tempos a 210°C, tendo apresentado um aumento gradual das perdas em um tempo de 24 horas, e a componente histerética mudou durante o tratamento de envelhecimento forçado, destacando a precipitação de carbono e a formação de carbonetos no aço estudado.

Vista a necessidade de se conhecer o comportamento dos diversos tipos de aços, desenvolveu-se o estudo do diagrama de equilíbrio Fe-C. A alotropia do ferro atrelada a sua temperatura é bem definida na leitura deste diagrama, que se tornou um mapa, permitindo a determinação das fases presentes nos diversos aços produzidos em escala industrial. A partir desta informação, tornou-se possível classificar os constituintes e fases presentes. Através do diagrama, consegue-se explicar as características físico-químicas dos aços, tais como resistência mecânica e magnéticas (CHIAVERINI, 1996; VAN VLACK, 1970).

Na Figura 4 são apresentados os diversos pontos de transformação ou formação dos diversos constituintes nesta liga, através do diagrama Fe-C (MARTELO, 2017).

Figura 4 - Diagrama Fe-C



Fonte: Callister Junior (2002).

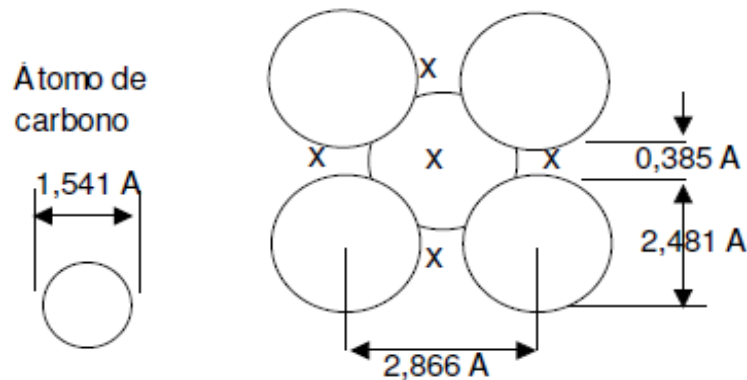
Observa-se quatro fases presentes neste diagrama, as soluções sólidas α – ferrita, γ – austenita, ferro δ e o composto intermetálico Fe_3C - cementita. Vale ressaltar que este diagrama é binário Fe-C, e os aços comerciais não são apenas ligas binárias, por terem em sua formação diversos elementos residuais relacionados a matéria prima e ao processo de fabricação (CHIAVERINI, 1996; MARTELO, 2017; REED-HILL, 1982).

3.6.2. Difusão Atômica

Defeitos pontuais que são imperfeições associadas às posições atômicas, podem influenciar principalmente as propriedades ópticas e elétricas dos materiais. Estes defeitos podem ser do tipo lacuna, quando falta um átomo na rede (nó); átomo intersticial, um outro átomo ocupa espaço entre os nós da rede; ou átomo substitucional, que ocupa um ponto (nó) da rede.

O Processo de difusão é influenciado por estes defeitos pontuais. Um exemplo típico para comparação seria o raio atômico dos átomos de ferro e carbono que são mostrados na Figura 5. O carbono possui raio de 0,077 nm (0,77 Å), e o ferro, de 124 nm (1,24 Å).

Figura 5 - Dimensões relativas dos átomos de carbono e dos sítios intersticiais



Fonte: Rossi ([s. d.] adaptada).

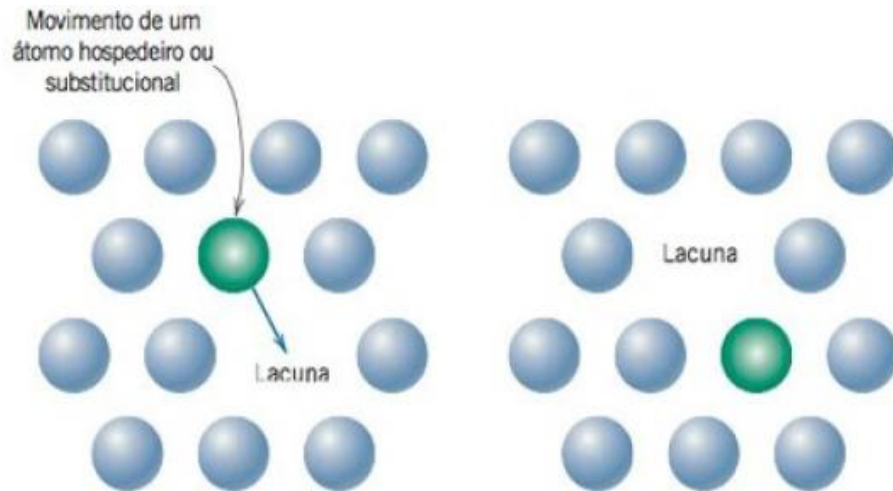
As ligas metálicas são produzidas adicionando intencionalmente elementos de liga, com diversas finalidades, com especial atenção dada neste trabalho para o aumento da condutividade elétrica. Os defeitos pontuais, anteriormente mencionados, promovem a difusão do soluto no solvente, no caso deste estudo, envelhecimento magnético acelerado pela difusão do carbono (soluto) na estrutura cristalina do ferro (solvente) se dá por difusão e formação de precipitados (CALLISTER, 2021; REED-HILL, 1982; VAN VLACK, 1970; ROSSI, [s. d.]).

A difusão nada mais é que o transporte de massa por movimentação atômica. Os mecanismos envolvidos neste processo podem ser divididos em gases e líquidos, havendo um movimento aleatório (randômico), e em sólidos, tais como nas amostras de aço HGO, ocorrendo a difusão por lacunas ou intersticial.

Na difusão por lacunas, os átomos trocam de posição com as lacunas, sendo aplicada a liga substitucional. A Figura 6 apresenta este processo. A taxa difusional

depende do tipo de liga ou impureza, número de lacunas e energia de ativação para troca (movimento) (CALLISTER, 2021; REED-HILL, 1982; VAN VLACK, 1970; ROSSI, [s. d.]).

Figura 6 - Difusão substitucional em uma estrutura cristalina



Fonte: Callister Junior (2002).

A difusão intersticial se dá pelo movimento dos átomos de raio pequeno que podem difundir entre outros átomos. A Figura 7 apresenta este processo. O mecanismo de difusão intersticial é mais rápido que a difusão por lacunas (CALLISTER, 2021; REED-HILL, 1982; VAN VLACK, 1970).

Figura 7 - Difusão intersticial em uma estrutura cristalina



Fonte: Callister Junior (2002).

A taxa de difusão ou fluxo difusional (J) é a expressão de quanto de massa (M) se movimentou por uma área (A), em um determinado tempo (t), sendo sua unidade de medida em $\text{Kg/m}^2.\text{s}$ ou $\text{átomos/m}^2.\text{s}$. Ela pode ser quantificada pela Equação 1,

associada na forma diferencial. (CALLISTER, 2021; REED-HILL, 1982; VAN VLACK, 1970).

$$J = \frac{M}{At} = \frac{1}{A} \cdot \frac{dM}{dt} \quad (1)$$

A difusão possui relação com a temperatura, sendo que, o coeficiente de difusão aumenta com o acréscimo de temperatura T, conforme fórmula apresentada na Equação 2 (CALLISTER, 2021; REED-HILL, 1982; VAN VLACK, 1970).

$$D = D_0 \cdot e^{\left(\frac{-Q_d}{R.T}\right)} \quad (2)$$

Onde D é o coeficiente de difusão (m²/s), D₀ representa a constante pré-exponencial (m²/s), Q_d identifica a energia de ativação (J/mol ou eV/átomo), R é a constante gases ideais (8,314 J/mol-K) e T, a temperatura absoluta (K).

A Tabela 1 apresenta valores do coeficiente de difusão para o ferro e o carbono.

Tabela 1 - Valores calculados do coeficiente de difusão na literatura

Espécie em Difusão	Metal Hospedeiro	D ₀ (m ² /s)	Energia de Ativação (Q _d)		Valores Calculados	
			KJ/mol	eV/átomo	T (°C)	D (m ² /s)
Fe	α-Fe (CCC)	2,8 x 10 ⁻⁴	251	2,60	500	3,0 x 10 ⁻²¹
					900	1,8 x 10 ⁻¹⁵
Fe	γ-Fe (CFC)	5,0 x 10 ⁻⁵	284	2,94	900	1,1 x 10 ⁻¹⁷
					1100	7,8 x 10 ⁻¹⁶
C	α-Fe	6,2 x 10 ⁻⁷	80	0,83	500	2,4x 10 ⁻¹²
					900	1,7 x 10 ⁻¹⁰
C	γ-Fe	2,3 x 10 ⁻⁵	148	1,53	900	5,9 x 10 ⁻¹²
					1100	5,3 x 10 ⁻¹¹

Fonte: Callister (2002).

3.6.3. Elementos de Liga nos Aços

Os elementos de liga adicionados com devidas proporções modificam as propriedades dos aços através das mudanças que introduzem na sua estrutura “cristalina” da seguinte forma:

- em solução sólida com o ferro, podendo ser substitucional ou intersticial;
- dissolvendo na cementita, formando uma estrutura metaestável;
- formando um composto intermetálico com o ferro a devidas proporções;
- formando óxidos ou outras inclusões não metálicas.

Um fato importante a se destacar é que um elemento não será localizado em um único constituinte, e sim irá distribuir-se em várias combinações, que levam em conta a concentração deste (s) elemento (s). A Tabela 2 descreve essas tendências em casos importantes para metalurgia e para o estudo em questão (CHIAVERINI, 1996; CHIAVERINI, 2003; REED-HILL, 1982; VAN VLACK, 1970).

Tabela 2 - Tendências gerais de distribuição dos elementos no aço

Elemento	Em solução sólida na ferrita	Combinado em carbonetos	Em inclusões não metálicas	Em compostos intermetálicos
Ni	Ni	-	-	Ni ₃ Si
Ni	Ni	-	-	Ni ₃ Al
Si	Si	-	SiO ₂	-
Al	Al	-	Al ₂ O ₃	Al _x N _y
Zr	Zr	-	ZrO ₂	Zr _x N _y
Mn	Mn	Mn	MnS, MnO	-
Cr	Cr	Cr	Cr _x O ₄	-
W	W	W	-	-
Mo	Mo	Mo	-	-
V	V	V	V _x O ₄	V _x N _y
Ti	Ti	Ti	Ti _x O ₄	TiN ₄ C _z , Ti _x N _y
Nb	Nb	Nb	-	-
P	P	-	-	-
S	S(?)	-	(Mn,Fe) _s ZrS	-

Fonte: Rossi ([s. d.] adaptada).

As soluções sólidas em função do átomo de soluto podem ser localizadas intersticialmente ou substitucionalmente. Este fenômeno está relacionado ao tamanho restrito dos sítios disponíveis, para que o soluto possa se alojar ou dissolver na estrutura em função de seu raio atômico (REED-HILL, 1982; ROSSI, [s. d.]).

É possível observar a solubilidade de alguns elementos na tabela abaixo, em especial o carbono e o nitrogênio na forma alotrópica do ferro. Estes elementos são mostrados na Tabela 3, onde observa-se uma solubilidade maior dos elementos citados acima nas formas alotrópicas α cúbica de corpo centrado, e γ cúbica de face centrada (CHIAVERINI, 1996; COSTA e SILVA, 2018; MEI, 2010; REED-HILL, 1982; ROSSI, [s. d.]).

Tabela 3 - Solutos intersticiais no ferro

Elemento	Raio atômico (Å)	Solução máxima no Fe- α		Solução máxima no Fe- γ	
		at. %	á T (°C)	at. %	á T (°C)
H	0.46	$1-2 \times 10^{-3}$	905	5×10^{-3}	1400
O	0.60	$0.7-2 \times 10^{-3}$	906	?	?
N	0.71	0.40	590	10.3	650
C	0.77	0.09	723	8.7	1130
B	0.97	0.02	915	?	?

Fonte: Rossi ([s. d.] adaptada).

3.6.4. Mudanças estruturais

Um metal ou liga metálica é formado por uma infinidade de pequenos pontos, denominados cristais, que por sua vez são unidos por contornos de grão, que são regiões de alta energia, desordenadas, que se considera como um defeito na estrutura cristalina. Se este metal for deformado plasticamente, outro defeito será produzido, denominado deslocamentos. O resultado deste processo é o encruamento da estrutura que impede o escorregamento dos átomos. Este mecanismo é muito importante para o controle de propriedades específicas desejadas, tais como tamanho de grão e dureza. Para tal objetivo, a amostra precisa ser recozida para que haja a recuperação e recristalização dos grãos, essa última dando origem a uma nova estrutura. Todo este processo é termicamente ativado, obedecendo a Lei de Arrhenius, conforme a equação de velocidade de reação, exibida na Equação 3 (REED-HILL, 1982; ROSSI, [s. d.]).

$$V = A \exp \left(-\frac{Q}{RT} \right) \quad (3)$$

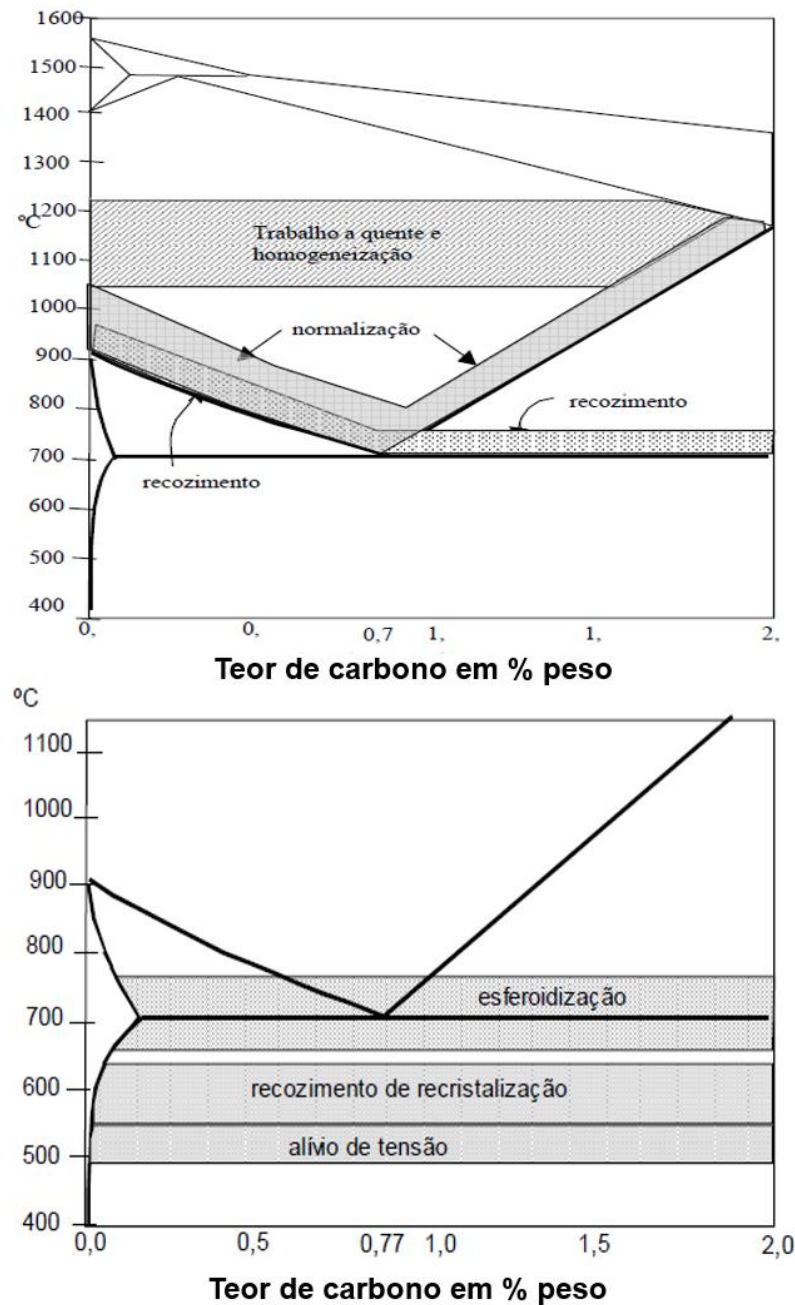
Onde V é a velocidade da reação; A é o fator pré-exponencial; Q é a energia de ativação; R a constante dos gases; T é a temperatura absoluta, em K.

3.6.5. Tratamento térmico em Aços

Os tratamentos térmicos em aços carbono visam transformar suas propriedades mecânicas e físicas, através de mudanças na estrutura cristalina. Essas transformações citadas, em sua maioria, dependem da velocidade de processo, sendo termicamente ativadas (COSTA e SILVA, 2018; MEI, 2010; PAULO, FANGELO, 2007; CHIAVERINI, 2003; ROSSI, [s. d.]).

Dos inúmeros tratamentos existentes, se destacam o recozimento pleno, a normalização e a esferoidização. Estes tratamentos térmicos são apresentados em diagramas Fe-C, na Figura 8 (A e B) (CHIAVERINI, 1996; CHIAVERINI, 2003; ROSSI, [s. d.]).

Figura 8 - A: Diagrama Fe-C com as faixas de temperatura para recozimento pleno, normalização, trabalho a quente e homogeneização indicadas; – B: porção do diagrama Fe-C, mostrando faixas de temperaturas para os processos de esferoidização, recozimento de recristalização e alívio de tensões

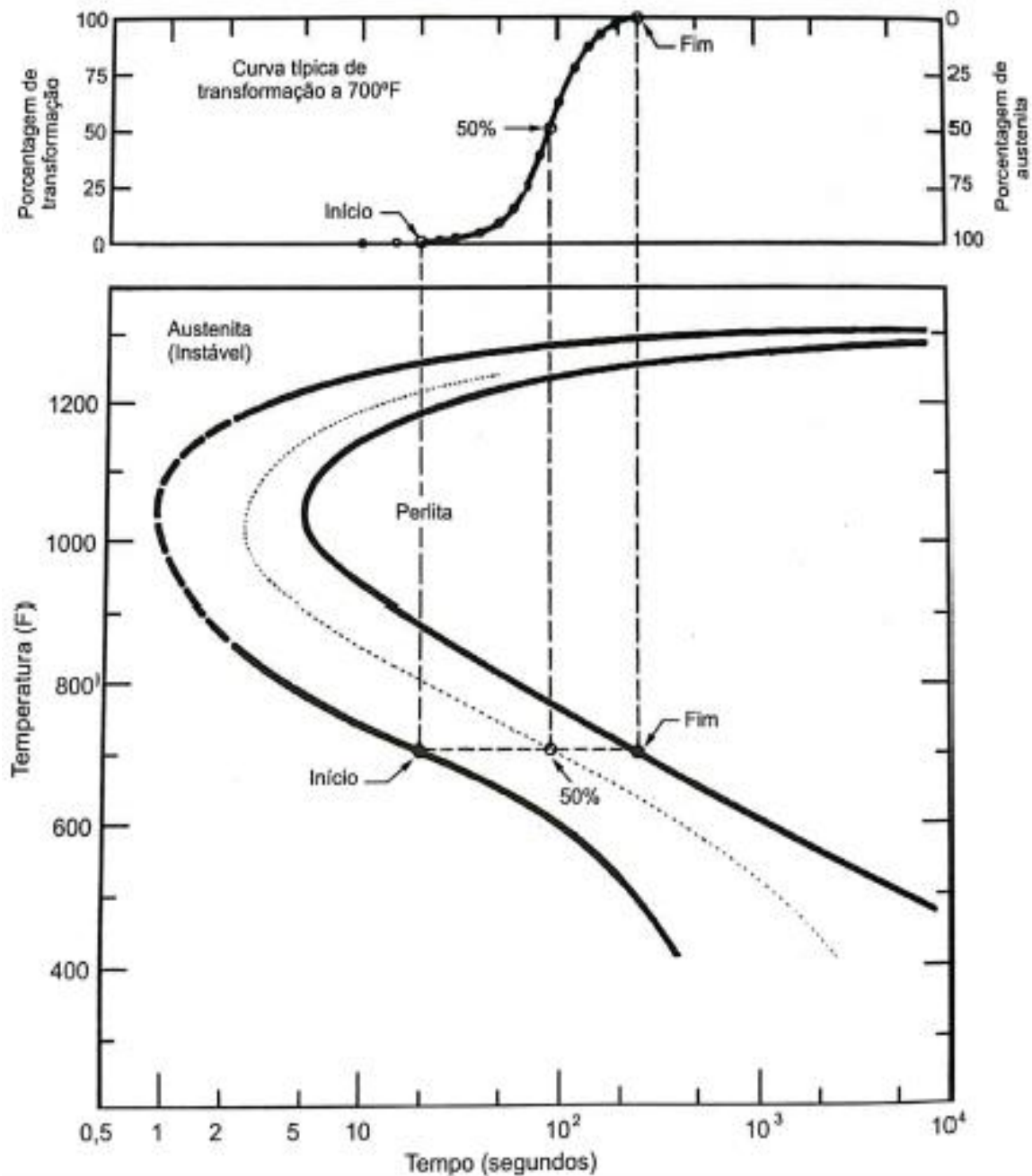


Fonte: Rossi ([s. d.]adaptada).

Os diagramas TTT – Temperatura, Tempo e Transformação da austenita podem ser classificados como diagramas de fases, porém fase sólida, desenvolvido pela decomposição de isotermas partindo da fase austenítica. Estes serão de grande contribuição para descrever o comportamento na formação dos precipitados nos ensaios propostos para simular o envelhecimento magnético de aços elétricos. Os pontos geométricos, mostrados na Figura 9, contém o início e fim da decomposição

da austenita (transformação de fase) do ponto de vista cinético (CHIAVERINI, 1996; CHIAVERINI, 2003; RIOS e PADILHA, 2007; ROSSI, [s. d.]).

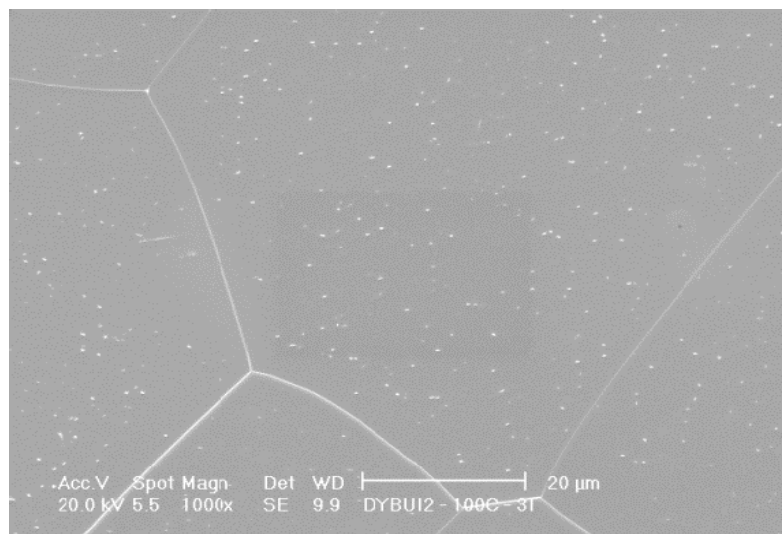
Figura 9 - Construção de um diagrama TTT



Fonte: Rios e Padilha (2007).

Oliveira Junior (2014) utilizou a microscopia eletrônica de varredura para caracterizações metalográficas dos precipitados formados após tratamento térmico de envelhecimento. A Figura 10 exhibe as diferentes imagens da MEV do material formado em diferentes voltagens. O MEV permitiu observar a distribuição dos precipitados formados e os grãos e seus contornos bem definidos.

Figura 10 - Micrografia após ensaio de envelhecimento, via MEV, de Oliveira Júnior (2014).



Fonte: Oliveira Junior (2014).

3.6.6. Recozimento

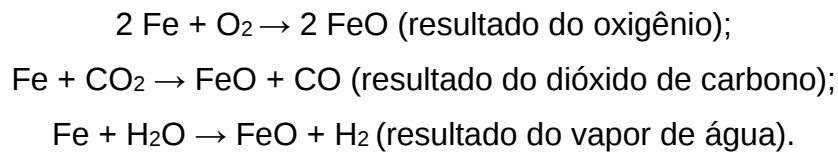
De um modo geral, o tratamento térmico de recozimento visa alcançar um resultado aplicável ao material tratado, como remover tensões residuais promovidas por processos de conformação mecânica (a frio ou a quente), reduzir dureza (com objetivo de permitir outros processamentos do aço), e que dependem da resistência mecânica e ou da ductilidade. Marra, Landgraf e Buono (2008) destacam também que, para os aços elétricos desenvolverem propriedade desejáveis, pode ser empregado o tratamento térmico de descarbonetação que visa reduzir o teor de carbono, desenvolvendo um crescimento de grão e que promove uma textura cristalográfica adequada a aplicação do mesmo. Com relação às mudanças das características elétricas e magnéticas, se faz necessário adequar o tamanho de grão às propriedades requeridas, sendo esse, alguns dos objetivos do recozimento (CHIAVERINI, 1996; CHIAVERINI, 2003; ROSSI, [s. d.]; GOSS, 1934).

Os aços laminados a frio após deformados nos laminadores precisam ser submetidos a sequência de recuperação da estrutura cristalina, visando eliminar a maioria das imperfeições presentes, garantido novas configurações. Além disso, deve ser recristalizada a estrutura onde novos grãos são nucleados a partir dos grãos deformados, sendo que, essa recristalização é iniciada nos contornos de grão, região de alta energia e instabilidade, a partir da qual novos grãos surgirão. Destaca-se ainda, que o recozimento proporciona crescimento de grão, com permanência do material a um longo período acima do ponto de recristalização, onde os grãos de maior

tamanho consomem os grãos de menor contorno, devido a energia interfacial das mesmas (REED-HILL, 1982; ROSSI, [s. d.]; GOSS, 1934).

3.6.7. Atmosfera de fornos

O controle atmosférico dos fornos visa garantir a máxima integridade da amostra, evitando a oxidação superficial (carepa), e a descarbonetação indesejada da amostra para o objetivo proposto na investigação (CHIAVERINI, 1996; CHIAVERINI, 2003). Assim, os óxidos podem ser classificados através de suas reações abaixo:



3.7. Propriedades magnéticas e a Microestrutura

3.7.1. Ferromagnetismo e Processos de Magnetização

O magnetismo é uma propriedade associada aos fenômenos de atração e repulsão nos diversos materiais. Essa força magnética tem origem no movimento de partículas eletricamente carregadas. De maneira geral, o vetor indução magnética (B) pode ser compreendido como sendo a resposta do meio à presença de um campo magnético H , que é representado por linhas imaginárias, que não se cruzam e forma ciclos fechados entre os polos. No caso de materiais magnéticos, essas linhas se orientam do polo sul para o polo norte (CALLISTER, 2021; VAN VLACK, 1970; CHIAVERINI, 1996; BOHN *et al.*, 2004).

O campo magnético para uma bobina (solenóide) pode ser expresso pela Equação 4. A unidade de medida de intensidade magnética aplicada no SI é o A/m.

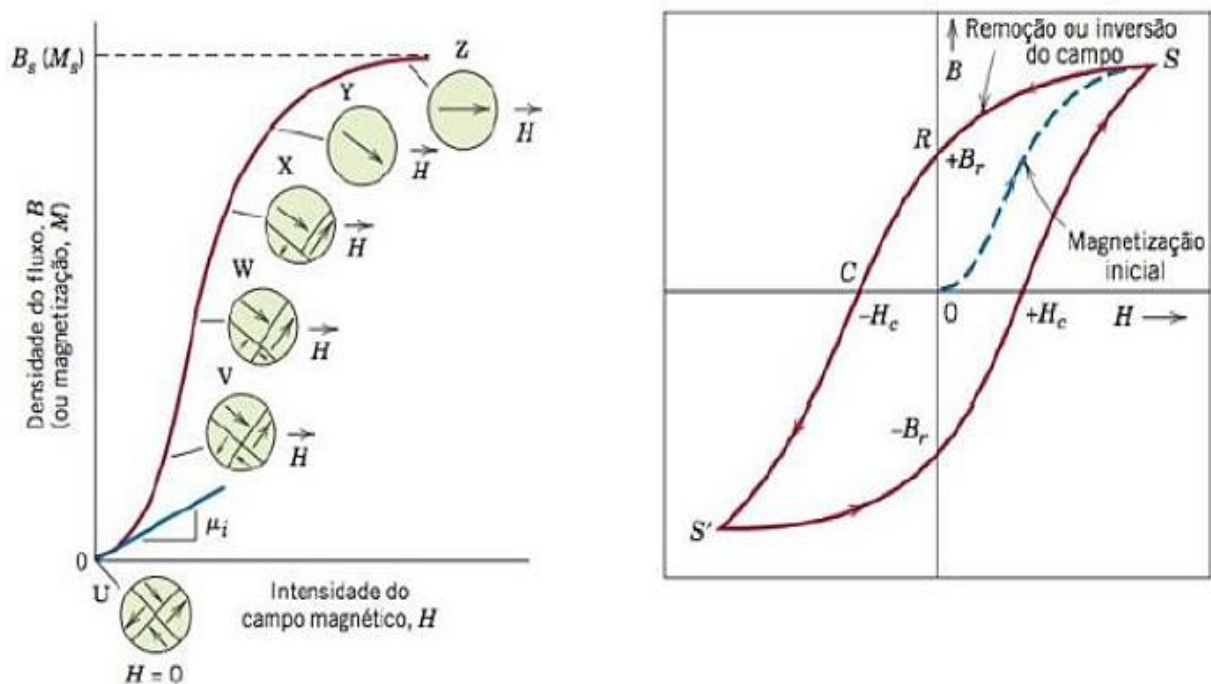
$$H = \frac{NI}{l} \quad (4)$$

Onde H é o campo externo aplicado, N é o número de espiras, L é o comprimento do solenoide e I é a corrente que flui no solenoide.

O ferromagnetismo é uma propriedade de certos materiais que apresentam elétrons, principalmente das últimas camadas, desemparelhados. Uma característica fundamental dos materiais ferromagnéticos é a capacidade de reter magnetização mesmo após a remoção do campo externo. Isso ocorre devido à configuração

eletrônica dos átomos, que dá origem aos momentos magnéticos de spin. Esses momentos fazem com que os átomos vizinhos se alinhem, mantendo um certo grau de magnetização mesmo na ausência do campo magnético aplicado. A densidade desse magnetismo é conhecida como indução magnética (B), a qual está diretamente relacionada à composição química do material, sua estrutura cristalina, as fases presentes e sua geometria. Quando um campo externo é aplicado, os momentos magnéticos nos sítios atômicos tendem a se alinhar progressivamente com o aumento do campo magnético. Mesmo após a remoção desse campo, uma magnetização residual pode ser observada. A Figura 11 ilustra a configuração dos domínios magnéticos e a densidade do fluxo magnético em um material ferromagnético.

Figura 11 - Comportamento de B em função de H para um material ferromagnético. Na direita temos um ciclo de histerese completo, e na esquerda a evolução da estrutura dos domínios magnéticos com o aumento do campo H



Fonte: Callister (2012 adaptada).

Os materiais magnéticos possuem uma permeabilidade magnética elevadíssima se comparados a outros materiais, como por exemplo os paramagnéticos. Esta capacidade pode ser traduzida como a intensificação deste campo magnético, que pode chegar a 2000 vezes (CALLISTER, 2021; CHIAVERINI, 1996; PADILHA, 2000; LANDGRAF, 2002).

3.7.2. Coercividade e Remanência

A curva de histerese pode informar sobre parâmetros interessantes como a coercividade, que é o valor de H na qual a indução magnética se anula. Assim, para cada frequência pode ser observado uma coercividade (H_c) (DE MATOS et al., 2023).

Um ponto a ser observado é que mecanismos de endurecimento aumentam a coercividade. No caso dos precipitados formados no tratamento térmico de envelhecimento, estes dificultam a movimentação de paredes de domínio magnético. A coercividade alta é um problema na qualidade dos aços elétricos, visto que é afetada pelo tamanho de grão, pelas inclusões e precipitados formados. Inclusões são inerentes ao processo de fabricação, porém os precipitados podem ser ou não formados ao longo do tempo pelo movimento do carbono e nitrogênio em solução sólida intersticial, sendo complexo quantificar esta relação. De forma indireta, pode-se analisar o tempo de envelhecimento (DE CAMPOS, 2000). A textura Goss (110) [001] paralelas à seção longitudinal de laminação diminuem estas perdas coercivas.

A remanência (J_r), que também pode ser extraída da curva de histerese, é tipicamente caracterizada como o valor de indução magnética remanescente, quando o campo externo aplicado é zero (DE MATOS, 2023). O crescimento da remanência (J_r), é apresentado na curva de histerese pelo retorno da curva a ser formada fora da origem, ou simplesmente em outro caminho indicando que há dissipação de energia, mesmo em regiões em que a rotação dos domínios magnéticos é total (LANDGRAF, 2002). Assim, há uma dependência muito forte da remanência com a microestrutura (DE CAMPOS, 2000). Além destes fatos citados, a textura cristalográfica de Goss {110} <001> onde a magnetização é facilitada está correlacionada a indução magnética remanescente (FONSECA e ALCÂNTARA, 2005).

3.7.3. Permeabilidade e Perdas Magnéticas

A permeabilidade magnética (μ) é um dos principais parâmetros de classificação dos aços elétricos, seguido das perdas magnéticas, e pode ser entendida como a capacidade de magnetização do material por um campo magnético externo aplicado (H). Esta indução magnética (B) ou intensidade magnética aplicada, multiplica exponencialmente este campo em milhares de vezes. O que torna os aços elétricos capazes de atender os requisitos para construção de motores, geradores, transformadores, é ampliar este campo externo, atingindo propriedades magnéticas de excelente qualidade e economicidade de energia. Esse processo é afetado pelas

características físicas e químicas do aço elétrico (LANDGRAF, 2002; DE MATOS *et al.*, 2023; DE MATOS, 2023).

A alta permeabilidade dos aços HGO está relacionada a capacidade de intensificar em milhares de vezes um campo magnético, estando essa característica atrelada a melhorias na textura cristalográfica (LANDGRAF, 2002; DE MATOS, 2023), com predominância desta propriedade na direção de laminação e paralela a superfície da chapa ou bobina laminada (COSTA, 2023). Essa característica pode ser alcançada pelo uso de inibidores AlN por meio da nitretação gasosa e após a descarbonetação (XIA, KANG e WANG, 2008). Assim, as perdas magnéticas e a permeabilidade são anisotrópicas e são fortemente afetadas pela orientação cristalográfica, deste modo a microestrutura influencia fortemente a permeabilidade dos aços elétricos de grão orientado (NADOUM, ROBINSON e BIROSCA, 2020; MARTELO, 2017).

A permeabilidade relativa dos aços (μ_r) pode se expressa matematicamente pela relação entre a permeabilidade do material (μ_m) e a permeabilidade magnética do vácuo (μ_0), de acordo com a Equação 5.

$$\mu_r = \frac{\mu_m}{\mu_0} \quad (5)$$

Já a permeabilidade do material (μ_m), pode ser calculada pela Equação 6.

$$\mu_m = \frac{\Delta B}{\Delta H} = \frac{B_{max} - 0}{H_{max} - 0} \quad (6)$$

Onde $\mu_0 = 4\pi \times 10^{-7}$ H/m e B_{max} e H_{max} são a máxima indução e o máximo campo magnético, respectivamente.

Encontrar a relação de melhor ganho magnético em aços elétricos é caso de discussões acadêmicas calorosas, e a permeabilidade magnética parte desta importante discussão visto que influencia diretamente os fabricantes de equipamentos de alto desempenho a saber transformadores e motores. A literatura aponta que grandes tamanhos de grão promovem bons resultados de permeabilidade, podendo ser alcançadas baixas perdas por histerese (LANDGRAF, 2002; DE MATOS, 2023).

A permeabilidade magnética é influenciada pela textura cristalográfica. Nos aços de alta permeabilidade (Hi-B), o aprimoramento da orientação Goss $\{110\} \langle 001 \rangle$ resulta em menores perdas por histerese devido a facilitação da rotação da magnetização de domínios (AMORIM, 2012). Além da textura, o tamanho de grão

desempenha um papel crucial, especialmente em chapas com espessuras finas sujeitas a maiores deformações plásticas, as quais elevam o grau de encruamento do material. A intensa deformação plástica implica no refinamento do grão (grãos menores), somado a isso, características como a fração volumétrica, a distribuição e o tamanho médio das inclusões, provenientes do processamento do aço, influenciam o comportamento do material e são diretamente ligados ao processo de fabricação dos aços elétricos. A permeabilidade magnética é muito influenciada, ou seja, sensível à movimentação de paredes e domínios magnéticos. O efeito *pinning*, que afeta a coercividade (H_c) deve também ter influência direta na permeabilidade, visto que a formação de precipitados no aço por envelhecimento magnético atua como ancoragem dos domínios magnéticos, daí o fato de controle rígido do carbono em solução sólida intersticial (CAMPOS, 2000). O controle de tamanho de grão maior, inevitavelmente produz menos barreiras de contornos de grãos e maior mobilidade dos domínios magnéticos, culminando em uma maior permeabilidade (CAMPOS, 2000; DE MATOS, 2023).

A permeabilidade magnética é diretamente afetada pelas perdas magnéticas, de forma que, quanto maior o valor das perdas, menor será a eficiência eletromagnética, reduzindo a permeabilidade do material (LANDGRAF, 2002; DE MATOS *et al.*, 2023; DE MATOS, 2023).

As perdas magnéticas totais podem ser descritas como fenômenos que reduzem o desempenho eletromagnético do aço durante sua aplicação. A perda total, P_t , segundo Bertotti (1988), pode ser dividida em três parcelas, que possuem diferentes mecanismos físicos. A primeira dessas, perda por correntes parasitas, P_p , é gerada durante os ciclos de magnetização, através da oscilação do campo magnético com o tempo, promovendo um desvio de energia indesejado. A espessura do material está intimamente ligada a essas perdas, de forma que, quanto maior seu valor maior também será o valor de P_p (BOHN *et al.*, 2004). A segunda perda, histerética (P_h), é proporcional à área interna da curva de histerese, quando medida no regime DC, que é dependente, dentre outros fatores, do tamanho de grão. A perda por histerese está associada à ancoragem (*pinning*) das paredes de domínio em imperfeições da rede cristalina, como inclusões e precipitados. Já as perdas dinâmicas manifestam-se pelo atraso no alinhamento dos domínios magnéticos frente à oscilação do campo H ; nesse caso, quanto maior a frequência de oscilação, maior será a dificuldade dos domínios em acompanhar as alternâncias do campo, elevando

a perda total. Por último, as perdas anômalas, P_a , podem ser influenciadas pela formação de precipitados, uma vez que estão ligadas a movimentação das paredes dos domínios magnéticos no processo de magnetização. Quanto maior a dificuldade de movimentação dessas paredes magnéticas, seja por estar imobilizada por precipitados, fronteiras de tamanho de grão ou ainda por altas oscilações de frequência do campo magnético, maior será o valor de P_a (LANDGRAF, 2002).

A compreensão pormenorizada das perdas magnéticas passa pela separação de perdas magnéticas totais. Sua expressão pode ser descrita, de acordo com Bertotti (1988), pela Equação 7.

$$P_t = P_h + P_p + P_a \quad (7)$$

A histerese magnética, bem com a circulação de correntes parasitas, é dividida em estudo com aços elétricos de baixo carbono contendo silício e alumínio. Marra, Landgraf e Buono (2008) conseguiram evidenciar que partículas de segunda fase na forma de carbonetos, que são oriundos da movimentação do carbono para formação destes precipitados, afetam diretamente as perdas por histerese que são associadas a dissipação de energia magnética nos núcleos de transformadores e motores, proveniente da ancoragem dos domínios magnéticos efeito “*pining*”. Não obstante, as perdas parasitas e as anômalas nada foram influenciadas por estes precipitados. A perda por histerese, P_h , pode ser calculada pela Equação 8 (CAMPOS, 2016; GLERIAN, 2015; DE MATOS *et al.*, 2023), onde f é a frequência (Hz), H campo magnético e B indução magnética:

$$P_h = f \oint H dB \quad (8)$$

As perdas relacionadas às correntes parasitas ou correntes de Foucault estão ligadas a aplicação de um campo alternado, que ao incidir no material induz correntes elétricas em sua superfície. Desta forma, a redução da espessura do material pode mitigar este efeito (LANDGRAF, 2002). Porém, com ressalvas por também contribuir com as perdas por histerese, visto que os aços HGO possuem grãos maiores que levam a domínios magnéticos grandes (XIA, KANG e WANG, 2008). A perda por correntes parasitas, P_p , pode ser calculada pela Equação 9, (OLIVEIRA JUNIOR, 2014; LANDGRAF, 2002; LANDGRAF, 2007; GLERIAN, 2015; DE MATOS *et al.*,

2023), onde B é a indução máxima em (T), e espessura da lâmina em (m), f a frequência em (Hz), ρ a resistividade elétrica, em ($\Omega \cdot m$) e d , densidade, em (Kg/m^3).

$$P_p = \frac{(\pi * B * f * e)^2}{6 * d * \rho} \quad (9)$$

Em outro estudo, Almeida e Landgraf (2019) apontam que as perdas anômalas são as menos afetadas pelo envelhecimento magnético, sendo recomendada a redução do carbono para teores abaixo de 20 ppm, evitando assim um impacto nas perdas por histerese e anômalas. As perdas anômalas, P_a , podem ser calculadas pela diferença entre a perda total e a somatória das perdas por histerese e parasitas conforme Equação 10 (PERASSA, ALMEIDA e LANDGRAF, 2013; LANDGRAF, 2007; DE MATOS *et al.*, 2023).

$$P_a = P_t - (P_h + P_p) \quad (10)$$

O carbono ao se movimentar por difusão atômica, formando precipitados, impedirá o movimento das paredes de domínio durante a magnetização, requerendo mais energia para se vencer estas barreiras, traduzindo-se em uma densidade de domínios magnéticos mais robustos. A energia da parede de domínios depende do volume de precipitados e da desmagnetização associada ao campo magnético. Do mesmo modo a morfologia das partículas de segunda fase (precipitados formados) afetam este campo, o que chamamos de fator de desmagnetização (ALMEIDA e LANDGRAF, 2019; VAN VLACK, 1970; GLERIAN, 2015).

3.7.4. Efeito das inclusões

As inclusões são o produto da supersaturação de um elemento contido na liga metálica que foi estimulado pela energia cinética associada a temperatura, precipitando-se nas mais diversas fases e combinações presentes no aço. As inclusões podem ser classificadas em endógenas, formadas no seio do banho metálico por meio dos elementos de liga e combinações das mesmas ou com impurezas indesejáveis; e exógenas, formadas por material erodido das paredes refratárias ou escórias dos fornos de refino do aço (COSTA e SILVA, 2018).

As inclusões podem conferir ao aço características fundamentais à sua aplicação, e nem por isso não precisam ser controladas e estudadas. Visto que há um

paradoxo nesta afirmação, as inclusões também são deletérias, contribuindo para o aumento das perdas magnéticas (COSTA e SILVA, 2018).

Um fato importante a ser destacado é a sua rejeição durante o avanço da frente de solidificação, que a segrega, em sua maioria, para o centro da placa. É o caso do inibidor de crescimento de grão sulfeto de manganês (MnS), na produção do aço GOAT (Grão Orientado a Alta Temperatura), que necessitam de altas temperaturas para difusão dos precipitados em toda seção da placa, garantindo assim sua função da orientação seletiva e crescimento de grão (DUTRA, 2018; REED-HILL, 1982).

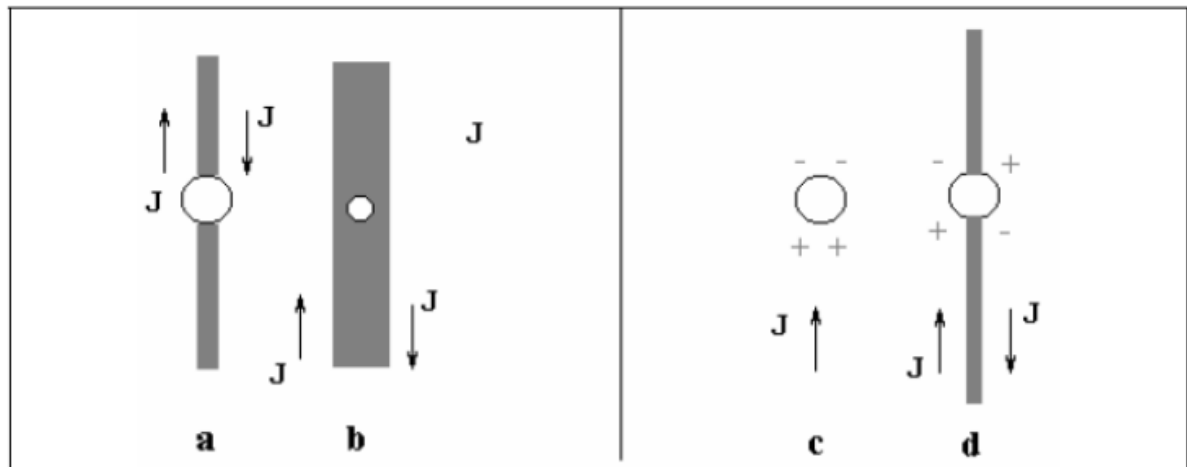
Ainda nesta linha de raciocínio, Almeida e Landgraf (2019) apontaram que o diâmetro das partículas afeta a qualidade magnética do aço elétrico, partículas de menor diâmetro, requerem espessura da parede de domínios menores e consecutivamente menor energia de desmagnetização, por outro lado partículas com diâmetro iguais a parede de domínio a interação é máxima, com efeito deletério, devido a uma maior energia magnetostática, superando a força da parede. Quando as partículas são ainda maiores que as paredes de domínio, podemos observar que a energia magnetostática se mantém, não decaindo totalmente. Não obstante, a energia que é contida na parede do domínio é menor em função da morfologia da partícula.

Na produção de aços GOBT (Grão Orientado a Baixa Temperatura), que utilizam o inibidor nitreto de alumínio (AlN), o controle se restringe ao teor de alumínio no banho metálico, com o nitrogênio adicionado por nitretação gasosa (tratamento termoquímico), que submete a chapa a uma atmosfera rica em nitrogênio, em sua maioria amônia, a uma temperatura determinada por longos períodos de tempo que variam na ordem de 48 a 72 horas no recozimento em linha (ANDRADE, FERNANDES e LANA, 1989; CHIAVERINI, 1996; DUTRA, 2018).

As inclusões, por serem fases não magnéticas presentes nos aços, servem por vazios contidos nos mesmos. Este efeito de ancoragem dificulta o movimento das paredes dos domínios magnéticos, resultando certamente em queda de rendimento e um maior consumo energético. A superação desta ancoragem só será possível aumentando o campo aplicado (CHAGAS *et al.*, 2005; BOHN *et al.*, 2004).

A Figura 12 apresenta o efeito do tamanho das inclusões no ancoramento das paredes de domínio, sendo percebido que as inclusões prejudicam a mobilidade.

Figura 12 - As figuras (a) e (b) mostram que a energia total da parede é reduzida. Em (c) e (d) é mostrado a reconfiguração dos polos magnéticos quando a parede ancora numa inclusão. A energia Magnetostática é menor na situação (d) do que em (c)

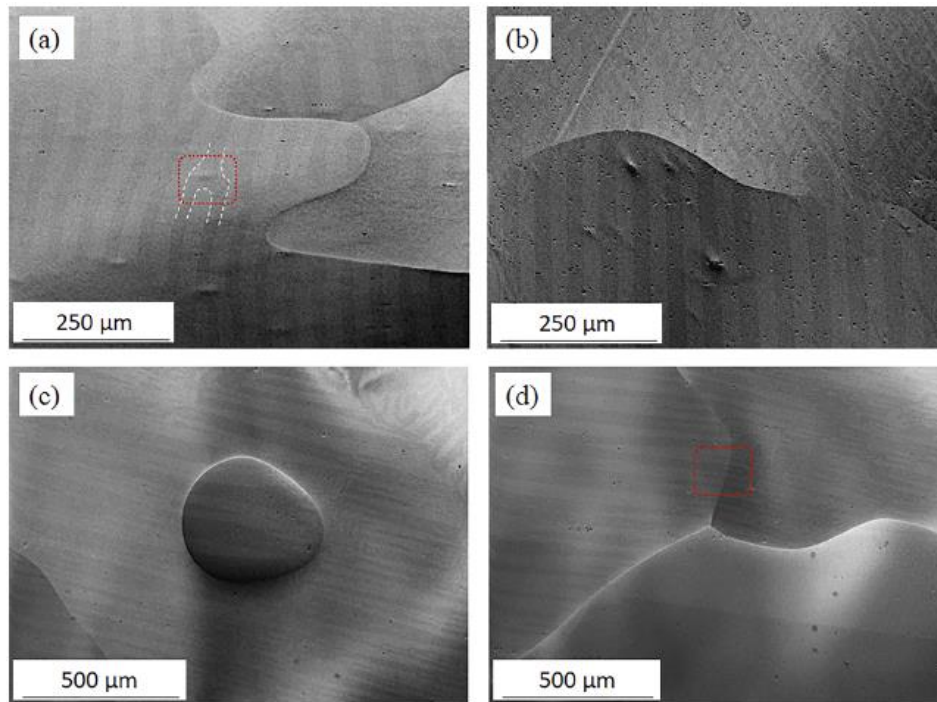


Fonte: Chagas et al. (2005).

Outra forma muito visual de se observar as características dos domínios magnéticos na estrutura dos grãos é na sua particularidade, tal como; tamanho, forma, ângulo e precipitado, destacando-se a imagem de domínio “FSD” utilizado por Nadoum, Robinson e Biroasca (2020), que estudaram a correlação do padrão de domínios magnéticos com a orientação cristalográfica em aços GO.

Na Figura 13 é mostrada como imagem FSD (*Forecastter Detector*), gerando imagens que trazem informações relevantes como a interferência de precipitados derivando o domínio, tracejado da Figura 13 (a) e (b), indica a desarmonia ou fragmentação do domínio magnético no contorno de grão de baixo ângulo. A Figura 13 (c) mostra a transferência de domínio entre tamanho e orientação típica a um grão ilhado em seu interior. Finalmente, na Figura 13 (d) fica evidenciado o desnível entre grãos em forma de lajes, deixando claro que os domínios podem ser transferidos neste contexto sem prejuízo significativo para o domínio magnético (NADOUM, ROBINSON e BIROSCA, 2020).

Figura 13 - Imagem de domínio magnético usando FSD, (a) Transferência de domínio magnético através de um contorno de grão de baixo ângulo serrilhado e precipitados, (b) Efeitos de moagem de feixe de íons na fragmentação do domínio dependendo da orientação do grão, (c) Transferência de domínio magnético através de um pequeno grão de ilha, (d) configuração de domínios Lancet nos grãos superiores e configuração de domínio magnético de laje grande no grão inferior



Fonte: Nadoum, Robinson e Biroasca (2020).

3.7.5. Tamanho de grão e Textura Cristalográfica

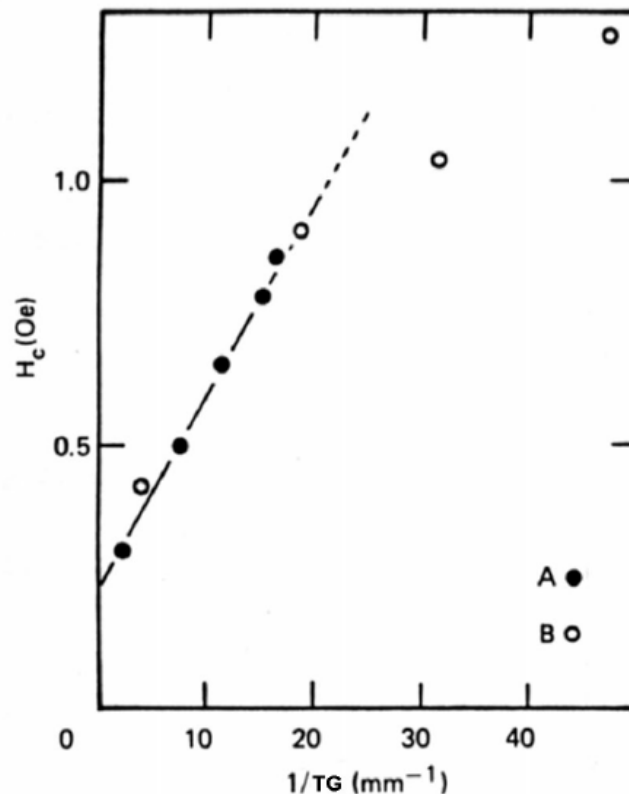
O grão pode ser entendido como um cristal individual que possui orientação cristalográfica diferente de seus vizinhos. Este material policristalino apresenta também tamanhos de grão variados em função da natureza e do trabalho que foi submetido durante o processamento, sendo que, a forma desses grãos pode ser observada por técnicas de microscopia (PADILHA, 2005). O agrupamento de diversos grãos ou cristais compõem uma fase metálica, não sendo orientados na mesma direção, apesar de apresentarem o mesmo reticulado cristalino. Devido a isso, quando se encontram, criam uma superfície sem orientação definida com o contorno de grão, região de alta energia devido à concorrência entre estes contornos (REED-HILL, 1982; VAN VLACK, 1970).

A textura cristalográfica produzida nos aços elétricos é intencional e peculiar aos aços GO e são desenvolvidas a partir da conformação mecânica e recozimento, apresentando orientação preferencial durante o processamento. Esta deformação plástica pode ocorrer por deslizamento de planos cristalinos conforme sua estrutura CCC ou CFC, e defeitos que contribuem para este movimento atômico, o recozimento

que estes aços são submetidos a temperaturas muito altas ao ponto de produzirem recuperação, recristalização (que produz uma nova formatação de textura) e também crescimento de grão (recristalização secundária, sendo a principal tecnologia para produzir aços GO). A condição ideal para o crescimento seletivo do grão na orientação desejada é o tamanho de grão primário menor, que pode ser alcançado pelos precipitados formados AlN ou MnS, fixando os limites dos grãos, concentrando suas propriedades magnéticas em uma única direção que coincide com a direção de laminação, chamada textura Goss $\{110\} \langle 001 \rangle$. O alcance da textura de Goss é um aprimoramento importantíssimo na busca de melhores propriedades magnéticas, garantindo uma qualidade atrelada ao inibidor com melhora da textura, redução de espessura da chapa laminada e refino dos domínios magnéticos, com um salto de 1,82 T para 1,92 T de indução e campo magnético de 800 A/m, além da redução da perda por histerese em 0,19 W/Kg a 1,7 T a 50 H (XIA, KANG e WANG, 2008). Aços GNO, com propriedades magnéticas em qualquer direção de laminação, são considerados materiais isotrópicos, ou seja, não há uma direção preferencial de crescimento de grão, enquanto que, os aços ao silício GO, aplicados em transformadores, possuem esse tipo de orientação (MARTELO, 2017; PADILHA, 2005).

A forma e a distribuição do tamanho de grão influenciam as propriedades magnéticas, em especial as perdas (LEUNING, STEENTJES e HAMEYER, 2020). O campo coercivo (H_c) terá seus valores reduzidos com o tamanho de grão crescendo, conforme Figura 14, e com isso haverá menos barreiras (contornos de grão) para potencializar o efeito “*pinning*” típico em contornos de grão (CAMPOS, 2020).

Figura 14 - Variação do campo coercivo (H_c) com o inverso do tamanho de grão ($1/TG$). Fe de alta pureza. TG entre 0,02 mm e 0,42 mm



Legenda: A (tratado a T 500-800°C t < 10h)
B (tratado a T 440-550°C t < 60h)

Fonte: Degauque *et al.* (1982 *apud* CAMPOS, 2000).

3.7.6. Efeito da deformação plástica

Aços siliciosos que foram deformados plasticamente terão seu desempenho afetado, devido a produção de discordâncias que atuam como pontos de ancoragem estrutural, afetando a permeabilidade magnética e dificultando o movimento das paredes dos domínios magnéticos. Dentre os graus de qualidade dos aços elétricos GNO, se destacam: os aços CGO-MnS laminados a frio em dois estágios, com recozimento de recristalização intermediário e redução de 50%; e os aços HI-B-AIN, laminados a frio em estágio único com redução 87% (CHAGAS *et al.*, 2005; MARIA, 2005; MARTELO, 2017; XIA, KANG e WANG, 2008).

3.7.7. Controle dos componentes das perdas magnéticas

Os aços elétricos são classificados em função de sua qualidade magnética em função de suas perdas. As perdas magnéticas totais não podem ser consideradas como um valor absoluto nas medidas de perdas magnéticas nos aços elétricos. Para

resolver tal situação lançamos mão da separação de perdas magnéticas para entendermos melhor as parcelas de cada perda calculada. As perdas magnéticas totais são divididas em três parcelas distintas de perdas com suas características intrínsecas a serem descritas pelos métodos de separação de perdas (LANDGRAF, 2002; PERASSA, ALMEIDA e LANDGRAF, 2013; DE CAMPOS, EMURA e LANDGRAF, 2006).

Estas parcelas são assim descritas como perdas por histerese, perdas por correntes parasitas e perdas em excesso ou anômalas. As perdas por histerese podem ser atenuadas com a limpidez interna do aço, controle rígido de tamanho de grão e controle de direções cristalográficas (CAMPOS, 2016; CHAGAS *et al.*, 2005).

A limpidez interna dos aços é obtida por meio da redução das inclusões endógenas, formadas ainda com o aço líquido, e das exógenas, oriundas da erosão de materiais refratários ou do arraste de escórias do processo de refino e solidificação. Essa limpeza é realizada pela injeção de gases inertes pelo fundo da panela, plugs porosos ou agitação eletromagnética que promovem a flotação destas sujeiras para o escoria que sobrenada no banho metálico (CHAGAS *et al.*, 2005; AMORIM, 2012; SILVA, 2018; CARBONI, SCRIPNIC e BOLOTA, 2004; MARTINS *et al.*, 2002).

O controle do tamanho do grão se dá pelo processo termomecânico, laminação a frio da bobina já preparada nas linhas de processo e recozimento em caixa (BOX). O crescimento seletivo de grão se dá pela função estratégica do sulfeto de Manganês inibidor de crescimento de grão para o GO que precisa estar finamente disperso em toda seção transversal do laminado, que é possível apenas com a temperaturas elevadas de conformação mecânica na LTQ, por volta de 1400°C, estas finas partículas devidamente dispersas, inibem a crescimento dos grãos de forma aleatória os direcionando em uma preferência de crescimento. O efeito *pinning* faz com que haja uma direção preferencial de crescimento da textura Goss {110} <001>; além de eliminar discordâncias que também são deletérias aos aços elétricos (XIA, KANG e WANG, 2008; ANDRADE, FERNANDES e LANA, 1989; FONSECA e ALCÂNTARA, 2005).

O aço HGO utiliza o processo de inibição já no forno box com atmosfera do forno com ponto de orvalho controlado, injeção de amônia que se dissocia e há a difusão do nitrogênio da chapa da bobina considerada fina, combinado com o alumínio, trabalhando para direcionar de forma preferencial o crescimento de grão na textura Goss {110} <001> (XIA, KANG e WANG, 2008).

A adição de valores de silício na casa de até 3,5% garante uma resistividade muito boa para o aço GO e HGO, reduzindo consideravelmente as perdas parasitas dos aços elétricos, que são em função da corrente que circula no aço. Para isso o controle da espessura das bobinas processadas contribui para diminuir as perdas parasitas, visto que menor espessura menor corrente elétrica circulando, porém quando há uma taxa de redução maior para obtenção de espessuras menores, há uma piora da textura, piora no tamanho de grão que atinge a espessura da chapa (LANDGRAF, 2002; AMORIM, 2012).

As perdas por histerese são sensíveis às partículas de segunda fase formadas pela precipitação do carbono em solução sólida intersticial que por difusão forma os precipitados, partículas finas na ordem de 0,1 a 1,5 μm , dispersas no grão (MARRA, LANDGRAF e BUONO, 2008; OLIVEIRA JUNIOR et al., 2017; MARRA e BUONO, 2006; CHAGAS et al., 2005).

As perdas em excesso ou anômalas têm sido associadas a formação de precipitados, visto que não há mudança no tamanho de grão do aço estudado, e que maior o grão consecutivamente maior a distância entre as paredes de domínio magnético, abrindo espaço para inferirmos que há formação de precipitados no grão do aço estudo. Landgraf aponta que na maioria das vezes as perdas em excesso possuem relação constante com as perdas parasitas, porém Bertotti as relaciona as perdas por histerese. Tamanho de grão, espessura da chapa; há uma variação da perda em excesso. Tamanho de grão pequeno menor perda em excesso, maior tamanho de grão maior perdas em excesso (LANDGRAF, 2002).

3.8. O tratamento térmico de envelhecimento

O envelhecimento magnético está diretamente ligado à temperatura, que permite a precipitação da cementita, oriunda da ferrita super saturada, que resultará na nucleação e crescimento do precipitado. A precipitação não se inicia nas etapas iniciais do aquecimento, sendo necessário um tempo finito t_0 , que pode ser traduzido como um tempo de incubação (REED-HILL, 1982).

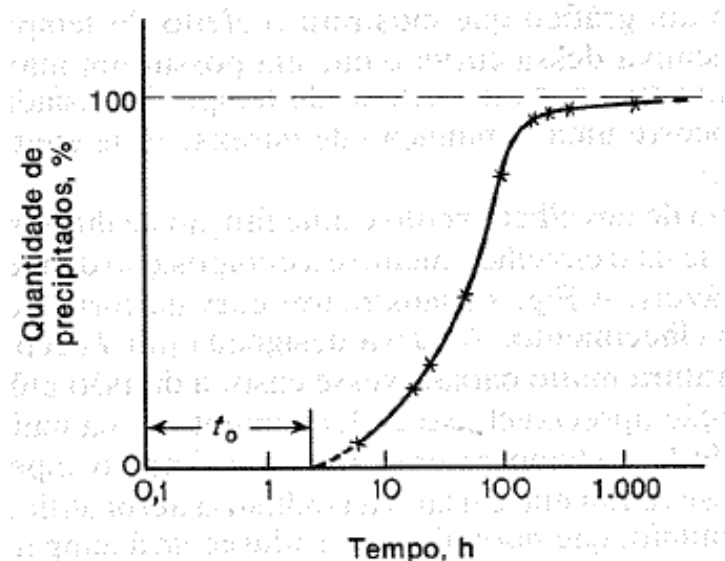
Neste contexto citado o perfil da curva de histerese magnética está diretamente ligado à fração volumétrica do precipitado segundo a teoria de Néel, em 1º ordem. Ao se relacionar a cinética da formação do precipitado à fração volumétrica dos mesmos, é possível explicar o envelhecimento magnético em condições isotérmicas representando diretamente a perda magnética. Os carbonetos formados, que também

são chamados de partículas de segunda fase, contribuem significativamente na perda histerética, quando situados entre um diâmetro de 0,1 a 1,0 μm . (HELBLING *et al.*, 2022; LIMA *et al.*, 2018; RIOS e PADILHA, 2007; MARRA, LANDGRAF e BUONO, 2008; OLIVEIRA JUNIOR *et al.*, 2017).

Para que o envelhecimento magnético seja intensificado, se faz necessário tratar as amostras termicamente repetidas vezes, a fim de que o efeito do envelhecimento magnético seja potencializado no estudo proposto (AMORIM, 2012), e conforme a Norma IEC 60076-12:2018 (IEC, 2008). Diversos estudos apontam que o envelhecimento magnético é dependente da temperatura, que pode ser diferenciado em perdas das propriedades magnéticas a que chamamos de efeito, e a nucleação e formação de precipitados que chamamos de causa das perdas magnéticas por ancoragem de domínios (HELBLING *et al.*, 2022; MERZ, 1970).

O envelhecimento é um fenômeno irreversível de precipitados na microestrutura. No produto acabado a temperatura de trabalho, se não controlada, poderá desencadear o processo de envelhecimento magnético, levando o equipamento a ineficiência energética. A fração volumétrica, assim como a distribuição dos precipitados, está relacionada às perdas de ferro. É possível observar na Figura 15 a evolução dos precipitados com o tempo e a temperatura. (HELBLING *et al.*, 2022; RIOS e PADILHA, 2007).

Figura 15 - Quantidade de precipitados em função do tempo. Liga ferro – carbono (0,018% C) e precipitação a 76°C a partir de uma solução supersaturada



Fonte: Reed-Hill (1982).

Os aços elétricos quando utilizados por grandes períodos de tempo aplicados em transformadores e motores, e submetidos a diversos ciclos de magnetização, podem apresentar um aumento das perdas magnéticas devido a formação de precipitados que impedem o livre movimento do campo magnético. Através da avaliação da microestrutura, os precipitados formados podem ser observados, sendo quantificados em termos de envelhecimento magnético percentual – IE(%), podendo ser expresso pela Equação 11 (ALMEIDA e LANDGRAF, 2019; MARRA, LANDGRAF e BUONO, 2008; CHIAVERINI, 2003; CAMPOS, 2000).

$$IE (\%) = \frac{(Ptd.e - Pta.e)}{Pta.e} * 100 \quad (11)$$

Onde *Ptd.e* é a perda total do aço envelhecido; *Pta.e* é perda total do aço antes do envelhecimento.

Amorim (2012) realizou estudos característicos de envelhecimento de aços GO seguindo as temperaturas de envelhecimento entre 100 e 300°C, utilizando amostras de espessuras entre 0,5 e 1 mm, mantendo um tempo de tratamento de 10 minutos entre as condições.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Nesta seção são apontadas as metodologias empregadas nas análises dos aços elétricos em estudo, bem como as técnicas adotadas, procedimentos parametrizados nos equipamentos, normas utilizadas e características intrínsecas dos materiais investigados, a fim de aprofundar e expor de forma objetiva as propriedades medidas.

4.1. Materiais

Amostras de aço de grão orientado da família GO Core, do tipo HGO H110-27, de alta permeabilidade, foram fornecidas pela Aperam South América para esse estudo, sendo assegurada rastreabilidade, origem, composição química e equipamentos de processo.

Foram realizados estudos em seis conjuntos de amostras de um aço HGO H110-27 com diferentes teores de carbono, nas dimensões de 305 mm de comprimento, 30 mm de largura e 0,27 mm de espessura, apresentando densidade de 7,65 g/cm³ (APERAM, 2022). A composição química típica das amostras recebidas é exibida na Tabela 4.

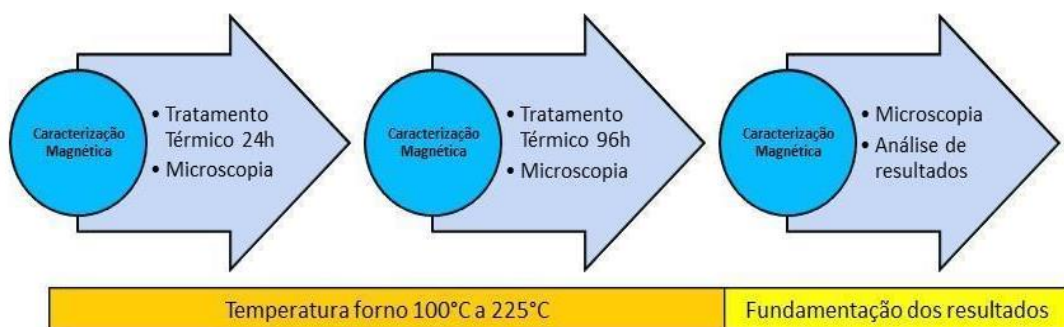
Tabela 4 - Composição química dos aços utilizados no trabalho

Elementos	Ferro	Silício	Outros elementos
Teor	96%	3%	1%

4.2. Métodos

As técnicas de caracterização empregadas, bem como a sequência dos ensaios são ilustradas na Figura 16.

Figura 16 - Esquema da metodologia técnica adotada



Fonte: autor.

4.2.1. Ensaios Magnéticos

As amostras tiveram suas propriedades magnéticas medidas na direção de laminação e foram submetidas a recozimento para alívio de tensões, obedecendo a norma IEC 60404-2. As medidas magnéticas foram realizadas antes e depois do tratamento térmico, para determinar as propriedades magnéticas das amostras recebidas. Essa medição foi realizada através de um histeresímetro *Brockhaus Messtechnik*, modelo MPG 100, que fornece informações referentes às perdas totais, permeabilidade magnética, campo coercivo, remanência, entre outras informações relevantes. Foi utilizado o equipamento disponível no laboratório de ensaio de materiais do CEFET-MG Campus Timóteo. A Figura 17 mostra uma imagem do equipamento utilizado.

Figura 17 - Histeresímetro *Brockhaus Messtechnik* modelo MPG 100



Fonte: autor.

Os ensaios foram conduzidos seguindo a Norma NBR 5161 (ABNT, 1977). Para a análise das lâminas, foram informadas as frequências e campos magnéticos aplicados desejados, obtendo valores de induções magnéticas. As informações referentes a esses parâmetros estão disponíveis na Tabela 5.

Tabela 5 - Parâmetros de teste para medição com o histeresímetro

Frequências (Hz)	Induções (T)
10, 12, 14, 15, 16,	0,1; 0,2; 0,3; 0,4; 0,5; 0,6; 0,7; 0,8; 0,9;
18, 20, 50, 60	1; 1,1; 1,2; 1,3; 1,4; 1,5

Fonte: autor.

As amostras foram devidamente identificadas e pesadas individualmente na balança de precisão, para determinação da massa das mesmas. O processo é ilustrado na Figura 18.

Figura 18 - Balança de precisão utilizada na determinação da massa de cada amostra



Fonte: autor.

A Tabela 6 exibe as informações de dimensão e massa das lâminas referentes ao aço utilizado nos testes.

Tabela 6 - Informações inseridas no *Brockhaus* para medir perdas

Aço	Massa das amostras (g)	Densidade (g/cm³)	Comprimento (mm)	Largura (mm)	Espessura (mm)
Conjunto 622	18,48	7,65	305	30	0,27
HGO-A	18,45				
(3 lâminas)	18,44				
Conjunto 256	18,34				
HGO-B	18,36				
(3 lâminas)	18,33				

Fonte: autor.

Para realização da análise, as lâminas foram inseridas individualmente dentro do quadro “*single sheet tester*”, para gerar as curvas de histerese, conforme demonstrado na Figura 19.

Figura 19 - Quadro SST “*single sheet tester*” para medida de perdas em lâminas individuais

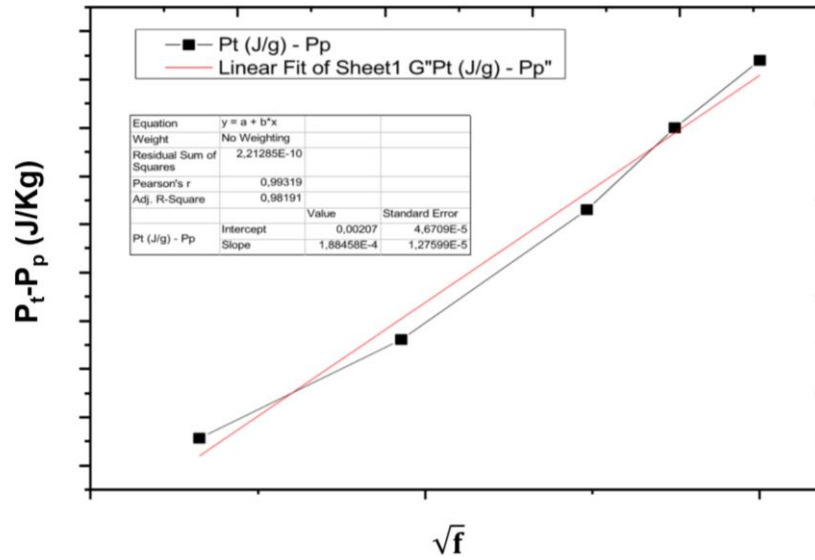


Fonte: autor.

Como resultado, o *software* do equipamento fornece planilhas referentes aos resultados de propriedades magnéticas. Foram testadas as amostras antes e após tratamento térmico de envelhecimento.

A fim de se conhecer e estudar as componentes das perdas magnéticas, foram encontrados na literatura alguns métodos de separação das componentes. Dentre esses, se destacam o uso de *software* e equações da literatura, estabelecendo limites de interpolação para equações físicas já conhecidas, ou ainda, por meio de extrapolação matemática para determinação das perdas de forma mais direta, considerando regimes de baixas frequências para determinar a perda histerética (BERTOTTI, 1988; DE MATOS *et al.*, 2023; COSTA, 2023; ALMEIDA e LANDGRAF, 2019; MARRA, LANDGRAF e BUONO, 2008; NUNES *et al.*, 2021; DE CAMPOS, 2016). Essa extrapolação matemática foi realizada a partir de um gráfico de perda total menos perda parasita em função dos valores de raiz da frequência, conforme exemplificado na Figura 20.

Figura 20 - Gráfico de extrapolação para uma das condições analisadas para a separação de perdas



Fonte: autor.

Para isolar a perda por histerese, foi realizada uma análise de regressão linear considerando frequências de até 16 Hz. A escolha dessa faixa de frequência se deve à predominância das perdas histeréticas em baixas frequências, onde os efeitos de correntes parasitas e anômalas são menos significativos. A partir dessa análise, foi possível determinar o coeficiente que representa a perda histerética para o material em estudo, já que, podemos expressar a perda por histerese em função do seu coeficiente (C_h) e da frequência (f), como na Equação 12.

$$P_h = C_h \cdot f \quad (12)$$

Outrossim, as perdas por correntes parasitas (P_p) foram calculadas utilizando a fórmula clássica, que leva em consideração a condutividade elétrica do material, a frequência do campo magnético aplicado e a espessura do material (DE MATOS *et al.*, 2023; BERTOTTI, 1988). A expressão para essa componente das perdas é descrita na Equação 13.

$$P_p = k_e \cdot f^2 \cdot (B_{max})^2 \quad (13)$$

Onde k_e é uma constante que depende das propriedades do material, f é a frequência e B_{max} é a densidade de fluxo magnético máxima. Este termo domina em frequências mais altas, e seu cálculo foi realizado a partir dos parâmetros conhecidos do material.

Por fim, a perda em excesso, P_e , foi determinada subtraindo-se as perdas histeréticas e parasitas da perda total, que foi medida experimentalmente. Este método indireto permite isolar a contribuição anômala, que é atribuída a mecanismos de perda complexos, como movimentos de paredes de domínio não uniformes e interações magnéticas não lineares, que não são completamente capturadas pelos outros dois componentes. Assim, a Equação 14 descreve o cálculo realizado para determinação da perda em excesso.

$$P_a = P_{total} - P_h - P_p \quad (14)$$

4.2.2. Envelhecimento magnético

A fim de avaliar o índice de envelhecimento magnético (IE %), as amostras foram submetidas a um tratamento térmico em forno de secagem, realizado nos laboratórios do Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial (SENAI-MG), Unidade Integrada Rinaldo Campos Soares – Ipatinga, sem a necessidade de controle da atmosfera do mesmo.

A avaliação e evolução microestrutural foi realizada nas amostras antes e após os tratamentos térmicos. Nesta etapa foi empregada a análise via MEV-FEG e Microscopia Óptica, para avaliação dos precipitados formados.

O tratamento térmico foi realizado conforme parâmetros de temperatura e tempo para o tratamento térmico, sendo apresentados na Tabela 7.

Tabela 7 - Tempos e temperaturas de Tratamento térmico das amostras de aço HGO H110-27

Aço	Temperatura (°C)	Tempo (h)
Conjunto 622 (HGO-A)	100, 150 e 225	0, 24 e 96
Conjunto 256 (HGO-B)		

Fonte: autor.

O tratamento térmico foi realizado em estufa de secagem DELEO DL SE, conforme demonstrado na Figura 21. Estes valores de tempo e temperatura foram estipulados em observação a normas e estudos publicados (HELBLING *et al.*, 2022; IEC, 2008; MARRA, LANDGRAF e BUONO, 2008; ASTM E112, 2013; ABNT, 1977; MERZ, 1970). A variação da temperatura do tratamento térmico para mais ou para

menos procurou investigar novas variáveis que indicassem melhorias na fabricação do aço ou na utilização em trabalhos nos transformadores de potência.

Figura 21 - Estufa de secagem utilizada para o tratamento térmico e calibração de temperatura na amostra no interior do mesmo



Fonte: autor.

4.2.3. Análise do teor de carbono

Para a análise do teor de carbono, os conjuntos de amostras foram recebidas, cortadas e identificadas conforme procedimento operacional vigente nos laboratórios de produtos da Aperam South America Timóteo, conforme Figura 22. Destes oito conjuntos de lâminas de aço HGO H110-27, apenas dois foram escolhidos por apresentarem perdas iniciais semelhantes e carbono medido com valores diferentes (ANDRADE, FERNANDES e LANA, 1989; CAMPOS, 2009).

Figura 22 - Amostras coletadas e identificadas

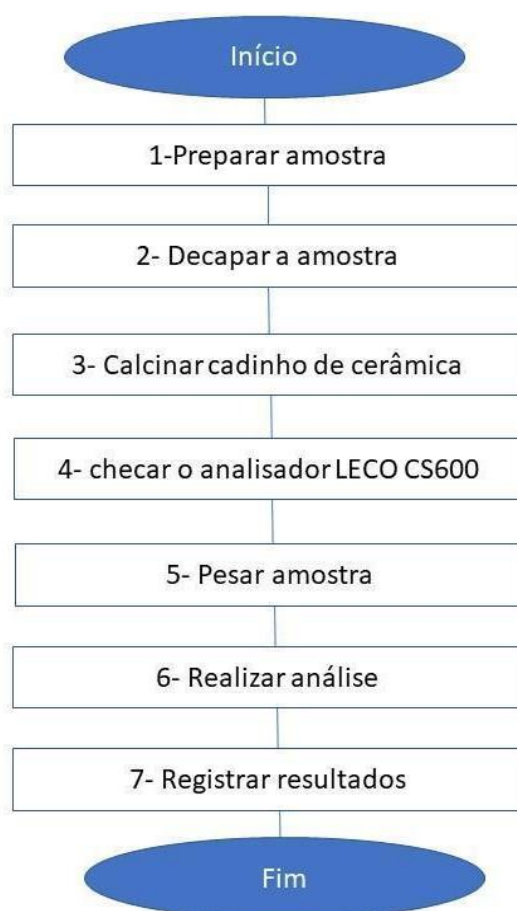


Fonte: autor.

As lâminas foram cortadas na guilhotina para gerar as amostras necessárias para análise de carbono dos conjuntos. Essas foram direcionadas conforme identificação de cada lâmina para serem decapadas, permitindo a análise do carbono. Para melhor fluxo e garantia de rastreabilidade, foi criada uma identificação global na forma de conjunto de amostras. Os dois conjuntos foram caracterizados em composição química quanto ao teor de carbono, em ppm.

Assim, a sequência de preparação das amostras obedeceu ao seguinte fluxograma da tarefa análise de carbono, como mostrado na Figura 23.

Figura 23 - Fluxograma análise de carbono



Fonte: autor.

A seguir, a descrição das tarefas do fluxograma:

- Tarefa (1): realização da preparação das amostras, onde as mesmas foram recebidas, cortadas e identificadas conforme descrito;
- Na tarefa (2) a amostra foi colocada em um béquer e acrescentou-se ácido clorídrico (HCl) até a cobertura, para realização da decapagem.

Foi cronometrado um tempo de 5 minutos, de imersão. Após este tempo, acrescentou-se água no recipiente e a solução (água + HCl) foi descartada. As amostras foram limpas acrescentando álcool ao béquer, e posteriormente o efluente foi tratado e descartado. As amostras foram retiradas do recipiente e colocadas em “colher” apropriada, sendo direcionadas a secagem sobre a chapa de aquecimento por aproximadamente 2 minutos;

- Na tarefa (3), ocorreu a calcinação no cadinho de cerâmica. O cadinho foi levado ao forno, na temperatura de 1000°C, permanecendo sob essa condição por 30 minutos, a fim de se alcançar a calcinação total do cadinho. Ao final do processo, o cadinho foi retirado do forno e transportado até ao dessecador, para evitar ganho de umidade. O cadinho permaneceu por 30 minutos no dessecador, resfriando antes do recebimento da amostra a ser analisada;
- A checagem do analisador LECO CS600, tarefa (4), consistiu em garantir que os gases (Nitrogênio e Oxigênio) estivessem com seus manômetros abertos e a pressão adequada para análise, tendo sido necessário a garantia da limpeza do analisador, bem como calibração com amostra padrão para análise de carbono;
- Na tarefa (5), retirou-se o cadinho do dessecador e realizou-se a pesagem. Adicionou-se a medida de fundente (adequado para análise) ao cadinho com o auxílio do dosador de fundentes, nesse caso, acelerador de cobre para carbono. A balança foi tarada e o cadinho foi levado a balança novamente. O valor do conteúdo no cadinho objetivado foi de um peso total de $1\text{ g} \pm 5\%$. Na sequência, transferiu-se o peso da balança para o analisador LECO CS600, digitando manualmente o peso no *software* do analisador, que é exibido na Figura 24.

Figura 24 - Analisador de carbono residual LECO CS600



Fonte: autor.

- A realização da análise, tarefa (6), consistiu na operação do analisador LECO CS600, seguindo a seguinte sequência: foi identificada a amostra no *software*, preencheu-se o ID da amostra, verificando o peso obtido. Na sequência, o cadinho foi retirado da balança e realizada a análise da amostra. Esta análise foi realizada colocando-se o cadinho sobre o pedestal da câmara de combustão. A introdução do cadinho no equipamento foi feita através de um clique em “Up/Dow” e na sequência, clicando no botão “analyse” do *software*.

4.2.4. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

O microscópio óptico utiliza a luz visível que limita a observação até a dimensão do comprimento da mesma. Um microscópio eletrônico de varredura utiliza um feixe de elétrons no lugar da luz visível, o que aumenta o poder de visualização e aumento do microscópio. Os elétrons possuem as características necessárias para um microscópio de alta resolução, devido ao seu caráter dual, se comportando como partícula e onda com o comprimento de onda extremamente curto, além de responder a campos eletromagnéticos, permitindo serem concentrados em um ponto específico (DEDAVID, GOMES e MACHADO, 2007).

O princípio de um microscópio eletrônico de varredura (MEV), consiste em utilizar um feixe de elétrons de pequeno diâmetro para explorar a superfície da amostra, ponto a ponto, por linhas sucessivas e transmitir o sinal do detector a uma tela catódica cuja varredura está perfeitamente sincronizada com aquela do feixe incidente. Por um

sistema de boninas de deflexão, o feixe pode ser guiado de modo a varrer a superfície da amostra segundo uma malha retangular. O sinal de imagem resulta da interação do feixe incidente com a superfície da amostra. O sinal recolhido pelo detector é utilizado para modular o brilho do monitor, permitindo a observação. A maioria dos instrumentos usa como fonte de elétrons um filamento de tungstênio aquecido, operando numa faixa de tensão de aceleração de 1 a 50 kV. O feixe é acelerado pela alta tensão criada entre o filamento e o ânodo. Ele é em seguida focalizado sobre a amostra por uma série de três lentes eletromagnéticas com um spot menor que 4 nm. O feixe interagindo com a amostra produz elétrons e fótons que podem ser coletados por detectores adequados e convertidas em um sinal de vídeo (DEDAVID, GOMES e MACHADO, 2007).

Uma etapa importante da análise por MEV é a preparação das amostras. Durante a preparação de um material semicondutor, deve-se atentar principalmente com o processo de oxidação, realizando o exame logo após o ataque químico, mantendo os mesmos em atmosfera inerte e temperatura controlada (DEDAVID, GOMES e MACHADO, 2007).

4.2.5. Análise dos precipitados e tamanho dos grãos por Microscopia Óptica

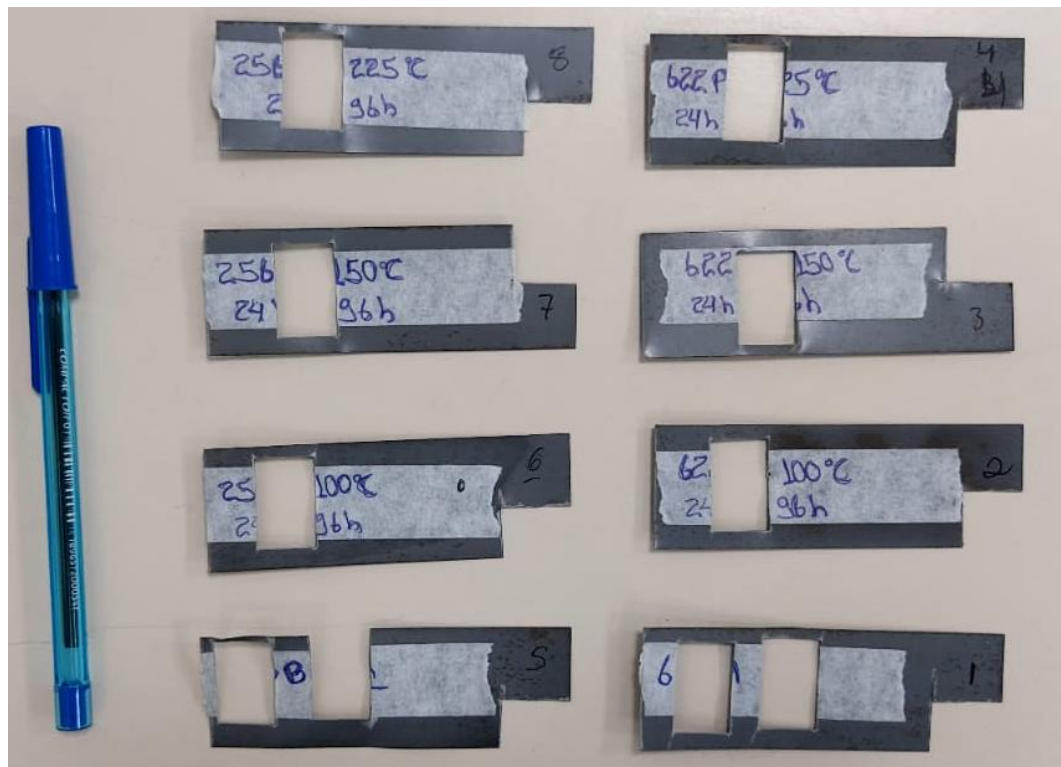
A metalografia permite a observação das estruturas reveladas no campo bidimensional apesar de serem tridimensionais, as micro e macroestruturas formadas durante o processo de produção puderam ser analisadas com microscópio ótico para analisar tamanho de grão e algum precipitado formado no processamento do material.

As preparações metalográficas seguiram os requisitos descritos na Norma ASTM E45 (2018) e em Colpaert (2008). A preparação metalográfica executada alternou-se entre os laboratórios de metalografia, microscopia e soldagem do CEFET-MG, Campus Timóteo, e laboratório de tecnologia do Senai – Ipatinga, no período de outubro de 2023 a julho de 2024.

Após a caracterização magnética inicial para avaliar perdas por histerese na amostra como recebida, e realizado o tratamento térmico de envelhecimento, os conjuntos de amostras HGO-A e HGO-B foram preparadas para análise metalográfica em cada fase desse processo.

As amostras foram puncionadas manualmente em dimensões de 15 mm por 25 mm, conforme a Figura 25.

Figura 25 - Amostras preparadas



Fonte: autor.

A técnica de montagem é adotada pela APERAM, consistindo no corte das amostras numa matriz quadrada, observando o sentido transversal, cortando os batentes intermediários de Níquel que intercalam as amostras, sendo estes apoiados por um batente de 4 a 6 mm de aço inox em contato direto com a câmara a quente da embutidora. O montagem foi cortado ao meio, em máquina de corte a frio e posterior sequenciamento de lixamento com grana de # 220, #320, #500 e #600 e polimento em panos em solução diamantada de 9 μ m, 3 μ m e 1 μ m.

As amostras cortadas e as rebarbadas foram direcionadas à embutidora metalográfica a quente, da marca AROTEC PRE 40M, utilizando-se baquelite e desmoldante, conforme Figura 26.

Figura 26 - Embutidora metalográfica utilizada



Fonte: autor.

Inserida na câmara a quente, a amostra foi coberta por uma camada de resina fenólica (baquelite) de 50 mm de altura que permitiu, após o processo de embutimento, segurança no manuseio das amostras na politriz para o processo de desbaste por lixamento, e posterior acabamento por polimento. No processo de embutimento, após o fechamento da câmara quente com a amostra e baquelite nas condições citadas, estabeleceu-se a pressão de trabalho em torno de 130 Kg/cm^2 , com temperatura de embutimento de 170°C , conforme procedimento da máquina. Este processo possui um ciclo de 3 minutos de cozimento, e 4 a 6 minutos de resfriamento. Observado o procedimento, a amostra foi retirada da câmara pelo alívio da pressão de trabalho, e extração pelo movimento do manípulo com a válvula fechada, porém com a câmara aberta. Uma vez embutida, foi realizada a preparação da superfície a ser examinada pelo microscópio óptico.

Na primeira etapa, lixamento, foram empregadas lixas de SiC de diferentes granas, na sequência de #220, #320, #400, #600 e #1200. Para se evitar a queima da amostra e descaracterização metalúrgica das mesmas, o processo foi conduzido a frio com a utilização de água corrente na politriz em todas as lixas. Nesta primeira fase, objetivou-se planicidade e retirada do revestimento da amostra, oxidação e impregnação da baquelite na mesma. A amostra foi direcionada para a politriz, conforme Figura 27, para o desbaste e polimento da mesma.

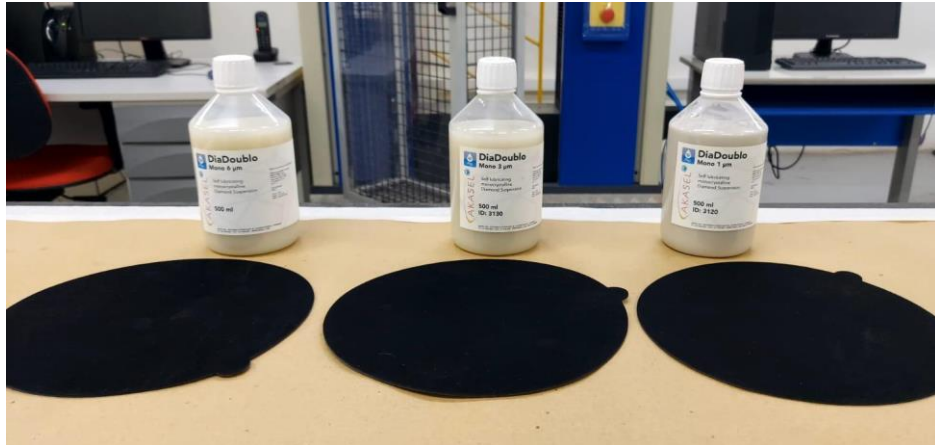
Figura 27 - Politriz metalográfica utilizada e sequência de lixas empregadas



Fonte: autor.

A etapa seguinte, polimento, seguiu a operação anterior, porém com as particularidades para se obter uma amostra com planicidade e ausência de defeitos, apropriada a revelação dos constituintes da amostra. Para a fase de polimento foram utilizados três panos identificados com a granulometria de cada suspensão de diamante monocristalino para o acabamento final da amostra, que seguiu a sequência de 6 μm , 3 μm e 1 μm , conforme Figura 28.

Figura 28 - Polimento metalográfico metalográfica com suspensão monocristalina de diamante

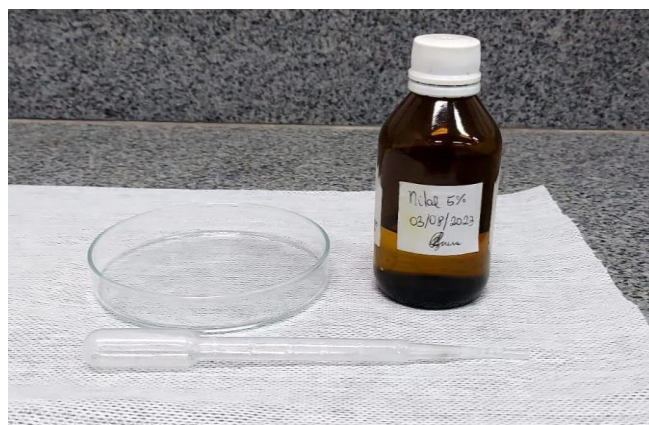


Fonte: autor.

Tanto no desbaste, quanto no polimento, a amostra foi movimentada no sentido de rotacional da politriz, variando apenas a posição da amostra no disco, sempre a 90° permanecendo a amostra na mesma posição. Após, a amostra foi lavada com álcool isopropílico, e seca com secador posicionado a 30° graus em relação a superfície da amostra, para evitar manchas superficiais.

Na sequência, seguiu para a revelação dos constituintes, que se deu pelo ataque químico da superfície com solução de Nital 5% (95% de álcool etílico + 5% de ácido nítrico, HNO_3 , com pureza indicada de 99,9%), adequadamente preparado em laboratório, conforme Figura 29.

Figura 29 - Solução de Nital 5% para revelação metalográfica



Fonte: autor.

A solução preparada de Nital foi acondicionada a uma placa de petri com volume suficiente para cobrir a face da amostra, permanecendo introduzida por 10 segundos. Após o ataque, a amostra foi lavada em álcool isopropílico e seca com

papel toalha. Este procedimento foi repetido nos dois conjuntos de amostras trabalhadas, para as três amostras do conjunto HGO-A e as três do conjunto HGO-B.

As amostras preparadas por metalografia foram direcionadas ao microscópio óptico com platina invertida da fabricante TOPCON, a fim de se observar os constituintes revelados e a qualidade da preparação metalográfica e pré-ataque das amostras, conforme Figura 30.

Figura 30 - Microscópio Metalúrgico para análise estrutural



Fonte: autor.

A caracterização metalográfica foi realizada nos laboratórios do Centro de Pesquisa da Aperam South América, em Timóteo (MG).

4.2.6. Microscopia Eletrônica de Varredura por Emissão de Campo (MEV/FEG)

O MEV-FEG permite a obtenção de imagens de melhor qualidade com detalhamento morfológico dos precipitados formados com resolução de até 1 nm. Portanto, com essa técnica é possível determinar o tamanho dos precipitados formados, obtendo imagens da topografia da amostra estudada pela utilização de elétrons secundários (SE). Imagens de compostos distintos pela técnica de elétrons retroespalhados (BSE), além de obter também com a utilização de raios X (EDS) microanálise qualitativa dos precipitados identificados (BRAGA, 2019; UNESP, 2018).

A caracterização com esse equipamento foi realizada no Centro de Pesquisas da Aperam. As amostras foram preparadas para análise por microscopia pelo método de montagem das lâminas do aço HGO, visando expor a seção transversal dos aços

na direção de laminação. Esta técnica permitiu a visualização via MEV-FEG da formação ou não formação de precipitados.

Após o polimento foi realizado um pré-ataque para revelar carbonetos e contornos de grão e ajuste de contraste em nital por 5 segundos. Atestada a qualidade via microscópio óptico, as amostras seguiram para o ataque final com nital por 8 segundos. Foi realizada uma pintura com tinta 99% de prata para tornar a baquelite condutor até o *staby*, ponta metálica feita em alumínio para engaste da amostra na base do MEV-FEG, garantindo o aterramento total da amostra. Avaliada a preparação metalográfica, um novo polimento foi realizado com sílica coloidal e ataque final com nital 5% por 3 segundos, revelando os precipitados.

A Figura 31 mostra o aspecto das amostras após a preparação de montagem.

Figura 31 - Amostra após preparação de montagem



Fonte: autor

4.2.7. Espectroscopia Elementar por Infravermelho não Dispersivo (NDIR)

A espectroscopia elementar por infravermelho não dispersivo (NDIR) é uma técnica analítica amplamente utilizada para a determinação quantitativa de elementos residuais, como carbono e enxofre, especialmente em aços que exigem rigoroso controle de qualidade. O espectrômetro NDIR é um equipamento que realiza essa análise por meio da combustão controlada da amostra sólida, permitindo identificar e quantificar com precisão os elementos de interesse, fornecendo dados fundamentais para decisões estratégicas em ambientes industriais e laboratoriais.

O método baseia-se na combustão completa de uma amostra sólida, previamente pesada (aproximadamente 1 g), que é introduzida em um cadinho de

cerâmica e colocada em um forno de indução sob fluxo contínuo de oxigênio de alta pureza. Durante o processo, o carbono presente na amostra é oxidado, formando dióxido de carbono (CO_2), que é então conduzido para detecção.

A detecção do CO_2 é realizada por meio de células de infravermelho não dispersivo. Essas células operam com radiação infravermelha de comprimento de onda médio, variando entre 2,5 a 25 micrômetros, faixa na qual o CO_2 apresenta bandas de absorção características. O sinal gerado pela absorção dessa radiação é proporcional à concentração de CO_2 presente, e, portanto, à quantidade de carbono na amostra.

Para garantir uma combustão completa e eficiente, utiliza-se um acelerador, comumente o cobre eletrolítico (Cu), que é padrão nos espectrômetros NDIR aplicados em laboratórios metalúrgicos. A radiação infravermelha emitida atravessa a célula contendo o gás formado na combustão. Essa radiação é filtrada opticamente para atingir apenas os comprimentos de onda específicos absorvidos pelo CO_2 , sendo então detectada por sensores que convertem essa absorção em sinais elétricos amplificados.

Esses sinais são comparados com curvas de calibração previamente estabelecidas para os elementos analisados, geralmente carbono e enxofre, permitindo a determinação precisa da concentração percentual em ppm. Trata-se de uma metodologia sensível, reproduzível e indispensável para o controle de qualidade em processos metalúrgicos e siderúrgicos.

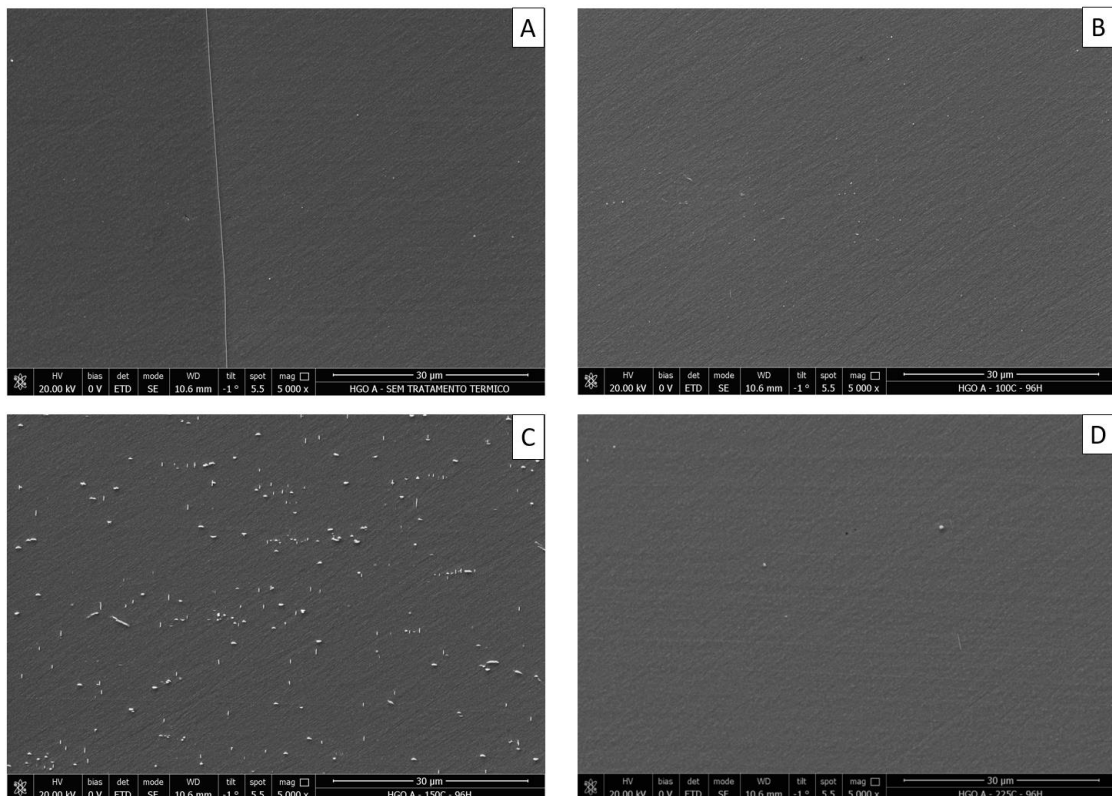
5. RESULTADOS

Na seção 5.1 são mostrados os resultados obtidos por microscopia, como os precipitados observados em decorrência dos tratamentos térmicos, além das inclusões identificadas. Na seção 5.2 o carbono residual é quantificado. A seguir na seção 5.3 os resultados de propriedades magnéticas são detalhadamente discutidos e correlacionados com as demais propriedades.

5.1. Análise Microscópica

As análises por microscopia MEV-FEG consistiram em uma varredura exploratória entre 10 a 20 campos na horizontal e vertical com ampliação entre 5000x a 20000x, possibilitando a análise de todas as amostras de forma clara e objetiva, tanto na condição sem tratamento térmico quanto com tratamento térmico nas temperaturas de 100°C, 150°C e 225°C no tempo de 96 horas. Os resultados obtidos para o HGO-A são apresentados na Figura 32, sendo (A) para a condição sem tratamento, (B) tratada a 100°C, (C) a 150°C e (D) a 225°C.

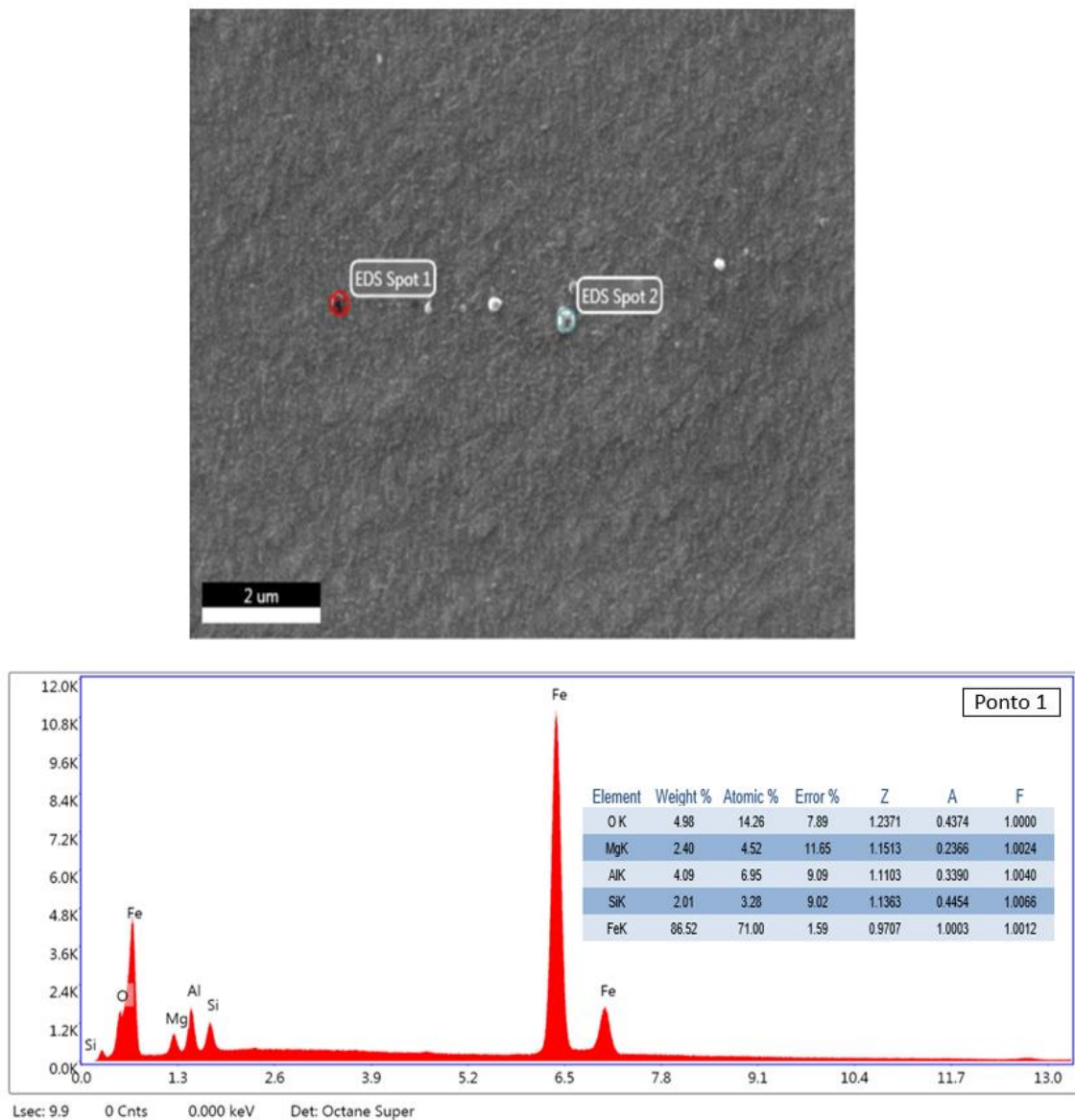
Figura 32 - Imagem da microscopia MEV-FEG com a evolução dos carbonetos de ferro no aço HGO-A com teor de carbono de 38,1 ppm, sendo (A) sem tratamento, (B) tratada a 100°C, (C) 150°C e (D) 225°C, após ataque. Ampliação 5000x.



Fonte: autor

O HGO-A sem tratamento (Figura 32 - A) apresentou uma matriz considerada limpa, estrutura ferrítica e com baixo nível de inclusões, somente ferro e silício, conforme observado pela imagem de microscopia. Não foram identificados precipitados na ampliação de 5000 vezes. Foi observado, em uma determinada área, um objeto ou partícula o qual foi ampliada 20000 vezes. Realizando uma leitura com o EDS, para analisar essa partícula de forma semi quantitativa, constatou-se que era um óxido contendo ferro, alumínio e magnésio, conforme a Figura 33.

Figura 33 - Imagem da microscopia MEV-EDS com análise química no aço HGO-A com teor de carbono de 38,1 ppm, sem tratamento térmico após ataque, com ampliação 20000x e Gráfico de EDS para o ponto 1.



Fonte: autor

No HGO-A sem tratamento térmico, foram identificados dois pontos alvo de análise na ordem de 2 μm . O EDS *Spot* 1 (ponto 1) apresentou oxigênio em sua composição associado ao magnésio, alumínio, silício e ferro, conforme a Tabela 8.

Tabela 8 - Análise de EDS da seção transversal do aço HGO-A sem tratamento térmico ponto 1

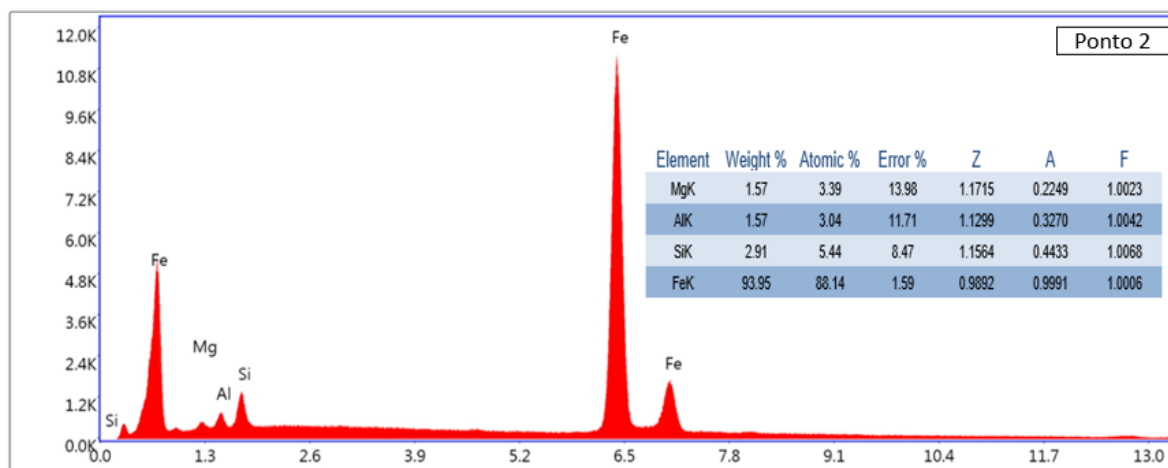
Elemento	Peso %	Atômica %
O K	5 ± 8	14,26
MgK	2 ± 11	4,52
AlK	4 ± 9	6,95
SiK	2 ± 9	3,28
FeK	86 ± 1	71,00

Fonte: autor

Os óxidos aqui formados podem ter origem no banho metálico durante o refino secundário e solidificação do aço HGO, estes elementos são o magnésio, alumínio e silício que combinam com o oxigênio residual do aço formando as inclusões (DUTRA, 2018; COSTA E SILVA, 2018).

Na Figura 34 é mostrado o gráfico de EDS para o ponto 2 observado na amostra HGO-A da Figura 32.

Figura 34 - Gráfico de EDS para o ponto 2 da Figura 33, amostra HGO-A



Fonte: autor

No EDS *Spot* 2 (ponto 2) a amostra do HGO-A sem tratamento térmico apresentou na análise de ordem de 2 μm , uma composição química em peso típica de um aço HGO, com 94% de ferro, 3% de silício, 1,57% de alumínio e 1,57% de magnésio, conforme pode ser observado na Tabela 9.

Tabela 9 - Análise de EDS da seção transversal do aço HGO-A sem tratamento térmico ponto 2.

Elemento	Peso %	Atômica %
MgK	1 ± 14	3,39
AlK	1 ± 12	3,04
SiK	3 ± 8	5,44
FeK	94 ± 1	88,14

Fonte: autor

O HGO-A tratado a 100°C por 96 horas apresentou uma matriz ferrítica e com poucos precipitados, indicando que esta temperatura não foi crítica para o envelhecimento quando observado sob ampliação de 5000 vezes.

O HGO-A tratado a 150°C e 96 horas, sob a mesma ampliação, apresentou muitos precipitados em sua matriz ferrítica, atestando que essa temperatura é próxima à crítica para formação de precipitados para a faixa de carbono maior (MERZ, 1970). O envelhecimento magnético promovido pela formação de partículas de segunda fase, o que chamamos de precipitados, prejudicam a magnetização por ancorarem das paredes de domínios magnéticos, que para vencerem estas barreiras gastam energia que se manifesta em dissipação de calor (NEGRI *et al.*, 2016). Estas partículas formadas e denominadas carbonetos, quando possuem diâmetro equivalente a espessura da parede de domínio por volta de 0,1 microns, são muito prejudiciais (LANDGRAF, 2002). Em geral, estudos apontam que partículas de segunda fase, com grande ênfase para os tamanhos entre 0,1 a 1,0 µm atuam deletariamente sobre a permeabilidade magnética. Oliveira Junior *et al.* (2014) discorreram sobre uma variação maior no tamanho dos precipitados formados no envelhecimento magnético entre 0,5 a 1,5 µm. Estes carbonetos são identificados em vários estudos como sendo carboneto ε (Épsilon) formando-se na faixa de temperatura 100°C a 250°C, e sendo identificados por técnicas mais bem apuradas (MARRA, LANDGRAF e BUONO, 2008; MARRA e BUONO, 2006).

O HGO-A tratado a 225°C por 96 horas, quando ampliado 5000 vezes, não apresentou precipitados em sua matriz ferrítica, sugerindo que esta faixa de temperatura não induz a formação de precipitados neste aço em estudo. O tipo de precipitado desenvolvido no tratamento de envelhecimento magnético apresentado nos resultados análise das imagens obtidas se trata de precipitados ε (Épsilon) formados nas temperaturas propostas. Foi utilizado o estudo de envelhecimento magnético desenvolvido por Oliveira Junior (2014), que com uma rotina computacional de tratamento dos dados via EBSD, desenvolvidos em MATLAB, determinou os

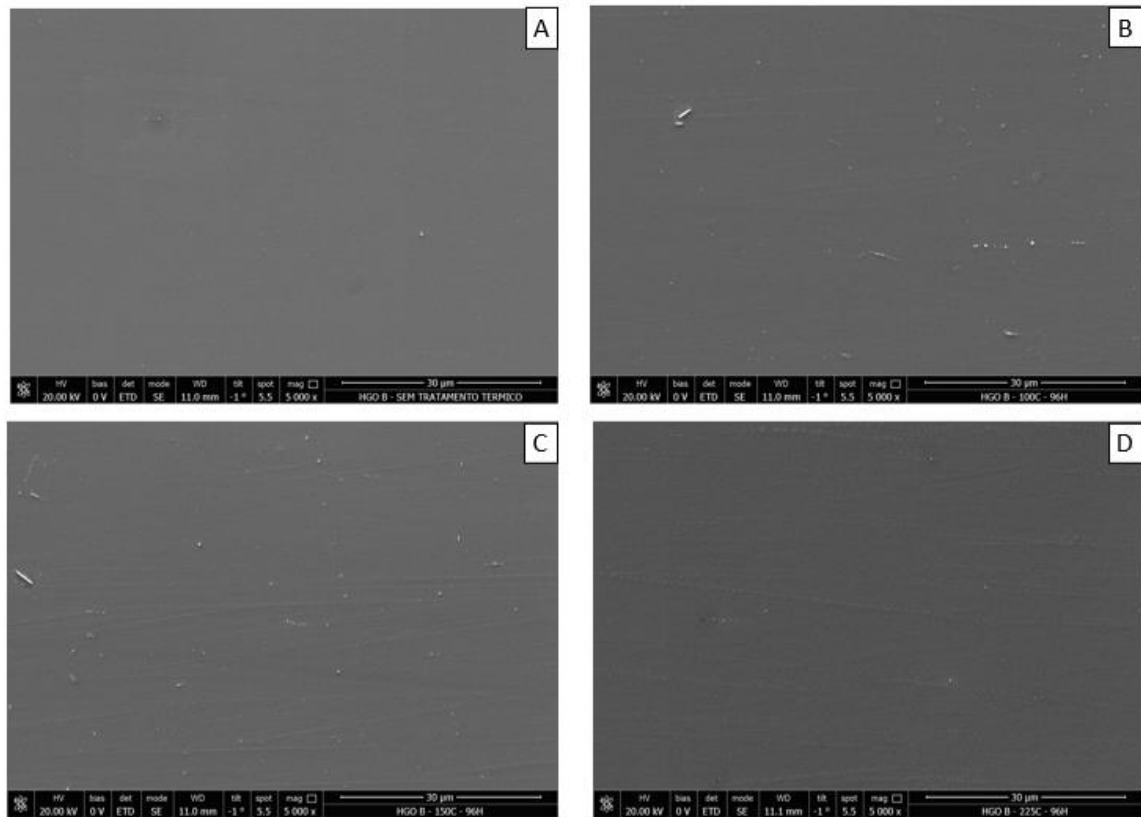
ângulos dos precipitados. Infere-se que os precipitados formados podem pertencer à família de plano {100} formados nos tratamentos térmicos realizados. Marra e Buono observaram e descreveram a formação de precipitados semelhantes aos encontrados por Oliveira Junior (2014) após tratamento de envelhecimento magnético, sendo formados na faixa de 100°C a 250°C possuindo estrutura hexagonal e plano de hábito de {100} (MARRA e BUONO, 2006).

As partículas formadas e denominadas carbonetos, quando possuem diâmetro equivalente a espessura da parede de domínio por volta de 100 nm são muito prejudiciais para as propriedades magnéticas dos aços elétricos (LANDGRAF, 2002).

Oliveira Junior (2014) realizou uma rotina computacional de tratamento dos dados via EBSD desenvolvidos em MATLAB, determinando os ângulos dos precipitados. Por comparação de imagens, pode-se inferir se os precipitados formados pertencem à família de plano {100} formados nos tratamentos térmicos realizados neste trabalho. Marra (2005) observa e descreve em seu artigo a formação de precipitados semelhantes aos encontrados Oliveira Junior (2014) após tratamento de envelhecimento magnético, sendo formados na faixa de 100°C a 250°C, possuindo estrutura hexagonal e plano de hábito de {100}.

Os resultados da microscopia MEV-FEG obtidos para o HGO-B são apresentados na Figura 35, sendo (A) para a condição sem tratamento, (B) tratada a 100°C, (C) a 150°C e (D) a 225°C.

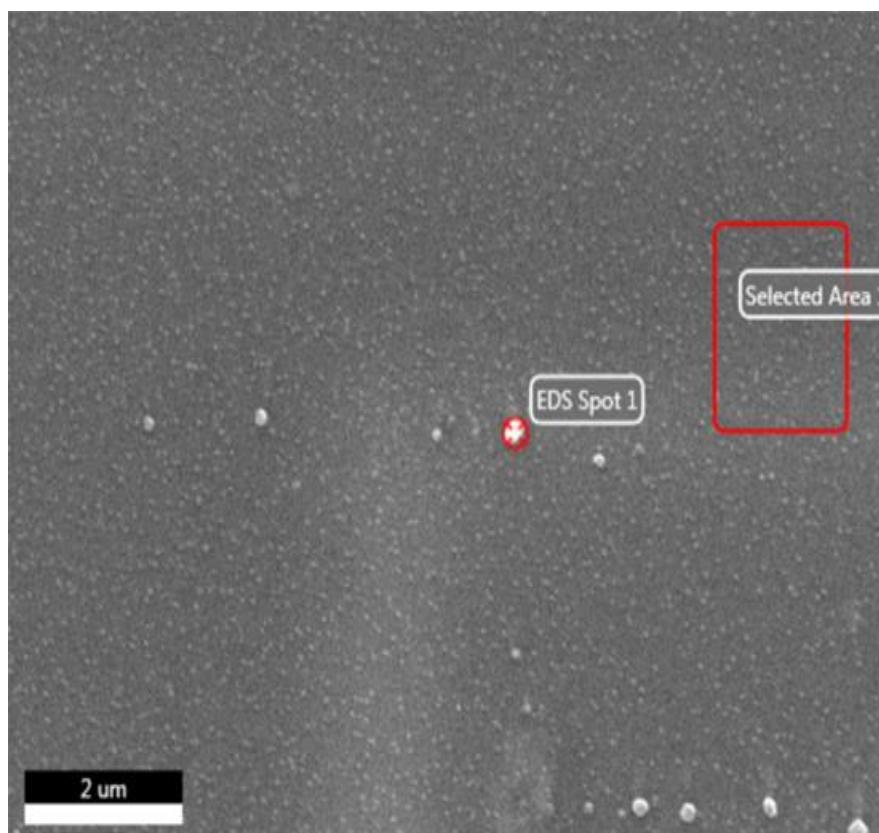
Figura 35 - Imagem da microscopia MEV-FEG com a evolução dos carbonetos de ferro no aço HGO-B com teor de carbono de 18,9 ppm sem tratamento térmico (A), tratada a 100°C (B), 150°C (C) e 225°C (D), após ataque. Ampliação 5000x.



Fonte: autor

O HGO-B sem tratamento não apresentou precipitados na análise das imagens coletadas via MEV-FEG, revelando uma matriz considerada limpa e com poucas inclusões, somente ferro e silício, sendo atestado pelo EDS a ausência de precipitados, quando utilizada a ampliação de 5000 vezes. Foi observado novamente em uma determinada área uma partícula, que após ampliação de 20000 vezes, obteve-se, por meio da composição química semiquantitativa no EDS, um óxido contendo ferro, alumínio, silício e magnésio, conforme pode ser visto na Figura 36.

Figura 36 - Imagem da microscopia MEV-EDS com análise química no aço HGO-B com teor de carbono de 18,9 ppm. Com ataque. Ampliação 20000x.



Fonte: autor

No HGO-B sem tratamento térmico, foram identificados alguns pontos e uma área alvo de análise na ordem menor que 2 μm . O EDS *Spot 1* (ponto 1) apresentou oxigênio em sua composição associado ao magnésio, alumínio, silício e ferro, como visto na Tabela 10.

Tabela 10 - Análise de EDS da seção transversal do aço HGO-B Sem tratamento térmico ponto 1

Elemento	Peso %	Atômica %
O K	6 ± 8	16,10
MgK	3 ± 11	5,80
AlK	4 ± 9	6,21
SiK	3 ± 8	4,79
FeK	84 ± 2	67,09

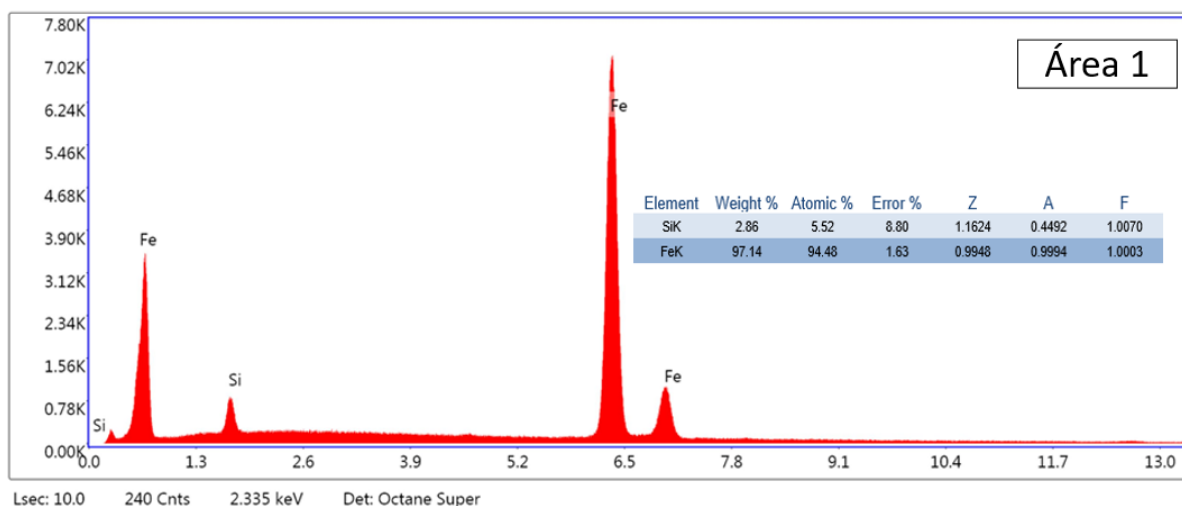
Fonte: autor

Para a amostra HGO-B sem tratamento térmico foram identificados um ponto e uma área alvo de análise na ordem de 2 μm . O EDS *Spot 1* (ponto 1) apresentou oxigênio em sua composição associado ao magnésio, alumínio, silício e ferro. O raciocínio aqui adotado para entender os óxidos aqui formados foram semelhantes ao exposto anteriormente podem ter origem na presença no banho dos elementos

magnésio, alumínio, silício que combinam com o oxigênio residual do aço (DUTRA, 2018; COSTA E SILVA, 2018).

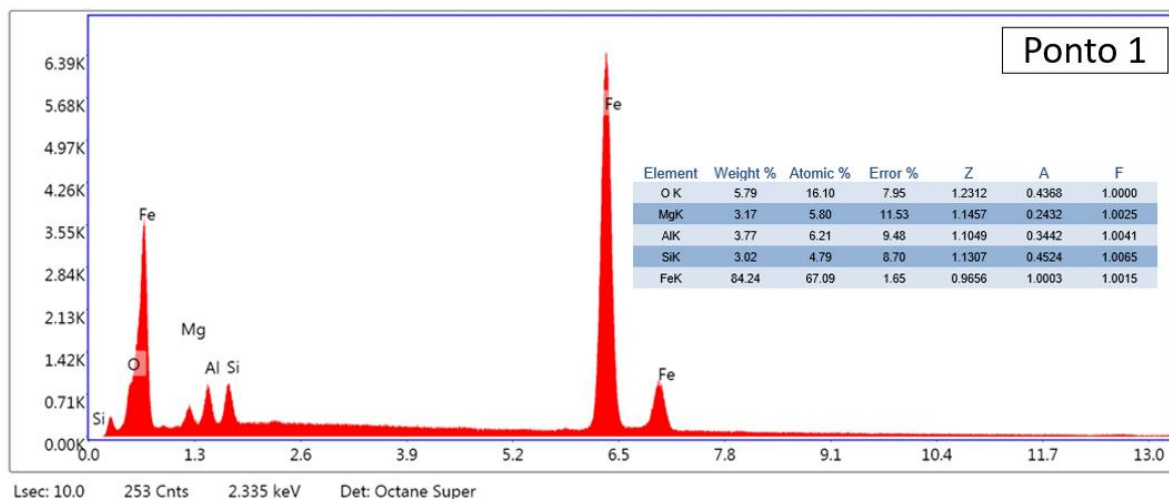
A Figura 37 e a Figura 38 mostram, respectivamente, os gráficos de EDS para a área selecionada 1 e ponto 1 observados na Figura 36, para a amostra HGO-B.

Figura 37 - Gráfico de EDS para a área selecionada 1 da Figura 36, amostra HGO-B



Fonte: autor

Figura 38 - Gráfico de EDS para o ponto 1 da Figura 36, amostra HGO-B



Fonte: autor

No EDS *Selected Area 1* (Área Selecionada 1), a amostra do HGO-B sem tratamento térmico, apresentou na análise de ordem de 2 μm , uma composição química em peso típica de um aço HGO, com 97% de ferro e 2,86% de silício, conforme a Tabela 11.

Tabela 11 - Análise de EDS da seção transversal do aço HGO-B sem tratamento térmico área 1

Elemento	Peso %	Atômica %
SiK	3 ± 9	5,52
FeK	97 ± 2	94,48

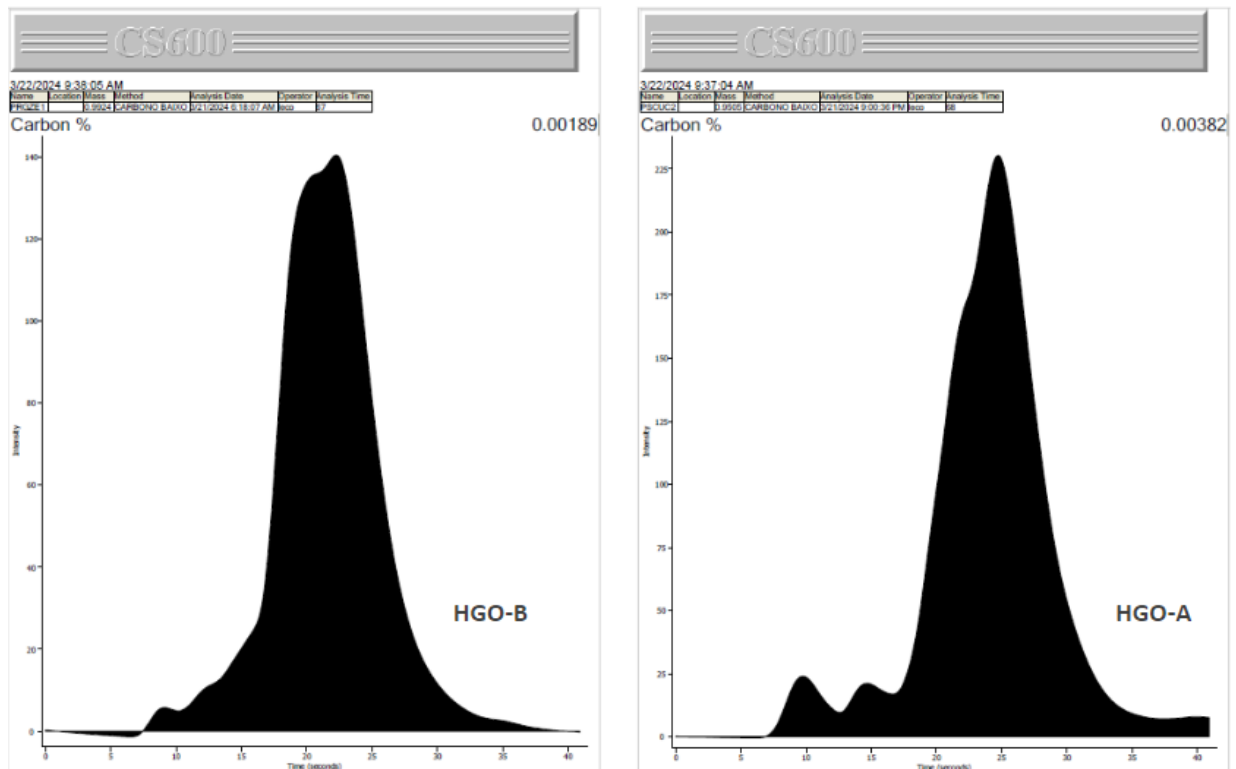
Fonte: autor

O HGO-B tratado 100°C durante 96 horas apresentou poucos precipitados em sua matriz ferrítica. O HGO-B tratado a 150°C por 96 horas também apresentou poucos precipitados em sua matriz ferrítica. Também, o HGO-B tratado a 225°C e 96 horas apresentou poucos precipitados em sua matriz ferrítica. Almeida e Landgraf (2019) apontaram que as perdas em excesso são menos afetadas pelo envelhecimento magnético, devido às baixas temperaturas dos tratamentos térmicos. Marra, Landgraf e Buono (2008) discutiram que não há envelhecimento magnético em um aço elétrico semiprocessado com teor de carbono menor que 20 ppm. Para o aço HGO-B, as temperaturas adotadas nos tratamentos térmicos não foram críticas para o teor de carbono de 18,9 ppm. De acordo com Merz (1970), seriam necessários longos períodos de tratamento térmico (de até 1000 horas), para que sejam produzidos precipitados, sendo a temperatura de 250°C considerada crítica para aços com aproximadamente 0.008% de carbono. Por fim, o envelhecimento magnético promovido pela formação de partículas de segunda fase o que chamamos de precipitados, prejudicam a magnetização por ancorarem das paredes de domínios magnéticos, que para vencerem estas barreiras gastam energia que se manifesta em dissipação de calor (NEGRI *et al.*, 2016).

5.2. Análise do Teor de Carbono

O resultado obtido com o analisador LECO CS600, é expresso como curvas características, exibidas na Figura 39, onde se observa o percentual do carbono total de cada amostra selecionada para este estudo. A esquerda, o aço 256 B (HGO-B), e a direita, o 622 A (HGO-A).

Figura 39 - Verificação do carbono percentual pelas curvas das amostras HGO-B e HGO-A



Fonte: autor.

Após realizada a combustão parcial das amostras no equipamento LECCO 600, foi revelado que o teor de carbono residual foi de 38,1 ppm de carbono para o aço HGO-A, e de 18,9 ppm de carbono para o aço HGO-B.

5.3. Análise de Propriedades Magnéticas

As curvas de histerese magnética produzidas no *Brockhaus* durante os experimentos são demonstradas na Figura 40.

Figura 40 - Curvas de histerese produzida no Brockhaus



Fonte: autor.

Os conjuntos 622 A (HGO-A) e 256 B (HGO-B), aços do tipo HGO H110-27, foram selecionados para esse estudo por apresentarem perdas magnéticas semelhantes e carbono em proporções diferentes, sendo identificados a seguir como HGO-A e HGO-B.

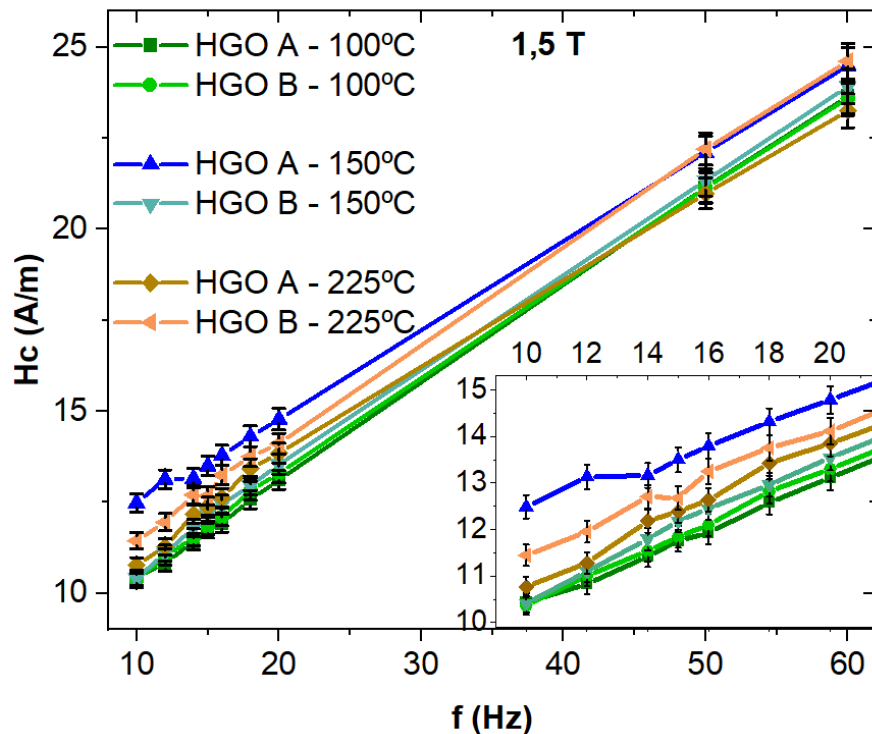
Após esta escolha, as amostras foram encaminhadas ao laboratório químico para preparação e reanálise de carbono residual para confirmação dos dados.

5.3.1. Coercividade e Remanência

Após a checagem do teor de carbono, as amostras foram novamente analisadas no histeresímetro do fabricante Brockhaus Messtechnik no formato SST “*single sheet tester*”, com as induções relacionadas a frequência e campos magnéticos aplicados.

Através do formato da curva de histerese, que é um retrato do comportamento magnético do aço em condições específicas de frequência e polarização, é possível extrair informações relevantes sobre as propriedades do aço elétrico. Como dito previamente, a coercividade (H_c) é a resposta dos aços elétricos ao fenômeno de envelhecimento magnético, materializado em dissipação de energia na forma de calor. Assim, a força coerciva pode variar em função dos precipitados formados, bem como pelo tamanho de grão (DE MATOS *et al.*, 2023; NEGRI, 2011). Numa primeira análise, estudou-se o comportamento da coercividade nas condições de tratamento. A Figura 41 exibe o comportamento de H_c em função da frequência, na condição de 1,5 T, comparando os aços HGO-A e HGO-B nas condições de temperatura de envelhecimento de 100°C, 150°C e 225°C. A barra de erros nesse gráfico é correspondente a 2%.

Figura 41 - Comportamento do campo coercivo com relação a frequência para as diversas temperaturas de envelhecimento. Barra de erro de 2% inclusa



Fonte: autor.

Analisando o comportamento na temperatura de tratamento térmico a 100°C, o valor de coercividade observado inicialmente, a 10 Hz, foi de 10,4 A/m e 10,3 A/m respectivamente para os aços HGO-A e HGO-B. No HGO-A, foi observado um maior valor de coercividade em relação ao HGO-B. Foi observado ainda, que a partir de 12 Hz essa predominância se alterna, se mantendo até aproximadamente a 50 Hz. Acima desse ponto, há uma nova inversão, que se mantém até 60 Hz, ponto máximo de frequência analisado, quanto o valor de coercividade atingiu 23 A/m.

O comportamento coercivo dos aços HGO-A foi maior do que o HGO-B em todas as frequências de ensaio na temperatura de 150°C, devido a maior quantidade de carbonetos formados. Os valores de coercividade partiram de 12,4 A/m e 10,4 A/m, respectivamente, demonstrando uma deterioração da qualidade dos aços HGOs estudados. A coercividade manteve a tendência de crescimento homogênea para os dois aços até atingir valores máximos medidos de 24,5 A/m para o HGO-A e 23,9 A/m para o HGO-B, na condição de 60 Hz.

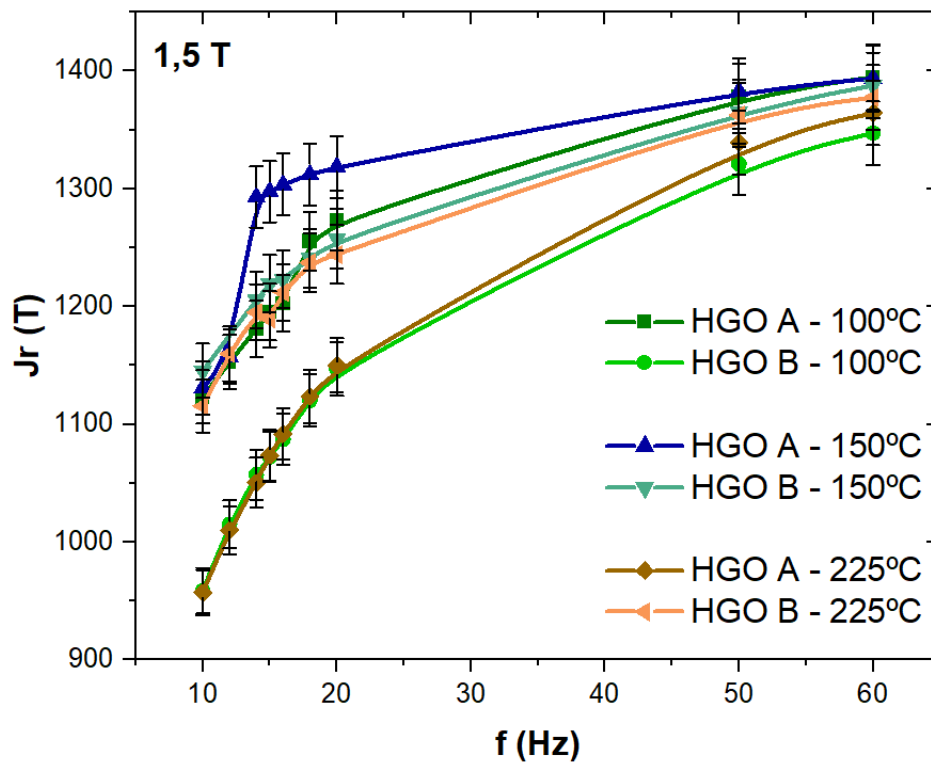
Na condição de 225°C, o comportamento coercitivo do HGO-B foi maior do que o HGO-A, sendo observada uma inversão de posição em todas as frequências de ensaio nessa temperatura, efeito diferente do percebido nas temperaturas de

envelhecimento analisadas. Inicialmente, inferiu-se que o motivo do aumento da coercividade se deu pelo carbono precipitado nas amostras. Porém, o HGO-B apresentou um teor de carbono menor em relação ao HGO-A. O aço HGO-A atingiu maior coercividade de partida, 10,7 A/m quando comparado ao HGO-B, 11,4 A/m, no cenário de 10 Hz. Como já observado, a coercividade cresceu gradativamente a medida que a frequência aumentava. Observou-se então, um distanciamento de valores entre os aços HGO, com maior coercividade para o HGO-B em relação ao HGO-A. Este distanciamento é melhor visualizado quando comparada esta tendência entre 20 Hz, passando por 50 Hz, e finalmente a 60 Hz, com uma coercividade para este último ponto de 24,6 A/m para o aço HGO-B.

Outra propriedade estudada é a remanência, que representa a magnetização residual do material após cessada a aplicação do campo externo, momento em que os domínios magnéticos retornam ao sentido original, apresentando nesse intervalo uma magnetização remanente, ou seja, a curva de histerese não retorna imediatamente à sua posição de origem (DE MATOS et al., 2023; LANDGRAF, 2002; MARIA, 2015; DE MATOS, 2023).

A Figura 42 mostra o comportamento da remanência (J_r) em função da frequência para o cenário de 1,5 T. Novamente foram incluídas as barras de erro nos valores experimentais.

Figura 42 - Comportamento do campo remanente com relação a frequência para as diversas temperaturas de envelhecimento. Barra de erro de 2% inclusa



Fonte: autor.

A análise da remanência para os aços HGO-A e HGO-B foram feitas a 1,5 T nas frequências de 10 Hz a 60 Hz. A remanência para o HGO-A na 150°C foi dominante a partir de 12 Hz, se mantendo nessa tendência até 60 Hz. Seguindo esta linha de raciocínio, o HGO-A tratado a 100°C a partir de 15 Hz se manteve com a segunda maior remanência até se igualar na frequência de 60 Hz com o aço HGO-A tratado a 150°C. Isso é interessante pelo fato do aço HGO-A apresentar maior teor de carbono em relação ao HGO-B, sendo observado maior valor de remanência. Isso indica que o aço HGO-B tratado a 150°C, temperatura crítica de envelhecimento magnético, foi apenas o terceiro maior em ordem absoluta de valores de remanência, dentre as amostras analisadas, apesar de apresentar teor de carbono menor (MERZ, 1970). Esta condição favorável para formação de precipitados e sua influência nas perdas pode ser associada a perdas anômalas, (OLIVEIRA JÚNIOR, 2014), permitindo inferir que não houve mudança no tamanho de grão, visto que não foram utilizadas temperaturas que permitissem esta mudança estrutural, já citada na seção 3.6.5, Tratamento térmico de aços, dessa dissertação.

Por se tratar de um aço com grãos grandes e consecutivamente domínios magnéticos maiores (XIA, KANG e WANG, 2008), podemos inferir que o tamanho de

grão e os fatores microestruturais afetaram a remanência, sendo esse, um tema delicado, que gera discussões na literatura devido a diferentes linhas de pensamento sobre os fenômenos de perdas anômalas e como os mesmos afetam diretamente a remanência.

Não obstante, se houve uma variação na velocidade da parede de domínio, podemos propor que a remanência foi afetada por esta condição, associando isso ao fato de que a formação de precipitados nos grãos atua como pontos de ancoragem, promovendo um efeito *pinning* nas paredes de domínio magnético. Vale ressaltar que os mecanismos de nucleação e aniquilação de domínios contribuirão fortemente nos mecanismos de dissipação de energia em relação a nucleação de novos domínios magnéticos, tendendo a seguir este aumento em relação ao tamanho de grão de forma crescente (ALMEIDA *et al*, 2014; PERASSA, ALMEIDA e LANDGRAF, 2013; DE CAMPOS, 2000).

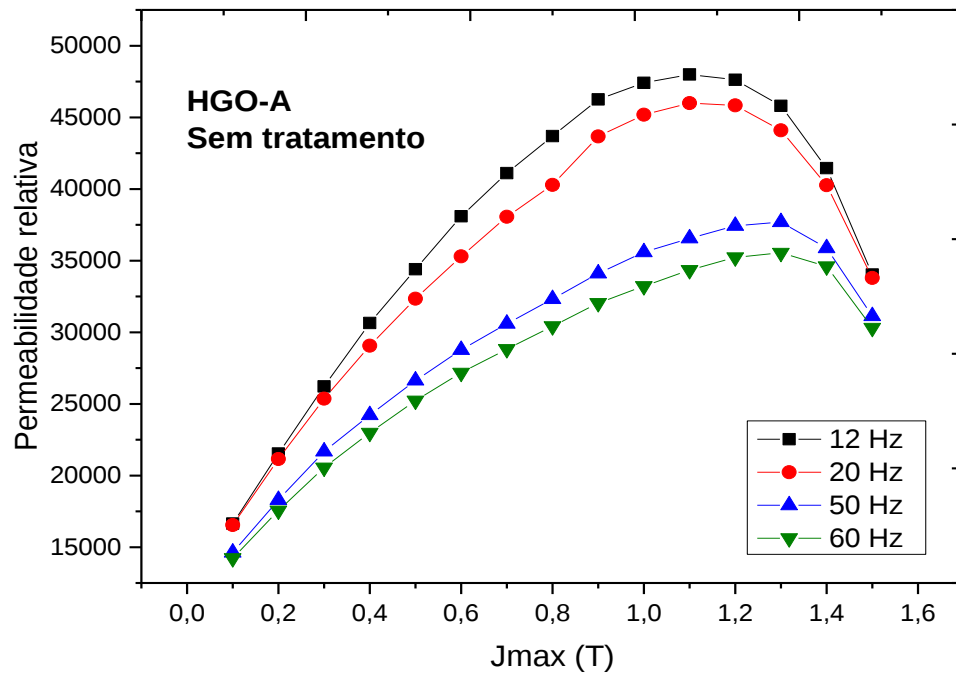
Por fim, o aço HGO-A tratado a 225°C e a 100°C foi o menos afetado em sua remanência, fato interessante por estarem em uma faixa temperatura intermediária a temperatura crítica de envelhecimento de 150°C (MERZ, 1970), não havendo também alterações no tamanho de grão (OLIVEIRA JÚNIOR, 2014; XIA, KANG e WANG, 2008).

5.3.2. Permeabilidade Relativa

A investigação da permeabilidade magnética é fundamental como ponto de discussão sobre efeito do envelhecimento sobre as propriedades magnéticas, uma vez que, esse parâmetro é diretamente afetado pelas perdas magnéticas, de forma que, quanto maior o valor das perdas, menor será a eficiência eletromagnética, reduzindo a permeabilidade do material, como já discutido anteriormente (LANDGRAF, 2002; DE MATOS *et al.*, 2023; DE MATOS, 2023). Uma das maneiras de se verificar a permeabilidade geral do aço é analisar a sua permeabilidade relativa.

A Figura 43 mostra o comportamento da permeabilidade relativa em função da polarização para aço HGO-A sem tratamento térmico, apontando as curvas nas respectivas frequências de 12 Hz a 60 Hz.

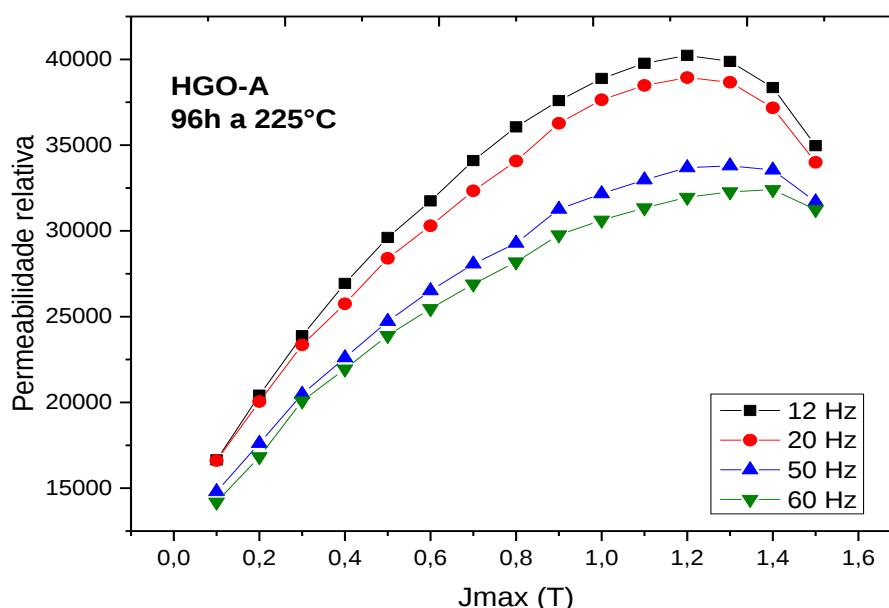
Figura 43 - Permeabilidade relativa em relação a polarização para amostra HGO-A sem tratamento de envelhecimento



Fonte: autor

A Figura 44 traz a mesma análise do gráfico anterior, porém com a amostra do aço HGO-A tratada termicamente por 96 horas a 225°C.

Figura 44 - Permeabilidade relativa em relação a polarização para amostra HGO-A após 96h de tratamento de envelhecimento



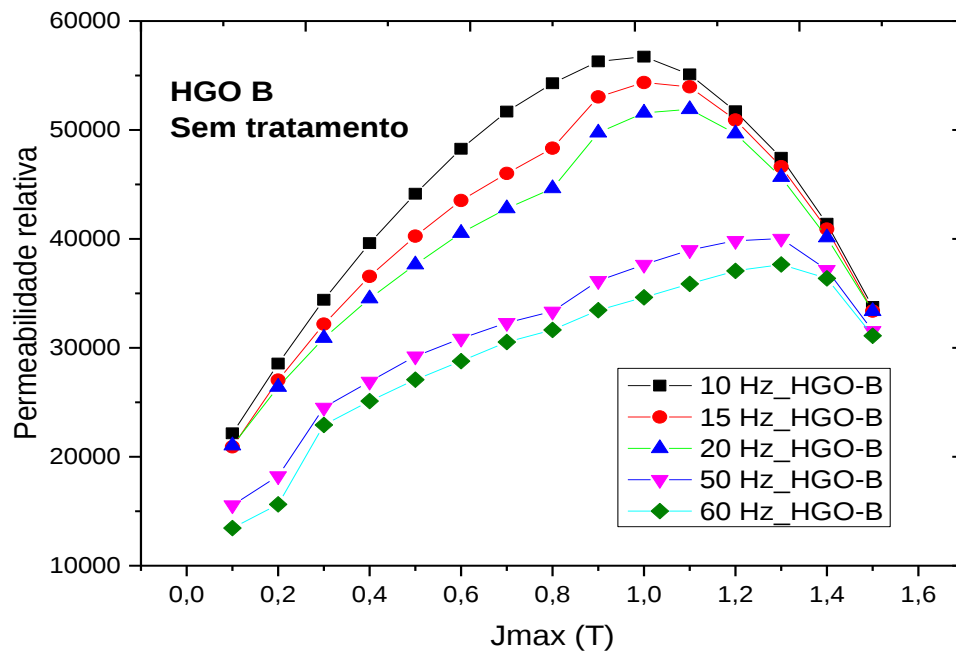
Fonte: autor.

A amostra HGO-A aqui analisada na condição sem tratamento e tratada termicamente a 96h e 225°C apresentou uma redução dos valores de permeabilidade relativa na comparação dos gráficos da Figura 44 e Figura 43. Tomando como referência 12 Hz a 1,1 T valor de pico de permeabilidade magnética para condição sem tratamento térmico de 47000 adimensional. A amostra HGO-A apresentou uma permeabilidade relativa da ordem de 39000. Assim, nessa condição de estudo, a temperatura de 225°C também apresentou impacto negativo na permeabilidade relativa em torno de 17%.

Abordando a mesma lógica, agora para as frequências de 50 Hz e 60 Hz, a 1,1 T, na condição a 96h e 225°C, 34000 a 60Hz e 36000 a 50Hz sem tratamento e 31000 a 60Hz e 32500 tratada termicamente com a deterioração gradativa da permeabilidade do aço HGO-A. Comparando estes resultados de 50 Hz e 60 Hz nas condições de medidas, com o trabalho desenvolvido por Costa (2023), que analisou a permeabilidade de um aço HGO não tratado termicamente, podemos afirmar comparativamente que a permeabilidade do HGO-A estudado neste trabalho sofreu piora na permeabilidade relativa na temperatura de 225°C.

A Figura 45 mostra o comportamento da permeabilidade relativa em função da polarização máxima para o aço HGO-B, sem tratamento, nos intervalos de frequência analisados, de 12 Hz a 60 Hz.

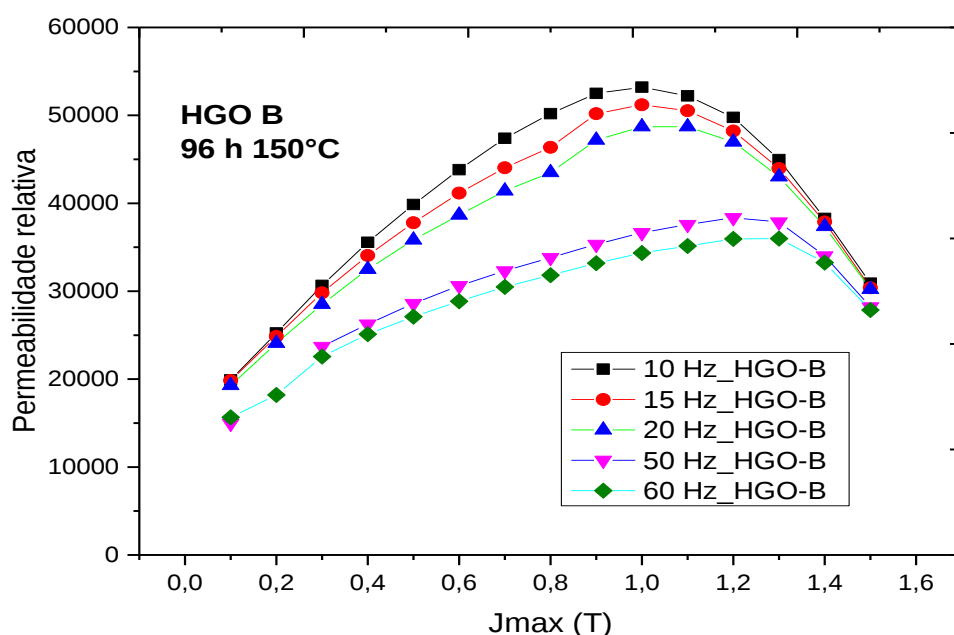
Figura 45 - Permeabilidade relativa em relação a polarização para amostra HGO-B sem tratamento de envelhecimento



Fonte: autor.

Os dados de permeabilidade relativa em função da polarização para a amostra HGO-B tratada por 96 horas são mostrados na Figura 46.

Figura 46 - Permeabilidade relativa em relação a polarização para amostra HGO-B após 96h de tratamento de envelhecimento



Fonte: autor.

Na condição medida de permeabilidade relativa para a amostra sem tratamento térmico, o aço HGO-B apresentou a 1 T e 12 Hz uma permeabilidade relativa de 56000, sendo que, para mesma indução a 50 Hz um valor de 38000. Para a mesma indução, de 1 T, a 60 Hz foi observada uma permeabilidade relativa de 35000.

Comparando as mesmas condições, porém variando a temperatura de tratamento térmico, no caso, a 100°C e com tempo de forno de 96 horas, os valores de permeabilidade relativa apresentaram uma redução considerável. O aço HGO-B apresentou a 1 T e 12 Hz, uma permeabilidade relativa de 43000, o que indica que, quando comparada com a condição sem tratamento, houve um decréscimo de 23,2%. Para mesma indução a 50 Hz, o valor foi a 34000, representando uma piora de 10,5% em relação às mesmas condições de indução a frequência, sem tratamento. Ainda, para 1 T e 60 Hz uma permeabilidade relativa de 35000 foi observada, representando uma piora de 8,5% em relação a amostra não envelhecida.

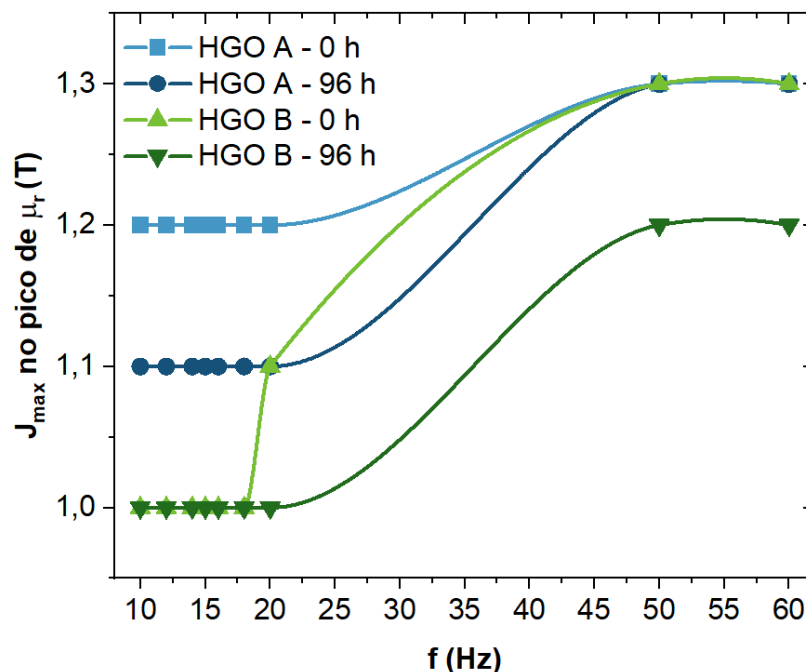
Na comparação do aço HGO-B com a temperatura de tratamento térmico de 150°C no tempo de 96 horas de forno, também se observa uma piora na permeabilidade relativa. O aço HGO-B apresentou a 1 T e 12 Hz uma permeabilidade relativa de 52000, valor este 7% menor que na amostra sem tratamento. Para a mesma indução, a 50 Hz, 37000 unidades de permeabilidade relativa foi observado,

piorando 2,5% em relação à condição pré-envelhecimento. Por fim, a 60 Hz, uma permeabilidade relativa de 34000 indicou uma redução de 2,8% em relação à condição inicial.

Finalmente, na condição de tratamento térmico de 225°C, no tempo de 96 horas de forno, de 1 T e frequências de 12 Hz, 50 Hz e 60 Hz, a análise de permeabilidade relativa apresentou os seguintes resultados: a 12 Hz foi obtida uma permeabilidade relativa de 47000 (redução de 16% em relação a amostra não tratada); a 50 Hz, 34000 unidades de permeabilidade relativa (10,5% inferior ao inicial); e a 60 Hz, um valor de 32500 (piora de 7,1%).

Outra maneira de enxergar os dados de picos de permeabilidade relativa é apresentado na Figura 47. Esse gráfico apresenta quais foram os valores de polarização em que deram os picos de permeabilidade em cada uma das curvas de frequência mostradas nos gráficos anteriores. Nessa análise foram considerados os valores de permeabilidade relativa para os aços HGO-A e HGO-B nas condições sem e com tratamento térmico.

Figura 47 - Valores de pico de polarização máxima para cada curva de permeabilidade relativa em relação a frequência para 0 h e 96 h de tratamento, aços HGO-A e B



Fonte: autor.

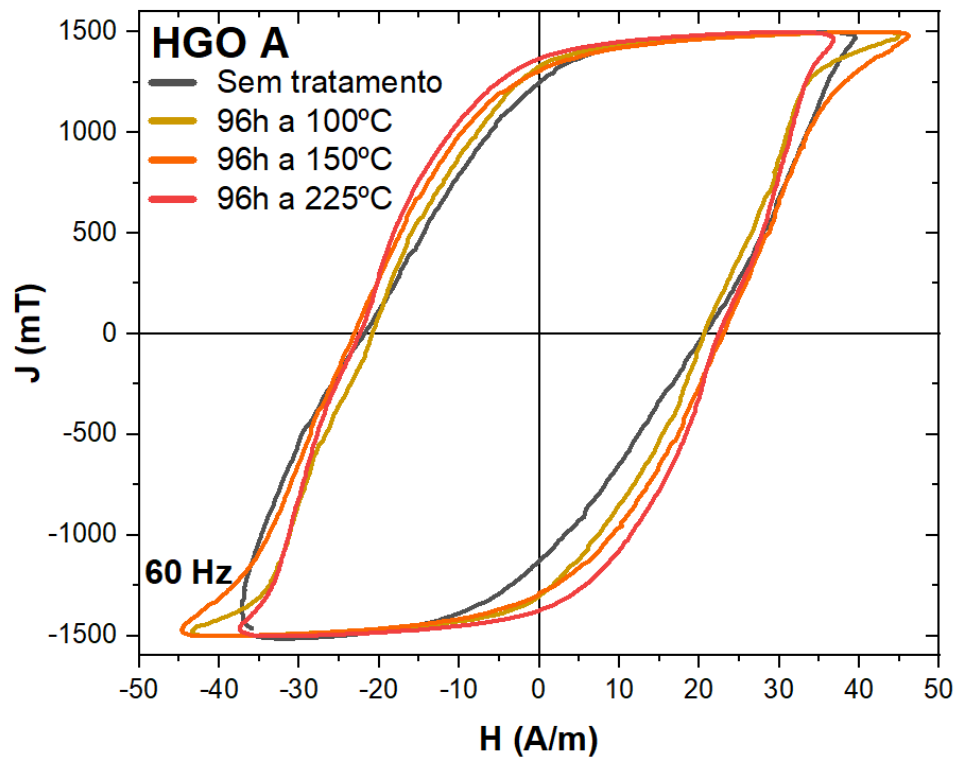
Os picos de polarização máxima correspondem aos pontos nas curvas de permeabilidade relativa onde o material atinge sua magnetização máxima, ou seja, a maior facilidade de alinhamento dos dipolos magnéticos com o campo aplicado antes

que fatores como saturação magnética ou outros efeitos influenciem a permeabilidade. Isso aponta para a conclusão de que independentemente de suas composições químicas ou tratamentos térmicos, esses aços atingem o mesmo nível de magnetização máxima. Isso pode sugerir que, apesar das diferenças em outras propriedades, esses aços têm uma resposta magnética semelhante sob um campo magnético forte, uma vez que a tendência dos valores é que os picos ocorram em polarizações parecidas entre 10 Hz e 20 Hz, criando um efeito de comportamento linear na tendência dos dados, apesar dos valores nominais de polarização serem diferentes. Observa-se que, a partir de 20 Hz, todas as amostras analisadas nas condições de tratamento, independente da temperatura ou tipo de material, aumentam exponencialmente o valor onde ocorre o pico de permeabilidade máxima. Foi observado também, que após 50 Hz, houve uma nova linearização dos valores de pico máximo de polarização. O único destaque que merece menção foi para a amostra HGO-B sem tratamento (apresentada na curva verde clara), que saiu do regime de linearidade a partir de 18 Hz, ao invés de 20 Hz, como nas demais amostras. Ainda assim, nominalmente, os valores de permeabilidade relativa próximos do pico são muito próximos, o que reforça essa tendência de comportamento apontada entre todas as amostras.

5.3.3. Curvas de Histerese

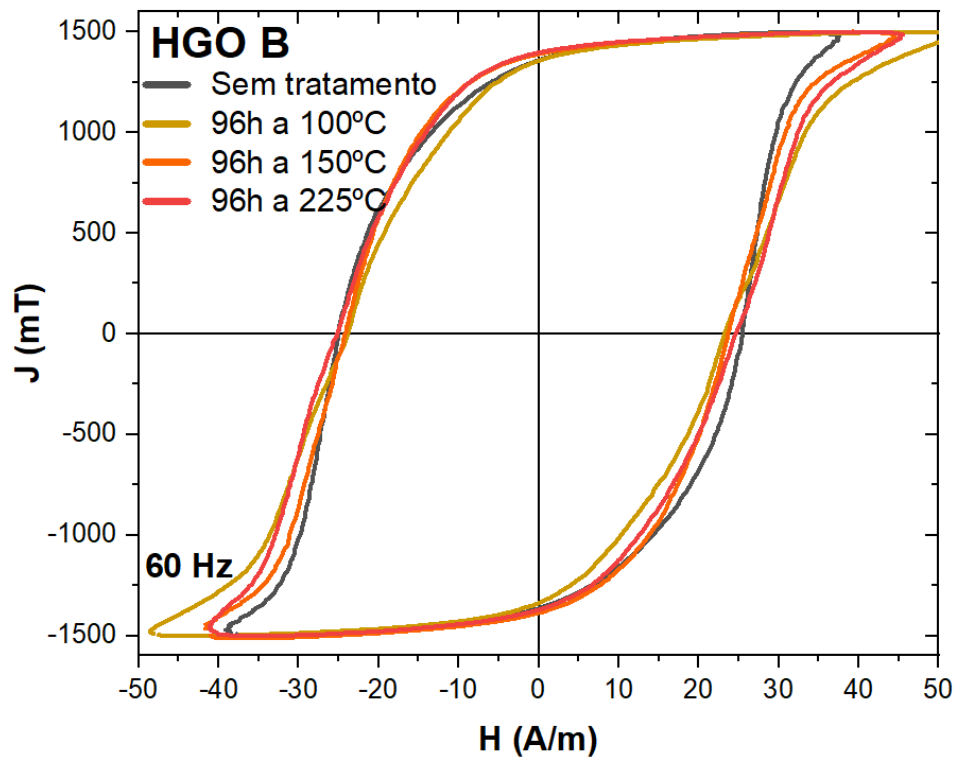
Com o objetivo de verificar impacto do envelhecimento magnético forçado sobre as propriedades magnéticas, a Figura 48 e a Figura 49 apresentam as curvas da polarização magnéticas em função do campo magnético (curvas de histerese dinâmicas), para as amostras HGO-A e HGO-B, respectivamente, em diversas condições de tempo de tratamento térmico.

Figura 48 - Curvas de histerese a 60 Hz para amostra HGO-A, sem e com tratamento de envelhecimento, a 0h e 96h (100°C, 150°C e 225°C)



Fonte: autor.

Figura 49 - Curvas de histerese a 60 Hz para amostra HGO-B, sem e com tratamento de envelhecimento, a 0h e 96h (100°C, 150°C e 225°C)

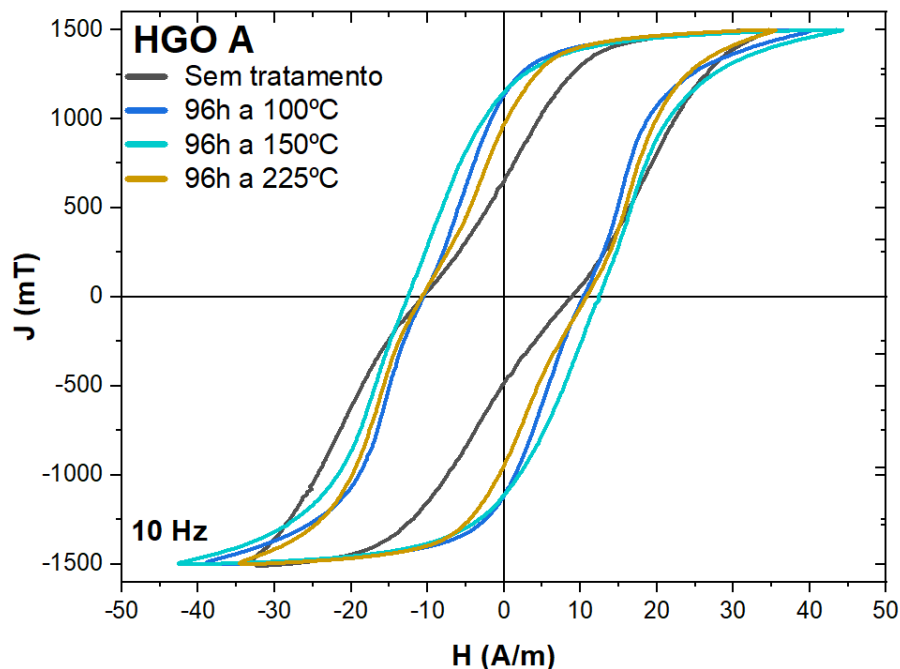


Fonte: autor.

Observa-se nos ciclos de histerese uma ampliação da área interna para as curvas construídas, apresentando perdas magnéticas que são proporcionais às áreas das curvas de polarização (MARTELO, 2017), que apresentaram induções máximas nos ciclos com teto neste estudo de 1500 mT (LANDGRAF, 2007), sugerindo que ocorreu uma dissipação de energia por ciclo em J (mT), este indicativo, que há uma barreira que impede o movimento de domínio magnético, prendendo-a a um precipitado formado que é um defeito produzido propositalmente para estudar estas variações (LANDGRAF, 2002). O aumento do campo coercivo dita a regra impondo um novo comportamento da curva. O tempo de envelhecimento associado à temperatura de trabalho pode ser observado nas curvas. O tempo ideal seria o que coincidissem com o ciclo de vida do equipamento, o melhor dos cenários, caso contrário a qualidade do serviço prestado pelo equipamento elétrico seria comprometido, se traduzindo em um maior consumo energético (NEGRI *et al.*, 2016).

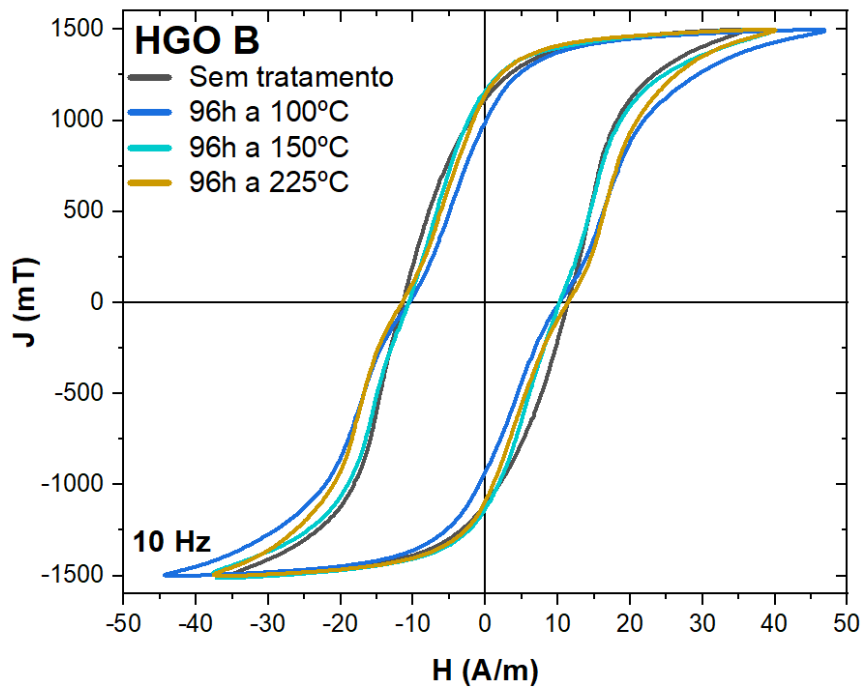
Na Figura 50 e na Figura 51 são mostradas as curvas de histerese para as condições de 10 Hz para os aços HGO-A e HGO-B, respectivamente.

Figura 50 - Curvas de histerese a 10 Hz para amostra HGO-A, sem e com tratamento de envelhecimento, a 0h e 96h (100°C, 150°C e 225°C)



Fonte: autor.

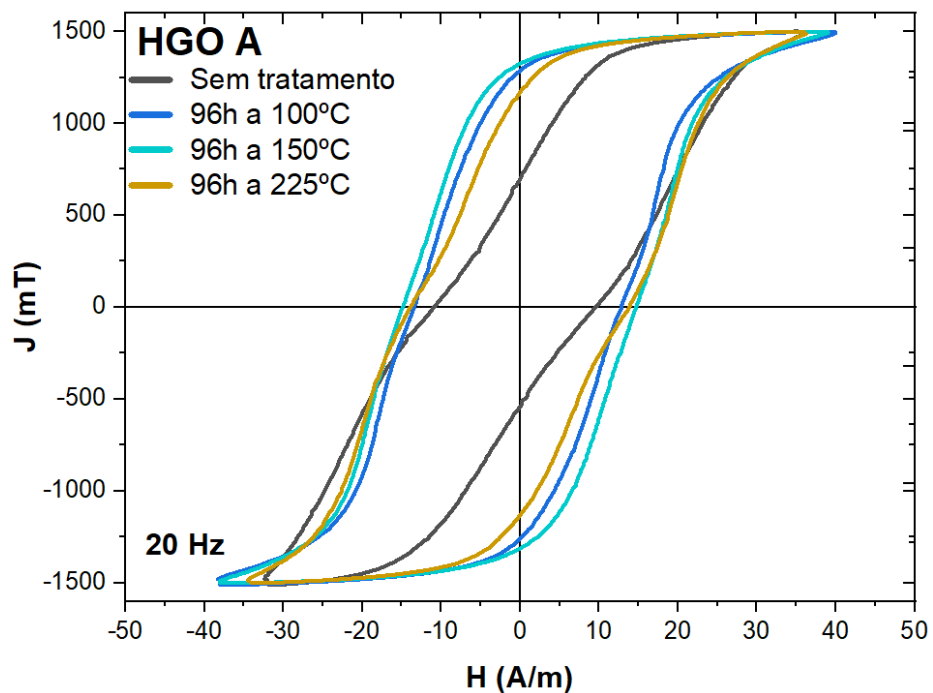
Figura 51 - Curvas de histerese a 10 Hz para amostra HGO-B, sem e com tratamento de envelhecimento, a 0h e 96h (100°C, 150°C e 225°C)



Fonte: autor.

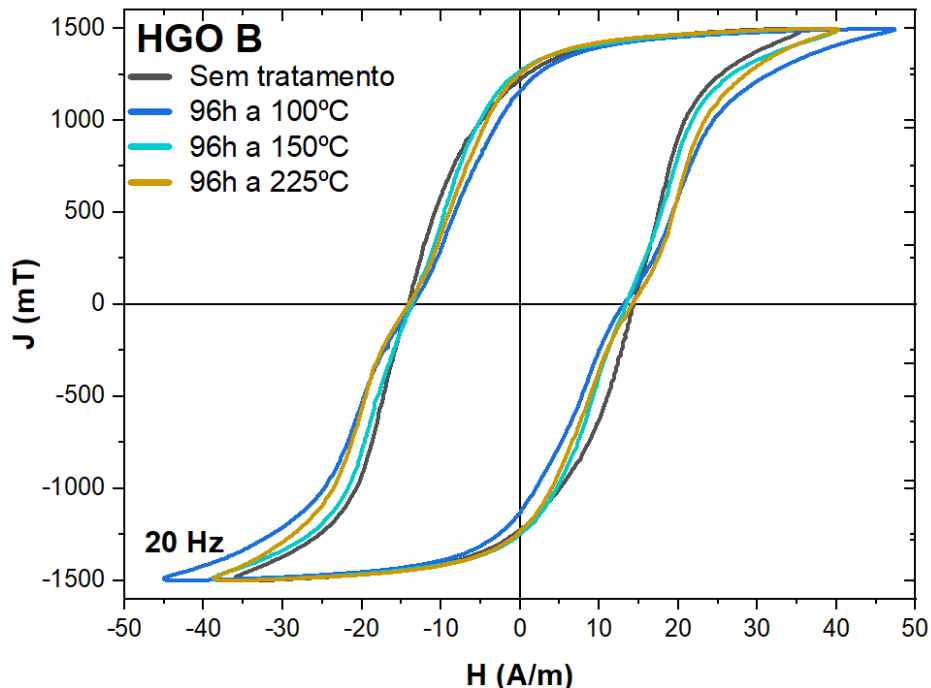
Na Figura 52 e na Figura 53 são mostradas as curvas de histerese para as condições de 20 Hz para os aços HGO-A e HGO-B, respectivamente.

Figura 52 - Curvas de histerese a 20 Hz para amostra HGO-A, sem e com tratamento de envelhecimento, a 0h e 96h (100°C, 150°C e 225°C)



Fonte: autor.

Figura 53 - Curvas de histerese a 20 Hz para amostra HGO-B, sem e com tratamento de envelhecimento, a 0h e 96h (100°C, 150°C e 225°C)



Fonte: autor.

As curvas de histerese para os aços HGO-A e HGO-B foram analisadas para condição sem tratamento térmico 10 Hz, 20 Hz em comparação com os aços HGO-A e HGO-B nas condições de 10 Hz e 20 Hz nas temperaturas de 100°C, 150°C e 225°C a 96 horas de tratamento térmico com objetivo de produzir envelhecimento magnético. O aço HGO-A apresentou maior área na curva de histerese nas temperaturas de tratamento térmico em ambas as frequências, observando-se para o aço HGO-A a 20 Hz uma dilatação ainda maior das curvas de histerese nas temperaturas de tratamento térmico estipuladas para o experimento. Marra, Landgraf e Buono (2008) conseguiram evidenciar que partículas de segunda fase na forma de carbonetos, que são oriundos da movimentação do carbono para formação de precipitados, afetam diretamente as perdas por histerese que são associadas a dissipação de energia magnética nos núcleos de transformadores e motores, proveniente da ancoragem dos domínios magnéticos efeito “*pinning*”.

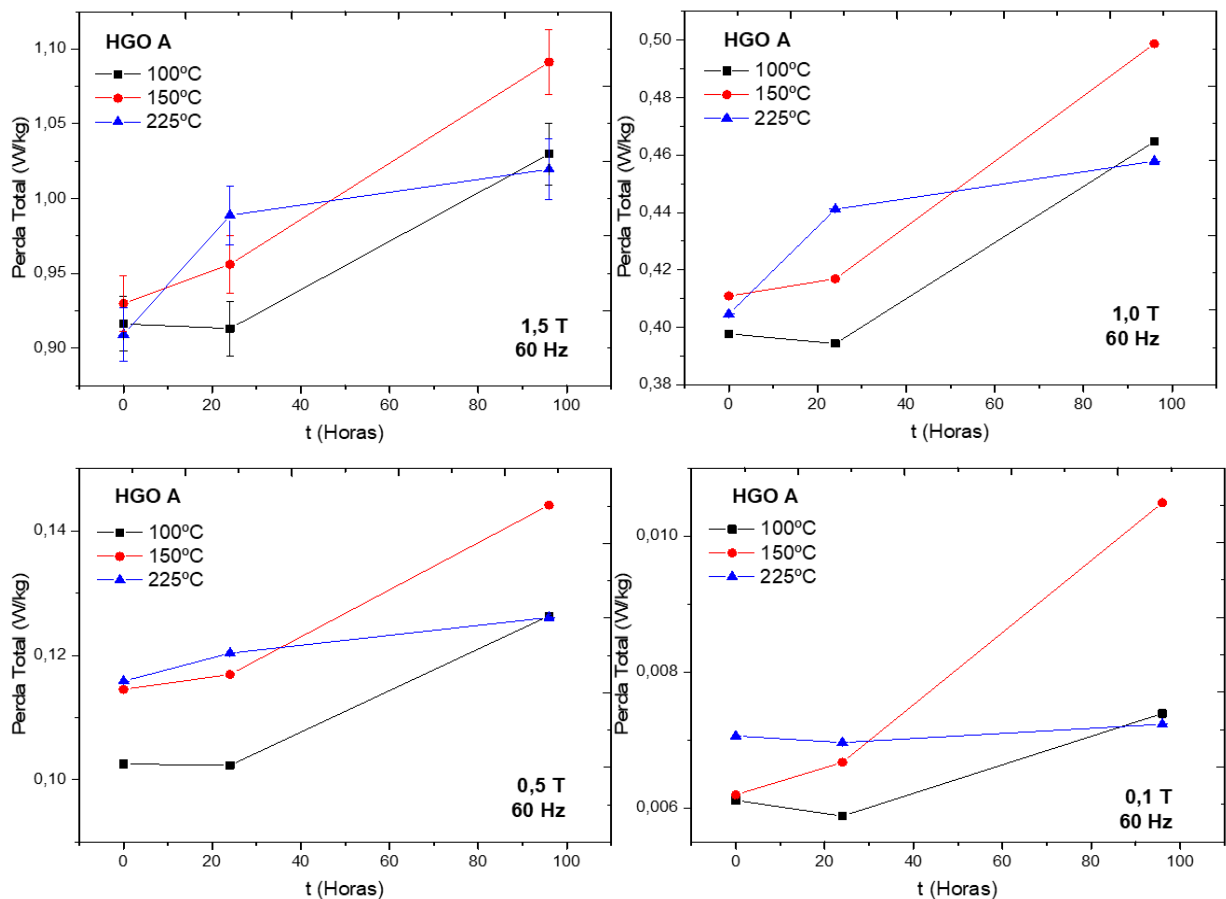
O aço HGO-B apresentou menor área na curva de histerese, mas é possível ver que houve diferença no comportamento das curvas em relação às temperaturas de tratamento térmico 100°C, 150°C e 225°C no tempo de 96 horas. À medida que a frequência é elevada as perdas se acentuam para os aços HGO-A e HGO-B;

evidenciando que a formação de precipitados é atribuída como causa da componente de perdas histeréticas (OLIVEIRA JUNIOR et al., 2017).

5.3.4. Perdas Totais em relação à frequência

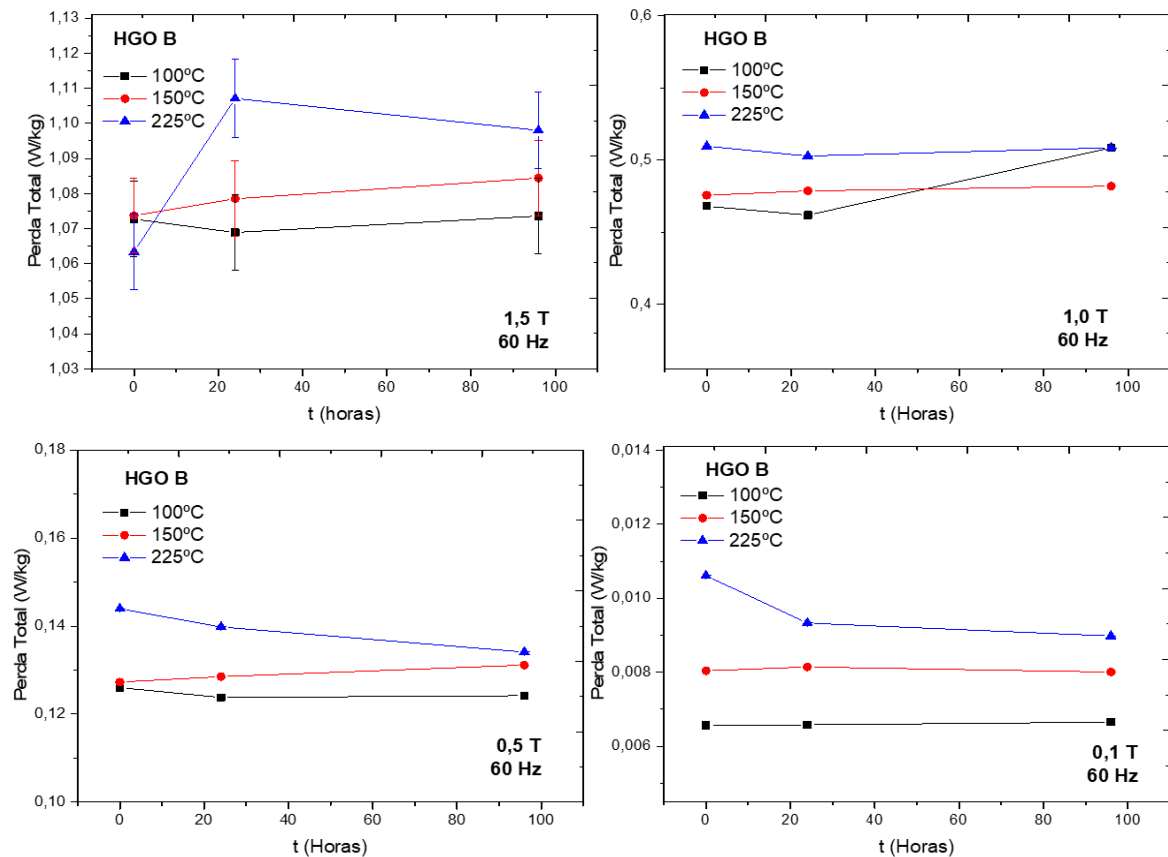
Na Figura 54 é mostrado o comportamento das perdas totais em função do tempo, para os tempos de tratamento térmico de 24 e 96 horas na amostra HGO-A, e na Figura 55 para a amostra HGO-B. Assim, pode ser observada a consequência da formação de precipitados na matriz ferrítica das amostras.

Figura 54 - Comportamento das perdas totais em relação ao tempo de envelhecimento (0 h, 24h e 96 h) nas temperaturas de 100°C, 150°C e 225°C para o HGO-A nas induções 1.5T, 1.0T, 0.5T e 0.1T. Barra de erro de 2% inclusa



Fonte: autor.

Figura 55 - Comportamento das perdas totais em relação ao tempo de envelhecimento (0 h, 24h e 96 h) nas temperaturas de 100°C, 150°C e 225°C para o HGO-B nas induções 1.5T, 1.0T, 0.5T e 0.1T. Barra de erro de 2% inclusa



Fonte: autor.

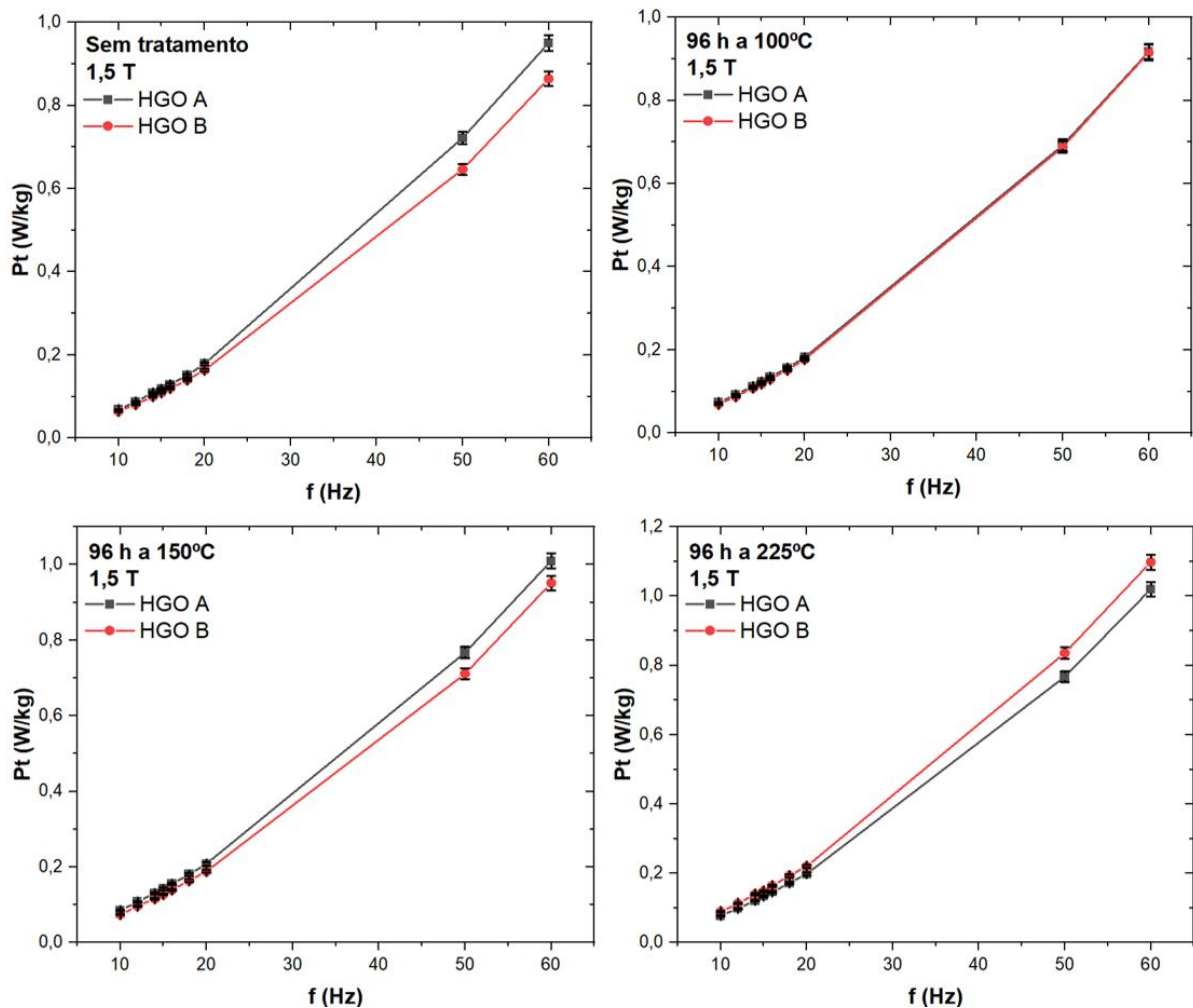
Os resultados demonstram que teores de carbono menores nos aços elétricos aplicados nos transformadores e submetidos a variação de temperatura apresentam menores perdas magnéticas ou nenhuma perda (DE CAMPOS, EMURA e LANDGRAF, 2006). Ainda pode-se notar na Figura 54 que o tratamento térmico produziu um aumento significativo de perdas magnéticas em todas as induções com destaque para temperatura de 150°C considerada neste trabalho crítica para o envelhecimento (MERZ, 1970) e confirmada pelas imagens do MEV para a amostra com maior teor de carbono no caso HGO-A, o que indica que o tratamento térmico induziu precipitados e estes fizeram com que as perdas aumentassem, fato que deve ser observado na engenharia de construção de transformadores de alto rendimento.

Uma análise pertinente para o aço HGO-B diz respeito à investigação do comportamento das perdas magnéticas em função da frequência aplicada e observadas na Figura 55, que praticamente não há perdas totais consideráveis em

relação ao tempo de envelhecimento uma vez que o aumento das perdas magnéticas está diretamente ligado ao aumento da frequência (LANDGRAF, 2002).

A Figura 56 mostra o comparativo das perdas totais para os aços HGO-A e HGO-B nas condições sem tratamento, e envelhecidos a 100°C, 150°C e a 225°C por 96 horas. Os dados são referentes a condição de 1,5 T e foram incluídas barras de erro de 2%, representando o desvio experimental.

Figura 56 - Perda total em relação a frequência para diversas condições de tratamento a 1,5 T, para amostras HGO-A e B. Barra de erro de 2% inclusa



Fonte: autor.

Os aços de grão orientado convencionais (GO) possuem perdas totais a faixa de 1 W/Kg a 1,5 T e a 50 Hz, enquanto que os aços de alta permeabilidade, HGO, apresentam valores de perdas totais inferiores aos convencionais (MARTELO, 2017). Observando a perda total em função da frequência para os aços HGO-A e HGO-B testados a 1,5 T e 50 Hz, esses mantiveram suas perdas totais com valores inferiores ao citado por Martelo (2017), mesmo após tratados termicamente para o

envelhecimento magnético. A melhor qualidade deste aço é associada a um tamanho de grãos grandes e bem orientados, o que pode ser atribuir essas perdas abaixo de 1 W/Kg nessas condições de indução e frequência (XIA, KANG e WANG, 2008; MARTELO, 2017).

Os gráficos de perdas totais para os aços HGO-A e HGO-B para as condições sem tratamento e tratado termicamente nas temperaturas de 100°C, 150°C e 225°C foram analisadas nas frequências 10 Hz a 60 Hz, na polarização de 1,5 T. O aço HGO-A apresentou maiores perdas nas amostras sem tratamento e a 150°C em relação ao HGO-B. Por outro lado, a 100°C para as perdas totais se sobrepõem. Na temperatura de 225°C, as perdas do HGO-B se tornaram maiores em relação ao HGO-A, que apresentou um menor teor de carbono.

Quando analisada a condição sem tratamento, as perdas totais predominaram para os aços HGO-A com maior teor de carbono. Porém, não é possível afirmar que este fato isolado poderia ter produzido estas perdas, visto que as medições partiram da variação de erro de 2%, e apenas a partir de 20 Hz há uma tímida variação de perdas totais, se acentuando um pouco mais a 50 Hz e 60 Hz fora da barra de erro de 2% admitido, mantendo-se com valores inferiores a 0,9 W/Kg. Serão necessárias outras análises para confirmar essa hipótese de perdas atreladas ao carbono maior.

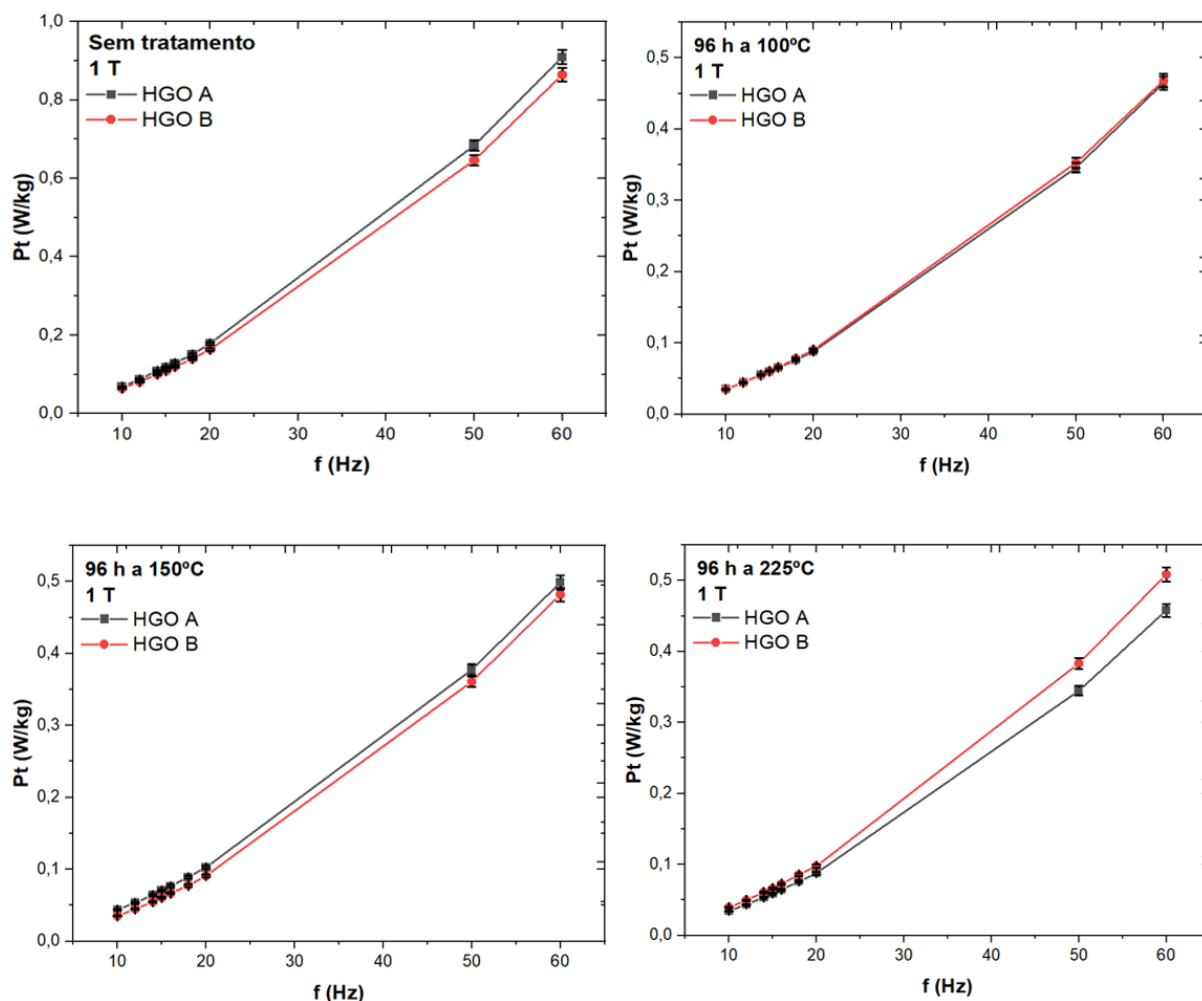
Há evidências que na temperatura de 100°C ambas as amostras de HGO tiveram um incremento de perdas totais significativas, sendo ainda mais expressivo na frequência de 60 Hz, onde o valor medido superou o valor de 1 W/Kg. Interessante perceber que o incremento das perdas ao longo da frequência seguiu um padrão constante.

Na temperatura de 150°C ambas amostras de HGO mantiveram perdas bem próximas com valores dentro da margem de erro de 2%, a 50 Hz e 60 Hz, permitindo que as perdas nestas frequências na polarização de 1,5 T fossem coincidentes, com valores acima de 1 W/Kg.

Por fim, para a temperatura de 225°C, as perdas se mostraram crescentes e simétricas entre 10 Hz a 20 Hz, sendo que, a partir desta última frequência as perdas continuam crescendo até 60 Hz, com valores acima de 1 W/Kg.

A Figura 57 exibe a análise das perdas totais em relação a frequência para a condição de 1 T, comparando os dados de HGO-A e HGO-B para os cenários sem tratamento, e com envelhecimento de 96 horas a 100°C, 150°C e 225°C.

Figura 57 - Perda total em relação a frequência para diversas condições de tratamento a 1 T, para amostras HGO-A e B. Barra de erro de 2% inclusa



Fonte: autor.

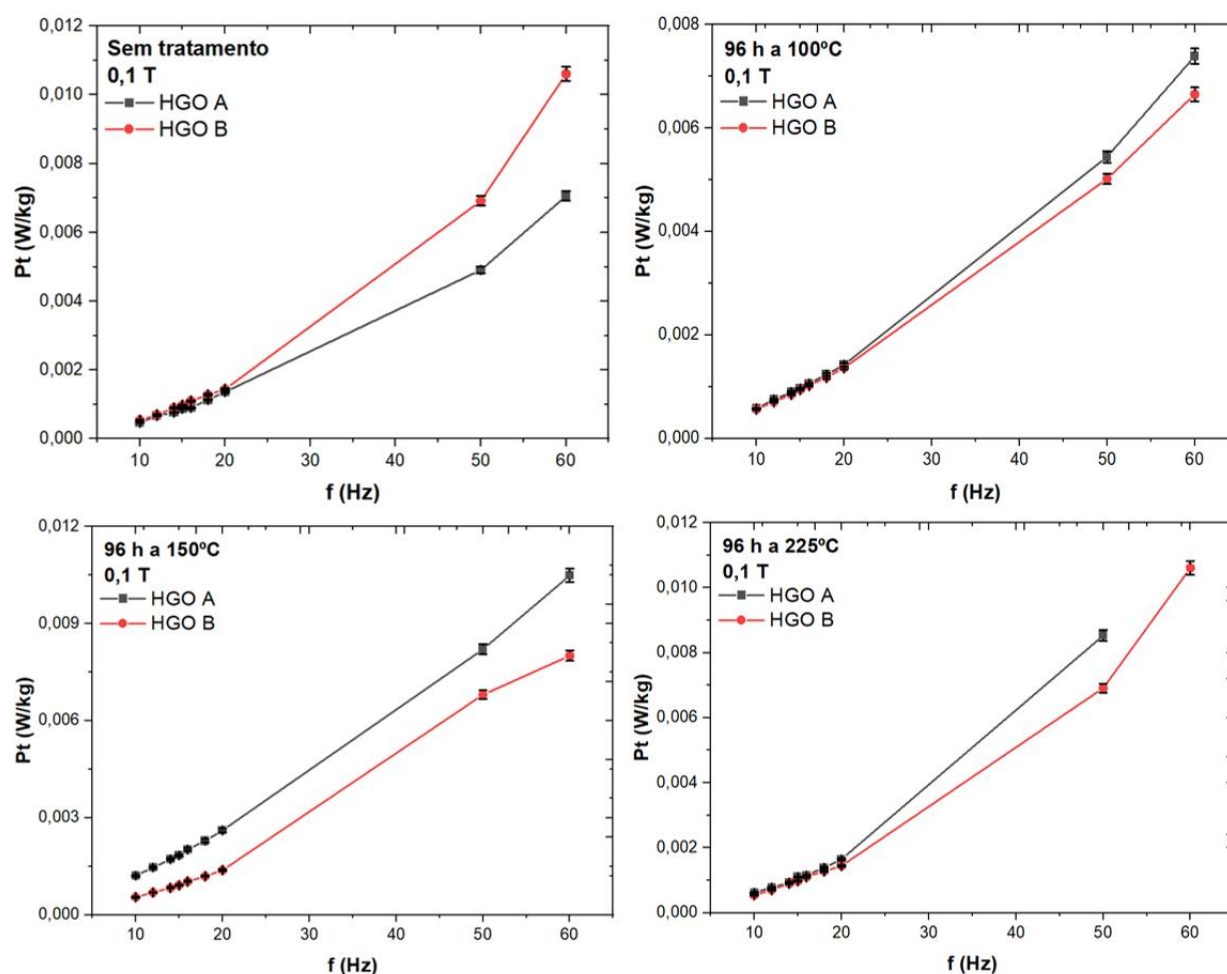
As perdas magnéticas em função da frequência para os aços HGO-A e HGO-B também foram avaliadas para a condição de 1 T sem tratamento, e envelhecidos a 100°C, 150°C e 225°C por 96 horas e foram incluídas barras de erro de 2%, representando o desvio experimental. O aumento das perdas magnéticas está diretamente ligado ao aumento da frequência (LANDGRAF, 2002).

Na condição sem tratamento a 1 T os aços HGO-A apresentou maior perda 0,9 W/Kg comparado com o HGO-B que apresentou 0,88 W/Kg, que se mantiveram abaixo de 1,0 W/Kg um bom indicador da qualidade dos aços elétricos de alta permeabilidade em comparação com aços ditos convencionais (MARTELO, 2017). Na condição de 96 h a 100°C as perdas totais para os aços HGO-A e HGO-B se sobrepuseram a 60 Hz com perdas menores que 0,5 W/Kg. Na frequência de 50 Hz o HGO-B supera levemente o HGO-A em perdas totais, nas demais frequências há superposição das perdas dos aços HGO-A e HGO-B que foram menores do que a

amostra sem tratamento térmico, fato não esperado e que se repete em todas as temperaturas de tratamento térmico, 150°C e 225°C; nesta última o aço HGO-B apresentou maiores perdas em todas as frequências, fato interessante por este aço possui menor carbono disponível para formação de precipitado se comparado com o aço HGO-A. Na condição de 150°C considerada crítica para envelhecimento (MERZ, 1970), o aço HGO-A se manteve com as maiores perdas totais e por possuir um maior teor de carbono promover a formação de precipitados com efeito *pinning* da parede do domínio (MARRA, LANDGRAF e BUONO, 2008). A forma e a distribuição do tamanho do grão influenciam as propriedades magnéticas, em especial as perdas (LEUNING, STEENTJES e HAMEYER, 2020).

A Figura 58 mostra o comportamento da perda total em relação a frequência para a condição de polarização de 0,1 T, nos cenários sem tratamento, tratada a 100°C, 150°C e a 225°C, todas tratadas por 96 horas.

Figura 58 - Perda total em relação a frequência para diversas condições de tratamento a 0,1 T, para amostras HGO-A e B. Barra de erro de 2% inclusa



Fonte: autor.

O comparativo das perdas totais para os aços HGO-A e HGO-B nas condições sem tratamento, e envelhecidos a 100°C, 150°C e a 225°C por 96 horas. Os dados são referentes a condição de 0,1 T e foram incluídas barras de erro de 2%, representando o desvio experimental.

Na condição sem tratamento a 0,1 T o aço HGO-B apresentou maior perda em relação ao HGO-A bem acentuada nas maiores frequências estudadas 50 Hz e 60 Hz. Na condição 100°C o HGO-A apresentou maiores perdas em relação ao HGO-B. Quando se compara aos demais cenários, sem tratamento térmico, e a 150°C e 225°C, as perdas dos aços HGO-A e HGO-B apresentaram perdas menores, indicando menores perdas.

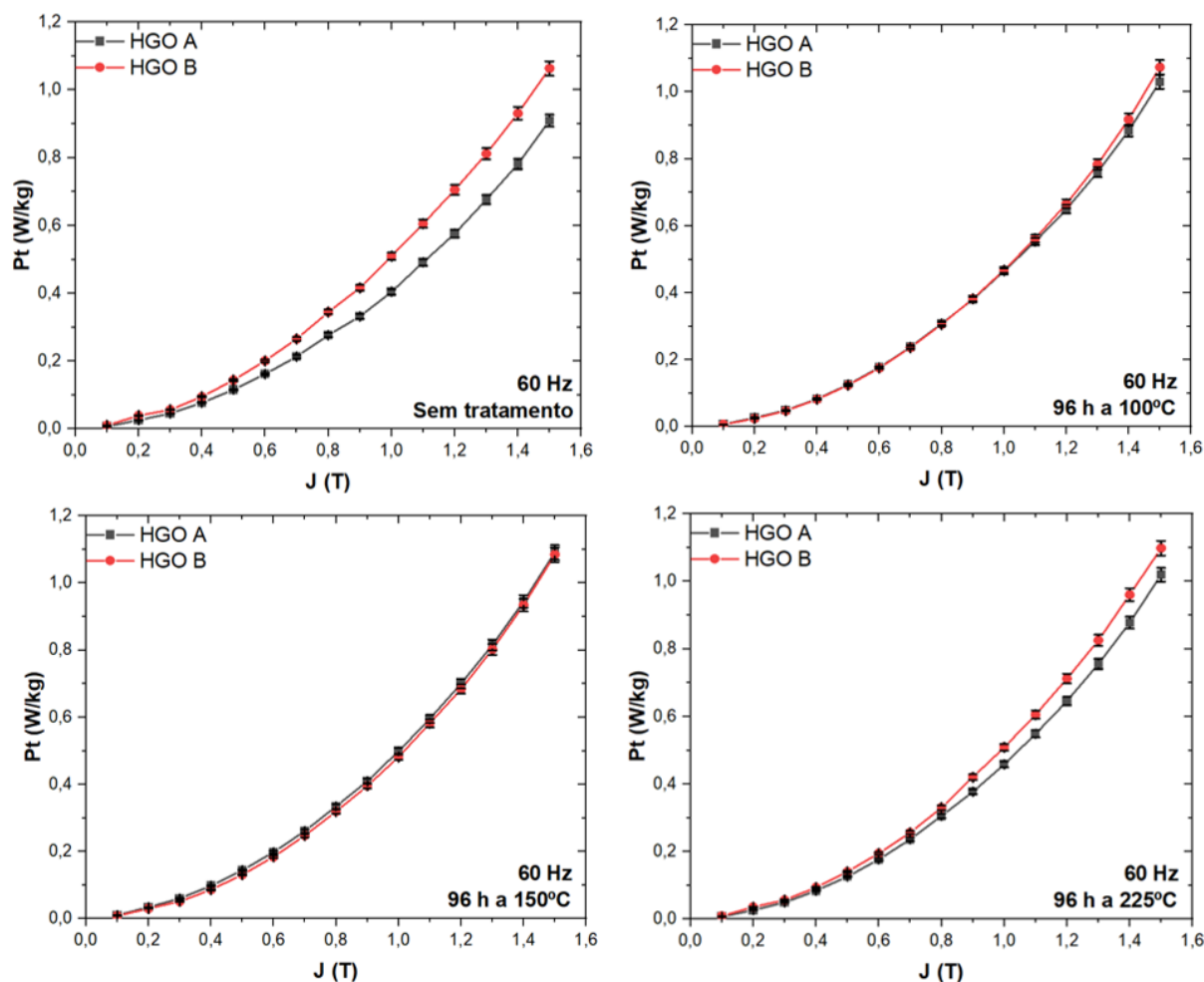
Observando o gráfico de 96 h 100°C a 0,1 T as perdas são menores que 0,008 W/Kg, para um cenário de a 0,010 W/Kg para 150°C e próximo de 0,011 W/Kg para 225°C. O tratamento térmico a 100°C a 0,1 T foi benéfico, em relação aos outros tratamentos térmicos 150°C, 225°C e na condição de sem tratamento podemos inferir que nesta condição.

Na condição sem tratamento o HGO-B que possui menor carbono predomina sobre o HGO-A que possui maior teor de carbono. Nas condições de 100°C, 150°C e 225°C o aço HGO-A é predominante nas perdas em relação ao aço HGO-B.

5.3.5. Perdas Totais em relação a polarização

Outra maneira de avaliar a evolução das perdas totais é analisar o comportamento em relação ao aumento da polarização, para uma frequência específica. Nos gráficos da Figura 59, foi escolhida a frequência de 60 Hz para realização da discussão, devido às condições típicas de aplicação desses aços HGO comercialmente. Novamente foram incluídas as barras de erro experimental de 2%.

Figura 59 - Perda total em relação a polarização para diversas condições de tratamento a 60 Hz, para amostras HGO-A e B. Barra de erro de 2% inclusa



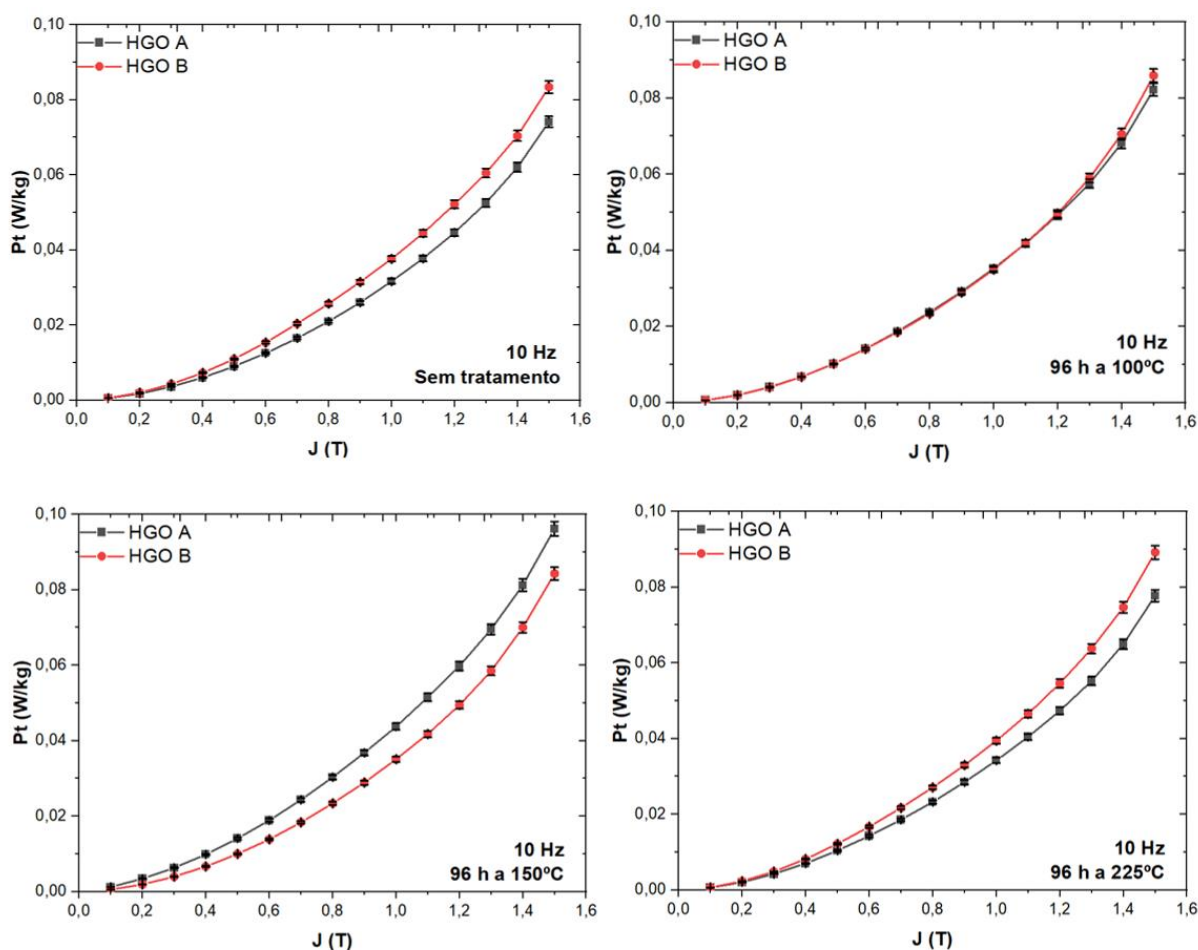
Fonte: autor.

O aumento da polarização nos aços HGO-A e HGO-B sem tratamento se mostrou bem distinta entre os mesmos, a 1,5 T o aço HGO-A apresentou perdas totais de 0,9 W/Kg, e o aço HGO-B na mesma condição apresentou perdas totais de 1,06 W/Kg uma diferença de 15%. Na temperatura de 100°C a 1,5 T o aço HGO-A apresentou perdas totais 1,02 W/Kg e o aço HGO-B apresentou 1,08 W/Kg, uma nítida deterioração de suas propriedades magnéticas, 11% em comparação com o HGO-A sem tratamento e 1,8% em comparação com o HGO-B. Na temperatura de 150°C apontada como crítica para produzir deterioração das propriedades magnéticas por envelhecimento (MERZ, 1970), os aços HGO-A e HGO-B apresentaram superposição das curvas e perdas totais de 1,09 W/Kg a 1,5 T. Na condição de temperatura de 225°C o aço HGO-A apresentou perdas totais 1,02 W/Kg e o aço HGO-B apresentou 1,1 W/Kg. A temperatura de 150°C demonstrou ser a que mais atuou na deterioração

da qualidade dos aços HGO estudados. A Polarização magnética de saturação é característico da composição química do aço, não sendo afetada por defeitos do campo microestruturais do aço. Por assim dizendo os carbonetos formados durante os tratamentos térmicos de envelhecimento se comportam diferentemente das inclusões que são fases ditas não magnéticas (CHAGAS *et al.*, 2005), os carbonetos de ferro são ferromagnéticos (LANDGRAF, 2002).

A Figura 60 mostra a evolução das perdas totais em relação às polarizações, na condição de 10 Hz, para as amostras HGO-A e HGO-B sem tratamento, e tratadas por 96 horas a 100°C, 150°C e 225°C.

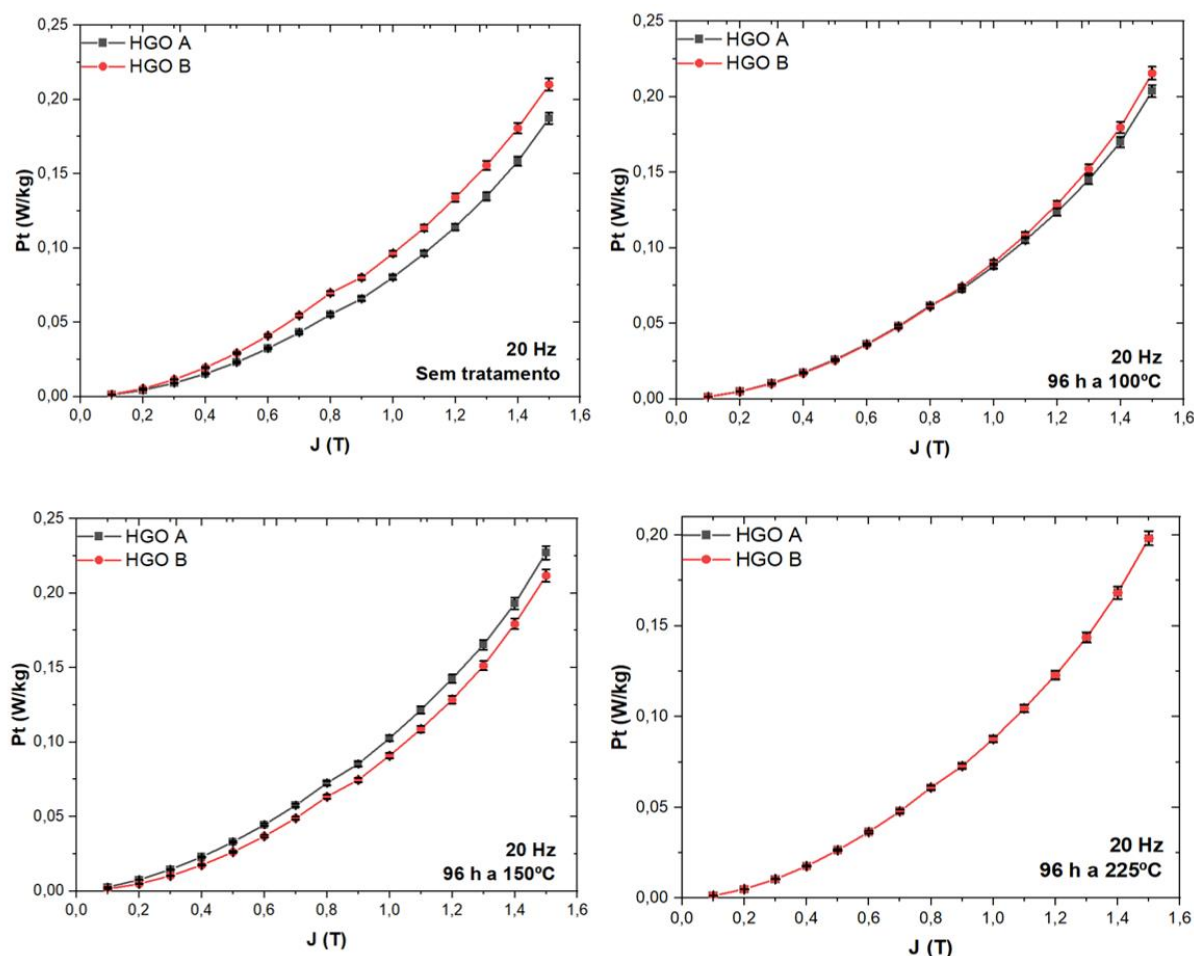
Figura 60 - Perda total em relação a polarização para diversas condições de tratamento a 10 Hz, para amostras HGO-A e B. Barra de erro de 2% inclusa



Fonte: autor.

A Figura 61 mostra o comportamento das perdas totais em relação a polarização, para amostras sem tratamento e com tratamento de envelhecimento por 96 horas (100°C, 150°C e 225°C). Esses dados das amostras HGO-A e HGO-B são referentes a frequência de 20 Hz.

Figura 61 - Perda total em relação a polarização para diversas condições de tratamento a 20 Hz, para amostras HGO-A e B. Barra de erro de 2% inclusa



Fonte: autor.

As análises apresentadas despertaram estranheza a primeiro momento, por apresentarem perdas totais de partida, ou seja, na condição sem tratamento térmico e posteriormente tratadas maiores para um aço de menor teor de carbono HGO-B em relação ao HGO-A de maior teor de carbono. Este fato é interessante por determinar a qualidade magnética dos aços elétricos em função das perdas totais que de regra não podem ser consideradas como um valor absoluto na medida de perdas magnéticas (LANDGRAF,2002; PERASSA, ALMEIDA e LANDGRAF, 2013; DE CAMPOS, EMURA e LANDGRAF, 2006).

Analisando os aços HGO-A e HGO-B sem tratamento térmico a 10 Hz o aço HGO-B apresentou maiores perdas 0,083 W/Kg em relação ao HGO-A que apresentou 0,074 W/Kg a 1,7 T. Esta mesma tendência de maiores perdas para o aço HGO-B em relação ao HGO-A foi observada em todas as induções trabalhadas na frequência de 10 Hz.

Na condição de análise de 10 Hz a 96 horas a 100°C de tratamento térmico os aços HGO-A e HGO-B apresentaram comportamento em que o aço HGO-A e HGO-B a 0,1 T possuem os mesmos valores de perdas totais, com um leve distanciamento a 0,2 T mantendo-se neste patamar até a 1,1 T onde há inversão de posição, predominando as perdas totais em W/Kg para o aço HGO-B, situação que se mantém com leve distanciamento entre os aços estudados. A mesma observação feita no começo desta seção percola as análises para as demais frequências, teor de carbono diferentes para os aços HGO-A e HGO-B com perdas totais de partida diferentes, fato é e que a qualidade do aço elétrico está ligada às perdas totais e que não podem ser consideradas como valores absolutos (LANDGRAF, 2002; PERASSA, ALMEIDA e LANDGRAF, 2013; DE CAMPOS, EMURA e LANDGRAF, 2006).

Na condição de análise a 20 Hz, os aços HGO-A e HGO-B sem tratamento térmico apresentaram condições comportamentais semelhantes na curva de perdas totais pelas induções. O aço HGO-B apresentou maiores perdas 0,209 W/Kg em todas as induções propostas em relação ao aço HGO-A que apresentou perdas totais na ordem de 0,187 W/Kg na indução de 1,5 T. Uma mesma tendência de maiores perdas para o aço HGO-B foi mantido em todas as induções estudadas e observadas na frequência de 20 Hz.

Não obstante na condição de 20 Hz a 96 horas de tratamento térmico os aços HGO-A e HGO-B a 0,1 T e 0,2 T possuem aproximadamente as mesmas perdas, havendo um distanciamento entre HGO-A e HGO-B até 0,4 T; a partir desta indução até 0,8 T uma aproximação, e uma inversão de posição evidenciada a 0,9 T, mantendo-se esta inversão com leve distanciamento com o aço HGO-B com maiores perdas totais em W/Kg em relação ao aço HGO-A.

Na temperatura de 150°C considerada crítica para os aços elétricos por promover a formação de precipitados (MERZ, 1970), o aço HGO-A manteve-se predominante a 20 Hz com as maiores perdas 0,227 W/Kg contra 0,211 W/Kg para o aço HGO-B nas frequências em todas as induções propostas para análise e apresentando 4,5% de diferença a 1,5 T entre os aços. À medida que a frequência é elevada as perdas se matam para os aços HGO-A e HGO-B; evidenciando que a formação de precipitados atuará semelhantemente e poderá ser atribuída como causa da componente de perdas totais, (OLIVEIRA JUNIOR et al., 2017).

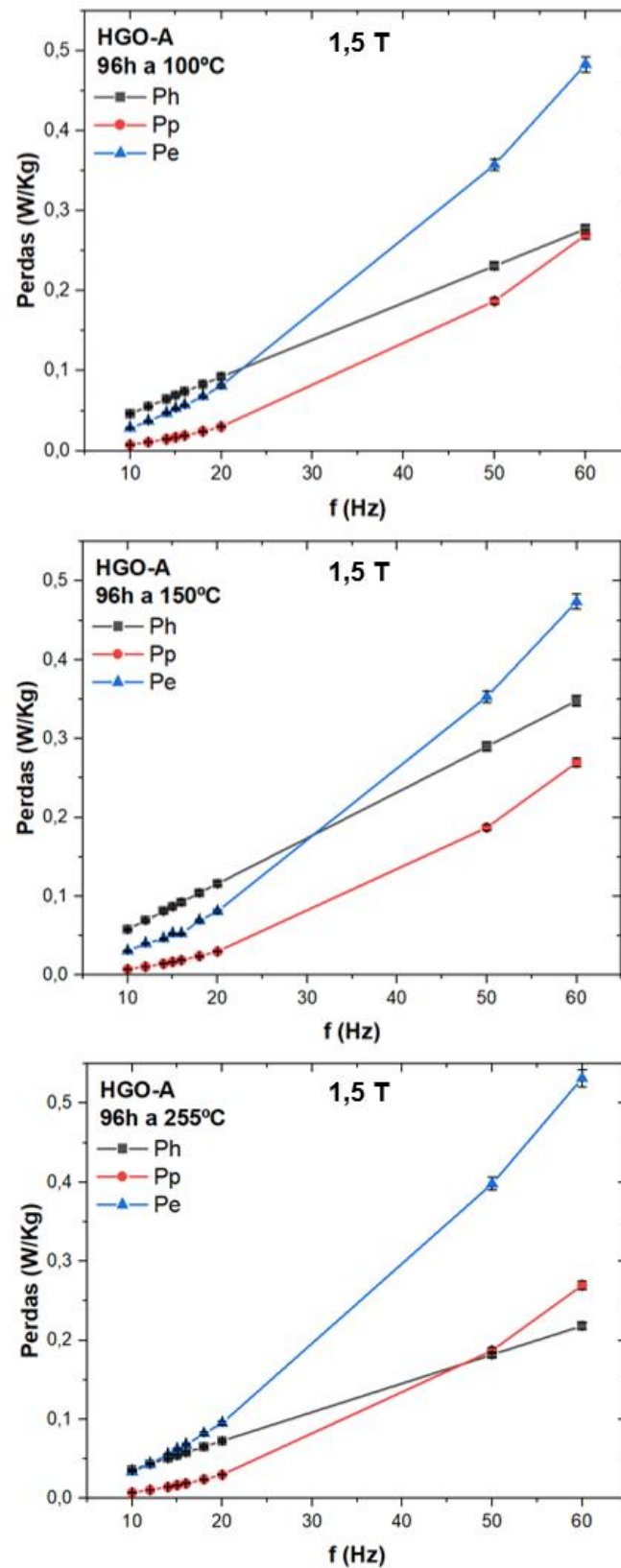
A temperatura de 225°C considerada padrão pela NBR 5161 (ABNT, 1977), para de análise de 10 Hz a 96 horas, houve uma inversão na condição de perdas

totais em W/Kg, predominando o aço HGO-B em relação ao HGO-A com um distanciamento nas induções mais elevadas até 1,6 T, a formação de precipitados, e suas características tais como; volume, fração volumétrica tamanho e distribuição, contribuem com a deterioração da qualidade dos aços estudados que se reflete em perdas no ferro (HELBLING *et al.*, 2022). Por outro lado, na condição de 20 Hz os aços HGO-A e HGO-B apresentaram superposição nas curvas de perdas totais pela indução magnética aplicada. A formação de precipitados e sua influência na deterioração das propriedades magnéticas dos aços passa pela caracterização destes carbonetos, tamanho morfologia e distribuição, estes carbonetos afetam diretamente as perdas (OLIVEIRA JUNIOR *et al.*, 2017). A caracterização metalográfica poderá trazer mais luz sobre o fenômeno que contribuiu para as perdas. Em seu trabalho (COSTA, 2023) discorre sobre a dependência das perdas magnéticas com o tamanho de grão ideal; é que para frequências baixas a médias, os aços elétricos que possuem em sua matriz grão de tamanho maior são favoráveis, em média variando de 5 mm a 50 mm (COSTA, 2023).

5.3.6. Análise das componentes das perdas

A separação do componente das perdas trouxe uma melhor compreensão de como cada parcela das componentes relacionadas às perdas totais contribuíram no fenômeno de envelhecimento magnético nos aços estudados. A Figura 62 traz esta visão para a amostra HGO-A com maior teor de carbono, apontando para perda por histerese, clássica e excesso em função da frequência para a amostra tratada termicamente.

Figura 62 - Componentes das perdas (P_h , P_p e P_e) a 1,5 T - amostra HGO-A tratada a 100°C, 150°C e 225°C por 96 horas. Barra de erro de 2% inclusa



Fonte: autor.

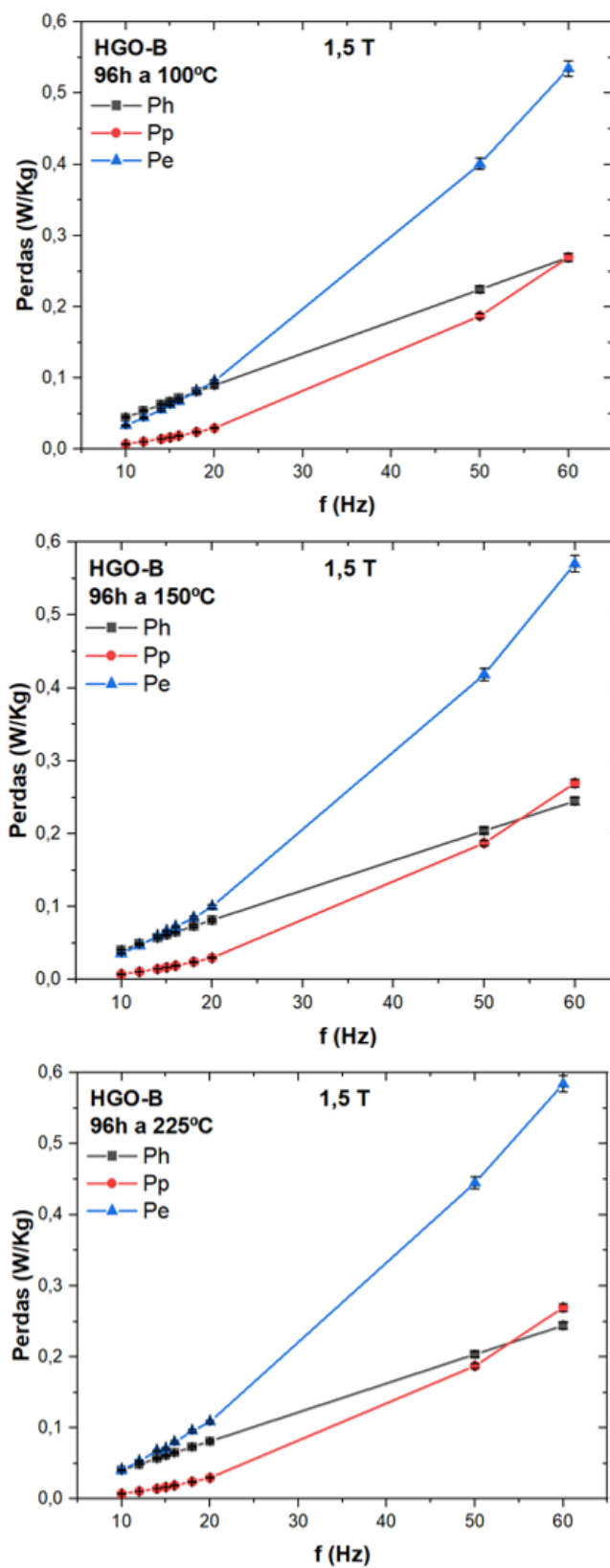
A perda por histerese predominou nas temperaturas de 100°C e 150°C para todo o intervalo de 10 Hz a 20 Hz. Entretanto, na temperatura de 225°C, na frequência de 12 Hz, há uma inversão entre perda por histerese e a perda em excesso, se tornando mais relevante a partir de 14 Hz sendo predominantes até 60 Hz. As perdas parasitas que são geradas durante os ciclos de magnetização cresceram gradativamente com o aumento da frequência (LANDGRAF, 2002).

As perdas parasitas ou clássicas que estão ligadas a espessura, a resistividade e a densidade das amostras, e essas perdas demonstraram um comportamento semelhante nas temperaturas 100°C e 150°C, com um comportamento de alternância com as perdas por histerese na frequência aproximada de 47 Hz, na temperatura de 225°C. Outro fator que podemos associar a este comportamento é o teor de silício do aço em estudo com (3,1%), que aumenta a resistividade, reduzindo as perdas parasitas, e com pouca ação nas perdas por histerese (LANDGRAF, 2002; BOHN *et al.*, 2004).

As perdas em excesso são associadas a formação de precipitados, visto que não há mudança no tamanho de grão do aço estudado, e que maior o grão consecutivamente maior a distância entre as paredes de domínio magnético, abrindo espaço para inferirmos que há formação de precipitados no grão do aço estudo (OLIVEIRA JÚNIOR, 2014). Cabe ressaltar que para as temperaturas de 100°C e 150°C, as perdas em excesso, que seguem as perdas histeréticas, mantiveram uma tendência ditada pelo aumento da frequência e pela formação de precipitados. Outro ponto a ser observado é o aumento muito rápido das perdas em excesso, sendo maiores que as perdas por histerese para frequências maiores que 12 Hz na temperatura de 225°C (BRAGA, ALMEIDA e LOPES, 2020; LANDGRAF, 2002; DE MATOS *et al.*, 2023).

A separação do componente das perdas também foi aplicada a amostra HGO-B para melhor compreensão de como cada parcela contribuiu para as perdas totais, na polarização máxima de 1 T. A Figura 63 traz esta visão para perda por histerese, parasita e excesso em função da frequência para a amostra HGO-B, tratada termicamente.

Figura 63 - Componentes das perdas (P_h , P_p e P_e) a 1,5 T - amostra HGO-B tratada a 100°C, 150°C e 225°C por 96 horas. Barra de erro de 2% inclusa

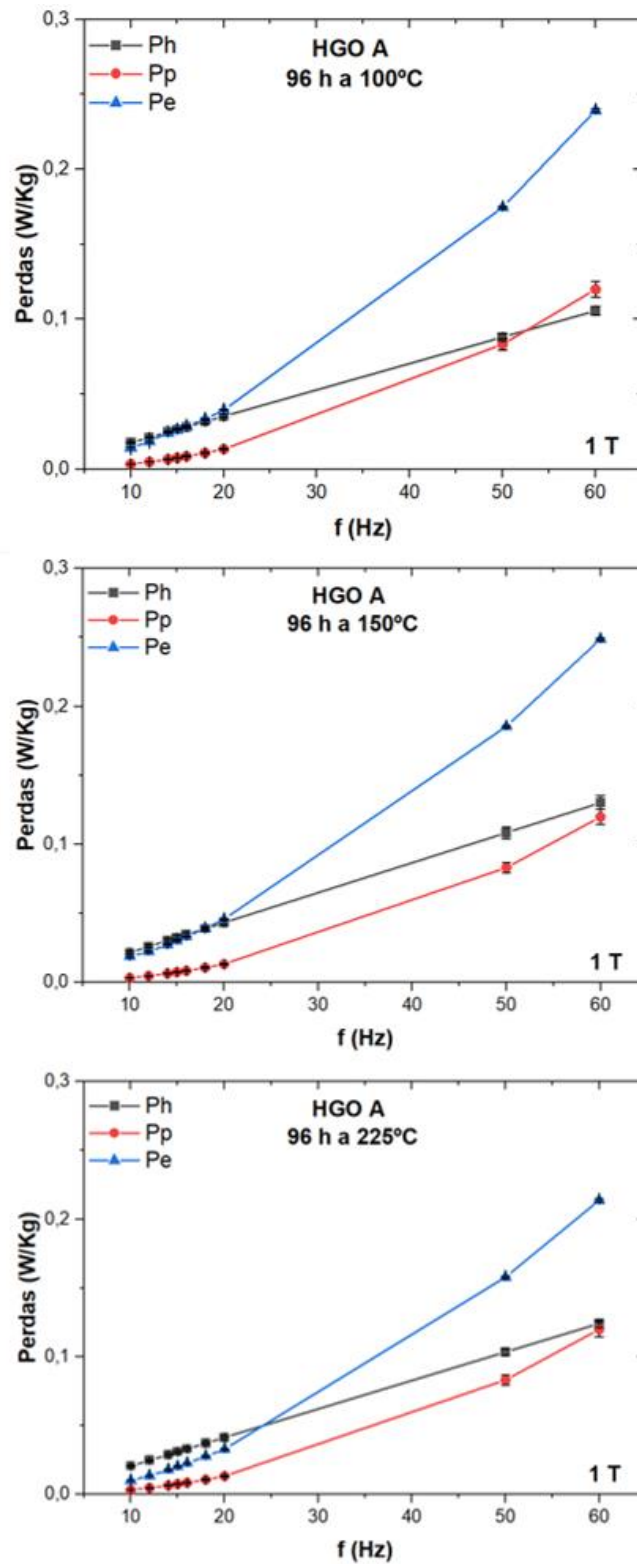


Fonte: autor.

A perda por histerese é a maior para as temperaturas de 100°C e 150°C no intervalo de 10 Hz a 17 Hz. Entretanto, a perda em excesso se torna mais relevante no intervalo de frequências entre 50 Hz a 60 Hz, nas temperaturas de 100°C, 150°C e 225°C. As perdas em excesso ultrapassaram as perdas por histerese para frequências maiores que 18 Hz no HGO-B tratadas a 100°C, comportamento similar é observado a 13 Hz no HGO-B tratado a 150°C, fato não observado no HGO-B tratado a 225°C, no qual houve a predominância das perdas em excesso. As perdas parasitas são geradas durante os ciclos de magnetização, e essas cresceram gradativamente com o aumento da frequência, sendo associadas a espessura, a resistividade e a densidade das amostras (BRAGA, ALMEIDA e LOPES, 2020; LANDGRAF, 2002), que demonstraram um comportamento semelhante nas temperaturas de 150°C e 225°C. Destaca-se também que a perda parasita superou as perdas por histerese nas frequências maiores que 50 Hz. Na temperatura de 100°C igualando-se com a perda por histerese a 60 Hz, comportamento esperado devido a orientação mais refinada com menor desvio angular e grãos maiores característicos aos aços HGO (XIA, KANG e WANG, 2008; LANDGRAF, 2002; DE MATOS *et al.*, 2023; BOHN *et al.*, 2004).

A separação do componente das perdas foi aplicada no aço HGO-A, a 1 T nas frequências de 10 Hz a 60 Hz, para uma melhor compreensão de como cada parcela das componentes, relacionadas às perdas totais contribuíram no fenômeno de envelhecimento magnético nos aços estudados. A Figura 64 traz esta visão para a amostra HGO-A com maior teor de carbono, apontando para perda por histerese, clássica e excesso em função da frequência para a amostra tratada termicamente.

Figura 64 - Componentes das perdas (P_h , P_p e P_e) a 1 T - amostra HGO-A tratada a 100°C, 150°C e 225°C por 96 horas. Barra de erro de 2% inclusa



Fonte: autor.

A perda por histerese predominou nas temperaturas de 100°C e 150°C para todo o intervalo de 10 Hz a 20 Hz. Entretanto, na temperatura de 225°C, na frequência

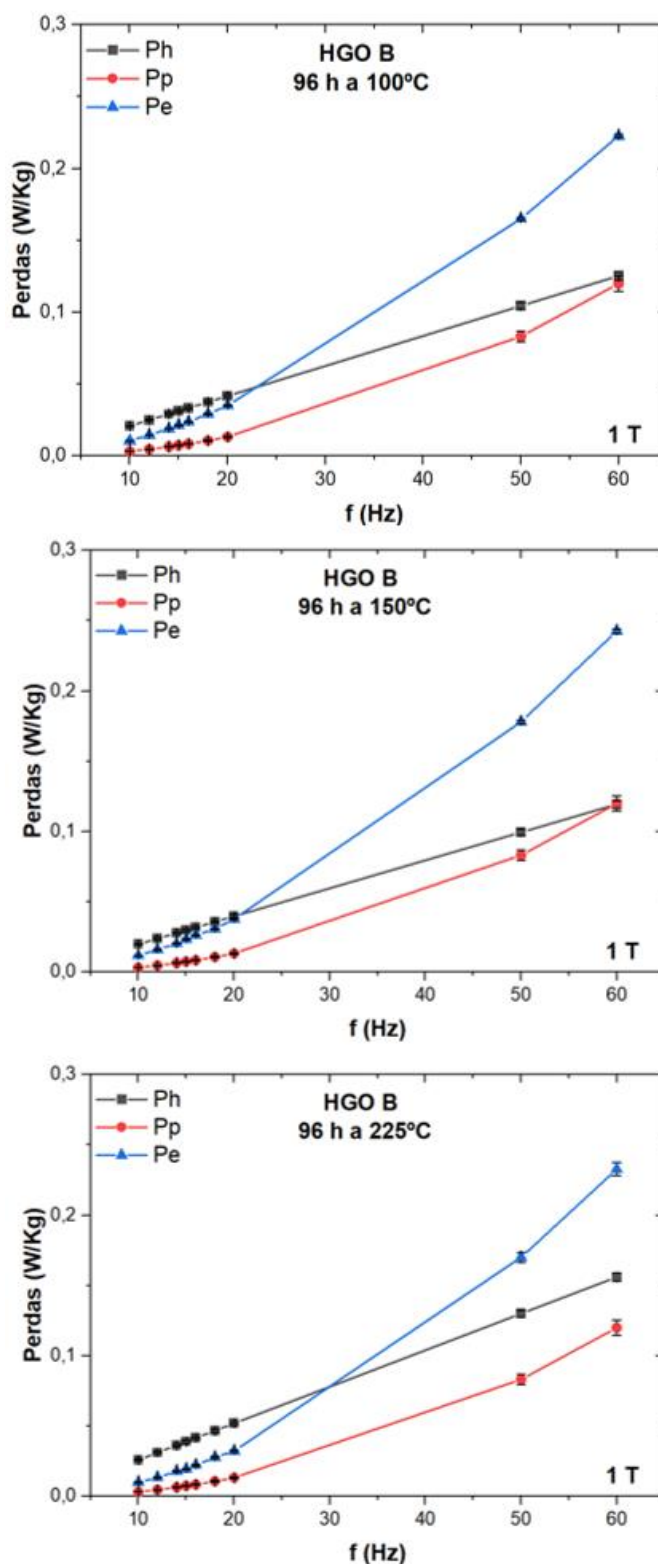
de 18 Hz, há uma inversão entre perda por histerese e a perda em excesso, se tornando mais relevante a partir de 20 Hz sendo predominantes até 60 Hz. As perdas parasitas que são geradas durante os ciclos de magnetização cresceram gradativamente com o aumento da frequência (LANDGRAF, 2002).

As perdas parasitas ou clássicas que estão ligadas a espessura, a resistividade e a densidade das amostras, e essas perdas demonstraram um comportamento semelhante nas temperaturas 150°C e 225°C, com um comportamento de alternância com as perdas por histerese nas frequências acima de 52 Hz, na temperatura de 100°C. Outro fator que podemos associar a este comportamento é o teor de silício do aço em estudo com (3,1%), que aumenta a resistividade, reduzindo as perdas parasitas, e com pouca ação nas perdas por histerese (LANDGRAF, 2002; BOHN et al., 2004).

As perdas em excesso podem associadas a formação de precipitados, visto que não há mudança no tamanho de grão do aço estudado, e que maior o grão consecutivamente maior a distância entre as paredes de domínio magnético, abrindo espaço para inferirmos que há formação de precipitados no grão do aço estudado (OLIVEIRA JÚNIOR, 2014). Cabe ressaltar que para as temperaturas de 100°C e 150°C, as perdas em excesso, que seguem as perdas por histerese, mantiveram uma tendência ditada pelo aumento da frequência e pela formação de precipitados. Outro ponto a ser observado é o aumento muito rápido das perdas em excesso, sendo maiores que as perdas por histerese para frequências maiores que 12 Hz na temperatura de 225°C (BRAGA, ALMEIDA e LOPES, 2020; LANDGRAF, 2002; DE MATOS et al., 2023).

A separação do componente das perdas também foi aplicada a amostra HGO-B para melhor compreensão de como cada parcela contribuiu para as perdas totais, na polarização máxima de 1 T. A Figura 65 traz esta visão para perda por histerese, parasita e excesso em função da frequência para a amostra HGO-B, tratada termicamente.

Figura 65 - Componentes das perdas (P_h , P_p e P_e) a 1 T - amostra HGO-B tratada a 100°C, 150°C e 225°C por 96 horas. Barra de erro de 2% inclusa



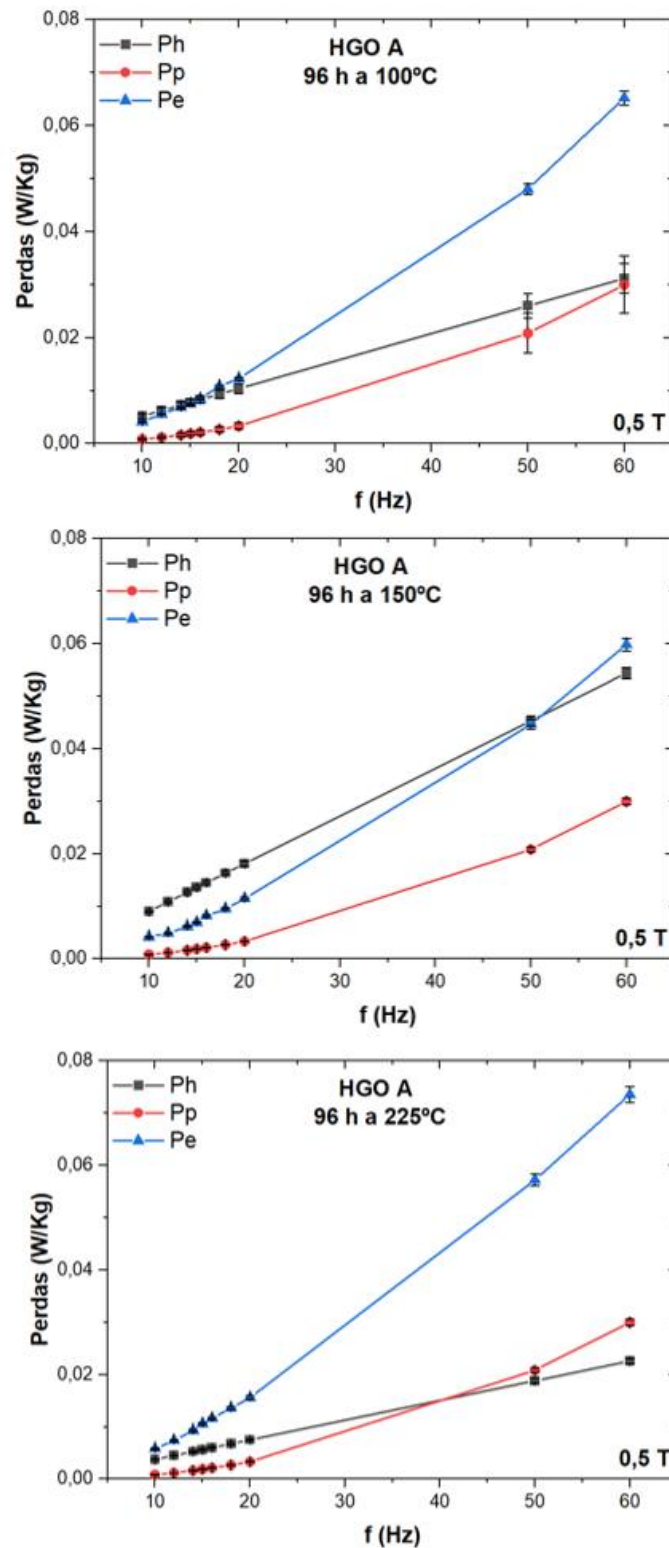
Fonte: autor.

A perda por histerese é a maior para as temperaturas de 100°C e 150°C no intervalo de 10 Hz a 20 Hz. Entretanto, a perda em excesso se torna mais relevante

nas frequências de 23 Hz, nas temperaturas de 100°C, 150°C e a 225°C se torna mais relevante a 30 Hz. As perdas em excesso ultrapassaram as perdas por histerese para frequências maiores que 23 Hz no HGO-B tratadas a 100°C, comportamento similar é observado em frequências maiores que 21 Hz no HGO-B tratado a 150°C. É fato que as perdas em excesso nos aços estudados HGO-A e HGO-B tratado nas temperaturas de 100°C, 150°C e 225°C foram predominantes nas frequências mais altas. As perdas parasitas são geradas durante os ciclos de magnetização, e essas cresceram gradativamente com o aumento da frequência, sendo associadas a espessura, a resistividade e a densidade das amostras (BRAGA, ALMEIDA e LOPES, 2020; LANDGRAF, 2002), que demonstraram um comportamento semelhante nas temperaturas de 100°C, 150°C e 225°C, inversão de posição entre as perdas por histerese e perdas em excesso acima de 20 Hz. Destaca-se também que a perda parasita manteve estabilidade nas frequências estudadas nas temperaturas de 100°C e 225°C. Na temperatura de 150°C igualando-se com a perda por histerese a 60 Hz, comportamento esperado devido a orientação mais refinada com menor desvio angular e grãos maiores característicos aos aços de alta permeabilidade aço HGO (XIA, KANG e WANG, 2008; LANDGRAF, 2002; DE MATOS et al., 2023; BOHN et al., 2004).

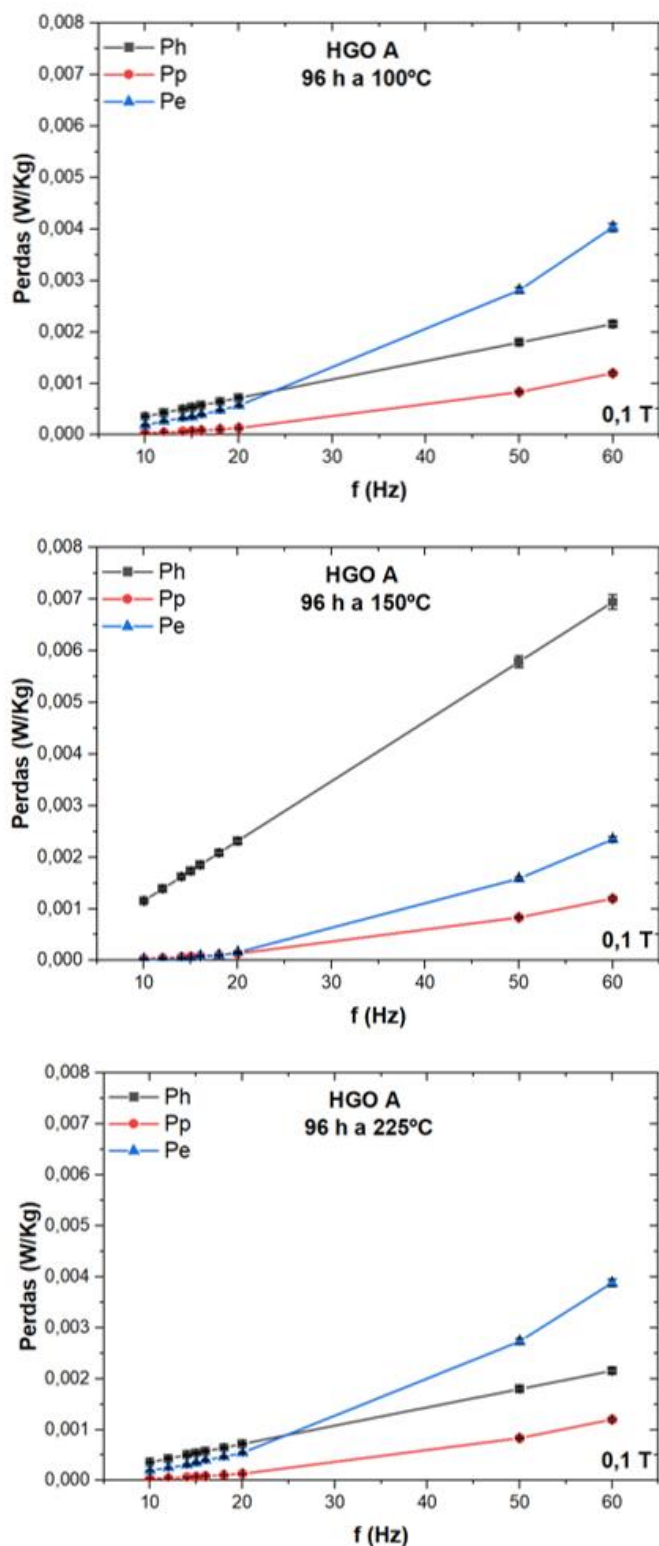
A separação do componente das perdas aplicadas aos aços HGO-A e HGO-B nas induções de 0,1 T e 0,5 T nas temperaturas de 100°C, 150°C e 225°C foram analisadas para melhor compreensão de como cada parcela contribuiu para as perdas totais. Essa análise é mostrada na Figura 66 e na Figura 67 para as polarizações de 0,5 T e 0,1 T, respectivamente.

Figura 66 - Componentes das perdas (P_h , P_p e P_e) a 0,5 T - amostra HGO-A tratada a 100°C, 150°C e 225°C por 96 horas. Barra de erro de 2% inclusa



Fonte: autor.

Figura 67 - Componentes das perdas (P_h , P_p e P_e) a 0,1 T - amostra HGO-A tratada a 100°C, 150°C e 225°C por 96 horas. Barra de erro de 2% inclusa



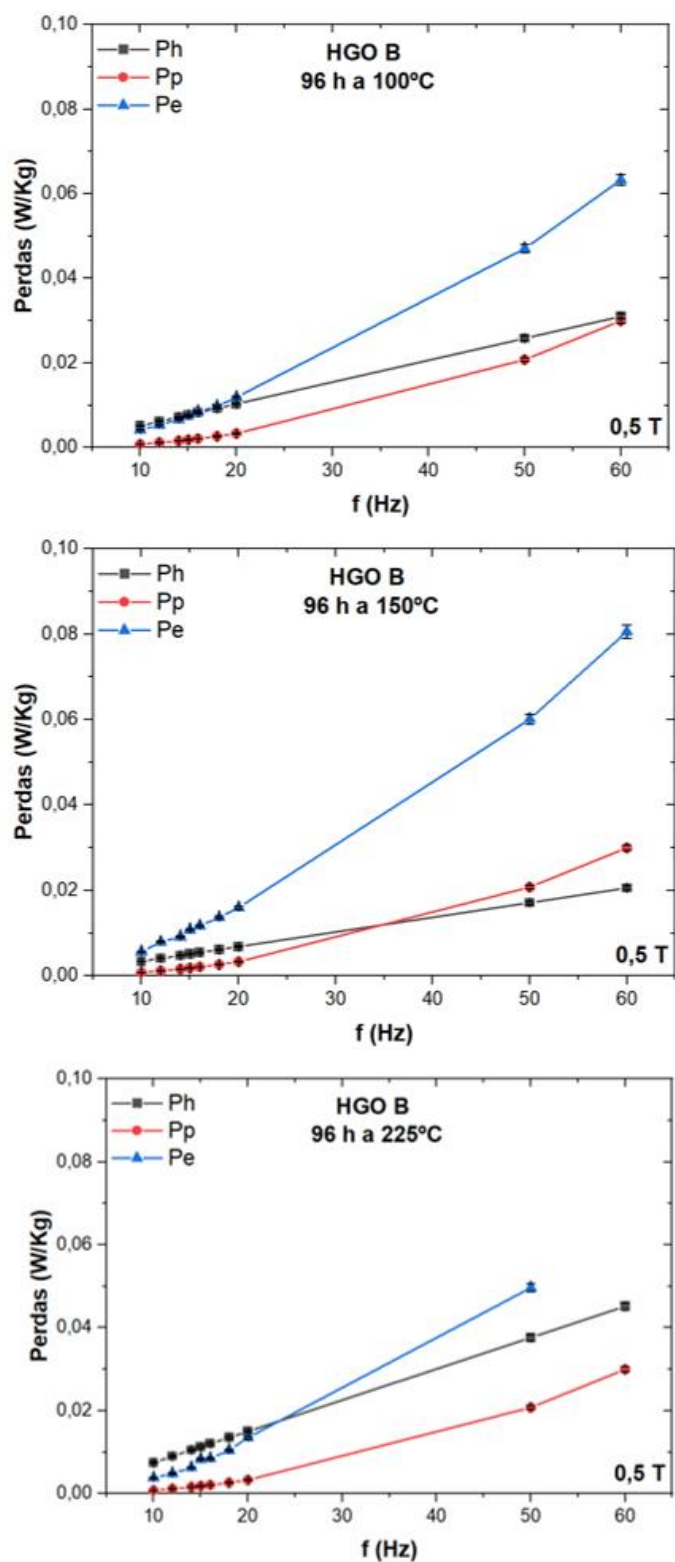
Fonte: autor.

Dentro desse cenário analisado, o HGO-A a temperatura de 150°C, considerada sumariamente crítica para os aços elétricos expostos por tempo de

envelhecimento, em nossas amostras a 96 horas de tratamento térmico, como observado por Merz (1970) e Oliveira Junior *et al.* (2017). Desse modo, o aço HGO-A tratado a 150°C apresentou maior perda por histerese, em baixas induções 0,1 T e 0,5 T, fato que vai de encontro o que afirma Landgraf *et al.* (2012) em seu artigo que estuda a subdivisão de perdas por histerese.

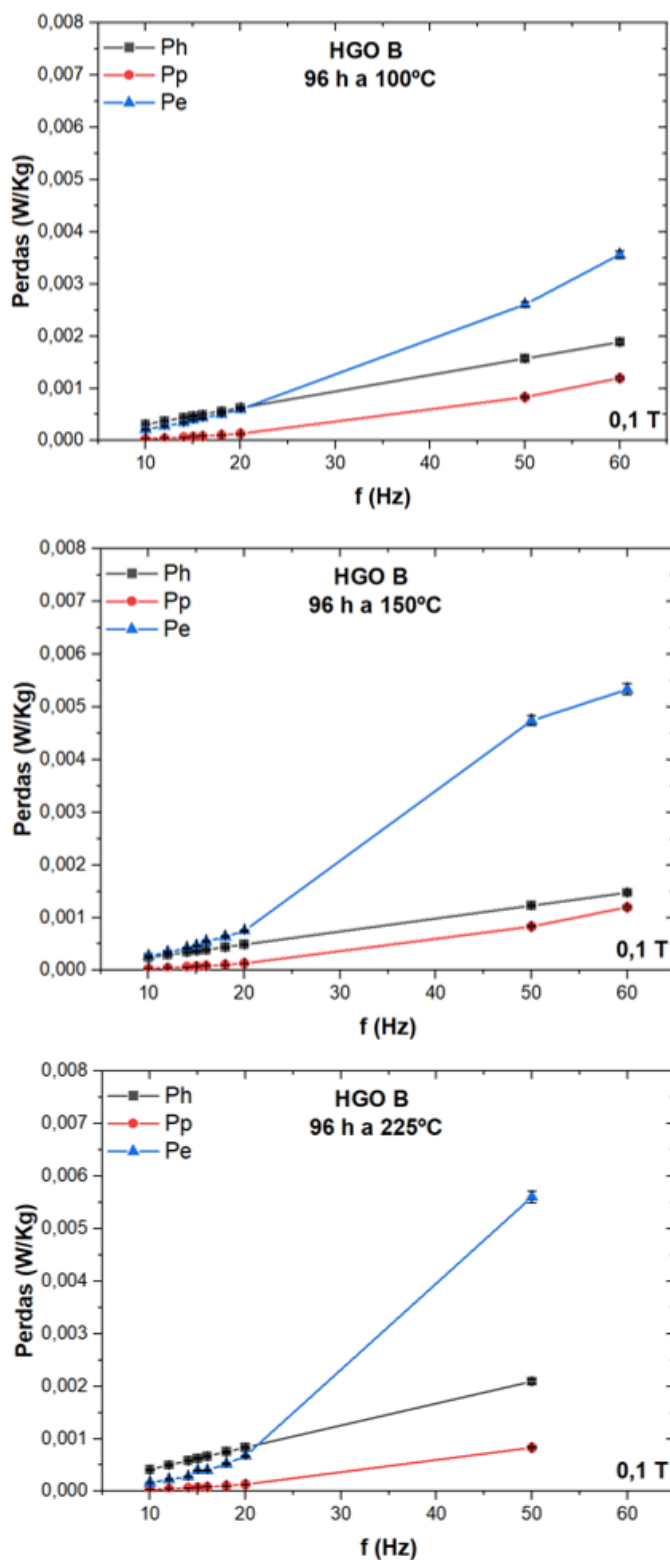
A Figura 68 mostra a análise das componentes das perdas para o HGO-B na condição de polarização máxima de 0,5 T, enquanto a Figura 69 para a condição de 0,1 T.

Figura 68 - Componentes das perdas (P_h , P_p e P_e) a 0,5 T - amostra HGO-B tratada a 100°C, 150°C e 225°C por 96 horas. Barra de erro de 2% inclusa



Fonte: autor.

Figura 69 - Componentes das perdas (P_h , P_p e P_e) a 0,1 T - amostra HGO-B tratada a 100°C, 150°C e 225°C por 96 horas. Barra de erro de 2% inclusa



Fonte: autor.

O aço HGO-B, a temperatura de 150°C que é considerada sumariamente crítica para os aços elétricos expostos por tempo de envelhecimento de 96 horas em nossas

amostras, como observado por Merz (1970) e Oliveira Junior *et al.*, (2017). Não apresentou perdas por histerese dominantes e sim perdas em excesso dominantes para as induções de 0,1 T e 0,5 T. Diferentemente nessa mesma temperatura 150°C as perdas histeréticas e perdas clássicas se comportaram diferentemente; a 0,1 T as duas perdas se comportaram uniformemente até 50 Hz, tendo a partir desta frequência até 60 Hz um leve aumento. Porém na indução 0,5 T há um cruzamento entre as perdas por histerese e perdas clássicas, sendo predominante a partir desta frequência a predominância das perdas clássicas em relação às perdas por histerese.

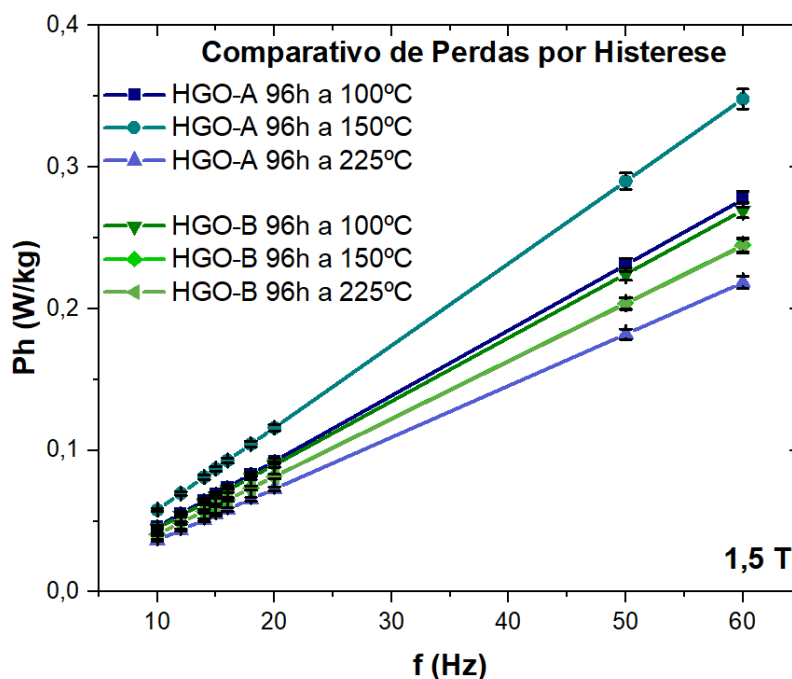
Interessante aqui ressaltar que o aço HGO-A a 225°C na indução de 0,5 T as perdas em excesso são dominantes em todas as frequências. Esta mesma condição no HGO-A não é observada na indução de 0,1 T para a temperatura de 225°C; há um cruzamento na frequência de 24 Hz onde as perdas em excesso se tornam predominantes em relação às perdas por histerese e clássicas.

Nas baixas frequências a saber menores que 20 Hz, e nas induções de 0,1 T e 0,5 T na temperatura de 100°C; o aço HGO-B apresentou cruzamento das perdas por histerese e perdas em excesso a 0,5 T; cruzamento entre 15 Hz e 16 Hz, predominando perdas em excesso. Na mesma condição de frequência, porém a 0,1 T, o cruzamento entre perdas por histerese e perdas em excesso acontece próximo a 21 Hz.

Nessa esteira, em estudo proposto por Landgraf *et al.*, (2012) apontaram que a textura cristalográfica possui pouca influência nas regiões de baixa indução do que em região de alta indução, onde há aniquilação e posteriormente nucleação de novos domínios, diferentemente do efeito do tamanho de grão, fortemente influenciado na região de induções mais baixas (LANDGRAF *et al.*, 2012).

A Figura 70 mostra um gráfico comparativo da evolução das perdas por histerese no HGO-A e no HGO-B para todas condições de tratamento (100°C, 150°C e 225°C).

Figura 70 - Comparativo da perda por histerese em todas condições de tratamento a 1,5 T

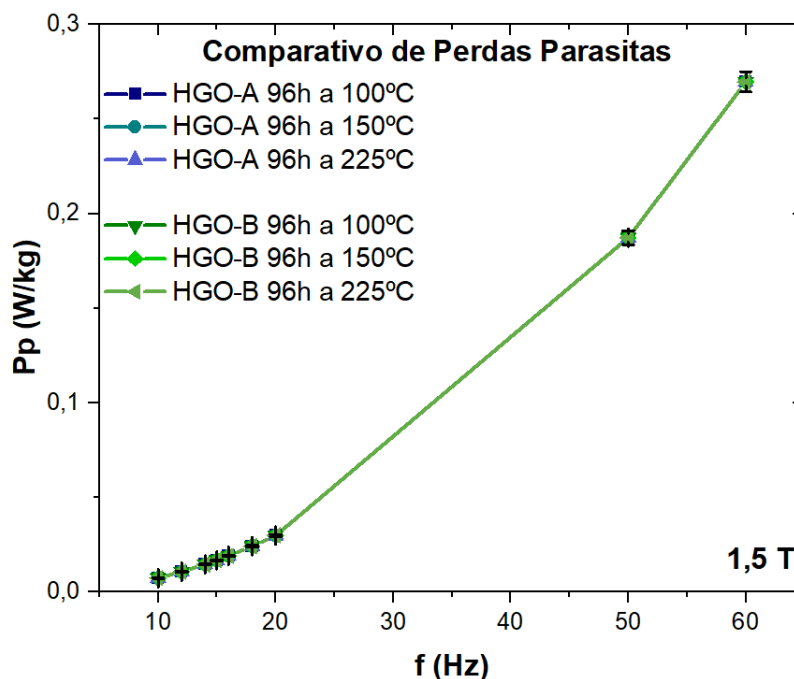


Fonte: autor.

Analisando as componentes das perdas nos aços HGO-A e HGO-B, as perdas por histerese tiveram forte contribuição para as perdas totais, visto que a formação de precipitados é atribuída como causa de aumento dessa componente das perdas, podendo acelerar a deterioração das propriedades magnéticas, através da ancoragem de paredes de domínio magnéticos (MARRA, LANDGRAF e BUONO, 2008) (OLIVEIRA JUNIOR et al., 2017). A variação de temperatura do tratamento indicou que houve uma formação de precipitados nos aços elétricos estudados entre 100°C a 225°C. Dentro desse cenário analisado, a temperatura de 150°C foi sumariamente crítica para os aços elétricos expostos por tempo de envelhecimento de 96 h, como observado por Merz (1970) e Oliveira Junior *et al.*, (2017). Desse modo, o aço HGO-A tratado a 150°C apresentou maior perda por histerese, devido ao maior teor de carbono. Na temperatura de 100°C, o aço HGO-A também apresentou maior perda por histerese, componente influenciada pela formação de precipitados com efeito *pinning* da parede do domínio (MARRA, LANDGRAF e BUONO, 2008). O aço HGO-B apresentou maiores perdas por histerese a 100°C. Por outro lado, o efeito da temperatura considerada crítica 150°C, para o HGO-B, foi similar à temperatura de 225°C. As perdas mais baixas da perda por histerese foram observadas no HGO-A tratado a 225°C, indicando que para esta condição o tratamento de envelhecimento não foi tão efetivo.

O gráfico exibido na Figura 71 indica que os valores das perdas parasitas foram coincidentes para todos os cenários de tratamentos em todas as frequências.

Figura 71 - Comparativo da perda parasita em todas condições de tratamento a 1,5 T

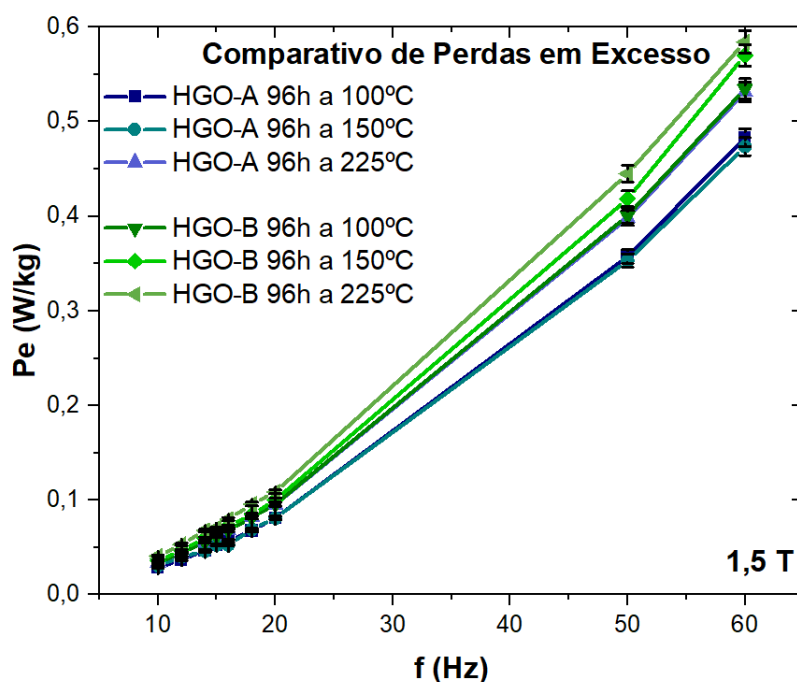


Fonte: autor.

As perdas parasitas crescem gradativamente com o aumento da frequência, podendo ser controladas pela redução da espessura da chapa de aço elétrico, sendo que, essa perda também pode ser influenciada pelo tamanho de grão, e consecutivamente maiores domínios magnéticos (LANDGRAF, 2002; BOHN *et al.*, 2004; ALMEIDA e LANDGRAF, 2019; XIA, KANG e WANG, 2008). Podemos observar que, para os aços HGO-A e HGO-B nas temperaturas estipuladas para tratamento térmico, as perdas parasitas mantiveram uma sobreposição em todas as frequências, apresentando um aumento à medida que se aumentou a intensidade do campo aplicado, demonstrando que as perdas parasitas são inertes ao tratamento de envelhecimento (MARRA, LANDGRAF e BUONO, 2008).

Enfim, a Figura 72 mostra a evolução das perdas em excesso para as amostras em diversas condições de tratamento de envelhecimento, para o cenário de 1,5 T.

Figura 72 - Comparativo da perda em excesso em todas condições de tratamento a 1,5 T



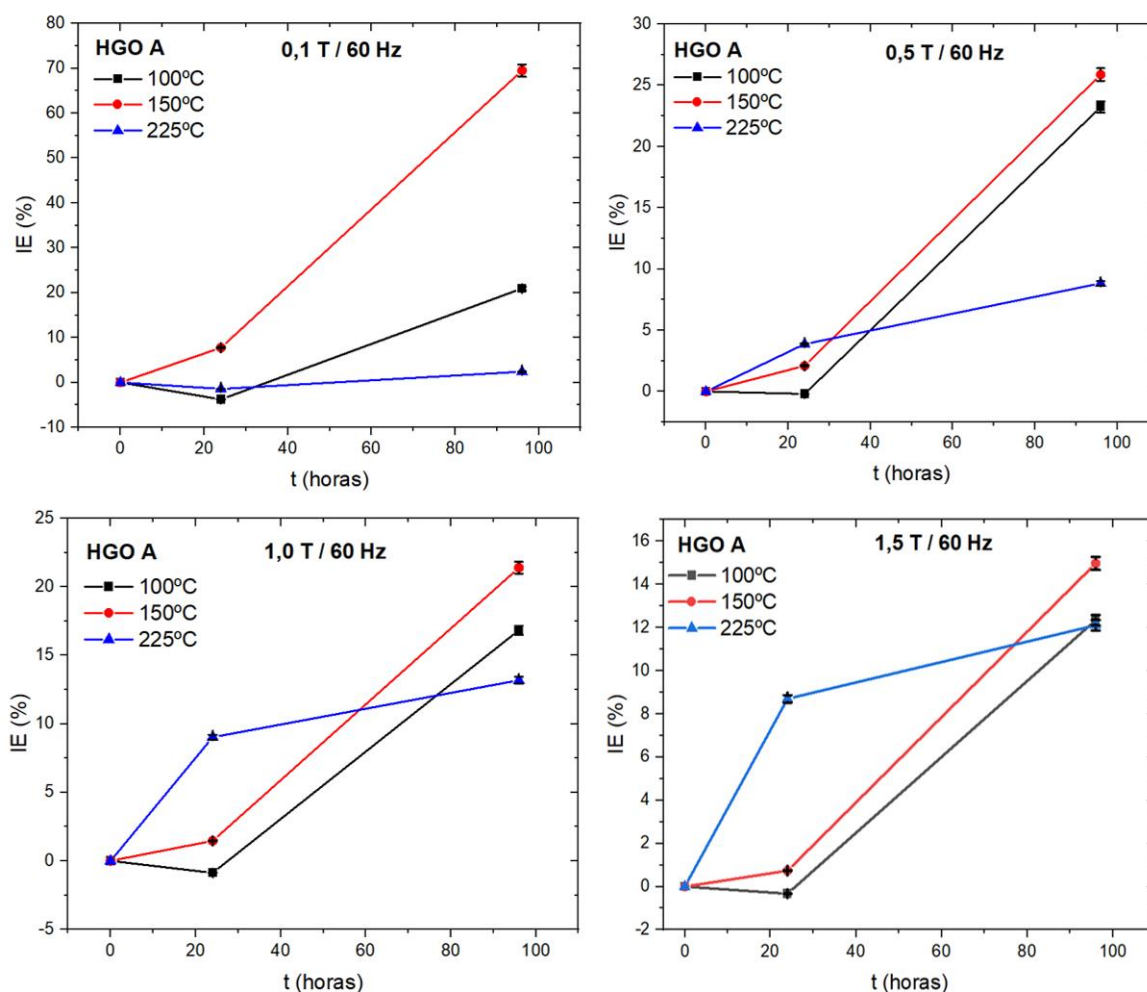
Fonte: autor.

As perdas em excesso são associadas a formação de precipitados, visto que não há mudança no tamanho de grão do aço estudado, e que maior o grão consecutivamente maior a distância entre as paredes de domínio magnético, abrindo espaço para inferirmos que há formação de precipitados no grão do aço estudo (OLIVEIRA JÚNIOR, 2014). Por outro lado, perdas anômalas são pouco influenciadas pelo envelhecimento magnético (ALMEIDA e LANDGRAF, 2019). A partir da análise dos dados, foi observado que o aço HGO-B apresentou maiores perdas anômalas mesmo com o carbono residual menor nas temperaturas de 225°C e 150°C. Seguindo essa análise, o aço HGO-A a 225°C apresentou uma ligeira perda anômala acima do HGO-B a 150°C, sofrendo uma alteração de posição a partir de 12 Hz, ou seja ainda em baixa frequência. O aço HGO-A na temperatura de 150°C apresentou maior perda anômala em relação ao mesmo aço HGO-A tratado a 100°C. Este comportamento está ligado à fração volumétrica do precipitado. Cabe ressaltar que, para que a parede de domínio se movimente é necessário energia e que esta energia depende do volume do precipitado, e que a desmagnetização associada ao campo magnético, que estão ligadas ao precipitado formado no tratamento térmico de envelhecimento magnético (ALMEIDA e LANDGRAF, 2019).

5.3.7. Índice de envelhecimento

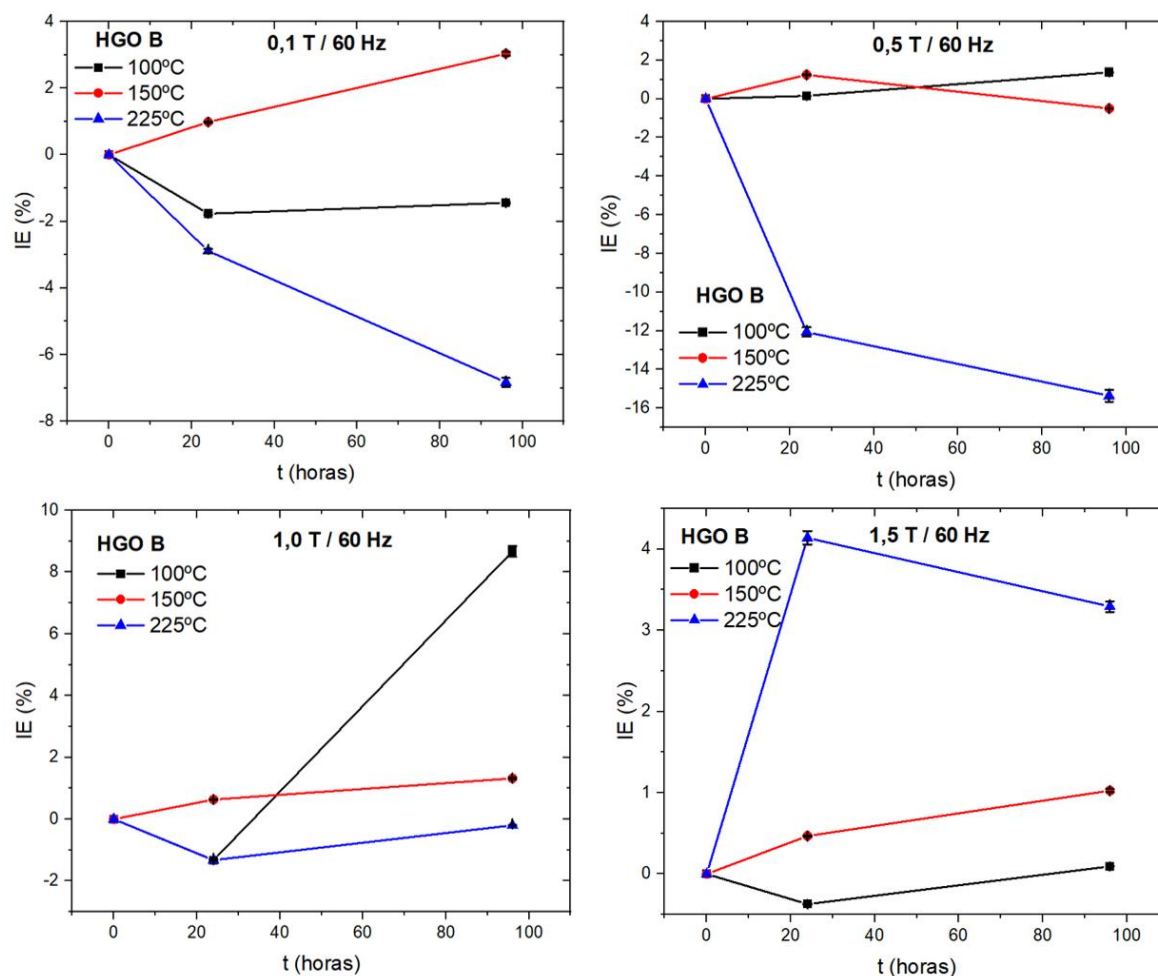
Com o objetivo de lastrear as afirmações experimentais, o índice de envelhecimento magnético IE (%) foi calculado para as amostras estudadas, HGO-A e HGO-B os resultados apresentados na Figura 73, indica a formação de precipitados que aceleram a deterioração das propriedades magnéticas na amostra HGO-A; traduzidas em ancoragem das paredes de domínios o que é chamado de perdas por histerese (CHAGAS et al., 2005). Nota-se que a temperatura de 150°C foi crítica para as induções destacadas na Figura 73, com destaque para indução de 0,1 T onde o IE% foi predominante em todos os tempos de tratamento térmico. Estes resultados evidenciam a necessidade de um controle rígido do teor de carbono residual dos aços elétricos, mitigando a disponibilidade de carbono intersticial em solução sólida, que fatalmente será precipitado em carbonetos (LANDGRAF, 2002).

Figura 73 - Índice de envelhecimento em relação ao tempo de tratamento para as temperaturas de 100°C, 150°C e 225°C, amostras de HGO-A a 1,5 T; 1T; 0,5 T e 0,1 T a 60 Hz



Fonte: autor

Figura 74 - Índice de envelhecimento em relação ao tempo de tratamento para as temperaturas de 100°C, 150°C e 225°C, amostras de HGO-B a 1,5 T; 1T; 0,5 T e 0,1 T a 60 Hz



Fonte: autor

O índice de envelhecimento aceito para os aços elétricos deve ser menor que 5%, conforme mencionado por Oliveira Junior et al. (2017) e Negri (2011). O envelhecimento magnético é fruto de mudanças internas a nível microestrutural que envolve o movimento e formação de precipitados no aço elétrico (HELBLING et al., 2022; CHAGAS et al., 2005).

Observa-se que para o aço HGO-B (Figura 74), o índice de envelhecimento se manteve abaixo de 4% para temperatura de 225°C na condição de 1,5 T a 60 Hz para as temperaturas de 100°C e 150°C não há envelhecimento constatado no cálculo para as induções 1,5 T; 1 T; 0,5 T e 0,1 T, por outro lado o conjunto HGO-B para a temperatura de 225°C na condição de 0,5 T e 0,1 T apresenta valores negativos e de certa forma contraditórios, por não haver IE(%) negativo. Abrindo aqui um precedente para novas investigações para estes valores calculados para elucidar tal fato.

6. CONCLUSÃO

O controle rigoroso do carbono nas fases de refino do aço líquido e uma descarbonetação da bobina laminada nas linhas de produção são cruciais, visto que este carbono livre em solução sólida intersticial estará disponível para migração e formação de precipitados, bem como o controle da temperatura de trabalho dos transformadores de potência na condição de aplicação deste; fugindo da temperatura considera crítica para envelhecimento 150°C; buscando a redução ou eliminação do envelhecimento magnético com valores menores que 5%, traduzidos em rendimento energético.

Os ciclos de histerese dos aços HGO-A e HGO-B, apresentaram uma variação interna da área da curva de histerese com a alteração do tempo e temperatura de tratamento de envelhecimento magnético, nas condições de 0h, 24h e 96h a 100°C, 150°C e 225°C; o perfil dos ciclos de histerese com ampliação nítida apontaram a possível formação de precipitados, que atuaram de forma deletéria nas amostras estudadas, pode-se inferir pela literatura consultada que são carbonetos ϵ , que atuam como barreiras capazes de ancorarem a movimentação dos domínios magnéticos, fazendo que seja necessário uma maior indução para que sejam vencidas estes pontos de ancoragem magnética, efeito *pinning*, provocando um maior consumo de energia prejudicando a permeabilidade magnética.

Na esteira dos ciclos de histerese, outros parâmetros foram medidos. As perdas totais em função do tempo mostraram maiores perdas para o HGO-A a 150°C com 9% de perdas; e a 225°C e 96 horas de tratamento 9,9%.

As perdas totais em relação a frequência se mantiveram abaixo de 1 W/Kg na condição de 1,5 T e 50 Hz; sem tratamento, a 100°C e 150°C no tempo de 96 horas de tratamento; havendo uma alternância no tempo de 96 horas a 225°C para o aço HGO-B que apresentou perdas totais na ordem de 1,1 W/Kg.

As separações de perda demonstraram que aumentar a frequência (Hz) as perdas em (W/Kg) também aumentam. As perdas por histerese, contribuíram para as perdas totais. As perdas em excesso foram associadas por inferência a formação de precipitados, este fato é sustentado pelo fato que as temperaturas de tratamento térmico não possuem energia de ativação suficiente para que haja crescimento de grão; e sim precipitados que se formam a baixas temperaturas de tratamento térmico; com atenção especial para temperatura de 150°C, considerada crítica para o

envelhecimento. As perdas parasitas apresentam um crescimento, associada às maiores frequências, porém previsíveis devido aos teores de silício maiores que 3% e controle de espessura das chapas e bobinas de aços elétricos de grão orientado contribuíram para este resultado.

O índice de envelhecimento para o aço HGO-A na condição de 1,5 T a 60 Hz apresentou envelhecimento alto a 100°C e 150°C, e o aço HGO-B manteve seus valores de envelhecimento magnético abaixo de 5%, valor de excelência para este último se comparado com o padrão consensual entre os fabricantes de equipamentos elétricos.

REFERÊNCIAS

ALMEIDA, Adriano Alex de; LANDGRAF, Fernando José Gomes. Magnetic Aging, Anomalous and Hysteresis Losses. **Materials Research**, [S.L.], v. 22, n. 3, p. 1-7, fev. 2019. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2018-0506>.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E45 – 18A**: Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel. West Conshohocken: ASTM International, 2018. 20 p.

AMORIM, D. C. S. **Efeito do envelhecimento entre passes durante a laminação a frio sobre as propriedades magnéticas do aço silício de grão orientado de alta permeabilidade**. 2012. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2012. Disponível em: <https://repositorio.ufmg.br/handle/1843/BUBD-966KTY>. Acesso em: 19 abr. 2023.

ANDRADE, P. R. C.; FERNANDES, W. M. A.; LANA, N. O. A. Fabricação de aços ao silício de grão orientado na Acesita. **Metalurgia ABM**, São Paulo, v. 45, n. 375, p. 129-130, 1989.

APERAM. **Aços elétricos de grão orientado de grão não-orientado**. Belo Horizonte: Aperam South America, 2012.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **NBR 5161/1977**: produtos laminados planos de aço para fins elétricos: verificação das propriedades. Rio de Janeiro: ABNT, 1977.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 5161**: Produtos laminados planos de aço para fins elétricos - Verificação das propriedades. Rio de Janeiro: ABNT, 1977. 35 p.

BASAK, S.; KUMAR DHAL, R.; ROY, G. G. Efficacy and recovery of calcium during CaSi cored wire injection in steel melts. **Processes, Products and Applications**, London, v. 37, n. 3, p. 161-168, 2010. DOI: <https://doi.org/10.1179/030192309X12506804200384>.

BERTOTTI, G. General properties of power losses in soft ferromagnetic materials. **IEEE Transactions on Magnetism**, v. 24, n. 1, p. 621–630, jan. 1988.

BOHN, F.; GÜNDEL, A.; SEVERINO, A. M.; LANDGRAF, F. J. G.; SOMMER, R. L.. Propriedades magnéticas de aços elétricos de grão não-orientado. In: XVI CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 16., 2004, Porto Alegre. **Anais [...]**. Porto Alegre: CBECIMAT, 2004. p. 1-13.

BRAGA, Lucas Daniel Pinto Barbosa. **Análise microestrutural do aço Dual Phase tratado por Têmpera e Partição**. 2019. 59 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia de Materiais, Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2019.

BRAGA, Rodrigo da Silva; ALMEIDA, Adriano Alex de; LOPES, Tessie Gouvêa da Cruz. Envelhecimento forçado de lâminas de aços de grão orientado produzidas pela tecnologia de baixa temperatura de reaquecimento de placas. **Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo**, [S.L.], v. 38, n. 3, p. 127-132, 1 mar. 2020. SBV Sociedade Brasileira de Vacuo. <http://dx.doi.org/10.17563/rbav.v38i3.1141>.

CALLISTER JUNIOR, W. D. **Ciência e engenharia de materiais**: uma introdução. 5. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2002.

CÂMARA DE COMERCIALIZAÇÃO DE ENERGIA ELÉTRICA (CCEE). **Consumo de energia elétrica cresce 4,1% em 2021, aponta CCEE**. São Paulo, 19 jan. 2022. Disponível em: <https://www.ccee.org.br/pt/web/guest/-/consumo-de-energia-eletrica-cresce-4-1-em-2021-aponta-ccee>. Acesso em: 19 abr. 2023.

CAMPOS, A. A. **Desenvolvimento de escória sintética sinterizada para produção de aços elétricos de grão orientado (GO)**. 2009. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2009. Disponível em: <https://repositorio.ufmg.br/handle/1843/BUOS-8DME62>. Acesso em: 19 abr. 2023.

CAMPOS, M. F. **Microestrutura, textura e propriedades magnéticas em aços elétricos**. 2000. Tese (Doutorado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2000.

CAMPOS, Marcos Flavio de. Loss Separation Model: a tool for improvement of soft magnetic materials. **Materials Science Forum**, [S.L.], v. 869, p. 596-601, ago. 2016. Trans Tech Publications, Ltd.. <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.869.596>.

CARBONI, M. C.; SCRIPNIC, I. L. M.; BOLOTA, J. R. Avaliação das inclusões encontradas durante o refino secundário de aços para construção mecânica acalmados ao alumínio com enxofre controlado. *In*: SEMINÁRIO DE FUSÃO, REFINO E SOLIDIFICAÇÃO DOS METAIS, 35.; SEMINÁRIO DE FUNDIÇÃO, 5., 2004, Rio de Janeiro. **Anais [...]**. Rio de Janeiro: [s. n.], 2004. p. 437-447.

CHAGAS, F. C. *et al.* Introdução ao estudo dos efeitos das inclusões nos aços elétricos. *In*: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METAIS, 60., 2005, Belo Horizonte. **Anais [...]**. São Paulo: ABM, 2005. p. 1802-1811.

CHAGAS, Fábio Cardoso; LANDGRAF, Fernando José Gomes; FUKUHARA, Marcos; HENRIQUE, Marcos Luis; YONAMINE, Taeko. Introdução ao estudo dos efeitos das inclusões nos aços elétricos. *In*: 60° CONGRESSO ANUAL DA ABM, 60., 2005, Belo Horizonte. **Anais [...]**. Belo Horizonte: ABM, 2005. p. 1792-1801. Disponível em: dx.doi.org/10.5151/2594-5327-0183. Acesso em: 14 mar. 2024.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. São Paulo: Blucher, 1996.

CHIAVERINI, V. **Tratamentos térmicos das ligas metálicas**. São Paulo: ABM, 2003.

CHIAVERINI, Vicente. **Tratamentos térmicos das ligas metálicas**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2003. 272 p.

CENTRO DA INDÚSTRIA DO ESTADO DO AMAZONAS (Amazonas).

CIEAM. **Transição energética: mercado global de aços elétricos deve dobrar de tamanho em 10 anos**. 2023. Disponível em: <https://cieam.com.br/noticias/transicao-energetica-mercado-global-de-acos-eletricos-deve-dobrar-de-tamanho-em-10-anos>. Acesso em: 26 ago. 2024.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2008.

COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. 2008: Editora Blucher, 2008. 652 p.

COSTA, Ludmilla Ferreira. **Influência do revestimento secundário sobre as perdas magnéticas em um aço com alta permeabilidade magnética**. 2023. 94 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Mestrado em Engenharia de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Timóteo, 2023.

COSTA E SILVA, A. L. V. Non-metallic inclusions in steels: origin and control. **Journal of Materials Research and Technology**, São Paulo, v. 7, n. 3, p. 283-299, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.04.003>.

COSTA E SILVA, A. L. V.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 3. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2010.

DE CAMPOS, Marcos F.; EMURA, Marília; LANDGRAF, Fernando J.G.. Consequences of magnetic aging for iron losses in electrical steels. **Journal Of Magnetism And Magnetic Materials**, [S.L.], v. 304, n. 2, p. 593-595, set. 2006. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmmm.2006.02.185>.

DE MATOS, Lucas Carlos Soares. **Análise das propriedades magnéticas de aços elétricos de grão não-orientado de diferentes tamanhos de grão**. 2023. 134 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Mestrado em Engenharia de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Timóteo, 2023.

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>.

DEDAVID, B. A.; GOMES, C. I.; MACHADO, G. **Microscopia eletrônica de varredura: aplicações e preparação de amostras: materiais poliméricos, metálicos e semicondutores**. Porto Alegre: EDIPUCRS, 2007.

DUTRA, J. R. **Otimização da escória no refino secundário do aço silício de grão orientado**. 2018. Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2018. Disponível em: <https://repositorio.ufmg.br/handle/1843/RAOA-BCM83>. Acesso em: 20 abr. 2023.

FONSECA, Ângelo José de Faria; ALCÂNTARA, Cláudio Moreira de. Estudo dos mecanismos de formação de um defeito superficial em aço silício de grão orientado. In: 60º CONGRESSO ANUAL DA ABM, 60., 2005, Belo Horizonte. **Anais [...]**. Belo Horizonte: ABM, 2005. p. 1-9.

GLERIAN, Paulo César. **Aços elétricos fabricação propriedades e aplicações**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2015. 49 p. (15º ENEMET).

GOSS, N. P. **Electrical sheet and method and apparatus for its manufacture and test**. *Angewandte Chemie International Edition*, **6(11)**, 951–952. United States, 1934. Disponível em: <<https://patents.google.com/patent/US1965559A/en>>.

HELBLING, H. *et al.* Temperature-dependent modelling of magnetic ageing of FeSi electrical steels. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, Amsterdam, v. 564, n. 1, p. 170051, 2022. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2022.170051>.

HELBLING, H.; TOTO-JAMIL, M.; DUMONT, M.; BENABOU, A.; CLÉNET, S.. Temperature-dependent modelling of magnetic ageing of FeSi electrical steels. **Journal Of Magnetism And Magnetic Materials**, [S.L.], v. 564, n. 1, p. 170051, dez. 2022. Disponível em: [dx.doi.org/10.1016/j.jmmm.2022.170051](https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2022.170051). Acesso em: 14 mar. 2024.

HÜSKEN, R.; MEIER-KORTWIG, J.; SAKAI, S. **Pretreatment and refining of hot metal**: efficient technologies to cope with today's Sulphur and Phosphorous challenges. Düsseldorf: Mtec & Stad, 2015.

INSTITUTO AÇO BRASIL. **História do aço**. Rio de Janeiro, 2023. Disponível em: <https://acobrasil.org.br/site/historia-do-aco/>. Acesso em: 19 abr. 2023.

INTERNATIONAL ELECTROTECHNICAL COMMISSION. **IEC 60076-12:2008**: Power transformers – Part 12: Loading guide for dry-type power transformers. 1 ed. Geneva: Iec, 2008. Disponível em: <https://standards.iteh.ai/catalog/standards/sist/5e0c3af3-240b-429b-a1fc-f5691ce49f14/iec-60076-12-2008>. Acesso em: 15 mar. 2024.

LANDGRAF, F. J. G. **Microestrutura e histerese magnética em aços para fins eletromagnéticos**. 2007. 117 p. Tese (Livre Docência) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2007.

LANDGRAF, Fernando José Gomes. **Propriedades Magnéticas de Aços para fins Elétricos**. São Paulo: Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo, 2002. 20 p.

LANDGRAF, Fernando J. G.; LAZARO-COLAN, Victoria A.; JANASI, Suzilene R.; LEICHT, Jeanete. Subdivision of Hysteresis Loss in Mn-Zn Ferrite Toroidal Cores. **Ieee Transactions On Magnetism**, [S.L.], v. 48, n. 4, p. 1570-1572, abr. 2012. Institute of Electrical and Electronics Engineers (IEEE). <http://dx.doi.org/10.1109/tmag.2011.2172932>.

LEUNING, N.; STEENTJES, S.; HAMEYER, K. Impact of grain size distribution on the magnetic deterioration due to cutting of electrical steel sheets. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, Amsterdam, v. 497, p. 166080, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2019.166080>.

LIMA, A. P. S. *et al.* Cinética de transformação de fases de um aço C-Mn utilizado na fabricação de tubo sem costura. **Anais do Congresso Anual da ABM**, São Paulo, v. 73, p. 114-125, 2018. DOI: <https://doi.org/10.5151/1516-392X-31215>.

MARIA, G. G. B. **Análise das respostas magnéticas exibidas pelo aço de grão não orientado (GNO) e grão orientado (GO) após carregamento cíclico por cisalhamento**. 2015. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2015. Disponível em: https://www.posmat.cefetmg.br/wp-content/uploads/sites/120/2017/08/Disserta%C3%A7%C3%A3o_Graziele_Maria.pdf. Acesso em: 20 abr. 2023.

MARRA, K.M.; LANDGRAF, F.J.G.; BUONO, V.T.. Magnetic losses evolution of a semi-processed steel during forced aging treatments. **Journal Of Magnetism And Magnetic Materials**, [S.L.], v. 320, n. 20, p. 631-634, out. 2008. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmmm.2008.04.023>.

MARRA, Kleiner Marques; BUONO, Vicente Tadeu Lopes. Variação das perdas magnéticas durante envelhecimento de um aço elétrico. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, [S.L.], v. 3, n. 1, p. 36-39, 2006. Editora Cubo. <http://dx.doi.org/10.4322/tmm.00301008>.

MARTELO, J. F. R. **Determinação das propriedades magnéticas de aços elétricos em serviço e utilizando o método de Epstein**. 2017. Dissertação (Mestrado) – Curso de Pós-Graduação em Engenharia Eletrotécnica e de Computadores, Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade Nova de Lisboa, Lisboa, 2017.

MARTELO, Joana Filipa Ramos. **Determinação das propriedades magnéticas de aços elétricos em serviço e utilizando o método de Epstein**. 2017. 119 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Mestrado em Engenharia Eletrotécnica e de Computadores, Faculdade de Ciência e Tecnologia, Universidade Nova de Lisboa, Lisboa, 2017.

MARTINS, A. A. R. *et al.* Desenvolvimento de processo para fabricação de aços de elevada limpeza interna na Companhia Siderurgica Nacional. **Revista Metalurgia e Materiais**, [s. l.], v. 58, n. 520, p. 39-46, 2002.

MARTINS, A. A. R. *et al.* Recentes desenvolvimentos no refino em desgaseificador RH visando a fabricação de aço com teores de carbono inferior a 30 PPM. *In: SEMINÁRIO DE FUSÃO, REFINO E SOLIDIFICAÇÃO DOS METAIS*, 34., [2005, s. l.]. **Anais [...]**. São Paulo: ABM, [2005]. p. 185-195.

MERZ, H.. The critical ageing temperature for electrical steel. **Arch. Eisenhüttenwesen**, Düsseldorf, v. 41, n. 2, p. 159-164, jan. 1970.

NADOUM, A.; ROBINSON, F.; BIROSCA, S. On the correlation between magnetic domain and crystallographic grain orientation in grain oriented electrical steels. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, Amsterdam, v. 494, p. 165772, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2019.165772>.

NEGRI, G. M. R.; SADOWSKI, N.; BATISTELA, N. J.; LEITE, J. V.; BASTOS, J. P. A.. Magnetic Aging Effect Losses on Electrical Steels. **IEEE Transactions On Magnetics**, [S.L.], v. 52, n. 5, p. 1-4, maio 2016. Institute of Electrical and Electronics Engineers (IEEE). <http://dx.doi.org/10.1109/tmag.2016.2517942>.

NEGRI, Guilherme Maximiliano Reichert. **Estudo de caso de envelhecimento magnético em aços elétricos de grão não orientado de baixa eficiência**. 2011. 117 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Mestrado em Engenharia Elétrica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2011.

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>.

OLIVEIRA JÚNIOR, J. R. **Estudo do envelhecimento magnético em aços silício de grão não orientado 2%Si**. 2014. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2014. Disponível em: <https://repositorio.ufmg.br/handle/1843/BUBD-9KLHCD>. Acesso em: 19 abr. 2023.

OLIVEIRA JÚNIOR, José Rogério de. **Estudo do envelhecimento magnético em aços silício de grão não orientado 2%Si**. 2014. 118 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Mestrado em Engenharia Metalúrgica, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2014.

OLIVEIRA JÚNIOR, José Rogério de; MONTEIRO, Renata Aparecida; PAOLINELLI, Sebastião da Costa; COTA, André Barros. Kinetics of Magnetic Ageing of 2%Si Non-oriented Grain Electrical Steel. **Materials Research**, [S.L.], v. 21, n. 1, p. 1-6, 23 out. 2017. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2017-0575>.

PADILHA, A. F. **Materiais de engenharia: microestrutura e propriedades**. Curitiba: Hemus, 2000.

PAULO, R. R.; FANGELO, P. **Transformações de fase**. São Paulo: Artliber, 2007.

PERASSA, Laura Spinelli Pinheiro; ALMEIDA, Adriano Alex de; LANDGRAF, Fernando José Gomes. Efeito da microestrutura na curva de histerese da perda anômala. In: 68º CONGRESSO ANUAL DA ABM, 68., 2013, Belo Horizonte. **Anais [...]**. Belo Horizonte: Abm, 2013. p. 1057-1064.

PETROBRAS (BRASIL). **Tudo sobre Transição Energética: o que é, qual a importância**. 2024. Disponível em: https://nossaenergia.petrobras.com.br/w/transicao-energetica/tudo-sobre-transicao-energetica-o-que-e-qual-a-importancia-principais-beneficios-e-mais?gad_source=1&gclid=Cj0KCQjwz7C2BhDkARIsAA_SZKY3vvR28ns1rIHcF_U3DDPnHWZE00tUmSZR-f-ara3Vzmgo80TN8AEaAsbTEALw_wcB. Acesso em: 26 ago. 2024.

RAMOS, D. B. Partida da injetora nº 2 de cálcio-silício da Cosipa. **Metalurgia ABM**, São Paulo, v. 42, n. 346, p. 615-620, 1986.

REED-HILL, R. E. **Princípios de metalurgia física**. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982.

RIOS, P. R.; PADILHA, A. F. **Transformações de fase**. São Paulo: Artliber, 2007.
ROSSI, E. H. **Tratamento térmico, princípios básicos de metalurgia física, metalurgia do aço carbono**. [S. l.: s. n., s. d.].

SANGUEDO, C. A.; OLIVEIRA, A. A. S.; MEDEIROS, C. P. Qualidade e eficiência energética em transformadores de distribuição. In: SEMINÁRIO NACIONAL DE PRODUÇÃO E TRANSMISSÃO DE ENERGIA ELÉTRICA (SNPTEE), 19., 2007, Rio de Janeiro. **Anais [...]**. Rio de Janeiro: SNPTEE, 2007. Disponível em: <http://www.cgti.org.br/publicacoes/wp-content/uploads/2016/03/QUALIDADE-E-EFICIE%CC%82NCIA-ENERGE%CC%81TICA-EM-TRANSFORMADORES-DE-DISTRIBUIC%CC%A7A%CC%83O.pdf>. Acesso em: 4 jun. 2023.

SOUSA, José Hugo de Aguiar; MAIA JUNIOR, Paulo Herbert França; SILVA, Álvaro Neuton de Araújo; LIMA, Francisco Marcone; OLIVEIRA, Francisco Wendel Cipriano de; MAGALHÃES, Rafael Aragão; FREIRE, Francisco Nivaldo Aguiar; SILVA, Emerson Mariano da. Caracterização da eletrodeposição de filmes finos de CdTe sobre Pt em meio ácido. **Matéria (Rio de Janeiro)**, [S.L.], v. 20, n. 4, p. 866-881, dez. 2015. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/s1517-707620150004.0093>.

SUSAKI, K. **Estudo prospectivo do setor siderúrgico: NT fundentes e escorificantes: situação atual com tendências 2025**. Brasília, DF: Centro de Gestão e Estudos Estratégicos, 2008. Disponível em: https://www.cgee.org.br/documents/10195/734063/Relat%C3%B3rio_Panorama_Sid%20erurgia_v5_4426.pdf/c892e934-cdc0-49c5-9c6e-fb165e40b652?version=1.0. Acesso em: 20 abr. 2023.

UNESP (São Paulo). Instituto de Química. Universidade Estadual Paulista. **MEV-FEG - Microscopia Eletrônica de Alta Resolução**. 2018. Disponível em: www.iq.unesp.br/#!/laboratorios-multiusuarios/feg-mev3371/apresentacao/. Acesso em: 17 ago. 2024.

VAN VLACK, L. H. **Princípio de ciência dos materiais**. São Paulo: Edgar Blucher, 1970.

VARGAS, A.; FONSECA, C. **A história do inox através das pessoas**: Acesita 60 anos. São Paulo: Museu da Pessoa, 2004.

XIA, Zhaosuo; KANG, Yonglin; WANG, Quanli. Developments in the production of grain-oriented electrical steel. **Journal Of Magnetism And Magnetic Materials**, [S.L.], v. 320, n. 23, p. 3229-3233, dez. 2008. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmmm.2008.07.003>.