



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
Pós-Graduação em Engenharia de Materiais - POSMAT

**ESTUDO COMPARATIVO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E
MAGNÉTICAS DE AÇOS ELÉTRICOS DE GRÃO NÃO-ORIENTADO À BASE
DE Fe-Si e Fe-Al**
Dissertação de Mestrado

Marta Barbosa Alvim

Timóteo, Julho de 2023

Marta Barbosa Alvim

ESTUDO COMPARATIVO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E
MAGNÉTICAS DE AÇOS ELÉTRICOS DE GRÃO NÃO-ORIENTADO À BASE
DE Fe-Si e Fe-Al

Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais, na forma de Defesa, na área de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, 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, Julho de 2023

Alvim, Marta Barbosa.
A475e Estudo comparativo das propriedades mecânicas e magnéticas de
 aços elétricos de grão não-orientado à base de Fe-Si e Fe-Al / Marta
 Barbosa Alvim. – 2023.
 95 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, 2023.
Bibliografia.

1. Aço elétrico. 2. Aço elétrico (Propriedades Magnéticas) 3. Ligas
de ferro-silício. 4. Ligas de ferro-alumínio. I. Rocco, Daniel Leandro.

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 46 / 2023 - POSMAT (11.52.07)

Nº do Protocolo: 23062.040503/2023-93

Belo Horizonte-MG, 11 de agosto de 2023.

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

?ESTUDO COMPARATIVO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E MAGNÉTICAS DE AÇOS
ELÉTRICOS DE GRÃO NÃO-ORIENTADO À BASE DE FE-SI E FE-AL?

Autor: Marta Barbosa Alvim

Orientador: Daniel Leandro Rocco

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou em 31 de julho de 2023 esta Dissertação:

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

Prof. Dr. Leonel Muniz Meireles (EXAMINADOR INTERNO)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Fernando de Souza Costa (EXAMINADOR EXTERNO)
USIMINAS

(Assinado digitalmente em 16/08/2023 12:12)
DANIEL LEANDRO ROCCO
PROFESSOR DO MAGISTERIO SUPERIOR
DFGTM (11.63.03)
Matrícula: 2647959

(Assinado digitalmente em 14/08/2023 08:24)
LEONEL MUNIZ MEIRELES
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLÓGICO
DFGTM (11.63.03)
Matrícula: 1095529

(Assinado digitalmente em 18/08/2023 08:32)
FERNANDO DE SOUZA COSTA
ASSINANTE EXTERNO
CPF: ###.###.356-##

Visualize o documento original em <https://sig.cefetmg.br/public/documentos/index.jsp> informando seu número:
46, ano: 2023, tipo: ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO, data de emissão: 11/08/2023 e o código de
verificação: dff62fd9ca

*Dedico este trabalho a Deus e
aos meus pais.*

AGRADECIMENTOS

Agradeço, primeiramente, a Deus que me guia e planeja brilhantemente a minha vida.

Agradeço aos meus pais, Marley Pereira Barbosa Alvim e Paulo Roberto Moreira Alvim, e ao meu irmão Lucas Barbosa Alvim, pelo apoio e amor incondicional.

Agradeço ao professor Daniel Leandro Rocco, por ter me dado a oportunidade e por me orientar e apoiar na realização da pesquisa.

Agradeço a USIMINAS pelo suporte e pela parceria na realização desse estudo, especialmente aos pesquisadores Marcus Vinicius Pereira Arruda, Marco Antonio Wolff, Francislayne Lages Dias, aos técnicos que me apoiaram durante a realização dos ensaios e à Kenia Atilane Fraga de Castro e Renato Acypreste de Araújo.

Agradeço ao Lucas Carlos Soares de Matos pelo auxílio na pesquisa e suporte durante a realização dos ensaios no CEFET-MG.

Por fim, agradeço ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG pela oportunidade de pesquisa e crescimento acadêmico e a CAPES, devido ao presente trabalho ter sido realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de Financiamento 001.

“Pesquisar é acordar para o mundo.” (Marcelo Lamy)

RESUMO

Aços elétricos são um tipo especial de aço, com grande importância na indústria siderúrgica. Esses aços são muito aplicados em motores e transformadores, sendo largamente consumidos devido ao magnetismo ser uma forma eficiente de transformação de eletricidade em movimento mecânico. Destacam-se duas famílias de aços elétricos, os GOs (grão orientado) e os GNOs (grão não-orientado). Neste estudo, dois aços elétricos semiprocessados de grão não-orientado, um com composição química à base de Fe-Si e outro à base de Fe-Al, foram investigados quanto às perdas magnéticas e propriedades mecânicas, nas condições como recebidos e após tratamento térmico. Os aspectos microestruturais foram obtidos via microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura com auxílio da técnica EBSD. As propriedades mecânicas foram avaliadas por ensaios de tração e dureza. Já as propriedades magnéticas, como magnetização de saturação, permeabilidade e as componentes das perdas (parasita, histerética e em excesso) foram obtidas em um amplo intervalo de frequência (10–400Hz/10–60Hz) e de polarização máxima (0,1–1,5T), através de ensaio *Epstein*, por meio de um equipamento fabricado pela *Brockhaus*. O tamanho de grão médio da amostra à base de Fe-Si, após tratamento térmico foi de aproximadamente 68µm, enquanto da amostra Fe-Al foi de 128µm. Na análise de inclusões, o material com base Fe-Si apresentou melhores resultados, sendo a densidade de inclusões de 68,5 inclusões/mm², contra uma densidade de 102,3 inclusões/mm² da amostra ao Fe-Al. Em propriedades mecânicas, o tratamento térmico promoveu a diminuição dos valores de limite de escoamento e resistência, resultados que propiciam melhora na estampabilidade das lâminas após o corte. Comparando os dois aços, o aço Fe-Si apresentou maior valor de dureza, devido maior teor de carbono presente na amostra. Os diferentes resultados obtidos, tiveram reflexos nas propriedades magnéticas, tanto na avaliação das componentes das perdas em separado, como nas perdas totais, sendo que a amostra ao Fe-Si apresentou maiores perdas em frequências até 200Hz, e acima deste valor, as maiores perdas foram da amostra ao Fe-Al. Com os resultados foi possível estabelecer discussões importantes sobre os aspectos microestruturais e composição química sobre as propriedades mecânicas e magnéticas.

Palavras-chave: aços elétricos de grão não-orientado; teor de silício e alumínio; perdas magnéticas; tamanho de grão; tratamento térmico.

COMPARATIVE STUDY OF THE MECHANICAL AND MAGNETIC PROPERTIES OF Fe-Si AND Fe-Al ON NON-ORIENTED ELECTRICAL STEELS

ABSTRACT

Electric steels are a special type of steel, with great importance in the steel industry. These steels are largely applied in motors and transformers, being widely consumed due to magnetism presenting itself as an efficient way of transforming electricity into mechanical movement. Two families of electrical steels stand out, the GOs (grain oriented) and the NOs (non-oriented). In this study, two semi-processed non-oriented electrical steels, one with a Fe-Si base and the other with a Fe-Al base, were investigated for magnetic losses and mechanical properties, in the conditions as received and after heat treatment. The microstructural aspects were obtained via optical microscopy and scanning electron microscopy supported by EBSD technique. The mechanical properties were evaluated by tensile and hardness tests. The magnetic properties, such as saturation magnetization, permeability and loss components (parasitic, hysteretic and excess) were obtained over a wide frequency range (10–400Hz/10–60Hz) and maximum polarization (0.1– 1.5T), through the Epstein test, by equipment manufactured by Brockhaus. The average grain size of the Fe-Si-based sample after heat treatment was approximately 68 μ m, while the Fe-Al sample was 128 μ m. In the analysis of inclusions, the material based on Fe-Si showed better results, with an inclusion density of 68.5 inclusions/mm², against a density of 102.3 inclusions/mm² of the Fe-Al sample. In mechanical properties, the heat treatment led to a decrease in yield strength and strength values, results that improve the stampability of the blades after cutting. Comparing the two steels, the Fe-Si steel showed a higher hardness value, due to the higher carbon content present in the sample. The different results obtained were reflected in the magnetic properties, both in the evaluation of the loss components separately and in the total losses, with the Fe-Si sample presenting bigger losses at frequencies up to 200Hz, and above this value, the biggest losses went from the sample to Fe-Al. Based on the results, it was possible to establish important discussions on the microstructural aspects and chemical composition on the mechanical and magnetic properties.

Keywords: non-oriented electrical steels; silicon and aluminum percentage; magnetic losses; grain size; heat treatment.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Aspecto geral de um motor formado por lâminas de aço elétrico de grão não-orientado.	21
Figura 2 - Representação esquemática do ciclo encruamento-recristalização mostrando os efeitos sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas....	24
Figura 3 - Representação esquemática do tratamento térmico de descarbonetação.....	26
Figura 4 - Perturbação nas linhas de fluxo magnético causadas por materiais de diferentes permeabilidades.	27
Figura 5 - Representação de estruturas esquemáticas de domínio em vários pontos ao longo da curva B em função de H.....	29
Figura 6 - Representação da curva de histerese (curva contínua). Densidade de fluxo magnético em função do campo magnético para um material ferromagnético que está sujeito a saturação avante e reversa (pontos S' e S").	30
Figura 7 - Estágios de solidificação de uma amostra policristalina.	33
Figura 8 - Variação das perdas magnéticas e tamanho de grão nas medidas de 1,5T e 60Hz.....	34
Figura 9 - Variação das perdas com o tamanho de grão em um típico aço GNO, nas condições de 1,0T e 50Hz.	35
Figura 10 - Variação do tamanho de grão ótimo com aumento do teor de sílico em um aço GNO.	36
Figura 11 - Corte por guilhotina.....	37
Figura 12 - Curva típica Tensão (σ) x Deformação (ϵ) obtida através de um ensaio de tração.	38
Figura 13 - Aspecto geral da lâmina utilizada para ensaio Epstein.	43
Figura 14 - Aspecto geral dos Quadros Epstein utilizados nos ensaios.....	44
Figura 15 - Aspecto representativo de inclusões da amostra A (Si CR). Sem ataque.	46
Figura 16 - Aspecto representativo de inclusões da amostra B (Al CR). Sem ataque.	47

Figura 17 – Histograma com distribuição de tamanhos de inclusões para as amostras A (Si CR) e B (Al CR).	48
Figura 18 - Aspecto microestrutural da amostra A (Si CR).....	49
Figura 19 - Aspecto microestrutural da amostra B (Al CR).....	49
Figura 20 - Aspecto microestrutural da amostra C (Si TT).	50
Figura 21 - Aspecto microestrutural da amostra D (Al TT).	50
Figura 22 - Aspecto geral dos grãos das amostras A (Si CR), B (Al CR), C (Si TT) e D (Al TT), obtidos via MO. AO: 50x.	51
Figura 23 - Histogramas com distribuição de tamanho de grão das amostras estudadas.....	52
Figura 24 - Mapas de orientações com suas respectivas ODF's.	53
Figura 25 - Perfil de dureza obtido nas amostras estudadas.	58
Figura 26 - Aspecto representativo do ensaio de dureza nas amostras avaliadas. AO: 50x e 500x.....	58
Figura 27 - Curvas de histerese para a amostra A (Si CR).	60
Figura 28 - Curvas de histerese para a amostra B (Al CR).	61
Figura 29 - Curvas de histerese para a amostra C (Si TT).....	61
Figura 30 - Curvas de histerese para a amostra D (Al TT).....	62
Figura 31 - Comparativo de perdas totais das amostras, em polarização magnética de 0,1T.....	63
Figura 32 - Comparativo de perdas totais das amostras, em polarização magnética de 0,5T.....	65
Figura 33 - Comparativo de perdas totais das amostras, em polarização magnética de 1,0T.....	67
Figura 34 - Comparativo de perdas totais das amostras, em polarização magnética de 1,5T.....	68
Figura 35 - Comparativo de perdas totais das amostras, considerando um valor fixo de frequência.	70
Figura 36 - Ajuste matemático para a amostra A (Si CR).....	74
Figura 37 - Ajuste matemático para a amostra B (Al CR).....	75
Figura 38 - Ajuste matemático para a amostra C (Si TT).	76
Figura 39 - Ajuste matemático para a amostra D (Al TT).	77

Figura 40 - Perdas separadas em polarizações máximas de 0,1T, 0,5T, 1,0T e 1,5T para a amostra A (Si CR).	78
Figura 41 - Perdas separadas em polarizações máximas de 0,1T, 0,5T, 1,0T e 1,5T para a amostra B (Al CR).	78
Figura 42 - Perdas separadas em polarizações máximas de 0,1T, 0,5T, 1,0T e 1,5T para a amostra C (Si TT).....	79
Figura 43 - Perdas separadas em polarizações máximas de 0,1T, 0,5T, 1,0T e 1,5T para a amostra D (Al TT).....	80
Figura 44 - Permeabilidade relativa dos aços Fe-Si – Amostras A (Si CR) e C (Si TT).....	83
Figura 45 - Permeabilidade relativa dos Fe-Al – Amostras B (Al CR) e D (Al TT).	84

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Identificação das amostras e respectivas condições de estudo	40
Tabela 2 - Composição química (% em peso) dos aços estudados	41
Tabela 3 - Dados das amostras para ensaio Epstein	44
Tabela 4 - Parâmetros de medida para ensaio Epstein	44
Tabela 5 - Tamanho médio do grão das amostras estudadas	51
Tabela 6 - Propriedades mecânicas em tração das amostras avaliadas	56
Tabela 7 - Perda total dos aços GNO em polarização máxima de 1,0T	66
Tabela 8 - Perda total dos aços GNO em polarização máxima de 1,5T	68
Tabela 9 - Valores obtidos no cálculo de C_p das amostras estudadas	73
Tabela 10 - Valores de C_h e C_e obtidos a partir de ajuste matemático – amostra A (Si CR)	74
Tabela 11 - Valores de C_h e C_e obtidos a partir de ajuste matemático – amostra B (Al CR)	75
Tabela 12 - Valores de C_h e C_e obtidos a partir de ajuste matemático – amostra C (Si TT)	76
Tabela 13 - Valores de C_h e C_e obtidos a partir de ajuste matemático – amostra D (Al TT)	77
Tabela 14 - Perda parasita calculada por equação teórica para polarização de 1,0T	82
Tabela 15 - Permeabilidade magnética dos aços GNO em polarização máxima de 1,0T	84
Tabela 16 - Permeabilidade magnética dos aços GNO em polarização máxima de 1,5T	85

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
CEFET-MG	Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais
GNO	Aço elétrico de grão não-orientado
GO	Aço elétrico de grão orientado
MO	Microscópio Óptico
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
EBSD	Difração de Elétrons Retroespalhados
CP	Corpo de Prova
AO	Ampliação Original
CR	Como Recebida
TT	Tratamento Térmico
TG	Tamanho de grão
LE	Limite de Escoamento
LR	Limite de Resistência
ODF / FDOC	<i>Orientation Distribution Function</i> / Função de Distribuição de Orientações Cristalinas

LISTA DE SÍMBOLOS

Al	Elemento químico Alumínio
C	Elemento químico Carbono
Fe	Elemento químico Ferro
Mn	Elemento químico Manganês
S	Elemento químico Enxofre
Si	Elemento químico Silício
MnS	Sulfeto de manganês
AlN	Nitreto de alumínio
P_h	Perda magnética por histerese
P_p	Perda magnética por corrente parasita clássica
P_a ou P_e	Perda magnética anômala ou por excesso
P_{total}	Perda magnética total
μ	Permeabilidade magnética
μ_0	Permeabilidade magnética no vácuo
μ_i	Permeabilidade inicial do material
M	Magnetização do material
ρ	Densidade do material
θ	Condutividade elétrica
B	Indução magnética
H	Campo magnético
σ	Tensão
ε	Deformação
J	Polarização magnética
C_p	Coeficiente da perda parasita
C_h	Coeficiente da perda por histerese
C_e	Coeficiente da perda por excesso

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	16
2. OBJETIVOS.....	19
2.1 Objetivo Geral	19
2.2 Objetivos Específicos	19
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
3.1 Aços Elétricos De Grão Não-Orientado (GNO)	20
3.2 Processamento Do Aço Elétrico – Etapas De <i>Skin Pass</i> e Tratamento Térmico	23
3.3 Propriedades Magnéticas.....	26
3.3.1 Permeabilidade magnética.....	26
3.3.2 Curva de histerese e perdas magnéticas.....	28
3.3.2.1 Separação das componentes histerética, parasita e anômala.....	32
3.4 Influência Do Tamanho De Grão Nas Propriedades Magnéticas	32
3.5 Comportamento Mecânico.....	36
4. METODOLOGIA.....	40
4.1 Material.....	40
4.2 Análise Metalográfica	41
4.3 Comportamento Mecânico.....	42
4.3.1 Ensaio de tração	42
4.3.2 Ensaio de dureza	42
4.4 Comportamento Magnético	43
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	46
5.1 Análise Metalográfica	46
5.2 Comportamento Mecânico.....	55
5.2.1 Ensaio de tração	56

5.2.2	Ensaio de dureza	57
5.3	Comportamento Magnético	59
5.3.1	Perdas magnéticas.....	59
5.3.1.1	Perdas totais	59
5.3.1.2	Ajuste matemático para separação das componentes das perdas magnéticas	72
5.3.2	Permeabilidade relativa.....	83
6.	CONCLUSÕES.....	86
7.	RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS	88
8.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	89
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	90

1. INTRODUÇÃO

Aços elétricos são um tipo especial de aço com grande importância na indústria siderúrgica e de eletricidade. Na indústria, são amplamente aplicados em máquinas elétricas, como motores e transformadores, buscando-se, cada vez mais, uma maior eficiência desses equipamentos (SOUZA, 2013).

A característica principal dos aços elétricos está relacionada com suas propriedades magnéticas, ou seja, a permeabilidade e as perdas energéticas. Para alcançar um rendimento energético ideal, o material deve conseguir maximizar a permeabilidade, ou seja, aumentar o campo magnético externamente aplicado e minimizar as perdas, reduzir a dissipação de energia associada à excitação em corrente alternada (CARDOSO, 2005).

Segundo Landgraf (2002) informou no seu trabalho intitulado “Propriedades magnéticas de aços para fins elétricos”, naquele ano, cerca de um por cento do volume total de aços produzidos no Brasil era utilizado por suas propriedades magnéticas. Em 2014, Landgraf (2014) cita em outro trabalho de sua autoria, que o mundo consumia na escala de 10 milhões de toneladas de aços para fins magnéticos por ano. Este consumo ocorre devido ao magnetismo ser uma forma eficiente de transformação de eletricidade em movimento mecânico, sendo os aços elétricos, excelentes amplificadores de campo magnético.

Segundo o estudo “O caminho da descarbonização do setor automotivo no Brasil”, encomendado pela Anfavea (Associação Nacional dos Fabricantes de Veículos Automotores) em parceria com a BCG (*Boston Consulting Group*), em um cenário de evolução tecnológica e ritmo de adoção, permitirá que os veículos eletrificados ganhem escala no Brasil no período, atingindo em 2035 níveis de penetração por segmento similares aos da Europa em 2030. Globalmente, a venda de veículos eletrificados está crescendo de forma relevante, tendo Estados Unidos da América, Europa e China como líderes na adoção desses veículos (ANFAVEA, 2021).

É importante destacar duas famílias de aços elétricos, que são os aços elétricos de grão orientado (GO) e os de grão não-orientado (GNO). Nos motores elétricos, tem-se o GNO como aço de aplicação, pois este possui característica

isotrópica, mantendo excelentes propriedades magnéticas independente da direção aplicada.

Como mencionado anteriormente, o diferencial do aço elétrico está na propriedade magnética e em como se comporta nas mais diversas aplicações do aço. Alguns fatores principais influenciam no desempenho do aço elétrico e tem importante efeito sobre as propriedades magnéticas, como o tamanho de grão, grau de redução na etapa de laminação de encruamento, distribuição de tamanhos de precipitados, textura cristalográfica, densidade de discordâncias e quantidade e distribuição de tamanho de fases não magnéticas (inclusões e poros). No processo de fabricação do aço elétrico, as propriedades mecânicas e magnéticas são muito importantes e de grande relevância, tanto pelo produto final, quanto pelo efeito que possuem durante o processamento do material (LANDGRAF, 2014).

Desta forma, estudos visando a compreensão de como as propriedades magnéticas e cristalográficas se acoplam nesses aços, são de extrema importância para o seu desenvolvimento, que visa menores valores de perdas magnéticas. Sabe-se, por exemplo, que as condições de corte e/ou estampagem utilizadas no processamento final do aço (na maioria das vezes realizadas pelo cliente final) desempenham um papel fundamental nas perdas magnéticas, podendo aumentá-las em, aproximadamente, 10% dependendo das características químicas e microestruturais do aço (WEISS *et al.*, 2016; NUNES *et al.*, 2021).

Além disso, é notória a dependência das perdas magnéticas em função do tamanho de grão, sendo que o tamanho de grão considerado ideal varia entre 100 - 200 μ m para que a perda seja mínima, e do tipo de corte utilizado na preparação das amostras, que pode ser realizado através de guilhotina, punção ou corte a laser (MEURER, 2005; MOSES *et al.*, 2019b).

Aliado ao tamanho de grão ideal, estudos também têm sido direcionados para a avaliação do grau de redução na etapa de laminação de encruamento, conhecida também, como *skin pass*. Esta etapa ocorre ainda na fabricação dos aços elétricos e é posterior ao recozimento em caixa. Para os GNOs semiprocessados, esta operação é de extrema importância, pois gera um gradiente de encruamento no aço, induzindo um número elevado de

discordâncias e desordens atômica, que atuam como condicionante para que nos tratamentos térmicos finais, a microestrutura alcance o desejado tamanho de grão da ordem de 100-150 μm . Sobre o grau de redução, os fabricantes de aços elétricos têm aplicado no *skin pass* (laminação de encruamento) cerca de 3% a 8% de redução de área (CASTRO *et al.*, 2006).

O presente trabalho realizou uma análise detalhada da microestrutura de dois aços GNO, um com composição química à base de Fe-Si e outro à base de Fe-Al, em sua forma como preparado e tratado termicamente. Analisou-se o impacto da microestrutura sobre o desempenho mecânico e magnético destes materiais.

As amostras foram caracterizadas via microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), com auxílio da técnica de Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD), sendo avaliada a microestrutura, limpidez e tamanho de grão médio dos aços. As propriedades mecânicas foram avaliadas através de ensaios de tração e dureza. Já as propriedades magnéticas, como magnetização de saturação, permeabilidade e as componentes das perdas (parasita, histerética e em excesso) foram obtidas em um amplo intervalo de frequência (10 – 400Hz /10 – 60Hz) e de polarização máxima (0,1 – 1,5T), através de ensaio *Epstein*, por meio de um equipamento fabricado pela *Brockhaus*.

2. OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Comparar os aços elétricos semiprocessados de grão não-orientado com composição química à base de Fe-Si e Fe-Al, quanto as propriedades mecânicas e perdas magnéticas.

2.2 Objetivos Específicos

- I. Tratar termicamente as duas qualidades de aços GNO;
- II. Amostrar e caracterizar microestruturalmente os aços a serem utilizados no desenvolvimento deste trabalho;
- III. Submeter as amostras representativas dos aços em questão à ensaios de tração para análise das propriedades mecânicas;
- IV. Realizar perfis de dureza Vickers com as amostras representativas dos aços;
- V. Submeter as amostras à ensaios *Epstein*, para identificar as perdas totais e separar as diferentes componentes: histerética, parasita e em excesso.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Elétricos De Grão Não-Orientado (GNO)

Aços elétricos são materiais magnéticos muito utilizados na indústria de eletricidade, para fins elétricos, sendo aplicados, por exemplo, em núcleos de máquinas pequenas e grandes, motores e transformadores. Esses aços não são utilizados para condução de corrente e sim para intensificar o fluxo magnético (BOHN *et al.*, 2004).

O surgimento dos aços elétricos modernos ocorreu no final do século XIX, em Sheffield, no Reino Unido, por meio de pesquisas realizadas por Sir. Robert Hadfield e colegas. Por volta da década de 1980, os aços GNO com baixo teor de adição de carbono, tornaram-se disponíveis como resultado de uma demanda crescente por graus de eficiência energética, advindas de maiores eficiências de motor, sendo introduzidos por autoridades reguladoras em todo o mundo (MOSES *et al.*, 2019a). As duas classes principais dentro dos aços elétricos são os de grão orientado (GO) e os de grão não-orientado (GNO). Nesta pesquisa, o foco do nosso estudo foi para os aços GNO.

Os aços GNO possuem isotropia magnética, ou seja, mantêm excelentes propriedades magnéticas independente da direção aplicada, não apresentando uma textura pronunciada. Tem-se como exemplo a aplicação do aço GNO em motores elétricos, onde o campo magnético é aplicado no plano da chapa, porém o fluxo magnético muda constantemente de direção devido a aplicação de corrente alternada (BOHN *et al.*, 2004; SANTOS, 2005). A Figura 1 apresenta o aspecto de um motor formado por lâminas de aço GNO, projetado para uso em motores e geradores de alta frequência.

Esses aços são a escolha mais econômica de material usado em máquinas elétricas para transformar energia elétrica em energia mecânica, isso se deve à sua capacidade de amplificar milhares de vezes o campo magnético gerado por correntes elétricas. O mercado global de aços GNO é muito grande, e seu alto consumo acompanha o aumento pela demanda de energia, pois novos produtos e tecnologias, demandam novas aplicações (LANDGRAF, 2012).

Figura 1 - Aspecto geral de um motor formado por lâminas de aço elétrico de grão não-orientado.



Fonte: Metal Forming Magazine (2023).

A classe de aços GNO, se divide em três subclasses, ou também chamadas de subfamílias, podendo o aço ser fornecido pronto para uso ou semiacabado. A descrição de cada tipo, presente nas subfamílias, está apresentada abaixo (LANDGRAF, 2002):

- Totalmente processados (aços com adição de silício): são aços prontos para estampagem. São entregues pelas usinas com baixo percentual de carbono e com tratamento térmico de recozimento final;
- Semiprocessados (com ou sem adição de silício): são aços que serão tratados termicamente no cliente final. Neste caso, esses aços são preparados para um maior crescimento de grão com eliminação de tensões residuais, decarbonetação e recristalização;
- Aços ABNT 1006/1008: aços que não são produzidos especificamente para fins eletromagnéticos, mas devido ao baixo custo, são usados em larga escala.

Como apresentado acima, os aços elétricos possuem como característica a presença de silício em sua composição química, o que o diferencia dos aços carbono comuns. A composição química final desses aços é determinada nas etapas de fabricação, primária, e siderurgia secundária. Tendo como exemplo, a fabricação de um aço GNO por meio da rota BOS - *Basic Oxygen Steelmaking* (fabricação de aço básico com oxigênio - aciaria de oxigênio), uma composição

acabada típica para um grau de 3% de Si GNO na fase primária seria 0,3% Si, 0,1% C, 0,3% Mn e 0,04% S. Esta composição não é a ideal e está longe do necessário, pois os níveis de Si precisam ser aumentados e de Al acrescentado, enquanto os níveis de C e S precisam ser reduzidos significativamente. A composição química do aço, então, exige a aplicação de processos de refino secundário na aciaria para garantir os baixos teores de C e S, ao mesmo tempo em que é necessária adição de Si e correção do teor de Al (MOSES *et al.*, 2019a).

A redução no teor de carbono é importante na melhoria das propriedades magnéticas, pois o C pode formar carbonetos, causando aumento na perda por histerese e redução na permeabilidade magnética, além de ser um elemento intersticial, que se estiver em excesso, irá ocupar posição intersticial na rede cristalina, gerando distorções e consequente perda magnética. Além deste fato, o teor de carbono mais baixo previne o envelhecimento magnético. Este fenômeno consiste na perda de propriedade magnética causada pela precipitação de partículas de segunda fase ao longo do tempo. Essas partículas são formadas por elementos intersticiais, assim como carbono e nitrogênio. Para evitar o envelhecimento magnético e consequentemente, a perda magnética, teores ideais de carbono são requeridos. Aços com teores de C acima de 30ppm, portanto, devem ser descarbonetados (NEGRI, 2011; OLIVEIRA JÚNIOR, 2014; PETROVIČ *et al.*, 2011).

O enxofre e o nitrogênio também afetam as propriedades magnéticas, produzindo partículas finas de MnS (sulfeto de manganês) e AlN (nitreto de alumínio), que dificultam o movimento de domínios magnéticos, sendo importante, o controle dos seus teores na liga (MARRA *et al.*, 2016). O limite superior para esses elementos é de 0,005% (EUROPEAN PATENT APPLICATION, 2023).

Em contrapartida, é necessário adicionar Si e Al nas ligas de aços, visando diminuição da perda magnética. Esses elementos aumentam a resistividade elétrica do material, provocando redução de perda por corrente parasita. A perda magnética é otimizada quando o aço atinge teores de Si em até 6,5%, sendo que nesta faixa, a corrente parasita é reduzida e a resistência elétrica do material aumenta. Porém, a alta concentração de Si fragiliza o aço, sendo, portanto,

prejudicial a aplicação do material. Assim, o teor de Si considerado ideal permanece na faixa em até 3,5% em peso (LORENZO *et al.*, 2004).

O Al, além de atuar aumentando a resistividade elétrica do aço, quando em altas concentrações, reduz a dissolução do precipitado de AlN, porém, pode fragilizar o aço. Na literatura, o teor de Al na liga é fornecido com o Si, sendo o teor de Si + Al ideal, em torno de 4,5% em peso (HONG *et al.*, 2017; MARRA *et al.*, 2016).

Segundo o documento European Patent Application (2023), o teor ideal de Al é abaixo de 2,0%, possuindo algumas faixas preferenciais. Para essas faixas tem-se: teores menores que 0,01%; ou entre 0,1% e 0,5%; sendo que na faixa de 0,01% a 0,1%, o AlN fino é precipitado e a perda de ferro aumenta. Quando o teor de Al é reduzido, a densidade de fluxo magnético aumenta e a textura é melhorada.

3.2 Processamento Do Aço Elétrico – Etapas De *Skin Pass* e Tratamento Térmico

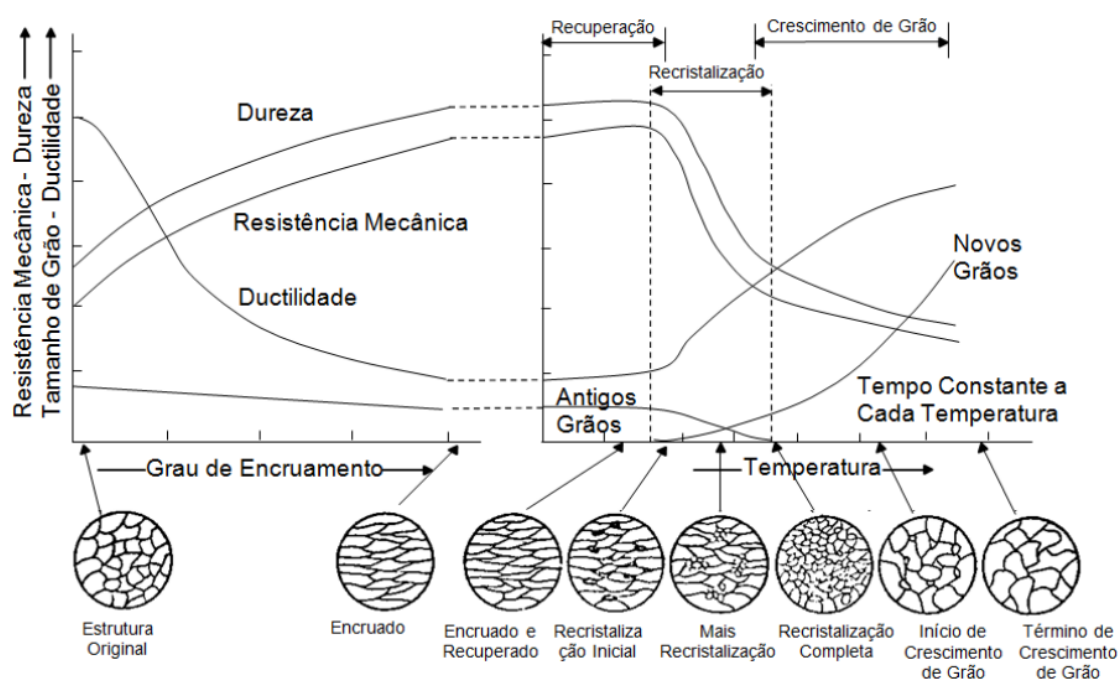
A laminação de encruamento, também conhecida como *skin pass* é uma etapa importante no processo de produção de aços elétricos de grão não-orientado semiprocessado. Este estágio, ocorre, geralmente na fase final de conformação dos aços laminados a frio, e é subsequente a etapa de recozimento do material. O *skin pass* atua no material, gerando um gradiente de encruamento no aço, aumentando a densidade de discordâncias, induzindo, assim, uma desordem atômica. Para a medição do grau de redução do aço, este processo necessita de um sistema de medição e indicação on-line do quanto o material está sendo alongado (CASTRO *et al.*, 2006).

No processamento do aço elétrico, objetiva-se que o *skin pass* aplique uma certa quantidade de deformação superficial, induzindo o crescimento de grão quando aplicado o tratamento térmico de recozimento final. A quantidade de tensão é crítica para obtenção da microestrutura e textura final do aço, pois uma tensão insuficiente pode não fornecer a força motriz suficiente para o crescimento de grão, e uma tensão superior a ideal, pode levar à recristalização,

ao invés do crescimento do grão e modificação da textura final (MEHDI *et al.*, 2017).

Assim, a etapa de *skin pass* atua na preparação do aço para a etapa posterior de tratamento térmico, pois o grau de redução aplicado aumenta a densidade de discordâncias, que impedem o escorregamento dos planos atômicos. Uma parcela da energia gasta durante a deformação fica armazenada no material na forma de energia de deformação, estando associada a regiões de cisalhamento, tração e compressão ao redor das discordâncias criadas. Na Figura 2 é representado o ciclo de encruamento e recristalização. Na etapa de recristalização, ocorre a formação de novos grãos livres de deformação, com baixas densidades de discordâncias, e a força motriz para a nova estrutura de grão é a diferença entre as energias internas do elemento submetido ao encruamento e do sem deformação (CALLISTER, 2016).

Figura 2 - Representação esquemática do ciclo encruamento-recristalização mostrando os efeitos sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas.



Fonte: DOMINGUES; ARAUJO (2010) apud COLETI *et al.* (2012).

Objetivando o tamanho de grão ideal, com microestrutura homogênea, com recozimentos comerciais a temperatura de 760°C, entre 30 e 180 minutos, os fabricantes têm aplicado redução de encruamento de 3 a 8% (CASTRO *et al.*,

2006). A etapa posterior ao *skin pass*, realizada no cliente, quando se trata de aços elétricos semiprocessados, é o tratamento térmico.

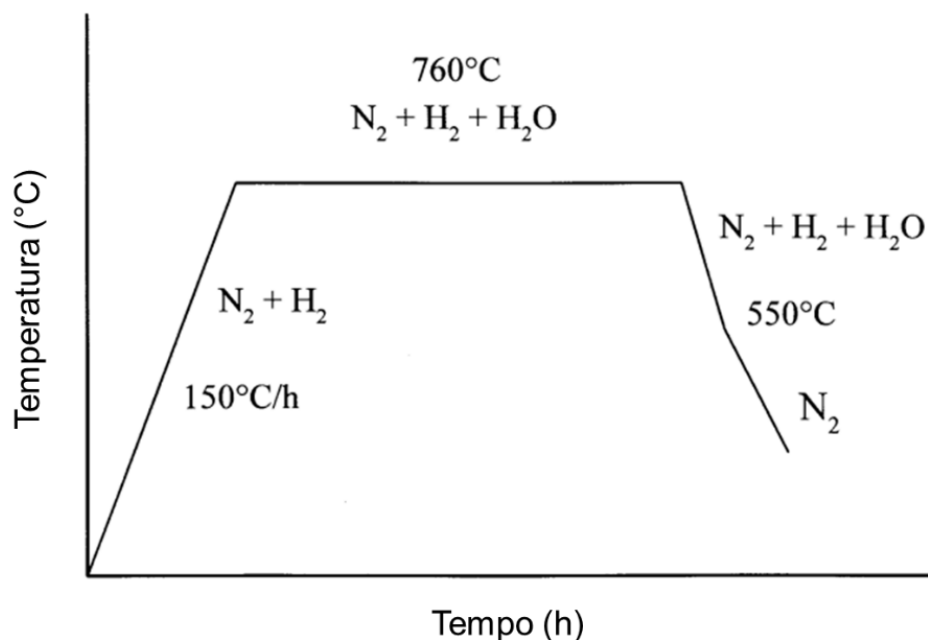
O tratamento térmico de um metal pode ser definido como um conjunto de procedimentos de variações de temperatura (aquecimento, manutenção da temperatura por um determinado tempo e resfriamento controlado), que visa modificar as propriedades das ligas, mecânicas e/ou magnéticas, ou aliviar tensões e reestabelecer a estrutura cristalina normal. Esse tratamento é feito sob condições controladas de temperatura, tempo, velocidade de resfriamento e atmosfera. De acordo com as variáveis escolhidas, modifica-se tamanho de grão, morfologia e a microestrutura do aço, possibilitando a formação de fases como martensita, austenita, perlita e bainita (CHIAVERINI, 1986; SOUZA e CÂMARA, 2020).

Dentre os principais tratamentos térmicos aplicados, destacam-se o de recozimento e a normalização. Os tratamentos térmicos para aços elétricos visam melhorar as propriedades magnéticas, reduzir as perdas histeréticas e levar ao aumento da permeabilidade. Para esses aços, o tratamento utilizado é o de recozimento, também conhecido como descarbonetação, durante o qual ocorrem os seguintes eventos: redução do teor de carbono, alívio de tensões, crescimento de grãos ferríticos e oxidação superficial (MARRA *et al.*, 2004).

O tratamento envolve duas etapas importantes que estão representadas na Figura 3. A primeira etapa consiste em tratar o aço termicamente em elevadas temperaturas de imersão, entre 700°C e 850°C, sob uma atmosfera úmida, fazendo com que essas condições promovam a descarbonetação, alívio de tensões e o crescimento de grãos. E a segunda etapa, sob atmosfera oxidante e temperaturas entre 500°C e 600°C, resulta na formação de uma camada de óxido de ferro na superfície do aço. Esse tratamento é realizado, geralmente, por usuários de aço semiprocessado (MARRA *et al.*, 2004).

A atmosfera utilizada nesse tratamento térmico é uma mistura de gases, sendo composta pelos elementos: hidrogênio (H₂), nitrogênio (N₂) e vapor d'água (H₂O_(v)), em uma faixa de temperatura de 780°C até 900°C (GIROTO, 2010).

Figura 3 - Representação esquemática do tratamento térmico de decarbonetação.



Fonte: MARRA *et al.* (2004). Traduzido pela autora (2023).

Importante destacar que, se qualquer uma das etapas do tratamento térmico não for feita corretamente (atmosfera, tempo, temperatura), poderá ser verificado ao final do tratamento, a presença de carbono em excesso, afetando diretamente as propriedades magnéticas, pois o C é um elemento intersticial, e ocupará esta posição na rede cristalina. Portanto, a concentração desse elemento, deve ser mínima para evitar distorção na rede, e perdas magnéticas (GIROTO, 2010).

3.3 Propriedades Magnéticas

3.3.1 Permeabilidade magnética

Permeabilidade magnética é uma característica intrínseca do material, é uma constante de proporcionalidade que depende do material e do campo magnético existente. O cálculo da permeabilidade resulta da relação entre a indução magnética B e o campo magnético externo H , seguindo a Equação 1 abaixo:

$$\mu = \frac{B}{H} \quad (1)$$

onde, a indução magnética B é dada pela Equação 2:

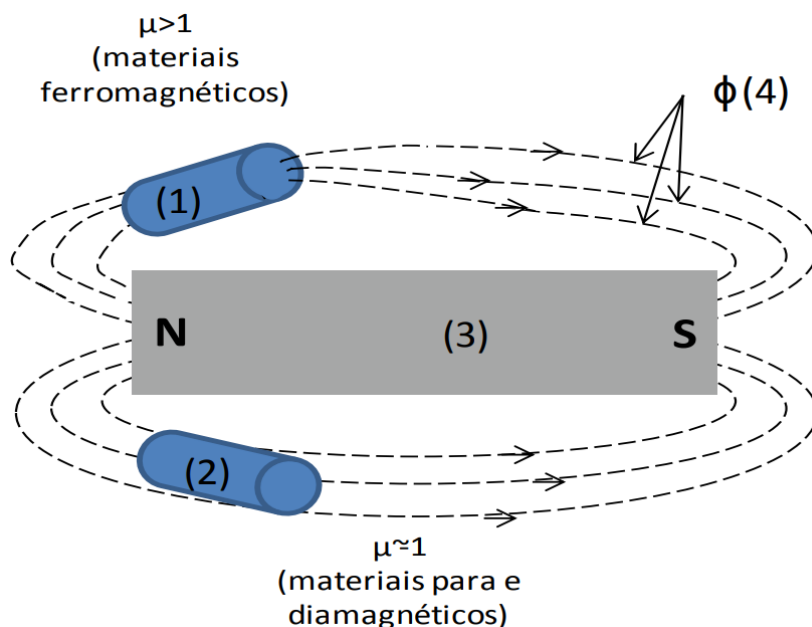
$$B = \mu_0 M + \mu_0 H \quad (2)$$

sendo μ_0 a permeabilidade no vácuo e M a magnetização do material. Ainda, a magnetização é dada pela soma de todos os momentos magnéticos atômicos em um dado volume, dividido por este volume.

A Figura 4 apresenta o efeito que se é produzido na disposição de um material parcialmente magnetizável na direção de linhas de fluxo magnético. Nas representações (1) e (2) do desenho, tem-se amostras de diferentes comportamentos magnéticos. Um ímã representa a fonte de geração do campo magnético, sendo indicado pelo número (3) na imagem. Em (4), representa-se as linhas do fluxo magnético produzidas (LEITE, 2014).

Pode-se verificar na imagem as perturbações causadas na direção das linhas de fluxo magnético devido materiais com valores de permeabilidade diversos. Elementos com valores de μ maiores que a unidade, assim como os ferromagnéticos, geram uma significativa interferência na direção das linhas de campo, pois essas linhas propiciam a passagem pelo meio mais permeável (LEITE, 2014).

Figura 4 - Perturbação nas linhas de fluxo magnético causadas por materiais de diferentes permeabilidades.



Fonte: LEITE (2014).

3.3.2 Curva de histerese e perdas magnéticas

Uma das aplicações mais usadas dos aços GNO ocorre em motores, geradores e transformadores elétricos. Nesses equipamentos, os aços são dispostos em lâminas e a passagem de fluxo magnético nesse meio condutor produz algumas correntes indesejáveis, que acabam por provocar perdas energéticas no equipamento. As perdas podem ser por histerese, por correntes induzidas ou também conhecidas como correntes de Foucault, e perdas anômalas ou por excesso. Deve-se considerar também que as perdas magnéticas dos aços elétricos dependem de características eletromagnéticas de ensaio, como polarização máxima e frequência de excitação; características físicas, como espessura da lâmina, orientação da amostra em relação a direção de laminação e resistividade (MEURER, 2005).

O que se entende por perda magnética em um material magnético, refere-se a energia do campo eletromagnético sendo transformado em calor ou som durante o processo de magnetização. Neste caso, não ocorre a perda da energia, mas a transformação, sendo convertida em outra forma que, na maior parte das aplicações, corresponde a alguma forma de ineficiência (MOSES *et al.*, 2019a).

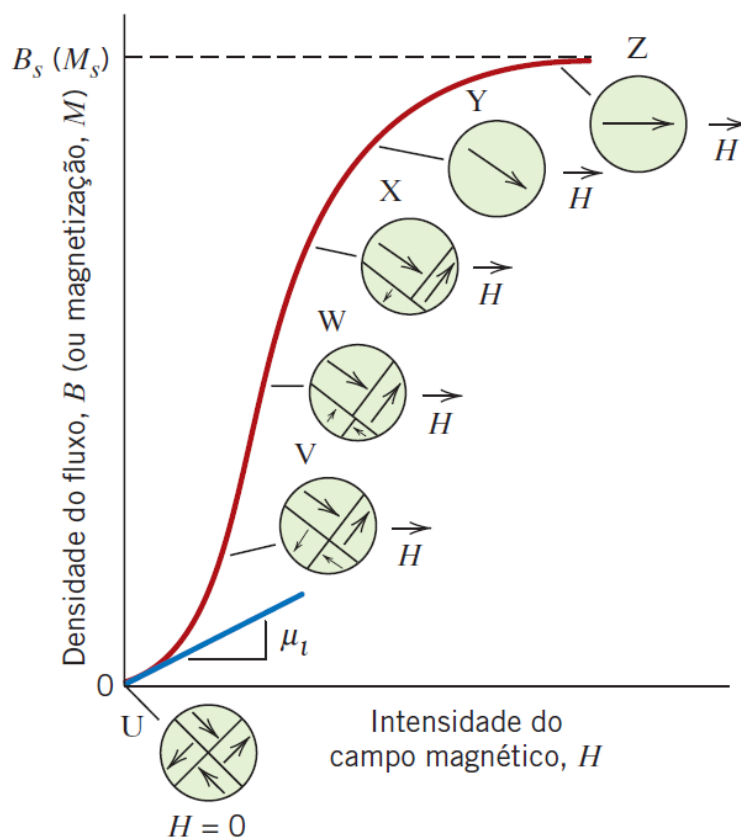
Como mencionado no item anterior, durante o funcionamento de um equipamento composto por lâminas de aços GNO, a passagem de fluxo magnético produz perdas energéticas. Os três principais tipos de perdas são:

- I. Perdas por histerese;
- II. Perdas por correntes parasitas ou também conhecidas como correntes de Foucault;
- III. Perdas anômalas ou por excesso.

A perda total é a área dentro da região do ciclo de histerese, sendo que a perda por histerese é quando o ciclo é obtido em regime DC (corrente contínua, da sigla em inglês: Direct Current), ou em frequências muito baixas $<1\text{Hz}$. A histerese surge devido ao apresamento dos momentos magnéticos em certas direções preferenciais ou à defeitos cristalográficos. Portanto, a histerese é intrínseca àquele determinado material.

Para melhor entendimento da histerese, tem-se as Figuras 5 e 6, que exemplificam o fenômeno. Na Figura 5 estão representadas as estruturas esquemáticas de domínio em vários pontos ao longo da curva B em função de H . No primeiro instante, os momentos dos domínios constituintes estão orientados aleatoriamente, de forma que não existe indução B . À medida que um campo externo (H) vai sendo aplicado, os domínios que estão praticamente alinhados em relação ao campo que está sendo aplicado, crescem sobre os que estão orientados de maneira desfavorável. Esse processo continua à medida que se aumenta a intensidade do campo até o momento em que a amostra se torna um único domínio, o qual encontra-se alinhado com o campo. A saturação é então atingida quando se tem a projeção máxima dos momentos magnéticos (domínios) no sentido do campo H . Pelo gráfico, também é possível observar a permeabilidade inicial do material (μ_i), sendo a inclinação da curva de B em função de H no ponto $H = 0$ (CALLISTER, 2016).

Figura 5 - Representação de estruturas esquemáticas de domínio em vários pontos ao longo da curva B em função de H .



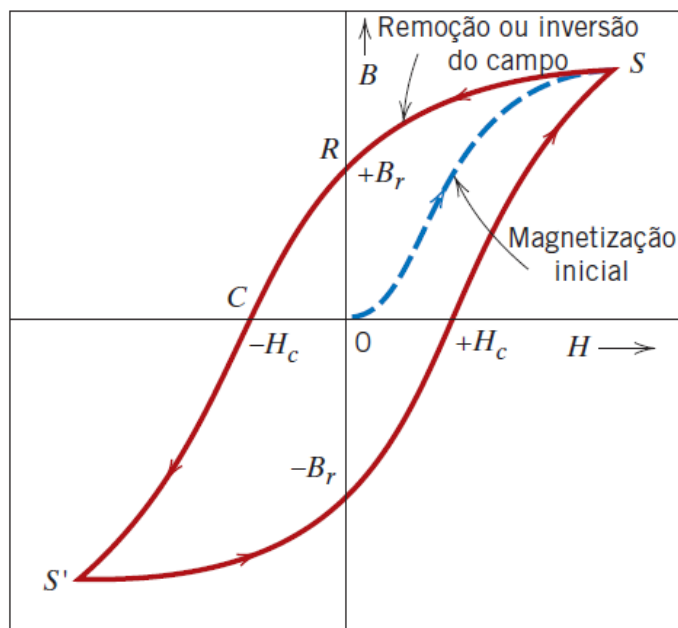
Fonte: CALLISTER (2016).

Na Figura 6, o ponto de saturação é dado em S . A partir desse ponto, à medida que o campo H é reduzido pela reversão da direção do campo e a curva não retorna seguindo seu trajeto original, produz-se um efeito de histerese, em que a indução B não aponta no mesmo sentido que o campo H aplicado. Do ponto de vista metalúrgico, as perdas por histerese podem ser devidas ao volume, distribuição de impurezas, orientação de cristais e outras características microestruturais do material (MEURER, 2005; CALLISTER, 2016).

Associando a perda por histerese com um bom desempenho de um aço elétrico GNO, é necessário que o aço apresente:

- I. Alta limpidez na microestrutura: ausência de inclusões e precipitados, bem como ausência de defeitos cristalinos;
- II. Textura cristalográfica: orientação cristalina ideal, pois mais fácil será a magnetização de um material, quanto maior for o número de cristais orientados na mesma direção;
- III. Menores tensões internas: ausência de lacunas, discordâncias e outras imperfeições, pois quanto menos obstáculos a estrutura da matéria apresentar, mais fácil será a sua magnetização.

Figura 6 - Representação da curva de histerese (curva contínua). Densidade de fluxo magnético em função do campo magnético para um material ferromagnético que está sujeito a saturação avante e reversa (pontos S' e S'').



Fonte: CALLISTER (2016).

Nas perdas por correntes de Foucault, ou também conhecidas como perdas por correntes parasitas clássicas, ocorre a polarização de corrente que gera um campo que se opõe ao campo externo aplicado. Este fenômeno é descrito pela lei de Faraday, e cria uma condição não favorável à maximização da eficiência do aço elétrico (ALMEIDA, 2013).

Na aplicação desses aços em motores, são fabricadas lâminas finas e colocadas paralelamente na intenção de reduzir os efeitos gerados por essas correntes, pois a perda é proporcional ao quadrado da espessura do material, portanto, quanto menor a espessura da lâmina, menor a perda (ALMEIDA, 2013).

Neste contexto, avaliando-se as variáveis que atuam em um melhor desempenho de aço GNO, minimizando as perdas parasitas, tem-se:

- I. Menor espessura do material;
- II. Aumento da resistividade: como mencionado no capítulo 3.1, a adição dos elementos Si e Al na composição química da liga, atuam de forma a elevar a resistividade do aço.

Por fim, as perdas anômalas (P_a), também conhecidas como perda por excesso (P_e), são as perdas resultantes da diferença entre a perda total e a soma das perdas histeréticas e parasitas, apresentada pela Equação 3:

$$P_a = P_t - (P_h + P_p) \quad (3)$$

As perdas em excesso são perdas não muito conhecidas na literatura atual, sendo que a teoria mais aceita para essa perda, é de que ela está associada a micro correntes que surgem devido ao movimento da rotação das paredes de domínios, assim como o giro do domínio magnético inteiro. Quando se analisavam as perdas totais de um material, e logo em seguida, somavam-se as perdas por histerese e as clássicas, a soma das duas componentes não representava a perda total, e por isso, essa parcela de perda resultante da diferença foi denominada de excesso.

A perda total está relacionada com a diferença de fases, em outras palavras, cada uma das perdas (parasita, histerese e em excesso) introduz uma parcela da diferença de fase, gerando assim, uma diferença de fase total.

3.3.2.1 Separação das componentes histerética, parasita e anômala

Na década de 1980, Bertotti (1988), desenvolveu uma teoria fenomenológica para calcular as perdas magnéticas, sendo amplamente estudada e mencionada atualmente por outros autores, como por exemplo, no trabalho de Novak *et al.* (2014) e Sotelo *et al.* (2022).

A teoria da separação das componentes das perdas magnéticas descrita por Bertotti (1988), menciona que inicialmente, a perda total pode ser calculada pelo somatório das três perdas, descrita pela Equação 4:

$$P_t = P_h + P_p + P_e \quad (4)$$

Sendo as perdas por histerese (P_h), parasita ou clássica (P_p) e a perda por excesso ou anômala (P_e), o resultado da perda total (P_t) de determinado material magnético. Desta forma, a perda em W/kg pode ser escrita como segue na Equação 5:

$$P_t = C_h \cdot f + C_p \cdot f^2 + C_e \cdot f^{1,5} \quad (5)$$

Onde os valores de C_h , C_p e C_e são, respectivamente, os coeficientes das perdas por histerese, parasita e excesso, e a frequência é representada por f (Hz).

Dentre os coeficientes, o valor que pode ser calculado teoricamente é o de C_p , expresso pela Equação 6:

$$C_p = \frac{\pi^2 \cdot d^2 \cdot B^2 \cdot \theta}{6 \cdot \rho} \quad (6)$$

Sendo, d (m) a espessura do material, B (T) a indução magnética, θ ($\Omega \cdot m$) a condutividade elétrica e ρ (kg/m^3) a densidade do material.

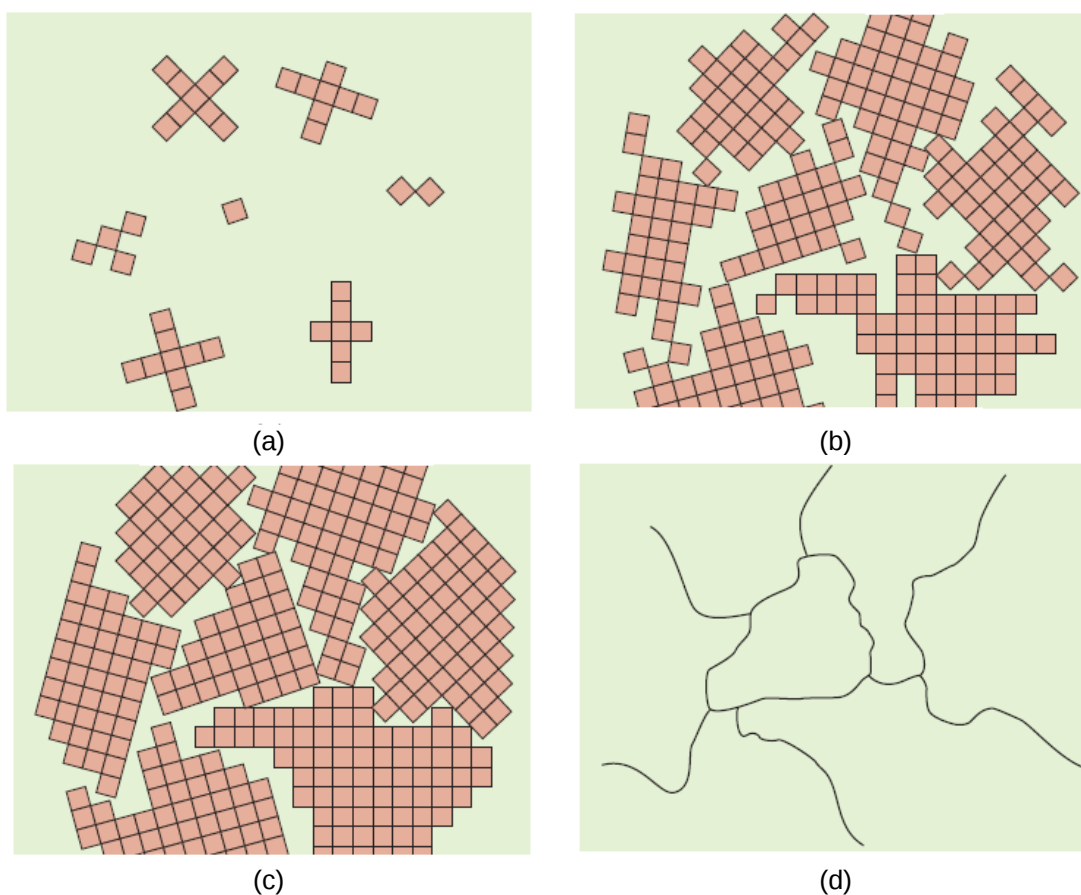
Os coeficientes das perdas por histerese e por excesso são determinados através de ajustes matemáticos em programas de *softwares* específicos.

3.4 Influência Do Tamanho De Grão Nas Propriedades Magnéticas

O grão pode ser definido como um cristal individual em um metal, onde uma coleção de muitos desses cristais/grãos compõem os sólidos cristalinos. Na Figura 7 são exemplificados quatro estágios da nucleação/solidificação de uma amostra policristalina. Na Figura 7a é apresentado pequenos cristais se

formando em várias posições, com orientações cristalográficas aleatórias. À medida que ocorre a adição de átomos na estrutura, vindos do líquido circunvizinho, os pequenos grãos aumentam de tamanho, como pode ser observado em 7b. Com o processo de solidificação aproximando-se do final, as extremidades dos grãos adjacentes se chocam umas com as outras em 7c e ao completar a solidificação, ocorre a formação dos grãos com formatos irregulares. A Figura 7d ilustra como a estrutura de grãos é vista por microscópio, onde as linhas escuras são os contornos de grãos, um tipo de defeito interfacial, sendo o contorno que separa dois pequenos grãos ou cristais que possuem diferentes orientações cristalográficas em materiais policristalinos (CALLISTER, 2016).

Figura 7 - Estágios de solidificação de uma amostra policristalina.

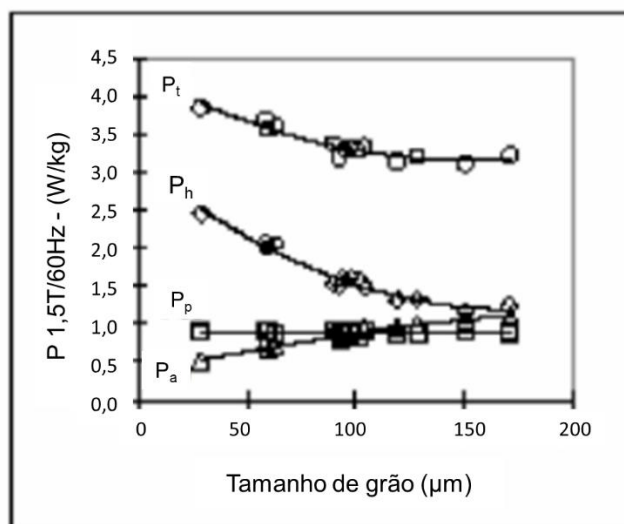


Fonte: CALLISTER (2016).

Associado ao grão, tem-se a medida de tamanho do grão, que é definida como o diâmetro médio do grão conforme determinado a partir de uma seção reta aleatória, sendo uma variável de fácil medição e gerando um único valor. O

tamanho de grão é uma variável com grande influência e com forte efeito nas perdas magnéticas de aços elétricos. Em alguns casos, quanto maior o tamanho do grão, menor é a parcela histerética das perdas, mas, em contrapartida, maior é a parcela anômala. Esse comportamento, associado a medidas nas condições de 1,5T e 60Hz, faz com que exista um tamanho de grão ótimo, dado entre 100 μ m e 150 μ m. A Figura 8 apresenta esse comportamento, mostrando a variação das perdas magnéticas nas medidas de 1,5T e 60Hz (LANDGRAF *et al.*, 2002).

Figura 8 - Variação das perdas magnéticas e tamanho de grão nas medidas de 1,5T e 60Hz.



Fonte: LANDGRAF *et al.* (2002). Traduzido pela autora (2023).

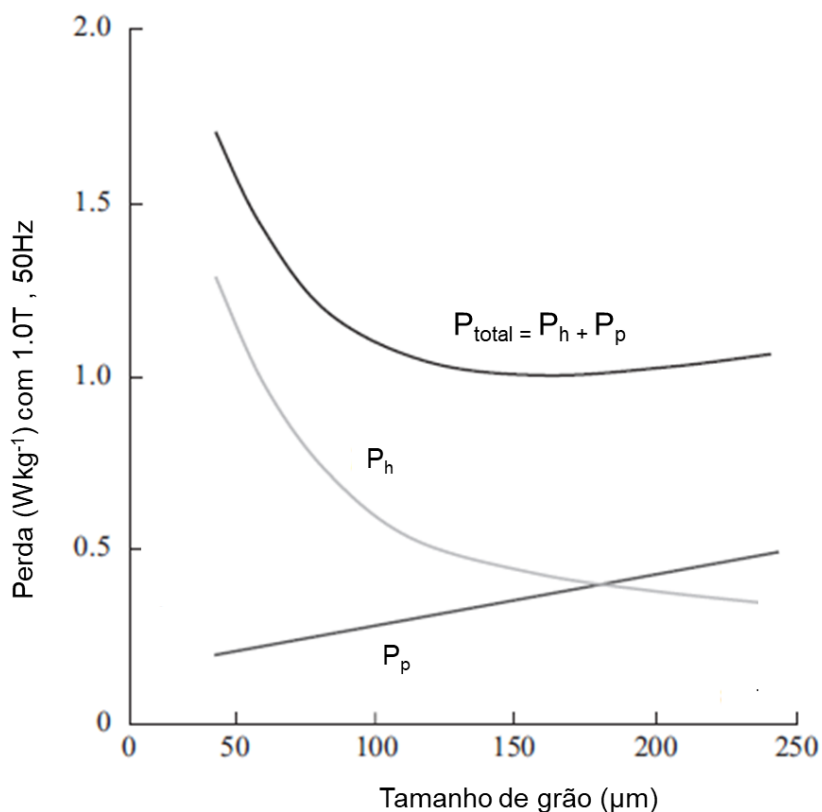
Pode-se observar a variação dos três tipos principais de perdas, variando com tamanho de grão (0 a 200 μ m). Vê-se o efeito do tamanho de grão nas perdas magnéticas totais (P_t), e em suas componentes, sendo as perdas histeréticas (P_h), perdas clássicas (P_c) e nas perdas anômalas (P_a), todas essas em um aço com composição de 2% de silício (LANDGRAF *et al.*, 2002).

Estudos preveem que o excesso de perda é proporcional ao tamanho de grão, o que também se relaciona com o espaçamento das paredes do domínio do material. Isso significa que à medida que o tamanho de grão cresce, também aumenta o componente de perda de correntes parasitas. Quando se analisa o componente de histerese da perda, este tende a ser inversamente proporcional ao tamanho do grão, pois o volume relativo dos contornos diminui, mesmo que

essa ocorrência possa ser compensada por uma provável redução na proporção de domínios suplementares presentes. Em linhas gerais, maior tamanho de grão leva a baixa perda de histerese, alta permeabilidade, mas uma alta perda de corrente parasita (MOSES *et al.*, 2019b).

A Figura 9 apresenta a variação de perda com o tamanho de grão em um aço GNO típico. A condição ideal ocorre, geralmente, em uma faixa de tamanhos de grãos entre 100 μ m e 200 μ m, com condições de 1,0T e 50Hz. A perda por excesso aumenta significativamente em valores de diâmetro médio acima de cerca de 1mm (MOSES *et al.*, 2019b).

Figura 9 - Variação das perdas com o tamanho de grão em um típico aço GNO, nas condições de 1,0T e 50Hz.

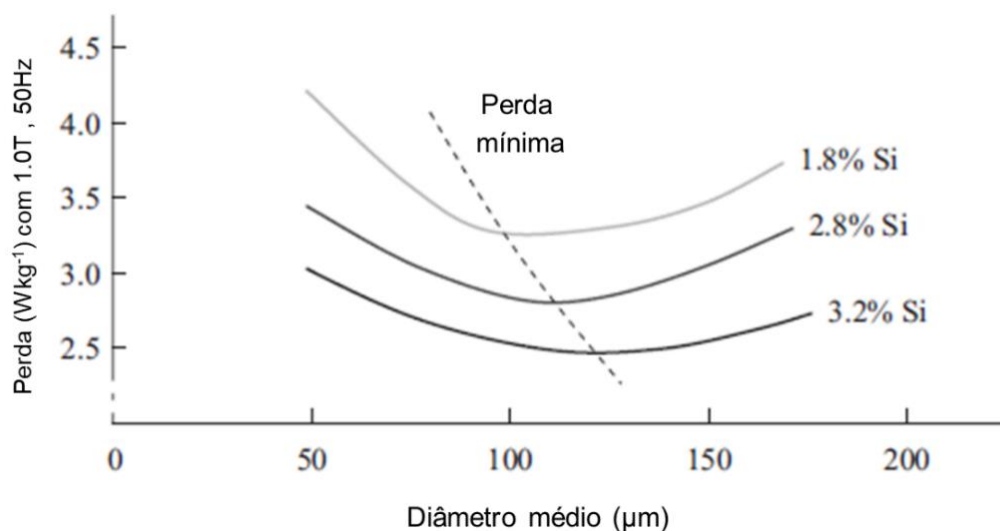


Fonte: MOSES *et al.* (2019b). Traduzido e adaptado pela autora (2023).

Foi previsto através de um modelo, o tamanho de grão ideal de 250 μ m na condição de 50Hz para menos de 150 μ m a 400Hz em um aço com 1,5%Si-Fe a 1,5T. Na Figura 10, mostra-se o interessante efeito que o teor de silício causa na posição do diâmetro ótimo de grão. O tamanho de grão ótimo aumenta um pouco à medida que se aumenta o teor de silício, isso devido ao aumento da

resistividade, o que reduz a componente de perda por correntes parasitas (MOSES *et al.*, 2019b).

Figura 10 - Variação do tamanho de grão ótimo com aumento do teor de sílico em um aço GNO.



Fonte: MOSES *et al.* (2019b). Traduzido pela autora (2023).

Uma relação simples entre tamanho de grão e a componente de histerese da perda P_h em aço elétrico é dada pela Equação 7:

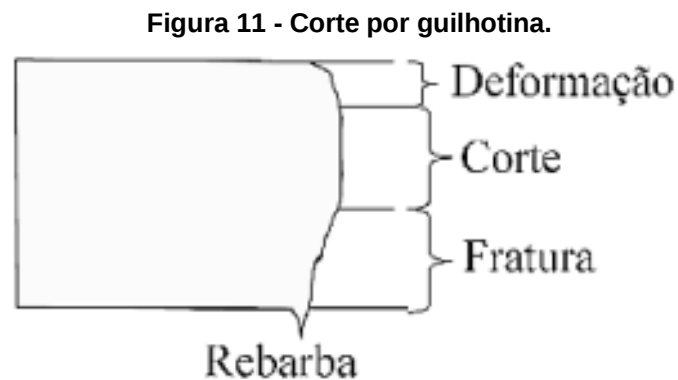
$$P_h = a\sqrt{g} \text{ (Jm}^{-3}\text{)} \quad (7)$$

onde a é a constante em uma determinada densidade de fluxo e g é o tamanho médio de grão de um material. Esta é uma relação aproximada baseada em dados experimentais em uma variedade de materiais (MOSES *et al.*, 2019b).

3.5 Comportamento Mecânico

Os aços elétricos são dispostos na forma de lâminas em motores, geradores e máquinas elétricas. A utilização desses materiais é feita recortando-as no perfil do circuito magnético desejado. O processo de corte das lâminas é chamado de estampagem, e pode ser dividido em três etapas: deformação plástica, corte e ruptura. A Figura 11 ilustra as três etapas no corte por guilhotina. A deformação plástica ocorre no início da estampagem, quando existe o contato entre a ferramenta de corte e o aço. Neste momento, ocorre um empenamento da chapa do aço acompanhado do escorregamento da mesma sobre a superfície da

ferramenta de corte. O avanço desse movimento resulta no corte inicial. A partir do momento que a tensão existente na região da chapa que não foi cortada é maior que a tensão de ruptura, tem-se a fratura do aço (MEURER, 2005).



Fonte: MARQUES (2015).

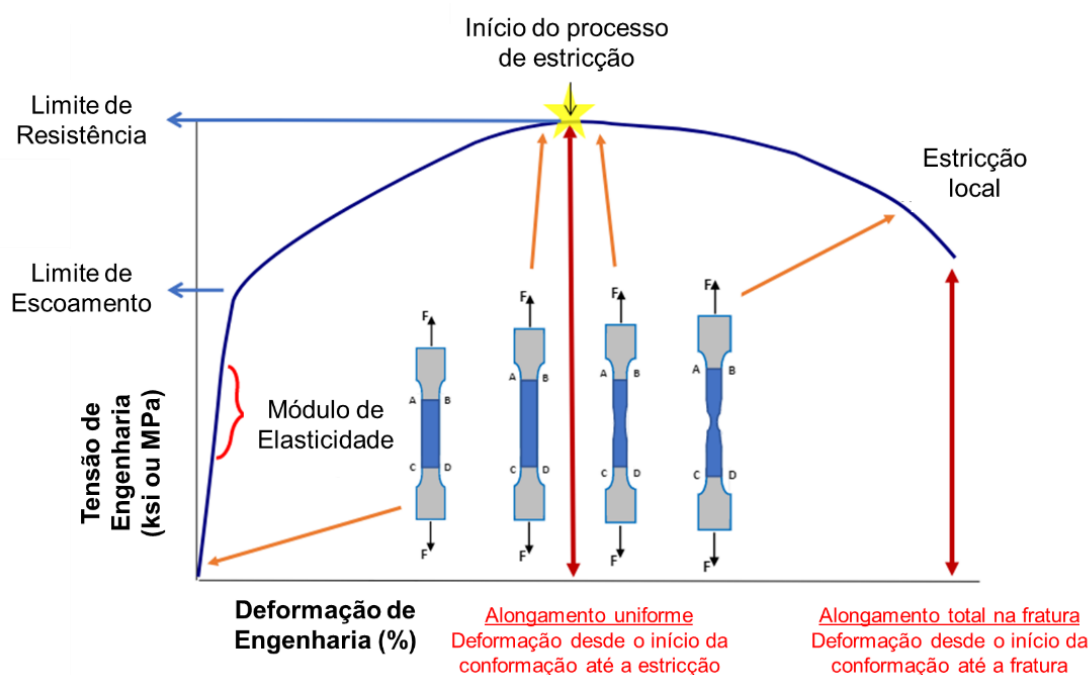
Para as lâminas de GNO atingirem um bom desempenho no processo de punção para utilização nos núcleos de transformadores e motores, os aços elétricos devem apresentar alta razão elástica, sendo desejáveis valores acima de 85% (MAGELLA *et al.*, 2002).

A razão elástica é o valor obtido a partir do cálculo da razão do limite de escoamento (LE) e o de resistência (LR) do aço, e o seu valor mais elevado melhora a estampabilidade e faz com que o aço apresente menor formação de rebarba após a etapa de corte. A presença de rebarba não é indicada para confecção do motor, pois podem dificultar o empilhamento e cortar o isolamento elétrico entre as chapas, reduzindo a performance magnética dos equipamentos (RODRIGUES JUNIOR, 2015).

Os valores de LE e LR são obtidos em ensaios de tração, pela curva tensão-deformação e utilizados para avaliar propriedades mecânicas dos materiais. O ensaio de tração consiste em deformar um corpo de prova, geralmente até a sua fratura, com uma carga de tração crescente, gradualmente aplicada uniaxialmente ao longo do maior eixo do corpo de prova. O limite de escoamento pode ser definido como a tensão máxima aplicada ao aço sem lhe causar deformação plástica, e o limite de resistência corresponde a tensão máxima que pode ser sustentada pelo aço que se encontra sob tração, ou seja, a máxima tensão que o material suporta antes da falha (CALLISTER, 2016).

A Figura 12 apresenta a curva típica de Tensão (σ) x Deformação (ϵ) obtida através de um ensaio de tração. Observa-se que o escoamento ocorre onde a parcela linear transita para a região não linear, e para que uma deformação plástica e uma estampagem ocorram, é necessário que as forças de conformação excedam o limite de escoamento. À medida que a curva apresenta inclinação igual a zero, o máximo valor de tensão (σ) é alcançado, sendo este ponto conhecido como limite de resistência à tração. Neste ponto, também, é obtido o valor do alongamento uniforme ($Al_{uniforme}$). A concentração de tensão após o $Al_{uniforme}$ leva a formação de pescoços locais, e o aço, por fim, fratura (WORLD AUTO STEEL, 2023).

Figura 12 - Curva típica Tensão (σ) x Deformação (ϵ) obtida através de um ensaio de tração.



Fonte: World Auto Steel (2023). Traduzido pela autora (2023).

Além do ensaio de tração, outros ensaios são realizados para determinação das propriedades mecânicas de um aço, assim como o de dureza. A propriedade mecânica de dureza é muito utilizada na especificação de materiais e na comparação de qualidades de aços. Pode-se dividir o ensaio em três tipos principais, sendo eles, por penetração, por choque e por risco. No âmbito da metalurgia e da mecânica, os tipos de ensaio mais utilizados concentram-se no

ensaio por penetração e por choque, sendo o por penetração o mais utilizado, com destaque para as medidas Brinell, Rockwell e Vickers (SOUZA, 2022).

A definição de dureza para a metalurgia consiste na resistência que o aço apresenta à deformação plástica localizada. Este valor vai ao encontro com resultados obtidos em ensaios de tração, pois, quanto maior a dureza do material, maior será a resistência a deformação daquela superfície. Assim, propriedades mecânicas, como o limite de resistência a tração, podem ser estimadas a partir de dados obtidos pelo ensaio de dureza (CALLISTER, 2016).

4. METODOLOGIA

4.1 Material

Os aços utilizados no presente estudo foram aços elétricos GNO semiprocessados à base de silício (Fe-Si) e alumínio (Fe-Al), ambos com 0,50mm de espessura, e 6,4% e 6,2% de encruamento, respectivamente. Os aços se diferenciaram devido aos teores de carbono (C), silício (Si) e alumínio (Al) em suas composições.

As amostras foram estudadas inicialmente como recebidas (CR), e posteriormente foram submetidas à tratamento térmico de recozimento (TT).

O tratamento foi realizado com temperatura inicial do forno em 350°C, sendo aquecido a uma velocidade de 150°C/h até atingir a temperatura de encharque de 760°C. O tempo de encharque selecionado para o tratamento térmico foi de 120min. Após esse período, o material foi resfriado de forma controlada com taxa de 150°C/h até atingir a temperatura de 350°C novamente, e então, as amostras foram resfriadas ao ar. O tratamento ocorreu sob atmosfera não controlada.

Para fins de organização, os aços foram identificados e a Tabela 1 apresenta a correspondência entre as amostras e as condições em que foram estudadas.

Tabela 1 - Identificação das amostras e respectivas condições de estudo

Identificação	Qualidade do aço	Condições de encruamento	Processamento
Amostra A	Fe-Si	6,4%	Como recebida
Amostra B	Fe-Al	6,2%	
Amostra C	Fe-Si	6,4%	Tratada termicamente
Amostra D	Fe-Al	6,2%	

Fonte: Dados da pesquisa (2023).

A Tabela 2 fornece as faixas de porcentagem em peso dos elementos dos aços estudados.

Tabela 2 - Composição química (% em peso) dos aços estudados

Composição Química (%)			
Elemento → Identificação ↓	C	Si	Al
Amostra A Si CR	≤ 0,02	≤ 2,10	≤ 0,08
Amostra B Al CR	≤ 0,004	≤ 0,80	≤ 0,50
Amostra C Si TT	≤ 0,004	≤ 2,10	≤ 0,08
Amostra D Al TT	≤ 0,004	≤ 0,80	≤ 0,50

Fonte: Dados da pesquisa (2023).

4.2 Análise Metalográfica

As amostras foram avaliadas quanto à microestrutura em seções longitudinais à direção de laminação, retiradas ao longo da espessura, via Microscópio Óptico (MO) analisador de imagem, modelo AxionVision ImagerM2m, marca ZEISS. Foram preparadas de acordo com procedimento metalográfico convencional, envolvendo seccionamento, embutimento e sequência de lixamentos (lixa 100#, 320#, 800# e 1200#) e de polimento (pasta de diamante de 6µm, 2 µm e 1µm).

Para as amostras A e B analisadas em seu estado de entrega, o reagente metalográfico utilizado foi Nital 4% (96% de álcool Etílico e 4% de Ácido Nítrico), e para as amostras C e D, analisadas após tratamento térmico, foi utilizada uma solução para atacar aço elétrico tratado, composta de álcool etílico, solução de Nital 4%, Picral 4% e gotas de ácido fluorídrico.

A avaliação da limpidez do aço foi realizada via Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), modelo EVO50, ZEISS, utilizando o *software* INCA Feature.

A medida de tamanho de grão e análise de textura das amostras foi realizada, via Microscópio Eletrônico de Varredura de Alta Resolução (MEV-

FEG), em equipamento da marca ZEISS. A avaliação foi feita via Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD), em áreas de 3mm^2 , passo de $3\mu\text{m}$ e tensão de aceleração de 21kV, utilizando o *software Channel5*.

4.3 Comportamento Mecânico

O comportamento mecânico dos aços foi avaliado através dos ensaios de tração e de dureza Vickers nas amostras A (Si CR) e B (Al CR), e C (Si TT) e D (Al TT).

4.3.1 Ensaio de tração

Os corpos de prova (CPs) *sheet type*, foram preparados segundo a norma ASTM A370, retirados com orientação longitudinal, transversal e diagonal em relação à direção de laminação das chapas de aços. Após o corte, os CPs passaram por um processo de usinagem para retirada do encruamento gerado no processo de estampagem.

Os ensaios de tração foram realizados no equipamento *Instron*, modelo 5882, com capacidade de 100kN, equipado com vídeo extensômetro. As medidas foram realizadas em triplicada para cada orientação (0° , 45° e 90°) em relação à direção de laminação e o alongamento total, avaliado para uma base de medida de 50 mm.

4.3.2 Ensaio de dureza

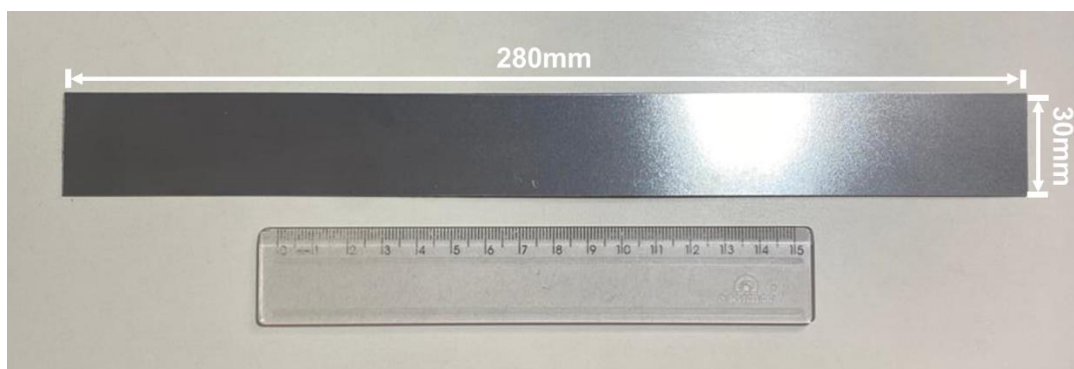
O ensaio de dureza foi realizado em um equipamento modelo FM700 do fabricante *Future-Tech*, com capacidade até 1000gf. O perfil de dureza, em escala Vickers, foi obtido a partir de quinze impressões ao longo da espessura com carga de 100gf. As indentações foram feitas com distância de 0,07mm entre um ponto e outro, em todas as amostras estudadas.

4.4 Comportamento Magnético

As análises de perdas magnéticas e permeabilidade foram realizadas através do ensaio *Epstein*. Para o ensaio, foram confeccionados 20 (vinte) corpos de prova de cada qualidade de aço estudada, sendo 10 (dez) CPs na direção longitudinal à direção de laminação e 10 (dez) CPs na direção transversal à de laminação, nas dimensões 280mm x 30mm, conforme estabelecido pela norma NBR5161.

O corte dos CPs foi realizado pelo método de cisalhamento através de uma prensa com a matriz de estampagem. O aspecto geral da lâmina está apresentado na Figura 13.

Figura 13 - Aspecto geral da lâmina utilizada para ensaio Epstein.

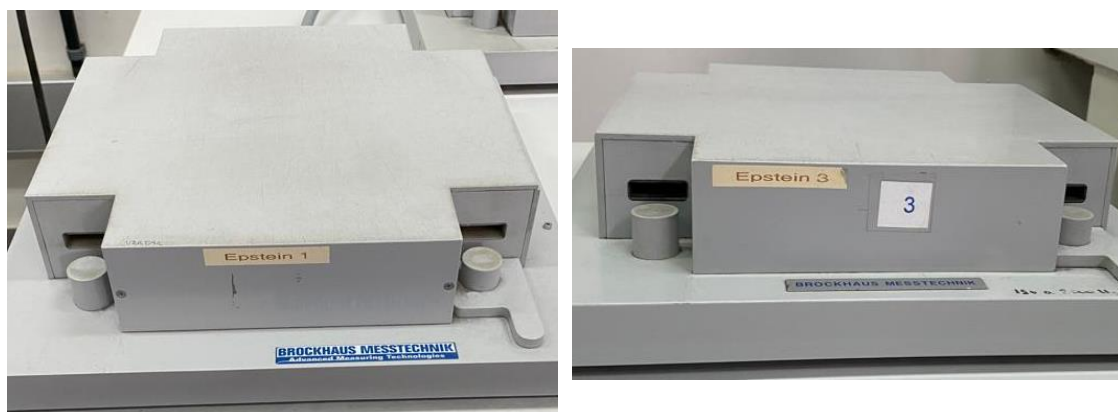


Fonte: Dados da pesquisa (2023).

O ensaio *Epstein* foi realizado no equipamento da marca *BROCKHAUS MESSTECHNIK – Advanced Measuring Technologies*, modelo MPG100, localizado no laboratório de Ensaios Mecânicos do DMQTM (Departamento de Metalurgia e Química) do CEFET/MG – Campus Timóteo/MG.

A Figura 14 apresenta os Quadros *Epstein* que foram utilizados na medição das perdas e permeabilidade magnéticas. Para iniciar a medição, as lâminas foram inseridas no equipamento formando um circuito magnético fechado, intercalando as lâminas com cortes na direção longitudinal e na direção transversal à direção de laminação, de forma que as lâminas longitudinais ficassem em braços paralelos umas às outras e, as transversais da mesma forma.

Figura 14 - Aspecto geral dos Quadros *Epstein* utilizados nos ensaios.



(a) Quadro *Epstein* 1: Frequência de 10Hz a 150Hz.

(b) Quadro *Epstein* 3: Frequência de 151Hz a 400Hz.

Fonte: Dados da pesquisa (2023).

Para as medições, os dados apresentados na Tabela 3 foram inseridos no sistema do equipamento, considerando as frequências e polarizações indicadas na Tabela 4.

Tabela 3 - Dados das amostras para ensaio *Epstein*

Identificação	Quantidade total das lâminas (n)	Massa total das amostras (g)	Densidade do aço (g/cm ³)	Espessura das lâminas (mm)	Comprimento das lâminas (mm)	Largura das lâminas (mm)
Amostra A Si CR	20	653,0	7,75	0,5	280	30
Amostra B Al CR	20	652,0	7,8	0,5	280	30
Amostra C Si TT	20	654,0	7,75	0,5	280	30
Amostra D Al TT	20	652,0	7,8	0,5	280	30

Fonte: Dados da pesquisa (2023).

Tabela 4 - Parâmetros de medida para ensaio *Epstein*

Frequência (Hz)	Indução Magnética (T)														
	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0	1,1	1,2	1,3	1,4	1,5
10	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0	1,1	1,2	1,3	1,4	1,5
20	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0	1,1	1,2	1,3	1,4	1,5
30	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0	1,1	1,2	1,3	1,4	1,5
40	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0	1,1	1,2	1,3	1,4	1,5
50	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0	1,1	1,2	1,3	1,4	1,5
60	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0	1,1	1,2	1,3	1,4	1,5

Tabela 4 - Continuação

Frequência (Hz)	Indução Magnética (T)										
	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0	
150	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0	
200	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0	
300	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0	
400	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0	

Fonte: Dados da pesquisa (2023).

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análise Metalográfica

Nas figuras 15 e 16 são apresentados o aspecto de inclusões em ampliação original (AO) de 100x, via microscopia óptica (MO), e de 1000x, via microscopia eletrônica de varredura (MEV), dos aços à base de Fe-Si e Fe-Al como recebidos, amostras A e B, respectivamente.

Figura 15 - Aspecto representativo de inclusões da amostra A (Si CR). Sem ataque.



(a) MO. AO: 100x

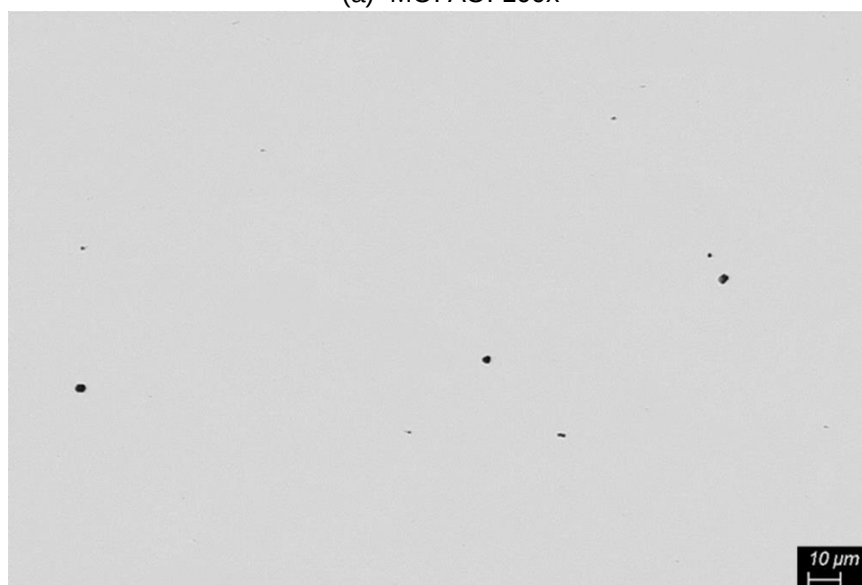


(b) MEV. AO: 1000x

Figura 16 - Aspecto representativo de inclusões da amostra B (Al CR). Sem ataque.



(a) MO. AO: 100x



(b) MEV. AO: 1000x

A classificação foi realizada por análise automática de inclusões, via MEV, através do *software* INCA *Feature*. Tal classificação indicou contagem de partículas e seus respectivos tamanhos.

Na avaliação, a amostra A (Si CR) apresentou densidade de inclusões de 68,5 inclusões/mm², enquanto a amostra B (Al CR) apresentou uma densidade consideravelmente maior, no valor de 102,3 inclusões/mm².

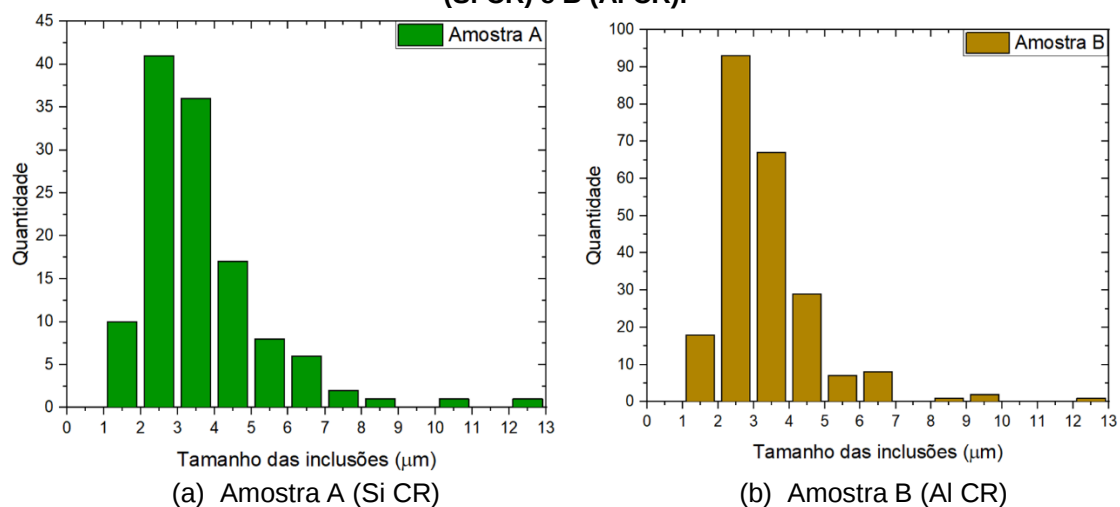
As inclusões da amostra A (Si CR) foram em sua maioria de sulfeto de manganês (MnS) e inclusões tido como não classificadas, cuja análise apontou para 90% de composição em Si, 5% em Al e 5% em Mn. A amostra B (Al CR) apresentou inclusões de alumina, sulfeto de manganês (MnS) e não classificadas, com composição em Si (46,2%), Al (34,6%) e Mn (19,2%).

A distribuição do tamanho das partículas está indicada na Figura 17. Percebe-se que ambas as amostras apresentaram tamanhos variando entre 1 μ m e 13 μ m, com picos entre 2 μ m e 4 μ m.

Conforme mencionado por Chagas *et al.* (2004), as inclusões são fases não magnéticas, que atuam como se fossem vazios quando o campo magnético incide sobre o material. São prejudiciais ao aço elétrico, pois afetam as propriedades magnéticas. As paredes de domínio magnético ancoram nas inclusões, resultando em perda de rendimento, devido a uma maior quantidade de energia ser consumida para que a parede recupere seu movimento.

Além deste efeito, as inclusões podem prejudicar indiretamente as propriedades magnéticas, inibindo o movimento de contornos de grão, e desta forma, promovendo nucleação heterogênea de grãos com orientações desfavoráveis (REN *et al.*, 2018).

Figura 17 – Histograma com distribuição de tamanhos de inclusões para as amostras A (Si CR) e B (Al CR).



O aspecto microestrutural das amostras A, B, C e D ao longo da espessura é mostrado nas Figuras 18, 19, 20 e 21, respectivamente. As amostras apresentaram microestrutura típica do material da classe avaliada, constituída de uma matriz ferrítica.

Nota-se que no aço à base de Fe-Si (amostra A CR), a solidificação ocorreu de forma mais heterogênea que no Fe-Al (amostra B CR). Na amostra A ocorreu

a presença de grãos maiores próximos a borda, e na amostra B, a microestrutura apresentou grãos maiores no centro e menores nas bordas.

A microestrutura das amostras C (Si TT) e D (Al TT), após tratamento térmico, é apresentada nas Figuras 20 e 21. Nas imagens é notável o crescimento dos grãos, mantendo a microestrutura típica, composta por matriz ferrítica.

Figura 18 - Aspecto microestrutural da amostra A (Si CR).

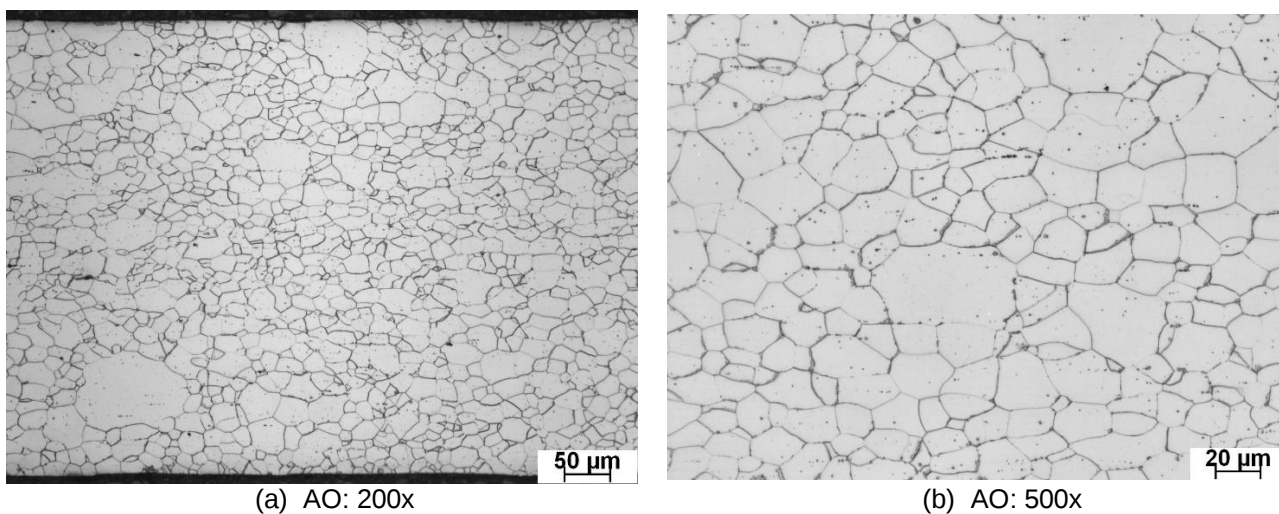


Figura 19 - Aspecto microestrutural da amostra B (Al CR).

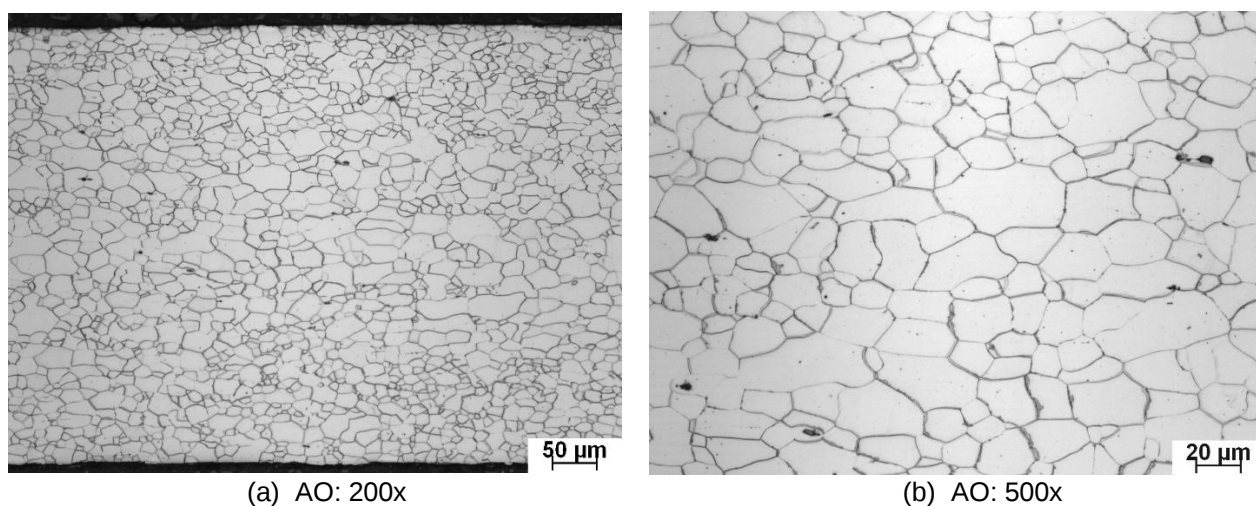
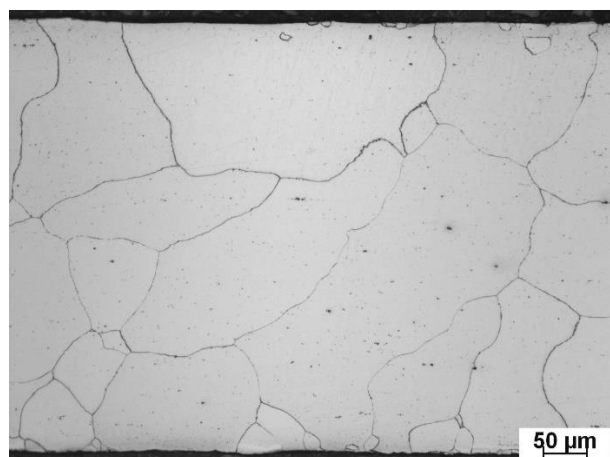
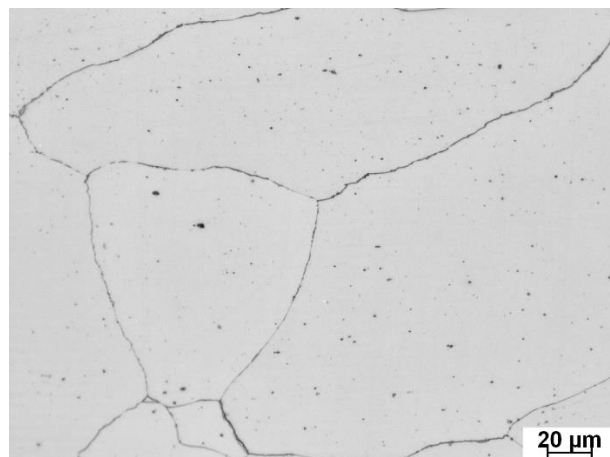


Figura 20 - Aspecto microestrutural da amostra C (Si TT).

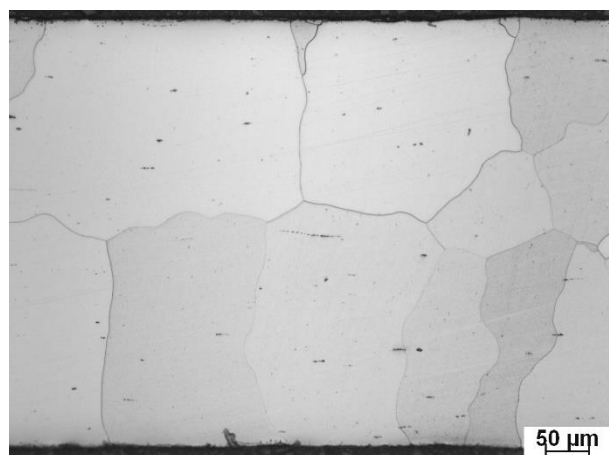


(a) AO: 200x

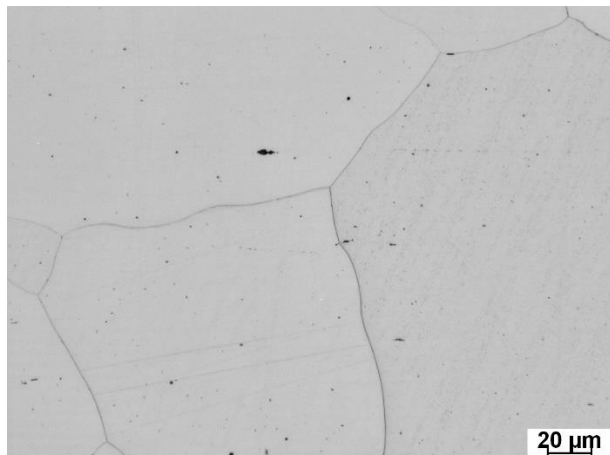


(a) AO: 500x

Figura 21 - Aspecto microestrutural da amostra D (Al TT).



(a) AO: 200x



(b) AO: 500x

O aspecto representativo dos grãos das quatro amostras, obtido via MO, está apresentado na Figura 22.

A avaliação do tamanho médio de grão das amostras, realizada via MEV-FEG, utilizando o *software Channel5*, está apresentada na Tabela 5.

Figura 22 - Aspecto geral dos grãos das amostras A (Si CR), B (Al CR), C (Si TT) e D (Al TT), obtidos via MO. AO: 50x.

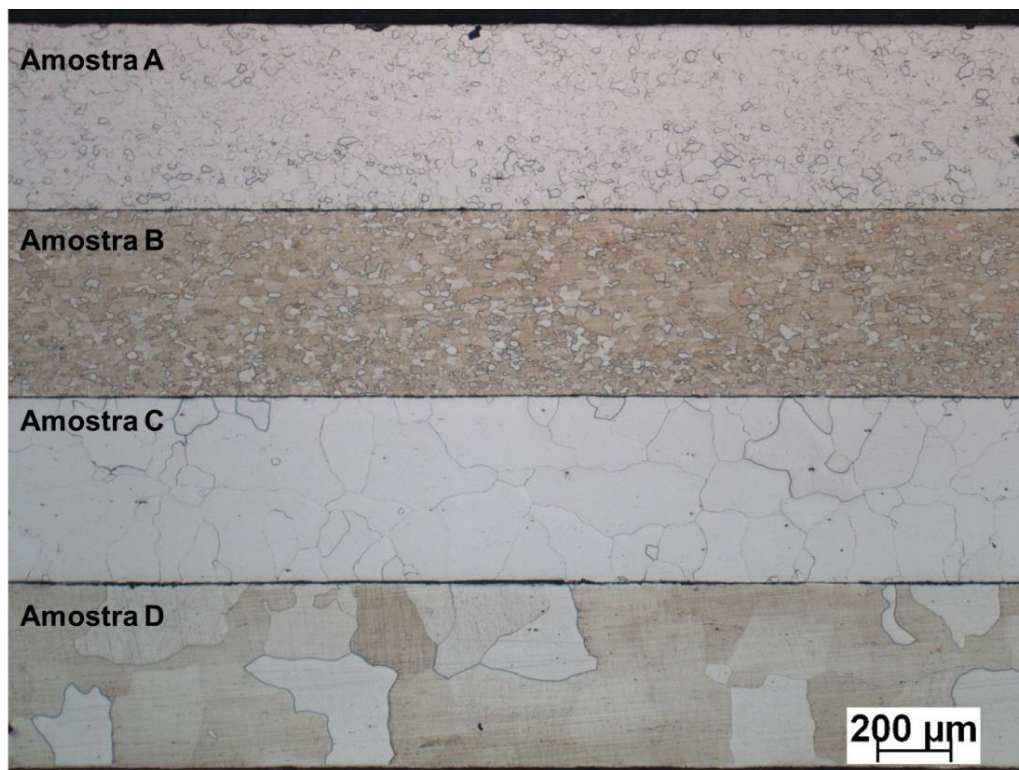


Tabela 5 - Tamanho médio do grão das amostras estudadas

Identificação	Tamanho médio do grão (μm)
Amostra A Si CR	20,3
Amostra B Al CR	17,9
Amostra C Si TT	67,8
Amostra D Al TT	127,9

O tamanho de grão (TG) médio obtido para as amostras A (Si CR) e B (Al CR), como recebidas, ficou próximo, sendo $20,3\mu\text{m}$ e $17,9\mu\text{m}$, respectivamente.

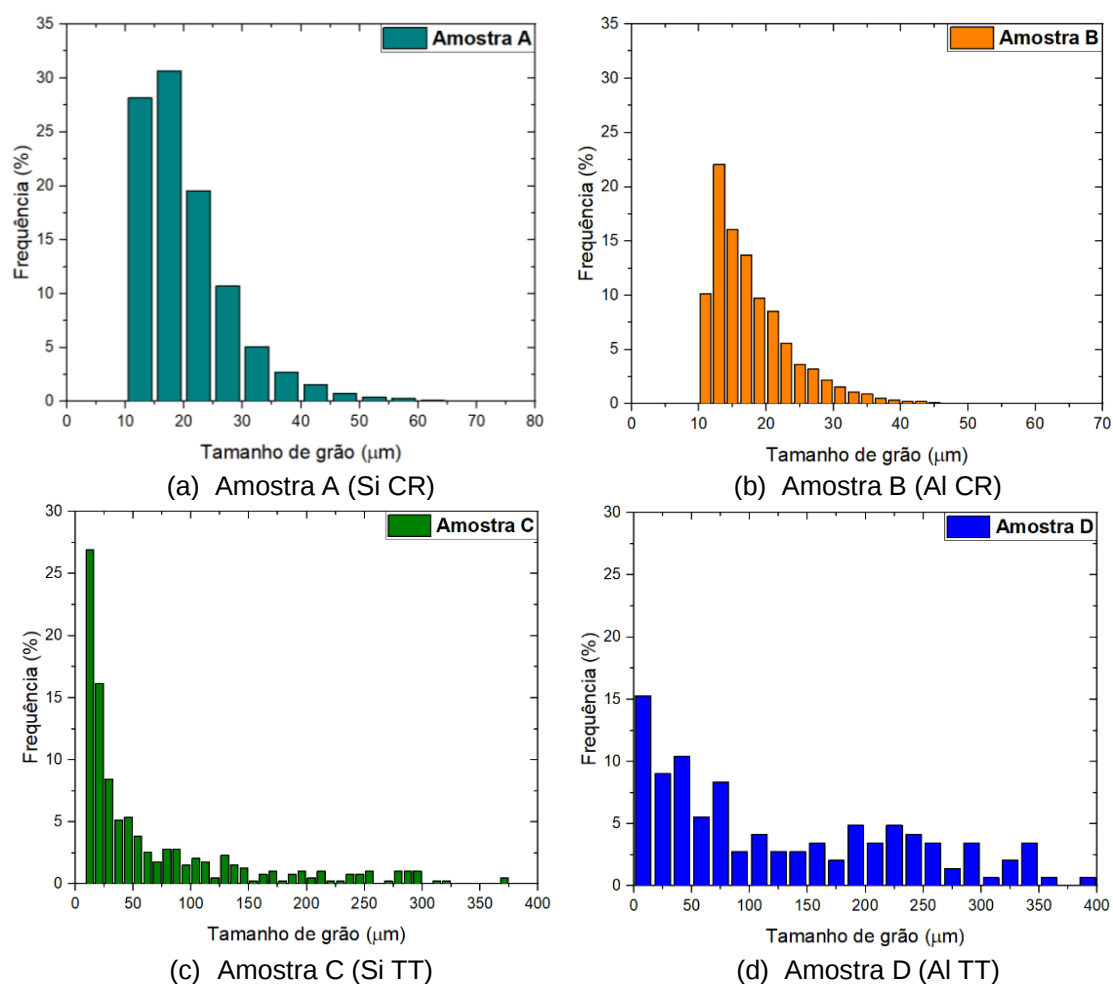
Para a amostra C (Si TT), o tamanho médio foi de $67,8\mu\text{m}$ após o tratamento térmico. Considerando-se as condições de 1,0T e 50Hz, onde o tamanho de grão considerado ideal pela literatura está entre $100\mu\text{m}$ e $200\mu\text{m}$ (MOSES *et al.*, 2019b), e em condições de 1,5T e 60Hz, onde o tamanho ideal é considerado de

100 μm a 150 μm (LANDGRAF *et al.*, 2002), a amostra C (Si TT) obteve um desempenho não satisfatório, pois não atingiu o valor mínimo de 100 μm .

Já a amostra D (Al TT) atingiu um tamanho de grão médio no valor de 127,9 μm , ficando dentro da faixa considerada como ideal para todas as condições citadas acima.

Na Figura 23 são apresentados os histogramas de distribuição de tamanhos de grão das amostras. As Figuras 23a e 23b apresentam a distribuição nos aços como recebidos, onde é perceptível a presença de grãos menores, com picos entre 10 μm e 20 μm .

Figura 23 - Histogramas com distribuição de tamanho de grão das amostras estudadas.

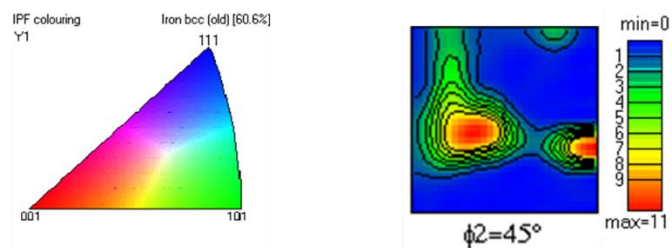
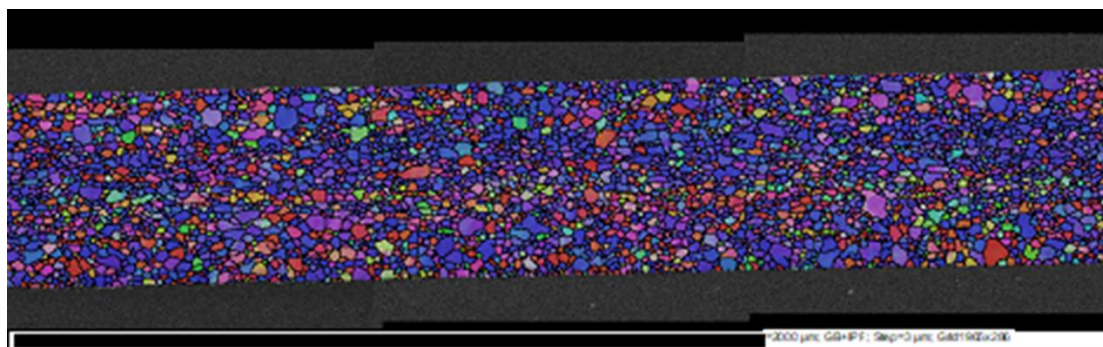


Nos histogramas das amostras tratadas termicamente, Figuras 23c e 23d, percebe-se uma maior variação de tamanhos na amostra C (Si TT), com concentração mais acentuada de grãos de tamanhos em até 50 μm . A amostra

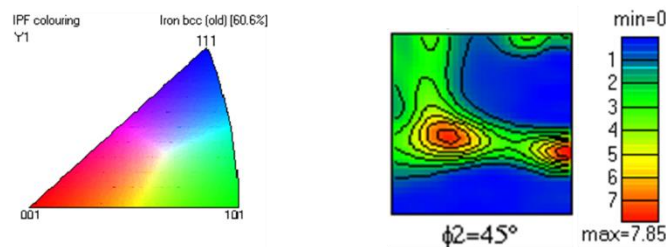
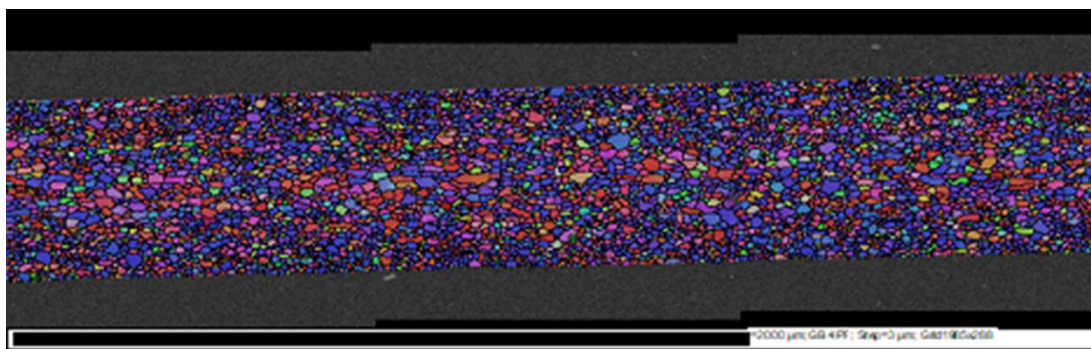
D (Al TT), em contrapartida, possui uma distribuição mais homogênea dos grãos, não apresentando picos tão acentuados e dispondo de grãos com até 400 μ m.

A Figura 24 apresenta os resultados da avaliação de textura das amostras, obtidos pela técnica de EBSD. Nas imagens é possível observar o mapa de orientações com suas respectivas ODF's.

Figura 24 - Mapas de orientações com suas respectivas ODF's.

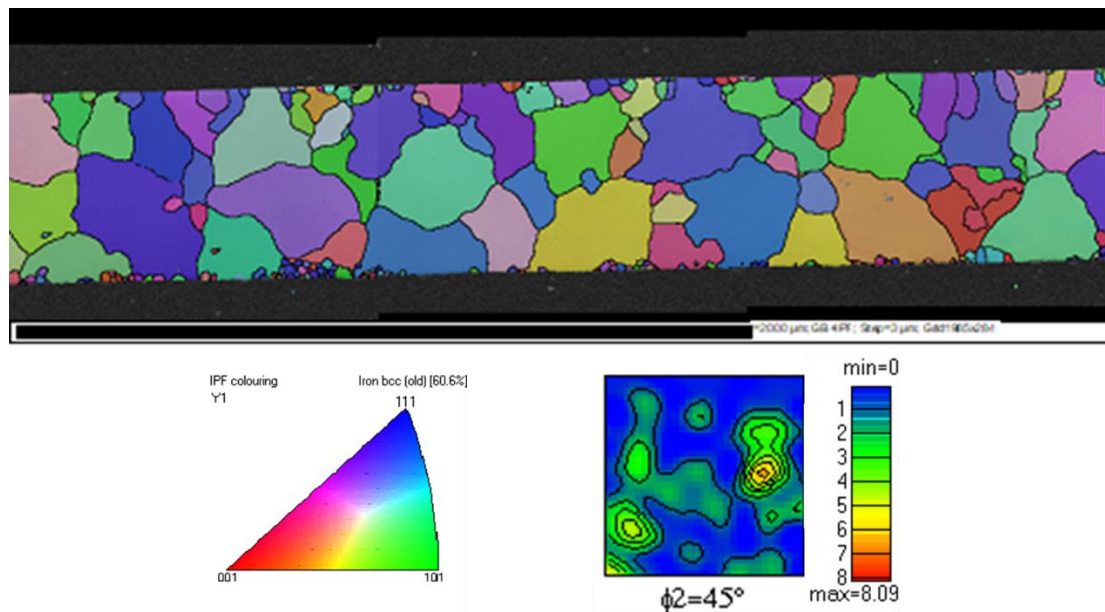


(a) Amostra A (Si CR)

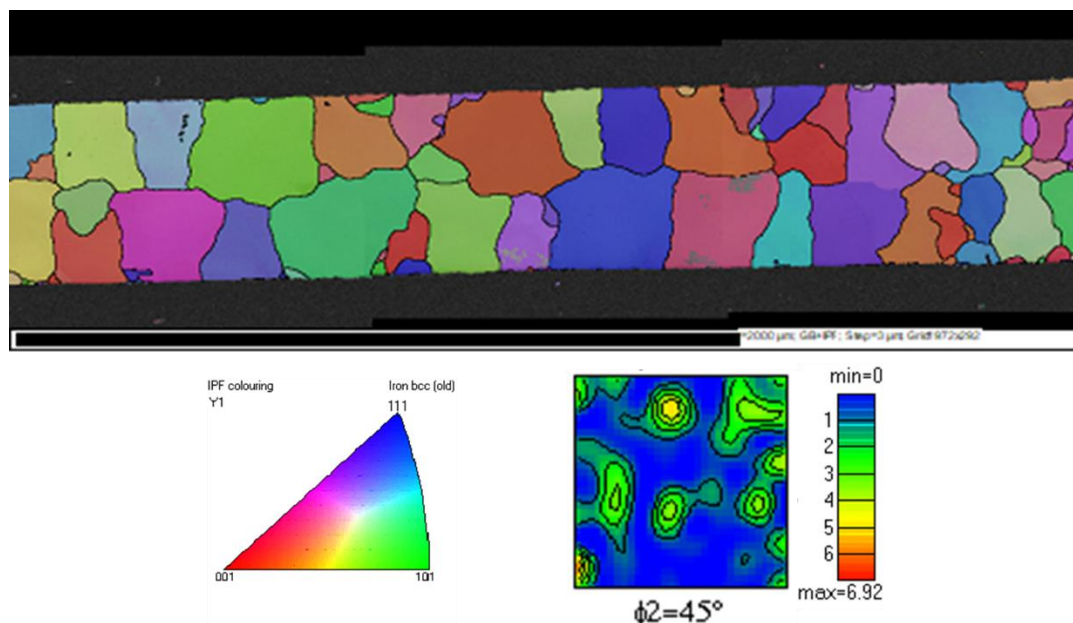


(b) Amostra B (Al CR)

Figura 24 - Continuação.



(c) Amostra C (Si TT)



(d) Amostra D (Al TT)

As Figuras 24a e 24b apresentam a textura dos aços, como recebidos, logo após a etapa de *skin pass*, processo que gera um gradiente de encruamento no aço, preparando o material para posterior tratamento térmico. Além dessa etapa, durante a laminação a frio, por exemplo, é introduzida uma elevada quantidade de deformação plástica no material, que resulta em alongamento dos grãos, rotações na rede e bandas de cisalhamento. Na laminação a frio de um aço elétrico não-orientado, uma forte fibra $\gamma <111> // \text{DN}$ (direção normal) e uma fibra

α <110>//DL (direção de laminação) geralmente se desenvolvem (MEHDI *et al.*, 2018; MEHDI, 2019). Percebe-se, então, que as amostras A (Si CR) e B (Al CR), apresentaram alta orientação dos grãos próxima a fibra γ , característica de aços laminados a frio.

Avaliando as amostras C (Si TT) e D (Al TT), Figuras 24c e 24d, percebe-se um aumento considerável no tamanho dos grãos, o que levou a diminuição da textura e maior aleatoriedade dos grãos, característica benéfica na aplicação dos aços de grão não-orientado, uma vez que o recozimento final atua no aço de forma a crescer grãos (MEHDI, 2019). Por mais que os grãos não estejam em uma orientação preferencial, percebe-se pela ODF da amostra C (Si TT) uma leve orientação próxima a fibra γ , já a amostra D (Al TT) apresenta maior redução na textura, quando comparada com a amostra C. Percebe-se por meio da ODF da amostra D (Al TT), maior aleatoriedade, sem preferência de orientação nas fibras.

Conforme Landgraf *et al.* (2002) cita em seu trabalho intitulado “Tamanho de grão e textura dos aços elétricos de grão não-orientado”, de acordo com as leis de recristalização primária, maior a deformação do aço, menor será o tamanho de grão final. Este fato ocorre devido ao se aumentar a energia de deformação, maior será o número de núcleos de início de recristalização, mais grãos recristalizados e, portanto, menor tamanho de grão final. O mencionado corrobora com os resultados apontados, onde foram aplicados dois passes de encruamento no valor de 3,2% cada (total de 6,4% de encruamento) nas amostras à base de Fe-Si, contra apenas um passe de 6,2% na amostra Fe-Al.

5.2 Comportamento Mecânico

Este subcapítulo do trabalho apresenta os resultados de propriedades mecânicas obtidas para as amostras estudadas através de ensaios de tração e dureza Vickers.

5.2.1 Ensaio de tração

As propriedades mecânicas em tração das amostras obtidas a partir de corpos de prova *sheet type* segundo a norma ASTM A370, são apresentados na Tabela 6.

As amostras C (Si TT) e D (Al TT) apresentaram valores de limite de escoamento (LE) e de resistência (LR) mais baixos quando comparados com as amostras A (Si CR) e B (Al CR). O LE diminuiu cerca de 46% para C (Si TT) e 58% para D (Al TT), já o valor do LR teve uma queda menor, sendo 26% para C (Si TT) e 30% para D (Al TT).

É notável também, o aumento do alongamento total após o tratamento térmico final. Este fato deve-se à característica do tratamento térmico final de recozimento, que atua no alívio de tensões internas, aumento do tamanho de grão, reduzindo a dureza e aumentando a ductilidade do aço, características que contribuem para a melhora da estampabilidade do aço durante o processo de corte das lâminas.

Tabela 6 - Propriedades mecânicas em tração das amostras avaliadas

Identificação	Orientação	LE (MPa)	LR (MPa)	Razão Elástica (LE/LR)	Al _{Total} (%)
Amostra A Si CR	90°	605	640	95%	13,3%
	45°	613	640	96%	10,2%
	0°	590	607	97%	14,7%
Amostra B Al CR	90°	425	476	89%	17,7%
	45°	435	476	91%	15,9%
	0°	416	458	91%	20,5%
Amostra C Si TT	90°	331	473	70%	33,0%
	45°	328	470	70%	31,8%
	0°	321	455	70%	32,9%
Amostra D Al TT	90°	175	326	54%	31,4%
	45°	180	330	55%	31,7%
	0°	178	324	55%	31,2%

Obs.: Os resultados da tabela correspondem à média de três corpos de prova ensaiados em cada direção para cada amostra.

O trabalho de Nishikawa (2018) corrobora com os resultados obtidos nesse estudo, onde um aço elétrico GNO com valores de deformação a frio, densidade

e composição química próximo ao das amostras deste trabalho, passou por tratamento térmico de recozimento em atmosfera inerte durante 90min em temperatura de 700°C. Os valores de limite de escoamento e de resistência antes do tratamento térmico aparecem próximos de 450MPa e 500MPa, respectivamente, e após o tratamento, estes valores caem para valores próximos a 150MPa e 350MPa, que se assemelham aos dados apresentados para as amostras à base de Fe-Al (B e D).

Quando se analisa os dados das amostras à base de Fe-Si e Fe-Al, antes e após o tratamento térmico final, percebe-se que os valores de LE e LR para os aços ao Fe-Si (amostras A e C) são maiores quando comparados com os dos aços Fe-Al (amostras B e D). Este resultado pode ser relacionado com o maior teor de carbono presente nas amostras à base de Fe-Si e ao maior grau de deformação aplicado durante o processamento desse aço.

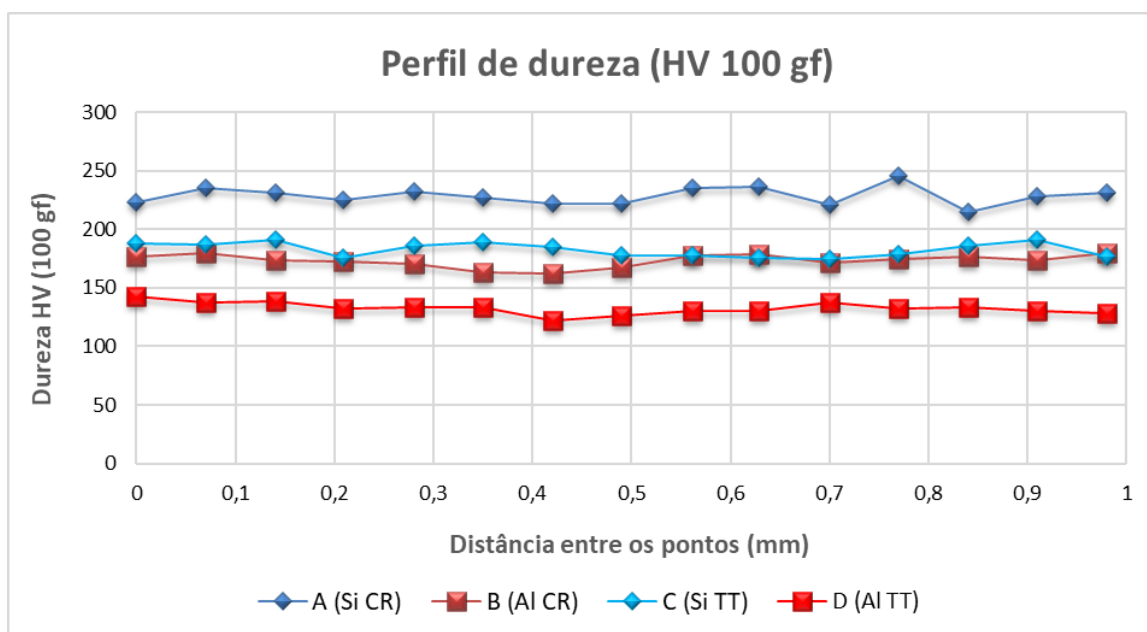
5.2.2 Ensaio de dureza

Na Figura 25 são apresentados os resultados de dureza Vickers obtidos ao longo da espessura das amostras avaliadas. É possível notar que, assim como no ensaio de tração, os valores de dureza das amostras como recebidas, A (Si CR) e B (Al CR), sofreram uma diminuição em seu valor após o tratamento térmico, amostras C (Si TT) e D (Al TT). O resultado obtido, portanto, corrobora e complementa os resultados dos ensaios de tração.

No trabalho de Castro *et al.* (2004b), discute-se sobre dureza e grau de encruamento. Um dos resultados obtidos, contribui com a discussão desta pesquisa. O autor aponta que a laminação com alongamento de 6% provoca significativo encruamento no aço, tanto com alto, quanto baixo teor de carbono. Sendo que o encruamento é maior no caso do aço com alto teor de carbono e que apresenta menor tamanho de grão.

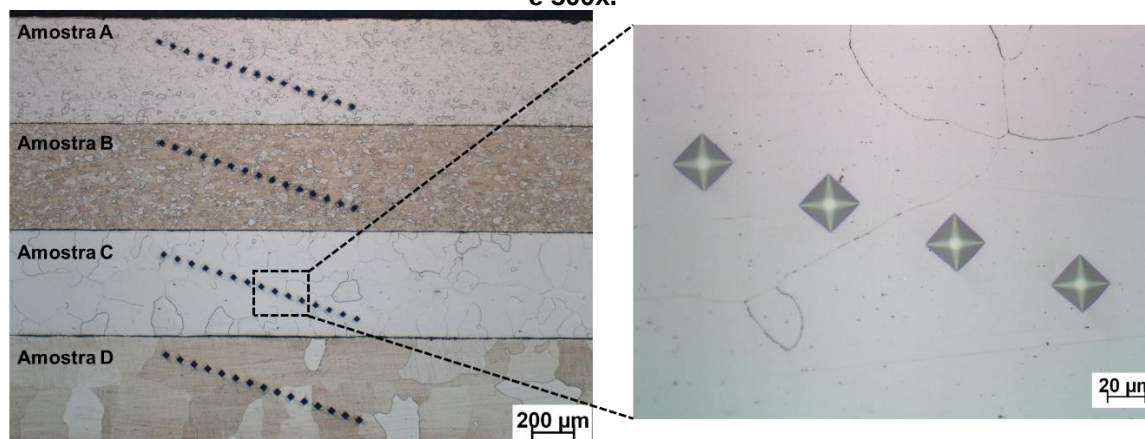
Essas informações, vão ao encontro das características do aço à base de Fe-Si estudado, justificando assim, seu maior valor de resistência e dureza.

Figura 25 - Perfil de dureza obtido nas amostras estudadas.



A Figura 26 apresenta o aspecto das quatro amostras após o ensaio de dureza, e em destaque, como exemplo, a micrografia da superfície da amostra de aço à base de Fe-Si após o tratamento térmico (amostra C). O perfil da dureza foi realizado na mesma direção e espaçamentos para todos os aços estudados.

Figura 26 - Aspecto representativo do ensaio de dureza nas amostras avaliadas. AO: 50x e 500x.



5.3 Comportamento Magnético

Este capítulo da pesquisa aborda os resultados obtidos através do ensaio *Epstein*, sendo organizado em subcapítulos de perdas magnéticas e permeabilidade relativa.

No primeiro item sobre perdas magnéticas, discute-se os resultados sobre as perdas totais. No item seguinte, analisa-se as componentes das perdas (parasita, histerética e em excesso) considerando o ajuste matemático utilizado.

Por fim, o segundo subcapítulo apresenta os resultados de permeabilidade relativa para os aços elétricos estudados.

5.3.1 Perdas magnéticas

5.3.1.1 Perdas totais

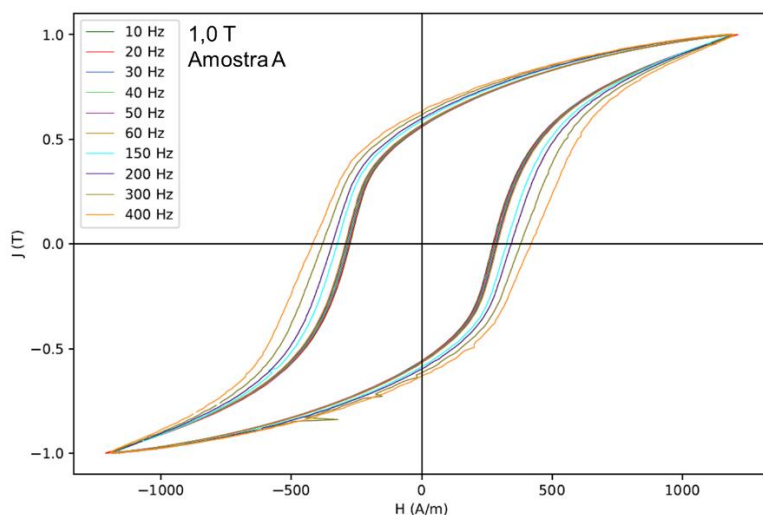
As Figuras 27, 28, 29 e 30 apresentam as curvas de histerese para um valor máximo de polarização de 1,0T (frequências de 10Hz a 400Hz) e 1,5T (frequências de 10Hz a 60Hz) para as amostras A (Si CR) e B (Al CR), e C (Si TT) e D (Al TT).

Os gráficos foram construídos com a polarização (J) no eixo vertical e o campo (H) aplicado no eixo horizontal. Neste caso é utilizado a medida de polarização (J) e não de indução magnética (B), devido o equipamento de medida das perdas magnéticas, *Brockhaus*, retornar o valor de (J) nos resultados obtidos pelo ensaio. A polarização será uma parcela da indução magnética ($J = \mu_0 M$). Em materiais magnéticos macios o valor do campo magnético aplicado (H) não é superior a 1000A/m, e como μ_0 é da ordem de 10^{-7} , o termo “ $\mu_0 H$ ” é muito menor que “ $\mu_0 M$ ”. Assim, a diferença entre a intensidade de indução magnética (B) e a intensidade de polarização (J) é considerada muito pequena, podendo haver correspondência entre os valores.

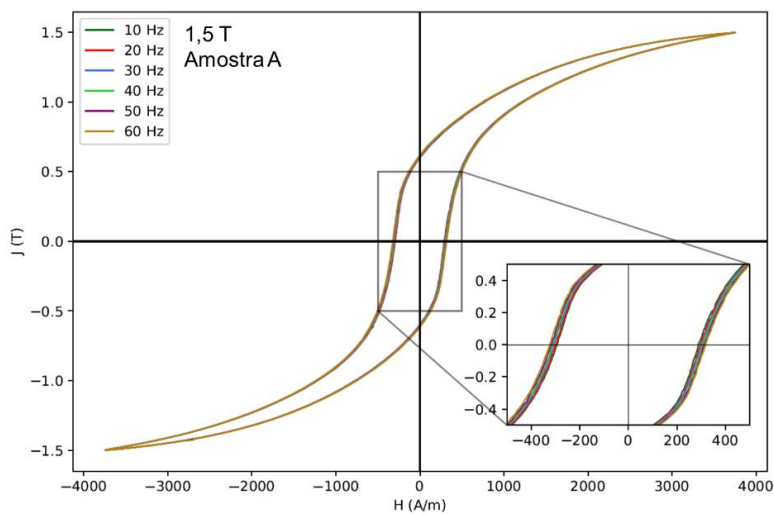
Conforme citado por Landgraf (2014), na curva de histerese, o valor da energia dissipada é obtido pela área no interior da curva. À medida que se reduz a frequência, a potência diminui e a curva se estreita, levando a uma menor dissipação de energia. Além disso, alguns fatores influenciam nas perdas

magnéticas, como por exemplo, composição química do aço, tamanho de grão e grau de encruamento. Este comportamento pode ser observado neste trabalho. As curvas de histerese das amostras A (Si CR) e B (Al CR), Figuras 27 e 28, antes do tratamento térmico, apresentam maior área, com maior dissipação de energia por unidade de volume, quando comparadas com as curvas obtidas nos ensaios dos aços C (Si TT) e D (Al TT), Figuras 29 e 30, tratados termicamente. Pode-se observar que as amostras A e B, necessitaram de um campo magnético (H), cerca de três vezes maior para atingir o valor de polarização de 1,5T, nas mesmas condições que das amostras C e D.

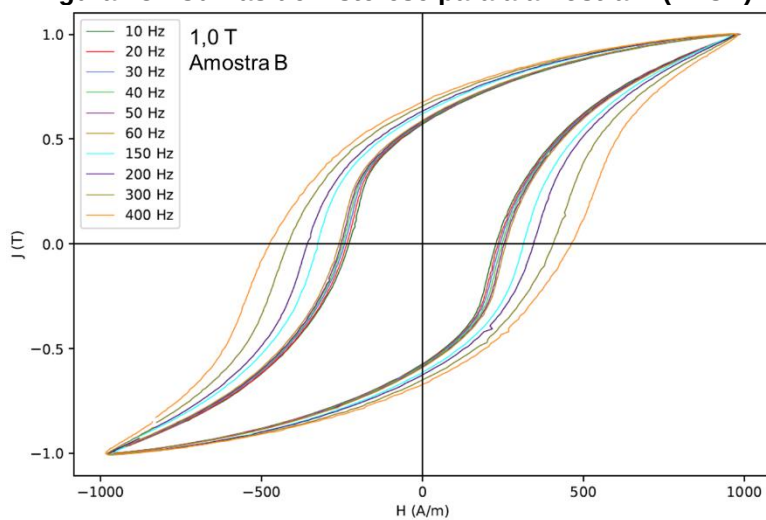
Figura 27 - Curvas de histerese para a amostra A (Si CR).



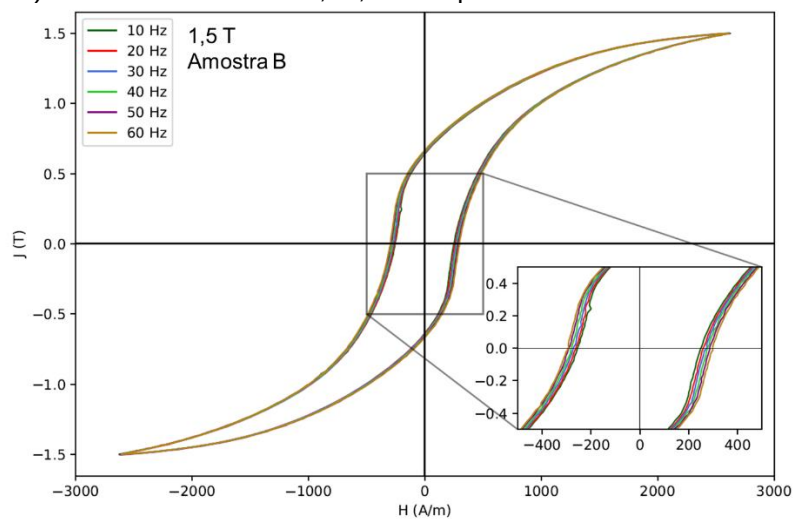
a) Medidas de ensaio a 1,0T, em frequências de 10Hz a 400Hz.



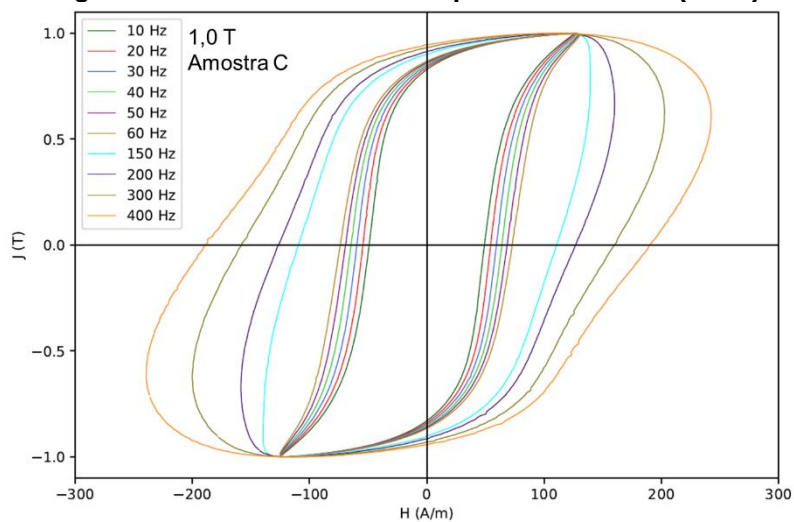
b) Medidas de ensaio a 1,5T, em frequências de 10Hz a 60Hz.

Figura 28 - Curvas de histerese para a amostra B (Al CR).

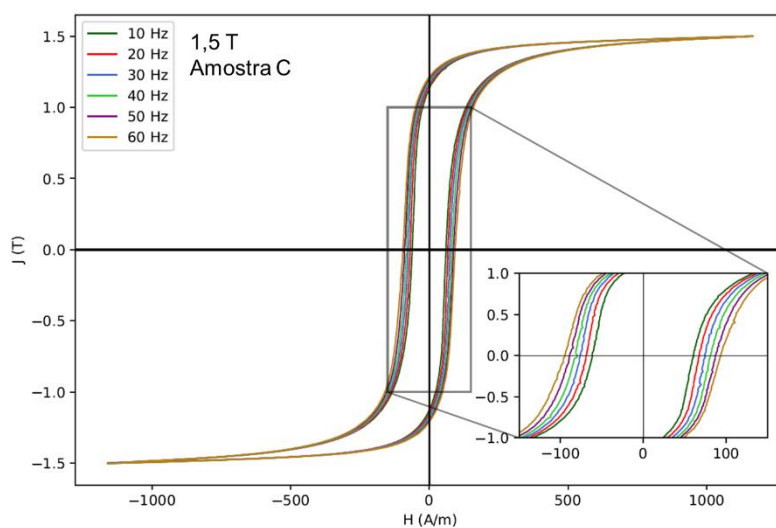
a) Medidas de ensaio a 1,0T, em frequências de 10Hz a 400Hz.



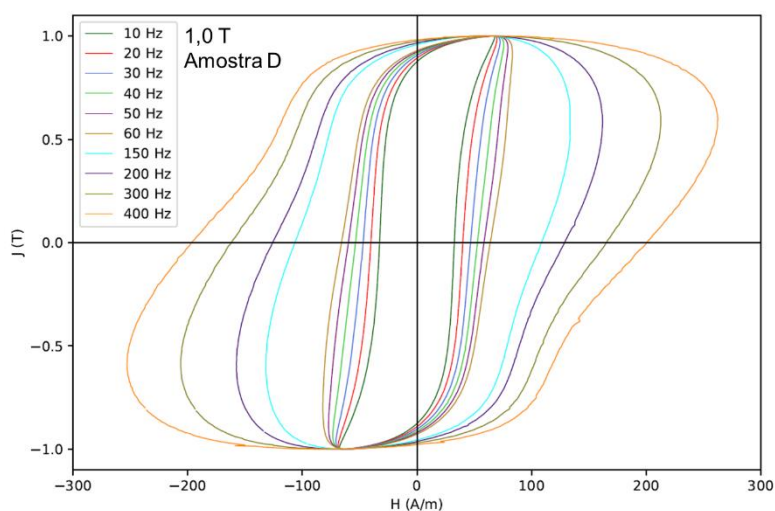
a) Medidas de ensaio a 1,5T, em frequências de 10Hz a 60Hz.

Figura 29 - Curvas de histerese para a amostra C (Si TT).

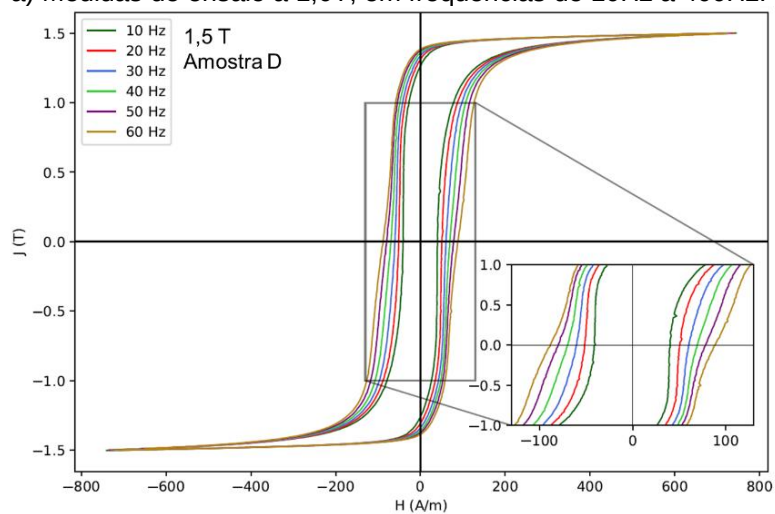
a) Medidas de ensaio a 1,0T, em frequências de 10Hz a 400Hz.

Figura 29 - Continuação.

b) Medidas de ensaio a 1,5T, em frequências de 10Hz a 60Hz.

Figura 30 - Curvas de histerese para a amostra D (Al TT).

a) Medidas de ensaio a 1,0T, em frequências de 10Hz a 400Hz.



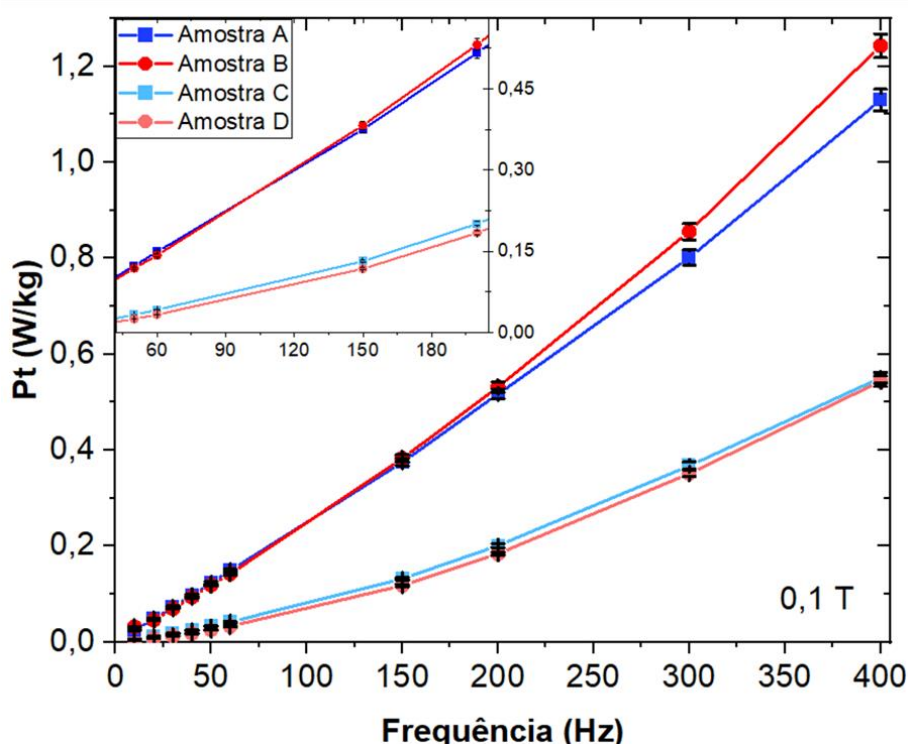
b) Medidas de ensaio a 1,5T, em frequências de 10Hz a 60Hz.

As Figuras 31, 32, 33 e 34 apresentam gráficos com o comparativo de perdas totais (P_t) x frequência das amostras estudadas. Em todos os gráficos foram adicionadas barras de erro de 2% nos dados experimentais e a linha que liga os pontos plotados não representa dados reais, sendo apenas um guia para representação dos resultados obtidos nos ensaios *Epstein*.

Os gráficos foram construídos em polarizações máximas de 0,1T, 0,5T, 1,0T e 1,5T. Desta forma, é possível observar o comportamento das perdas totais em escala crescente de polarização magnética.

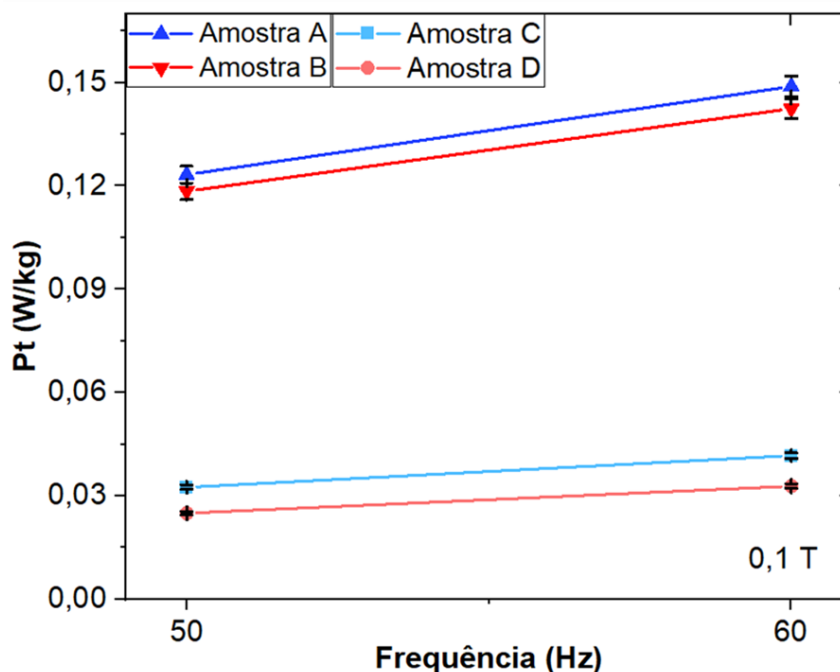
A Figura 31a apresenta o comportamento das perdas totais em polarização máxima de 0,1T. Em frequências baixas até 60Hz, a perda total nas amostras A (Si CR) e B (Al CR) é igual, dentro da margem de erro (barras de erro se sobrepõem), e entre C (Si TT) e D (Al TT), a perda é maior para a amostra C, conforme ilustra a Figura 31b. A partir da frequência de 150Hz, a amostra B (Al CR) apresenta maior perda total quando comparada com a amostra A (Si CR). Este comportamento não segue o mesmo padrão para as amostras C e D, sendo a perda magnética da amostra C (Si TT) continua maior que a da amostra D (Al TT) para frequências acima de 150Hz.

Figura 31 - Comparativo de perdas totais das amostras, em polarização magnética de 0,1T.



(a) Medidas de ensaio a 0,1T, em frequências de 10Hz a 400Hz.

Figura 31 - Continuação.

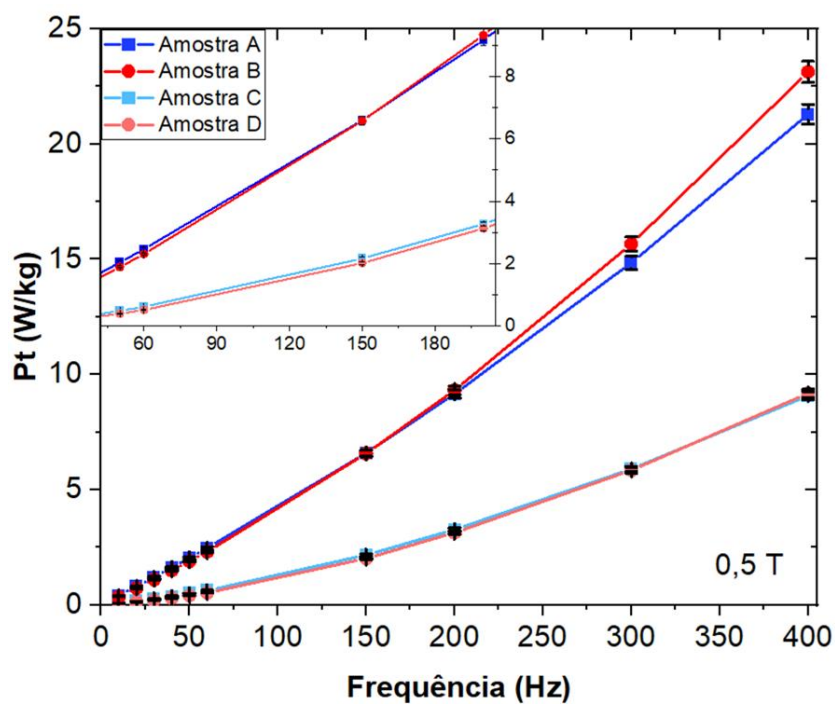


(b) Medidas de ensaio a 0,1T, com destaque nas frequências de 50Hz e 60Hz.

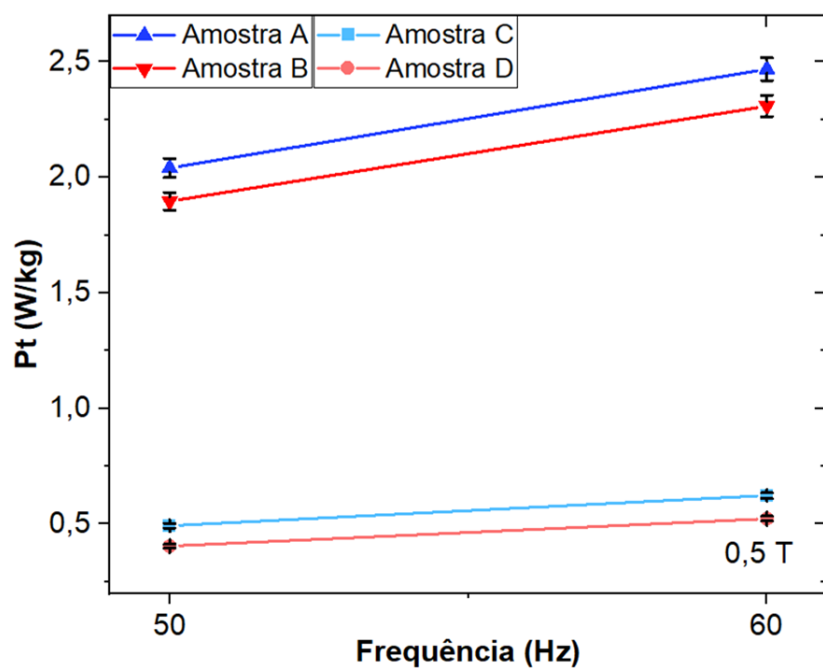
Analisando o gráfico da Figura 32a, em polarização máxima de 0,5T, percebe-se um comportamento muito semelhante à polarização de 0,1T para as perdas das amostras não tratadas termicamente (A e B), tanto para baixas quanto para altas frequências.

Nas frequências de 10Hz a 150Hz, a perda magnética da amostra A (Si CR) é maior que B (Al CR), porém, a partir de 150Hz, a amostra B (Al CR) apresenta maior valor de perda total que A (Si CR). A Figura 32b apresenta os resultados em baixas frequências. Observa-se que a amostra C (Si TT) possui maior perda magnética quando comparada com a amostra D (Al TT) até a frequência de 150Hz. A partir deste valor, as perdas se igualam, considerando-se a barra de erro de 2%.

Figura 32 - Comparativo de perdas totais das amostras, em polarização magnética de 0,5T.



(a) Medidas de ensaio a 0,5T, em frequências de 10Hz a 400Hz.



(b) Medidas de ensaio a 0,5T, com destaque nas frequências de 50Hz e 60Hz.

A Tabela 7 apresenta os resultados das perdas magnéticas totais obtidas pelo ensaio *Epstein*, na medida de polarização máxima de 1,0T, e em frequências de 10Hz a 400Hz.

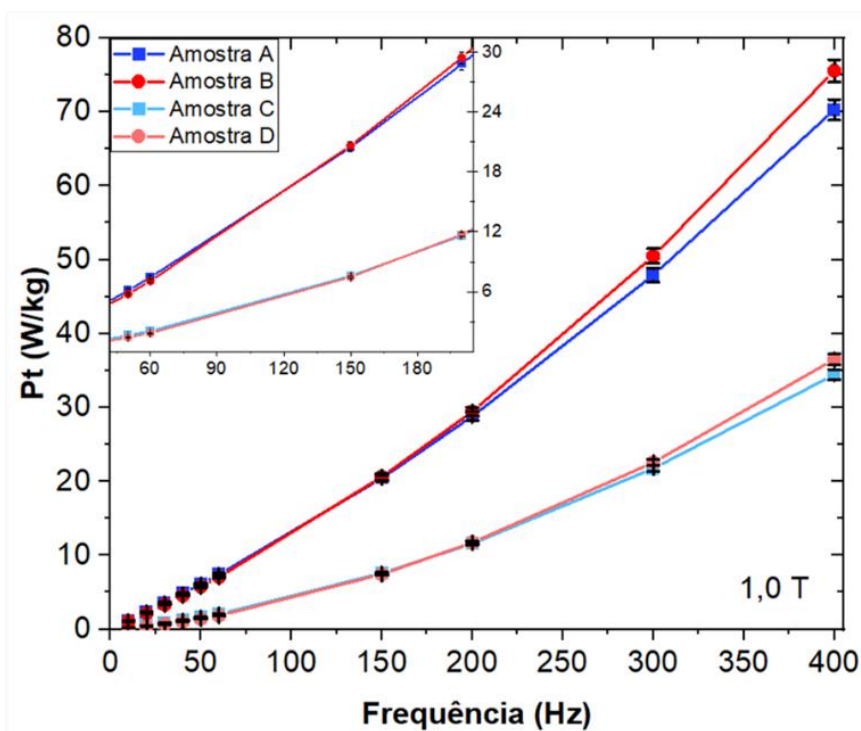
Tabela 7 - Perda total dos aços GNO em polarização máxima de 1,0T

Frequência (Hz)	Perda total (W/kg) a 1,0T			
	Amostra A Si CR	Amostra B Al CR	Amostra C Si TT	Amostra D Al TT
10	1,66	1,06	0,242	0,161
20	2,35	2,18	0,53	0,387
30	3,59	3,34	0,85	0,67
40	4,8	4,54	1,21	1,01
50	6,1	5,7	1,61	1,40
60	7,4	7,0	2,05	1,83
150	20,4	20,6	7,5	7,4
200	28,8	29,4	11,6	11,7
300	47,9	50	21,7	22,5
400	70	75	34,4	36,5

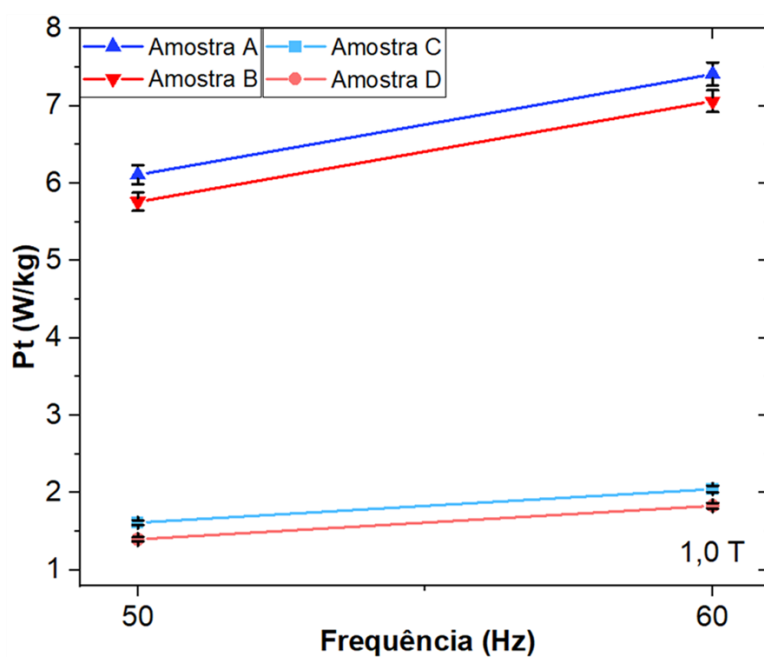
A Figura 33 apresenta o comparativo das perdas totais em formato de gráfico. Observa-se que nas frequências de 10Hz a 60Hz, destaque na Figura 33b, as amostras B (Al CR) e D (Al TT) apresentam menor perda magnética quando comparadas com as amostras A (Si CR) e C (Si TT). Com o aumento do valor da frequência, Figura 33a, o comportamento das perdas modifica-se, sendo que na frequência de 150Hz, as perdas se igualam quando se considera a barra de erro de 2%.

A partir da frequência de 200Hz, ocorre uma inversão nos valores das perdas, sendo que as amostras B e D passam a apresentar maiores perdas magnéticas quando comparadas com as amostras A e C.

Figura 33 - Comparativo de perdas totais das amostras, em polarização magnética de 1,0T.



(a) Medidas de ensaio a 1,0T, em frequências de 10Hz a 400Hz.



(b) Medidas de ensaio a 1,0T, com destaque nas frequências de 50Hz e 60Hz.

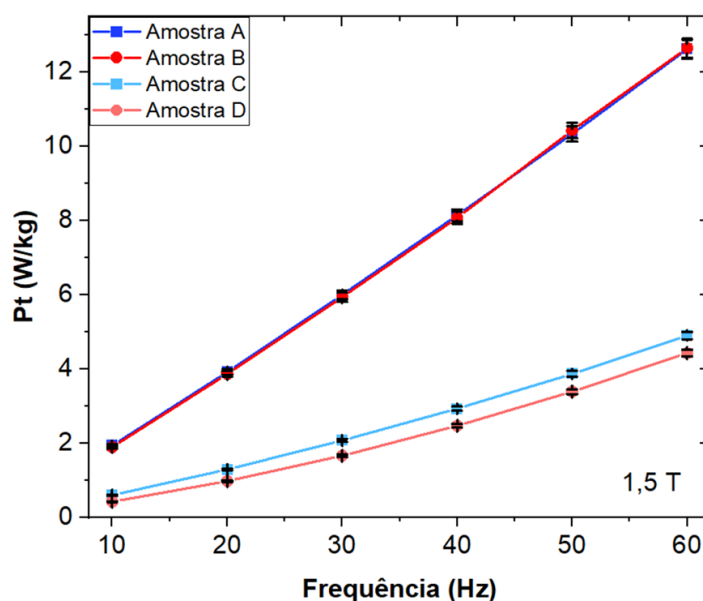
A Tabela 8 e a Figura 34 mostram os resultados de perdas totais obtidas pelo ensaio *Epstein* na medida de polarização máxima de 1,5T, e frequências de 10Hz a 60Hz.

Tabela 8 - Perda total dos aços GNO em polarização máxima de 1,5T

Frequência (Hz)	Perda total (W/kg) a 1,5T			
	Amostra A Si CR	Amostra B Al CR	Amostra C Si TT	Amostra D Al TT
10	1,93	1,89	0,59	0,417
20	3,92	3,86	1,29	0,98
30	5,9	5,9	2,07	1,66
40	8,1	8,0	2,93	2,46
50	10,3	10,4	3,86	3,39
60	12,6	12,6	4,89	4,42

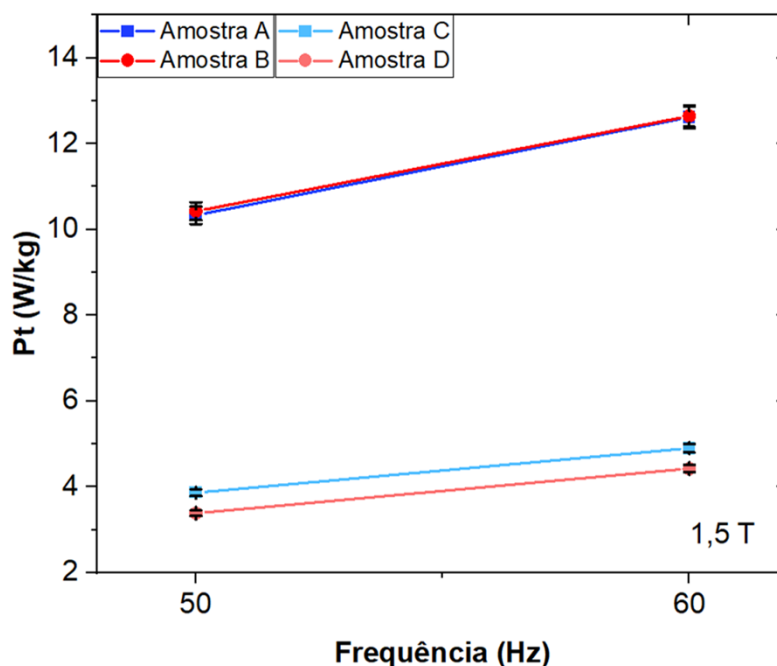
Avaliando as amostras como recebidas (amostras A e B), as perdas totais são maiores para a amostra A, mas se igualam as perdas de B nas frequências de 50Hz e 60Hz, considerando a barra de erro de 2%. Após o tratamento térmico, a perda segue o mesmo padrão em todas as frequências, sendo menor para a amostra D (Al TT) quando comparada com a amostra C (Si TT). Neste caso, não ocorreu inversão de perdas. Importante salientar que para polarizações máximas de 1,5T, a frequência medida foi até 60Hz.

Figura 34 - Comparativo de perdas totais das amostras, em polarização magnética de 1,5T.



(a) Medidas de ensaio a 1,5T, em frequências de 10Hz a 60Hz.

Figura 34 - Continuação.



(b) Medidas de ensaio a 1,5T, com destaque nas frequências de 50Hz e 60Hz.

A Figura 35 apresenta gráficos com o comparativo de perdas totais (Pt) x polarização (J) das amostras estudadas. Os valores de frequência foram fixados em 10Hz, 50Hz, 60Hz e 400Hz, gerando um panorama geral do comportamento das perdas em relação as frequências mencionadas.

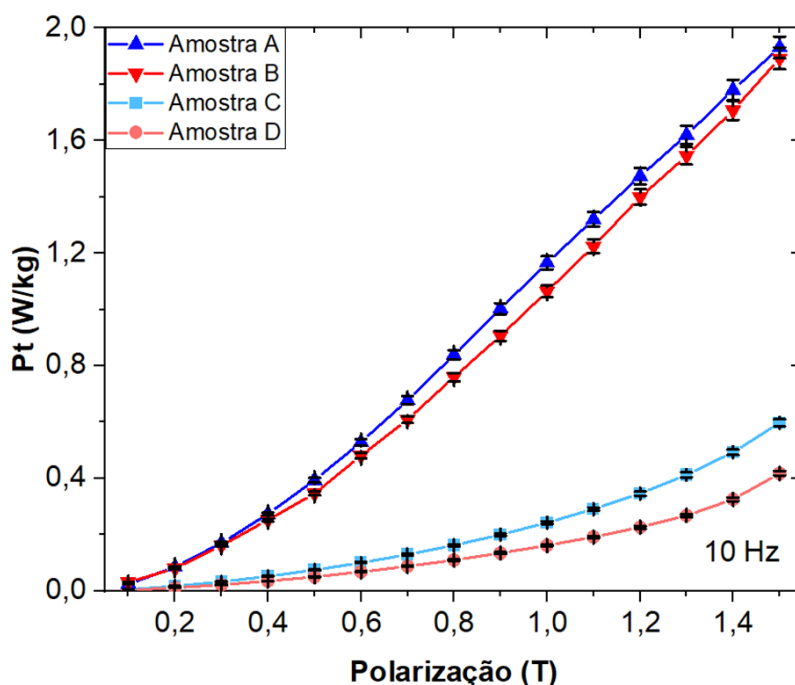
Os resultados destes gráficos corroboram com as análises realizadas neste subcapítulo, mostrando que o comportamento das perdas se altera em frequências altas. Nas frequências de 10Hz, 50Hz e 60Hz, as maiores perdas ocorrem com as amostras A (Si CR) e C (Si TT), e em frequências altas, aqui representado por 400Hz, ocorre uma inversão no comportamento, passando as amostras B (Al CR) e D (Al TT), a possuírem as maiores perdas.

Nas análises realizadas neste subcapítulo, percebe-se que as perdas magnéticas são mais intensas e em maior número de cenários nas amostras de aço à base de Fe-Si. Conforme citado no capítulo 3.1 da Revisão Bibliográfica, que menciona as faixas ótimas de elementos essenciais na composição dos aços elétricos, o teor de Al presente entre 0,01% e 0,1%, proporciona precipitação de AlN, que prejudica o crescimento dos grãos e leva a um aumento na perda magnética. O aumento na perda se dá através do aumento da

componente histerética, uma vez que as partículas ancoram nas paredes de domínio, exigindo campos mais altos para movê-las (LANDGRAF, 2002).

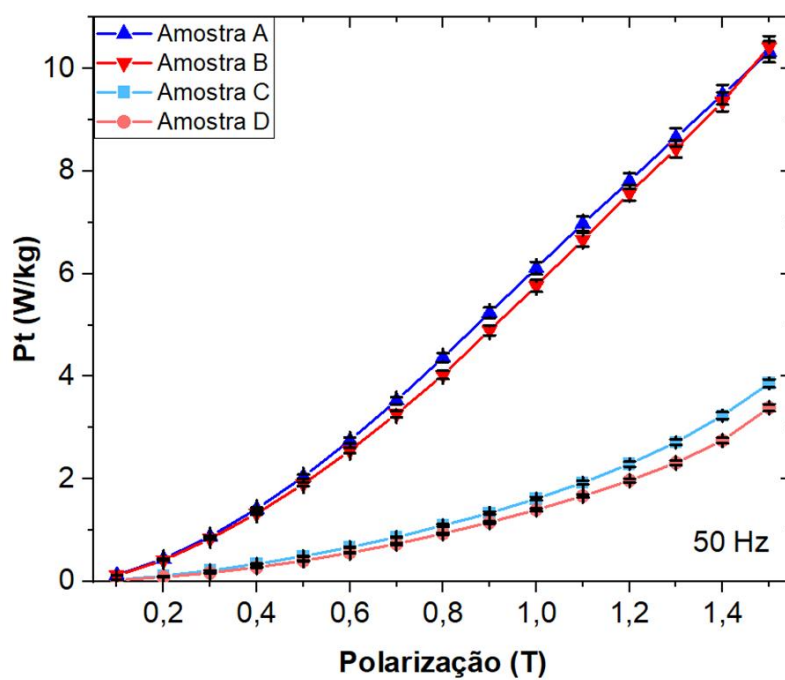
Sendo assim, as amostras à base de Fe-Si (amostras A e C) possuem em sua composição, cerca de 0,08% em Al, valor fora do intervalo de composição considerado ideal. Este fato pode ter contribuído para maiores valores de perda magnética obtidos pelas amostras A (Si CR) e C (Si TT). O comportamento de cada tipo de perda (histerética, parasita e em excesso), será estudado no próximo subcapítulo de forma mais detalhada.

Figura 35 - Comparativo de perdas totais das amostras, considerando um valor fixo de frequência.

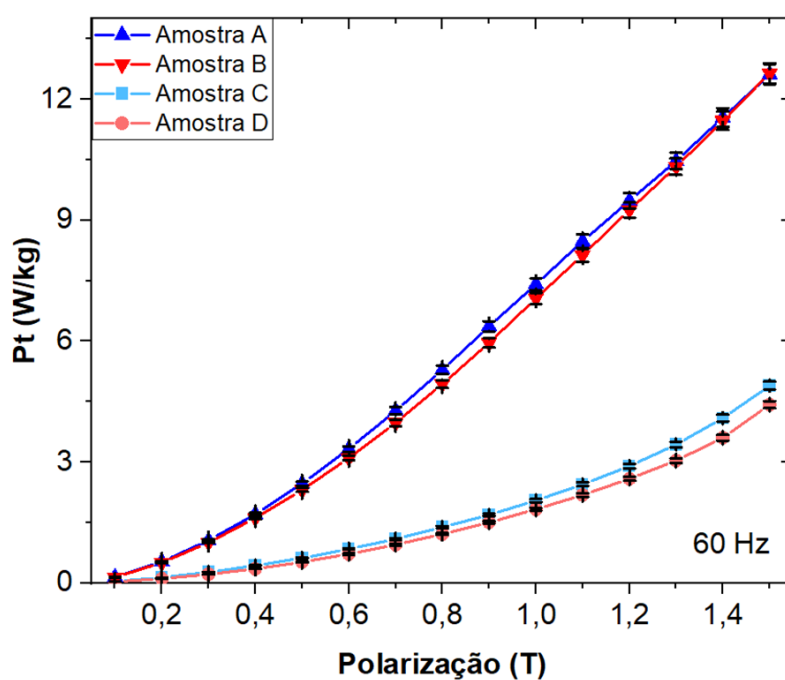


(a) Medidas de ensaio a 10Hz, com polarizações de 0,1T a 1,5T.

Figura 35 - Continuação.

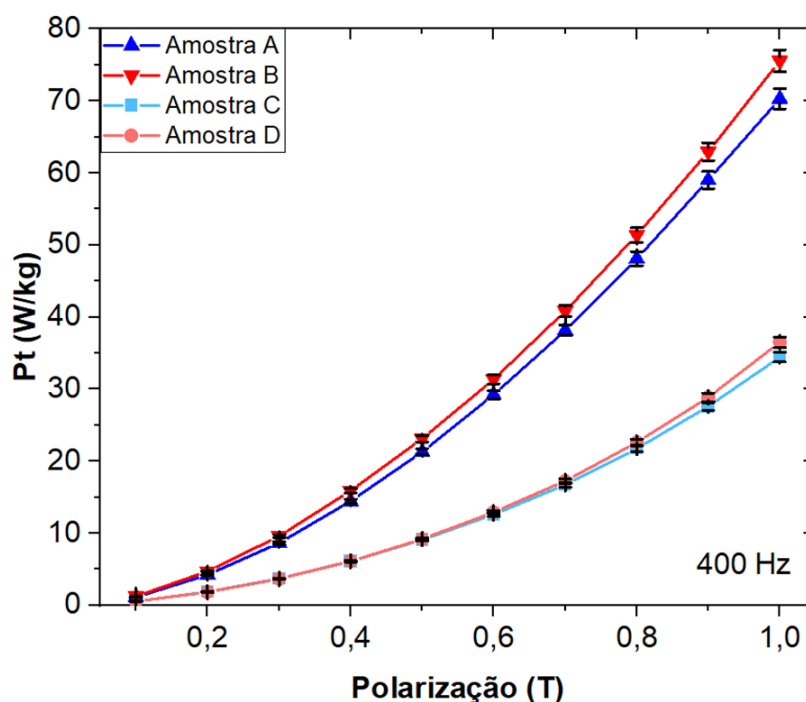


(b) Medidas de ensaio a 50Hz, com polarizações de 0,1T a 1,5T.



(c) Medidas de ensaio a 60Hz, com polarizações de 0,1T a 1,5T.

Figura 35 - Continuação.



(d) Medidas de ensaio a 400Hz, com polarizações de 0,1T a 1,0T.

5.3.1.2 Ajuste matemático para separação das componentes das perdas magnéticas

Para o cálculo da separação das componentes histerética, parasita e em excesso na perda magnética total dos aços elétricos, foram utilizados os softwares *OriginPro 2021* versão 9.8.0.200 e *Microsoft Office Excel Professional Plus 2021*.

Conforme descrito na seção 3.3.2.1 da Revisão Bibliográfica, para a separação das perdas, é necessário conhecer os valores dos coeficientes de cada uma delas, sendo C_p (coeficiente da perda parasita), C_h (coeficiente da perda por histerese) e C_e (coeficiente da perda por excesso).

O C_p pode ser calculado pelo método de separação de perdas de Bertotti (1988). Os resultados para os cálculos de C_p das amostras A (Si CR), B (Al CR), C (Si TT) e D (Si TT) para polarizações de 0,1T, 0,5T, 1,0T e 1,5T estão informados na Tabela 9. Nota-se que as amostras A e C, e B e D, possuem o mesmo valor, devido possuírem mesmo teor de Si e Al, sendo diferenciadas apenas pelas condições em que foram analisadas, sendo a primeira condição

em estado de entrega (amostras A e B) e a segunda após tratamento térmico (amostras C e D).

Tabela 9 - Valores obtidos no cálculo de C_p das amostras estudadas.

Polarização (T)	C_p (Js/kg)	C_p (Js/kg)
	Amostras A (Si CR) e C (Si TT)	Amostras B (Al CR) e D (Al TT)
0,1	$1,50 \times 10^{-6}$	$1,97 \times 10^{-6}$
0,5	$3,82 \times 10^{-5}$	$4,92 \times 10^{-5}$
1,0	$1,53 \times 10^{-4}$	$1,97 \times 10^{-4}$
1,5	$3,44 \times 10^{-4}$	$4,43 \times 10^{-4}$

Utilizando o mesmo *software*, *OriginPro*, os valores de C_p obtidos através de cálculo teórico, foram inseridos no sistema, a fim de se realizar o ajuste matemático em valores de polarizações máximas de 0,1T, 0,5T, 1,0T e 1,5T para o cálculo dos coeficientes de perda por histerese (C_h) e por excesso (C_e) para cada amostra.

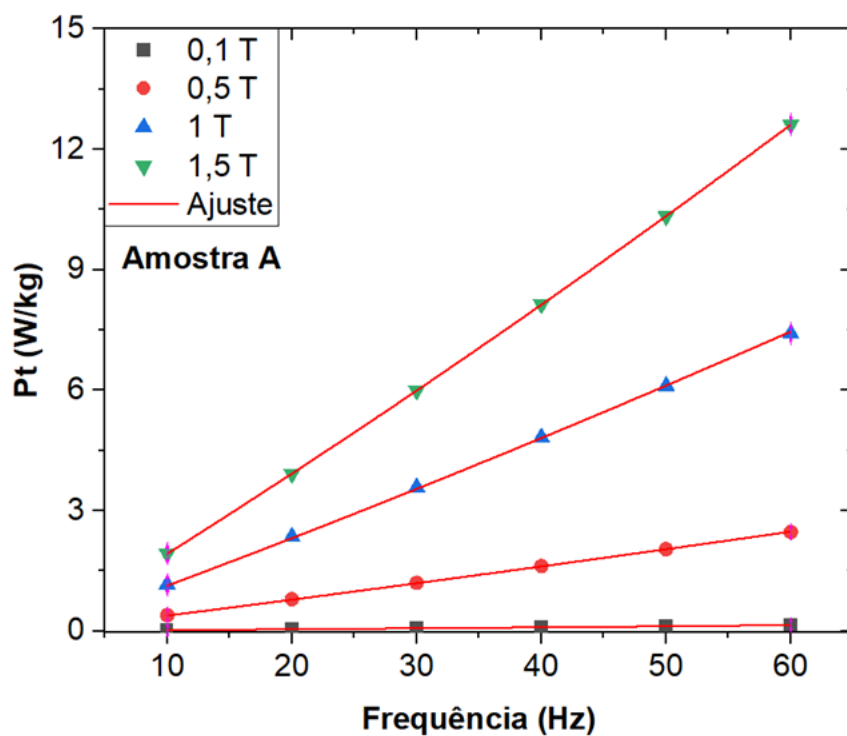
Na primeira tentativa, foram realizados ajustes de separação de perdas nas frequências de 10Hz a 400Hz, nas polarizações 0,1T, 0,5T e 1,0T e em frequências de 10Hz a 60Hz para 1,5T, porém os valores dos coeficientes de perda por excesso (C_e) obtidos de 0,1T a 1,0T não se mostraram coerentes com a referência da literatura, além de terem apresentado incerteza igual a zero.

Em uma segunda tentativa, considerou-se frequências de 10Hz a 150Hz, nos mesmos parâmetros de polarização da primeira tentativa (0,1T a 1,0T) e 10Hz a 60Hz (0,1T a 1,5T) e novamente os valores de C_e não foram coerentes.

A partir dos resultados obtidos, decidiu-se realizar os ajustes de separação de perdas considerando apenas as frequências de 10Hz, 20Hz, 30Hz, 40Hz, 50Hz e 60Hz.

A Figura 36 apresenta as perdas totais com os ajustes aplicados para a amostra A (Si CR), e a Tabela 10 apresenta os valores de C_h e C_e obtidos a partir do ajuste matemático realizado.

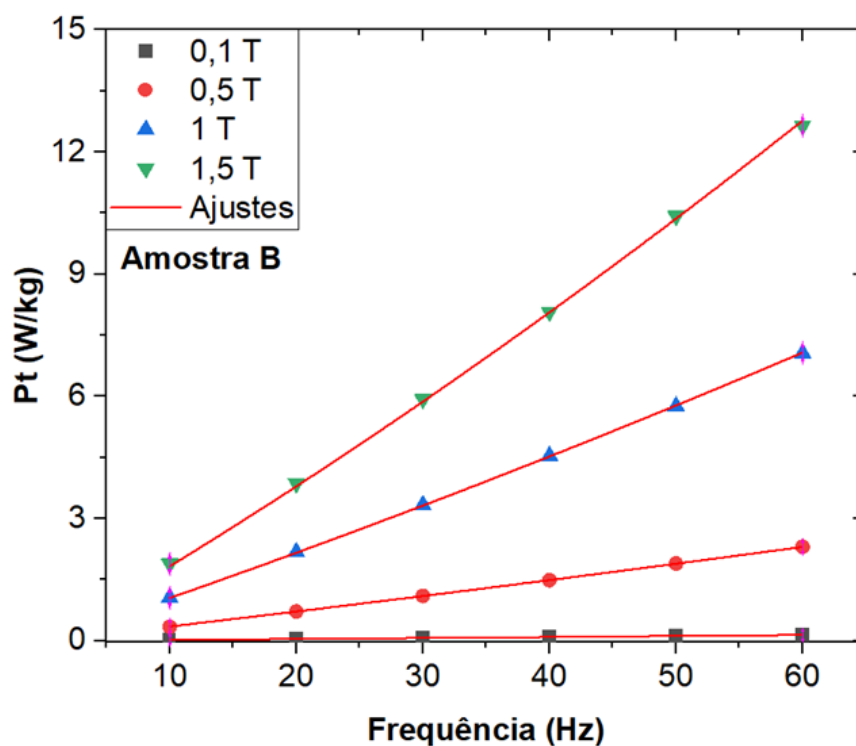
Figura 36 - Ajuste matemático para a amostra A (Si CR).

Tabela 10 - Valores de C_h e C_e obtidos a partir de ajuste matemático – amostra A (Si CR)

Amostra A			
Polarização (T)	Coeficientes obtidos pelo ajuste $\pm$ incertezas		R^2
	C_h (J/kg)	C_e (Js ^{1/2} /kg)	
0,1	$(2,333 \pm 0,006) \times 10^{-3}$	$(9,4 \pm 0,3) \times 10^{-6}$	0,999
0,5	$(3,78 \pm 0,01) \times 10^{-2}$	$(1,6 \pm 0,1) \times 10^{-4}$	0,999
1,0	$(1,096 \pm 0,004) \times 10^{-1}$	$(6,8 \pm 0,1) \times 10^{-4}$	0,999
1,5	$(1,889 \pm 0,005) \times 10^{-1}$	$(1,90 \pm 0,04) \times 10^{-3}$	0,999

A seguir, a Figura 37 apresenta as perdas totais com os ajustes aplicados para a amostra B (Al CR), e a Tabela 11 apresenta os valores de C_h e C_e obtidos.

Figura 37 - Ajuste matemático para a amostra B (Al CR).

Tabela 11 - Valores de C_h e C_e obtidos a partir de ajuste matemático – amostra B (Al CR)

Amostra B			
Polarização (T)	Coeficientes obtidos pelo ajuste $\pm$ incertezas		R^2
	C_h (J/kg)	C_e (Js ^{1/2} /kg)	
0,1	$(2,22 \pm 0,04) \times 10^{-3}$	$(7,9 \pm 0,3) \times 10^{-6}$	0,992
0,5	$(3,453 \pm 0,004) \times 10^{-2}$	$(1,3 \pm 0,1) \times 10^{-4}$	0,999
1,0	$(1,014 \pm 0,002) \times 10^{-1}$	$(6,2 \pm 0,2) \times 10^{-4}$	0,999
1,5	$(1,731 \pm 0,008) \times 10^{-1}$	$(1,70 \pm 0,04) \times 10^{-3}$	0,999

A Figura 38 mostra as perdas totais com os ajustes aplicados para a amostra C (Si TT), e a Tabela 12 apresenta os valores de C_h e C_e obtidos pelo ajuste matemático realizado.

Figura 38 - Ajuste matemático para a amostra C (Si TT).

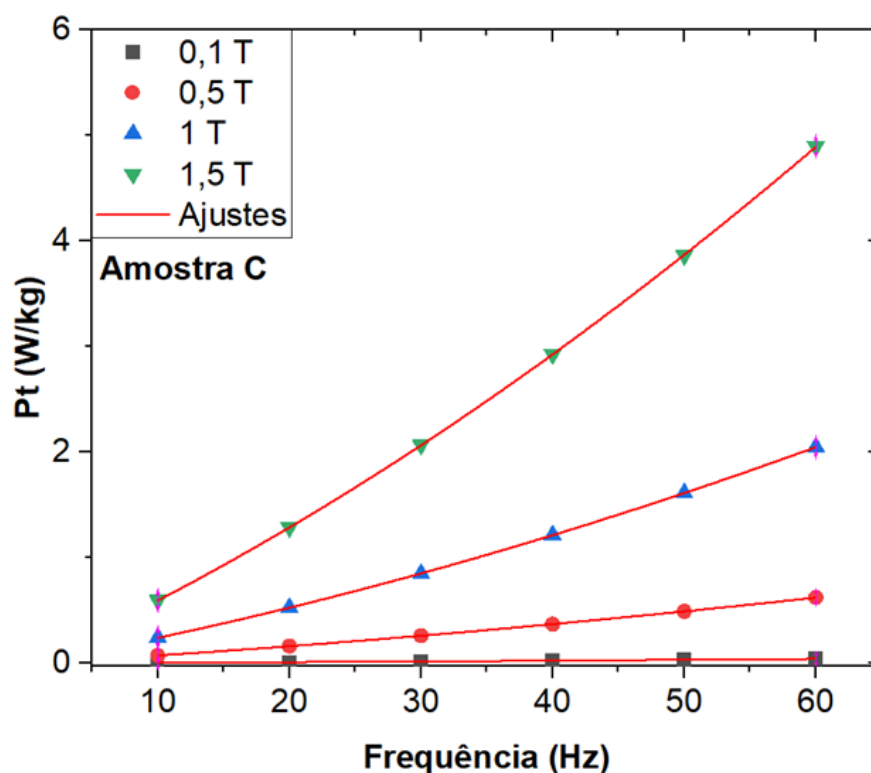


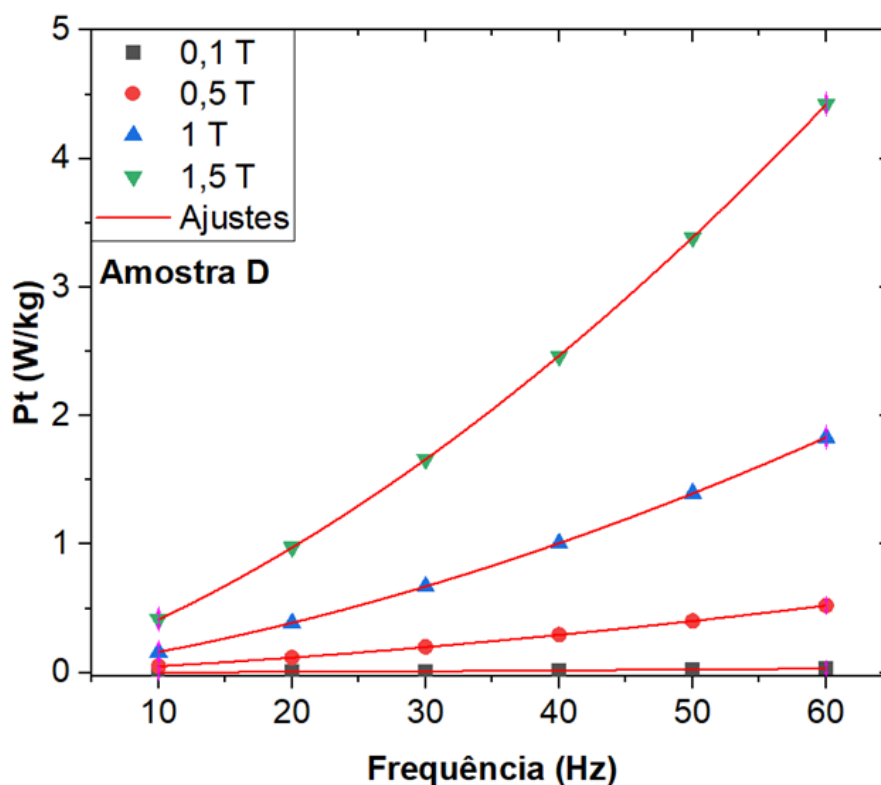
Tabela 12 - Valores de C_h e C_e obtidos a partir de ajuste matemático – amostra C (Si TT)

Amostra C			
Polarização (T)	Coeficientes obtidos pelo ajuste $\pm$ incertezas		R^2
	C_h (J/kg)	C_e (Js ^{1/2} /kg)	
0,1	$(3,9 \pm 0,3) \times 10^{-4}$	$(2,6 \pm 0,4) \times 10^{-5}$	0,999
0,5	$(6,31 \pm 0,02) \times 10^{-3}$	$(2,29 \pm 0,02) \times 10^{-4}$	1
1,0	$(2,098 \pm 0,007) \times 10^{-2}$	$(5,1 \pm 0,1) \times 10^{-4}$	1
1,5	$(5,27 \pm 0,04) \times 10^{-2}$	$(1,06 \pm 0,05) \times 10^{-3}$	0,999

Fonte: Dados da pesquisa (2023).

Por fim, a Figura 39 apresenta as perdas totais com os ajustes aplicados para a amostra D (Al TT), juntamente com a Tabela 13.

Figura 39 - Ajuste matemático para a amostra D (Al TT).



Fonte: Dados da pesquisa (2023).

Tabela 13 - Valores de C_h e C_e obtidos a partir de ajuste matemático – amostra D (Al TT)

Amostra D			
Polarização (T)	Coeficientes obtidos pelo ajuste $\pm$ incertezas		R^2
	C_h (J/kg)	C_e (Js ^{1/2} /kg)	
0,1	$(2,0 \pm 0,2) \times 10^{-4}$	$(2,8 \pm 0,4) \times 10^{-5}$	0,999
0,5	$(3,83 \pm 0,05) \times 10^{-3}$	$(2,51 \pm 0,07) \times 10^{-4}$	0,999
1,0	$(1,11 \pm 0,01) \times 10^{-2}$	$(9,9 \pm 0,2) \times 10^{-4}$	1
1,5	$(2,99 \pm 0,03) \times 10^{-2}$	$(2,23 \pm 0,04) \times 10^{-3}$	1

Fonte: Dados da pesquisa (2023).

Com os valores de C_h , C_p e C_e , foi possível calcular as componentes das perdas magnéticas. Os gráficos das Figuras 40, 41, 42 e 43 apresentam as perdas separadas em valores de polarização máxima de 0,1T, 0,5T, 1,0T e 1,5T para cada amostra do trabalho.

Figura 40 - Perdas separadas em polarizações máximas de 0,1T, 0,5T, 1,0T e 1,5T para a amostra A (Si CR).

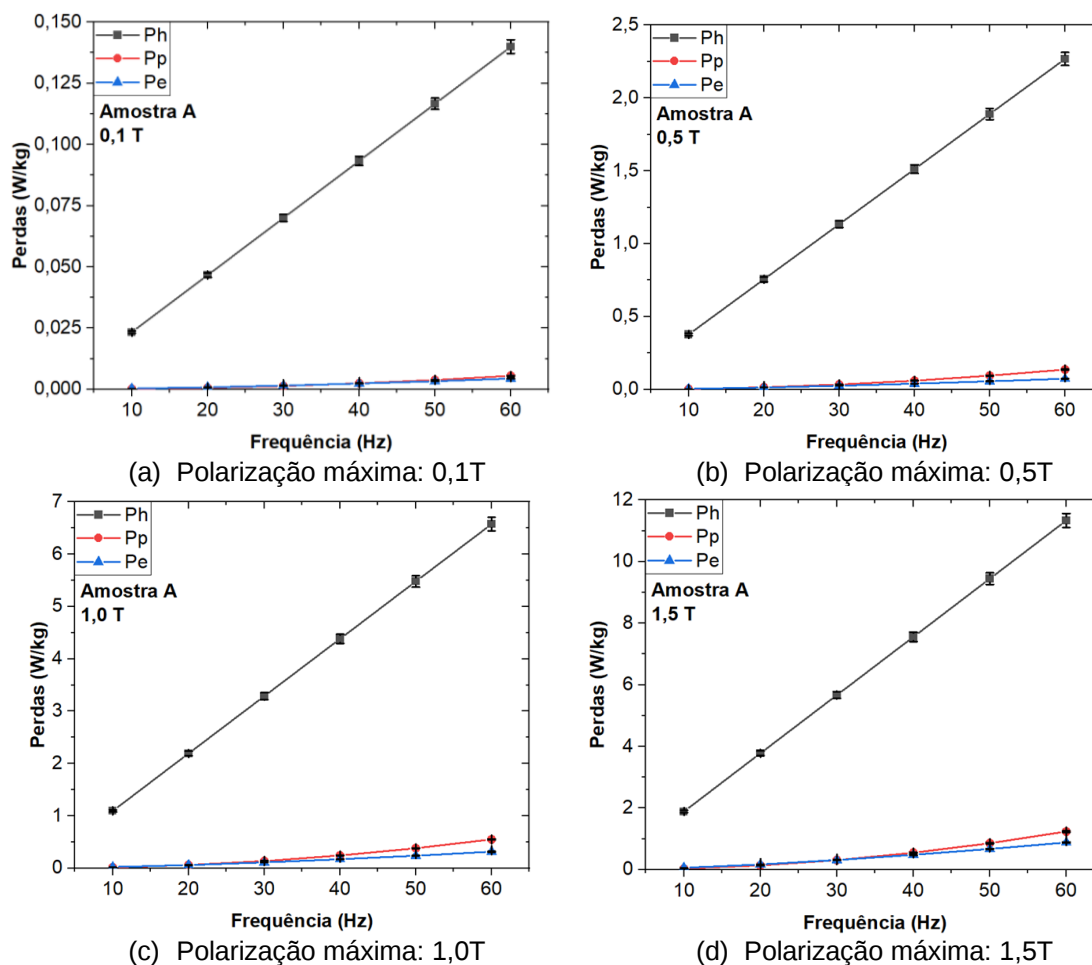


Figura 41 - Perdas separadas em polarizações máximas de 0,1T, 0,5T, 1,0T e 1,5T para a amostra B (Al CR).

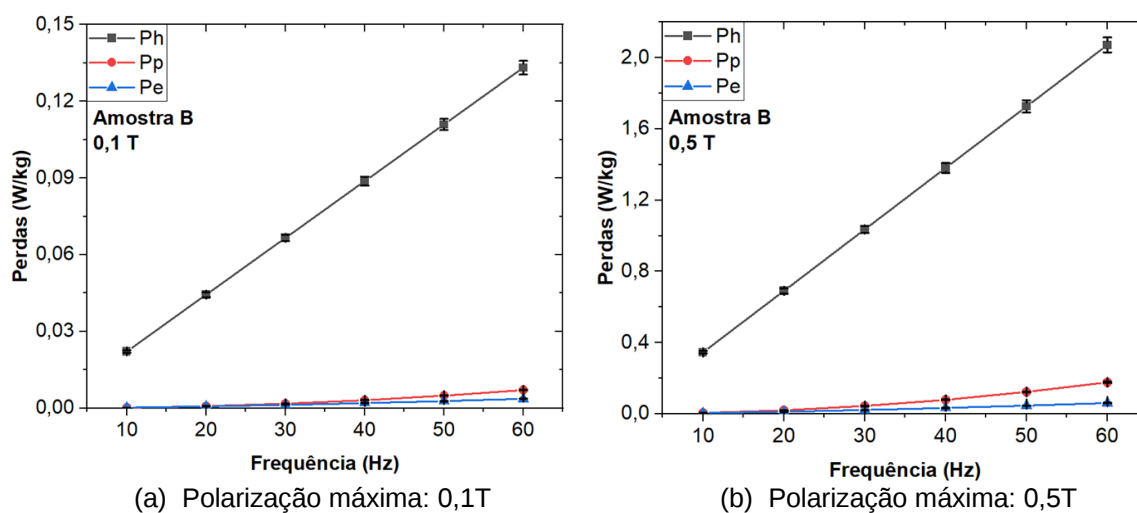
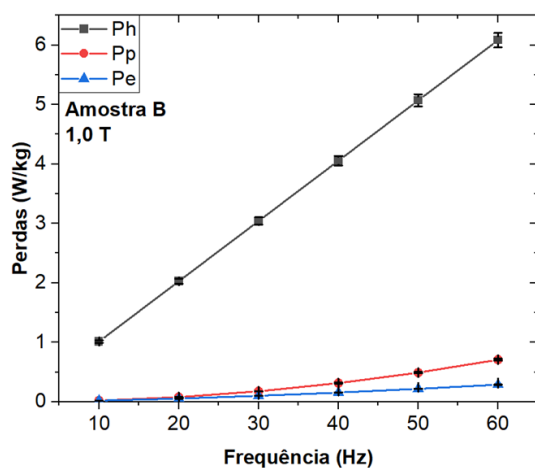
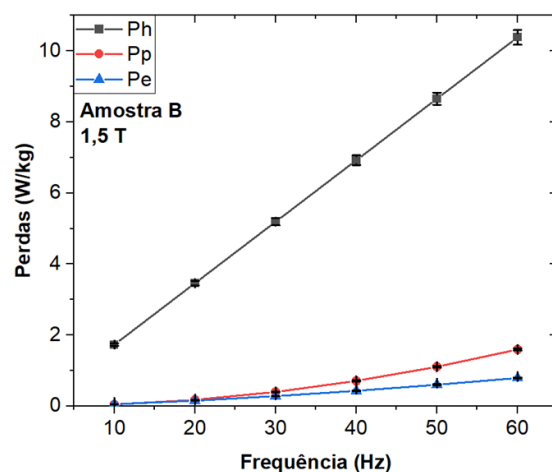


Figura 41 - Continuação.

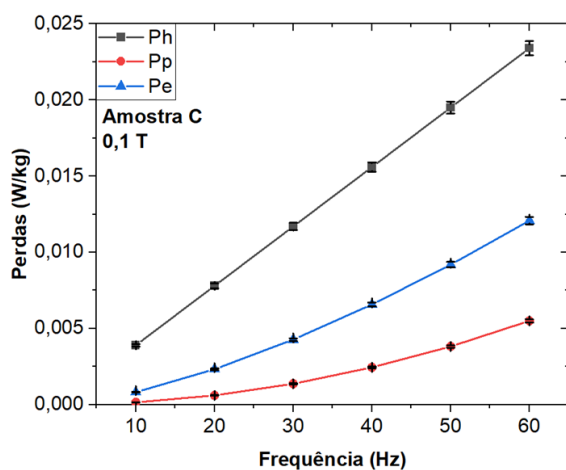


(c) Polarização máxima: 1,0T

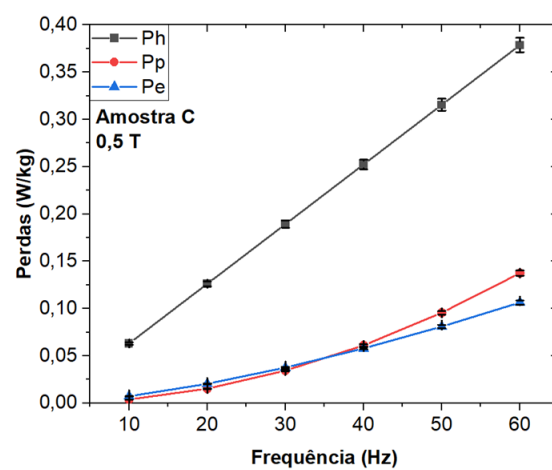


(d) Polarização máxima: 1,5T

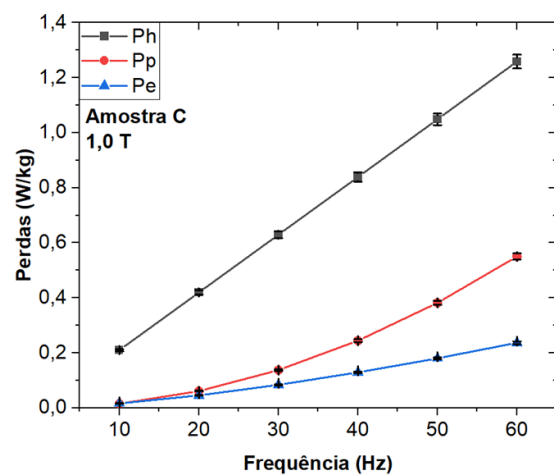
Figura 42 - Perdas separadas em polarizações máximas de 0,1T, 0,5T, 1,0T e 1,5T para a amostra C (Si TT).



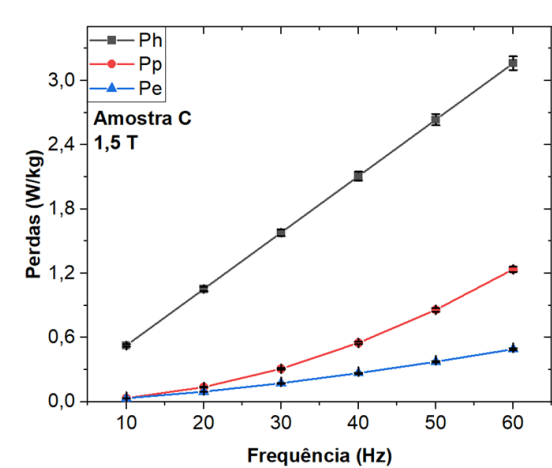
(a) Polarização máxima: 0,1T



(b) Polarização máxima: 0,5T

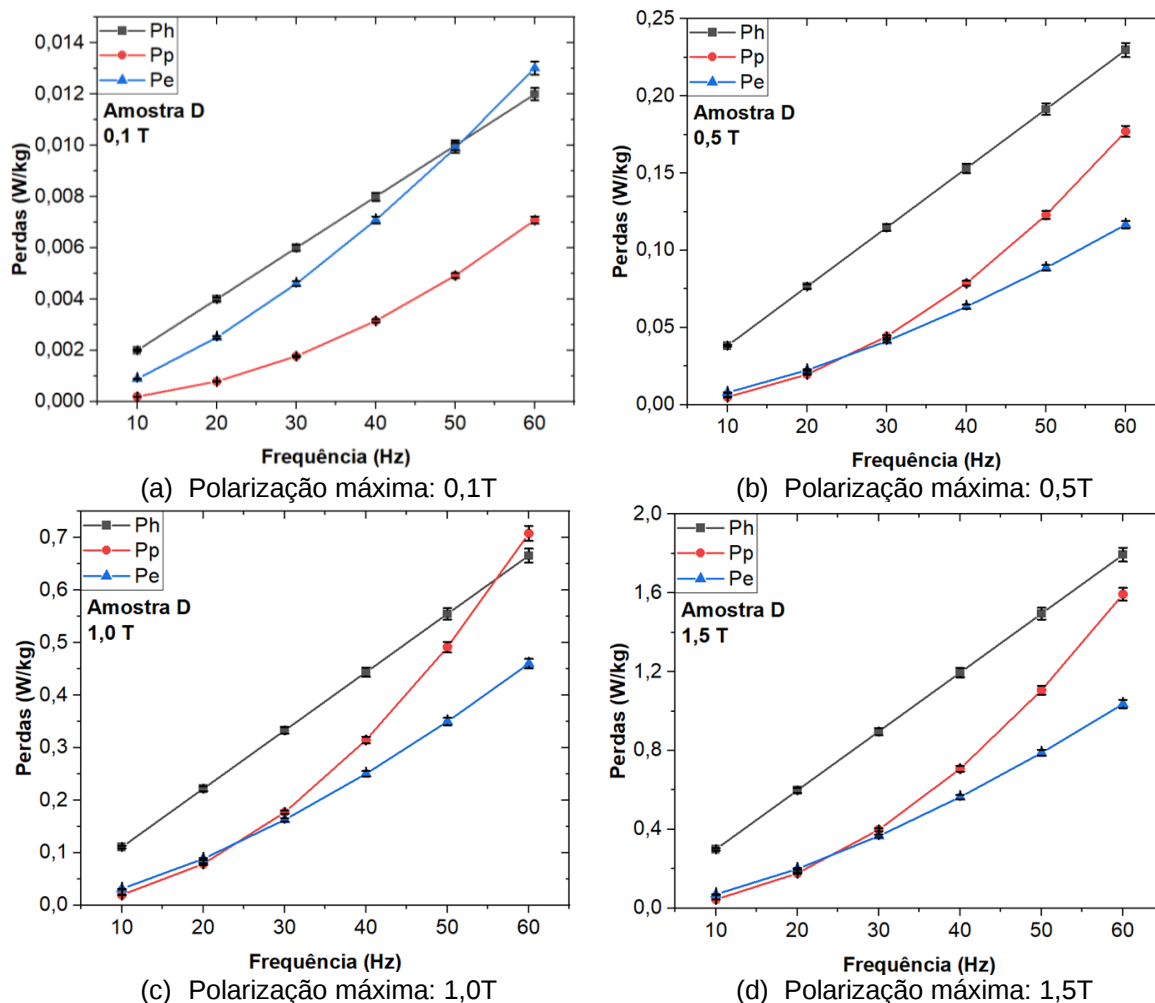


(c) Polarização máxima: 1,0T



(d) Polarização máxima: 1,5T

Figura 43 - Perdas separadas em polarizações máximas de 0,1T, 0,5T, 1,0T e 1,5T para a amostra D (Al TT).



Analisando as Figuras 40 e 41, amostras como recebidas, A (Si CR) e B (Al CR), respectivamente, percebe-se um comportamento semelhante na distribuição das parcelas de perdas, sendo a perda histerética maior que as perdas parasitas e em excesso. Comparando P_p e P_e das amostras, a parcela da perda parasita é maior.

Quando se analisa as amostras tratadas, C (Si TT) e D (Al TT), o comportamento das componentes das perdas é variável, não apresentando desempenhos semelhantes.

A Figura 42 apresenta o comportamento da amostra C (Si TT), onde a perda histerética manteve-se sempre maior que as outras perdas, e as perdas em excesso e parasita se interceptaram, e inverteram de comportamento à medida

que a polarização aplicada aumentou, sendo que no valor de 1,5T, obteve-se em ordem crescente de perda magnética: $P_h > P_p > P_e$.

Por fim, a Figura 43 apresenta a separação das perdas para a amostra D (Al TT). Nos gráficos, é notável uma variação considerável de comportamento das componentes das perdas, sendo que nas polarizações máximas de 0,1T, 0,5T e 1,0T, obteve-se uma ordem crescente de perdas diferentes. Um comportamento importante de ser observado está apresentando na Figura 43c, cuja polarização máxima aplicada foi de 1,0T. Nessa condição, a perda parasita aumentou consideravelmente em valor, interceptou a linha correspondente a perda histerética na frequência de 55Hz, e a partir de 60Hz, tornou-se a maior parcela da perda total.

Percebe-se então que a parcela parasita nas amostras B (Al CR) e D (Al TT), são maiores que a parcela desta perda para as amostras A (Si CR) e C (Si TT).

Conforme mencionado por Castro *et al.* (2004a, p.1.758)

as perdas parasitas são geradas durante os ciclos de magnetização sob campos magnéticos alternados. Sua intensidade é função da frequência do campo magnetizante, resultando em maiores perdas, quanto maior for a frequência do ciclo.

Em um outro estudo, Rebouças Filho *et al.* (2017) e Du *et al.* (2023) apresentam uma equação que permite calcular o valor das perdas parasitas. Nesta equação, a perda parasita aparece em função diretamente proporcional ao quadrado do valor de indução máxima e frequência do ensaio e da espessura do material, e inversamente proporcional ao valor de densidade e resistividade elétrica do aço.

Considerando essa equação, obtém-se um valor de perda parasita maior para as amostras B (Al CR) e D (Al TT), como pode ser observado na Tabela 14.

Esse comportamento é justificado pelo fato das amostras à base de Fe-Al (B e D) possuírem menor resistividade elétrica quando comparadas com as amostras ao Fe-Si (A e C), pois a parcela do denominador é menor, visto que as variáveis do numerador, são iguais para as quatro amostras.

Tabela 14 - Perda parasita calculada por equação teórica para polarização de 1,0T

Identificação	Perda parasita (Pp) (W/kg) a 1,0T		
	10Hz	60Hz	400Hz
Amostra A e C Si, CR e TT, respectivamente	0,015	0,55	24,5
Amostra B e D Al, CR e TT, respectivamente	0,020	0,71	31,5

As Figuras 42c e 43c apresentam as componentes das perdas, e a característica de crescimento de cada uma delas à medida que se aumenta a frequência. Nota-se que a perda por histerese apresenta um crescimento linear, à medida que se aumenta o valor da frequência, em ambas as amostras. Já as perdas parasita e por excesso, apresentam um comportamento exponencial, sendo mais suave na amostra C (Si TT) e mais expressivo na amostra D (Al TT). Sabe-se que alguns fatores, como a resistividade (explicada anteriormente) e a rebarba gerada durante o processo de corte das lâminas influenciam no comportamento da perda parasita. Como a rebarba não foi analisada neste trabalho, não é possível avaliar sua real contribuição.

O aumento exponencial da perda parasita na amostra D (Al TT), coincide com o fato observado na seção 5.3.1.1, Figura 33a, onde a perda magnética total da amostra D (Al TT) sobressaiu a amostra C (Si TT), a partir da frequência de 200Hz. Porém, devido ao fato de não ter sido possível realizar o ajuste matemático para frequências acima de 100Hz, não foi observado o real comportamento das componentes das perdas em altas frequências.

Outra análise importante de ser realizada é o comparativo das perdas das amostras como recebidas e após o tratamento térmico. Em ambas as amostras, as perdas magnéticas totais obtiveram uma queda considerável, sendo de 73% a 1,0T e 61% a 1,5T para a amostra à base de Fe-Si, e 75% a 1,0T e 65% a 1,5T para a amostra à base de Fe-Al. Dentre as componentes, a perda histerética obteve importante destaque, apresentando uma redução no seu valor em torno de 81% nas amostras A e C (Si CR e TT) e de 86% nas amostras B e D (Al CR e TT), em condições de 1,0T e 50Hz. Este comportamento deve-se ao resultado

do tratamento térmico final de recozimento aplicado nas amostras, e correlaciona duas variáveis importantes, o tamanho de grão e a textura.

De acordo com o apresentado em literatura, Kestens e Jacobs (2008), uma equação de regressão linear apresenta e correlaciona a textura cristalográfica e o diâmetro médio do grão com as propriedades magnéticas. Relacionando esses dados com a perda por histerese, o tamanho de grão apresenta-se sendo muito mais decisivo na redução da perda, do que a textura, dados estes que corroboram com os dados da pesquisa, uma vez que a amostra à base de Fe-Al apresentou tamanho de grão médio dentro das faixas consideradas ótimas para menores perdas.

5.3.2 Permeabilidade relativa

As medidas de permeabilidade relativa (μ_r) das amostras estudadas estão apresentadas nas Figuras 44 e 45. Cada linha no gráfico representa uma frequência, sendo de 10Hz a 400Hz. Deve-se destacar que os dados coletados de 10Hz a 60Hz compreendem polarizações de 0,1T a 1,5T, e as frequências maiores que 150Hz, 0,1T a 1,0T.

As figuras foram dispostas em comparativo das amostras como recebidas (CR) e após o tratamento térmico final de recozimento (TT), podendo avaliar com melhor precisão o resultado do tratamento térmico sobre essa propriedade magnética.

Figura 44 - Permeabilidade relativa dos aços Fe-Si – Amostras A (Si CR) e C (Si TT).

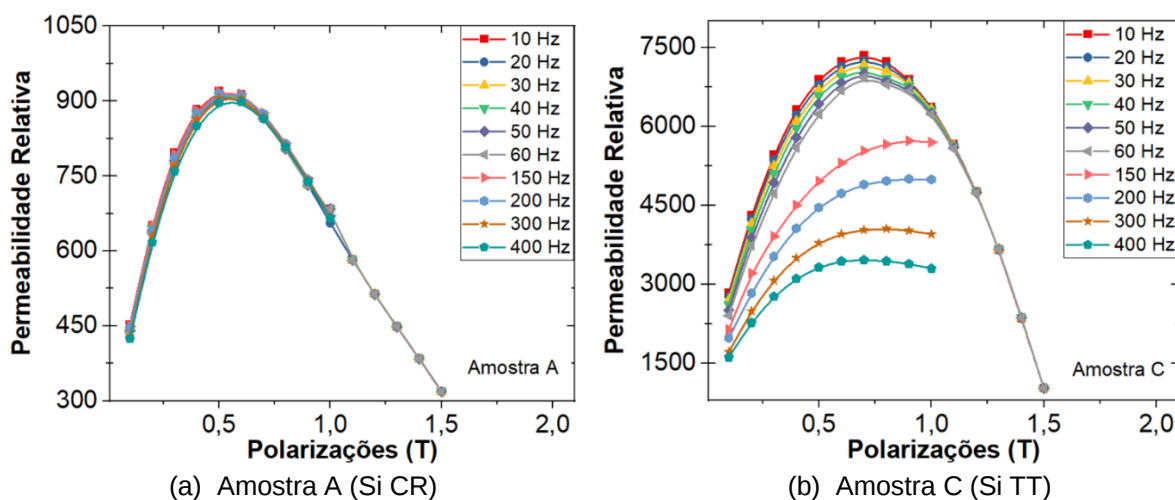
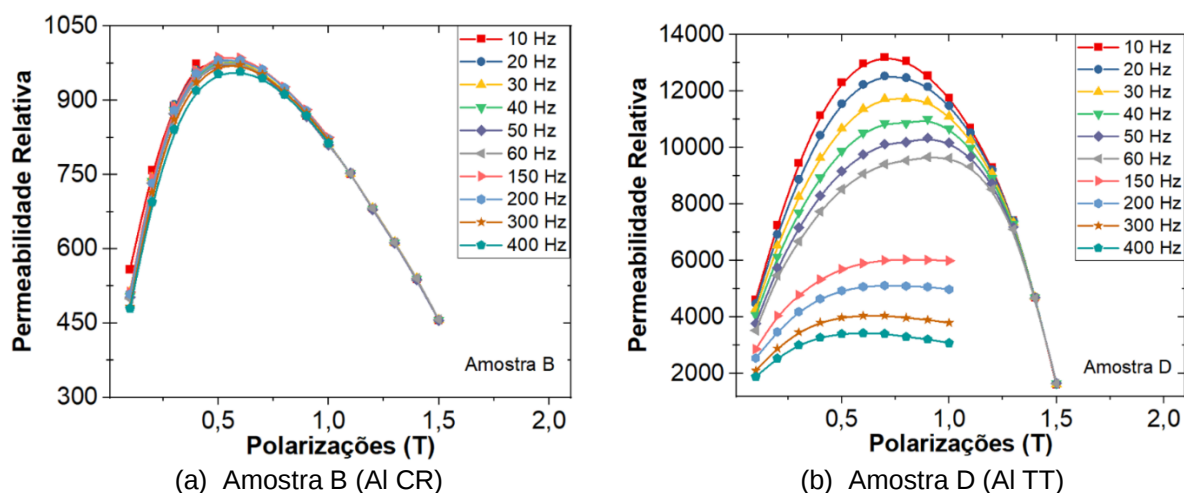


Figura 45 - Permeabilidade relativa dos Fe-Al – Amostras B (Al CR) e D (Al TT).



A Tabela 15 apresenta os dados numéricos da permeabilidade relativa para as amostras com polarização máxima de 1,0T. O efeito do tratamento térmico na permeabilidade é notório, chegando a aumentos médios de 725% e 917%, para C (Si TT) e D (Al TT), respectivamente. Este comportamento, conforme colocado por Chen *et al.* (2021), é devido ao crescimento do tamanho de grão após o tratamento térmico. O aumento no grão reduz a área de contornos de grão e aumenta o comportamento de magnetização, favorecendo alta permeabilidade.

Tabela 15 - Permeabilidade magnética dos aços GNO em polarização máxima de 1,0T

Frequência (Hz)	Permeabilidade relativa a 1,0T			
	Amostra A Si CR	Amostra B Al CR	Amostra C Si TT	Amostra D Al TT
10	684	812	6371	11771
20	656	813	6352	11491
30	685	812	6329	11115
40	684	811	6296	10669
50	684	810	6253	10172
60	684	811	6229	9627
150	671	825	5701	5998
200	669	822	4993	4985
300	668	820	3952	3801
400	665	814	3302	3090

Avaliando o comportamento das amostras à base de Fe-Si e Fe-Al, percebe-se maior valor de permeabilidade para as amostras à Fe-Al, tanto na fase como recebida (CR), como na fase após tratamento térmico (TT). Este comportamento pode se relacionar com a composição química, devido a um menor teor de Si+Al, que resultou em um menor valor de resistividade magnética para as amostras B (Al CR) e D (Al TT).

Avaliando os gráficos das amostras apenas como tratadas, Figuras 43b e 44b, percebe-se que os picos de permeabilidade se encontraram entre os valores de 0,5T e 1,0T, e à medida que a frequência aplicada aumentou, a permeabilidade caiu.

O pico de permeabilidade relativa ocorreu na frequência de 10Hz, na polarização de 0,7T para as amostras C (Si TT) e D (Al TT), sendo os valores de 7347 e 13209, respectivamente. Na polarização de 1,0T, o valor de pico de permeabilidade relativa também ocorreu na frequência de 10Hz, sendo 6370 e 11771, para C (Si TT) e D (Al TT), respectivamente.

Já na polarização máxima de 1,5T, conforme apresentado na Tabela 16, os picos atingiram valores de 1026 para a C (Si TT) (a 40 Hz) e 1669 para D (Al TT) (a 50 Hz).

Tabela 16 - Permeabilidade magnética dos aços GNO em polarização máxima de 1,5T

Frequência (Hz)	Permeabilidade relativa a 1,5T			
	Amostra A Si CR	Amostra B Al CR	Amostra C Si TT	Amostra D Al TT
10	319	455	1026	1609
20	319	456	1026	1624
30	318	457	1026	1637
40	319	456	1026	1660
50	318	455	1026	1670
60	318	457	1026	1647

É importante enfatizar que os picos de permeabilidade se deram em induções abaixo de 1T, assim como encontrado por outros autores, Novak *et al.* (2014) e Paltanea *et al.* (2019), que investigaram aços GNO recozidos com teores próximos de Si e Al.

6. CONCLUSÕES

A discussão dos resultados sobre os aços elétricos semiprocessados de grão não-orientado à base de Fe-Si e Fe-Al, permitiu obter as seguintes conclusões:

- As amostras estudadas (A, B, C e D) apresentaram microestrutura típica de aço GNO, composta por matriz ferrítica;
- A classificação de inclusões das amostras indicou maior limpidez para o material à base de Fe-Si em comparação com o Fe-Al. Os valores encontrados para A (Si CR) e B (Al CR), foram de 68,5 inclusões/mm² e 102,3 inclusões/mm², respectivamente;
- O tamanho de grão médio obtido após tratamento térmico das amostras A (Si CR) e B (Al CR), foram de 67,8μm e 127,9μm para as amostras C (Si TT) e D (Al TT), respectivamente;
- Avaliando a distribuição dos grãos e a textura das amostras, a amostra C (Si TT) apresentou maior variação de tamanhos dos grãos, com presença de grãos pequenos próximos a borda do material e uma leve orientação preferencial na fibra γ . Já a amostra D (Al TT) apresentou maior aleatoriedade dos grãos e tamanhos mais homogêneos. Devido a aplicação dos aços GNO em motores elétricos, a orientação mais intensa na fibra γ em Φ_2 a 45° não é vantajosa. A melhor disposição ocorre com a maior aleatoriedade de orientações, assim como na amostra D, pois à medida que ocorre o giro do rotor, e conseqüentemente do seu núcleo, todas as direções devem ser magnetizadas igualmente;
- No tocante ao comportamento mecânico, o tratamento térmico proporcionou redução nos valores de limite de escoamento e de resistência, resultados que propiciam uma melhor estampabilidade do aço durante o corte das lâminas para montagem de motores elétricos;

- O ensaio de dureza corroborou com os resultados obtidos no ensaio de tração, onde os valores de dureza para os aços à base de Fe-Si foram mais altos, assim, como os dados das amostras como recebidas;
- Quanto ao comportamento magnético, avaliando as amostras após tratamento térmico, C (Si TT) e D (Al TT), observou-se comportamentos distintos nas perdas magnéticas totais, em baixas (10Hz a 150Hz) e altas (200Hz a 400Hz) frequências, para uma polarização máxima de 1,0T. A amostra D (Al TT) alcançou menores valores de perdas totais nas frequências de 10-150Hz, e a partir de 200Hz, as menores perdas totais foram obtidas pela amostra C (Si TT);
- Avaliando a amostra C (Si TT), conclui-se que o alto valor de perda por histerese, mesmo após o tratamento térmico final de recozimento, pode-se relacionar com a textura cristalográfica, tamanho dos grãos e teor de Al, que estavam fora dos parâmetros considerados ideais pela literatura; Já a amostra D (Al TT), apresentou queda considerável no valor da perda histerética, conforme indicado pela literatura, mas, em contrapartida, devido ao seu menor valor de resistividade, obteve elevados índices de perdas parasitas, que associados a altas frequências, aumentaram o valor da perda total do material;
- A permeabilidade relativa foi melhor para a amostra tratada à base de Fe-Al (amostra D). Este fato correlaciona-se com a melhor textura cristalográfica, menor teor de Si+Al, e menores perdas magnéticas a baixas frequências.

7. RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS

Os aços elétricos de grão não-orientado têm tido destaque na indústria siderúrgica e de eletricidade, devido sua utilização em núcleos de motores elétricos. Além deste ponto, o custo mais baixo quando comparado com os aços GNO totalmente processados, aliado à qualidade que oferecem, com baixa perda magnética e alta permeabilidade, faz com que essa família de aços elétricos tenha grande alcance e domínio no mercado.

Desta forma, com os resultados encontrados neste trabalho, foi possível estabelecer discussões importantes sobre os aspectos microestruturais, composição química (teores de silício e alumínio) e condições de processamento, sobre as propriedades mecânicas e magnéticas dos aços elétricos de grão não-orientado.

As análises podem contribuir para melhorias de concepção dos aços, entendendo qual aspecto pode impactar em maior e menor escala, de acordo com as características, especificações e aplicabilidade requerida para o material.

8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar a borda de corte do material, analisando a rebarba gerada antes e após o tratamento térmico das amostras. Esta análise permite estudar a melhora do corte no processo de estampagem do aço;
- Realizar medida no equipamento fabricado pela *Brockhaus* em menores intervalos de frequência a partir de 60Hz (70Hz, 80Hz, 90Hz e 100Hz), a fim de avaliar com melhor precisão o comportamento das perdas totais em frequências mais elevadas;
- Realizar os ajustes matemáticos para separação de perdas em frequências acima de 60Hz (60Hz a 400Hz), de modo a observar o comportamento da perda por histerese, parasita e em excesso em altas frequências. Podendo assim, inferir com maior precisão qual componente possui maior impacto na perda total e avaliar qual característica no aço pode ser otimizada para melhoria da eficiência;

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALMEIDA, A. A. de. Influência do tamanho de grão, teor de silício e frequência de excitação nas perdas anômalas do aço GNO. 111 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2013.

ANFAVEA. O caminho da descarbonização do setor automotivo no Brasil. 10 ago. 2021. Disponível em: anfavea.com.br/docs/apresentacoes/APRESENTA%c3%87%c3%83O-ANFAVEA-E-BCG.pdf. Acesso em: dezembro de 2021.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR 6023: Informação e documentação – Referências – Elaboração. Rio de Janeiro, 2018. 74 p.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR 6028: Informação e documentação – Resumo, resenha e revisão – Apresentação. Rio de Janeiro, 2021. (Norma confirmada em 11/2014). 7p.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR 10520: Informação e documentação – Citações em documentos: apresentação. Rio de Janeiro, 2002. 7p.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR 5161: Produtos laminados planos de aço para fins elétricos – Verificação das propriedades. Rio de Janeiro, 1995 (Norma reafirmada em 07/2014). 35 p.

ASTM A370. Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. 2017.

BERTOTTI, G. General properties of power losses in soft ferromagnetic materials. IEEE Transactions on Magnetics, 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, 2004, Porto Alegre, p. 1 – 13. 2004.

CALLISTER, W. D. Jr. Ciência e Engenharia de Materiais: Uma introdução. 9ª Edição. Editora: LTC. 2016.

CARDOSO, R. F. de A. Influência do tamanho de grão e das adições de Al e Mn nas propriedades magnéticas dos aços elétricos de grão não orientado com 3% Si. 161 f. Dissertação (Mestrado em Ciências dos Materiais) - Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2005.

CASTRO, N. A.; LANDGRAF, F. J. G.; PLAUT, R. L.; YONAMINE, T. Gradiente de deformação e textura em chapas de aço submetidas a laminação de encruamento. In: 61º Congresso Anual da ABM, 2006, Rio de Janeiro. p. 2.664-2.674. 2006.

CASTRO, N. A.; RODRIGUES, D.; LANDGRAF, F. J. G. Dificuldades na aplicação de pós de ferro microencapsulados em substituição a aços elétricos de grão não orientado. In: 59º Congresso Anual da ABM, julho de 2004. São Paulo, São Paulo. p. 1.757-1.767. 2004a.

CASTRO, N. A.; LANDGRAF, F. J. G.; TSCHIPTSCHIN, A. P.; HENRIQUE, M. L. O gradiente de dureza nos aços elétricos semiprocessados. In: XVI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, dezembro de 2004. Porto Alegre, Rio Grande do Sul. 2004b.

CHAGAS, F. C.; LANDGRAF, F. J. G.; FUKUHARA, M.; HENRIQUE, M. L.; YONAMINE, T. Introdução ao estudo dos efeitos das inclusões nos aços elétricos. In: XVI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, dezembro de 2004. Porto Alegre, Rio Grande do Sul. 2004.

CHEN, P.Y.; HSU, L.; LIN, S.T.; CHAN, S.Y. Development of a new low-loss and high-permeability non-oriented electrical steel. China Steel Technical Report. n. 34, p. 1-6, 2021.

CHIAVERINI, V. Tecnologia Mecânica – Processos de Fabricação e Tratamento. Volume III. 2ª Edição. Editora Mc Graw-Hill. 1986.

COLETI, J. L.; LITZ, A. E.; BOCCANERA, L.; PASCUALI, E.; SOLÉ, R. A.; DOMINGUES, R.P. Estudo da deterioração de abafadores empregados no recozimento em caixa de bobinas de aço. In: 49º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, Vila Velha, Espírito Santo. 2012.

DU, Y.; O'MALLEY, R.; BUCHELY, M.F. Review of magnetic properties and texture evolution in non-oriented electrical steels. Applied Sciences, 13, 6097, p. 1-16, 2023.

EUROPEAN PATENT APPLICATION. Method of manufacturing non-oriented electrical steel sheet. EP 4 112 755 A1. Data de publicação: janeiro de 2023.

GIROTO, E. R. O efeito do potencial de oxigênio na oxidação subsuperficial e suas influências nas propriedades magnéticas de aços elétricos após o recozimento final. 90 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2010.

HONG, J.; CHOI, H.; LEE, S.; KIM, J. K.; KOO, Y. Effect of Al content on magnetic properties of Fe-Al non-oriented electrical steel. Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2017.

KESTENS, L.; JACOBS, S. Texture control during the manufacturing of nonoriented electrical steels. *Texture, Stress, and Microstructure*. v. 2008, 9p. 2008.

LANDGRAF, F.J.G. Propriedades magnéticas de aços para fins elétricos. Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo, São Paulo, SP, 2002.

LANDGRAF, F.J.G. Nonoriented Electrical Steels. In: *JOM* 64, p. 764–771. 2012.

LANDGRAF, F.J.G. Microestrutura e propriedades magnéticas. Universidade de São Paulo (USP) – Escola Politécnica PMT, São Paulo, 2014.

LANDGRAF, F. J. G.; TAKANOHASHI, R.; CAMPOS, M. F. Tamanho de grão e textura dos aços elétricos de grão não-orientado. São Paulo. 2002.

LEITE, J. P. Técnica não destrutiva para análise da interação de linhas de campo magnético e material. 149 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal da Paraíba, Paraíba. 2014.

LORENZO, J. B.; ROS-YAÑEZ, T.; WULF M. De; HOUBAERT, Y. Magnetic properties of electrical steel with Si and Al concentration gradients. *IEEE Transactions on Magnetics*, v. 40, n. 4, julho de 2004.

MAGELLA, M. A.; TORRE, R. V. B. D.; KUHN, I.; BERNARDINI, P. A. N. Teste de cisalhamento em chapas de aço elétrico. In: *II Congresso Nacional de Engenharia Mecânica*, agosto de 2002. João Pessoa, Paraíba. 2002.

MARQUES, L. Q. Otimização do Comportamento Mecânico de uma Estrutura de uma Máquina- Ferramenta, Guilhotina. 300 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade do Minho, Braga, Guimarães/Portugal, 2015.

MARRA, K. M.; ALVARENGA, E. De A.; BUONO, V. T. L. Decarburization Kinetics during Annealing of a Semi-processed Electrical Steel. *ISIJ International*. v. 44. n 3, p. 618-622. 2004

MARRA, K. M.; MARRA, L. C; BUONO, V. T. L. Effect of aluminium addition on the magnetic properties of a semi-processed electrical steel. *Materials Research*. v. 19, n. 5, p. 1162-1166. 2016.

Metal Forming Magazine, janeiro de 2023. Disponível em: <https://www.metalformingmagazine.com/article/?materials/mild-steel/cleveland-cliffs-introduces-motor-max-non-oriented-electrical-steels>. Acesso em: fevereiro de 2023.

MEHDI, M.; HE, Y.; HILINSKIC, E. J.; EDRISYB, A. Effect of skin pass rolling reduction rate on the texture evolution of a nonoriented electrical steel after inclined cold rolling. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, p. 148-160. 2017.

MEHDI, M.; HE, Y.; HILINSKI, E. J.; EDRISY, A. Texture evolution of a 2.8 wt% Si non-oriented electrical steel during hot band annealing. 18th International Conference on Textures of Materials (ICOTOM-18). IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering, 375. 2018

MEHDI, M. Texture evolution of non-oriented electrical steels during thermomechanical processing. 262 f. University of Windsor, Ontario, Canada. 2019

MEURER, E. J. Estudo das perdas magnéticas interlaminares em máquinas elétricas. 122 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Elétrica) - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2005.

MOSES, A.; ANDERSON, P; JENKINS, K; STANBURY, H. *Electrical Steels*. Vol. 1: Fundamentals and basic concepts. IET The Institution of Engineering and Technology. 2019a.

MOSES, A.; ANDERSON, P; JENKINS, K; STANBURY, H. *Electrical Steels*. Vol. 2: Performance and Applications. IET The Institution of Engineering and Technology. 2019b.

NEGRI, G. M. R. Estudo de caso de envelhecimento magnético em aços elétricos de grão não orientado de baixa eficiência. 117 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Elétrica) - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2011.

NISHIKAWA, T. S. P. Efeito do tratamento de recuperação nas propriedades mecânicas e magnéticas de aços elétricos. 131 f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo, 2018.

NOVAK, G; KOKOSAR, J.; NAGODE, A.; PETROVIC, D. S. Correlation between the excess losses and the relative permeability in fully finished non-oriented electrical steels. *Materiali in tehnologije / Materials and technology*, v. 48, n. 6, p. 997–1001, 2014.

NUNES, C. dos S.; NETO, A. S.; MIRANDA, V. A. Q.; MATOS, L. C. S. de; FAVARATO, L. N. O.; ROCCO, D. L. 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*. v. 537. 2021.

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

PALTANEA, G.; PALTANEA, V. M.; HELEREA E.; NEMOIANU, I-V.; CALIN, M. D. Cutting technologies influence on magnetic properties of electrical steels used in high-efficiency motors manufacturing. 2019 International Aegean Conference on Electrical Machines and Power Electronics (ACEMP) & 2019 International Conference on Optimization of Electrical and Electronic Equipment (OPTIM), Istanbul, Turkey. p. 166-171. 2019.

PETROVIČ, D. S.; ARH, B.; TEHOVNIK, F; PIRNAT, M. Magnesium non-metallic inclusions in non-oriented electrical steel sheets. ISIJ International, v. 51, n. 12, p. 2069–2075. 2011.

RAY, S. K.; MOHANTY, O. N. Magnetic ageing characteristics of low silicon electrical steels. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, v. 28, p. 44-50, January 1982.

REBOUÇAS FILHO, P. P.; SANTOS, J. C. dos; FREITAS, F. N. C.; RODRIGUES, D. de A.; IVO, R.; HERCULANO, L. F. G.; ABREU, H. F. G. de. New approach to evaluate a non-grain oriented electrical steel electromagnetic performance using photomicrographic analysis via digital image processing. Journal of Materials Research and Technology. v. 8 (1), p. 112-126, novembro de 2017.

REN, Q.; ZHANG L.; YANG, W. Effect of oxide inclusions on the magnetic properties of non-oriented electrical steel. Steel Research Internacional. p. 1-10. 2018.

RODRIGUES JUNIOR, D. L. Efeito da deformação plástica sobre as propriedades magnéticas em aços para fins elétricos. 122 f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo, 2015.

SANTOS, J. P. Influência do ângulo de corte e da anisotropia nas propriedades magnéticas dos aços elétricos – o efeito textura. 156 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Elétrica) - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2005.

SOTELO, D. R.; LICEA, M. A. R.; VARGAS, I. A.; OLIVAREZ, J. P.; GUTIÉRREZ, A. I. B.; PINAL, F. J. P. Power losses models for magnetic cores: a review. In: Micromachines (Journal). v. 13, p. 418 (1-27). 2022.

SOUZA, A. de; CÂMARA, M. A. Tensões residuais induzidas pela operação de fresamento do aço ABNT 4340 sob variação da velocidade de corte, ângulo de posição e tratamento térmico. Revista Matéria, artigos e-12632. 2020

SOUZA, R. M. P. de. Efeito do perfil térmico de recozimento das bobinas laminadas a quente nas propriedades do aço elétrico de grão orientado. 85 f. Dissertação (Mestrado em Metalurgia Física) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2013.

SOUZA, Sérgio Augusto de. Ensaios Mecânicos de Materiais Metálicos – Fundamentos teóricos e práticos. 5ª Edição (1982). 18ª Reimpressão (2022). Editora: Blucher. 2022.

WEISS, H. A.; LEUNING, N.; STEENTJES, S.; HAMEYER, K.; ANDORFER, T.; JENNER, S.; VOLK, W. Influence of shear cutting parameters on the electromagnetic properties of non-oriented electrical steel sheets. Journal of Magnetism and Magnetic Materials. Journal. v. 421, p. 250-259, 06 de agosto de 2016, p. 250–259. 2016.

World Auto Steel. AHSS Application Guidelines. Forming: Mechanical Properties. Disponível em: <https://ahssinsights.org/forming/mechanical-properties/mechanical-properties/>. Acesso em: fevereiro de 2023.