

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
CAMPUS BLUMENAU - CENTRO TECNOLÓGICO, DE CIÊNCIAS EXATAS E
EDUCAÇÃO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIAS
COORDENADORIA ESPECIAL DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

Thiago Takeo Nascimento Arakaki

**INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS METALÚRGICOS NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS E MAGNÉTICAS DE AÇOS ELÉTRICOS
SEMIPROCESSADOS DE GRÃO NÃO ORIENTADO**

Blumenau
Novembro, 2020

Thiago Takeo Nascimento Arakaki

**INFLUÊNCIAS DOS PARÂMETROS METALÚRGICOS NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS E MAGNÉTICAS DE AÇOS ELÉTRICOS
SEMIPROCESSADOS DE GRÃO NÃO ORIENTADO**

Trabalho apresentado ao curso de graduação em Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina Campus Blumenau como parte dos requisitos para a obtenção do título de Engenheiro de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Wanderson Santana da Silva

Blumenau

2020

“Não se mede o valor de um homem
pelas suas roupas ou pelos bens que possui,
o verdadeiro valor do homem
é o seu caráter, suas idéias e
a nobreza dos seus ideais”

Charles Chaplin

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor,
através do Programa de Geração Automática da Biblioteca Universitária da UFSC.

Arakaki, Thiago Takeo Nascimento
INFLUÊNCIAS DOS PARÂMETROS METALÚRGICOS NAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS E MAGNÉTICAS DE AÇOS ELÉTRICOS SEMIPROCESSADOS DE
GRÃO NÃO ORIENTADO / Thiago Takeo Nascimento Arakaki ;
orientador, Prof.Dr. Wanderson Santana da Silva, 2020.
92 p.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) -
Universidade Federal de Santa Catarina, Campus Blumenau,
Graduação em Engenharia de Materiais, Blumenau, 2020.

Inclui referências.

1. Engenharia de Materiais. 2. Aços elétricos de grão
não orientado. 3. Propriedades Magnéticas. 4.
Propriedades mecânicas. I. Silva, Prof.Dr. Wanderson
Santana da . II. Universidade Federal de Santa Catarina.
Graduação em Engenharia de Materiais. III. Título.

Influência dos parâmetros metalúrgicos nas propriedades mecânicas e magnéticas de aços elétricos semiprocessados de grão não orientado

Este trabalho de graduação foi julgado adequado para a obtenção do título de Engenheiro de Materiais e aprovado em sua forma final pela Comissão Examinadora e pelo Curso de Graduação em Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina.

Blumenau, 16 de dezembro de 2020.

Thiago Takeo Nascimento Arakaki
Acadêmico

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Wanderson Santana da Silva.
Orientador
Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Dr. Márcio Roberto da Rocha
Avaliador
Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Dr. Leonardo Ulian Lopes
Avaliador
Universidade Federal de Santa Catarina

AGRADECIMENTOS

Aos meus queridos pais por todo esforço, dedicação, honestidade, amor e apoio que me deram durante todos estes anos.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Wanderson Santana da Silva, pelo apoio e confiança, e principalmente pelo exemplo de dedicação na graduação.

À Universidade Federal de Santa Catarina Campus Blumenau pelo aprendizado imensurável repassado para mim durante a graduação por meio de professores que me ensinaram além da sala de aula.

À empresa Embraco, por ter financiando grande parte deste trabalho e por conceder parte do meu tempo de trabalho para me dedicar aos estudos.

À minha namorada, pelas sugestões e auxílios durante o trabalho e por estar sempre presente e apoiando nos momentos mais difíceis.

Às demais pessoas que contribuíram direta ou indiretamente para a conclusão deste trabalho, meus sinceros agradecimentos.

RESUMO

Este trabalho buscou-se analisar influência dos parâmetros metalúrgicos, antes e depois do tratamento térmico nas respostas mecânicas e magnéticas de dois diferentes aços elétricos de grãos não orientados semiprocessados utilizados na fabricação de motores elétricos de forma a viabilizar a substituição de um aço A utilizado industrialmente por um aço B em processo de certificação. Quanto ao caráter mecânico, buscou-se através de análises microestruturais, ensaios de tração e microdureza compreender a razão da alta frequência dos defeitos de erro de planicidade no aço A, diferentemente do que foi encontrado para o aço B. Durante as investigações de processo e as posteriores análises não foi possível afirmar o real motivo do defeito ser gerado com alta frequência no aço A. Quanto ao caráter magnético, buscou-se compreender a influência do tamanho de grão, composição química e níveis de inclusões nas propriedades magnéticas dos aços antes e depois do tratamento térmico. Cada aço de estudo foi tratado sobre a mesma sequência de temperatura, em recozimento contínuo. A caracterização das propriedades magnéticas foi realizada por meio do quadro de Epstein antes e depois do tratamento térmico. As amostras padronizadas para o ensaio de Epstein foram atribuídas em regime de frequência de 50 Hz e 60 Hz com induções de 1,0 T e 1,5 T. Desta forma foi possível observar a formação das curvas de perda magnética total (Pt) no núcleo, das curvas de histerese, de permeabilidade magnética e de envelhecimento magnético acelerado para ambos os aços. Foi observado que o aumento do tamanho de grão ou a diminuição do tamanho de grão ASTM reduziu as perdas magnéticas totais e aumentou a permeabilidade magnética para ambos os aços devido principalmente pela redução da parcela por histerese. Pôde-se observar também a influência da composição química nas perdas magnéticas. Notou-se que para teores mais elevados de silício em composição, menores foram as perdas magnéticas devido ao aumento da resistividade elétrica e consequentemente pela redução da parcela por correntes parasíticas. Já para maiores níveis de inclusões, maiores foram as perdas magnéticas devido a maior presença de obstáculos para movimentação das paredes de domínio. Por fim, em relação ao teor de carbono após tratamento térmico, observou que, teores em composição iguais ou acima de 0,003% influenciaram à maiores índices de envelhecimento magnético acelerado, como foi observado para o aço B, embora pontualmente o mesmo tenha apresentado menores perdas magnéticas após envelhecimento nas frequências de 50 Hz e 60 Hz e induções de 1,0 T e 1,5 T.

Palavras-Chave: Aços elétricos de grão não orientado. Propriedades Magnéticas; Propriedades mecânicas.

ABSTRACT

This work sought to analyze the influence of the metallurgical parameters, before and after the thermal treatment on the mechanical and magnetic responses of two different semi-processed grain electric steels used in the manufacture of electric motors in order to make possible the replacement of an A steel used industrially by a steel B in the certification process. As for the mechanical character, it was sought through microstructural analysis, tensile and microhardness tests to understand the reason for the high frequency of flatness error defects in steel A, differently from what was found for steel B. During the process investigations and subsequent analyzes it was not possible to state the real reason for the defect to be generated with high frequency in steel A. As for the magnetic character, we sought to understand the influence of grain size, chemical composition and levels of inclusions on the magnetic properties of steels before and after heat treatment. Each study steel was treated under the same temperature sequence, in continuous annealing. The characterization of the magnetic properties was performed using the Epstein chart before and after the heat treatment. The standardized samples for the Epstein test were assigned in a frequency regime of 50 Hz and 60 Hz with inductions of 1.0 T and 1.5 T. Thus, it was possible to observe the formation of the total magnetic loss (Pt) curves in the core, hysteresis curves, magnetic permeability and accelerated magnetic aging for both steels. It was observed that the increase in the grain size or the decrease in the ASTM grain size reduced the total magnetic losses and increased the magnetic permeability for both steels due mainly to the reduction of the plot by hysteresis. It was also possible to observe the influence of chemical composition on magnetic losses. It was noted that for higher levels of silicon in composition, lower were the magnetic losses due to the increase in electrical resistivity and consequently by the reduction of the portion by parasitic currents. For higher levels of inclusions, the greater the magnetic losses due to the greater presence of obstacles for movement of the domain walls. Finally, in relation to the carbon content after heat treatment, it was observed that, composition contents equal to or above 0.003% influenced the higher rates of accelerated magnetic aging, as was observed for steel B, although occasionally it presented lower losses magnetic after aging in the frequencies of 50 Hz and 60 Hz and inductions of 1.0 T and 1.5 T.

Keyword: Non-oriented electrical grain steels. Magnetic properties. Mechanical properties.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Microestrutura do aço elétrico GO após encruamento e recozimento de recristalização	17
Figura 2 - Curvas de magnetização em 3 direções cristalográficas distintas de um monocristal de ferro	18
Figura 3 - Microestrutura do aço elétrico GNO após recozimento de recristalização.	19
Figura 4 - Tipos de laminação e fases microestruturas presentes durante a deformação.	20
Figura 5 - Influência da espessura da chapa nas perdas magnéticas com indução de 1,7 T e frequência de 50 Hz.	21
Figura 6 - Efeito do grau de redução a frio na permeabilidade e perdas após recozimento final (○ permeabilidade; □ perdas).	22
Figura 7 - Efeito da intensidade de deformação na dureza de aço 2,3% Si a várias distâncias da superfície (30, 80, 160 e 240 μm, uma lâmina de espessura 470μm).	22
Figura 8 - Microestrutura dos aços após deformação de 1%, 3,5%, 9% e 12%.	24
Figura 9 - Evolução da indução B50 em função dos graus de redução de 0%, 4%, 7%, 12% e 19%. Seções longitudinal e transversal.	24
Figura 10 - Microestrutura do aço com 1% de encruamento após recozimento final.	25
Figura 11 - Microestrutura do aço com 5% de encruamento após recozimento final.	26
Figura 12 - a) Deformação de uma chapa na laminação, b) Distribuição resultante das tensões residuais.	27
Figura 13 - Principais regiões da superfície de corte da lâmina do estator.	28
Figura 14 - Estampagem realizada na lâmina (a) vista plano x-y, região de corte e fratura. b) Perfil de estampagem do plano x-z e grãos do material magnético.	29
Figura 15 - Perdas magnéticas em lâminas do quadro de Epstein com cortes de 1/2, 1/3 e 1/4 da largura original.	30
Figura 16 - Defeitos de planicidade - (a) encurvamento longitudinal (b), encurvamento transversal (c), ondulações de borda (d) ondulações centrais.	31
Figura 17 - Dobramento da tira superando o limite de escoamento nas superfícies.	33
Figura 18 - Estabilidade do Fe, FeO, Fe ₃ O ₄ em função da temperatura e (pH ₂ O/pH ₂).	35
Figura 19 - Campos de formação de óxidos de FeO, Fe ₃ O ₄ e Fe ₂ O ₃ em função do equilíbrio de vapor e temperatura.	38
Figura 20 - Campos de formação de óxidos de FeO, Fe ₃ O ₄ e Fe ₂ O ₃ em função do equilíbrio de vapor e temperatura.	38
Figura 21 - Curvas típicas de magnetização um material: (a) diamagnético; (b) paramagnético e (c) ferromagnético.	39
Figura 22 - Paredes de domínio de 180° ; x corresponde a largura da parede.	40
Figura 23 - (a) Parede de domínio de 180° ; (b) Parede de domínio de 90°; (c) Os dois tipos de parede de domínio em um mesmo material.	40
Figura 24 - Ciclo de histerese para um material ferromagnético.	41
Figura 25 - Curva de magnetização inicial de aços elétricos, mostrando três índices de méritos utilizados	44
Figura 26 - Perdas totais por ciclo e separação das perdas totais em componentes como função da frequência de magnetização.	45
Figura 27 - Processo de magnetização sob enfoque do balanço energético.	46
Figura 28 - Correntes de Foucault em: a) um núcleo maciço, e b) um núcleo laminado	48
Figura 29 - Perda anômala em função do tamanho de grão.	49
Figura 30 - Em a) Comportamento da resistividade elétrica com teor de Si e, em b) Influência da resistividade elétrica a indução de magnetização.	50
Figura 31 - Efeito do teor de enxofre, oxigênio e nitrogênio nas perdas magnéticas a 1,5 T, 50 Hz em um aço 3%Si.	52

Figura 32 - Influência do tamanho de grão na perda magnética em aços silícios com vários teores de silício.....	53
Figura 33 - Esboço de um gráfico mostrando o comportamento das perdas total, anômala e histerética com o aumento do tamanho de grão.	54
Figura 34 - Quadro de Epstein: a) Vista superior, b) Vista em corte.	54
Figura 35 - Dimensões dos corpos de prova utilizados para ensaio de tração de ambos os aços, de acordo com a norma ASTM A370.	60
Figura 36 - Posicionamento das lâminas no interior do quadro de Epstein no padrão de 50% transversal e 50% longitudinal.	62
Figura 37 - Curva de Tratamento Térmico.....	63
Figura 38 - Microestrutura do aço A no estado de entrega, Mo, 100x.....	66
Figura 39 - Microestrutura do aço B no estado de entrega, Mo, 100x.....	67
Figura 40 - Microestrutura do aço A após estampagem sem TT, Mo, 100x.....	67
Figura 41 - Microestrutura do aço B após estampagem sem TT, Mo, 100x.....	68
Figura 42 - Microestrutura do aço A após estampagem com TT, Mo, 100x.....	68
Figura 43 - Microestrutura do aço B após estampagem com TT, Mo, 100x.....	69
Figura 44 - Microestruturas antes do tratamento térmico, sem ataque químico, Mo, 200x. Esquerda - Aço A; Direita - Aço B.	69
Figura 45 - Microestruturas após tratamento térmico, sem ataque químico, Mo, 200x. Esquerda - Aço A; Direita - Aço B.	70
Figura 46 - Perfil de microdureza no estado de entrega para o aço A e B.	72
Figura 47 - Perfil de microdureza após estampagem sem tratamento para o aço A e B.	72
Figura 48 - Perfil de microdureza após estampagem com tratamento para o aço A e B.....	72
Figura 49 - Gráfico de perda total magnética [W/kg] para frequência de 50 Hz e 60 Hz e induções de 1,0 T e 1,5 T antes do tratamento térmico (TT) para o aço A e B.....	75
Figura 50 - Gráfico de perda magnética [W/kg] para frequência de 50 Hz e 60 Hz e induções de 1,0 T e 1,5 T após tratamento térmico (TT) para o aço A e B.	75
Figura 51 - Laço de Histerese para frequência de 50 Hz e 60 Hz e induções de 1,0 T antes do tratamento térmico (TT) para o aço A e B.	76
Figura 52 - Laço de Histerese para frequência de 50 Hz e 60 Hz e induções de 1,0 T após tratamento térmico (TT) para o aço A e B.	77
Figura 53 - Laço de Histerese para frequência de 50 Hz e 60 Hz e induções de 1,5 T antes do tratamento térmico (TT) para o aço A e B.	77
Figura 54 - Laço de Histerese para frequência de 50 Hz e 60 Hz e induções de 1,5 T após tratamento térmico (TT) para o aço A e B.	78
Figura 55 - Gráfico de permeabilidade magnética [H/m] para frequência de 50 Hz e 60 Hz induções de 1,0 T e 1,5 T antes do tratamento térmico (TT).	78
Figura 56 - Gráfico de permeabilidade magnética [H/m] para frequência de 50 Hz e 60 Hz induções de 1,0 T e 1,5 T após tratamento térmico (TT).	79
Figura 57 - Gráfico de envelhecimento magnético para frequência de 50 Hz e 60 Hz induções de 1,0 T após tratamento térmico (TT) para o aço A e B.....	79
Figura 58 - Gráfico de envelhecimento magnético para frequência de 50 Hz e 60 Hz induções de 1,5 T após tratamento térmico (TT) para o aço A e B.....	80
Figura 59 - Mapa de Processo - Planicidade	90
Figura 60 - Diagrama de Pareto para os defeitos presentes em Lâminas do Estator.	90
Figura 61 - Planicidade acima do especificado.....	90
Figura 62 - Diagrama de Ishikawa - Planicidade acima do especificado.	91
Figura 63 - Diagrama de Pareto Planicidade x Aço.....	90

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composições Química de ambos Aços GNO semiprocessados, conforme dados de catalogo.	57
Tabela 2 - Propriedades mecânicas de ambos Aços GNO semiprocessados, conforme dados catálogo.	57
Tabela 3 - Laminas (CP) e sentidos de corte de laminação para cada aço.	61
Tabela 4 - Parâmetros de Temperatura e Tempo no ciclo de Tratamento.	63
Tabela 5 - Resultados encontrados para composição química e ensaios mecânicos.	65
Tabela 6 - Resultados dos ensaios mecânicos de tração e microdureza para o aço A e B.	73
Tabela 7 - Resultados magnéticos obtidos para ambos os aços.	77

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	14
1.1 OBJETIVOS	15
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
2.1 Aços Elétricos	16
2.1.1 Aços elétricos de grão orientado (GO).....	17
2.1.2 Aços elétricos de grão não orientado (GNO)	17
2.2 Processo de fabricação dos aços elétricos de grão não orientado (GNO)	19
2.2.1 Laminação de Encruamento	22
2.3 Tensões Residuais	26
2.4 Processo de Estampagem	28
2.5 Planicidade em laminados planos de aço	30
2.5.1 Correção dos defeitos de Planicidade.....	33
2.6 Tratamento térmico de recozimento.....	33
2.6.1 Descarbonetação.....	34
2.6.2 Recuperação, Recristalização e Crescimento de grão	36
2.6.3 Azulamento e formação da camada externa de óxido	37
2.7 Conceitos Magnéticos	39
2.7.1 Materiais Magnéticos	39
2.7.1.1 Materiais Ferromagnéticos e Domínios Magnéticos.....	40
2.7.2 Processo de Magnetização e Ciclo de Histerese	41
2.7.3 Permeabilidade Magnética	42
2.7.4 Perdas Magnéticas.....	44
2.7.4.1 Perdas por Histerese	45
2.7.4.1 Perdas por Corrente de Foucault	47
2.7.4.2 Perdas Anômalas	49
2.8 Fatores que afetam as propriedades magnéticas dos aços elétricos de grão não orientado... 49	
2.8.1 Efeito da composição química e da microestrutura nas perdas magnéticas	50
2.8.2 Efeito do Tamanho de grão nas perdas magnéticas	52
2.9 Quadro de Epstein.....	54
2.10 Envelhecimento Magnético Acelerado	55
3. METODOLOGIA	56
3.1 Materiais.....	57
3.2 Procedimento Experimental	58
3.2.1 Análise Microestrutural.....	58

3.2.2 Tamanho de grão.....	58
3.2.3 Análise de Inclusões.....	59
3.2.4 Ensaio de Tração	59
3.2.5 Ensaio de Microdureza.....	60
3.2.6 Análises Magnéticas.....	60
3.2.7 Ensaio de Perda Magnética e Permeabilidade	61
3.2.8 Análise de Composição Química	63
3.2.9 Tratamento Térmico.....	63
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	64
4.1 Análise Microestrutural.....	65
4.2 Avaliação dos Níveis de Inclusões.....	69
4.3 Ensaio Mecânicos	70
4.3.1 Ensaio de Tração e Microdureza	70
4.4 Resultados Magnéticos.....	74
4.4.1 Discussões e Análises Magnéticas	80
5. CONCLUSÕES	83
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	85
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	86
8. APÊNDICE.....	90

1. INTRODUÇÃO

De acordo com Assis et al., (2011), aços elétricos movimentam dois segmentos econômicos no Brasil, a siderurgia e a indústria de equipamentos elétricos. Muitos estudos são gerados a respeito do tema que relaciona propriedades magnéticas dos aços e desempenho dos motores elétricos, principalmente com a crescente necessidade de redução do consumo mundial de energia elétrica.

Os aços elétricos podem ser divididos em duas classes: aços elétricos de grão orientado (GO) e aços elétricos de grão não orientado (GNO). Os primeiros, por apresentarem componente de textura definido, são frequentemente utilizados em transformadores, em que a fluxo magnético transita em um único sistema de plano e direção. Já os últimos devem apresentar textura de fibra por serem destinados a uso em motores elétricos, em que a corrente alternada circula no plano da chapa, mas com direções diversas (BOTELHO, 2012). No caso de motores elétricos a cada inversão de orientação do fluxo magnético, durante o funcionamento, há uma geração de calor associada à perda magnética do aço presente em seu núcleo, devido a fatores microestruturais e geométricos (JÚNIOR, 2014).

Dentro deste contexto se encontram empresas fabricantes de compressores herméticos para refrigeração doméstica e comercial, com uma participação de mercado mundial de 22%. Os compressores herméticos têm papel importante no consumo de energia de equipamentos de refrigeração, e o desempenho do compressor é diretamente dependente do rendimento do motor elétrico. Por este motivo, a busca por materiais magnéticos com perdas cada vez menores é estimulada (JÚNIOR, 2014).

De acordo com Bressan et., al (1999), nos processos de fabricação de lâminas para motores elétricos alguns efeitos indesejáveis são observados, sendo eles: erro de circularidade ou também chamado de erro do diâmetro do furo interno das lâminas do estator, concentricidade, erro de planicidade ou também chamado de empenamento das lâminas do estator, entre outros. Estas deformações afetam negativamente os processos de montagem, bem como o desempenho elétrico dos motores. De acordo com a literatura, o erro de forma que ocorre nas lâminas, seja de planicidade, circularidade e concentricidade, é resultado da combinação dos efeitos da geometria da peça, da textura do material utilizado e do estado de tensões residuais existentes.

Na etapa inicial do trabalho, através da metodologia DMAIC e com auxílio de ferramentas de qualidade (APÊNDICE) foi possível identificar diferentes desempenhos mecânicos para diferentes aços elétricos semiprocessados de grão não orientado após o processo de estampagem. Dentre estes, foi possível verificar uma elevada frequência do desvio de erro de planicidade para um aço A (Figura 64).

Diante de um cenário empresarial cada vez maior de redução de custo e a busca pelos fabricantes de motores elétricos por maiores eficiências energéticas, o presente trabalho buscou propor soluções e/ou substituição por materiais com maiores desempenhos mecânicos e principalmente magnéticos numa indústria de fabricação de compressores herméticos. Em outras palavras, buscou-se verificar a viabilidade de substituição do aço A com menor desempenho mecânico sob ponto de vista de erro de planicidade por um aço B em processo de certificação. Desta forma ao final do estudo, pretende-se verificar possíveis melhorias nas propriedades mecânicas e magnéticas devido a esta substituição.

1.1 OBJETIVOS

O objetivo geral deste trabalho consiste em analisar a influência dos parâmetros metalúrgicos nas respostas magnéticas e mecânicas de dois diferentes aços elétricos de grãos não orientados semiprocessados utilizados na fabricação de motores elétricos de forma a viabilizar a substituição de um aço A utilizado industrialmente por um aço B em processo de certificação.

Para tal, foram definidos os seguintes objetivos específicos:

- Analisar o comportamento da microestrutura em diferentes etapas do processamento metalúrgico de fabricação das lâminas do estator do aço A e B;
- Avaliar o perfil de microdureza nas diferentes etapas de processamento termomecânico do aço A e B;
- Comparar o comportamento mecânico sob tração aço A e B no estado de entrega;
- Comparar desempenho sob estampagem do ponto de vista de planicidade do aço A e B;

- Averiguar a influência do tamanho de grão ASTM do Aço A e B antes e depois do tratamento térmico de recozimento;
- Averiguar a influência da composição química e precipitações nas perdas magnéticas do aço A e B.
- Avaliar os níveis de inclusão nos aços estudados.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Esta seção contempla os principais aspectos teóricos metalúrgicos e magnéticos importantes referente aos aços elétricos de grãos não orientados semiprocessados utilizados neste trabalho.

2.1 Aços Elétricos

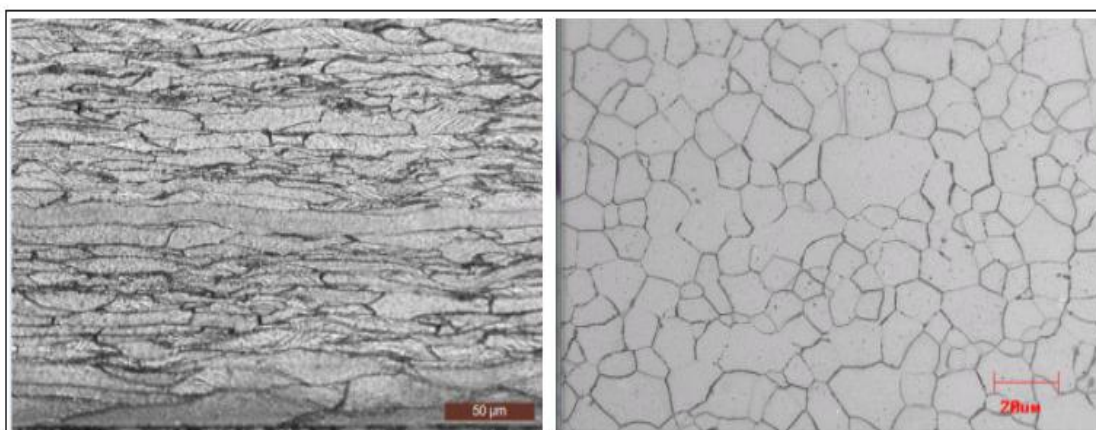
Segundo SILVA (2013), em média 97% dos materiais magnéticos produzidos são aços elétricos, com uma produção anual de cerca de 12 milhões de toneladas, desses aproximadamente 80% são aços elétricos de grãos não orientados.

Aços elétricos são materiais que possuem a capacidade de amplificar milhares de vezes um campo magnético externamente aplicado. As propriedades magnéticas atribuídas ao material são consequência dos momentos magnéticos gerados pelos elétrons contidos nele. Por este motivo, a característica principal do aço elétrico é sua grande capacidade de transporte eletromagnético com baixas perdas durante este processo. Essa propriedade é o que viabiliza a existência da maioria das máquinas elétricas, tais como motores, geradores e transformadores. Os aços elétricos se diferenciam dos outros tipos de aços por possuírem Si em até 3,5% em sua composição, isto é, uma liga de ferro e carbono contendo o silício como principal elemento de liga. Estes aços são classificados em aços de grão orientado (GO) e aços de grão não orientado (GNO), sendo a estrutura cristalográfica a principal diferença entre os mesmos (ARAÚJO 2008) (MULLER, 2011) (NEGRI,2011).

2.1.1 Aços elétricos de grão orientado (GO)

O aço GO apresenta uma textura pronunciada, chamada de textura de Goss, cujos cristais apresentam a direção de mais fácil magnetização como a direção [001], na qual corresponde à aresta do cubo paralela à direção de laminação, e o plano diagonal do cubo (110) paralelo ao plano da chapa. Devido à esta característica, aços de grãos orientados apresentam excelentes propriedades magnéticas na direção da laminação da chapa, tornando-o assim adequado para o uso em núcleos estáticos, onde o fluxo magnético coincide com a direção de laminação, como no caso dos transformadores (BOHN, 2005) (SANTOS, 2005). A Figura 1 demonstra a microestrutura usual de um aço elétrico de grão orientado (GO) preferencialmente na direção de mais fácil magnetização após o encruamento e recozimento de recristalização respectivamente.

Figura 1 -Microestrutura do aço elétrico GO após encruamento e recozimento de recristalização



Fonte: (ARAÚJO et., al, 2018).

2.1.2 Aços elétricos de grão não orientado (GNO)

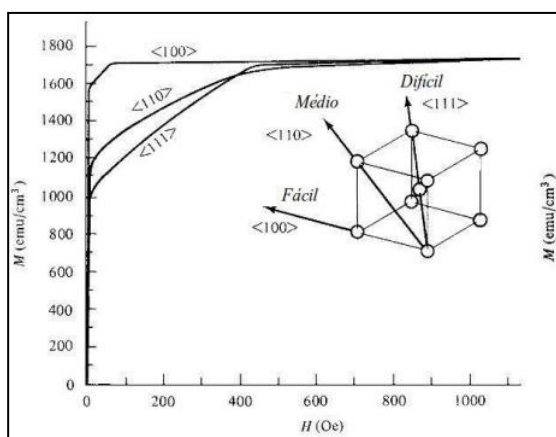
Já o aço de grão não orientado não possui textura pronunciada e apresenta isotropia das propriedades magnéticas em todas as direções do plano da chapa, o que o faz adequado para aplicações onde o fluxo magnético muda de direção, tais como motores e geradores elétricos

De acordo com SILVA (2013), os aços GNO são ligas de Fe - Si com teor de silício que pode variar de milésimos a 3,5%, teor de carbono inferior a 0,003% e alumínio em torno de 0,04 a 0,5%. Apresentam também outros elementos de liga como

Al, Mn, P, nos quais são adicionados em busca de otimização das propriedades magnéticas. São produzidos de forma a induzir uma "textura típica ideal", denominada fibra η , ou seja, todos os grãos com planos $\{100\}$ paralelos à superfície da chapa e direções presentes em todas as direções no plano da chapa.

Em cada domínio, os momentos magnéticos atômicos alinham-se paralelamente numa das direções de fácil magnetização, também conhecidas como direções espontâneas e no caso do ferro α , estas direções são: $\langle 110 \rangle$, $\langle 010 \rangle$ e $\langle 001 \rangle$, nos dois sentidos opostos de cada direção. Logo, a textura ideal é obtida minimizando-se os planos $\{111\}$ e maximizando-se os planos $\{100\}$, paralelamente ao plano da chapa (TAKASHIMA et al., 1997). A Figura 2 abaixo demonstra as curvas de magnetização em três direções cristalográficas distintas de um monocristal de ferro.

Figura 2 - Curvas de magnetização em 3 direções cristalográficas distintas de um monocristal de ferro.

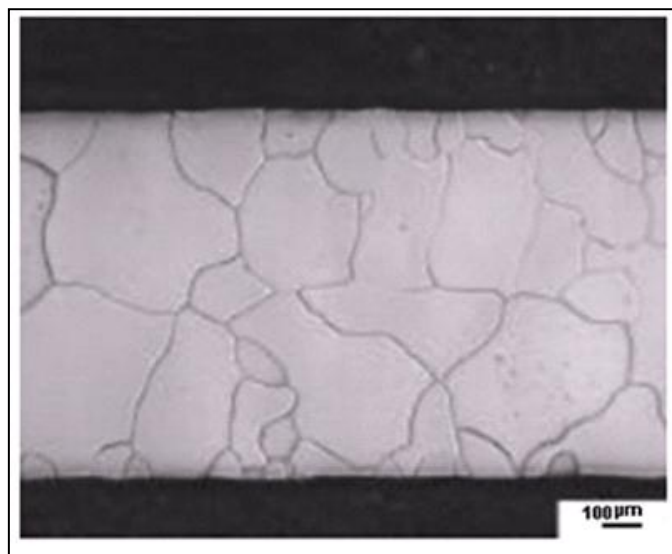


Fonte: (Adaptado de LANDGRAF e RODRIGUES, 1995).

Segundo LANDGRAF (2002), os aços GNO são classificados em três grupos com relação ao seu processamento, sendo eles os aços totalmente processados, os semiprocessados e os não processados. Os aços GNO totalmente processados, apresentam as propriedades magnéticas desenvolvidas e/ou alteradas completamente pelo fabricante. Estes aços podem ser utilizados sem qualquer tratamento posterior. Possuem excelentes propriedades magnéticas, como alta permeabilidade magnética e baixo valor médio de perdas magnéticas. Diferentemente dos aços semiprocessados, nos quais as propriedades magnéticas devem ser desenvolvidas pelo usuário através de um tratamento térmico posterior de recozimento. Sendo que a textura ideal citada acima pode ser obtida através do tratamento termomecânico, isto é, através da combinação de

deformação plástica a frio com tratamentos térmicos. Já os aços não processados são aços tipo ABNT 1006/1008 de qualidade comercial. Nestes, após recozimento e o consequente crescimento de grão é possível obter redução de cerca de 50% nas perdas magnéticas. Porém com propriedades magnéticas inferiores aos aços totalmente processados e semiprocessados em função da composição química presente. A Figura 3 demonstra a microestrutura usual de um aço elétrico de grão não orientado (GNO) após seu recozimento e recristalização.

Figura 3 - Microestrutura do aço elétrico GNO após recozimento de recristalização.



Fonte: (CUNHA, 2002).

2.2 Processo de fabricação dos aços elétricos de grão não orientado (GNO)

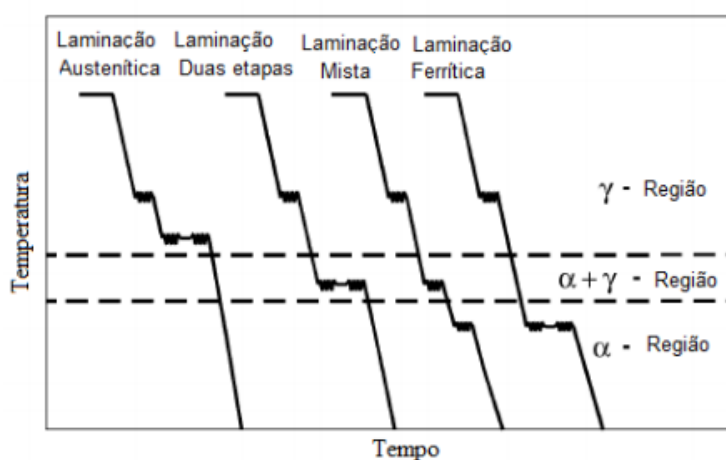
Os processos de fabricação usual dos aços elétricos subsequente à etapa de fusão é constituído pelas etapas de lintotamento contínuo, laminação a quente, laminação a frio e recozimento final. Estes processamentos termomecânicos geralmente têm funções como aliviar tensões que poderiam se acumular no material, possibilitar recristalização, favorecer o crescimento de grãos, e fornecer energia para facilitar a deformação (CARDOSO, 2005) (RAMON 2012).

As placas formadas pelo lingotamento contínuo, previamente desoxidadas (acalmadas) frequentemente apresentam espessura entre 200 e 250mm. Estas são levadas para a etapa de laminação a quente, onde o aço primeiramente é aquecido até cerca de 1200°C e laminado numa série contínua de laminadores entre 800 e 1150°C

com objetivo principal de se reduzir a espessura até cerca de 2mm com maior facilidade (RAMON, 2013). Em estudos realizados por SILVA (2013), durante o processo laminação a quente iniciam mudanças microestruturais importantes que influenciam diretamente a microestrutura final do material, tais como tamanho de grão, partição do carbono e nitrogênio em solução sólida e precipitados, o que influencia significativamente na microestrutura e textura cristalográfica final do aço. Desta forma, segundo o autor, baseando-se nas temperaturas de mudança de fase, pode-se prever o tipo de microestrutura formada nos diferentes tipos de laminação. Para situação na qual a laminação a quente ocorrer em temperaturas mais elevadas proporcionará deformação na região austenítica. A laminação realizada por duas etapas em temperaturas intermediárias, promove a coexistência das fases γ e α , já a laminação realizada em etapas ao longo das três regiões favorece a formação de uma microestrutura mista e ainda a laminação em temperaturas inferiores desenvolve a deformação na região ferrítica, conforme pode-se observar na Figura 4 abaixo.

De acordo com RAMON (2013), após a etapa de laminação a quente, a chapa é bobinada a quente, resultado no produto conhecido como bobina a quente (BQ) e em seguida o tratamento de recozimento e posterior decapagem (eliminação de óxidos superficiais). Segundo CUNHA E PAOLINELLI (2003), para obtenção de grãos com diâmetro ideal no recozimento final é necessário que a BQ apresente grãos grandes. De acordo com estes autores, realizando-se uma deformação a 1000°C torna-se possível obter aços com alta fração de grãos grosseiros.

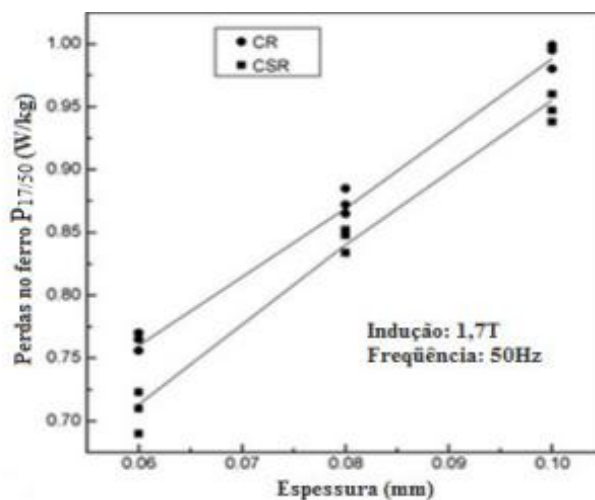
Figura 4 - Tipos de laminação e fases microestruturais presentes durante a deformação.



Fonte: (RAMON, 2013).

Posteriormente a BQ previamente decapada e recozida é levada à etapa de laminação a frio, realizada em baixa temperatura. No final do processo o material apresenta espessura abaixo de 0,5mm. Segundo Xiuhua et al. (2006), a menor espessura do material é um importante fator a se considerar em termos de propriedade magnética, após a etapa de laminação a frio. Segundo o autor, existe uma relação entre espessura da bobina após laminação a frio e as perdas parasíticas, podendo ser observada na Figura 5. Nota-se que quanto mais espesso o material é, maiores são as perdas por correntes parasíticas.

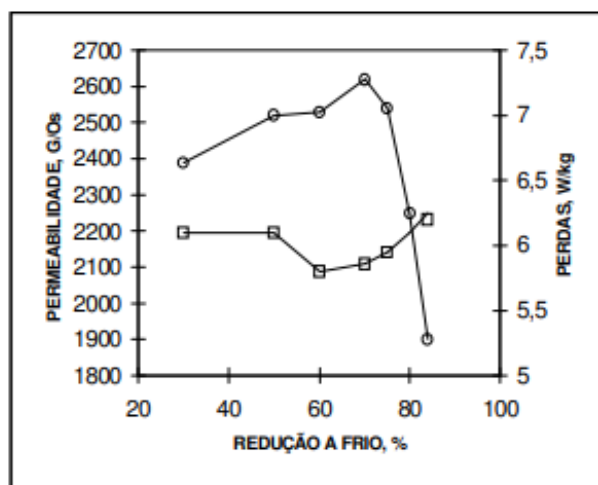
Figura 5 - Influência da espessura da chapa nas perdas magnéticas com indução de 1,7 T e frequência de 50 Hz.



Fonte: (RAMON, 2013).

De acordo com SILVA (2013), a laminação a frio tem grande influência na permeabilidade magnética final dos aços. O percentual de redução ideal para otimização das propriedades magnéticas pode variar com a composição da liga e parâmetros dos processos anteriores, como tamanho e forma dos grãos na bobina quente (BQ). Segundo Dunkle e Goodenow (1986 apud LEE et al., 1989), a permeabilidade magnética cresce com reduções de espessura entre 30 e 70%, mas decresce em deformações maiores que 75% (Figura 6), justificado pelo fato de que em menores reduções são geradas texturas $\{hkl\} \langle 110 \rangle$ e $\{111\} \langle uvw \rangle$. A primeira é chamada de fibra α ou componente Goss e segunda é chamada de fibra γ . Já em maiores reduções de laminação a frio, a fibra α é enfraquecida e a γ fortalecida. Como a espessura final é especificada pelo cliente final, o grau de redução na laminação a frio é uma variável que afeta a espessura desejada na laminação a quente (LANDGRAF, ET AL., 2001).

Figura 6 - Efeito do grau de redução a frio na permeabilidade e perdas após recozimento final (○ permeabilidade; □ perdas).

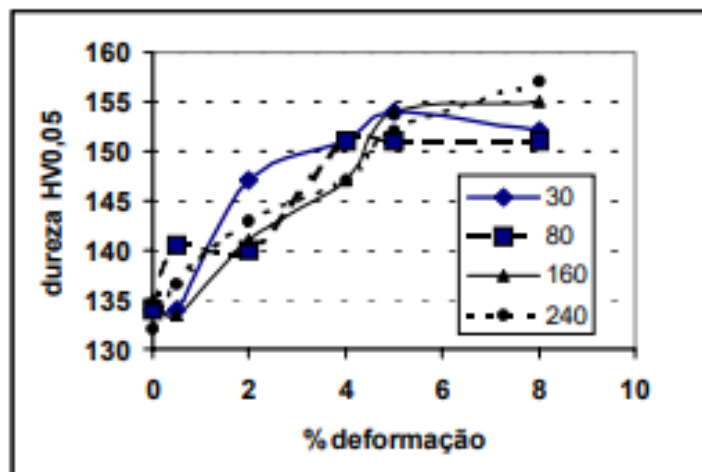


Fonte: (DUNKLE e GOODENOW, 1986).

2.2.1 Laminação de Encruamento

De acordo com LANDGRAF (2001), a laminação de encruamento ou também chamada de skin pass é aplicada aos aços semiprocessados com objetivo de fornecer energia suficiente para obter o crescimento de grãos da ordem de 100-150 μm após o recozimento final afim de garantir melhores propriedades magnéticas. Segundo RAMON (2013), é um realizado um pequeno trabalho a frio já é suficiente para gerar discordâncias no material, ou seja, encruá-lo. De acordo com Landgraf (2001), o nome "skin pass" não deve ser entendido com uma deformação somente na superfície do material, mas como na espessura do material. Segundo o estudo deste autor, com pequenas reduções de encruamento em torno de 0,5% já ocorre a penetração em toda espessura da chapa, conforme pode ser visto na Figura 7 abaixo:

Figura 1 - Efeito da intensidade de deformação na dureza de aço 2,3% Si a várias distâncias da superfície (30, 80, 160 e 240 μm , uma lâmina de espessura 470 μm).



Fonte: (LANDGRAF, 2001).

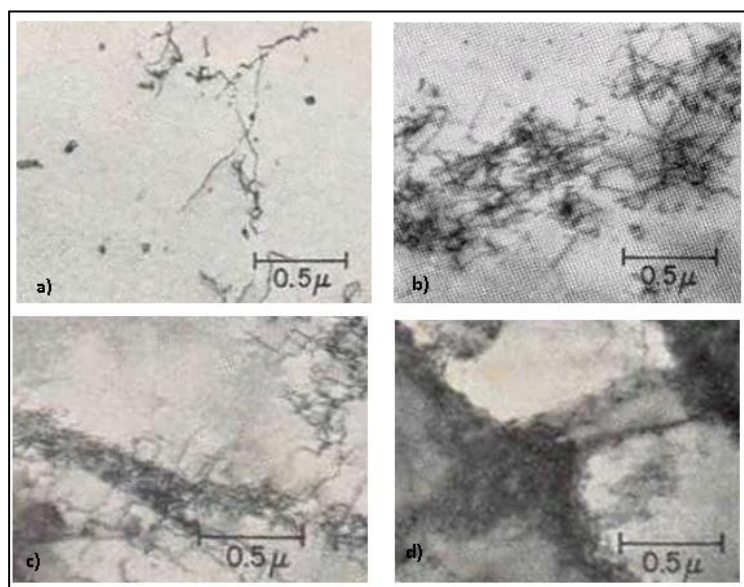
De acordo com CASTRO (2000), processos como laminação de encruamento e estampagem por exemplo geram determinada quantidade de energia, que é na maior parte perdida na forma de calor, entretanto, 2 a 10% desta energia é armazenada na forma de defeitos cristalinos, como por exemplo as discordâncias.

Conforme o aumento da deformação imposta, maior é a densidade de discordâncias presentes no material. De acordo com CALLISTER (1994), o movimento das discordâncias ao longo dos planos de escorregamento e a distorção dos planos resultantes das deformações dos grãos adjacentes tornam a estrutura cristalina com um certo nível de desordenação, consequentemente dificultando o escorregamento e assim aumento a resistência para a locomoção da discordância. Com isto ocorre aumento da dureza, do limite de escoamento e da resistência e diminuição do alongamento.

Segundo Castro et al. (2006), quanto menor a deformação de encruamento maior será o tamanho de grão final do aço. De acordo com estudos de CAMPOS (2000), o mesmo conseguiu atingir grandes tamanhos de grão realizando uma deformação da ordem de 7% seguida de recozimento a 800°C durante 3 horas.

De acordo com a literatura, a deformação recomendada pela literatura é de 4 a 8%, pois nesse grau de deformação, situa-se na região onde as discordâncias estão formando emaranhados e não formaram células (LANGRAF, et al., 2001). A Figura 8 demonstra duas microestruturas com emaranhados de discordâncias (a e b) e demonstra duas as microestruturas com células de discordâncias de um material de acordo com a redução de encruamento imposta (c e d).

Figura 8 - Microestrutura dos aços após deformação de 1%, 3,5%, 9% e 12%.

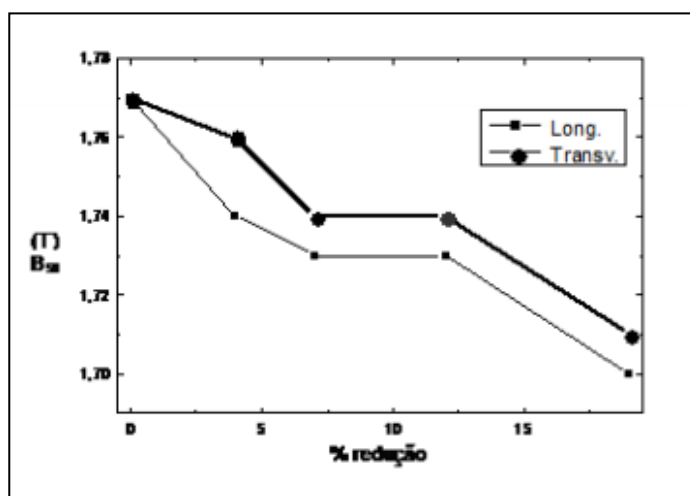


Fonte: (PADILHA, 1997).

De acordo com CAMPOS (2000) conforme o grau de encruamento, o aço pode apresentar após tratamento térmico de recozimento alguns pontos que serão comentados a seguir:

- Assim como na laminação a frio da BQ, na laminação de encruamento e o consequente aumento da densidade de discordâncias ocorre a diminuição da permeabilidade magnética, como pode ser visto na Figura 9.

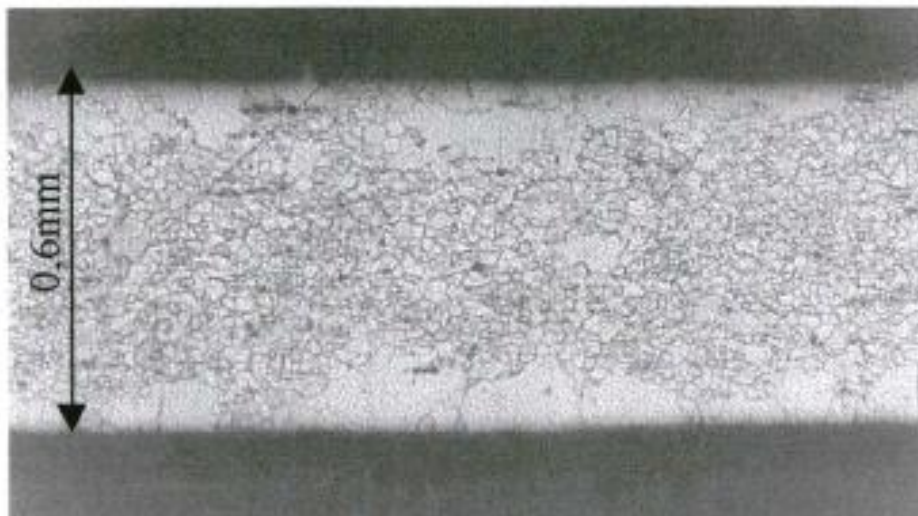
Figura 9- Evolução da indução B_{50} em função dos graus de redução de 0%, 4%, 7%, 12% e 19%. Seções longitudinal e transversal.



Fonte: (CAMPOS, 2000).

- Com grau de redução em torno de 1%, verificam-se grãos grandes na região próxima à superfície e grãos pequenos no centro. Isto ocorre devido a possível descarbonetação ocorrida no campo ferrítico, o que ocasiona o maior crescimento dos grãos. Outra possível causa do crescimento heterogêneo dos grãos pode estar relacionada à presença de precipitados nos contornos dos grãos e a subestrutura poligonizada (subgrãos) formada na recuperação. A densidade de discordâncias é relativamente uniforme nos materiais com carbonetos finamente dispersos na matriz submetidos a baixas deformações. Os carbonetos finos ancoram poucas discordâncias na matriz, deixando muitas empilhadas nos contornos dos grãos, que acabam ancorando-os. Os finos carbonetos no contorno aumentam este efeito e o crescimento de grão no centro praticamente não ocorre (CAMPOS, 2000). A Figura 10 demonstra a microestrutura de um aço elétrico GNO semiprocessado com 1% de encruamento após recozimento final

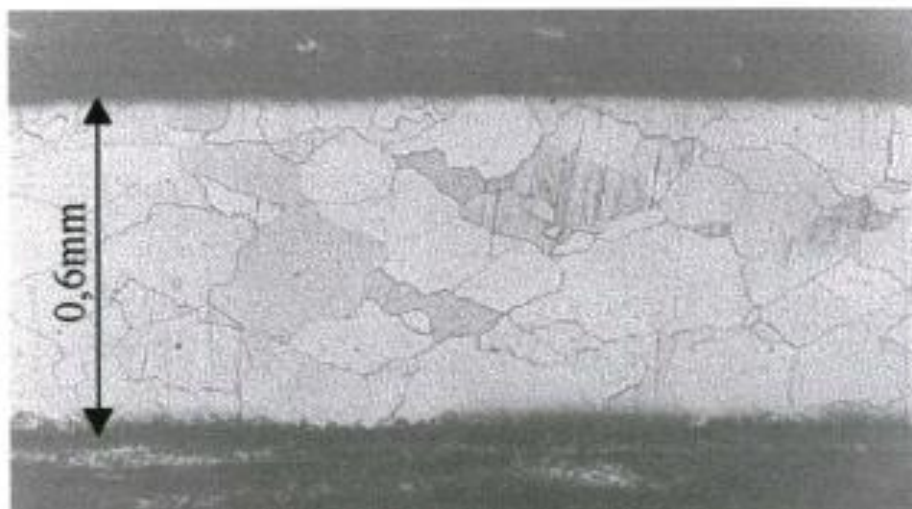
Figura 2 - Microestrutura do aço com 1% de encruamento após recozimento final.



Fonte: (CAMPOS, 2000).

- Com grau de redução em torno de 5%, devido ao aumento da energia interna, a estrutura após recozimento final apresenta uma maior homogeneidade de grãos grandes (CAMPOS, 2000), conforme pode ser visto na Figura 11 abaixo.

Figura 11 - Microestrutura do aço com 5% de encruamento após recozimento final.



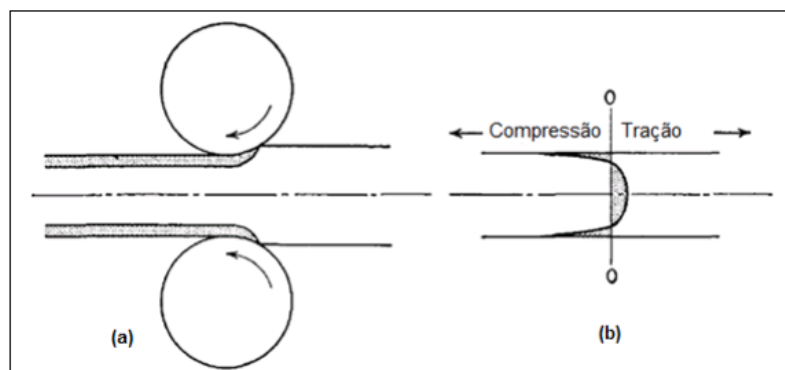
Fonte: (CAMPOS, 2000).

2.3 Tensões Residuais

De acordo com DIETER (1961), em particular, nos processos de conformação mecânica, como a laminação, as tensões residuais são oriundas, principalmente, pela deformação plástica envolvida no processo.

As tensões residuais são oriundas de processos termomecânicos ocorridos previamente em materiais, sem estes estarem mais submetidos a qualquer carregamento externo ou gradiente de temperatura (NORCINO, 2013). Já, segundo DIETER (1961), as tensões residuais podem ser consideradas como um sistema composto de tensões trativas e compressivas existentes em um corpo quando o mesmo está livre de forças externas e são causadas pela deformação plástica não homogênea, devido a distribuição de temperaturas não uniforme gerada nos processos de aquecimento e/ou resfriamento, sendo que sua geração varia dependendo do processo de conformação. A Figura 12 (a) mostra esquematicamente a produção de tensões residuais num processo de laminação com pequena redução de espessura. Como observado, a deformação plástica ocorre somente em regiões próximas à superfície do material, que tendem a se alongar enquanto as regiões centrais do material não são afetadas. O centro tende a restringir o alongamento da superfície enquanto a superfície procura “alongar” o centro. O resultado é um padrão de tensão residual que consiste em uma compressão na superfície e tração no centro, conforme mostrado na Figura 12 (b).

Figura 3 - a) Deformação de uma chapa na laminação, b) Distribuição resultante das tensões residuais.



Fonte: (DIETER, 1961).

SILVA (2007), complementa em seu estudo que em um processo de laminação as fibras da superfície tendem a alongar-se enquanto as fibras centrais permanecem inalteradas. Como a chapa deve permanecer uma massa contínua, entre a superfície e o centro deve ocorrer a acomodação da deformação, isto é, as fibras de superfície procuram esticar as fibras centrais, enquanto as fibras centrais tem a restringir as fibras de superfície. O resultado é uma padrão residual de tensões no centro da chapa.

De acordo com SEIXAS (2018), a classificação das tensões residuais no material se dá entre três tipos, sendo estes de acordo com sua área de abrangência:

- Tipo I – Tensões residuais de nível macroscópico; representando as tensões residuais em escala maior que a do tamanho de grão do material analisado, ocorrem por exemplo geralmente em processos de laminação (onde se excede o limite elástico do material), e gradientes térmicos.

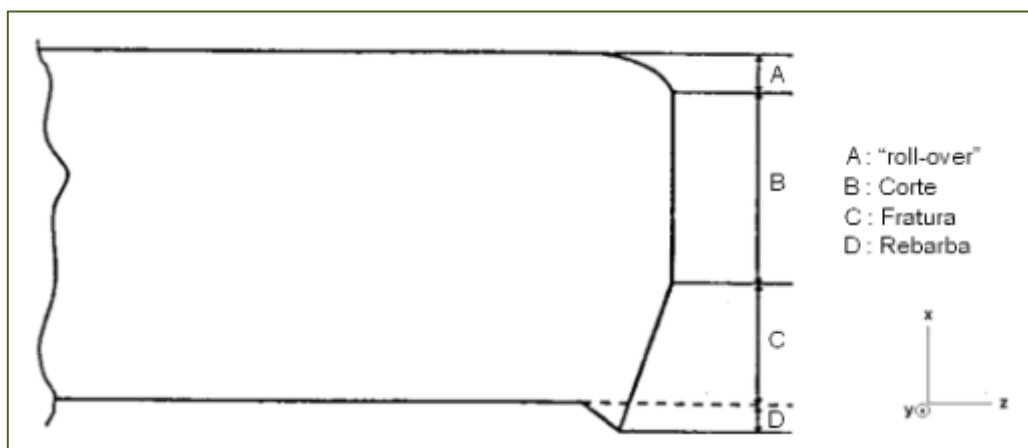
- Tipo II – Tensões residuais de nível microscópico; sendo estas as tensões residuais desenvolvidas dentro da escala de um grão; esperado entre fases de materiais multifásicos e monofásicos com devido grau de anisotropia; ocorre entre fases e precipitados e matriz.

- Tipo III – Tensões residuais de nível supermicroscópico; são tensões residuais que ocorrem dentro dos grãos, classificados como defeitos na estrutura cristalográfica do material, vazios, impurezas e falhas de empilhamento. Normalmente aparecem acompanhadas das tensões tipo II.

2.4 Processo de Estampagem

De acordo com MAGELLA et., al (2002), o processo de estampagem é um dos mais empregados nas operações de chapas metálicas. A partir desse processo, o produto é separado da chapa por um punção. O processo em si pode ser caracterizado por uma grande quantidade de deformação localizada seguida de fratura dúctil. A estampagem de lâminas para fabricação de estatores, é dividido em três etapas, sendo elas: deformação plástica, corte e fratura. Durante o contato do punção com a chapa de aço elétrico, ocorre um empenamento da chapa seguido do escorregamento da mesma sobre as superfícies das ferramentas e conseqüentemente a realização do corte inicial devido ao avanço da ferramenta sobre o material. Quando a tensão existente na área não cortada da chapa ultrapassa a tensão de ruptura ocorre a fratura do aço. Deve-se salientar que, para situações nas quais a matriz estiver adequadamente afiada, a fratura do material se iniciará na aresta da matriz propriamente dita, caso contrário a fratura começará com uma determinada distância das arestas, resultando na formação de rebarbas (MEURER, 2005). A Figura 13 demonstra a superfície lateral da lâmina do estator cortada decomposta na três principais regiões, denominadas como (a) região de deformação ou região de estiramento ou "roll-over" (b) região de corte ou região de cisalhamento e (c) região de fratura.

Figura 13 - Principais regiões da superfície de corte da lâmina do estator.

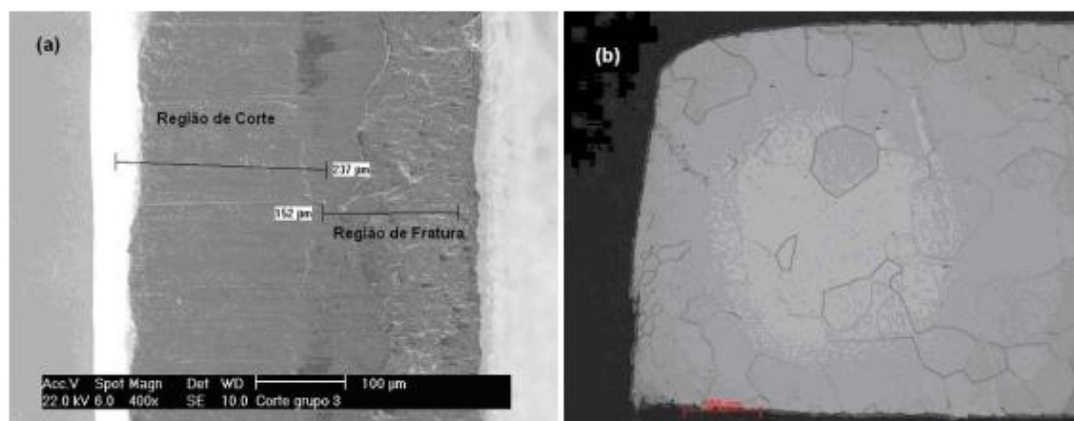


Fonte: (Adaptado de OLIVEIRA, 2009).

A primeira região é chamada de roll-over ou região estirada (A). Esta, corresponde a parte da chapa de aço elétrico estirada pelo punção. Posteriormente têm-se a região cisalhada (B), na qual corresponde a região conformada pelo punção antes

do início da fratura dúctil. Posteriormente têm-se a região de fratura (C). Nesta região ocorre a fratura dúctil propriamente dita causada pelo contínuo movimento do punção com a chapa de aço (MANGELLA et.al 2002). Segundo MARRA (1999), para um bom desempenho na operação de puncionamento das lâminas constituintes dos núcleos dos motores e transformadores, os aços elétricos devem possuir alta razão elástica (razão entre o limite de escoamento e o limite de resistência), sendo desejáveis valores superiores a 85%. Esse requisito deve estar associado a uma ductilidade não muito alta, para que, no puncionamento, a quantidade de rebarba de corte seja pequena e o atrito entre a ferramenta de corte e o aço seja minimizado e haja, conseqüentemente, uma condição que prolongue a vida útil do equipamento de corte. A Figura 14 demonstra uma imagem obtida com o microscópio de varredura eletrônica (MEV) da face estampada, onde se pode perceber o processo de corte produzindo um desgaste liso e em seguida um processo de fratura dúctil, região onde o material é cisalhado. A mesma figura também mostra de outro perfil uma imagem metalográfica realizada com microscópio ótico onde podem ser vistos os grãos do material (MEURER, 2005).

Figura 4 - Estampagem realizada na lâmina (a) vista plano x-y, região de corte e fratura. b) Perfil de estampagem do plano x-z e grãos do material magnético.

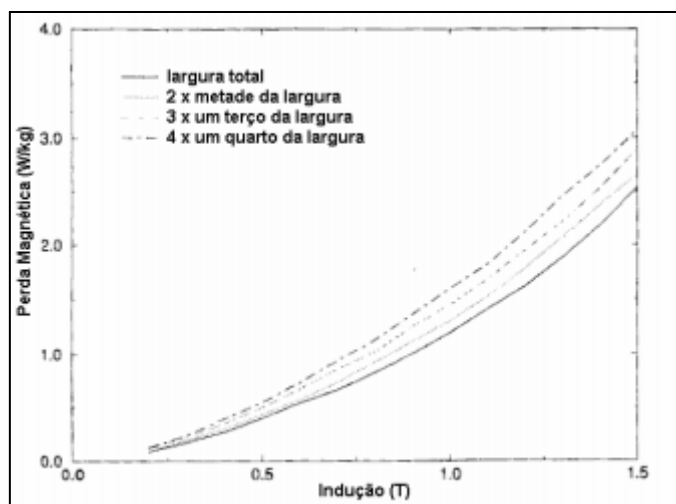


Fonte: (MEURER, 2005).

Segundo MEURER (2005), o processo de estampagem das lâminas do estator deteriora a estrutura cristalina dos domínios magnéticos, devido as tensões mecânicas na região do corte. Estas tensões alteram a distribuição homogênea da microestrutura do material. Como os grãos (ou domínios magnéticos) têm uma distribuição homogênea ao longo do material, a perda por histerese (movimentação das paredes dos domínios magnéticos) é homogênea no material. Com a estampagem, essa distribuição deixa de

ser homogênea na região próxima ao corte, acarretando aumento da perda por histerese. De acordo com BOGLIETTI (2001), diferentemente da perda histerética, a perda dinâmica neste caso permanece quase inalterada. As deformações mecânicas nas arestas estampadas são muito superficiais, da ordem de $10\mu\text{m}$, e a deterioração da resistividade é muito pequena. Por outro lado, a deformação dos domínios magnéticos (grãos) da estrutura é mais profunda, da ordem de 10mm , conseqüentemente a perda por histerese sofre maior influência. Como os grãos (ou domínios magnéticos) têm uma distribuição homogênea ao longo do material, a perda por histerese (movimentação das paredes dos domínios magnéticos) é homogênea no material. Com a estampagem, essa distribuição deixa de ser homogênea na região próxima ao corte, acarretando aumento da perda por histerese. SMITH (1995), realizou um estudo de forma a verificar a variação da perda magnética por histerese pela quantidade de arestas estampadas. Desta forma, foi realizado o corte de lâminas do quadro de Epstein em $1/2$, $1/3$, $1/4$ da largura original da lâmina. Foi verificado que, para o mesmo material ensaiado no quadro de Epstein, a inclusão de arestas estampadas aumentou o valor das perdas magnéticas em quase 10% por aresta, como pode ser observado na Figura 15 abaixo.

Figura 15 - Perdas magnéticas em lâminas do quadro de Epstein com cortes de $1/2$, $1/3$ e $1/4$ da largura original.



Fonte: (SMITH, 1995).

2.5 Planicidade em laminados planos de aço

De acordo com GONÇALVES (2017), além das propriedades mecânicas e metalúrgicas, um dos requisitos mais importantes para a aplicação de chapas é garantir

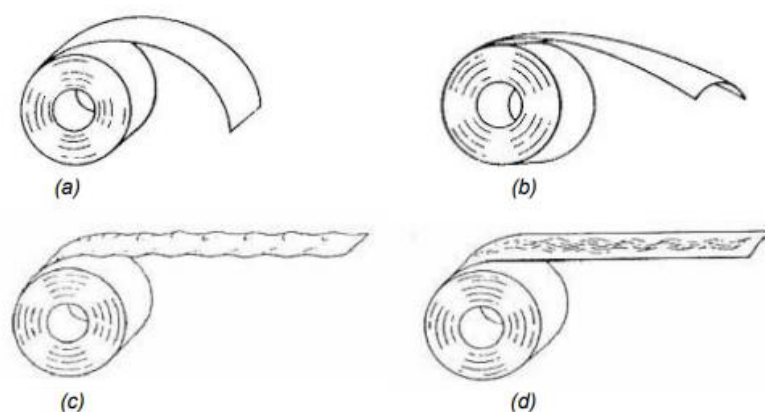
uma boa planicidade. Nas etapas de laminação por exemplo, a falta de homogeneidade no resfriamento ocasiona em diferenças de deformações devido a contrações térmicas. Estas diferenças geram tensões residuais que permanecem no material mesmo após seu processamento. Estas tensões, podem provocar distorções permanentes na chapa, que são mais severas e evidentes em etapas subsequentes do emprego destas peças, geralmente ocorridas nos clientes, com por exemplo estampagem de chapas para fabricação de lâminas de estatores.

A falta de planicidade e tensões residuais existentes em chapas metálicas, implicam em significativos problemas para a indústria, afetando as dimensões de componentes de precisão e consequentemente aumentando os custos das operações. (GONÇALVES, 2017).

De acordo com estudo realizado pela AISE, a planicidade pode ser definida como parâmetro mensurável que descreve a presença de ondulações ou encurvamentos, e suas posições e tamanhos ao longo do material (GINZBURG, 1989). A Figura 16 ilustra a ocorrência dos principais tipos de desvios de planicidade.

Um produto laminado plano ao ser colocado livre de restrições sob uma superfície plana, pode apresentar ondulações ou curvaturas que distorcem a sua planicidade.

Figura 5 - Defeitos de planicidade - (a) encurvamento longitudinal (b), encurvamento transversal (c), ondulações de borda (d) ondulações centrais.



Fonte: (SILVA, 2007).

De acordo com SILVA (2007), os encurvamentos são normalmente causados por distribuições de tensões residuais nos processos de bobinamento e desbobinamento. Ao

ser bobinada, a face externa da tira é tracionada e a face interna é comprimida, gerando uma diferença relativa de comprimento entre uma face e outra. Já durante o desbobinamento, esta condição tende a se manter, causando assim o encurvamento longitudinal. Se a tira for então tracionada longitudinalmente, esta diferença de tensões longitudinais ao longo da espessura, e em consequência o encurvamento longitudinal, tende a ser eliminado. Entretanto, durante este processo serão geradas novas tensões, agora no sentido transversal, com a face externa passando a ser tracionada e a interna comprimida, causando o encurvamento transversal.

KALPAKJIAN (1995), em seu trabalho relata que durante o processo de fabricação de laminas de estatores, com as etapas de laminação e estampagem, severos esforços são aplicados ao aço. A laminação quando realizada com rolos de pequeno diâmetro tende a deformar o aço plasticamente produzindo ao longo da espessura, tensões residuais compressivas na superfície e trativas próximo ao plano central. Já rolos de grande diâmetro causam o efeito contrário, ou seja, tensões residuais trativas na superfície e compressivas próximo ao centro da chapa. Em relação aos processos de estampagem, a etapa de corte das chapas de aço deformam a estrutura cristalina do material, refletindo em tensões próximo a região de corte. Estas tensões dependem de fatores como fixação da chapa, folga entre punção e matriz e geometria da ferramenta de corte.

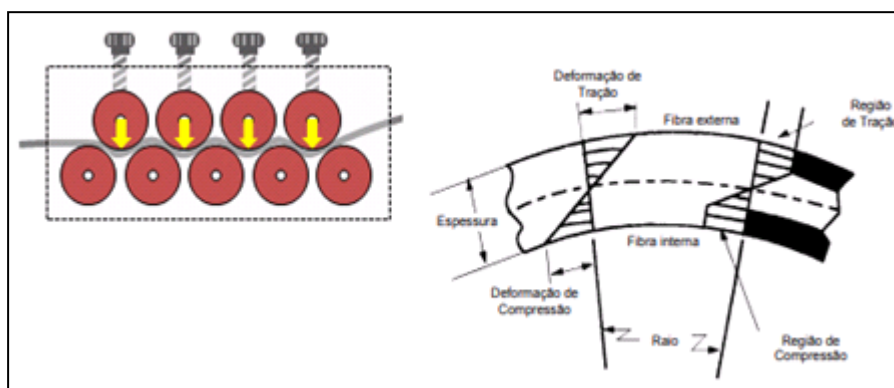
As ondulações podem ser originadas durante a laminação devido a uma redução diferenciada ao longo da largura da tira. Em regiões com maior redução de espessura o comprimento do material é maior e se acomoda através da formação de ondulações. Estas ondulações podem ser caracterizadas em ondulações de borda causadas pela flexão excessiva dos cilindros de laminação e ondulações centrais causadas pelo coroamento excessivo dos cilindros (SILVA, 2007).

Convém destacar também, a chamada planicidade latente, que reflete uma condição em que tensões residuais estão distribuídas de forma irregular ao longo da largura da tira, mas não são suficientes para formar ondulações. Mesmo assim, quando a tira for cortada, estas tensões serão liberadas causando ondulações na peça (SILVA, 2007). Em um trabalho experimental realizado por Tran, Tardif e Limam (2015), os autores relataram que as tensões residuais são aliviadas em um material pela formação de imperfeições geométricas, como por exemplo planicidade fora de especificação.

2.5.1 Correção dos defeitos de Planicidade

De acordo com SILVA (2007), a partir de determinados equipamentos é possível realizar a correção de planicidade. O princípio é submeter a tira a alongamentos seletivos em partes específicas, superando o limite de escoamento e igualando as tensões internas destas partes às do restante do material. Este efeito pode ser conseguido através da utilização de endireitadeiras (desempenadeiras de rolos). Este equipamento é composto de rolos inferiores e superiores alternados, capazes de provocar valores de tensão superiores ao limite de escoamento na superfície do material, através de dobramentos sucessivos, como pode ser observado na Figura 17. Desta forma, a partir de alongamentos diferenciados ao longo da largura da tira, permite-se em grande parte das situações a correção de diferentes tipos de ondulações.

Figura 17 - Dobramento da tira superando o limite de escoamento nas superfícies.



Fonte: (Adaptado de SILVA, 2007).

2.6 Tratamento térmico de recozimento

De acordo com SILVA (2013), a última etapa do processo metalúrgico de produção de aços elétricos é o recozimento final. Nessa etapa há uma melhoria das propriedades magnéticas, principalmente, pela descarbonetação e recristalização primária. A recristalização promove a eliminação de defeitos cristalinos introduzidos durante a operação de corte, isto é, elimina as deformações da rede cristalina dos domínios magnéticos oriundos das tensões mecânicas impostas pelo processo de corte, favorecendo a redução das perdas e aumentando a permeabilidade magnética.

Segundo NEGRI (2011), o tratamento térmico de recozimento envolve duas importantes etapas, sendo a primeira caracterizada pelo recozimento do aço em

temperaturas entre 700°C e 850°C, sob atmosfera descarbonetante, e na segunda etapa, em temperatura entre 500°C e 600°C, sob atmosfera oxidante, onde ocorre a oxidação superficial ou azulamento, resultando em redução das perdas magnéticas pela metade e aumento da permeabilidade magnética de 100% a 300%.

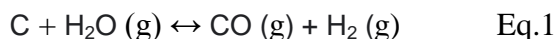
Existem alguns fatores que podem influenciar o ciclo de tratamento térmico, sendo estes descritos em tópicos abaixo:

- Tempo e temperatura: devem ser adequadamente regulados para que na primeira etapa de recozimento, tanto o teor de carbono seja reduzido a níveis adequados, quanto o alívio de tensões proveniente do processo anterior de estampagem seja satisfatório (NEGRI, 2011);
- Atmosfera: deve ser formada por uma mistura em proporções adequadas de H₂ - N₂, mais vapor d'água na primeira etapa de recozimento, de forma a obter o efeito descarbonetante. Já na segunda etapa favorecer a atmosfera oxidante (NEGRI, 2011);
- Velocidade de aquecimento: Na primeira fase do ciclo ela é importante para eliminação dos resíduos de óleo provenientes da estampagem, e tem ação direta nas propriedades magnéticas dos aços, pois uma taxa de aquecimento elevada propicia crescimento de grão mais homogêneo (NEGRI, 2011);
- Velocidade de resfriamento: Deve ser baixa na primeira etapa de recozimento, para que o carbono residual fique em solução na matriz metálica, e não em precipitados. Na segunda etapa, para evitar tensões térmicas na lâmina, fato que aumenta as perdas magnéticas (NEGRI, 2011).

2.6.1 Descarbonetação

Segundo GEBLER (2000), a descarbonetação pode ser facilmente explicada pela retirada de carbono dissolvido no interior do aço durante o tratamento térmico. A descarbonetação ocorre devido a reação deste carbono com o vapor d'água presente na atmosfera do forno. Desta forma, o carbono em solução sólida da ferrita é oxidado pelo vapor d'água e eliminado sequencialmente da lâmina do estator.

De acordo com CAMPOS (2000), a principal reação química responsável por provocar a descarbonetação do aço em atmosfera contendo hidrogênio e vapor d'água é dada pela seguinte expressão:

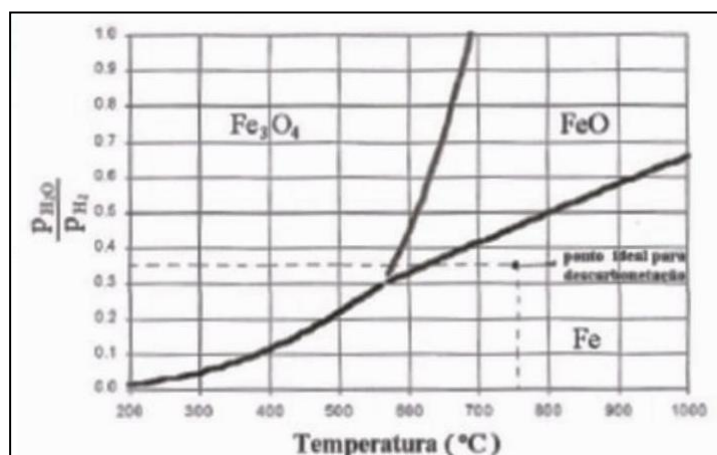


A redução do teor de carbono do aço tem como objetivo evitar a formação de carbonetos, nos quais aumentam as perdas histeréticas (obstáculos que dificultam a movimentação das paredes de domínio, prejudicando o processo de magnetização) e podem causar o envelhecimento magnético, resultando na deterioração das propriedades magnéticas ao longo do tempo. De acordo com a literatura, recomenda-se reduções de teores de carbono abaixo de 0,005% afim de evitar os efeitos do envelhecimento (CASTRO, 2000) (NEGRI, 2011).

Segundo GIROTO (2010), algumas variáveis como composição da atmosfera do forno, temperatura, tempo de tratamento e ponto de orvalho devem ser consideradas para otimizar o processo de descarbonetação.

A composição da atmosfera deve ser muito bem controlada para garantir a não formação de sílica e óxidos de ferro do tipo FeO e/ou Fe₃O₄ que podem prejudicar a descarbonetação. A Figura 18 abaixo, demonstra as regiões de estabilidade de óxidos de ferro em função da relação das pressões parciais de vapor d'água e hidrogênio ($p_{\text{H}_2\text{O}}/p_{\text{H}_2}$) e temperatura de descarbonetação, demonstrando um ponto ideal para a reação de descarbonetação sem que o aço seja oxidado.

Figura 18 - Estabilidade do Fe, FeO, Fe₃O₄ em função da temperatura e ($p_{\text{H}_2\text{O}}/p_{\text{H}_2}$).



Fonte: (LANDGRAF, 2001).

Segundo CAMPOS (2000), para garantir que essa oxidação não ocorra, é usual trabalhar com uma relação (p_{H_2O}/p_{H_2}) de 0,35 a 0,45. Porém, segundo o autor deve-se atender aos valores desta relação. Para valores em torno de 0,45 facilitarão a formação de óxidos de ferro que podem inibir a descarbonetação e para valores inferiores a 0,35 as reações do carbono podem não ocorrer, comprometendo assim a descarbonetação do aço.

Para a reação de descarbonetação ocorrer da superfície até o centro do aço, é necessário garantir a difusão do carbono até do centro até a superfície, de onde então reage com a umidade presente na atmosfera. É prática industrial trabalhar com temperaturas acima de 727 °C, onde coexistirão as estruturas cristalinas da ferrita estrutura (CCC) e da austenita (CFC), favorecendo assim a difusão do carbono do centro para a superfície do material (GIROTO, 2010).

De acordo com NEGRI (2011) o tempo de descarbonetação deve ser bem controlado, pois para tempos insuficientes de tratamento, permanecem carbonetos que precipitam nos contornos de grão impedindo seu crescimento. Entretanto, para tempos muito prolongados, assim como o excesso de vapor d'água em atmosfera, pode acarretar na degradação das propriedades magnéticas devido a ocorrência da oxidação interna com a formação de partículas de óxidos de manganês, silício e alumínio.

2.6.2 Recuperação, Recristalização e Crescimento de grão

Durante a recuperação, devido ao aumento da difusão atômica em temperaturas elevadas, algumas tensões internas armazenadas são aliviadas devido ao movimento das discordâncias. Em outras palavras, durante a recuperação ocorre a eliminação dos aglomerados de defeitos de pontos e aniquilamento de discordâncias de sinais opostos, formação de subgrãos (subestrutura poligonizada) e o crescimento destes subgrãos (CAMPOS, 2000).

De acordo com CAMPOS (2000), devido a heterogeneidade de deformações impostas de processo anteriores, como a laminação de encruamento, pode ocorrer a competição entre processos de recuperação e recristalização primária. Para altos graus de deformação ocorre o deslocamento da subestrutura poligonizada e o consequente crescimento de grãos, isto é, ocorre o aumento da quantidade de núcleos e o potencial termodinâmico (energia armazenada na deformação) para a recristalização (eliminação

de defeitos cristalinos através da migração de contornos de grande ângulo). Entretanto, para baixos graus de deformação, a subestrutura poligonizada se torna estável, bloqueando o movimento dos contornos e assim não ocorrendo o crescimento de grão, isto é, ocorre a dificuldade de recristalização, dando lugar somente ao processo de recuperação.

De acordo com Asbrook et al (1985), o crescimento de grão pode ocorrer de forma contínua (uniforme) ou descontínua (não uniforme). Segundo HARA (2014), o crescimento de grão contínuo ocorre quando não há qualquer mecanismo de restrição, isto é, os contornos de grão migram por mecanismos dependentes da difusão atômica termicamente ativada. Um dos mecanismos responsáveis por tornar o crescimento de grão de forma contínua para descontínua é conseguido pela presença de partículas de segunda fase. O processo de crescimento de grão descontínuo é chamado de recristalização secundária, promovido pela presença de partículas e impurezas em composição. Com a recristalização secundária, ocorre o crescimento exagerado de determinados grãos. Partículas maiores são geralmente mais estáveis, enquanto partículas menores tendem a se dissolver. A dissolução localizada pode propiciar a migração de alguns contornos de grão, tendo como consequência o crescimento o crescimento de grãos em detrimento de outros (CAMPOS, 2000) (HARA, 2014).

2.6.3 Azulamento e formação da camada externa de óxido

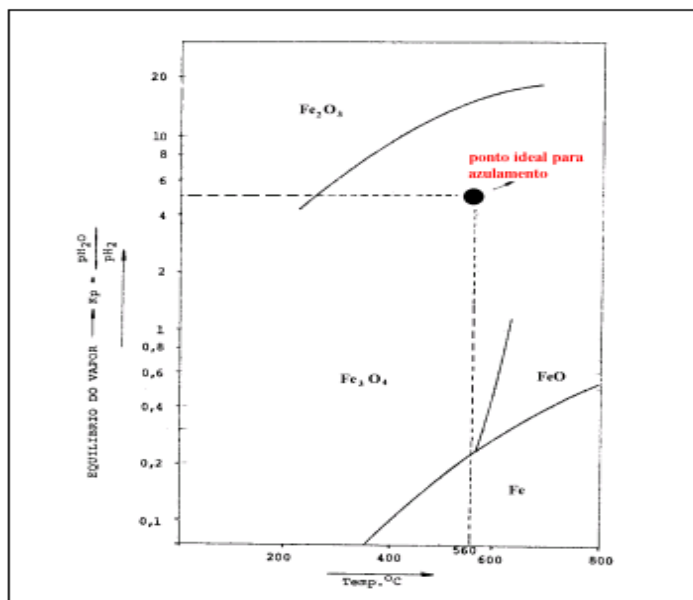
Após a etapa de decarbonetação e o consequente crescimento de grão, ocorre a etapa de azulamento ou oxidação externa devido ao resfriamento lento promovido.

De acordo com GIROTO (2010), o azulamento tem como objetivo criar uma camada de isolante de óxido externa do tipo (Fe_3O_4) sobre a superfície do aço de espessura 1-2 microns. De acordo com CAMPOS (2000), as perdas por correntes parasitas, são função do isolamento elétrico entre as lâminas do estator, sendo que o aumento da resistência elétrica contribui para a redução destas perdas.

Neste tratamento para garantir que não ocorra a formação de FeO, industrialmente é trabalhado com temperaturas em torno de 540°C. Além disso, para se garantir a formação de uma camada de óxido externa homogênea, deve-se trabalhar com a relação ($\text{pH}_2\text{O}/\text{pH}_2$) em torno de 5 e 6. Assim, o ponto de orvalho de uma atmosfera contendo 10% de H_2 , deve estar próximo a 80°C. A Figura 19 abaixo, demonstra de acordo com o equilíbrio de vapor e temperatura os campos de formação de óxidos de

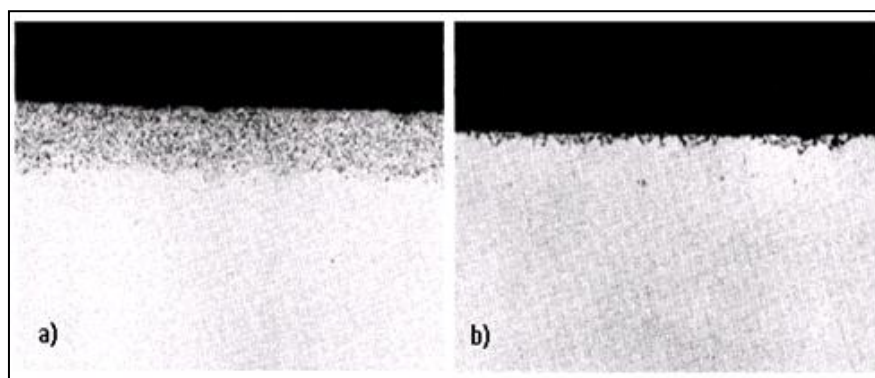
FeO, Fe₃O₄ e Fe₂O₃. Já a Figura 20.a e 20.b demonstra a diferença de uma oxidação interna e externa em um aço elétrico de grão não orientado respectivamente.

Figura 6 - Campos de formação de óxidos de FeO, Fe₃O₄ e Fe₂O₃ em função do equilíbrio de vapor e temperatura.



Fonte: (GIROTO, 2010).

Figura 20 - Campos de formação de óxidos de FeO, Fe₃O₄ e Fe₂O₃ em função do equilíbrio de vapor e temperatura.



Fonte: (Adaptado de GIROTTO, 2010).

Por fim, de acordo com CAMPOS (2000), outro fato que deve ser observado, é a temperatura das lâminas ao sair do forno, a qual deve estar abaixo de 350°C, pois acima deste valor poderá ocorrer a formação de Fe₂O₃.

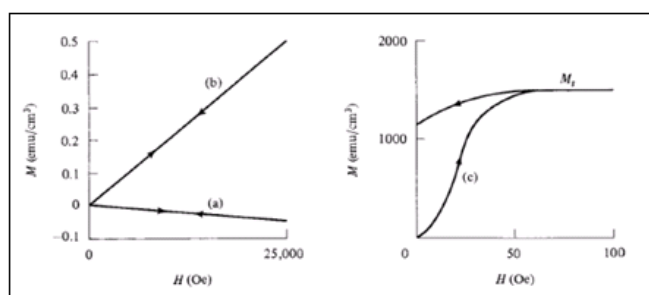
2.7 Conceitos Magnéticos

A seguir serão estudados alguns conceitos aplicados as perdas magnéticas e, mais adiante, os principais fatores que afetam as propriedades magnéticas dos aços elétricos.

2.7.1 Materiais Magnéticos

Os materiais magnéticos podem ser divididos em três categorias, sendo eles os materiais diamagnéticos, paramagnéticos e os materiais ferromagnéticos. Os materiais diamagnéticos e paramagnéticos apresentam uma relação linear entre o momento magnético M e intensidade do campo H , considerando circunstâncias normais, e não absorvem o magnetismo quando o campo é removido. A Figura 21 demonstra o comportamento destes materiais a partir das curvas de magnetização (a) e (b) respectivamente. Já os materiais ferromagnéticos apresentam uma relação não linear entre M e H , como pode ser observada na curva (c) da Figura 21. As substâncias ferromagnéticas são caracterizadas por possuírem magnetização espontânea em temperatura ambiente, em virtude de seus dipolos magnéticos disporem da mesma orientação, ou seja, eles se encontram com magnetização mesmo na ausência de um campo elétrico externo aplicado, diferentemente dos materiais diamagnéticos e paramagnéticos. Em geral apresentam subdivisões dadas por materiais magneticamente macios e duros. Os materiais magneticamente macios possuem elevada permeabilidade magnética e baixa coercividade. Por outro lado, materiais magneticamente duros são caracterizados por apresentarem baixa permeabilidade magnética e elevada coercividade (JÚNIOR, 2014) (SANTOS, 2008).

Figura 21 - Curvas típicas de magnetização um material: (a) diamagnético; (b) paramagnético e (c) ferromagnético.

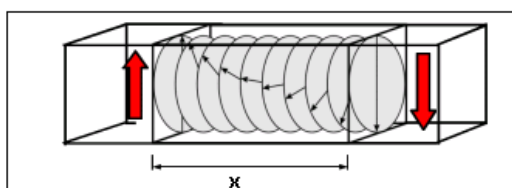


Fonte: (JÚNIOR, 2014).

2.7.1.1 Materiais Ferromagnéticos e Domínios Magnéticos

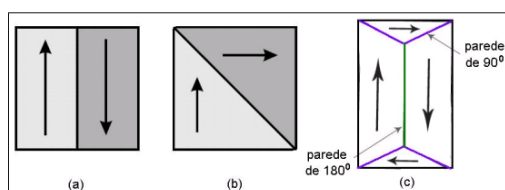
Os processos de magnetização em materiais ferromagnéticos estão diretamente ligados à sua estrutura magnética. Em outras palavras, a estrutura magnética de um material pode ser caracterizada como a maneira que magnetização está distribuída pelo volume do material. O interior de um material ferromagnético está dividido em regiões magnetizadas denominadas domínios magnéticos. Em cada um desses domínios os momentos magnéticos estão todos alinhados em uma única direção e a magnetização em cada domínio é igual a magnetização de saturação M_s . Já as direções de magnetização de diferentes domínios magnéticos podem ser diferentes, isto é, não necessariamente necessitam ser paralelas uns aos outros. Desta forma, quando o material está em estado desmagnetizado, a somatória desses momentos é nula (BECK, 2013) (JÚNIOR, 2015). Segundo FERREIRA (2013), entre dois domínios adjacentes, existe uma região de transição, chamada de paredes de domínio. Nestas paredes, a magnetização afasta-se da orientação de magnetização de um domínio, e gradualmente se aproxima da orientação de magnetização do domínio adjacente, como pode ser visto na Figura 22. As paredes de domínio podem ser classificadas quanto ao ângulo da magnetização entre dois domínios vizinhos. Sendo que a ocorrência desses tipos depende do arranjo cristalino do material ferromagnético, podendo existir paredes de domínio 180° , 90° e paredes de domínio dos dois tipos em um mesmo material, como pode ser visto na Figura 23.

Figura 7 - Paredes de domínio de 180° ; x corresponde a largura da parede.



Fonte: (Adaptado de BECK, 2013).

Figura 8 - (a) Parede de domínio de 180° ; (b) Parede de domínio de 90° ; (c) Os dois tipos de parede de domínio em um mesmo material.

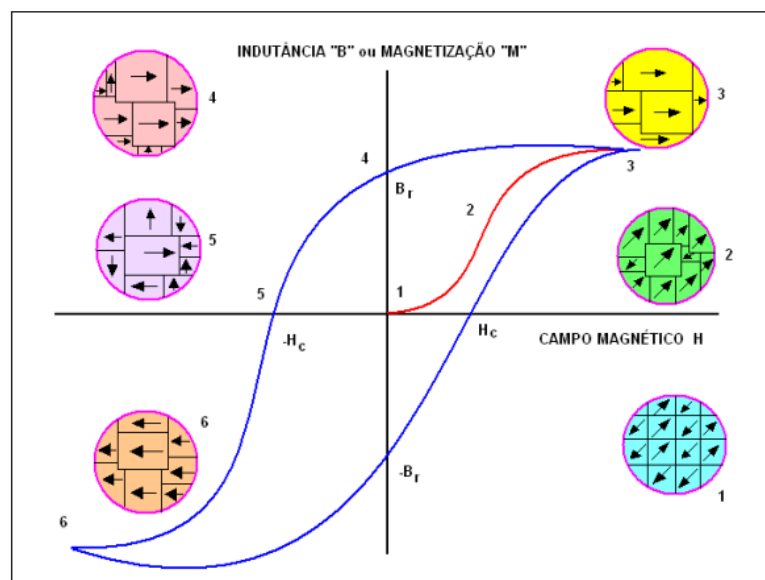


Fonte: (FERREIRA, 2013).

2.7.2 Processo de Magnetização e Ciclo de Histerese

De acordo com SANTOS (2008), umas das formas para realizar o estudo do processo de magnetização de materiais ferromagnéticos é submetê-lo a um campo externo variável e acompanhar o comportamento da magnetização total do material à medida que o campo aplicado se altera. Desta forma é possível traçar uma curva de magnetização em função do campo. Esta curva está representada na Figura 24 abaixo e é representada pela somatória de todos os processos reversíveis e irreversíveis de magnetização que vão ocorrendo à medida que o campo varia.

Figura 9 - Ciclo de histerese para um material ferromagnético.



Fonte: (MARTINS, 2005).

Segundo CARDOSO (2005), uma das melhores formas de descrever uma curva de histerese é associando-a ao processo de movimentação de paredes de domínios. Para um material desmagnetizado, não há campo H aplicado ($H=0$), nessa situação a indução magnética B também é igual a zero. Esse ponto é exatamente a origem do gráfico, dado pelo ponto 1, da Figura 24. Aplicando-se um campo H , ocorrerá movimentação de paredes de domínios, e conseqüentemente aumento da quantidade de momentos magnéticos orientados na direção do campo aplicado. Ao elevar-se ainda mais o campo H , os grãos ou grande partes dos mesmos acabarão atingindo a condição de monodomínio, o que representa o final da região de movimentação de paredes de domínios, dado pelo ponto 2. Ampliando-se ainda mais o campo H , ocorrerá a rotação

de magnetização de domínios nos grãos cuja orientação cristalográfica não está perfeitamente alinhada com o campo magnético, nesse ponto, dado pelo ponto 3, será atingida a saturação. Partindo da magnetização de saturação, M_s , ao diminuir a intensidade do campo H , a curva não percorre seu caminho original, devido as rotações e deslocamentos irreversíveis dos domínios. Neste instante, se H cessar ($H=0$) o B será igual a B_r , sendo esse o ponto conhecido como remanência, isto é, ao eliminarmos a intensidade do campo, nem todo material volta à posição aleatória inicial, dado pelo ponto 4. Muitos domínios não retornam aos momentos magnéticos anteriores ao processo de magnetização. Desta forma, uma parte do material permanece com alinhamento adquirido quando se aplicou o campo externo H , esse efeito denomina-se magnetização remanente ou residual, B_r (SANTOS, 2005).

De acordo com AMORIN (2015), para reduzir a magnetização remanente a zero é necessário a aplicação de um campo magnético em sentido contrário a remanência, desta forma há uma rotação dos domínios individuais, seguido pela resistência ao movimento de paredes de domínio que ocorre em resposta ao aumento do campo magnético no sentido oposto a magnetização, dado pelo ponto 5 no gráfico.

A magnitude deste campo aplicado para anular a magnetização remanente é conhecida como coercividade ou campo coercivo, H_C . Ao continuar com o campo magnético neste sentido (inverso), a saturação é finalmente alcançada no sentido oposto, correspondendo a M_s' , dado pelo ponto 6. Ao reduzir o campo externo H até zero, o nível de magnetização remanente é o mesmo ao que se verifica na outra direção. Nesse ponto, o campo externo H aumenta e o fluxo magnético induzido B retorna para zero, produzindo uma curva conhecida como ciclo de histerese magnética (AMORIN, 2015).

2.7.3 Permeabilidade Magnética

Permeabilidade magnética é uma propriedade específica do material, que pode ser entendida como a facilidade que um fluxo magnético atravessa o material. Em outras palavras, maior será a facilidade de passagem de corrente alternada por um material quanto maior for a sua permeabilidade magnética, assim, menor será a intensidade do campo magnético necessário para magnetizá-lo. Também definida como o grau de magnetização que um material obtém em resposta a aplicação de um campo magnético, ou seja, é a capacidade de amplificação do campo magnético aplicado (CARDOSO 2005) (JÚNIOR 2014) (SILVA, 2013).

A permeabilidade magnética é, em termos matemáticos, a relação entre o valor da indução magnética "B" e a intensidade do campo magnético "H" que a originou. A razão entre eles é chamada de permeabilidade magnética μ , medida em H/m, como pode ser vista na equação 2 abaixo. De acordo com ANJOS (2010), é geralmente encontrado a permeabilidade expressa como um fator que indica quantas vezes a permeabilidade do meio é maior (ou menor) que a permeabilidade do ar (μ_0). A este fator dá-se o nome de permeabilidade magnética relativa (μ_r), como pode ser visto na equação 3 abaixo. Para materiais ferromagnéticos, a relação entre o campo magnético e a indução não é linear, há variação da permeabilidade, entretanto a permeabilidade máxima pode ser definida por meio da curva BH (ALMEIDA, 2013) (JÚNIOR, 2014).

$$B = \mu \cdot H \quad \text{Eq.2}$$

$$\mu_r = \frac{\mu}{\mu_0} \quad \text{Eq.3}$$

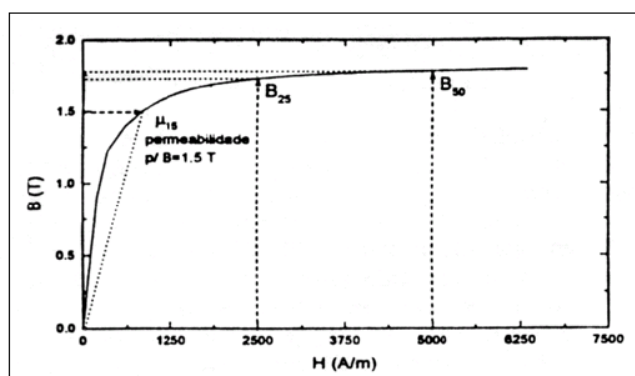
De acordo com CARDOSO (2010), em aços elétricos de grão não orientado após recozimento final, a permeabilidade máxima quase-estática situa-se entre 5.000 e 20.000 dependendo da textura e da microestrutura final. Segundo o autor, critérios como comparação e seleção de aços GNO são baseados em alguns pontos da curva de magnetização:

- μ_{15} - permeabilidade relativa a 1,5 T;
- B25 - campo B medido quando H aplicado é de 2500 A/m;
- B50 - campo B medido quando H aplicado é de 500 A/m.

Os três parâmetros acima, isto é, μ_{15} como B25 e B50 são medidos na curva de histerese, em uma determinada região da curva (à direita do "joelho" na curva de histerese), isto é, onde a magnetização muda basicamente por rotação dos domínios magnéticos. A permeabilidade com indução de 1,5 T é muito sensível a movimentação das paredes de domínio, que por sua vez depende de fatores de textura e microestruturais, como tamanho de grão, presença de partículas de segunda fase, entre outros. Já, B50 é medido mais distante da região do "joelho" da curva de histerese, e está mais relacionado com a textura cristalográfica do aço do que a permeabilidade

magnética com indução de 1,5 T ou B25 (CARDOSO, 2010). A Figura 25 demonstra a ampliação na curva de histerese a região de magnetização inicial, indicando os três principais parâmetros de mérito.

Figura 10 - Curva de magnetização inicial de aços elétricos, mostrando três índices de méritos utilizados



Fonte: (CARDOSO, 2010).

2.7.4 Perdas Magnéticas

De acordo com SILVA (2013), há dois tipos principais de perdas a serem consideradas nos materiais magnéticos. Essas perdas ocorrem devido à mudança do fluxo que induz uma corrente no condutor e no interior do núcleo. Segundo o autor, as duas principais são as perdas no ferro ou no núcleo, dada pela dissipação de calor por efeito Joule no interior do aço, devido às correntes parasíticas e as perdas no cobre, devido a dissipação de calor nos condutores elétricos ou enrolamentos respectivamente.

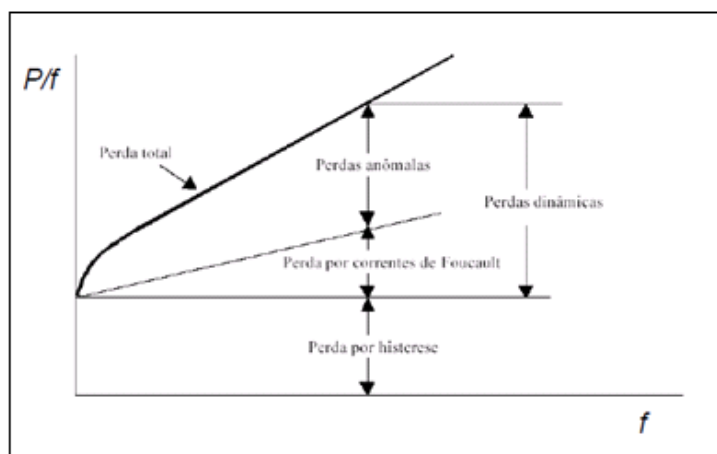
Segundo BOHN (2005), através do cálculo da área interior da curva de histerese pode-se determinar o valor da energia dissipada pelo ciclo de magnetização, isto é, a quantidade de energia irreversivelmente dissipada por efeito Joule durante um ciclo de magnetização em J/m^3 . Este valor, multiplicado pela frequência, em Hz e dividido pela densidade, em kg/m^3 , resulta no valor das perdas magnéticas, em W/kg .

Segundo JÚNIOR (2014), a medição das perdas magnéticas totais, permeabilidade e força coerciva, entre outros parâmetros, é realizada por meio de um dispositivo dotado de dois enrolamentos, um primário responsável pela criação do campo magnético e um secundário responsável pela medida da densidade de fluxo magnético. As propriedades do material são medidas por meio da inserção do aço no

interior desses enrolamentos. O dispositivo mais comumente utilizado é o quadro Epstein, descrito na NBR 5161, como referência para aferição das propriedades magnéticas de aços laminados.

O método de avaliação das perdas no ferro é por meio da separação das mesmas, pois permite investigar separadamente o efeito das variáveis em cada uma das componentes, facilitando a compreensão. As perdas no ferro totais (P_t) subdividem-se em perdas históricas (P_h), perdas parasíticas (P_p) e perdas anômalas (P_a). Matematicamente, as perdas totais no ferro podem ser calculadas a partir da seguinte expressão $P_t = P_h + P_p + P_a$ (CARDOSO, 2005) (SILVA, 2013). A Figura 26 abaixo mostra o comportamento das perdas magnéticas por ciclo em função da frequência de magnetização.

Figura 11 - Perdas totais por ciclo e separação das perdas totais em componentes como função da frequência de magnetização.



Fonte: BOHN (2005).

2.7.4.1 Perdas por Histerese

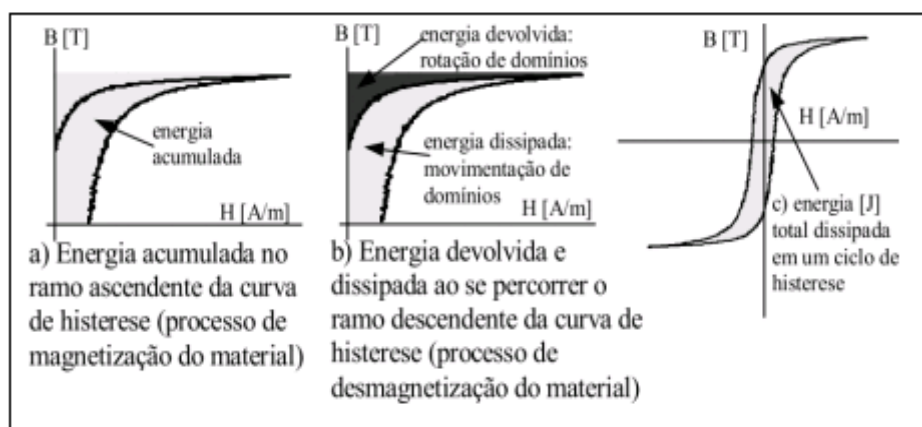
As perdas por histerese são consideradas as fontes de perdas mais difundidas na literatura. As perdas histeréticas estão relacionadas a processos em baixa frequência, 5mHz (quase estáticos) de reversão da magnetização (BOHN, 2005) (CASTRO, 2008).

Segundo JUNIOR (2015), com o objetivo de ampliar as possibilidades de utilização do ciclo de histerese para avaliação das propriedades magnéticas, um grupo de pesquisadores propôs a subdivisão do ciclo. Essa abordagem segundo o autor leva em conta que, mesmo em regime quase estático, mais de um mecanismo é responsável

pela dissipação de energia. De acordo com ALMEIDA (2013), a curva de histerese pode ser dividida em duas regiões. A primeira chamada de região de baixa indução, como sendo a dissipação de energia devido à movimentação irreversível das paredes de domínio. E a segunda chamada de região de alta indução, como sendo a dissipação de energia devido a rotação irreversível e nucleação e aniquilação de domínios.

De acordo com LANDGRAF (2001), haverá dissipação de energia sempre que houver variações irreversíveis. Processos de magnetização que sejam reversíveis são não-dissipativos. A movimentação reversível da parede de domínio ocorre quando uma parede está presa a um centro de ancoramento e o acúmulo de energia magnetostática é insuficiente para liberá-la do defeito. A rotação reversível da direção de magnetização também é um processo não-dissipativo e tem participação importante na magnetização dos aços elétricos, acima do joelho da curva de histerese. A Figura 27 demonstra o processo de magnetização de um material sob enfoque do balanço energético.

Figura 12 - Processo de magnetização sob enfoque do balanço energético.



Fonte: (NEGRI, 2011).

A energia acumulada na magnetização do material até a indução máxima (B_s ou M_s) é dada pela área BH conforme mostrado na Figura 27.a. Após atingir a indução máxima, ao diminuir a intensidade do campo H , a curva não percorre seu caminho original, justificado pelas rotações reversíveis de domínio e deslocamentos irreversíveis das paredes de domínio, caracterizando a dissipação de energia. Desta forma, o ramo descendente devolve parte da energia gasta na magnetização, através da rotação reversível de domínios (não-dissipativa). Enquanto na região abaixo do "joelho" da curva, a energia é dissipada através da movimentação irreversível das paredes de

domínio, como visto na Figura 27.b. Portanto, a energia efetivamente dissipada pode ser devida a uma parcela de rotação irreversível dos domínios magnéticos ou devido à movimentação de paredes de domínios durante a aniquilação de domínios no ramo ascendente, ou ainda na nucleação de domínios no ramo descendente (LANDGRAF, 2001).

Em motores elétricos, como o caso de compressores herméticos, de acordo com o sinal alternado aplicado, o campo magnético muda de sentido diversas vezes por segundo. O mesmo ocorre com os domínios magnéticos do material. A cada inversão de orientação imposta, os domínios necessitam superar o atrito e a inércia para se alinharem de acordo com a nova orientação imposta. Ao fazer isso, dissipam uma certa quantidade de energia na forma de calor, que é chamada de perda por histerese (NEGRI, 2011). De acordo com ARAUJO (2008), quanto maior a dificuldade de magnetizar e desmagnetizar um material (coercividade) maior será este atrito e maior será a energia dissipada em forma de calor, ou seja, maior será a perda por histerese magnética.

Nos métodos experimentais, a potência dissipada pelo efeito de histerese é igual ao produto da área interna do laço de histerese, dada por A e pela frequência de formação do laço, dada por f (ANJOS, 2010). A equação 4 abaixo representa a parcela da perda por histerese (Ph) no núcleo do material, dada em [W/kg].

$$Ph = A.f \quad \text{Eq. 4}$$

Segundo o mesmo autor, as perdas por histerese podem ser afetadas devido a presença de inclusões, precipitados, tamanho de grão e discordâncias na estrutura cristalina do material, isto é, a presença desses defeitos levam à redução da permeabilidade magnética e aumento da coercitividade no material (H_C). Estes atuam como centros de aprisionamento que dificultam a mobilidade das paredes de domínio, contribuindo assim para o aumento da perda magnética. A influência desses defeitos serão vistas em capítulos posteriores.

2.7.4.1 Perdas por Corrente de Foucault

De acordo com NEGRI (2011), as perdas por correntes de Foucault ou também chamada de perdas por correntes parasíticas, ocorrem como consequência das correntes induzidas no núcleo ferromagnético quando este é percorrido por um fluxo variável no

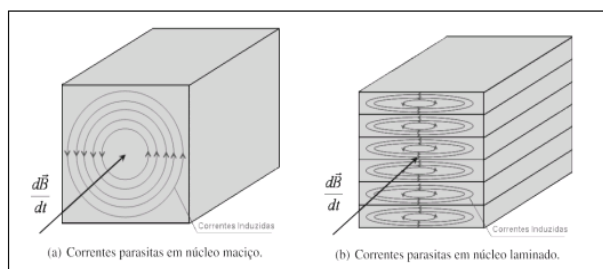
tempo (Lei de Faraday). Estas correntes ao transitarem em um meio condutor provocam dissipação de energia por efeito Joule e conseqüentemente aumentando as perdas magnéticas por esta parcela. A potencia dissipada em forma de calor por unidade de volume é dada pela equação 5, sendo ρ a resistividade elétrica, espessura da chapa dada por e , frequência dada por f e a indução magnética máxima, dada por B_m .

$$Pf = \frac{\pi^2 e^2 f^2 B_m^2}{6.d.\rho} \quad \text{Eq.5}$$

A equação 5 demonstra que as perdas parasitas são proporcionais ao quadrado da espessura da laminação e inversamente proporcional a resistividade elétrica do material. Portanto, caso a espessura seja dobrada, as perdas parasitas se quadruplicarão. Por essa razão, no projeto dos dispositivos eletromagnéticos, o núcleo é dividido em lâminas ou tiras menos espessas. Em geral, para máquinas elétricas, as lâminas utilizadas para fabricação de estatores apresentam espessuras em torno de 0,5 mm (OLIVEIRA, 2013).

Tomando como exemplo uma seção transversal de um material ferromagnético, ocorre a tendência de formação de anéis de correntes induzidas perpendiculares à direção do fluxo. Desta forma, lamina-se o material a fim de dificultar a formação indesejável das correntes parasitas. Quanto menor a espessura da lâmina, maior será a dificuldade para a formação dos anéis de corrente, conseqüentemente, menores serão as perdas por correntes parasíticas (ANJOS 2010) (NEGRI, 2011). OLIVEIRA (2013), complementa em seu estudo que, quanto menor a espessura da chapa e maior a resistividade elétrica menores serão as perdas por esta parcela. A Figura 28 ilustra as correntes de Foucault em núcleo maciço e laminado respectivamente.

Figura 13 - Correntes de Foucault em: a) um núcleo maciço, e b) um núcleo laminado



Fonte: (NEGRI, 2011).

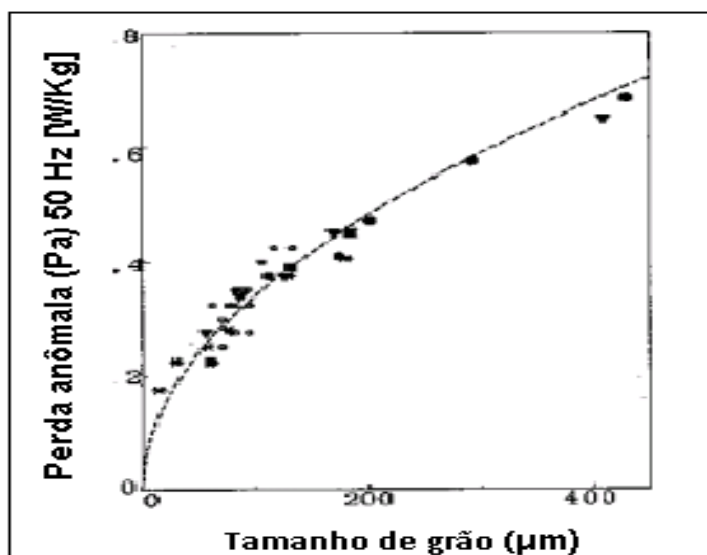
2.7.4.2 Perdas Anômalas

De acordo com BOHN et al., (2004), as perdas anômalas são resultantes do atrito causado pela movimentação das paredes dos domínios magnéticos durante a magnetização, não sendo possível medi-las fisicamente. Entretanto, segundo os autores, podem ser calculadas subtraindo as perdas por histerese e parasíticas das perdas totais no núcleo do material ferromagnético, vista na Eq.6 abaixo.

$$P_a = P_t - (P_h + P_p) \quad \text{Eq.6}$$

De acordo com JÚNIOR (2014), as perda anômalas são afetadas pelo tamanho de grão final do material. Segundo o autor, a evidência dessa relação é fornecida em algumas publicações. A Figura 29 apresenta um gráfico do efeito do tamanho de grão sobre a parcela anômala das perdas. O comportamento dessa parcela é descrito por Bertotti (2006), através da relação $P_a = \alpha d^{1/2}$ onde P_a é a perda anômala e d é o tamanho de grão.

Figura 29 - Perda anômala em função do tamanho de grão.



Fonte: (Adaptado de JÚNIOR, 2014).

2.8 Fatores que afetam as propriedades magnéticas dos aços elétricos de grão não orientado

De acordo com DIAS (2013), as perdas magnéticas são resultado de parâmetros que prejudicam a dinâmica de domínios magnéticos, sendo a microestrutura do material, o principal fator atuante nas propriedades magnéticas. Alterações na microestrutura do material levam o aumento do campo coercivo, dificultando os processos de magnetização e desmagnetização e modificando a curva de histerese.

De um modo geral, fatores como composição química, espessura da chapa, textura cristalográfica, tamanho de grão, teor e natureza de precipitados e inclusões, estado de tensões residuais, densidade de discordâncias e resistividade elétrica são determinantes nas propriedades magnéticas dos materiais (DIAS, 2013).

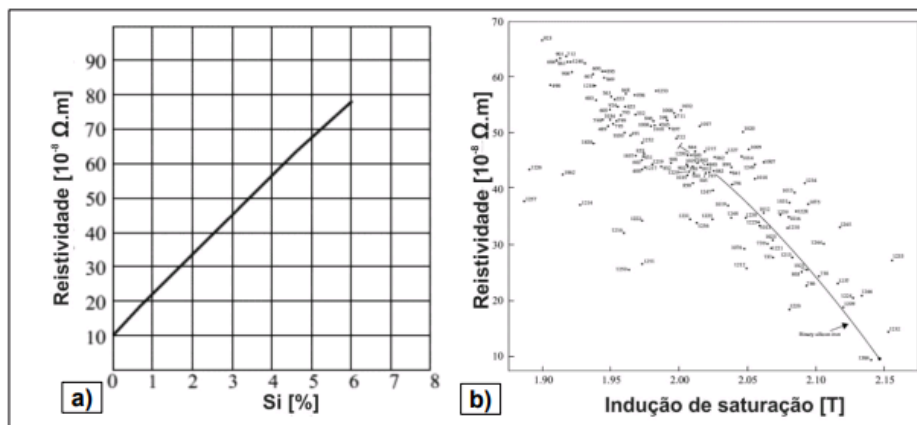
A seguir serão estudados os fatores que influenciam nas perdas magnéticas dos aços elétricos de grão não orientado.

2.8.1 Efeito da composição química e da microestrutura nas perdas magnéticas

Como citado no tópico anterior, a composição química é um dos fatores determinantes nas propriedades magnéticas dos aços elétricos. Uma vez que as principais classes de aços elétricos GNO são diferenciadas basicamente pelo seu teor de silício, alumínio e fósforo.

O silício é um elemento alfacênico adicionado ao aço elétrico para aumentar sua resistividade elétrica e, portanto, promover a diminuição da parcela da perda magnética relativa às correntes parasitas. Uma adição de 3% de Si, por exemplo, aumenta a resistividade elétrica em mais de quatro vezes, se comparada com o ferro puro e aumentam a permeabilidade magnética a baixas induções. Entretanto para altas induções magnéticas ($> 1,5$ T) a adição de silício reduz a indução de saturação e consequentemente reduz a permeabilidade magnética (Figura 30 a e b). Para teores mais elevados, o aço torna-se frágil devido o endurecimento do material, assim podendo comprometer os processos de conformação mecânica em virtude do surgimento de fases ordenadas frágeis. (CASTRO, 2008) (JÚNIOR, 2014).

Figura 14 - Em a) Comportamento da resistividade elétrica com teor de Si e, em b) Influência da resistividade elétrica a indução de magnetização.

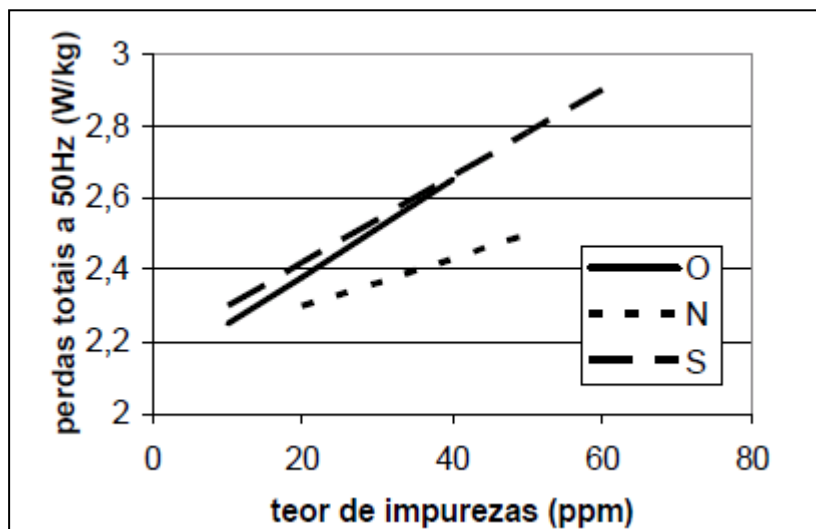


Fonte: (BECKLEY, 2002).

De acordo com CASTRO (2008), o alumínio, assim como o silício pode ser benéfico pois aumenta a resistividade elétrica, e também, em alguns casos, cria uma textura magnética favorável [100]. De acordo com o mesmo autor, nos aços ao silício, o alumínio é adicionado até aproximadamente 0,5% em composição pois o mesmo altera o tamanho das inclusões, que podem ancorar as paredes dos domínios. Além disso JÚNIOR (2014), relata que elementos como Si e Al também influenciam na cinética de precipitação dos carboneto de ferro em aços elétricos, já que ambos possuem solubilidade insignificante na cementita e retardam sua precipitação.

Outro fator de fundamental importância no controle de composição química é a formação de precipitados. A presença de partículas de segunda fase apresentam caráter deletério sobre as propriedades magnéticas elevando as perdas por histerese. A presença de partículas de segunda fase como oxigênio, enxofre e nitrogênio atuam como sítios de ancoramento / aprisionamento impedindo a movimentação das paredes de domínio durante o processo de magnetização, exigindo campos magnéticos maiores para movê-las (JUNIOR, 2010). Em outras palavras, quanto mais partículas de segunda fase em composição menor a distância entre estas e maior é o campo coercivo e consequentemente mais larga é a curva de histerese. Desta forma, segundo o autor é de fundamental importância reduzir o teor desses elementos, evitando a formação de inclusões e/ou precipitados os quais podem interferir negativamente nas propriedades magnéticas dos aços bem como na restrição ao crescimento de grão conforme pode ser visto na Figura 31 (MELQUIÁDES, 2006).

Figura 15 - Efeito do teor de enxofre, oxigênio e nitrogênio nas perdas magnéticas a 1,5 T, 50 Hz em um aço 3%Si.



Fonte: (MELQUÍADES, 2006).

O carbono e nitrogênio possuem elevada capacidade de endurecimento por solução sólida, entretanto com pequenos aumentos de temperatura decorrente do calor gerado pela dissipação de potência associada à perda magnética do aço, podem deixar a solução sólida e precipitar como carbonetos ou nitretos os quais podem reduzir a mobilidade das paredes de domínio magnético, aumentando a perda magnética e provocando o envelhecimento magnético (JÚNIOR, 2014).

2.8.2 Efeito do Tamanho de grão nas perdas magnéticas

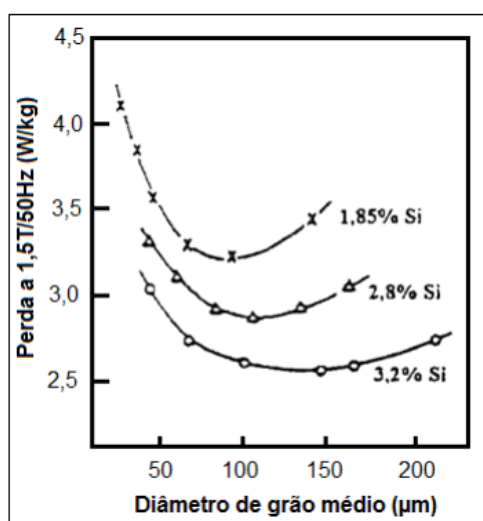
O tamanho de grão apresenta grande influência nas perdas magnéticas e permeabilidade magnética. Os contornos de grão são centros de ancoramento para o movimento dos domínios magnéticos, desta forma a maior quantidade de contornos aumentam as perdas nos aços elétricos (MELQUÍADES, 2006).

De acordo com CASTRO (2008), há uma similaridade entre o movimento das paredes dos domínios ao de discordância em movimento durante a deformação mecânica. Segundo o autor, características microestruturais que dificultam o movimento das discordâncias, também dificultam o movimento das paredes de domínio, endurecendo magneticamente o material. Logo, defeitos como discordâncias, precipitados e contornos de grãos, reduzem a mobilidade das paredes de domínio,

diminuindo assim a permeabilidade magnética e aumentando o campo coercivo, no qual é proporcional ao inverso do tamanho de grão.

Segundo JÚNIOR (2014), após o recozimento, o consequente aumento de grão no aço corresponde também no aumento no tamanho dos domínios magnéticos, o que provoca uma redução da perda magnética por histerese no material. Entretanto, este aumento promove um aumento na velocidade das paredes de domínios com consequente aumento da parcela anômala. Portanto, há um tamanho de grão ideal associado a um compromisso entre o tamanho dos domínios magnéticos e a velocidade das paredes de domínios, o qual minimiza a perda magnética total, como pode ser observado na Figura 32 para aços elétricos com diferentes teores de silício em composição. O aumento do teor de silício diminui as perdas magnéticas totais, devido a redução da componente relativa às correntes parasitas. Dessa forma, para cada classe de aço GNO existe um tamanho de grão ótimo que minimiza a contribuição das parcelas da perda magnética (JÚNIOR, 2014).

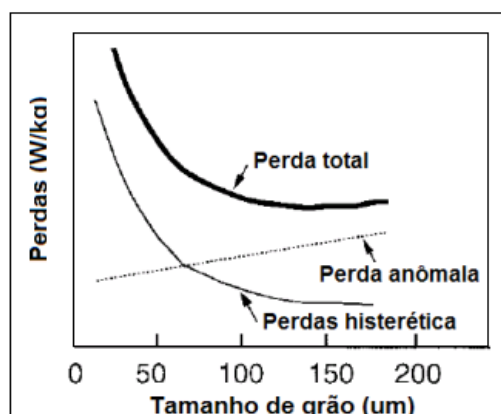
Figura 32 - Influência do tamanho de grão na perda magnética em aços silícios com vários teores de silício.



Fonte: (JÚNIOR, 2014).

Segundo KUROSAKI (1989), o mínimo de perdas ocorre com tamanho de grão de aproximadamente 150 μm, onde o efeito do silício em composição não é considerado. Takashima (1999), corrobora essa afirmação estendendo a faixa de melhor desempenho do material para tamanho de grão entre 100 e 150 μm, como pode ser observado na Figura 33.

Figura 33 - Esboço de um gráfico mostrando o comportamento das perdas total, anômala e histerética com o aumento do tamanho de grão.



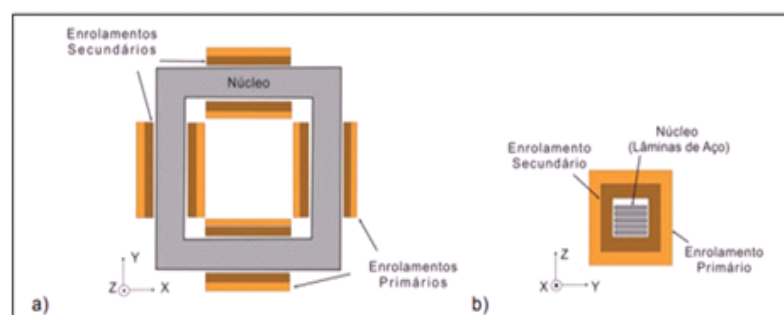
Fonte: (TAKASHIMA, 1999).

2.9 Quadro de Epstein

O dispositivo mais comumente utilizado descrito na NBR 5161, como referência para aferição das propriedades magnéticas de aços laminados é o quadro Epstein. Este dispositivo eletromagnético possui dois enrolamentos. O enrolamento primário é responsável pela geração do campo magnético e o enrolamento secundário pela medição do fluxo magnético induzido (NBR, 5161, 1996).

De acordo com CAMPOS (2006), o quadro é composto por quatro bobinas para cada enrolamento. As amostras são colocadas dentro dos carretéis do quadro justapostas uma a outra obedecendo a disposição de empilhamento nos dois sentidos. As amostras do mesmo sentido de laminação fazem um ângulo de 90° com as do outro sentido de laminação (transversalmente e longitudinalmente ao sentido de laminação). A Figura 34 representa o quadro de Epstein utilizado para aferição das propriedades magnéticas.

Figura 16 - Quadro de Epstein: a) Vista superior, b) Vista em corte.



Fonte: (JÚNIOR, 2007).

A norma 5161 (1996), estabelece alguns requisitos para os ensaios e os mesmos estão enumerados e descritos abaixo:

- 1) O número de lâminas a ser utilizado no ensaio deve ser de no mínimo doze e múltiplo de quatro e pesar em torno de 800 e 1200 gramas, logo a densidade de cada aço deve ser um parâmetro conhecido.
- 2) A largura das lâminas deve ser de 30,0 +/- 0,2 mm e o comprimento pode ser de 280 ou 308 mm. A espessura das lâminas não deve ser superior a 1,0 mm.
- 3) Caso sejam fornecidas amostras em duas direções de corte, são possíveis três formas de ensaio: somente com lâminas transversais (T), somente com lâminas longitudinais (T) ou uma mistura das duas direções de corte (M). No caso de um ensaio misto (M), devem ser utilizadas 50% das amostras na direção longitudinal e 50% na direção transversal de corte da laminação.

Após a definição da configuração do ensaio e a disposição das mesmas dentro dos carretéis do quadro de Epstein, são então aplicadas tensões específicas de acordo com as frequências requeridas e efetuado o cálculo das perdas magnéticas, objetivando medir a potência dissipada pelo aço quando submetido a um campo magnético variável, que está associada a área de histerese e é apresentada em watts/kg.

2.10 Envelhecimento Magnético Acelerado

O envelhecimento magnético em aços silício GNO está associado ao aumento da perda magnética durante a vida útil de uma máquina elétrica. O envelhecimento magnético consiste na deterioração das propriedades magnéticas devido à precipitação de partículas de segunda fase, formadas por elementos intersticiais tais como carbono e nitrogênio, que impedem o movimento das paredes dos domínios magnéticos, aumentando as perdas histeréticas e elevando a dissipação da energia em forma de calor. (TAKAMI, 2009).

De acordo com JÚNIOR (2014), a temperatura de serviço na qual um aço GNO está submetido, normalmente não ultrapassa 200°C, sendo da ordem de 80°C para compressores herméticos. Assim, existem alguns testes de envelhecimento

normatizados, a fim de se avaliar se o aço irá envelhecer em serviço. A norma NBR 5161 propõe que o teste seja realizado a 225°C durante 24h.

De acordo com NEGRI (2011), as propriedades podem se manifestar de forma lenta à temperatura ambiente, mas acelera à medida que se eleva a temperatura entre 150°C e 350°C. A norma brasileira NBR 5161 (1996) no item 3.10 cita:

“No caso de medição de perdas a serem efetuadas em corpos-de-prova envelhecidos, estes devem ser aquecidos durante 600h a 100°C e resfriados à temperatura ambiente. Podem ser efetuadas medições intermediárias depois de 200h e 400h para assegurar-se de que o envelhecimento estará terminado após 600h. Mediante acordo entre fornecedor e comprador, na ordem de compra, pode ser efetuado um ensaio acelerado de 24h a 225°C em substituição ao tratamento indicado acima.”

Segundo NEGRI (2011), para se avaliar quanto um dado aço envelheceu, usa-se o índice de envelhecimento (IE), que é a variação relativa da perda magnética provocada pelo envelhecimento, isto é:

$$IE\% = \frac{P_{env} - P_{antes}}{P_{antes}} \cdot 100 \quad \text{Eq. 7}$$

Onde:

- P antes é a perda magnética antes do tratamento de envelhecimento; e
- P env é a perda magnética após o tratamento de envelhecimento.

3. METODOLOGIA

Neste trabalho foram utilizadas duas composições de chapas de aço elétrico de grão não orientado semiprocessadas, dadas como aço A (utilizado industrialmente) e B (em processo de certificação). Sendo este último com maior teor de carbono, enxofre, manganês, fósforo e silício em sua composição. Tais chapas foram selecionadas por apresentarem variação em seus comportamentos mecânicos, manifestada sob ponto de vista de erro de planicidade de lâminas de estator para o aço A. Desta forma, o presente trabalho estuda a viabilidade da substituição do aço B pelo aço A.

No intuito de comprovar a viabilidade da substituição do aço B pelo aço A, foram realizados estudos de forma analisar a influencia dos parâmetros metalúrgicos nas propriedades mecânicas e magnéticas de ambos os aços. Assim, foram realizados análises microestruturais das etapas do processamento termomecânico das chapas de aço no estado de entrega e das lâminas do estator, ensaios de tração e microdureza para a avaliação das propriedades mecânicas de ambos os aços e buscar entender os possível motivos do erro de planicidade. Já no aspecto magnético, foram realizadas análises de composição química, tamanho de grão e perda magnética antes e depois do tratamento térmico para ambos os aços, de forma a verificar se o aço B atende ou supera os requisitos magnéticos necessários para a respectiva aplicação industrial e substituição.

3.1 Materiais

Os aços utilizados neste trabalho foram fornecidos em forma de chapas bobinadas de 6mm de espessura e 1200 mm de largura. As composições químicas e propriedades mecânicas desses aços no estado de entrega estão evidenciadas na Tabela 1

Tabela 1 - Composições Química de ambos Aços GNO semiprocessados, conforme dados de catalogo.

Aço	Carbono (C)	Enxofre (S)	Manganês (Mn)	Fósforo (P)	Alumínio (Al)	Silício (Si)
A	0,0018 %	0,006%	0,18%	0,010%	0,034%	0,25%
B	0,0050%	0,008%	0,60%	0,018%	0,0023%	0,44%

Fonte: O Autor, (2020).

Tabela 2 - Propriedades mecânicas de ambos Aços GNO semiprocessados, conforme dados catálogo.

Aço	Espessura (mm)	Resistência a Tração [MPa]	Tensão de Escoamento (0,2%) [MPa]	Alongamento [%]	Dureza (HV)
A	0,6	320 - 410	280 - 370	25-32	120-160
B	0,6	350-470	250-450	17-20	170-185

Fonte: O Autor, (2020).

3.2 Procedimento Experimental

3.2.1 Análise Microestrutural

Com intuito de avaliar a influência dos parâmetros microestruturais nas respostas mecânicas dos dois aços em estudo, buscou-se primeiramente analisar a evolução da microestrutura nas etapas de processamento termomecânico para ambos os aços, isto é, a partir da caracterização dos aços no estado de entrega pelos fornecedores, depois da estampagem sem tratamento térmico e por fim após estampagem e tratamento térmico.

Na etapa inicial do estudo foi obtida uma amostra no estado de entrega para cada aço advindo do corte dos respectivos "Slitter". De forma a evitar divergências nos resultados quanto às propriedades mecânicas, os cortes para ambos os aços foram realizados no meio do "Slitter". Na segunda etapa, as lâminas do estator foram obtidas pelo processo estampagem e posteriormente levadas aos fornos de tratamento térmico. Assim, nesta etapa foi selecionada uma amostra para cada aço antes do tratamento térmico e na última etapa uma amostra para cada aço após tratamento térmico. Novamente, de forma a evitar divergências nos resultados quanto às propriedades mecânicas, as amostras de ambos os aços foram selecionadas quando foi observado metade "Slitter estampado, de forma "evitar efeito rabo e cabeça".

Após a obtenção das amostras, as mesmas foram cortadas no sentido transversal de laminação e embutidas em resina acrílica, seguido da utilização de lixadeira automática, força normal de 40 N, passando pelas lixas 120, 600 e 1200. O polimento, foi realizado manualmente, com suspensão de alumina de 1 μ m (50%), e o ataque químico foi realizado com Nital (3,5%). Essas avaliações foram realizadas no laboratório metalúrgico da empresa, utilizando microscópio óptico Zeiss modelo Axio Vert 01. Deve-se salientar que os cortes metalográficos das amostras (chapas) no estado de entrega foram realizados nas extremidades da chapa. Já para as lâminas do estator, os cortes foram realizados na região da coroa e do dente.

3.2.2 Tamanho de grão

Para a análise do tamanho de grão, foi utilizada a mesma amostra da seção 3.1.1. De forma a evitar a divergência nos resultados quanto ao tamanho de grão antes e

depois do tratamento, as análises não foram realizadas nas regiões dos dentes das lâminas do estator, e sim na região da coroa. Esta escolha se justifica pelo fato de que as regiões dos dentes ou próximos dos mesmos, apresentam grande "stress" gerado devido a deformação imposta pelo processo de estampagem, conseqüentemente, gerando alterações nos resultados devido ao refinamento dos grãos de ambos os aços.

Para a análise do tamanho de grão, foi utilizado o método do intercepto linear médio, executado de acordo com a norma ASTM E112 (2007). As micrografias foram feitas com aumento de 100x. Posteriormente foram abertas no software ImageJ (*Image Processing and Analysis in Java*). Nesta análise foi contado uma ocorrência para cada ponto onde a linha teste interceptou um contorno de grão. Deve-se destacar que, para casos em que a linha intercepte um ponto triplo (ponto de encontro entre os contornos de três grãos adjacentes), é contado 1,5 ocorrências (ASTM, 2007). Assim determinou-se o tamanho de grão médio para cada cenário metalúrgico.

3.2.3 Análise de Inclusões

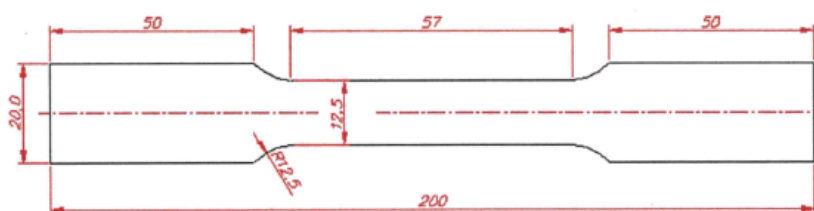
Com o objetivo de identificar possíveis impurezas contidas em ambos os aços nos cenários metalúrgicos, utilizou-se a mesma amostra da seção 3.1.1. Diante disto, as avaliações foram realizadas sem ataque químico no laboratório de uma empresa parceira, utilizando microscópio óptico Zeiss modelo Axio Vert 01. Entretanto, como a amostra já havia sido atacada quimicamente, foi necessário aplicar a mesma sequência de lixamento e polimento descrita na seção 3.1.1 a fim de remover o reagente Nital aplicado anteriormente.

3.2.4 Ensaio de Tração

Para a realização do ensaio de tração foram utilizados 20 corpos de prova no total confeccionados a partir do corte das chapas (Slitter) de ambos os aços no estado de entrega para o ensaio mecânico com dimensões ilustradas na Figura 35. Sendo 10 corpos de prova utilizados para o ensaio de tração no aço A e os demais utilizados para o ensaio de tração no aço B. Para cada um dos aços, foram destinadas 5 amostras para o ensaio no sentido transversal de laminação e os 5 demais no sentido longitudinal de laminação. Para este ensaio foi utilizada a máquina universal de ensaios MTS 810

seguinto as normas ASTM A 370/97. Para o ensaio, foi utilizada uma taxa de aquisição de dados de 20 Hz e uma velocidade de 30 mm/min com uma célula de carga de 1200 quilogramas e fez-se o uso de um extensômetro para medida do deslocamento. O critério para medir o limite de escoamento foi de 0,2% de deformação e a base para a medição do alongamento foi de 50 mm.

Figura 17 - Dimensões dos corpos de prova utilizados para ensaio de tração de ambos os aços, de acordo com a norma ASTM A370.



Fonte: O Autor, (2020).

3.2.5 Ensaio de Microdureza

Os perfis de microdureza foram realizados por meio de um microdurômetro da marca Shimadzu modelo MHV 02, utilizando um penetrador de diamante com ângulo de 136°, com carga de 0,1 kgf. Foram realizados perfis de microdureza perpendiculares à linha de espessura, com objetivo de registrar a variação de microdureza ao longo dessa região. Deve-se salientar que este ensaio foi realizado na mesma amostra metalográfica utilizada para analisar as microestruturas de ambos os aços da seção 3.1.1. Neste ensaio foram obtidos trinta pontos para ambos os aços, sendo dez pontos analisados na condição do estado de entrega, dez na condição após estampagem sem tratamento térmico e dez pontos após estampagem e tratamento térmico.

3.2.6 Análises Magnéticas

Para a realização dos ensaios magnéticos, foram confeccionados a partir do corte dos "blanks" utilizando uma prensa da marca Fermasa hidráulica, 240 corpos de prova (CP), sendo 120 CP para o aço A e para 120 CP para o aço B, com dimensões de 280 x 30 x 0,60 mm, dimensões estas apropriadas para a caracterização magnética. Destes 120 CP, 60 CP cortados no sentido transversal e longitudinal da laminação antes e depois do

tratamento térmico para ambos os aços, como pode ser observado em mais detalhes na Tabela 3.

Tabela 3 - Laminas (CP) e sentidos de corte de laminação para cada aço.

Aço	Quantidade de CP	Sentido de laminação	Tratamento Térmico
A	30	Transversal	Não
A	30	Longitudinal	Não
A	30	Transversal	Sim
A	30	Longitudinal	Sim
B	30	Transversal	Não
B	30	Longitudinal	Não
B	30	Transversal	Sim
B	30	Longitudinal	Sim
Total	240	-	-

Fonte: O Autor, (2020).

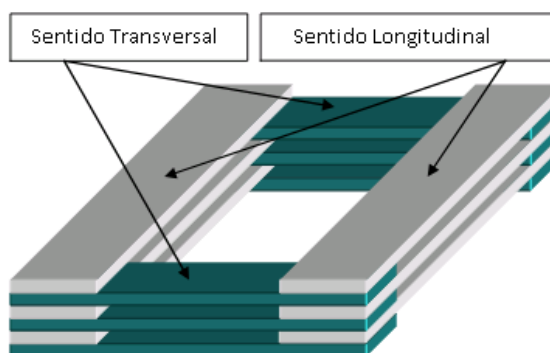
3.2.7 Ensaios de Perda Magnética e Permeabilidade

A obtenção das perdas magnéticas e permeabilidade magnética podem ser obtidas através da utilização do quadro de Epstein, equipamento Brockhaus Messtechnik, modelo MPG100D, procedimento padronizado pela norma brasileira NBR 5161 (1996).

Neste procedimento, inicialmente foram medidas as massas das lâminas confeccionadas de ambos os aços com exatidão de $\pm 0,1\%$ através de uma balança de precisão. Antes de se realizar o ensaio recomenda-se (ABNT,1977) que se faça a desmagnetização das amostras, a fim de se evitar que erros originários da estampagem, possam alterar as características magnéticas da amostra, influenciando nos resultados da medição. No processo de desmagnetização aplica-se tensão no enrolamento primário do quadro de Epstein até que a corrente atinja o valor máximo que o quadro suporta, no caso em questão 10 A, reduzindo-se a tensão, gradativamente até zero. Após a desmagnetização, as lâminas foram inseridas no quadro de Epstein, formando juntas duplamente sobrepostas nos cantos. Deve-se salientar que o ensaio foi realizado com 50% das lâminas no sentido transversal de laminação e 50% no sentido longitudinal de

laminação, isto é, para cada ensaio de Epstein antes e depois do tratamento térmico (aço A e B) foram utilizadas um total de 60 amostras, sendo 30 amostras no sentido transversal e 30 amostras no sentido longitudinal de laminação. Tomando a norma NBR 5161 (1996), como referência, as lâminas foram inseridas no quadro de Epstein de tal forma que as lâminas de mesma direção de corte ficassem em segmentos paralelos e fazendo um ângulo de 90° com as do outro sentido de laminação, como pode ser visto foi na Figura 36 abaixo.

Figura 18 - Posicionamento das lâminas no interior do quadro de Epstein no padrão de 50% transversal e 50% longitudinal.



Fonte: (Apostila EMBRACO, 2013).

Após a colocação das amostras dentro dos carretéis do quadro, obedecendo a disposição de empilhamento nos dois sentidos, foi possível determinar a perda magnética, permeabilidade magnética dos aços antes e depois do tratamento térmico e o envelhecimento magnético. O ensaio de envelhecimento magnético teve como objetivo observar o fenômeno de degradação das propriedades magnéticas com o passar do tempo de ambos os aços. Desta forma, os corpos de prova padronizados passaram por tratamento acelerado, isto é, os corpos de prova foram aquecidos em uma estufa Memmert - UFE 500, durante 24h a 225 °C e resfriados em temperatura ambiente, seguindo o procedimento descrito pela norma NBR 5161 e ensaiados no quadro de Epstein. Deve-se salientar que, para o estudo foram utilizadas frequências específicas de 50 Hz e 60 Hz, objetivando medir a potência dissipada pelos aços quando submetidos a um campo magnético variável com induções magnéticas de 1,0 T e 1,5 T respectivamente.

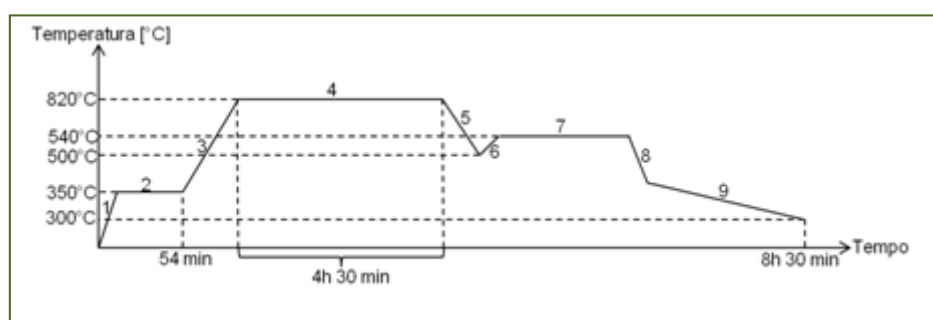
3.2.8 Análise de Composição Química

A análise da composição química foi realizada com o objetivo de identificar possíveis reduções no teor de carbono após a descarbonetação para ambos os aços. Para tal utilizou-se um espectrômetro de emissão óptica, marca Spectro. Para esta análise foi utilizada a mesma amostra da seção 3.1.1.

3.2.9 Tratamento Térmico

Os corpos de prova do trabalho foram submetidos ao ciclo completo de tratamento térmico de recozimento utilizado industrialmente na empresa, com duração de aproximadamente 10 hora e meia. A Figura 37 apresenta de modo esquemático o ciclo térmico de recozimento empregado para o tratamento dos corpos de prova e a Tabela 4 demonstra esquematicamente os respectivos valores de temperatura e tempo de cada etapa.

Figura 37 - Curva de Tratamento Térmico



Fonte: O Autor, (2020).

Tabela 4 - Parâmetros de Temperatura e Tempo no ciclo de Tratamento.

ETAPA	TEMPERATURA	TEMPO
1-2 Burn- Off	Até 350 °C	54 min
2-3 Descarbonetação	Até 820 °C	270 min
5- Resfriamento	Até 500 °C	23 min
6-7 Azulamento	Até 540 °C	Confidencial
8- Resfriamento Rápido	Até 350 °C	Confidencial
9- Resfriamento Lento	Até 25 °C	120 min

Fonte: O Autor, (2020).

ETAPAS 1 e 2 – Nestas etapas o material foi aquecido até a temperatura de 350°C, onde o óleo proveniente do processo de estampagem foi removido. Esta fase deve ser preferencialmente realizada numa zona fisicamente separada da zona de descarbonetação com a atmosfera seca, ou seja, como ponto de orvalho muito baixo para que não ocorra oxidação, que interferiria negativamente na etapa seguinte.

ETAPAS 3 e 4 – Foram realizadas as etapas de aquecimento até a temperatura de descarbonetação e patamar de 4 horas e meia na mesma, onde foi injetada a mistura de gases H₂-N₂, adicionando vapor d'água até que o ponto de orvalho atingisse um valor de aproximadamente 30°C. A temperatura foi de 820°C (dentro da faixa usual de 750 a 900°C), fazendo com que este processo ocorresse predominantemente no campo bifásico ($\alpha + \gamma$). Com a dissociação dos carbonetos e posterior difusão do carbono principalmente nos contornos de grãos faz com que seja possível ocorrer simultaneamente a recristalização e o crescimento de grãos.

ETAPAS 5, 6 e 7 – Etapas de resfriamento até 500°C com posterior aquecimento e patamar até a temperatura de azulamento ou oxidação que é de 540°C. Ocorre então a oxidação da superfície das lâminas formando uma camada aderente composta basicamente do óxido de ferro Fe₃O₄ (magnetita).

ETAPAS 8 e 9 – Consistiu no resfriamento das lâminas da temperatura de recozimento até 300°C, processo que se inicia com um resfriamento rápido com posterior resfriamento lento de modo que o carbono ainda existente em solução não precipite, minimizando o efeito do envelhecimento magnético. Após saírem do forno, as amostras foram resfriadas por mais duas horas até a temperatura ambiente, totalizando um tempo de 10 horas e meia do início até o final do tratamento.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A apresentação e discussão dos resultados foram divididos em cinco grupos, como mostrado abaixo:

- Resultado de composição química após tratamento térmico, caracterização microestrutural e tamanho de grão dos aços A e B durante as etapas de processamento metalúrgico;
- Análise do nível de inclusões nos aços A e B;
- Resultado de tração dos aços A e B no estado de entrega;

- Resultado de microdureza dos aços A e B durante as etapas de processamento metalúrgico;
- Ensaio magnéticos dos aços A e B antes e depois do tratamento térmico.

De forma a facilitar o entendimento das discussões, a Tabela 5 abaixo apresenta os resultados de composição química após tratamento térmico e dos ensaios de tração e dureza.

Tabela 5 - Resultados encontrados para composição química e ensaios mecânicos.

Elementos	Aço A		Aço B	
	Sem TT	Após TT	Sem TT	Após TT
C (%)	0,0018	0,0010	0,0050	0,0030
S (%)	0,0060	0,0040	0,0080	0,0090
Mn (%)	0,18	0,18	0,60	0,59
P (%)	0,010	0,010	0,18	0,018
Al (%)	0,0034	0,0032	0,0023	0,0023
Si (%)	0,25	0,21	0,44	0,45
Tamanho de grão ASTM	8 a 9	2	6 a 7	1 a 2

Fonte: O Autor, (2020).

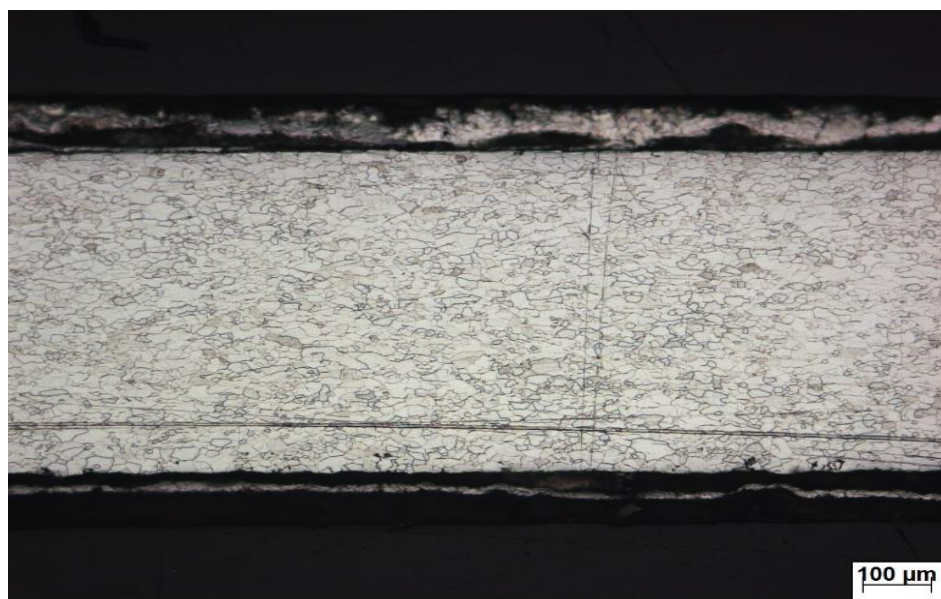
4.1 Análise Microestrutural

Com o intuito de verificar a influência da microestrutura de ambos os aços nas propriedades mecânicas dos mesmos, a fim de compreender as possíveis razões para o defeito de planicidade ocorrer com alta frequência no aço A e com baixa frequência no aço B, foram realizadas análises e caracterizações microestruturais, conforme citado na metodologia apresentada.

As Figuras 38 e 38 demonstram as caracterizações microestruturais de ambos os aços no estado de entrega. Pode-se observar na Figura 38 que a microestrutura do aço A apresentou grãos alongados homogeneamente distribuídos, com tamanho na faixa de (ASTM 8 a 9) e presença de inclusões na região da coroa. Já na Figura 39 pode-se observar que a microestrutura do aço B apresentou grãos mais grosseiros homogeneamente distribuídos, com tamanho na faixa de (ASTM 6 a 7) e presença de

inclusões distribuídas na região analisada. Neste trabalho não foi possível obter informações quanto ao grau de deformação gerado pela laminação de encruamento (skin pass) em ambos os aços, entretanto, visualmente nota-se que a deformação gerada no aço A foi mais elevada que no aço B. De acordo com CASTRO (2000), o encruamento (skin pass) gera uma certa quantidade de energia, que é na maior parte perdida na forma de calor, porém parte desta energia é armazenada na forma de defeitos cristalinos, como discordâncias sendo que a densidade das mesmas num metal aumenta com a deformação. O movimento das discordâncias ao longo dos planos de escorregamento e a distorção dos planos resultantes das deformações dos grãos adjacentes elevam a quantidade de defeitos na estrutura cristalina, dificultando o escorregamento e assim aumentando a resistência para mover a discordância. Com isto ocorre o aumento da dureza do material, do limite de escoamento e da resistência, reduzindo o alongamento, fato tal observado para ambos os aços na Tabela 5.

Figura 19 -Microestrutura do aço A no estado de entrega, Mo, 100x.



Fonte: O Autor, (2020).

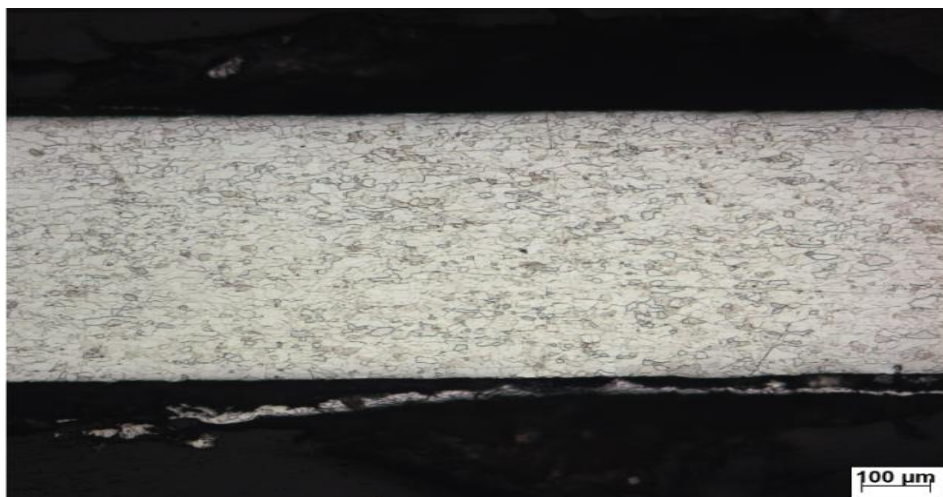
Figura 20 - Microestrutura do aço B no estado de entrega, Mo, 100x.



Fonte: O Autor, (2020).

As Figuras 40 e 41 demonstram as caracterizações microestruturais de ambos os aços após o processo de estampagem sem tratamento térmico. Pode-se notar que a região da coroa da lâmina do estator não foi tão afetada pela estampagem, assim a microestrutura nesta região permaneceu bem semelhante aquela encontrada na condição de entrega para ambos os aços. As amostras dos dois aços apresentaram grãos ferríticos associados a carbonetos e inclusões dispersas na matriz após estampagem e sem tratamento térmico, como poderá ser visto na Figura 44 adiante. Os tamanhos de grão para os aços A e B ficaram na faixa de possuem (ASTM 8 a 9) e (ASTM 6 a 7) respectivamente.

Figura 40 - Microestrutura do aço A após estampagem sem TT, Mo, 100x.



Fonte: O Autor, (2020).

Figura 21 - Microestrutura do aço B após estampagem sem TT, Mo, 100x.



Fonte: O Autor, (2020).

A Figura 42 e 43 demonstram as caracterizações microestruturais de ambos os aços após o processo de estampagem e tratamento térmico. Foi possível notar um que as amostras dos dois aços apresentaram grãos ferríticos associados a carbonetos e inclusões dispersas na matriz e crescimento homogêneo dos grãos no recozimento de ambos os aços, como poderá ser visto adiante. De acordo com CASTRO (2000), graus de encruamento (skin pass) na ordem de 5%, provoca o aumento da energia interna no material, logo a estrutura, após recozimento, fica mais homogênea com grãos grosseiros na região da coroa. Desta forma, devido ao grau de encruamento imposto e a descarbonetação gerada após tratamento, propiciou o crescimento de grão, fazendo com que os aços A e B atingissem tamanhos de até (ASTM 2) e (ASTM 1 a 2) respectivamente.

Figura 22 - Microestrutura do aço A após estampagem com TT, Mo, 100x.



Fonte: O Autor, (2020)

Figura 23 - Microestrutura do aço B após estampagem com TT, Mo, 100x.

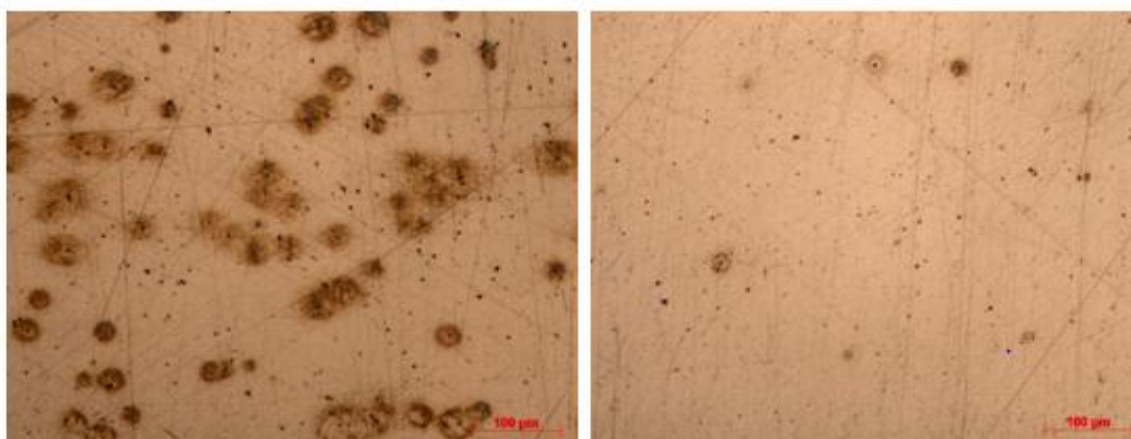


Fonte: O Autor, (2020).

4.2 Avaliação dos Níveis de Inclusões

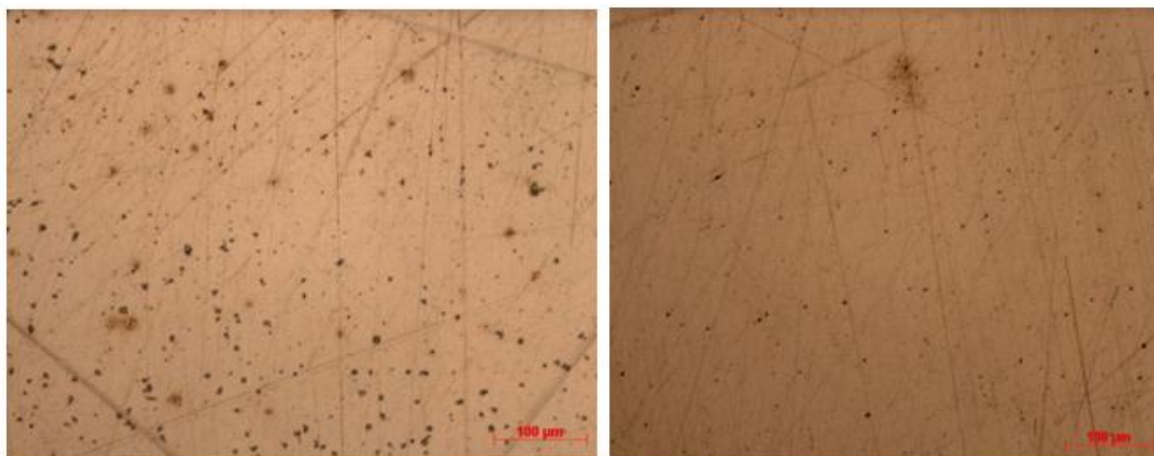
Com o objetivo de identificar possíveis inclusões contidas em ambos os aços, a amostra da seção 3.1.1 foi analisada em microscópio óptico com aumento de 200x sem ataque químico. As Figuras 44 e 45 demonstram as microestruturas das lâminas do estator na região coroa, depois do tratamento térmico para ambos os aços.

Figura 24 - Microestruturas antes do tratamento térmico, sem ataque químico, Mo, 200x. Esquerda - Aço A; Direita - Aço B.



Fonte: O Autor, (2020).

Figura 45 - Microestruturas após tratamento térmico, sem ataque químico, Mo, 200x.
Esquerda - Aço A; Direita - Aço B.



Fonte: O Autor, (2020).

A partir das microestruturas geradas sem ataque químico, pode-se notar que o aço A apresentou maiores quantidades de inclusões na estrutura quando comparado ao aço B. Esta afirmação pode ser embasada a partir da quantidade de pequenos pontos pretos distribuídos por unidade de área no material, indicando a existência de óxidos (Al_2O_3), como pode ser visto na Figura 45. Esse resultado está coerente, visto que o aço A, o qual apresenta maiores teores de alumínio em composição apresentou maiores quantidades de inclusões.

4.3 Ensaios Mecânicos

4.3.1 Ensaio de Tração e Microdureza

Após a realização dos procedimentos citados na metodologia (seção 3.2.4) foi possível obter os resultados quanto às propriedades mecânicas no sentido transversal e longitudinal de laminação à partir do gráfico tensão x deformação. De forma à embasar mais os resultados foram realizados ensaios de microdureza na região da espessura do material nos três cenários de processamento termomecânico. A Tabela 6 abaixo apresenta os valores médios obtidos à partir dos 10 corpos de prova para ambos os aços na condição de entrega e também apresenta os valores médios de microdureza à partir de 10 aferições para cada cenário (condição de entrega, após estampagem sem tratamento térmico, e após estampagem e tratamento térmico).

Tabela 6 – Resultados dos ensaios mecânicos de tração e microdureza para o aço A e B.

Aço	Sentido	Espessura [mm]	Largura [mm]	Limite de escoamento (LE) [MPa]	Limite de Resistência (LR) [MPa]	Alongamento em 50 mm
A	Transv.	0,60 ± 0,00	12,50 ± 0,01	320,60 ± 2,07	390,80 ± 2,95	24,95 ± 2,45
B	Transv.	0,59 ± 0,01	12,50 ± 0,01	361,00 ± 2,31	425,67 ± 3,07	21,55 ± 0,37
A	Long.	0,59 ± 0,01	12,49 ± 0,01	325,60 ± 5,81	390,40 ± 7,92	26,46 ± 1,06
B	Long.	0,59 ± 0,01	12,49 ± 0,01	368,33 ± 1,75	429,68 ± 2,74	18,56 ± 0,90
Aço	Estado de Entrega	Após Estampagem sem TT		Após Estampagem com TT		
	Dureza (HV - 0,1)	Dureza (HV - 0,1)		Dureza (HV - 0,1)		
A	155 ± 5,3	156 ± 5,4		139 ± 6,8		
B	179 ± 8,5	180 ± 5,6		141 ± 3,3		

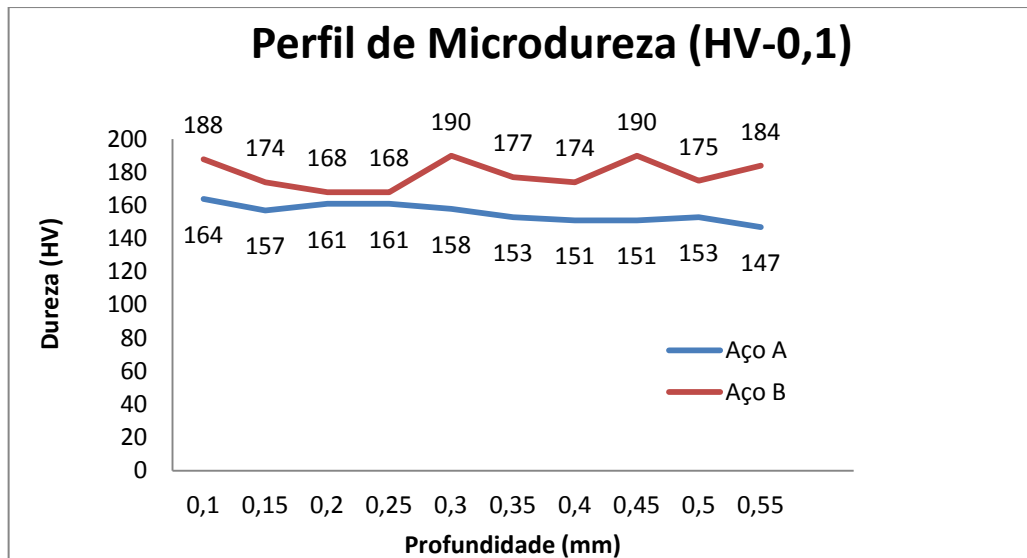
Fonte: O Autor, (2020).

Como pode ser visto na Tabela 6, as amostras do aço A com sentido de laminação transversal apresentaram limite de escoamento médio de $320,60 \pm 2,07$ MPa, limite de resistência médio de $390,80 \pm 2,95$ MPa e alongamento médio de $24,95 \pm 2,45\%$. Enquanto isso, as amostras do aço B com sentido de laminação transversal apresentaram um limite de escoamento médio de $361,00 \pm 2,31$ MPa, limite de resistência médio de $425,67 \pm 3,07$ MPa e um alongamento médio de $21,55 \pm 0,37\%$. As amostras do aço A com sentido longitudinal de laminação obtiveram um valor médio de limite de escoamento de $325,60 \pm 5,81$ MPa, limite de ruptura médio de $390,40 \pm 7,92$ MPa e alongamento médio de $26,46 \pm 1,06\%$. Enquanto isso, as amostras do aço B com sentido longitudinal de laminação obtiveram, um valor médio de limite de escoamento de $368,33 \pm 1,75$ MPa, limite de resistência médio de $429,68 \pm 2,74$ MPa e alongamento médio de $18,56 \pm 0,90\%$.

As Figuras 46, 47, e 48 demonstram gráfico de perfil de microdureza de acordo com a profundidade para os aços A e B no estado de entrega, na região após

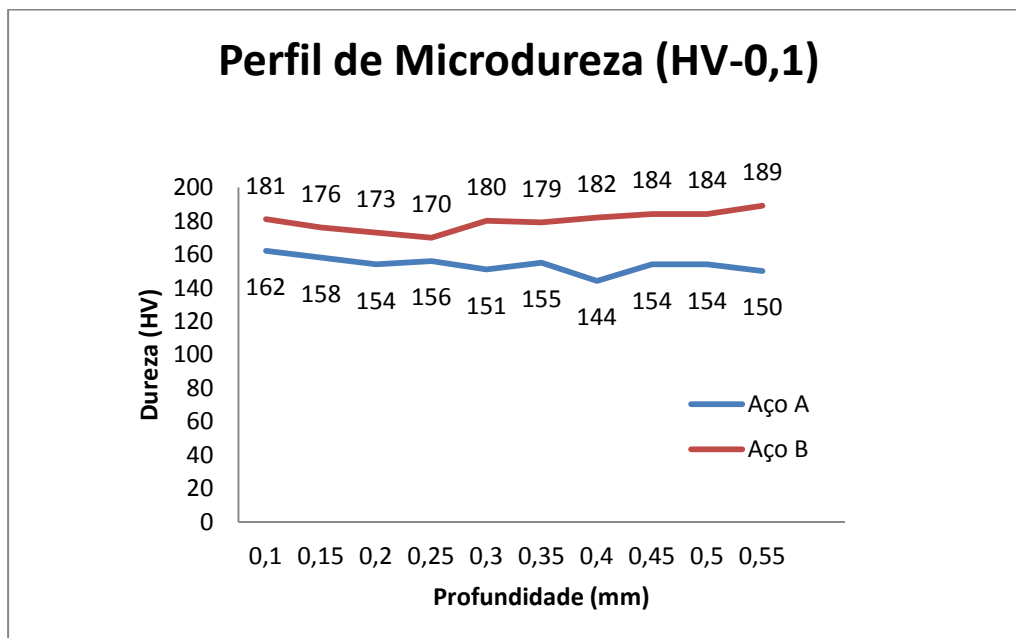
estampagem sem tratamento térmico e após estampagem com tratamento térmico respectivamente.

Figura 46 - Perfil de microdureza no estado de entrega para o aço A e B.



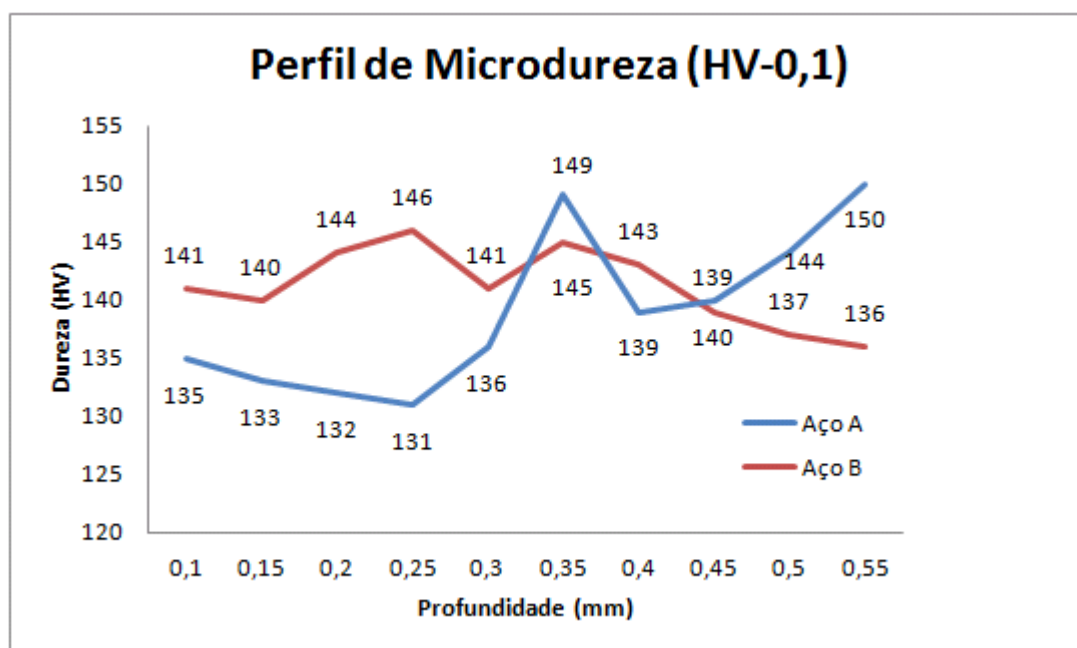
Fonte: O Autor, (2020).

Figura 47 - Perfil de microdureza após estampagem sem tratamento para o aço A e B.



Fonte: O Autor, (2020).

Figura 48 - Perfil de microdureza após estampagem com tratamento para o aço A e B.



Fonte: O Autor, (2020).

Ao realizar uma comparação entre o aço A e o aço B, nota-se que o último apresenta maior resistência mecânica (limite de escoamento médio e resistência à tração médio) em ambos os sentidos de laminação (transversal e longitudinal). Ao analisar a Tabela 6, nota-se também que o aço B na condição de entrega apresenta uma média de microdureza mais elevada que o aço A. Entretanto, ao se analisar as microestruturas da condição de entrega, nota-se que o aço B possui tamanhos de grão mais grosseiros do que o aço A (coroa). Uma das possíveis explicações para justificar a maior resistência do aço B é a composição química presente no mesmo, principalmente pelo maior teor de silício em composição quando comparado ao aço A. De acordo com GORNI (2009), uma forma de se aumentar a resistência mecânica dos aços consiste em se acrescentar a ele elementos de liga que promovam endurecimento por solução sólida, o que leva a aumento nos limites de escoamento e resistência, ainda que com alguma redução na sua ductilidade. Como visto no tópico 3.1, os teores percentuais na condição de entrega, de carbono (C), manganês (Mn), fósforo (P) e silício (Si) são consideravelmente mais elevados do que no aço A. Estes elementos, quando presentes na estrutura do material, provocam aumento de resistência mecânica, dureza (C, Mn, P, Si) e redução da ductilidade (C, P). Geralmente o "P", além de possuir efeito significativo no aumento da resistência mecânica com pouca perda de ductilidade, promove a formação de textura cristalográfica favorável ao processo de estampagem do material. Caso o teor de "P"

não for suficiente para se atingir os níveis de resistência mecânica desejados, utilizam-se então, teores mais elevados de Mn, o terceiro elemento com maior eficácia no endurecimento por solução sólida, atrás apenas de "Si" e "P".

Neste contexto, diante das análises microestruturais e dos resultados mecânicos encontrados para ambos os aços, torna-se complexo a explicação do possível motivo da alta frequência de erro de planicidade no aço A em detrimento do aço B. Entretanto, existe um possível indício no qual permite sustentar um melhor desempenho mecânico do aço B quando comparado ao aço A, sendo este: o menor nível de inclusões presentes, que por sua vez tendem a fragilizar o material por atuarem como barreiras para o movimento atômico.

4.4 Resultados Magnéticos

Como citado na metodologia, foram utilizadas as frequências de 50 Hz e 60 Hz com induções de 1,0 T e 1,5 T respectivamente para a análise de perda magnética e permeabilidade magnética antes e depois do tratamento térmico para o aço A e B. A Tabela 7 demonstra os resultados encontrados.

Tabela 7 - Resultados magnéticos obtidos para ambos os aços.

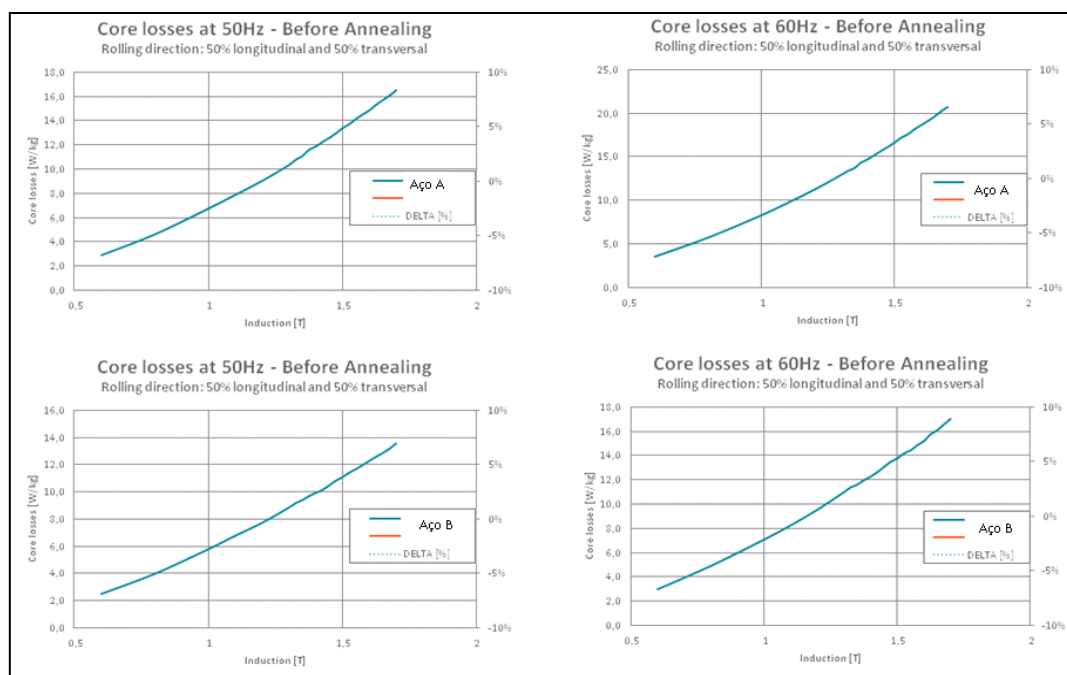
Aço	Propriedade	1,0 T	1,0 T	1,5 T	1,5 T
		50 HZ	60 HZ	50 HZ	60 HZ
A - Sem TT	Perda [W/kg]	6,76	8,31	13,3	16,6
	Permeabilidade [H/m]	500	500	1100	1100
A - Após TT	Perda [W/kg]	2,69	3,50	6,20	8,26
	Permeabilidade [H/m]	3500	3500	5000	5000
A- Env. IE	Perda [W/kg]	2,72	3,61	6,20	8,39
	Perda [W/kg]	1,11	3,14	0	1,57
B- Sem TT	Perda [W/kg]	5,78	7,11	11,1	13,8
	Permeabilidade [H/m]	420	420	1100	1100

B- Após TT	Perda [W/kg]	2,07	2,73	4,94	6,63
	Permeabilidade [H/m]	4500	3900	6500	5500
B - Env.	Perda [W/kg]	2,16	2,85	5,18	6,85
IE	Perda [W/kg]	4,34	4,39	4,85	3,31

Fonte: O Autor, (2020).

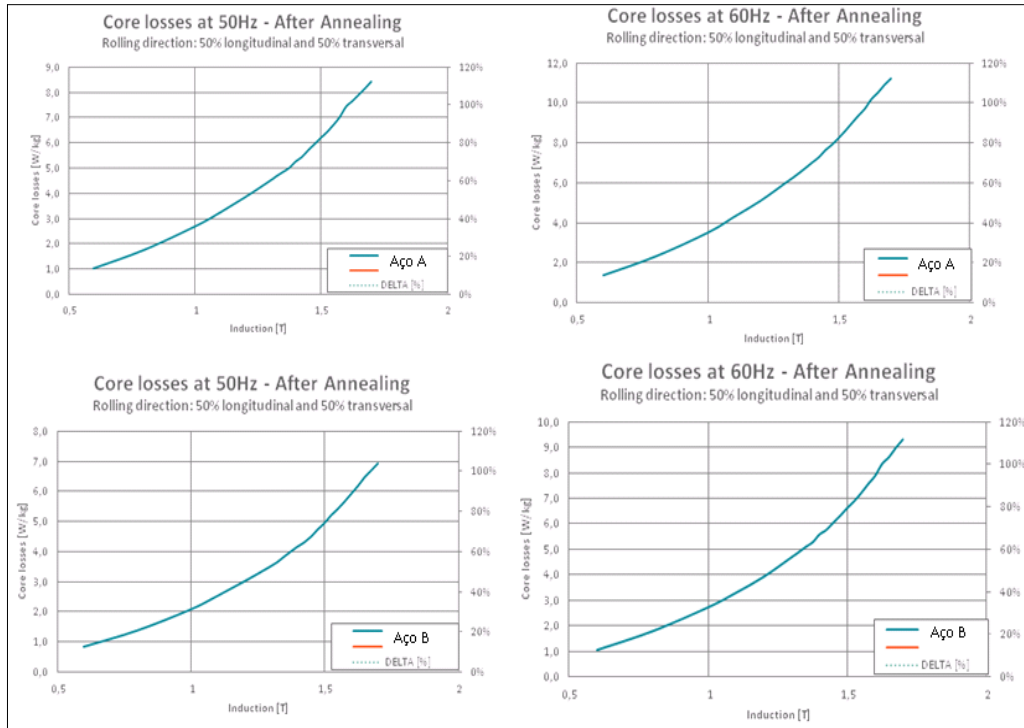
Abaixo serão demonstrados os gráficos obtidos para ambos os aços antes e depois do tratamento térmico, sendo eles: perda magnética total (Pt) no núcleo, laços de histerese, permeabilidade magnética e envelhecimento magnético acelerado, como pode ser visto na Figura 49 até 58

Figura 49 - Gráfico de perda total magnética [W/kg] para frequência de 50 Hz e 60 Hz e induções de 1,0 T e 1,5 T antes do tratamento térmico (TT) para o aço A e B.



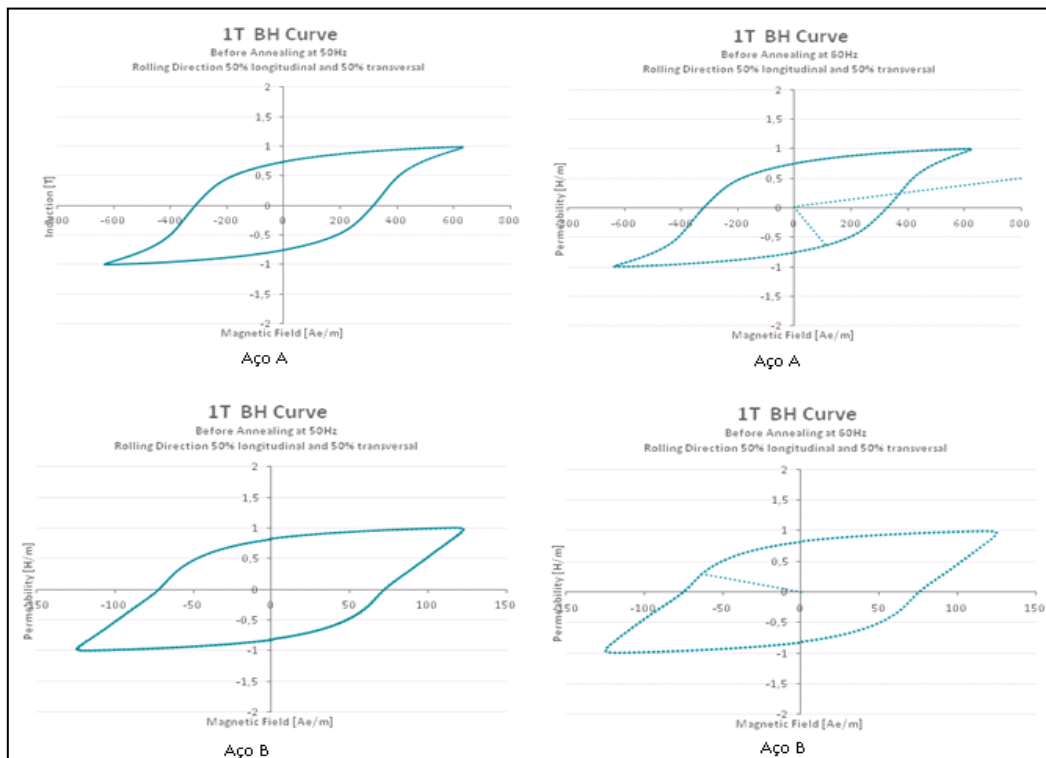
Fonte: O Autor, (2020).

Figura 25 - Gráfico de perda magnética [W/kg] para frequência de 50 Hz e 60 Hz e induções de 1,0 T e 1,5 T após tratamento térmico (TT) para o aço A e B.



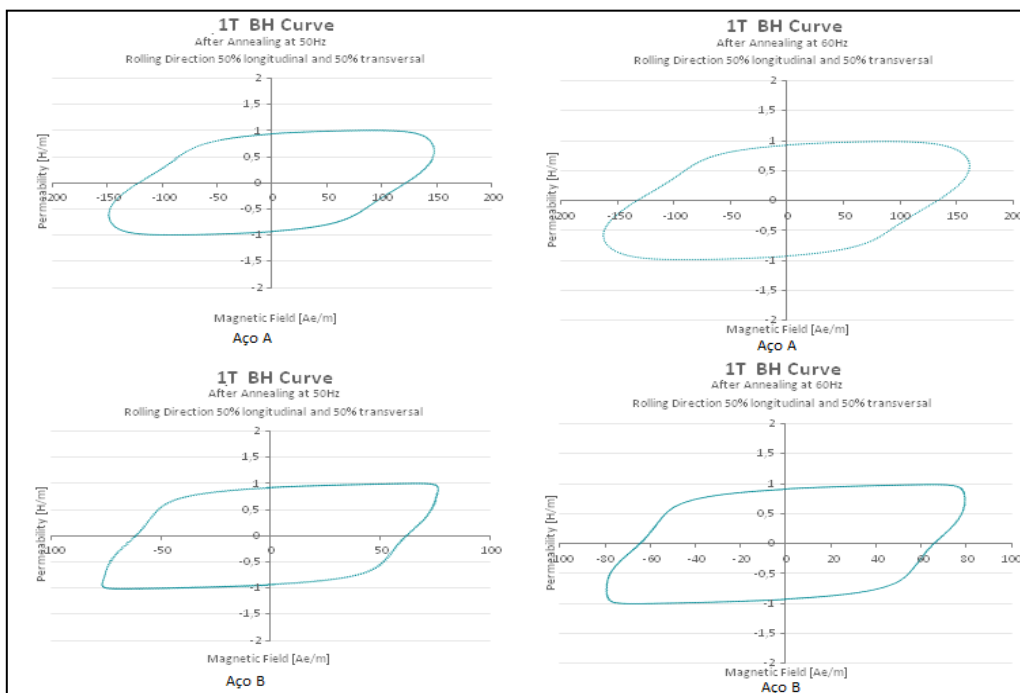
Fonte: O Autor, (2020).

Figura 26 - Laço de Histerese para frequência de 50 Hz e 60 Hz e induções de 1,0 T antes do tratamento térmico (TT) para o aço A e B.



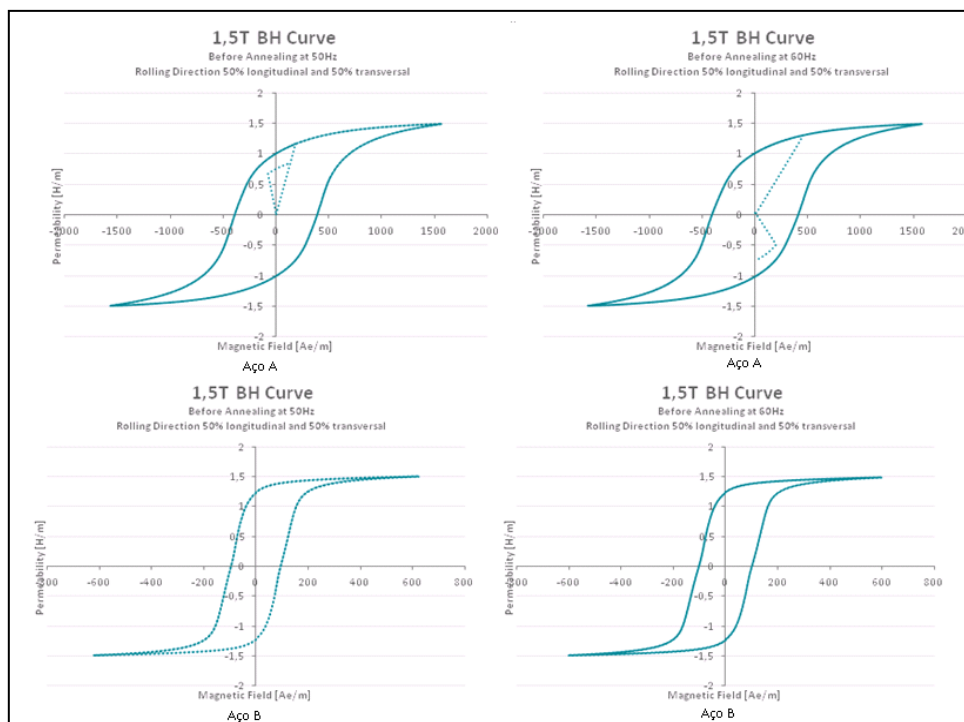
Fonte: O Autor, (2020).

Figura 52 - Laço de Histerese para frequência de 50 Hz e 60 Hz e induções de 1,0 T após tratamento térmico (TT) para o aço A e B.



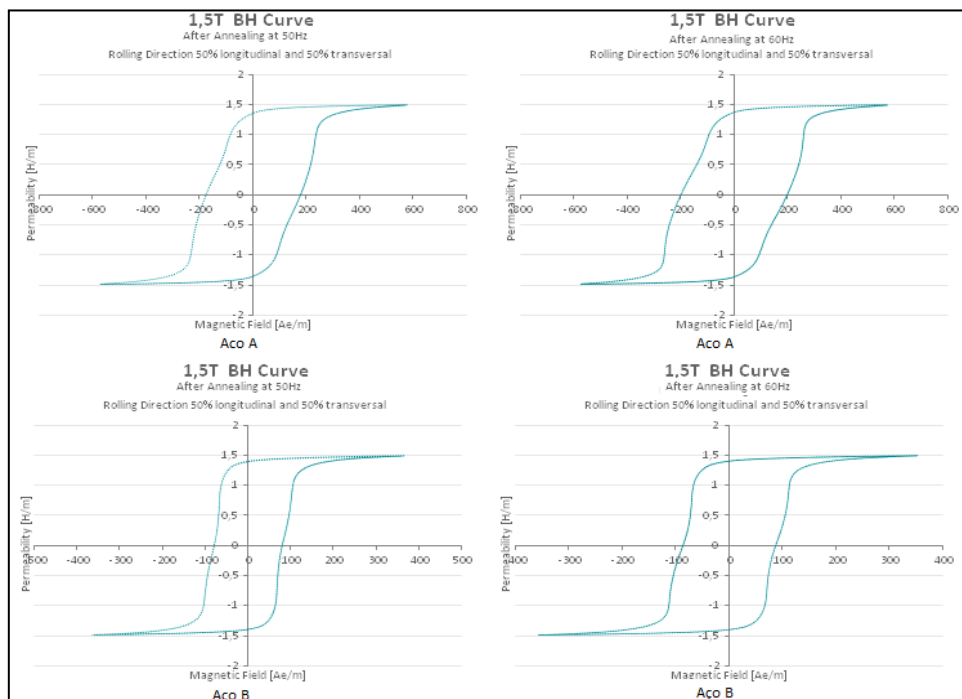
Fonte: O Autor, (2020).

Figura 53 - Laço de Histerese para frequência de 50 Hz e 60 Hz e induções de 1,5 T antes do tratamento térmico (TT) para o aço A e B.



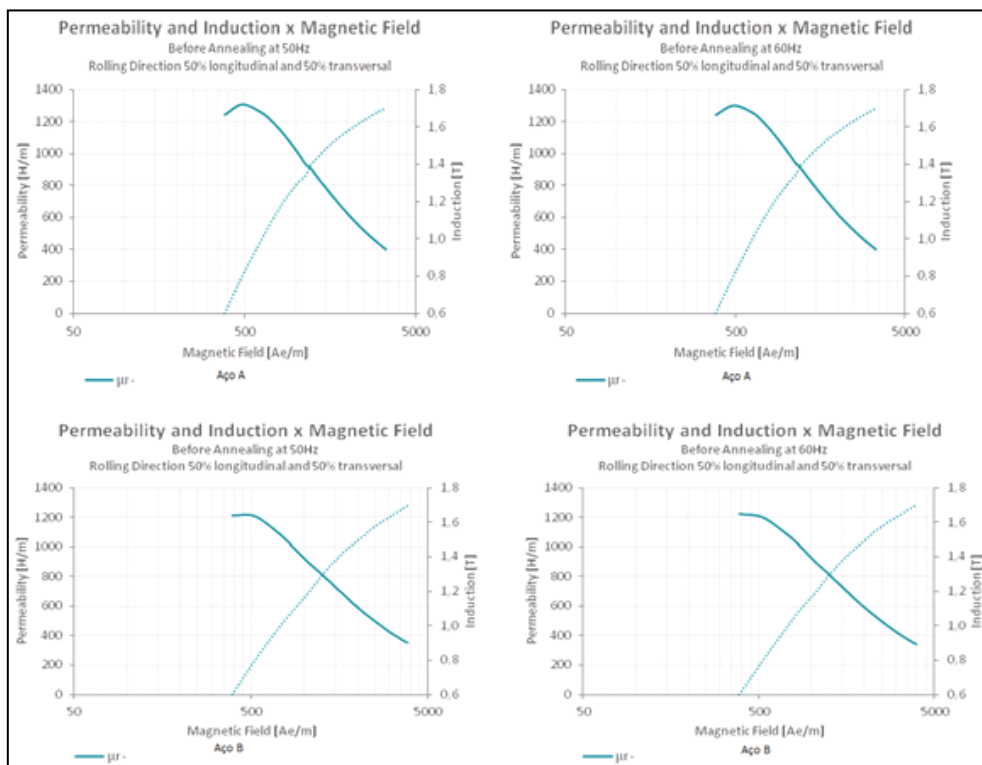
Fonte: O Autor, (2020).

Figura 54 - Laço de Histerese para frequência de 50 Hz e 60 Hz e induções de 1,5 T após tratamento térmico (TT) para o aço A e B.



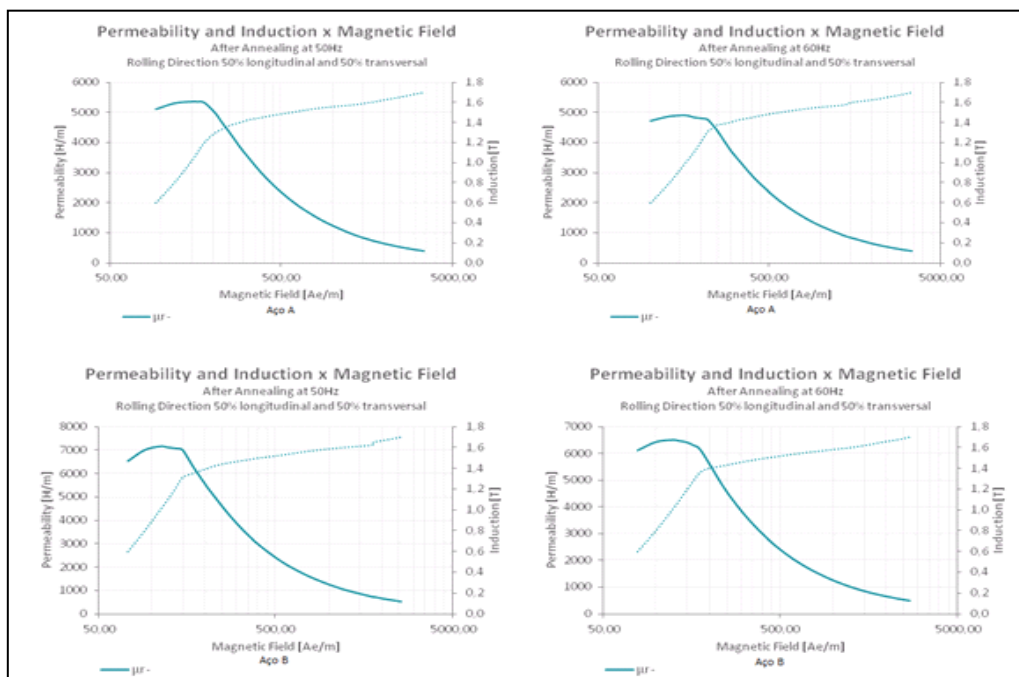
Fonte: O Autor, (2020).

Figura 55 - Gráfico de permeabilidade magnética [H/m] para frequência de 50 Hz e 60 Hz induções de 1,0 T e 1,5 T antes do tratamento térmico (TT).



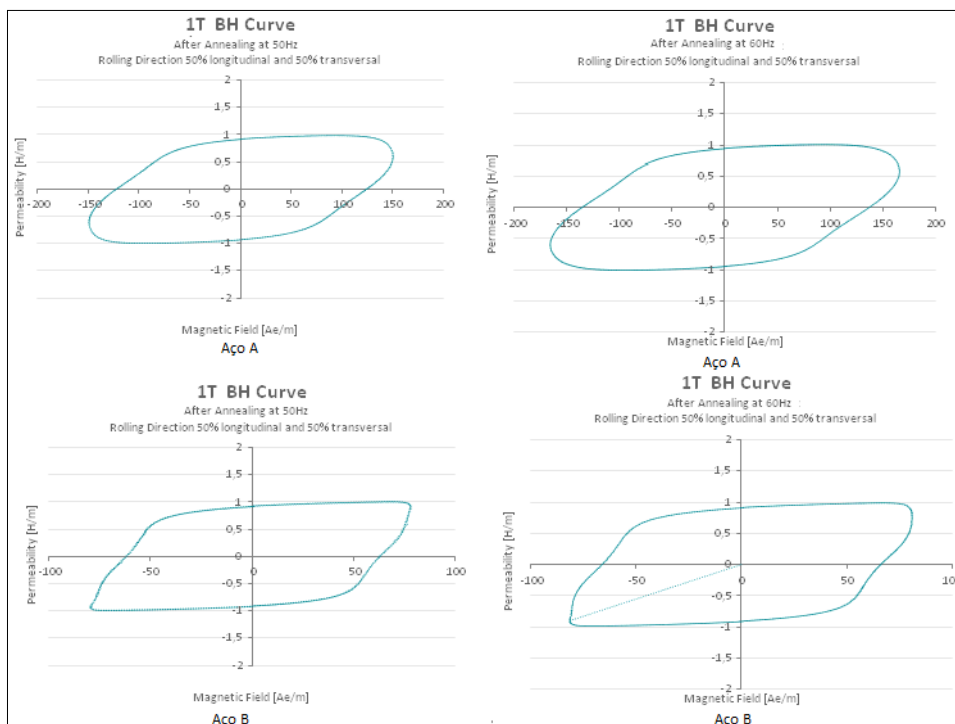
Fonte: O Autor, (2020).

Figura 56 - Gráfico de permeabilidade magnética [H/m] para frequência de 50 Hz e 60 Hz induções de 1,0 T e 1,5 T após tratamento térmico (TT).



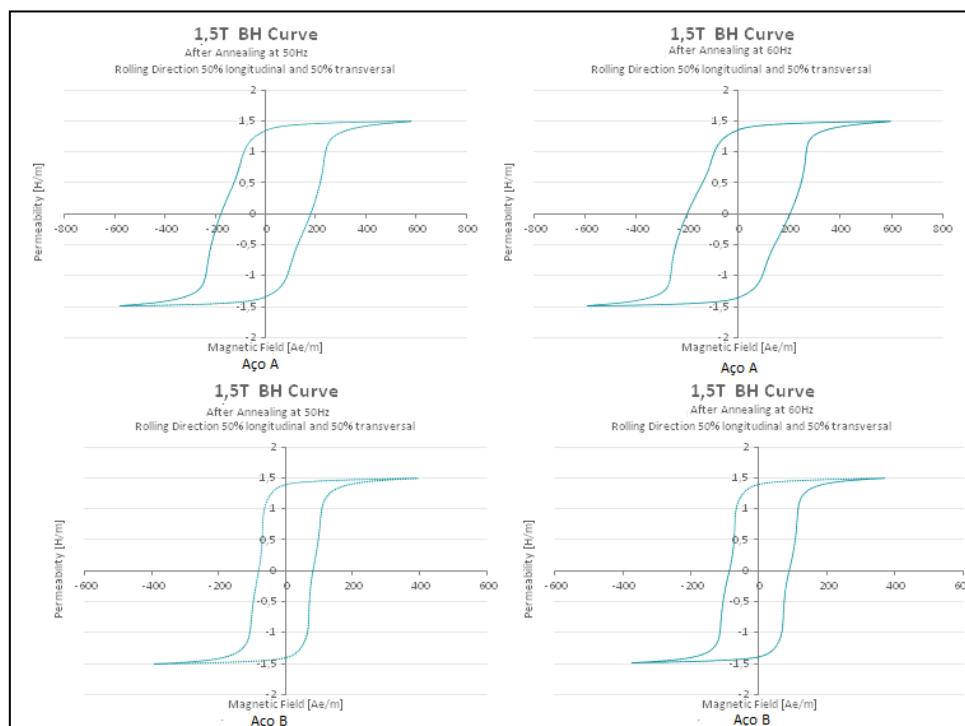
Fonte: O Autor, (2020).

Figura 57 - Gráfico de envelhecimento magnético para frequência de 50 Hz e 60 Hz induções de 1,0 T após tratamento térmico (TT) para o aço A e B.



Fonte: O Autor, (2020).

Figura 58 - Gráfico de envelhecimento magnético para frequência de 50 Hz e 60 Hz induções de 1,5 T após tratamento térmico (TT) para o aço A e B.



Fonte: O Autor, (2020).

4.4.1 Discussões e Análises Magnéticas

A partir dos ensaios magnéticos realizados através do quadro de Epstein, foi possível obter resultados quanto a perda magnética (P_t) [W/kg], permeabilidade magnética [Hm] e envelhecimento magnético para ambos os aços. Neste trabalho, ficou clara a importância do tratamento térmico nas amostras, pois além de ter reduzido as perdas magnéticas totais (P_t), aumentou a eficiência dos aços em função do aumento da permeabilidade dos mesmos. De acordo com CARDOSO (2010), critérios como comparação e seleção de aços GNO são baseados em alguns pontos da curva de magnetização do laço de histerese, sendo um destes μ_{15} (permeabilidade relativa a 1,5 T). Ao comparar os aços A e B, observando os critérios citados por CARDOSO (2010), notou-se que o aço B apresentou valores de μ_{15} superiores ao do aço A em frequências de 50 Hz e 60 Hz após tratamento térmico, como visto na Tabela 7. Valores mais baixos de μ_{15} para o aço A, podem ser explicados pelo motivo do qual a permeabilidade com indução de 1,5 T é muito sensível a movimentação das paredes de domínio, que por sua vez depende de fatores de textura e microestruturais, como tamanho de grão, presença de partículas de segunda fase, inclusões entre outros. Ao se analisar a Figura 45, nota-se

que após tratamento térmico, o aço A apresentou níveis mais acentuados de inclusões, no qual pode ser justificado pelo maior teor de alumínio em composição. Estas inclusões em maior quantidade, atuam como centros de ancoramento das paredes de domínio e assim diminuindo a permeabilidade magnética. De acordo com a literatura, defeitos presentes na microestrutura cristalina do aço (inclusões, poros, discordâncias, contornos de grão, etc) prejudicam o livre movimento das paredes dos domínios magnéticos, sendo este fenômeno chamado de ancoramento (CULLITY, 1972). O movimento das paredes dos domínios tem comportamento semelhante, na maioria dos casos, ao de discordâncias em movimento durante a deformação mecânica. Características microestruturais que dificultem o movimento das discordâncias, dificultam também o movimento das paredes do domínio. Assim, defeitos como discordâncias, precipitados e contornos de grão, reduzem a mobilidade das paredes de domínio, aumentando assim a perda magnética total e reduzindo a permeabilidade magnética (GONÇALVES, M. e RODRIGUES, D. e CONCÍLIO, 1992).

As Figuras 38 até 45 demonstram as microestruturas do aço A e aço B respectivamente. A partir das fotomicrografias, notam-se microestruturas constituídas de ferrita com formato alongado de granulação em torno de ASTM 8 a 9 homogeneamente distribuída ao longo da espessura antes do tratamento térmico e níveis acentuados de inclusões para o aço A, como observado nas Figuras 40 e 44 sem ataque químico. E microestrutura constituída de ferrita de granulação levemente mais grosseira em torno de ASTM 6 a 7 homogeneamente distribuída ao longo da espessura antes do tratamento térmico e inclusões distribuídas homogeneamente para o aço B, porém em níveis menos acentuados que o aço A, como pode ser visto na Figura 41 e 44. . Entretanto, após tratamento térmico em recozimento, pode-se notar para ambos os aços, o crescimento homogêneo dos grãos ferríticos, observado na Figura 42 e 43 . Conforme discutidos na revisão bibliográfica, o tamanho de grão apresenta um efeito significativo nas propriedades magnéticas dos aços elétricos. Quanto menor o tamanho de grão ASTM, menor a parcela histerética das perdas, isto é, menor a perda magnética por histerese nos aços. Desta forma, conclui-se que pequenos tamanhos de grãos ASTM, isto é, com grandes tamanhos de grão e conseqüentemente menores quantidades de contornos após recozimento contribuem para a redução da coercividade e conseqüentemente perda magnética por histerese. Esse argumento está coerente, visto que o aço B, apresentou menores tamanhos de grãos ASTM (maiores tamanhos de grão/

área) e menores perdas magnéticas (Pt), sendo a parcela por histerese com mais significância, vide literatura.

Conforme discutidos na revisão bibliográfica, além dos teores de inclusão, elementos como C e Si em composição afetam as propriedades magnéticas dos materiais. Segundo JÚNIOR (2014), o silício é um elemento alagênico adicionado aos aços elétricos para aumentar a resistividade elétrica e, portanto, promover a diminuição da parcela da perda por correntes parasitas. Além disso, o silício interfere na formação de precipitados de carbono (que incrementam as perdas) e contribui para a eliminação do oxigênio diluído no aço. Isso resulta em um acréscimo na permeabilidade magnética do material, além da redução da força coercitiva e das perdas por histerese (NEGRI, 2011). Ao analisar a composição química de ambos os aços, nota-se que o aço B, após tratamento térmico apresenta um maior percentual de silício quando comparado ao aço A, sendo da casa de 0,11% superior. Este ponto pode embasar melhor os resultados, justificado pelo fato que de a perda magnética total (Pt) foi menor para o aço B após tratamento térmico para as frequências de 50 e 60 Hz e induções de 1,0 T e 1,5 T. Deve-se destacar também, que as perdas por correntes parasitas são, assim como a resistividade elétrica, diretamente proporcionais a espessura do material, como visto na Eq. 5. Porém, como os aços de estudo possuem a mesma espessura, não pôde-se tomar conclusões sobre este ponto.

De acordo com LANDGRAF (2001), o teor de carbono também é importante, por outras razões. Seu efeito na forma de carboneto é pior no mérito de envelhecimento magnético do que em solução sólida. A piora das propriedades com o uso, que advém da precipitação de carbonetos se o teor final de mesmo estiver acima de 0,003%. Segundo NEGRI (2011), a piora das propriedades com o tempo pode se manifestar de forma lenta à temperatura ambiente, entretanto, acelera a medida que se eleva a temperaturas entre 150 °C a 300°C. Marra (2002), em sua tese de doutorado cita que “é consenso entre os usuários nacionais que aços de bom desempenho não podem apresentar susceptibilidade ao fenômeno de envelhecimento magnético maior que 10%.”. Na Embraco, historicamente é considerando o que diz a extinta norma BS 601 – Part 1 : 1973, que “o grau de envelhecimento no aço para motor não deve ultrapassar 5%”. No estudo dos dois aços, pode-se observar que o aço B apresenta um teor de carbono em torno de 0,003% após tratamento térmico, fato tal que pode ser prejudicial quanto ao critério de envelhecimento. À partir da Eq.7 foram calculados os índices de envelhecimento magnético (IE). Entretanto, foi observado que para as perdas

magnéticas após envelhecimento acelerado quando comparadas as perdas antigas, o aço B apresentou (IE) abaixo de 5% para todas as frequências e induções utilizadas no trabalho. Contudo, os índices de envelhecimento foram maiores que os do aço A.

Diante das considerações citadas acima, pode-se afirmar que parâmetros metalúrgicos como menor tamanho de grão ASTM (maior tamanho de grão / área), menor quantidade de precipitados e inclusões na estrutura do material e composição química adequada, afetam positivamente as propriedades magnéticas, entre elas: redução da coercividade, redução da perda magnética, redução da área do laço de histerese e redução do envelhecimento magnético. Pode-se afirmar que o aço B, embora tenha apresentado (IE) maior do que o aço A para as frequências e induções de estudo, apresentou menores perdas magnéticas pontuais após envelhecimento e maiores permeabilidades (frequência de 50 Hz e 60 Hz e induções de 1,0 T e 1,5 T), relacionado ao menor tamanho de grão ASTM, maior porcentagem de silício em composição favorecendo a redução das perdas totais pela parcela de correntes parasitas e pela menor distribuição de inclusões na estrutura, quando comparadas ao aço A.

5. CONCLUSÕES

Na tentativa de reduzir o consumo de energia elétrica global, fabricantes de motores elétricos vêm trabalhando com objetivo de aumentar o rendimento energético de suas máquinas, utilizando para isso, aços elétricos com menores perdas magnéticas. Diante deste cenário energético e redução de custo, no presente trabalho buscou-se analisar a influência de parâmetros metalúrgicos e microestruturais nas propriedades mecânicas e magnéticas de dois aços elétrico GNO semiprocessados. Durante o mapeamento de processo verificou-se um pior desempenho mecânico após estampagem no aço A, perante aos demais aços utilizados industrialmente. Neste contexto, surgiu a oportunidade de verificar a viabilidade de substituição deste aço por um aço B em processo de certificação, já que o mesmo, durante a estratificação realizada apresentou melhores desempenhos mecânico após estampagem, isto é, o mesmo apresentou menor frequência de erros de planicidade (Figura 60). Assim, para garantir a substituição do aço utilizado industrialmente pelo aço B, foram realizados estudos mecânicos e magnéticos afim de garantir o atendimento mínimo necessário para a substituição.

Diante dos resultados mecânicos e análises microestruturais, não foi possível decifrar o motivo da alta frequência de erro de planicidade para o aço A. Justificado pelo fato de que, ao analisar as microestruturas de ambos os aços no estado de entrega (após laminação de encruamento), o aço B apresentou grãos ferríticos mais grosseiros quando comparado ao aço A, que por sua vez apresentou grãos menores e mais encruados. Do ponto de vista quantitativo, os resultados de tração e dureza no estado de entrega para ambos os aços foi contraditório com as análises microestruturais, visto que o aço B apresentou maior tamanho de grão, maior limite de escoamento, resistência à tração e dureza. Assim, apontou-se o maior teor de silício em composição no aço B como possível explicação para tal fato. Entretanto, embora não tenha sido explicado o possível motivo do erro de planicidade ocorrer com maior frequência no aço A, buscou-se indicar pontos que poderiam comprovar o melhor desempenho do aço B após estampagem em lâminas do estator. Ao analisar as microestruturas sem ataque químico de ambos os aços, notou-se um maior nível de inclusões no aço A, que por sua vez apresentou um maior teor de alumínio em composição. Destaca-se o maior teor de alumínio como resultante do maior nível de inclusões presentes no aço A, que por sua vez tendem a fragilizar o material por atuarem como barreiras para o movimento atômico. Assim, diante dos resultados encontrados, apontou-se o menor nível de inclusões no aço B como um possível indício de um melhor desempenho mecânico após estampagem (planicidade das lâminas do estator) quando comparado ao aço A. Diante disto, torna-se necessário um estudo mais aprofundado de análise de textura cristalográfica e tensões residuais de forma embasar e afirmar com maior propriedade estas conclusões.

Já sob ponto de vista magnético, foi possível comprovar a influência do tamanho de grão, composição química, níveis de inclusão nas propriedades magnéticas de ambos os aços. Pode-se concluir que menores tamanhos de grão ASTM (maiores tamanhos de grãos / área), reduziram a perdas magnéticas total (Pt) e aumentaram a permeabilidade magnética devido a diminuição da perda pela parcela histerética de ambos os aços. Do ponto de vista de composição química, o teor de silício reduziu a perda magnética total (Pt) devido ao aumento da resistividade elétrica e conseqüentemente a redução da perda pela parcela de correntes parasíticas, sendo este fenômeno mais acentuado no aço B, devido ao fato do mesmo apresentar maiores teores de silício em composição. Já, sob o ponto de vista de envelhecimento, verificou-se para ambos os aços, índices de envelhecimento abaixo de 5%, o que os tornam adequados para aplicação. Entretanto,

verificou-se que o aço A apresentou menores índices de envelhecimento magnético (IE) quando comparado ao aço B. Este maior índice, pode ter ocorrido devido ao maior teor de carbono em composição (0,003%) no aço B. Devido a um pequeno aumento de temperatura, a estabilidade de uma solução sólida supersaturada pode diminuir em função da energia livre do sistema, fazendo com que o carbono em solução sólida se precipite como carboneto finos (partícula de segunda fase). Estes carbonetos dificultam o movimento das paredes de domínios, aumentando as perdas histeréticas e elevando a dissipação da energia em forma de calor. Em contrapartida o aço B em todas as frequências e induções utilizadas no estudo, apresentou menores perdas após tratamento de envelhecimento.

Diante das considerações e resultados apresentados, visto que o aço B apresentou melhores desempenhos mecânicos após estampagem no critério de planicidade das lâminas do estator, justificado pelas estratificações realizadas durante determinado período de tempo e por um menor nível de inclusões presentes no material. Além de apresentar melhores propriedades magnéticas após tratamento térmico, no âmbito de maior permeabilidade, menor perda no núcleo e índices de envelhecimento abaixo de 5%, mesmo embora tenha apresentado maior índice de envelhecimento magnético quando comparador ao aço A. Pode-se concluir que o aço B apresenta critérios que viabilizam a substituição do aço A utilizado industrialmente.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Diante dos resultados encontrados para os cenários mecânicos e magnéticos para ambos os aços, enxergou a possibilidade de realizar possíveis trabalhos futuros, sendo estes descritos abaixo:

Do ponto de vista metalúrgico, sob análise de planicidade de lâminas do estator:

- Realizar análise microestrutural da região do dente da lâmina do estator, de forma a visualizar detalhadamente a região mais afetada pela estampagem;
- Analisar a textura cristalográfica das chapas do aço A no estado de entrega, de forma a visualizar possíveis tensões residuais existentes;
- Analisar os coeficientes de encruamento e anisotropia das chapas no estado de entrega à partir de corpos de prova para ensaio de tração.

Do ponto de vista magnético, sob análise de perdas magnéticas:

- Realizar a separação da perda total (Pt) em perdas histeréticas (Ph), perdas por correntes parasitas (Pp) e perdas anômalas (Ph), de forma a compreender a maior fonte de perda nos aços A e B;
- Analisar a influência da textura cristalográfica nas perdas magnéticas de ambos os aços;
- Estimar o tempo necessário para que os aços A e B atingissem o valor máximo de perdas devido ao envelhecimento magnético quando em operação à partir do modelo de Arrhenius.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] M. S. Anjos, **“Desenvolvimento e Avaliação de Aços para fins Elétricos Totalmente Processados em Recozimento em Caixa,”** Universidade Federal de Santa Catarina, 2010.
- [2] ASHBROOK, R. W. e MARDER, A. R. **The Effect of Initial Carbide Morphology on Abnormal Grain Growth in Decarburized Low Carbon Steel,** *Metallurgical Transactions A*, vol. 16 A, p. 897-906, 1985.
- [3] BECK F.; RIGUE J.N CARARA M., **Effect of electric current on domain wall dynamics,** *IEEE Transactions on Magnetics*, v.49, p.4699, 2013
- [4] BOTELHO, R. A. **Laminações assimétricas e propriedades de aços elétricos GNO com 3% de silício.** 2012.134p. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) – Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2012.
- [5] BECLEY, P; **Electrical steels for rotating machines.** London: The stitution of electric engineers, v.37, 2002.
- [6] CALLISTER JR., W. D. **Materials Science and Engineering – An Introduction.** Third Edition, John Wwilen Sons, INC, New York, 1994.

[7] CULLITY, B. D.; GRAHAM, C. D. **Introduction to magnetic materials**. 2. ed. Piscataway: IEEE Press, 2009, p. 544.

[8] CARDOSO, Rodrigo Felix de Araujo. **Influência do tamanho de grão e das adições de Al e Mn nas propriedades magnéticas dos aços elétricos de grão não orientado com 3%Si**. Dissertação de Mestrado – Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2005. 160 f.

[9] CAMPOS, M. F. de; **Microestrutura, textura e propriedades magnéticas em aços elétricos**. Tese de Doutorado. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2000.

[10] CASTRO, Nicolau Apoená; LANDGRAF, Fernando José Gomes; PLAUT, Ronald Lesley; YONAMINE, Taeko. **Gradiente de deformação e textura em chapas de aço submetidas a laminação de encruamento**. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 61., 2006, Rio de Janeiro, RJ, Brasil. Anais... São Paulo: ABM, 2006. p. 2664-2674. 1 CD-ROM.

[11] CULLITY, B. D. **Introduction to magnetic materials**. Indiana, EUA: Addison-Wesley Publishing Company, 1972.

[12] CUNHA, Marco A. da; PAOLINELLI, Sebastião C. **Effect of the annealing temperature on the structure and magnetic properties of 3% Si non-oriented steel**. In: Journal of magnetism and magnetic materials, v. 254–255, p. 379-381. 2003.

[13] S. Gebler, **“Caracterização dos Parametros de Recozimento de Aços Totalmente Processados para fins Elétricos,”** Universidade Federal de Santa Catarina, 2000.

[14] GINZBURG, V. B., **Steel - rolling technology: theory and practice**. New York, Marcel Dekker Inc., 1989. p. 571-588.

- [15] F. Landgraf, J. Teixeira, and M. Emura, **Aços carbono e aços silício para fins elétricos**. Curso organizado pelo Laboratório de Metalurgia do Pó e Materiais Magnéticos - IPT, Joinville - SC, 2002.
- [16] LANDGRAF, F. J. G.; TAKANOHASHI, R.; CAMPOS, M. F. **Tamanho de grão e textura dos aços elétricos de grão não orientado**. Workshop sobre textura e relações de orientação. 1 ed. São Paulo: . 2001. p. 161-188.
- [17] Marra, K. M.; Melo, E. G.; Ribeiro, C. F., 1999, “Série USICORE - **Aços elétricos semi-processados**”, Proceedings of the 54° Congresso Anual da ABM, São Paulo, Brazil, pp. 198-214.
- [18] RODRIGUES, J.M.C.; MARTINS, P. A.F., **Tecnologia da Deformação Plástica, Aplicações Industriais**, v. II, Escolar Editora, Portugal, 2005.
- [19] S. dos R. Melquíades, “**O efeito do carbono no aumento do tamanho de grão e nas propriedades magnéticas de aços elétricos semiprocessados após o recozimento final,**” Universidade de São Paulo, 2006
- [20] MEURER, E. J. **Estudo das Perdas Magnéticas Interlaminares em Máquinas Elétricas**. Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina, 2005. Dissertação (Mestrado em Engenharia Elétrica).
- [21] NBR 5161: **Produtos laminados planos de aço para fins elétricos - Verificação das propriedades**. ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas, p. 35, 1977.
- [22] NEGRI, G. M. R. **Estudo de caso de envelhecimento magnético em aços elétricos de grão não orientado de baixa eficiência**. UFSC. Florianópolis, p. 117. 2011. (Dissertação de Mestrado em Engenharia Elétrica).
- [23] KUROSAKI, Y. e SHIOZAKI, M. **The Effects of Grain Size on Magnetic Properties of Nonoriented Electrical Steels Sheets**, J. Materials Engineering, vol. 11 n°1, p. 37-43, 1989.

[24] SANTOS, J.P. **Influência do ângulo de corte e da anisotropia nas propriedades magnéticas dos aços elétricos: o efeito da textura.** 2005. 137p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Elétrica) – Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2005).

[25] P. A. J. da Silva, “**Bancada para Ensaios de Materiais Ferromagnéticos em Chapa Única Sob Campos Rotacionais,**” Universidade Federal de Santa Catarina, 2007.

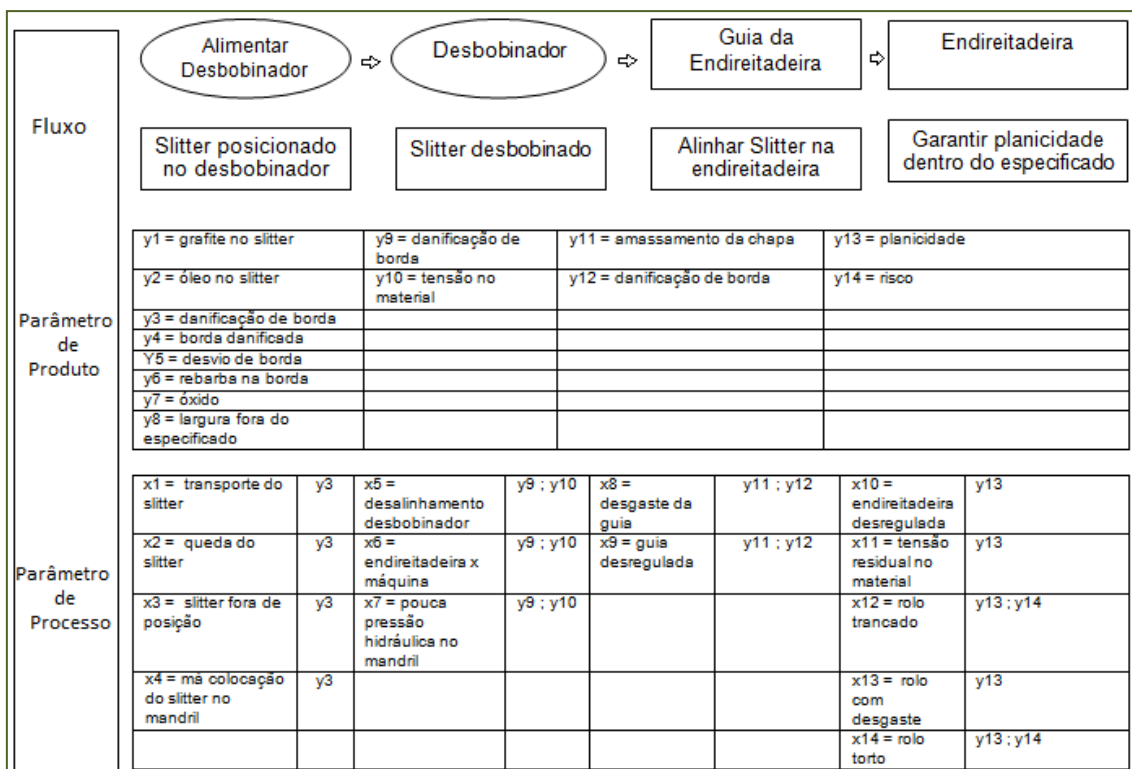
[26] TAKAMI, K. M. E. A. **Study of magnetic aging in electrical steel and artificial neural network analyzing in real time mode.** International Scientific Conference on “Energy systems with IT” in connection with the Energiting 2009. Stockholm: [s.n.]. 2009. p. 197-206.

[27] TAKASHIMA, M.; KOMATSUBARA, M.; MORITO, N. **{001} texture development by two-stage cold rolling method in non-oriented electrical steel.** In: ISIJ International, v. 37, n. 12, p. 1263-1268. 1997

[28] XIUHUA, G.; KEMIN, Q.; CHUNLIN, Q. **Magnetic properties of grain oriented ultra-thin silicon steel sheets processed by conventional rolling and cross shear rolling.** In: Materials Science and Engineering A, v. 430, p. 138-141. 2006.

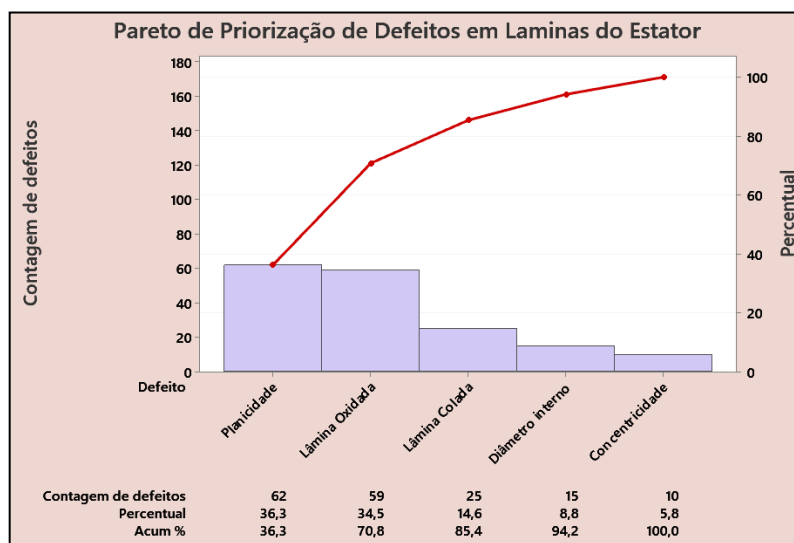
8. APÊNDICE

Figura 59 - Mapa de Processo - Planicidade



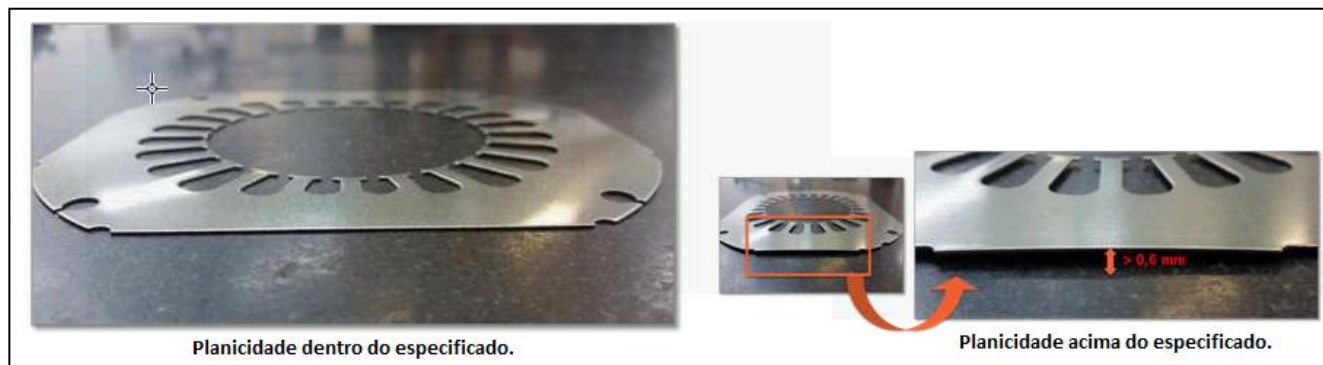
Fonte: O Autor, (2020).

Figura 60 - Diagrama de Pareto para os defeitos presentes em Lâminas do Estator.



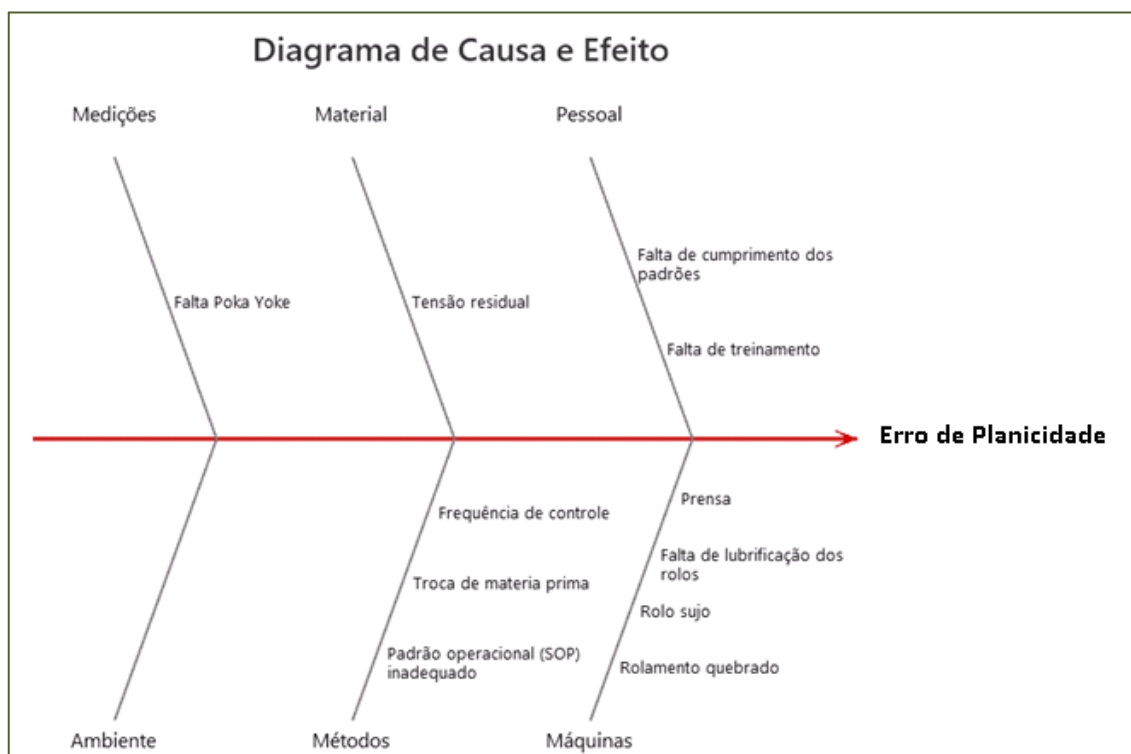
Fonte: O Autor, (2020).

Figura 61 - Planicidade acima do especificado.



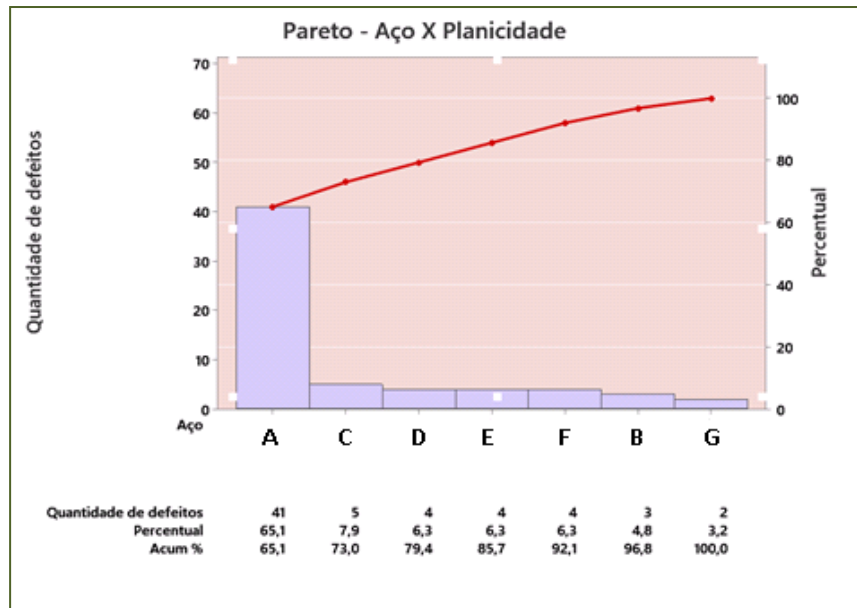
Fonte: O Autor, (2020).

Figura 62 - Diagrama de Ishikawa - Planicidade acima do especificado.



Fonte: O Autor, (2020).

Figura 63 - Diagrama de Pareto Aço x Planicidade.



Fonte: O Autor, (2020).