

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL - UFRGS
Escola de Engenharia

Programa de pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGEM

**APLICAÇÃO DE MÉTODOS ELETROMAGNÉTICOS PARA A AVALIAÇÃO DAS
PROPRIEDADES MAGNÉTICAS E CONDIÇÃO MICROESTRUTURAL DE AÇOS
ELÉTRICOS DE GRÃO NÃO ORIENTADO**

Allan Romário de Paula Dias

Dissertação para obtenção do título de mestre em Tecnologia e Ciência dos Materiais

Área de concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre, 2013.

Allan Romário de Paula Dias

**APLICAÇÃO DE MÉTODOS ELETROMAGNÉTICOS PARA A AVALIAÇÃO DAS
PROPRIEDADES MAGNÉTICAS E CONDIÇÃO MICROESTRUTURAL DE AÇOS
ELÉTRICOS DE GRÃO NÃO ORIENTADO**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais – PPGEM, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia, modalidade acadêmica.

Orientador: Prof. Dr. Thomas Gabriel Rosauo Clarke, PPGEM-UFRGS, Brasil.

Porto Alegre, 2013.

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Reitor: Carlos Alexandre Netto

Vice-Reitor: Rui Vicente Oppermann

ESCOLA DE ENGENHARIA

Diretora: Denise Carpena Dal Molin

Vice-diretor: Carlos Eduardo Pereira

Programa de pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais
PPGEM

Coordenador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Coordenador substituto: Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann

Dias, Allan

APLICAÇÃO DE MÉTODOS ELETROMAGNÉTICOS PARA A
AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MAGNÉTICAS E CONDIÇÃO
MICROESTRUTURAL DE AÇOS ELÉTRICOS DE GRÃO NÃO
ORIENTADO / Allan Dias. -- 2013.
133 f.

Orientador: Thomas Gabriel Rosauo Clarke.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal do
Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, Programa de
Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais, Porto Alegre, BR-RS, 2013.

1. Aços elétricos de grão não orientado. 2.
Métodos eletromagnéticos. 3. Magnetismo. 4. Avaliação
microestrutural. 5. Propriedades magnéticas. I.
Gabriel Rosauo Clarke, Thomas , orient. II. Título.

Allan Romário de Paula Dias

APLICAÇÃO DE MÉTODOS ELETROMAGNÉTICOS PARA A AVALIAÇÃO DAS
PROPRIEDADES MAGNÉTICAS E CONDIÇÃO MICROESTRUTURAL DE AÇOS
ELÉTRICOS DE GRÃO NÃO ORIENTADO

Esta dissertação foi julgada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Ciência dos Materiais, e aprovada em sua forma final, pelo orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação.

Prof. Dr. Thomas G. R. Clarke

Prof. Dr. Telmo R. Strohaecker

Banca examinadora:

Prof. Dr. Afonso Reguly – UFRGS - Porto Alegre, Brasil

Prof. Dr. Tonilson de Souza Rosendo – UNIPAMPA - Alegrete, Brasil.

Dr. Ricardo Callegari Jacques – UFRGS - Porto Alegre, Brasil.

Agradecimentos

A realização dessa dissertação seria impossibilitada caso não tivesse o suporte que tive. Dentre uma lista imensa que poderia surgir aqui, destaca-se: a minha família, pois deram todo o suporte emocional e apoio financeiro para a realização do mestrado.

Agradeço ao *Lamef*, pois foi aqui que tive apoio técnico e intelectual para traçar estratégias e metodologia de trabalho. Em especial, esse agradecimento vai para a equipe do GEND, estendendo-se aos demais grupos constituintes do laboratório.

Agradeço também ao OCAS NV, onde tive a oportunidade de desenvolver parte dos experimentos e ser a organização que, gentilmente, forneceu o material para o desenvolvimento do trabalho.

Agradeço a CAPES pelo fornecimento da bolsa de pós-graduação que financiou este trabalho.

Também gostaria de agradecer a todos amigos que não só nos momentos de trabalho, mas que foram em demasiado importantes na hora de relaxar e fazer com que o tempo de trabalho fosse otimizado.

Resumo

O desenvolvimento de motores e equipamentos elétricos de alta eficiência energética tem representado um desafio para o desenvolvimento tecnológico. Além da criação de novos materiais, a busca pela melhoria nas propriedades daqueles já existentes surge como uma rota para otimização energética de motores elétricos. É nesse contexto que nos últimos anos as pesquisas em aços para aplicações magnéticas, os aços elétricos, foram retomadas buscando novas rotas e processos de fabricação desses materiais aliando a redução de custos com a otimização das propriedades do material. Com o aumento da produção surge a necessidade de desenvolver-se formas de inspeção para o controle de qualidade desses materiais que forneçam resposta rápida e de baixo custo. Assim, surge como alternativa os métodos eletromagnéticos como ferramenta de inspeção por ensaios não destrutivos. Neste trabalho, buscou-se a otimização das propriedades de aços elétricos variando sua composição química e microestrutura, com o objetivo de estudar a influência nas propriedades magnéticas e, então, a aplicação dos métodos micromagnéticos para a inspeção da microestrutura do material com foco na criação de um método de inspeção para controle de qualidade que permita sua implementação durante o processo produtivo, sem a necessidade de extração de material para a detecção de defeitos e, dessa forma, foi possível verificar a viabilidade da ferramenta para esse fim.

Palavras chave: Aço elétrico de grão não orientado, propriedades magnéticas, métodos micromagnéticos.

Abstract

The development of highly efficient electrical devices and engines comes up as a challenge for technological development. Summed up to new materials development, the improvement of material's properties rises as a route for optimization of electrical machines. In this context, in the last years the researches on electrical steels have been focused on finding new manufacturing routes focused on cost reduction and achievement of better magnetic properties, in order to waste less energy during work. Increases in steel volume production lead to a need to finding Low cost methods which supply fast results , for quality control and assurance for these materials.. Electromagnetic methods show up as nondestructive tool for this purpose. In this work, several non-oriented electrical steel were prepared , with various microstructural conditions which caused varying magnetic properties among the samples; micromagnetic methods were used as a tool for non-destructive evaluation of their microstructure and magnetic properties. The inspection aimed at building a model for in-production line quality assurance of this sort of material.

Keywords: non-oriented electrical steel, magnetic properties, micromagnetic methods

Lista de Figuras

Figura 1 - a) Diagrama de fases para o FeSi. b) Detalhe do diagrama na região de interesse neste trabalho. Fonte: Banco de dados ASM. Fonte: Alloy Phase Diagram Database™	5
Figura 2 - Resultados obtidos por Miranda, 2008, para a influência do tamanho de grão na indução magnética, em a, e para as perdas magnéticas, em b. Fonte: (MIRANDA, 2008).	9
Figura 3 - Influência das impurezas nas perdas por histerese. Fonte: (BOZORTH, 1951).	10
Figura 4 - Em a) Comportamento da resistividade elétrica com o teor de Si e, em b), Influência da resistividade na indução máxima. Fonte: (BECKLEY, 2002)	11
Figura 5 - Curvas de histerese determinadas sob diferentes frequências. Fonte: (JILES, 1994).	15
Figura 6 - Ciclo de produção de aços elétricos após o lingotamento (THYSSENKRUPP GMBH, 2010).....	16
Figura 7 - Curva de histerese de um material ferromagnético. Fonte: Ferromagnetism - Fonte: Bozorth, 1951.....	21
Figura 8 - representação esquemática da dinâmica das paredes de domínio magnético durante o processo de magnetização. Fonte: (SPIES, 2010).	22
Figura 9 - Representação da emissão e detecção do ruído magnético Barkhausen. Adaptado de (CULLITY e GRAHAM, 2009).	23
Figura 10 - interação de uma inclusão com a dinâmica de domínios magnéticos. Fonte: (CULLITY e GRAHAM, 2009).	24
Figura 11 - Domínios magnéticos em agulhas. em a) representação esquemática da estrutura e em b), fotomicrografia de um domínio magnético dessa natureza em redor de uma inclusão. Adaptado de (CULLITY e GRAHAM, 2009). ...	25
Figura 12 - Influência da tensão mecânica aplicada na indução magnética para dois magnetostrictivos, ferro e níquel. Adaptado de: (BOZORTH, 1951).....	27
Figura 13 - Comportamento do ferro- α durante a medida de magnetização em diferentes direções cristalinas. Adaptado de: (CULLITY e GRAHAM, 2009).	29
Figura 14 - Diagrama esquemático sensor de superfície micromagnético. Fonte: (FRAUNHOFER IZFP, 2007).	31

Figura 15 - Representação do plano de Impedância Fonte: (ASM INTERNATIONAL, 1992).	33
Figura 16 - Tensões sobrepostas para a detecção da permeabilidade incremental do material ferromagnético. V_{Hp} é a tensão de excitação do campo magnético externo e V_{PI} é a tensão para determinação da PI.	36
Figura 17 - Comportamento da permeabilidade Incremental junto à curva de histerese para uma ferrita.	36
Figura 18 - Influência das Harmônicas de ordem ímpar em um sinal senoidal. Fonte: (COLMENAR, HERNANDÉZ, <i>et al.</i> , 2009).....	37
Figura 19- Exemplos de representação do sinal magnético Barkhausen. Em a), o sinal temporal do ruído de acordo com a curva de magnetização e em b), o envelope rms para um aço submetido a diferentes tensões compressivas. Fonte: (BUTTLE e SHAW, 2006).....	39
Figura 20 - Resumo das composições químicas estudadas expostas na forma real, marcadores, e na forma nominal, linhas pontilhadas.	45
Figura 21 - Fluxograma representativo da rota de produção dos corpos de prova.	47
Figura 22 - Forno para simulação de recozimento reativo (RAPS).	48
Figura 23 - Forno Annealsys mod. As-One. a) Vista geral do equipamento; b) Detalhe da câmara de aquecimento com a fonte de radiação. Fonte: www.annealsys.com acessado em 10/10/2012.....	49
Figura 24 - Ciclo térmico do recozimento para recristalização.....	50
Figura 25 - Perfis térmicos executados durante o recozimento contínuo.....	50
Figura 26 - Panorama geral do sistema de medição das propriedades magnéticas das amostras. Fonte: (VANDENOBSSCHE, 2009).....	53
Figura 27 - Sistema 3MA-II. Em a), o equipamento em operação e em b), a interface entre máquina e operador com todas as técnicas operacionais. Fonte: O autor.	55
Figura 28 - Sensor micromagnético. Em a) Fotografia do dispositivo e b) diagrama esquemático do funcionamento do sensor. Fonte: o autor.....	56
Figura 29 - Sessão transversal da lâmina com 2,0 mm de espessura. a) laminada a quente, b) laminada a quente e recozida para recristalização. Fotos de um material da composição de média Liga.	60

Figura 30 - Evolução microestrutural após o recozimento final das amostras de baixa liga. Sendo; a) BL-880RC, b) BL-880RC, c) BL-880NRC e d) BL-950 NRC....	61
Figura 31 - Evolução microestrutural dos materiais de média liga após o recozimento contínuo. a) ML-950RC, b)ML-1020RC, c) ML-1070RC, d) ML-950NRC, e) ML-1020 NRC, f) ML-1070NRC.	62
Figura 32 -- Evolução microestrutural dos materiais de alta liga após o recozimento contínuo. a) AL-950RC, b) AL-1020RC, c) AL-1070RC, d) AL-950 NRC, e) AL-1020 NRC, f) AL-1070 NRC.	62
Figura 33 - Comportamento da Tamanho de grão dos aços em função da composição química e da temperatura de recozimento final. Amostras com duplo recozimento são apresentadas com marcadores coloridos e as amostras sem o recozimento para cristalização em marcadores vazados.	63
Figura 34 - Comportamento da microdureza Vickers com o silício equivalente para as amostras, considerando todas as condições microestruturais estudadas.....	64
Figura 35 - Influência do teor de elementos de liga na indução e remanescência magnética.....	66
Figura 36 - Comportamento da indução magnética com relação à Tamanho de grão de cada material e a microestrutura do material para os materiais com baixo teor de elementos de liga	67
Figura 37 - Comportamento da indução magnética com relação à composição química e a microestrutura do material para os materiais com médio teor de elementos de liga.	67
Figura 38 - Variação da permeabilidade magnética para as diferentes composições químicas estudadas em função do tamanho médio de grão.	68
Figura 39 - Influência da composição química na permeabilidade magnética dos GNO.	69
Figura 40 - Perdas magnéticas totais dos materiais estudados com indução fixa em 1,5T para as amostras sem recozimento para recristalização.....	70
Figura 41 - Perdas magnéticas totais dos materiais estudados com indução fixa em 1,5T para as amostras com recozimento para recristalização.....	70
Figura 42 - Representação gráfica das perdas magnéticas em função da composição química do material.....	71
Figura 43 - P_{15} das amostras de baixo teor de elementos de liga em função do diâmetro médio de grão.	72

Figura 44 - Perdas magnéticas, P15, para as amostras com médio teor de elementos de liga em função do diâmetro médio de grão.	73
Figura 45 - Influência da composição química na remanescência magnética para o GNO.	74
Figura 46 – Seleção da frequência de excitação do campo magnético.	76
Figura 47 - Determinação do campo magnético externo para a análise de RMB.	76
Figura 48 - Envelopes de PI para uma amostra de GNO obtidos sob diferentes forças de campo magnético externo.	77
Figura 49 - Seleção da frequência para a inspeção por correntes parasitas.	78
Figura 50 - Variação do RMB com as perdas por histerese em $B=1,5$ T.	79
Figura 51 - Amplitude máxima do RMB em função do diâmetro médio de grão e do recozimento para recristalização.	80
Figura 52 – Alargamento do envelope do RMB em 25%, 50% e 75% da intensidade para as amostras de baixa liga com duplo recozimento.	80
Figura 53 - Alargamento do envelope do RMB em 25%, 50% e 75% da intensidade para as amostras de baixa liga sem duplo recozimento.	81
Figura 54 - Variação da amplitude máxima do RMB com o diâmetro médio de grão para as amostras de média liga.	82
Figura 55 – Alargamento do envelope do RMB em 25%, 50% e 75% da intensidade para as amostras de média liga com duplo recozimento.	83
Figura 56 - Alargamento do envelope do RMB em 25%, 50% e 75% da intensidade para as amostras de média liga sem duplo recozimento.	83
Figura 57 - Comportamento da amplitude máxima do RMB com relação à Tamanho de grão do material para a composição de alta liga.	84
Figura 58 - Alargamento do envelope do RMB em 25%, 50% e 75% da intensidade para as amostras com alto teor de elementos de liga submetidas ao duplo recozimento.	85
Figura 59 - Alargamento do envelope do RMB em 25%, 50% e 75% para as amostras com alto teor de elementos de liga submetidas a um recozimento.	85
Figura 60 - Comportamento da amplitude da 3ª harmônica e da distorção harmônica em função da energia dissipada em 1,5T.	86
Figura 61 - Cálculo do comportamento harmônico para duas curvas de histerese de dois ferromagnéticos genéricos com mesmo B50, mas com	

coercividades diferenciadas. Em a) Curvas de histerese dos materiais, b) Campo magnético distorcido, c) amplitude das harmônicas ímpares superiores dos materiais.....89

 Figura 62 - Comportamento do campo coercivo e da força do campo coercivo das harmônicas e da força do campo coercivo em função de P_{15}90

 Figura 63 - Variação de K e A3 em função do diâmetro médio de grão para as composições de baixa liga.91

 Figura 64 - Comportamento de H_{co} e H_{ro} com o diâmetro médio de grão para as composições de baixa liga.....91

 Figura 65 - Variação de K e A3 com relação ao diâmetro médio de grão dos materiais de média liga.92

 Figura 66 - Comportamento de K e A3 em função das perdas por histerese do material.....93

 Figura 67 - Comportamento de H_{co} e H_{ro} em função das perdas por histerese.94

 Figura 68 - Comportamento de P_3 frente as perdas por correntes parasitas. .94

 Figura 69 – Comportamento de μ_{Δ} com as perdas por correntes parasitas para toda faixa de composição química.96

 Figura 70 - Comportamento da componente indutiva no plano de impedâncias em função de μ_{15}97

 Figura 71 - Comportamento da componente indutiva no plano de impedâncias em função de μ_{15}98

 Figura 72 - Regressão linear dos parâmetros micromagnéticos para a variável dependente DG. 100

 Figura 73 - Análise residual da regressão para a variável dependente DG. .101

 Figura 74 - Reta de regressão linear multivariável para P_{15} 102

 Figura 75 - Análise residual da regressão para a variável dependente P_{15} . 103

 Figura 76- Correlação entre os pontos observados e estimados pelo modelo numérico para P_{cp} 104

 Figura 77 - Relação dos resíduos em função dos valores esperados para o modelo estatístico de P_{cp} 105

Lista de Tabelas

Tabela 1 - Principais grandezas para o magnetismo.	20
Tabela 2 - Composições químicas estudadas, em destaque o valor teórico para o conteúdo de silício e alumínio em cada faixa de composição.....	44
Tabela 3 - Critérios para a nomenclatura das amostras trabalhadas.....	46
Tabela 4 - Equações que correlacionaram a composição química com o valor de silício equivalente para as propriedades mencionadas.	58
Tabela 5- Separação das perdas magnéticas.....	71
Tabela 6- Resumo dos valores de ajuste para a regressão da variável dependente DG.....	99
Tabela 7 - Coeficientes B e erro padrão de B para a regressão da variável independente DG.	99
Tabela 8- Resumo da regressão para a variável dependente P_{15}	101
Tabela 9 - Resumo estatístico para a variável dependente P_{15}	102
Tabela 12 - Resumo dos parâmetros de correlação entre os pontos observados e estimados do modelo estatístico para P_{cp}	103
Tabela 13 - Relação dos coeficientes B e do nível de seus níveis de representatividade para o modelo de P_{cp}	104

Lista de símbolos e abreviações

AHCT	Análise Harmônica do Campo Tangencial
AICP	Análise da Impedância de Correntes Parasitas
API	Análise da Permeabilidade Incremental
ARMB	Análise do Ruído Magnético Barkhausen
ASTM	American Society for Testing and materials
DG	Diâmetro médio de grão
GO	Aço Elétrico de Grão Orientado
GNO	Aço Elétrico de Grão Não-orientado
P_{tot}	Perda de energia total de um aço elétrico.
P_{his}	Perda de energia por histerese.
P_{cp}	Perda de energia por correntes parasitas.
P_{exc}	Perda de energia por excesso, ou anômalas.
A_h	Área da curva de histerese.
f	Frequência.
d	Densidade do material.
ρ	Resistividade do material.
K_a	Coeficiente de perdas anômalas.
e	Espessura do material.
B_n	Indução magnética sob um campo magnético externo n .
μm	Micrometro, 1×10^{-6} m.
m	Metros.
P_{15}	Perdas de energia com $B=1,5$ T.
W/kg	Potência por unidade de massa para perdas magnéticas.
Al	Alumínio.
Si	Silício.
Mn	Manganês.
$\Omega.m$	Unidade de resistividade .
T	Tesla.
H	Campo magnético.

A/m	Unidade de campo magnético.
DC	Corrente contínua.
AC	Corrente alternada.
μ	Permeabilidade magnética.
μ_0	Permeabilidade magnética inicial.
μ_m	Permeabilidade magnética máxima.
μ_Δ	Permeabilidade magnética incremental.
B_m	Indução máxima.
H_m	Campo magnético máximo.
B_r	Remanescência.
H_c	Campo coercivo.
E_σ	Energia magnetocristalina.
λ_s	Expansão magnetoestrictiva.
θ	Ângulo.
<hkl>	Direção cristalográfica, sendo h, k, l, os índices de müller.
Z	Impedância.
X_L	Reatância indutiva.
R	Resistência.
δ	Profundidade de pele.
σ	Condutividade elétrica.
$\frac{dB}{dH}$	Variação infinitesimal de B com relação a H.
A_n	Amplitude da harmônica de ordem n=1, 3, 5, 7, ou 9.
P_n	Ângulo de fase da harmônica de ordem n=1, 3, 5, 7, ou 9 em radianos.
UHS	Amplitude harmônica.
K	Distorção harmônica.
V_{rms}	Tensão rms.
P	Fósforo.
S	Enxofre.
Ti	Titânio.
N	Nitrogênio.
mm	Milímetros.

Sumário

Agradecimentos	IV
Resumo	V
Lista de Figuras	VII
Lista de símbolos e abreviações	XIII
1. Introdução	1
2. Aços Elétricos	3
2.1. Aços elétricos de grão não orientado	4
2.2. Perdas magnéticas	6
2.3. Fatores que afetam as propriedades magnéticas dos aços de grão não orientado 8	
2.3.1. Microestrutura e composição química	8
2.3.2. Textura cristalográfica	13
2.3.3. Estado de tensões residuais	13
2.3.4. Frequência de excitação e espessura	14
2.4. Rota de produção dos aços elétricos	15
3. Inspeção por Métodos Eletromagnéticos	18
3.1. Fundamentos de Magnetismo	18
3.1.1. O processo de magnetização	21
3.1.1. Influência de fatores que afetam a qualidade de magnetização de um material ferromagnético	24
4. Métodos Micromagnéticos	31
4.1. Análise da Impedância de Correntes Parasitas	32
4.2. Análise da Permeabilidade Incremental	35
4.3. Análise Harmônica do Campo Tangencial	37
4.4. Análise do Ruído Magnético Barkhausen	38

4.5.	Fatores que afetam a Inspeção	40
4.5.1.	Frequência	40
4.5.2.	Campo magnético externo	42
5.	Procedimento Experimental.....	43
5.1.	Materiais.....	44
5.1.1.	Tratamentos Térmicos	48
5.2.	Métodos.....	51
5.2.1.	Caracterização	51
5.2.1.1.	<i>Caracterização Magnética</i>	51
5.2.1.2.	Caracterização Microestrutural	53
5.2.2.	Inspeção Micromagnética.....	54
5.2.2.1.	Analisador Micromagnético e Multiparamétrico de microestrutura e tensões – 3MA-II	54
5.2.2.2.	Módulo Front-end.....	55
5.2.2.3.	Sensor.....	56
5.2.2.4.	Otimização dos parâmetros para inspeção	56
6.	Resultados e discussão	58
6.1.	Caracterização Microestrutural e Magnética	59
6.1.1.	Caracterização microestrutural.....	59
6.1.2.	Caracterização Magnética.....	65
6.1.2.1.	Influência da Composição Química nas Propriedades Magnéticas	65
6.2.1.	Seleção dos parâmetros adequados à inspeção micromagnética. .	75
4.5.2.	Análise do Ruído Barkhausen, RMB	78
6.2.1.1.	Baixa Liga	79
6.2.2.	Média Liga	82
6.2.3.	Alta Liga	84
4.5.3.	Análise Harmônica do Campo Tangencial, AHCT	86

6.2.3.1.	Baixa Liga	90
4.5.4.	Média Liga	92
6.2.4.	Alta Liga	92
6.2.6.	Análise da Permeabilidade Incremental (API)	95
6.2.7.	Análise da Impedância de Correntes Parasitas, AICP	96
6.2.7.1.	Análise Estatística dos Parâmetros Micromagnéticos.....	98
6.2.7.2.	Tamanho de Grão	99
6.2.7.3.	Perdas Magnéticas P_{15}	101
7.	Conclusões	106
	Sugestão para trabalhos futuros	109
	Referências	110

1. Introdução

O aumento no consumo energético, que tem andado contíguo ao exaurimento das fontes energéticas, tem dirigido a ciência em busca de fontes renováveis e novos materiais que minimizem sua relação entre propriedades tecnológicas e consumo energético global do sistema (principalmente no que diz respeito à relação peso-resistência mecânica). Em outra corrente de pesquisa, cientistas buscam novas rotas de processamento de materiais que diminuam seu custo de produção e otimizem suas propriedades.

Em se tratando de consumo energético, destaca-se a busca por materiais que reduzam de forma considerável o desperdício energético na forma de perdas por aquecimento. Paralelo a essa necessidade, há a busca por motores elétricos e híbridos que reduzam a utilização de combustíveis fósseis. Seguindo essa linha, diversos centros de pesquisa retomaram pesquisas em aços elétricos que ofereçam perdas magnéticas mínimas durante a operação de motores (caso dos aços de grão não orientado) e transformadores de tensão (aqueles de grão orientado).

Quanto ao processamento dos aços elétricos, surgiram novos tratamentos térmicos específicos para a otimização das propriedades magnéticas – recozimentos sob atmosferas decarburizantes, recozimento sob campo magnético, entre outros. Além da substituição de alguns elementos de liga, em especial o Si pelo Al, que ofereçam um menor custo de produção sem degradar as propriedades de interesse no material.

Em uma linha de pesquisa paralela, surge o desenvolvimento de métodos de inspeção que ofereçam uma resposta rápida, de baixo custo, e que possam ser aplicados diretamente na linha de produção do material. E que, se possível, não precisem estar em contato com o material para que o mesmo possa ser inspecionado ainda a alta temperatura.

Nesse contexto surgem os métodos de inspeção eletromagnéticos que oferecem a possibilidade de detecção de defeitos pelo posicionamento de bobinas sensoras nas proximidades do material sem a necessidade de contato físico. Tudo isso com baixo custo e de fácil automação.

Disso surgiu a ideia de aplicação de um analisador micromagnético comercial, desenvolvido para detecção de propriedades mecânicas e de tensões residuais, com a intenção de aplicá-lo como ferramenta não destrutiva para a avaliação das propriedades magnéticas e microestruturais de aços de grão não orientado produzidos com diferentes composições químicas e condições microestruturais.

Hoje, as propriedades magnéticas dos aços elétricos são determinadas através da remoção de material da linha de produção. Após, o material é encaminhado para um laboratório onde as medidas das propriedades de interesse são realizadas. Basicamente, há dois métodos reconhecidos por órgãos internacionais:

O método *Epstein*, que consiste na montagem de um núcleo laminado em uma bobina elétrica composto por diversas camadas de material, o que exige um elevado volume de material para análise.

Outro método é o *sst-50*, mais moderno, que utiliza apenas uma chapa com dimensões de 50 x 50 mm, mas que ainda exige que o material seja enviado a um laboratório.

Não há um método não destrutivo para a determinação de propriedades magnéticas que permita sua aplicação diretamente na linha de produção para o controle de qualidade do aço produzido.

Assim, os principais objetivos desse trabalho são: (i) Estudar o efeito de elementos de liga na qualidade de magnetização dos aços elétricos de grão não orientado; (ii) estudar o efeito da microestrutura e no comportamento micromagnético do material e (iii) a verificação da viabilidade do método micromagnético como ferramenta para inspeção microestrutural das propriedades do material utilizando um sensor de superfície para as medidas e aplicando ferramentas estatísticas para a validação das variações detectadas.

2. Aços Elétricos

Aços elétricos são ligas metálicas que contêm em sua estrutura, basicamente, ferro, alumínio e silício. Trata-se de um material ferromagnético mole desenvolvido para aplicações elétricas onde sua maior finalidade é a ampliação do campo magnético induzido em uma bobina elétrica.

Esse material tem surgido como a mais econômica alternativa para máquinas elétricas, transformadores de movimento em energia elétrica como motores de carros e geradores eólicos (LANDGRAF, 2012).

A produção de aços elétricos no Brasil teve início em meados da década de cinquenta, com a produção de aços elétricos de grão não orientado laminados a quente pela Acesita. No entanto, só no fim da década de setenta, esse material passou a ser produzido através do processo de laminação a frio. Contudo, por pressão econômica, em meados dos anos sessenta, a produção desse material sofreu grande queda, sendo substituído por aços de baixo carbono altamente encruados, mais baratos que aqueles com silício em sua composição química (LANDGRAF, 2002).

Já, recentemente, com a ampliação assintótica do uso de eletricidade houve a necessidade do desenvolvimento de materiais para aplicações magnéticas de alto desempenho que aliassem a isso, o baixo custo de produção. A isso, aliou-se a evolução de processos siderúrgicos como as etapas de refino e transformação que permitiram a produção de aços com maiores teores de pureza e, por conseguinte, melhores propriedades magnéticas, reduzindo, assim, as perdas de potência de equipamentos elétricos (PETROVIC, 2010).

De acordo com o boletim publicado pela ESTEP, aços elétricos compõem 1% da produção siderúrgica mundial (BIRAT, THOMAS, *et al.*, 2012). E, de acordo com dados publicados pela Acesita em 2008, a produção desse material é da ordem de 344 mil toneladas desse material e em franca expansão (RODRIGUES e COSTA, 2009).

Os aços elétricos dividem-se, basicamente, em duas categorias, os aços de grão não orientado e os aços de grão orientado. A diferença reside no fato de que

esses apresentam uma forte texturização cristalográfica (110)[001] através da execução de passes de laminação à frio seguidos de tratamento controlado para a formação da *textura de Goss* com crescimento anormal de grão. Em função da textura altamente preferencial, esses materiais têm propriedades magnéticas superiores nessa direção, todavia em detrimento aquelas na direção transversa.

Os aços de grão orientado são utilizados em aplicações em que o campo magnético é aplicado em apenas uma direção, como no caso de fontes e reatores de lâmpadas fluorescentes (HAYAKAWA, IMAMURA e HIRASHIMA, 2003).

A abordagem referente aos aços de grão orientado será limitada ao supramencionado, uma vez que as ligas dessa natureza não compõem o escopo deste trabalho. Aqui, somente, serão tratados dos aços de grão não orientado.

2.1. *Aços elétricos de grão não orientado*

Os aços elétricos de grão não orientado podem ser distribuídos em duas categorias que são referentes ao seu processamento. Eles podem ser parcialmente processados, ou completamente processados. No caso dos primeiros, o material é fornecido pela usina na condição como-laminado e o cliente final é quem realiza os tratamentos térmicos para ajuste microestrutural. Já no segundo caso, o aço é distribuído na condição final de aplicação, não sendo necessário nenhum tratamento prévio à sua utilização (BECKLEY, 2002).

Como mencionado, os aços de grão não orientado tem despertado maior interesse na atualidade em função do crescimento das aplicações de motores de rotação tendo sua espessura de aplicação dimensionada de acordo com a frequência de aplicação do campo magnético. Por exemplo, no caso de moinhos de vento que operam à baixa frequência, os núcleos de seus geradores podem ser compostos de chapas com até 1,0 mm de espessura, maximizando a indução magnética nesses sistemas. Contudo, no caso do núcleo de motores para carros, a espessura de trabalho é entre 0,2 – 0,35 mm, pois esses dispositivos operam em faixas da ordem de

400 Hz. Já em sistemas domiciliares, operantes em 50 Hz, ou 60 Hz, a faixa de espessuras reside em 0,5 mm e 0,65 mm (LANDGRAF, 2012).

A composição química dos aços elétricos é basicamente Fe-Si com certo teor de outros elementos de liga, como Al, Mn e P, adicionados em busca da otimização de propriedades, em geral as perdas magnéticas. Na Figura 1, (AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS), é apresentado o diagrama de fases para as ligas de FeSi, onde é possível ver além do campo ferrítico, região de interesse, a existência de um campo austenítico para baixos teores de Si. A existência dessa faixa composicional exige que sejam tomados alguns cuidados durante o processamento do material, uma vez que a transformação em austenita prejudicaria a performance magnética do material (HUNADY, CERNIK, *et al.*, 2006).

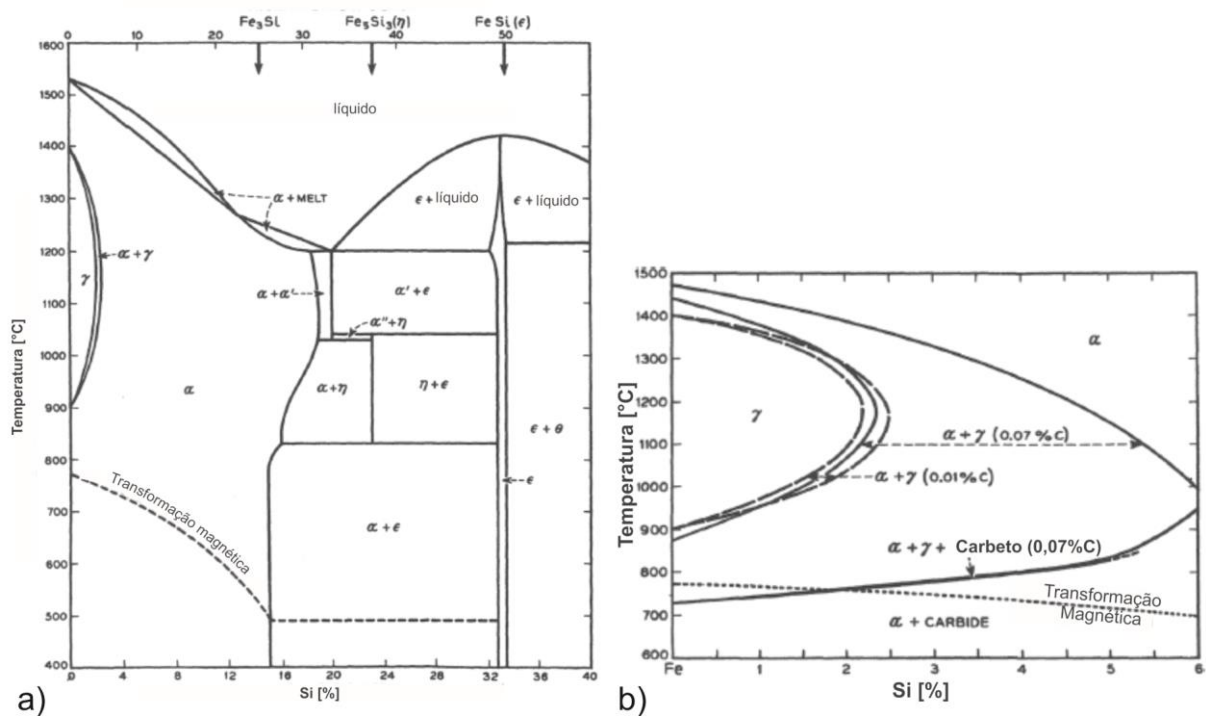


Figura 1 - a) Diagrama de fases para o FeSi. b) Detalhe do diagrama na região de interesse neste trabalho. Fonte: Banco de dados ASM. Fonte: Alloy Phase Diagram Database™.

A seguir serão estudados os conceitos aplicados as perdas magnéticas e, mais adiante, os principais fatores afetantes da qualidade de magnetização dos aços elétricos.

2.2. Perdas magnéticas

O estudo dos fatores que afetam a qualidade da magnetização desses materiais tem sido largamente desenvolvido e hoje já é consenso que a microestrutura é o principal determinante das propriedades magnéticas da liga.

As perdas magnéticas são resultado da atuação de elementos que prejudicam a dinâmica de domínios magnéticos do material, sendo a microestrutura o principal fator atuante nessas propriedades.

Em seu trabalho sobre a estimativa para o desperdício da energia elétrica sob a forma de perdas por motores elétricos, Werner, 1992, estimou que nos Estados Unidos àquela época, 97% dos motores vendidos tinham potência de até 5 Hp e consumiam 22% da eletricidade gerada do país. Entretanto, o público consumidor deste tipo de dispositivo utilizava como critério de compra o custo do equipamento. Desse modo, os motores dessa magnitude tinham até 44% de perda de potência. Já motores com potência superior a 125 Hp respondiam por 0,1% das vendas do país no período, contudo, eles consumiam 37% da energia elétrica gerada no país e resultavam em 14% das perdas totais em equipamentos elétricos.

Ao analisar a faixa completa de motores elétricos entre 5 – 125 Hp, o restante dos motores contribuem com 42% das perdas elétricas, ao utilizar 46% da eletricidade produzida. Assim, o prejuízo energético anual do país naquela época residia na casa de 218×10^9 kW.h/ano gerando um custo de aproximadamente U\$ $7,5 \times 10^9$ /ano (WERNER e JAFFEE, 1992).

As perdas magnéticas totais são divididas em três parcelas, as perdas por histerese (P_{his}), as perdas por correntes parasitas (P_{ec}) e as perdas em excesso (P_{exc}) e são definidas de acordo com a equação 1:

$$P_{tot} = P_{his} + P_{cp} + P_{exc} = \frac{A_h \times f}{d} + \frac{(\pi B f e)^2}{6 \rho d} + K_a \times f^{3/2} \quad (1)$$

Na equação, A_h compreende a área da curva de histerese, f é a frequência, d a densidade do material, ρ a resistividade – dependente da composição química, e é

a espessura da chapa e k_a compreende ao coeficiente de perdas anômalas – depende da frequência, mas é altamente sensível à variação microestrutural.

A equação explícita que a indução máxima tem forte influência sobre a componente de correntes parasitas. No entanto, a indução afeta tanto as perdas por histerese quanto por correntes parasitas (LANDGRAF, 2012).

Como mencionado a cima, as perdas são magnificadas com o aumento da indução magnética e da frequência de operação, no caso das correntes parasitas, a variação é proporcional a B^1 e f^2 . Já nas perdas por histerese, B^{k_1} e f^1 (k_1 é referida à constante de anisotropia magnética do material).

Sabe-se que microcorrentes parasitas são associadas com a movimentação das paredes de domínio magnético. Elas são geradas durante o giro do vetor magnetização e varrendo o redor dos contornos de grão na rede cristalina do material ocasionando na dissipação de energia. Assim, conforme há o aumento do vetor magnetização e do seu giro (frequência), há um conseqüente aumento da dissipação energética. Deste modo, diversos mecanismos de otimização de perdas tem sido estudados.

O primeiro, e mais básico, é o aumento do diâmetro de grão, diminuindo os sítios de formação dessas microcorrentes, os contornos de grão. Entretanto isso é feito à custa do aumento de impurezas no seu interior, o quê pode induzir à perda de qualidade da magnetização. Outra rota para minimização das perdas é a minimização da espessura do material, no entanto, laminações à espessuras extremas aumentam exponencialmente o custo de produção do material. Outra rota é a adição de elementos de liga. Essa, além de aumentar o custo, torna a estrutura suscetível à precipitação de fases (BECKLEY, 2002).

2.3. *Fatores que afetam as propriedades magnéticas dos aços de grão não orientado*

O controle da microestrutura dos aços empregados em aplicações elétricas é primordial para o desempenho em trabalho satisfatório, com minimização das perdas energéticas durante o processo de magnetização. A presença de alterações microestruturais leva ao aumento do campo coercivo do material, modificando sua curva de histerese.

De um modo geral, os fatores determinantes para indução magnética, permeabilidade e perdas são a espessura da chapa, textura cristalográfica, diâmetro médio de grão, teor e natureza de precipitados e inclusões, estado de tensões residuais e densidade de discordâncias (BARROS, SCHNEIDER, *et al.*, 2008).

2.3.1. *Microestrutura e composição química*

O diâmetro médio de grão é o principal fator determinante da forma da curva de histerese de um aço de grão não orientado (LANDGRAF, 2002). Embora o mecanismo de controle desse processo ainda não esteja completamente compreendido (BOZORTH, 1951), essa prerrogativa é largamente aceita no meio técnico-científico, uma vez que há vários fatores atuando simultaneamente.

O diâmetro de grão é responsável pelo controle das perdas por histerese e interfere na formação de correntes parasitas. Desse modo, é necessário que haja um compromisso entre baixa densidade de correntes parasitas e elevada permeabilidade magnética, levando, assim, a existência de uma faixa granulométrica ideal de trabalho. Na Figura 2, apresenta uma síntese dos resultados de Miranda, 2008, para a variação das propriedades magnéticas com o tamanho de grão para aços de grão não orientado de diferentes espessuras.

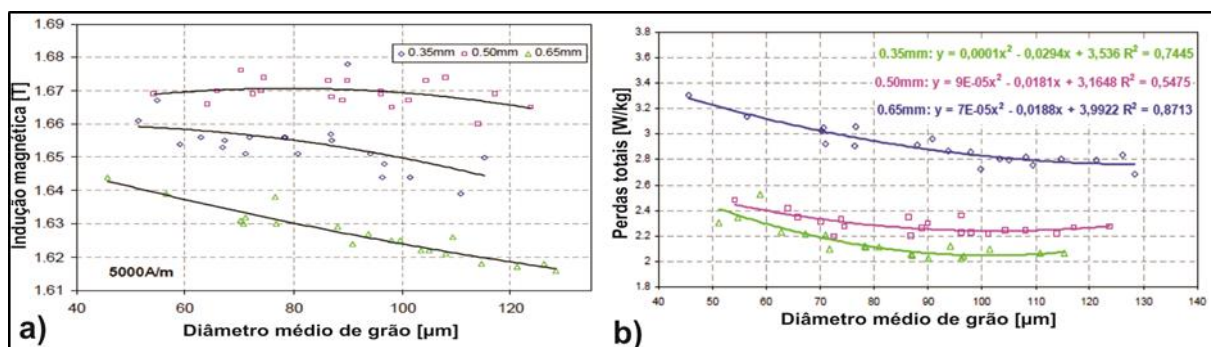


Figura 2 - Resultados obtidos por Miranda, 2008, para a influência do tamanho de grão na indução magnética, em a, e para as perdas magnéticas, em b. Fonte: (MIRANDA, 2008).

No trabalho, a autora avaliou a influência dos parâmetros de processamento de diferentes categorias do material nas propriedades magnéticas (MIRANDA, 2008).

Em um trabalho anterior, *Shiozaki Kurosaki, 1989*, haviam verificado o mesmo comportamento, no entanto os autores estavam focados em avaliar a influência do diâmetro médio de grão na permeabilidade magnética de anéis de aço de grão não orientado (SHIOZAKI e KUROSAKI, 1989).

Em seu estudo sobre a influência do tamanho de grão nas propriedades magnéticas de aços elétricos completamente processados de diversas composições químicas, *H. Chou, 1996*, verificou que a permeabilidade magnética é favorecida pelo aumento do diâmetro médio de grão, bem como as perdas magnéticas são reduzidas (CHOU, 1996). Contudo, o estudo do autor foi limitado até um diâmetro máximo da ordem de 25 μm.

De um modo geral, um crescimento de grão faz com que o comprimento dos contornos de grão seja diminuído e, com isso, os sítios de bloqueio dos domínios magnéticos seja minimizado (SABLIK, STEGEMANN e KRYS, 2001). Entretanto, o crescimento de grão faz com que haja o aumento da densidade de correntes parasitas geradas devido à rotação dos domínios magnéticos levando à mudança do processo de magnetização (BOZORTH, 1951) (CULLITY e GRAHAM, 2009).

Outro fator de inquestionável importância é o controle do teor, morfologia e distribuição de precipitados em aços elétricos. Uma vez que a presença desses ele-

mentos leva ao endurecimento magnético em virtude de atuarem como sítios de ancoragem das paredes de domínio ocasionando o aumento de perdas magnéticas da ordem de 40%, além de alguns bloquearem o crescimento de grão, dificultando alcançar-se a Tamanho de grão ideal de trabalho do material (JENKINS e LINDENMO, 2008).

Todavia, a presença de impurezas altera fortemente o comportamento magnético das ligas Fe-Si. *Bozorth, 1951*, resume em um gráfico a influência de diferentes elementos nessa liga. Os resultados foram apresentados por *Yensen, 1910*, ao estudar o assunto. Esse resumo é apresentado abaixo, na Figura 3 (BOZORTH, 1951).

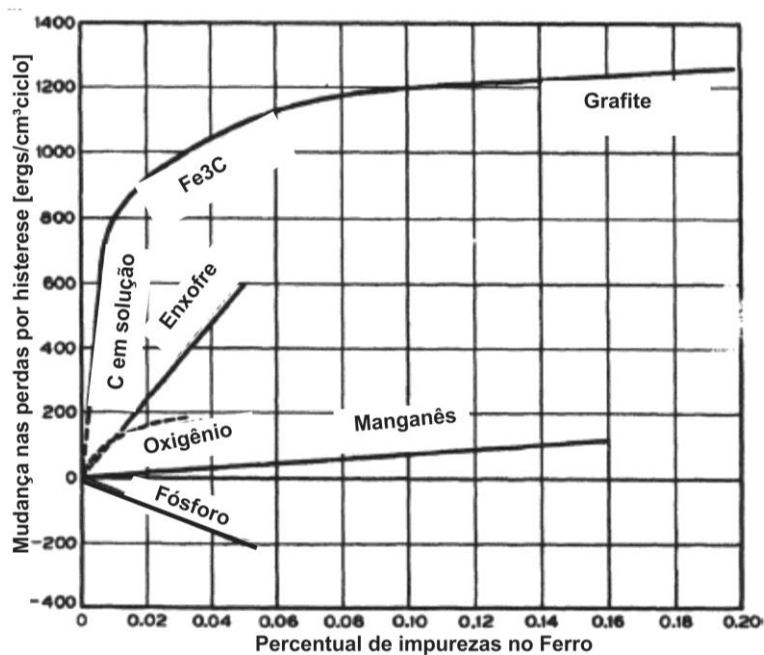


Figura 3 - Influência das impurezas nas perdas por histerese. Fonte: (BOZORTH, 1951).

Além da deterioração das propriedades magnéticas, a presença de precipitados leva ao endurecimento mecânico do material, dificultando operações de corte do material e, conseqüentemente, danificando a integridade da borda de corte (fator geométrico influente na qualidade da magnetização durante a operação) (LANDGRAF e TSCHIPSCHIN, 2010).

Nas últimas décadas, tem-se adicionado certos elementos à liga para minimização das perdas magnéticas e controle microestrutural, esse é o caso do alumínio e manganês.

Em um estudo sobre o efeito do Al e N nas propriedades de GNO, *Nakayama e Honjou, 2010*, verificaram que, embora adições de Al entre 0,01 – 0,02% atuem de forma negativa nas perdas magnéticas, quando a adição do elemento chega à ordem de 0,1%, as perdas magnéticas totais são reduzidas em torno de 20%. Contudo, adições da mesma ordem prejudicam a permeabilidade e a indução magnética. Além, adições desse elemento ligante ao material, beneficiam no controle do crescimento de grão durante as etapas de recozimento. Um problema constante que exige severo controle é referente ao gás de proteção durante o recozimento visto que o Al é suscetível precipitação na forma de AlN. Esses nitretos precisarão ter seu tamanho controlado para que cresçam suficientemente para não prejudicarem a dinâmica dos domínios magnéticos (NAKAYAMA e HONJOU, 2000).

Silício e alumínio configuram os principais elementos de liga em aços elétricos, pois atuam reduzindo as perdas por correntes parasitas aumentando a resistividade do material, como pode ser visualizado na Figura 4.

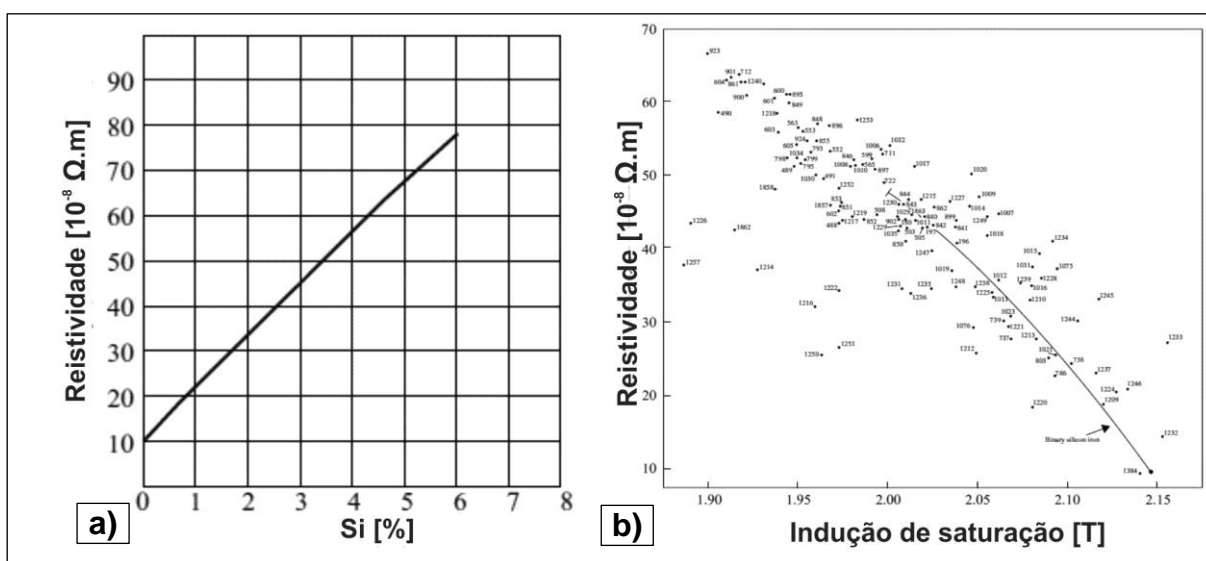


Figura 4 - Em a) Comportamento da resistividade elétrica com o teor de Si e, em b), Influência da resistividade na indução máxima. Fonte: (BECKLEY, 2002)

O silício, principal elemento de liga adicionado aos aços elétricos exerce influência na anisotropia magnetoelástica. *Bozorth, 1951*, demonstrou que adições desse elemento minimizam a magnetostricção do material e *Pulnikov, 2004*, verificou esse comportamento através da simulação numérica por elementos finitos. Ainda, o pesquisador, citando *Bozorth*, menciona que para adições da ordem de 6,5% de Si, o material comporta-se, virtualmente, sem anisotropia. Assim, somando-se as influências nas energias magnetoelástica e magnetocristalina, verifica-se um aumento da dureza mecânica do material com o aumento no teor do elemento de liga (PULNIKOV, 2004).

O manganês é adicionado em baixas quantias para garantir-se que todo enxofre, remanescente após a etapa de dessulfurização na aciaria, seja convertido em MnS coalescido. Ainda, a presença de S e O reduz a degradação das propriedades magnéticas causada pela presença do carbono (BOZORTH, 1951).

Diversos esforços tem sido feitos na tentativa de minimizar o custo de produção dos aços elétricos através da busca de ligas com outros componentes que não só o Si, e as mais atuais, com Al. A importância desses elementos encontra-se na otimização da resistividade do material, uma vez que a intensificação dessa propriedade otimiza a indução magnética e minimiza as perdas. Entretanto, embora o Al exerça influência similar ao Si nas propriedades do material, ainda são encontrados muitos problemas quanto à presença de oxigênio e nitrogênio devido à suscetibilidade do elemento à precipitação na presença desses gases (BECKLEY, 2002).

Já o fósforo, é um elemento adicionado para garantir-se a boa estampabilidade das peças. Entretanto, ainda não estão completamente esclarecidas e não há um consenso sobre a ação da composição química sobre a curva de histerese, sendo ainda a microestrutura a característica preponderante no comportamento magnético do material (BARROS, SCHNEIDER, *et al.*, 2008).

2.3.2. *Textura cristalográfica*

A textura cristalográfica é determinante no nível de magnetização dos materiais dessa classe, interferindo na indução e permeabilidade magnética. Tanto que é a característica marcante da classe dos aços elétricos de grão orientado.

A existência de textura em materiais policristalinos determina a indução magnética remanescente e a rotação de domínios em altos valores de campo (LANDGRAF, 2012). Essa característica é fortemente dependente do diâmetro médio de grão e a busca pela formação de uma textura favorável é uma razão para efetuar-se o recozimento contínuo ao final do processo (BARROS, SCHNEIDER, *et al.*, 2008).

A formação de textura cristalográfica será favorecida naqueles materiais com alto silício, com grão coalescido e que apresentem estrutura bandeada após a laminação a frio. Todavia ocorra recristalização, a textura será degradada. Ainda, a indução magnética na direção de laminação é sempre superior à direção transversal em virtude da anisotropia magnetocristalina, além de mudar a forma da curva de histerese (SIDOR, VERBEKEN, *et al.*, 2012).

Pelo fato dos aços elétricos de grão não orientado serem utilizados em aplicações em que a direção de magnetização é variável, a medida da de B em função do ângulo de laminação é uma medida importante para que se conheça a magnetização global do corpo. E para que se tenha uma densidade de magnetização maximizada no plano da chapa, é desejável que se obtenha uma textura na família de planos {001} (KANG, LEE, *et al.*, 2011).

2.3.3. *Estado de tensões residuais*

A influência do estado de tensão do material nas propriedades magnéticas está relacionada com a magnetostricção. A presença de tensões residuais leva, entre

outras coisas, ao aumento das perdas pela ampliação das harmônicas e anisotropia magnetocristalina (BOHN, 2005).

Um cuidado especial é desejável durante a operação de estampagem das peças, uma vez que dependendo da força aplicada durante a operação, é passível de criar-se um campo de tensões residuais de até 10 mm no plano da peça, deteriorando as propriedades magnéticas e a isotropia do material (LANDGRAF, FERNANDO JOSÉ GOMES; EMURA, M., 2002).

Em outro estudo sobre a influência do campo de tensões imposto pelo método de corte, *Moses, Derebasi e associados* verificaram que a influência dessa variável atua pronunciadamente em altas frequências e com espessuras menores (MOSES, DEREBASI, *et al.*, 2000).

2.3.4. Frequência de excitação e espessura

O último fator tecnológico que afetará a qualidade de magnetização, aqui estudado, está relacionado com o dimensionamento do núcleo magnético.

No estudo de *Miranda, M., 2008*, a autora estudou ainda a influência das diferentes espessuras das chapas nas propriedades magnéticas, tendo verificado que embora, a indução magnética fosse prejudicada com a redução da espessura, as perdas totais nesse material seriam otimizadas com a redução da espessura. Os resultados para essas propriedades constam reproduzidos na Figura 2.

Ainda nesse estudo, *Miranda* verificou que esse comportamento é conservado para uma larga faixa granulométrica.

Retornando à Figura 2^a, é possível ver que a chapa com 0,5mm teve uma indução superior às outras, isso foi justificado pela influência da espessura da chapa na textura cristalográfica formada, fazendo com que a influência do diâmetro médio de grão não seja predominante sobre a indução magnética (MIRANDA, 2008).

Resultados com mesma tendência são encontrados na literatura, (LANDGRAF, 2012), configurando um comportamento típico para essas proprieda-

des. O aumento das perdas com a redução da espessura pode estar ligado ao aumento da deformação plástica imposta ao metal pela laminação a frio.

No que tange à influência da frequência nas propriedades magnéticas, há um aumento da área da curva por histerese proporcional à frequência aplicada. Consta na Figura 5 a influência dessa variável na curva de histerese de um aço de grão não orientado, explicitando esse comportamento. Esse resultado foi apresentado por *Landgraf, 2012*. O autor ainda salienta a importância dessa grandeza no dimensionamento de motores elétricos (*LANDGRAF, 2012*). Ainda, *Jiles, D.C., 1994*, havia verificado o mesmo comportamento que seu sucessor anos após (*JILES, 1994*).

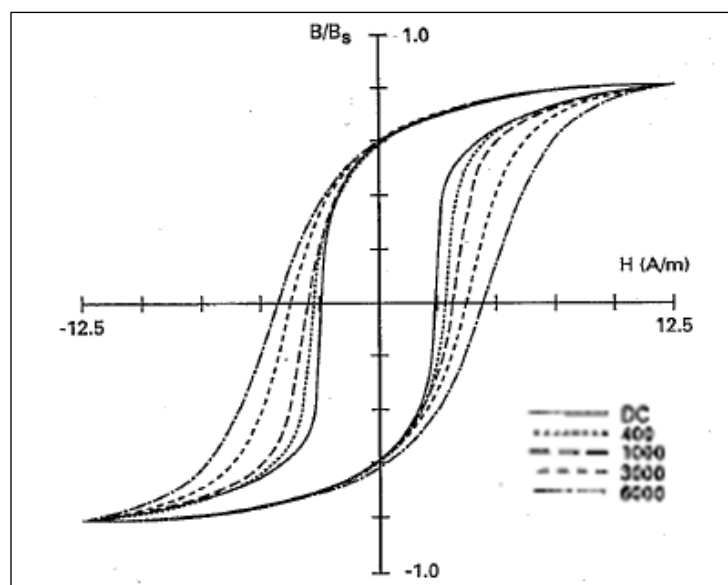


Figura 5 - Curvas de histerese determinadas sob diferentes frequências. Fonte: (*JILES, 1994*).

2.4. Rota de produção dos aços elétricos

O processo de fabricação dos aços elétricos evoluiu consideravelmente quanto à rota de processamento, tendo destaque as melhorias nos processos siderúrgicos, como a aplicação de refino secundário para a redução do nível de carbono e o emprego de degasificadores a vácuo.

Consoante a isso, diversos avanços tem sido feitos na última década no que tange às operações de, laminação a frio e tratamentos térmicos. Tendo sido possibilitada a produção de chapas com até 0,05 mm de espessura, dimensões muito próximas das obtidas com o uso de ligas amorfas e em alta velocidade. Referente aos tratamentos térmicos, a produção de aços com Tamanho de grão homogênea, eliminando-se problemas de contaminação pela atmosfera, ou de crescimento anormal de grão, além de ter-se possibilitado o desenvolvimento de estrutura recozidas sob a aplicação de campo magnético, levando a uma estrutura de domínios magnéticos mais favorável à aplicação do material (BACALTCHUCK, 2005).

As operações típicas na aciaria dos aços elétricos são muito similares àquelas aplicadas em aços estruturais, porém esse material exige cuidados especiais no seu processo, na Figura 6 consta um fluxograma ilustrativo da rota de produção dos aços elétricos de grão não orientado completamente processado após o lingotamento extraído do catálogo de aços elétricos da empresa *ThyssenKrupp*®.

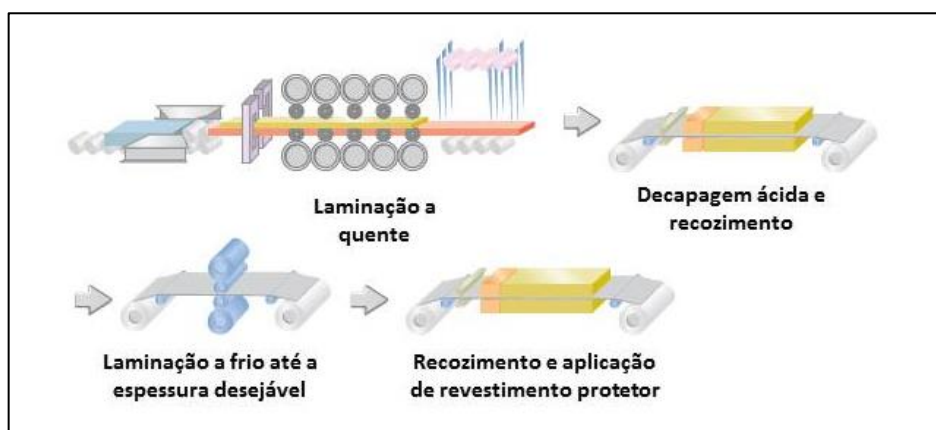


Figura 6 - Ciclo de produção de aços elétricos após o lingotamento (THYSSENKRUPP GMBH, 2010).

Após a etapa de recozimento contínuo e aplicação do revestimento protetor, o material é cortado por estampagem nas dimensões finais de montagem dos núcleos magnéticos. A rota acima é referida a uma linha de produção de aços de grão não orientado, caso a produção fosse de aços de grão orientado, haveria uma etapa de tratamento térmico a mais no processo (THYSSENKRUPP GMBH, 2010).

Uma prática que tem sido adicionada à rota de produção desse material é a aplicação de uma etapa de recozimento para recristalização entre a laminação a quente e a laminação a frio. Resultados têm mostrado que esse tratamento extra

garante propriedades magnéticas ao material superiores (CASTAÑEDA e RODRÍGUEZ, 2010).

O recozimento para recristalização tem por principal função a homogeneização dos grãos deformados pela laminação, favorecendo o crescimento dos novos grãos, nucleados após a laminação a frio posterior. Além disso, esse tratamento térmico induz à formação de uma textura cristalográfica favorável às propriedades magnéticas do produto final, minimizando a formação de grãos com orientação cristalográfica [111], indicativo da fibra- γ .

Além das propriedades magnéticas superiores, o material submetido ao recozimento antes da etapa de laminação a frio apresenta ductilidade superior aqueles não submetidos à etapa. Esse ganho de ductilidade favorece as operações de corte durante o processo produtivo do material (CASTAÑEDA e RODRÍGUEZ, 2011).

Como etapa final no processamento desse material, há a aplicação de um revestimento sobre as chapas a fim de minimizar o crescimento das perdas com o aumento do grau de indução magnética no material em trabalho. Em determinados tipos de revestimento, as perdas praticamente permanecem constantes durante a operação do material, sendo esse fenômeno de especial importância para a indústria, uma vez que é possível maximizar a indução sem que se tenha o aumento das perdas magnéticas. Esses revestimentos são aplicados, muitas vezes, ainda na linha de laminação e podem ser inorgânicos, a base de Si, ou orgânicos com cura UV (LINDEMMO, COOMBS e SNELL, 2000).

3. Inspeção por Métodos Eletromagnéticos

A inspeção de componentes por métodos eletromagnéticos é fundamentada nas informações fornecidas pelas propriedades elétricas e magnéticas dos materiais ferromagnéticos quando submetidos a ação de um campo eletromagnético e a influência da presença de variações em sua estrutura nessas propriedades. Técnicas de inspeção dessa natureza vem sendo empregadas na indústria há décadas e, ainda hoje, há muito a ser explorado nessa área.

Essa categoria de métodos de inspeção apresenta uma larga variedade de técnicas, cada qual com suas características e peculiaridades que a tornarão viáveis, ou não para uma determinada aplicação.

Neste trabalho, tratar-se-á apenas das técnicas de inspeção micromagnética, que compreendem a: Análise da impedância de correntes parasitas, Ruído magnético Barkhausen, Análise harmônica do campo tangencial e Permeabilidade magnética incremental. E, para o bom entendimento do tema, a seguir, serão abordados conceitos básicos acerca de magnetismo.

3.1. *Fundamentos de Magnetismo*

O magnetismo é o fenômeno segundo o qual os materiais impõem uma força, atrativa, ou repulsiva sobre outros materiais. Desse modo, esses materiais são classificados conforme sua resposta à ação de um campo magnético, H , e compreende a:

Diamagnéticos: são materiais que respondem muito fracamente à ação de um campo magnético externo. A magnitude do momento magnético induzido é extremamente pequena e em direção oposta ao campo aplicado. Tendo-se como resultado disso, a permeabilidade magnética relativa, μ_r , um pouco menor que a unidade e a suscetibilidade magnética, χ_m , é negativa. Quando colocados entre os polos de um eletroímã, os diamagnéticos são atraídos para o polo onde o campo magnético é menos intenso.

Paramagnéticos: são materiais que quando submetidos a um campo magnético externo, orientam seus spins magnéticos na direção contrária ao campo magnético externo. Quando esses materiais tiverem seus spins alinhados, sua μ_r será maior que a unidade e sua χ_m , apesar de pequena, será positiva.

Ferromagnéticos: são materiais que possuem o momento magnético permanente mesmo na ausência de um campo magnético externo e, quando na presença de um campo externo, eles alinham seus spins magnéticos na direção do campo de maior intensidade. Dentre esses materiais, encontram-se: o ferro, Níquel, ferritas cerâmicas, Cobalto.

É importante mencionar que tanto os diamagnéticos, quanto os paramagnéticos, são considerados não magnéticos, uma vez que esses materiais não exibem magnetismo na ausência de um campo magnético (CALLISTER, 2007).

Os materiais ferromagnéticos, bem como princípios de seu mecanismo de magnetização serão estudados a seguir em virtude de sua relevância para o bom entendimento desse trabalho.

Ferromagnetismo é o mecanismo básico pelo qual um material orienta seus domínios magnéticos com um campo magnético externo, aplicado.

Materiais que possuem propriedades magnéticas similares ao ferro – por exemplo, níquel e cobalto, além de muitas ligas de ferro com estes elementos – são chamados ferromagnéticos. Para substâncias como estas, a susceptibilidade magnética pode ser 1000, contudo, tem-se encontrado valores altos como 10.000 para algumas substâncias.

Uma característica determinante deste tipo de material é a dependência da permeabilidade magnética, μ , com a força do campo magnético aplicado e com a história magnética do corpo. Uma vez que é impossível desmagnetizar-se um material ferromagnético, uma vez que este tenha sido submetido a um campo magnético (BOZORTH, 1951).

Na Tabela 1, as principais grandezas para o magnetismo e na Figura 7 (BOZORTH, 1951) uma curva de histerese típica de um ferromagnético com essas grandezas em destaque.

Tabela 1 - Principais grandezas para o magnetismo.

Grandeza	Descrição
Permeabilidade normal (μ):	Permeabilidade é $\mu=B/H$, medida quando a amostra está num estado de magnetização cíclica. Sob estas condições, o material responde igualmente quando o campo é aplicado em uma das duas direções opostas (BOZORTH, 1951).
Permeabilidade inicial (μ_o):	É o limite aproximado pela permeabilidade normal a medida que B e H são decrescidos até zero (BOZORTH, 1951).
Permeabilidade máxima (μ_m):	É o valor máximo da permeabilidade normal obtido variando-se a amplitude de H (BOZORTH, 1951).
Permeabilidade incremental (μ_{Δ}):	Refere-se à medida da permeabilidade com campos superpostos. Tendo um campo H_b aplicado e mantido constante, um outro campo H_{Δ} é aplicado e alternado ciclicamente, causando uma indução alternada da amplitude de B_{Δ} . Então, $\mu_{\Delta}=B_{\Delta}/H_{\Delta}$. (BOZORTH, 1951).
Campo magnético aplicado (H_p):	É a força magnética imposta. Usualmente é representado na forma de linhas de força e é orientado do polo positivo para o negativo (CULLITY e GRAHAM, 2009).
Campo coercivo (H_c):	É o campo magnético necessário para se zerar o momento indução magnética do material, H_c é $B(H)=0$ (BOZORTH, 1951)
Indução Remanente (B_r):	É a indução magnética que permanece no material quando todo H externo é removido (CULLITY e GRAHAM, 2009).
Indução de Saturação (B_m):	A saturação magnética é o ponto em que todos domínios magnéticos estão alinhados ao campo magnético, é o máximo de indução que o material pode alcançar (BOZORTH, 1951).
Campo de saturação (H_m):	É o campo magnético no qual o material alcança sua saturação. Não é verificado aumento de B para H maiores que H_m (CULLITY e GRAHAM, 2009).

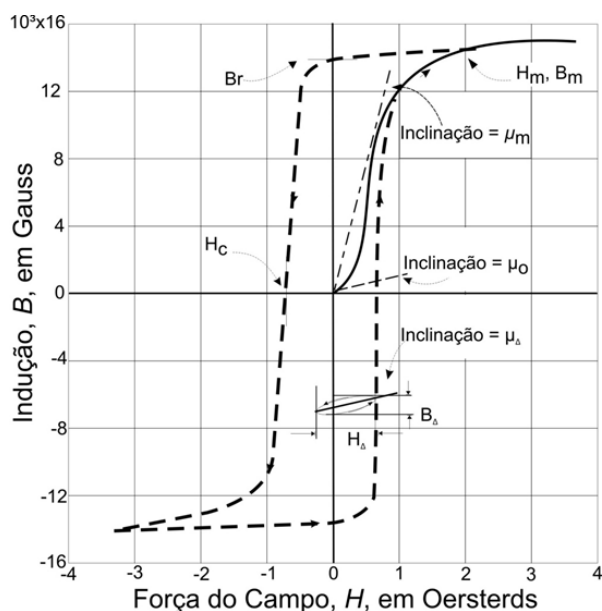


Figura 7 - Curva de histerese de um material ferromagnético. Fonte: Ferromagnetism - Fonte: Bozorth, 1951.

A influência da estrutura do material alterará o formato e posição da curva de histerese, ocasionando em perdas de energia durante o processo de magnetização.

A remanescência, B_r , está ligada, intrinsecamente, a certas propriedades do material ferromagnético tais como, a densidade de pontos ancoradores dos domínios magnéticos, e anisotropia cristalina. Pode ser dito, genericamente, que B_r é mais forte na direção onde a energia de anisotropia alcança seu mínimo (PULNIKOV, 2004).

3.1.1. O processo de magnetização

A distribuição da magnetização é diferente para cada amostra e chama-se estrutura de domínios magnéticos. Esses domínios são separados por zonas de transição chamadas de paredes de domínio, ou paredes de Bloch, onde a magnetização afasta-se da orientação da magnetização do domínio e, gradualmente, aproxima-se da orientação da magnetização do domínio adjacente. Na Figura 8, é apresentado o esquema da estrutura de domínios magnéticos para o ferro (SPIES, 2010)

As paredes de domínio podem ser descritas pelos ângulos entre os vetores MS dos domínios do qual a parede separa. Elas podem ser classificadas em paredes de 180° (PD1, as quais separam domínios de mesma direção, mas com sentidos de magnetização contrários) e paredes de 90° (PD2, as quais separam domínios com diferentes direções). Além de serem classificadas quanto ao ângulo entre os vetores de magnetização dos domínios, essas paredes podem ser chamadas de paredes de Bloch, em homenagem a F. Bloch, o primeiro a estudar a natureza das camadas de transição. Em uma parede de Bloch, o vetor magnetização gira de tal maneira que ele permanece sempre paralelo ao plano da parede.

De um modo geral, o processo de magnetização se dá por nucleação, coalescimento e rotação de domínios magnéticos. As etapas de coalescimento e nucleação tem início em baixos valores de H, da ordem de H_c . Já a segunda, ocorre em altos valores de H, próximos à H_m .

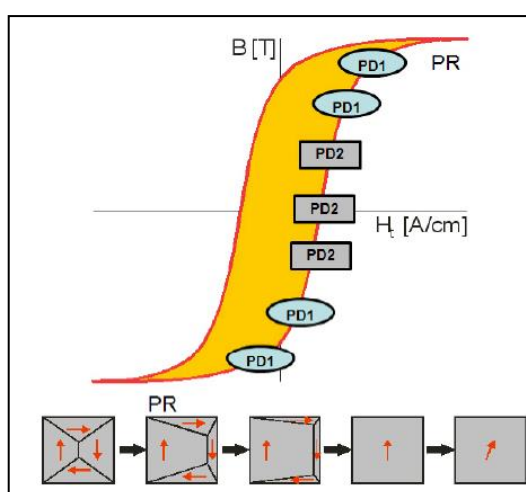


Figura 8 - representação esquemática da dinâmica das paredes de domínio magnético durante o processo de magnetização. Fonte: (SPIES, 2010).

Entretanto, a dinâmica de domínios magnéticos não é constante, ela ocorre de forma descontínua e aos saltos. Esse fenômeno foi descoberto por Heinrich Barkhausen em 1919 e foi detectado na forma de um ruído oriundo dos saltos repentinos que os domínios realizam para se orientar ao campo magnético externo, o chamado ruído magnético Barkhausen.

O ruído Barkhausen é detectado através da tensão induzida em uma bobina sensora posicionada próximo ao material submetido a um H externo. Logo abaixo, esse fenômeno é ilustrado na Figura 9 (CULLITY e GRAHAM, 2009), onde são demonstrados em magnificação os saltos durante a magnetização de um ferromagnético, parte “a” e o ruído detectado na forma de uma FEM induzida e representado no domínio tempo (CULLITY e GRAHAM, 2009).

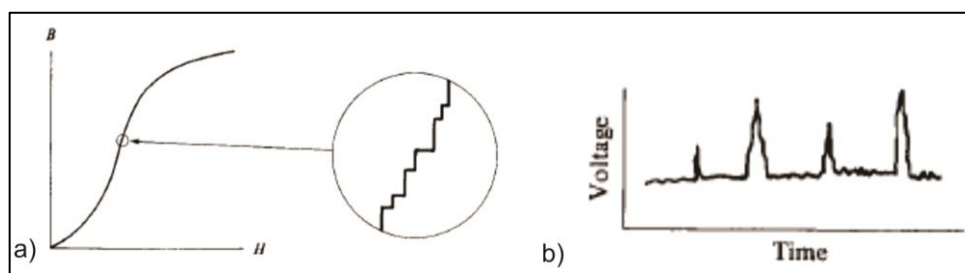


Figura 9 - Representação da emissão e detecção do ruído magnético Barkhausen. Adaptado de (CULLITY e GRAHAM, 2009).

Caso o processo de magnetização fosse devido, unicamente, à dinâmica de domínios magnéticos, a curva de histerese não existiria, a magnetização seria perfeitamente reversível. No entanto, a presença de defeitos na estrutura do material – discordâncias, precipitados, contornos de grão, estado de tensões – bloqueiam a movimentação das paredes de domínio, fazendo com que ocorram perdas de energia magnetizante (BOZORTH, 1951) (CULLITY e GRAHAM, 2009).

A dissipação energética durante o processo de magnetização pode ser considerada como uma força “*friccional*” oposta à força do campo magnético. Esse fenômeno é considerado a principal razão pelo comportamento histórico da curva de magnetização.

Em seu trabalho, *Jiles e Atherton*, estudaram o comportamento da curva de histerese através de modelos considerando a energia necessária para sobrepor um sítio de ancoramento do domínio como dependente de dois fatores: a natureza e a orientação do sítio. De acordo com os autores, para aquele caso, os defeitos são responsáveis pela redução da permeabilidade magnética inicial e pelo aumento do

campo coercivo durante o processo de magnetização do ferromagnético (JILES e ATHERTON, 1986).

A seguir, será tratado de forma sucinta como as imperfeições do material interagem com o campo magnético prejudicando a dinâmica de magnetização.

3.1.1. *Influência de fatores que afetam a qualidade de magnetização de um material ferromagnético.*

Quando um material ferromagnético possui elementos de segunda fase como inclusões, ou precipitados, esses interagem com as linhas de campo magnético, dificultando o giro dos domínios magnéticos.

No lado esquerdo da Figura 10 (CULLITY e GRAHAM, 2009), há uma representação esquemática de uma inclusão próxima a uma parede de domínio em movimento. No lado direito dessa imagem, é detalhado como a inclusão polariza-se magneticamente buscando a redução da energia magnetostática.

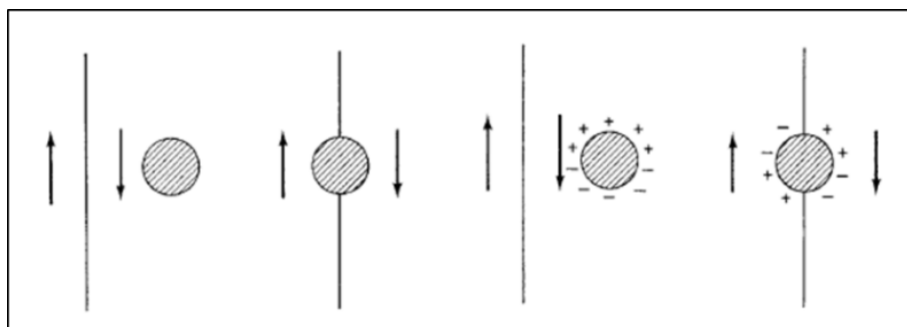


Figura 10 - interação de uma inclusão com a dinâmica de domínios magnéticos. Fonte: (CULLITY e GRAHAM, 2009).

Com a aproximação das paredes de domínio magnético, a inclusão tende a polarizar-se a fim de reduzir a energia magnetostática. Quando a parede de domínio intersecciona a inclusão, essa polarização se redistribui e a energia magnetostática é particionada igualmente (CULLITY e GRAHAM, 2009).

O autor ainda cita que a ocorrência de domínios magnéticos na forma de agulhas foi observada por Néel. A ocorrência de paredes de domínio dessa natureza faz com que a redução da energia magnetostática da inclusão não diminua a energia da parede de domínio. Na Figura 11 (CULLITY e GRAHAM, 2009), é possível visualizar um domínio magnético dessa natureza. No lado esquerdo da ilustração, há uma representação esquemática e no lado direito, uma fotomicrografia dessas estruturas em um Fe-3Si.

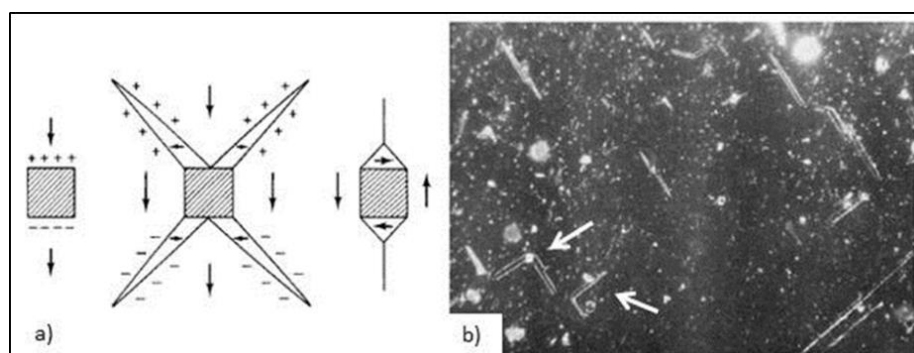


Figura 11 - Domínios magnéticos em agulhas. em a) representação esquemática da estrutura e em b), fotomicrografia de um domínio magnético dessa natureza em redor de uma inclusão. Adaptado de (CULLITY e GRAHAM, 2009).

A energia magnetostática associada a uma inclusão simples é proporcional ao seu volume. Soluções analíticas encontradas na literatura sugerem que para um material como o ferro, inclusões com diâmetro da ordem de $1\ \mu\text{m}$, terão domínios na forma de agulhas. Pequenas inclusões permanecerão bloqueando a rotação, uma vez que sua energia magnetostática já é pequena. Inclusões da ordem de $100\ \text{Å}$ são menores que a espessura usual de uma parede de domínio. Quando essas inclusões são interseccionadas pela parede de domínio, elas ancorarão o movimento das paredes (CULLITY e GRAHAM, 2009).

Em seu estudo sobre paredes de domínio magnético em forma de agulhas, López-Díaz e colaboradores estimaram o diâmetro crítico de inclusões para que ocorra a mudança de morfologia das paredes de domínio magnético. Os autores verificaram a redução das agulhas conforme as inclusões aproximavam-se à ordem de $40\ \text{nm}$ de diâmetro (LÓPEZ-DÍAZ, IÑIGUEZ e TORRES, 1999).

Quando um material é submetido a um tensionamento, mesmo dentro do limite elástico, sua estrutura cristalina é destorcida. Mesmo no caso de carregamentos de baixa intensidade, essa alteração é suficiente para que se alterem as propriedades magnéticas. Desta forma, o estado de tensões é outra variável que exerce forte influência sobre o processo de magnetização, sobretudo o estado de tensões residuais no material (CULLITY e GRAHAM, 2009) (BOZORTH, 1951).

Tensões residuais são tensões de natureza elástica que permanecem no corpo após a remoção de um carregamento externo e elas podem ser de natureza compressiva, ou trativa. E ainda, macrotensões, ou microtensões, dependendo do grau de abrangência do campo de tensões na estrutura do material. Macrotensões são aquelas que alcançam grandes distâncias no interior da estrutura do corpo e são oriundas das operações durante o processo de fabricação do material. Já as microtensões, alcançam apenas alguns diâmetros de grão e, normalmente, surgem por transformações de fase, precipitações de segunda fase.

As tensões residuais, geralmente, são oriundas do processo de fabricação dos componentes devido a procedimentos comuns em processos de fabricação como a usinagem e retífica, corte ou tratamento térmico e a aplicação do componente irá determinar se o estado de tensão presente é, ou não, prejudicial para seu desempenho em trabalho. Há determinados procedimentos empregados na manufatura que tem por finalidade a inserção de um determinado estado de tensões residuais, sendo esse o caso do martelamento (*hammer-pinning*), ou a chamada auto fretagem (*auto-frettag*). Esse procedimento é aplicado para casos da necessidade do aumento da vida em fadiga de componentes, por exemplo (ASM INTERNATIONAL, 2002).

De um modo geral, ao estudar o estado de tensões sobre as propriedades magnéticas:

Primeiramente, *as discordâncias*; o diâmetro do campo de tensões ao redor das discordâncias é geralmente menor que a espessura de uma parede de domínio e uma linha de discordâncias não será paralela ao plano de uma parede de domínio. Desse modo, é esperado que ocorra interação entre uma discordância e o movimento das paredes de domínio magnético.

Em um segundo momento, o fenômeno da magnetostricção. Durante o resfriamento de ferromagnéticos como o ferro e níquel, a magnetostricção espontânea atua de modo a deformar alguns domínios magnéticos prejudicando sua rotação (CULLITY e GRAHAM, 2009).

A magnetostricção¹ modifica a anisotropia cristalina do material, alterando sua μ_m . De um modo geral, para os magnetostrivivos positivos, a B_M é ampliada até que o limite elástico seja alcançado. Daí, quando tem começo a deformação, a B_M passa a ser deteriorada. Já para os negativos, B_M tem a taxa de variação ampliada com a aplicação da tensão. Na Figura 12 (BOZORTH, 1951), encontra-se reproduzidos resultados experimentais da avaliação da influência do estado de tensões nas propriedades magnéticas apresentadas por *Bozorth, 1951*, onde é possível visualizar-se a influência da deformação plástica presente nos materiais após a remoção da carga na indução magnética, linha tracejada.

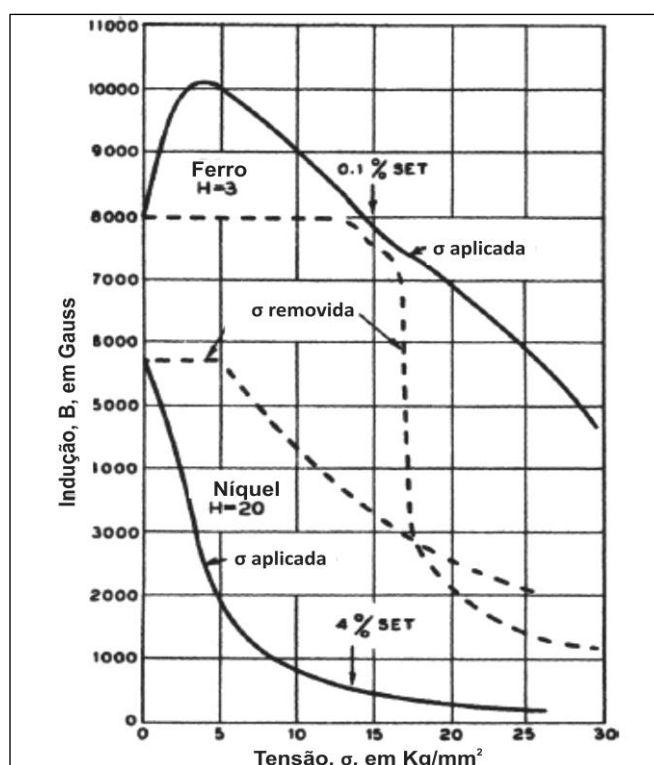


Figura 12 - Influência da tensão mecânica aplicada na indução magnética para dois magnetostrictivos, ferro e níquel. Adaptado de: (BOZORTH, 1951).

¹ Magnetostricção é o fenômeno pelo qual um material ferromagnético altera suas dimensões quando sob a ação de um campo magnético, ou altera sua permeabilidade magnética sob a ação de uma tensão externa (BOZORTH, 1951).

A dependência da magnetização no estado de tensões do material pode também ser descrita em termos de energia associada com a tensão e a direção de magnetização espontânea dos domínios. Desse modo, a densidade energética associada à deformação e a indução magnética é definida por:

$$E_{\sigma} = \frac{3}{2} \lambda_s \sin^2 \theta \quad (2)$$

Onde λ_s é a expansão magnetostritiva na saturação e θ é o ângulo entre a magnetização de saturação e o ângulo aplicado da tensão aplicada. Essa expressão mostra que quando a tensão é paralela a λ_s a energia alcança um mínimo e os domínios são estáveis. Já quando essas duas grandezas são antiparalelas, como no níquel, os domínios tenderão a orientar-se perpendicularmente à tensão mecânica.

Tratando-se de tensões residuais; quando o material é deformado dentro de seu limite elástico, sua estrutura de domínios magnéticos sofre drásticas transformações que são refletidas, principalmente, na μ_m e em H_c , propriedades dependentes da flutuação do espaçamento interatômico do material (BOZORTH, 1951).

Outro fator influente é a anisotropia magnetocristalina, também fortemente afetada pelo estado de tensões do material.

Essa propriedade consiste da variação do formato da curva BxH com a direção de aplicação do campo na estrutura cristalina. A anisotropia, isto é, as propriedades magnéticas variam de acordo com a direção de medida (CULLITY e GRAHAM, 2009). A anisotropia magnetocristalina é a razão por trás da maior indução magnética por parte dos aços elétricos de grão orientado (AEGO) e consequente sucesso desses materiais quando aplicados em núcleos de transformadores elétricos (LANDGRAF, 2001).

O resultado da variação das propriedades com a direção de medida faz com que a indução magnética seja facilitada quando o campo é induzido na direção de fácil magnetização do retículo cristalino. Para o caso do ferro, a direção <100>, isso significa que uma parede de domínio que separa dois domínios pode ser movida facilmente ainda com baixos valores de campo. Na Figura 13 (CULLITY e GRAHAM,

2009) é apresentado um modelo esquemático para uma célula unitária de ferro- α (CULLITY e GRAHAM, 2009). A direção de fácil magnetização de um material é a sua direção de magnetização espontânea no estado desmagnetizado.

O Diâmetro médio de grão é outro fator determinante nas propriedades magnéticas dos ferromagnéticos. Entretanto o elevado volume de variáveis envolvidas nesse fenômeno traz controvérsias a respeito dessa influência (BOZORTH, 1951).

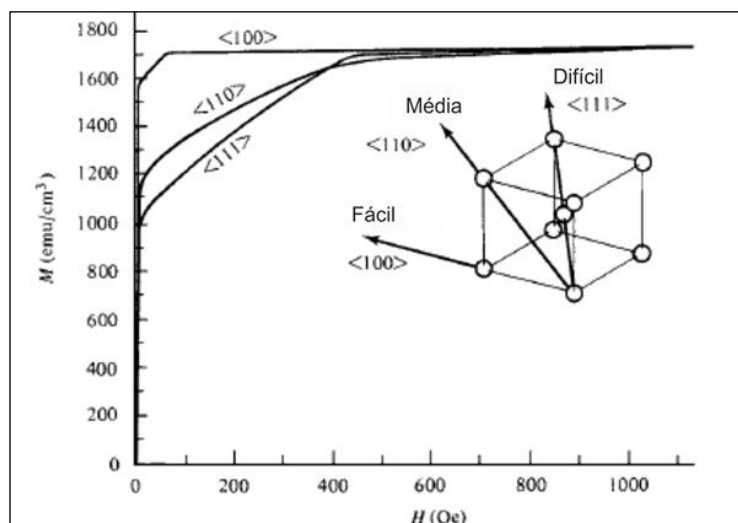


Figura 13 - Comportamento do ferro- α durante a medida de magnetização em diferentes direções cristalográficas. Adaptado de: (CULLITY e GRAHAM, 2009).

Em seu estudo sobre a influência do tamanho de grão nas propriedades magnéticas de aços elétricos completamente processados de diversas composições químicas, *Chou, 1966*, verificou que a permeabilidade magnética é favorecida pelo aumento do diâmetro médio de grão, bem como as perdas magnéticas são reduzidas (CHOU, 1996). O estudo do autor foi realizado até um diâmetro máximo da ordem de 25 μm .

Yu, R. H. e colaboradores, 1999, estudaram a influência do tamanho de grão nas propriedades magnéticas de uma liga da família Fe-Co em diferentes frequências de excitação e verificaram que o campo coercivo era fortemente reduzido para grãos da ordem de $\sim 10 \mu\text{m}$, mas que para grãos maiores, H_c praticamente era invariável (YU, BASU, et al., 1999).

De um modo geral, um crescimento de grão faz com que o comprimento dos contornos de grão seja diminuído e, com isso, os sítios de bloqueio dos domínios magnéticos seja minimizado (SABLIK, STEGEMANN e KRYS, 2001). Entretanto, o crescimento de grão faz com que haja o aumento da densidade de correntes parasitas geradas devido à rotação dos domínios magnéticos levando à mudança do processo de magnetização (BOZORTH, 1951) (CULLITY e GRAHAM, 2009).

4. Métodos Micromagnéticos

A técnica de inspeção micromagnética surgiu em meados da década de 1970 durante o desenvolvimento do programa nuclear alemão. Surgida devido à necessidade de um método de inspeção que fosse rápido e não destrutivo, a técnica ganhou espaço com o decorrer das décadas e, ainda hoje, há muito a ser desenvolvido, tanto no que tange a tecnologias, quanto a procedimentos de inspeção.

As técnicas micromagnéticas consistem, basicamente, na análise da resposta da microestrutura do material ferromagnético à excitação por um campo magnético alternado. E as principais técnicas estudadas nesse método são: perfil de permeabilidade incremental, μ_{Δ} ; impedância de correntes parasitas; fator de distorção do campo magnético tangencial e análise do ruído magnético Barkhausen e podem ser divididos em duas subcategorias, sendo os dois primeiros considerados métodos reversíveis e os de mais, irreversíveis (DOBMANN, KRÖNING, et al., 1992). Consta na Figura 14 (FRAUNHOFER IZFP, 2007) um desenho esquemático da montagem de um sensor de superfície utilizado para a inspeção por métodos micromagnéticos.

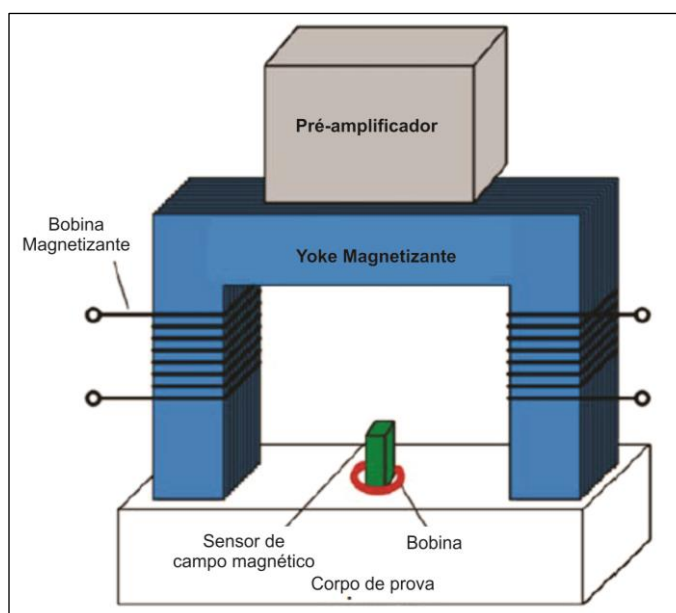


Figura 14 - Diagrama esquemático sensor de superfície micromagnético. Fonte: (FRAUNHOFER IZFP, 2007).

As medidas são efetuadas através de um sensor hall que mede a resposta micromagnética do material sob a excitação de um campo magnético alternado aplicado à superfície inspecionada. O sinal captado pela bobina sensora é detectado na forma de variação de tensão elétrica e enviado a uma central que interpretará o sinal e o disporá para análise através de um software.

Baseada nos fenômenos que interferem na dinâmica dos domínios magnéticos, a técnica de inspeção micromagnética é altamente sensível a variações do estado de tensão do corpo e à densidade de diversos parâmetros microestruturais do material e sua morfologia. E tem como sua maior aplicação a determinação de propriedades mecânicas dos materiais, sendo a determinação de dureza, resistência mecânica e tenacidade as suas maiores aplicações. Talvez uma das grandes vantagens da técnica resida no fato de ser rápida, obtendo-se o resultado em poucos segundos, e poder ser aplicada tanto automatizada quanto com sensor manual (DOBMAN, 2007).

Entretanto, antes de ter início o estudo dos métodos micromagnéticos de inspeção, faz-se necessário o discernimento entre métodos reversíveis e irreversíveis. Essa classificação é definida de acordo com a influência que os fenômenos envolvidos na técnica sofrem com o processo de cíclico de magnetização imposto pelo campo alternado. Assim, as técnicas de correntes parasitas e análise da permeabilidade incremental estão enquadradas nos métodos reversíveis, enquanto a análise do campo tangencial e ruído Barkhausen, são classificados como métodos irreversíveis (DOBMAN, KRÖNING, *et al.*, 1992).

4.1. *Análise da Impedância de Correntes Parasitas*

A técnica de correntes parasitas estuda a corrente induzida no material por uma bobina alimentada por corrente alternada. Essa corrente induzida, perturba o campo eletromagnético da bobina e o grau de perturbação é dependente das condições do material.

Durante o ensaio, o resultado é apresentado na forma de um plano de impedâncias, sendo dividido em: no eixo vertical, a componente indutiva das correntes, fortemente influenciada pelo comportamento magnético do material e, no eixo horizontal, a componente real das correntes parasitas, influenciada pela condutividade elétrica. É apresentado na Figura 15 (ASM INTERNATIONAL, 1992), um modelo do plano de impedância com suas principais características.

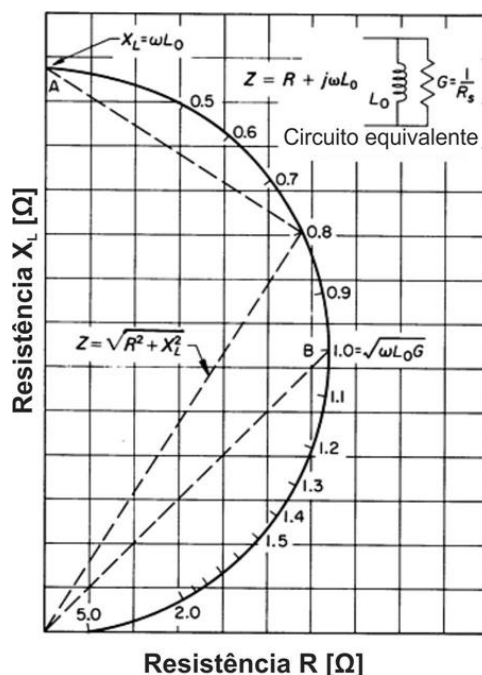


Figura 15 - Representação do plano de Impedância Fonte: (ASM INTERNATIONAL, 1992).

Em função da baixa força do campo magnético empregada na técnica de correntes parasitas, as únicas variáveis atuantes na bobina são a frequência de teste, f ; condutividade elétrica, σ , e a permeabilidade magnética, μ , e a inspeção é realizada por um gradiente da ordem de alguns micrometros na superfície do material com a largura da bobina. Esse gradiente é chamado de *profundidade de pele*, ou *profundidade padrão*², δ , e é resultado da blindagem do campo magnético primário pelo campo magnético secundário, induzido pelas correntes parasitas.

A profundidade de pele é determinada pela Equação 3:

² A profundidade na qual a densidade de correntes parasitas decresce a $1/e$, ou em torno de 37% da densidade superficial. Apesar das correntes parasitas penetrarem mais do que 1δ , em 2δ de penetração a intensidade de correntes já decaiu à 13,5% da sua densidade na superfície e em 3δ , chega a apenas 5%.

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\sigma \mu_{rel} f}} \quad (3)$$

Onde δ é a profundidade em milímetros de penetração das correntes parasitas, μ_0 é a constante de permeabilidade no vácuo, μ_{rel} é a permeabilidade magnética relativa do material e σ é sua condutividade elétrica.

Convencionou-se como a profundidade padrão para inspeção a profundidade na qual as correntes parasitas tem intensidade de até 36,8%. Outro parâmetro importante na técnica é o ângulo de rotação da fase, o qual varia de acordo com a profundidade de inspeção (determinada pela frequência de operação).

Quando a bobina sensora está afastada da peça, há um circuito puramente indutivo. Assim que a bobina é aproximada da peça, ocorre a indução de correntes parasitas em sentido oposto à corrente produzida na bobina e, conseqüentemente, há redução na reatância indutiva no plano de impedâncias, deslocando um ponto na tela do equipamento. Quando ocorre a perturbação desse sistema, a variação é mostrada na forma de deslocamentos no plano de impedâncias (STEGEMANN, 1990).

A técnica de correntes parasitas é fortemente influenciada pelas propriedades elétricas e magnéticas do material, bem como a frequência de excitação e o afastamento da sonda em relação à peça, efeito *lift-off*.

Diversos autores destacam os benefícios do uso da inspeção técnica de multifrequência e destacam como principais vantagens, a possibilidade de testes em paralelo, a possibilidade de suprimir-se a indicação falsa de defeitos, ou a influência de espúrios ao sistema, como o *lift-off*. O sistema de medida pode ser ajustado de modo a detectar diferentes variáveis do material, minimizando a influência do trabalho a frio por exemplo (BIRNBAUM e FREE, 1982).

A alta sensibilidade da técnica torna-a eficaz para operações de seleção de materiais, controle microestrutural e qualidade de materiais condutores de eletricidade. Embora trate-se de uma técnica largamente difundida, ainda hoje, existe muito a ser desenvolvido (ASM INTERNATIONAL, 1992).

4.2. Análise da Permeabilidade Incremental

A análise da permeabilidade incremental é função de um campo magnético aplicado da ordem de $H_a \gg H_c$ com força magnetizante da mesma ordem daquela aplicada às correntes parasitas. Nessa análise, a f_Δ é determinante da profundidade de penetração da técnica. De forma genérica, é desejável que f_Δ seja pelo menos 100 vezes maior que a f_a (DOBMANN, KRÖNING, *et al.*, 1992).

O método é fundamentado na análise diferencial da indução magnética em função do campo alternado aplicado, Equação 4, e a relação de atraso da indução magnética durante o processo de magnetização (BOZORTH, 1951).

$$\mu_\Delta = \frac{1}{\mu_0} \frac{dB}{dH} \quad (4)$$

Ryu, Kim e colaboradores, 2011, estudaram a viabilidade da técnica como forma de inspeção não destrutiva para estruturas submetidas a degradação por envelhecimento. Nesse trabalho, o autor verificou que a técnica apresenta-se viável para inspeção com vista no espaçamento entre os picos do envelope de permeabilidade (BONG, RYU, *et al.*, 2011).

A permeabilidade incremental é medida através da superimposição de uma tensão alternada à tensão utilizada para gerar o campo magnético com mais alta frequência. Na Figura 16 é possível verificar o comportamento desse arranjo de tensões elétricas sobrepostos.

A presença dessa segunda tensão induz pequenos ciclos de histerese junto à histerese de saturação do material e, então, a inclinação desses ciclos é determinada (CARTER e RICHARDS, 2001). O comportamento obtido é exposto na Figura 17 (ZASPALIS, TSAKALOUDI e KOLENBRANDER, 2007).

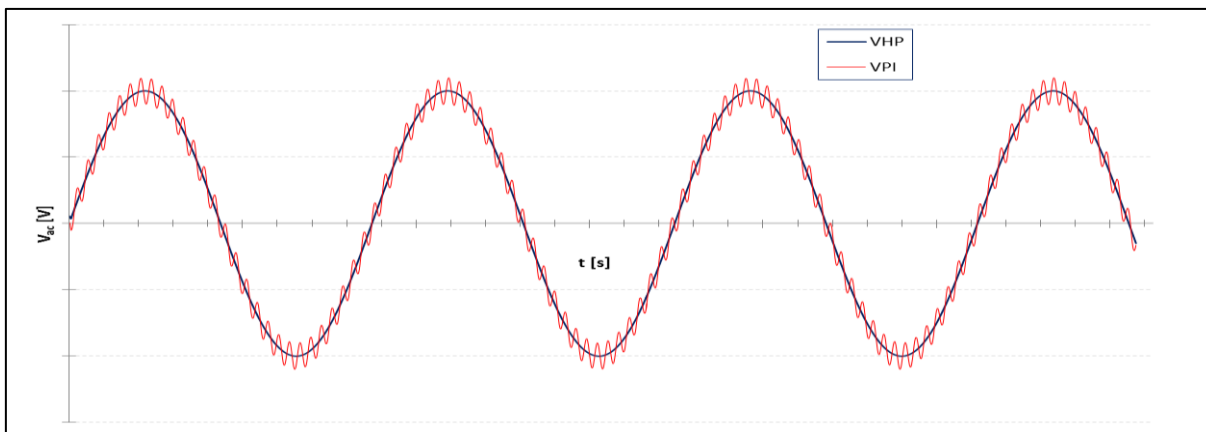


Figura 16 - Tensões sobrepostas para a detecção da permeabilidade incremental do material ferromagnético. V_{HP} é a tensão de excitação do campo magnético externo e V_{PI} é a tensão para determinação da PI.

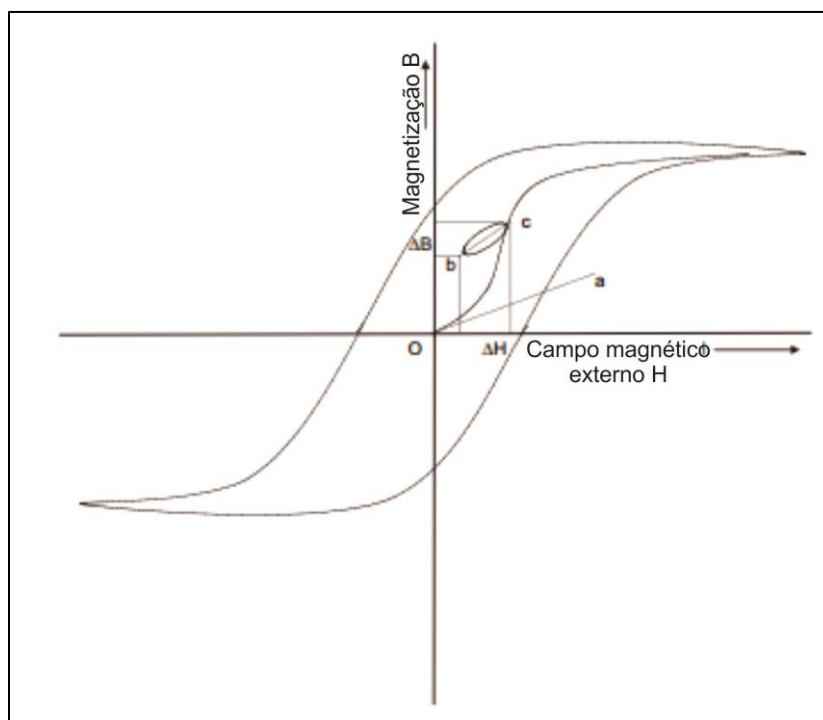


Figura 17 - Comportamento da permeabilidade Incremental junto à curva de histerese para uma ferrita.

4.3. Análise Harmônica do Campo Tangencial

A presença de harmônicas durante o processo de magnetização é um dos fatores responsáveis pelo alargamento da curva de histerese, e conseqüente perda de energia durante o processo. Elas são resultado do endurecimento magnético do material quando inserido no campo magnético, sendo elas, um forte indicativo da perda de energia durante o processo de magnetização (RASH, 1992). É possível visualizar na Figura 18 (COLMENAR, HERNANDÉZ, *et al.*, 2009) como as harmônicas atuam no processo de indução de tensão alternada.

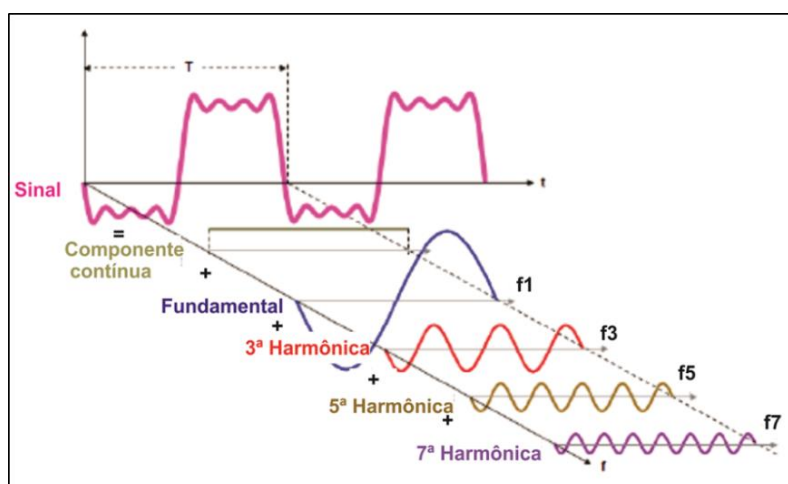


Figura 18 - Influência das Harmônicas de ordem ímpar em um sinal senoidal. Fonte: (COLMENAR, HERNANDÉZ, *et al.*, 2009).

A amplitude harmônica – UHS, é a soma das amplitudes das fases da oscilação fundamental determinada através da análise de Fourier de $H(t)$, sendo, A_i as amplitudes das harmônicas calculadas. No caso de um ferromagnético, as harmônicas de ordem par são canceladas em virtude da simetria da curva de histerese.

$$UHS = A_3 + A_5 + A_7 + A_9 \quad (5)$$

Um fator de distorção K pode ser derivado através da análise de Fourier de $H_t(t)$ medido pelo sensor Hall devido à excitação da bobina por uma tensão alternada. K é a média *rms* da potência das harmônicas superiores normalizadas pela harmônica fundamental, como visto na equação 6; A distorção harmônica indica quanto

um sinal senoidal desvia da perfeição e ela consiste de uma relação de proporcionalidade entre as amplitudes das harmônicas superiores (FRAUNHOFER IZFP, 2007).

$$K = \sqrt{\frac{A_3^2 + A_5^2 + A_7^2}{A_1^2}} \times 100\% \quad (6)$$

Da análise do sinal, um valor adicional para a coercividade, H_{co} , é obtido. Esse novo valor de coercividade é correlato ao H_c da curva de histerese. E além da distorção harmônica, é possível correlacionar-se a fase dessas harmônicas e a tensão de saída no sensor (DOBMANN, 2007).

Por definição, o comportamento harmônico de um circuito é devido ao afastamento da senoidalidade da corrente elétrica aplicada ao circuito com vista a excitar magneticamente o corpo. Quanto maior for esse desvio, mais harmônico é o comportamento. Deste modo, a senoide perfeita da Figura 18, chamada de fundamental, é distorcida pela interação com o material, 3ª, 5ª e 7ª harmônica, gerando o sinal representado em destaque na figura.

4.4. *Análise do Ruído Magnético Barkhausen*

O último método micromagnético estudado, a análise do ruído magnético Barkhausen enquadra-se nos métodos irreversíveis e compõe-se da detecção, por uma bobina sensora, dos “saltos” abruptos decorrentes da interação de pontos de ancoramento das paredes de domínio magnético com H_p durante o processo de magnetização (DOBMANN, KRÖNING, et al., 1992). Dessa forma, diversas variáveis microestruturais do ferromagnético podem ser correlacionadas com o ruído Barkhausen, desde que comparadas com um padrão externo.

A detecção do sinal é feita através de um sinal elétrico recebido em uma bobina na forma de tensão e pode ser lida tanto como tensão rms, quanto na forma no domínio temporal. Entretanto, em função da natureza aleatória do fenômeno, para fins de ensaios não destrutivos, usualmente trabalha-se na forma rms visando facilitar a reprodutibilidade dos resultados, representado na forma do envelope da tensão rms em função do campo magnético aplicado (STEFANITA, 2008). Na Figura 19

(BUTTLE e SHAW, 2006), estão representadas as duas formas de visualização do sinal reproduzidas da literatura (BUTTLE e SHAW, 2006).

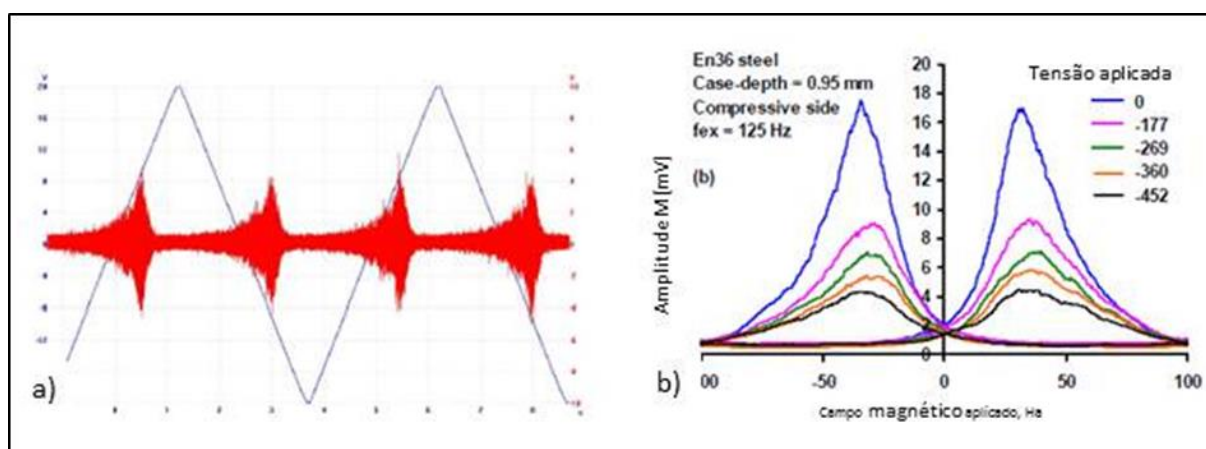


Figura 19- Exemplos de representação do sinal magnético Barkhausen. Em a), o sinal temporal do ruído de acordo com a curva de magnetização e em b), o envelope rms para um aço submetido a diferentes tensões compressivas. Fonte: (BUTTLE e SHAW, 2006).

Além dessas formas típicas de leitura do sinal, há diferentes formas de representação, adequando-se às melhores condições de trabalho. São encontradas na literatura leituras da amplitude do sinal, como também da energia do ruído, E_{rms} e pela posição dos picos (PIOTROWSKI, AUGUSTYANIAK, et al., 2010), além de seu alargamento relativo à altura, ΔH_{25M} , ΔH_{50M} , ΔH_{75M} (FRAUNHOFER IZFP, 2007).

De acordo com Stefanita, em seu estudo sobre a aplicação do ruído magnético como ferramenta para END, explica que após determinar-se o ângulo em relação ao eixo de laminação em que a amplitude do ruído é máxima, eixo de fácil magnetização, determina-se a energia do ruído através de:

$$E_{rms} = \alpha \cos^2(\theta - \varphi) + \beta \quad (7)$$

Onde θ é o ângulo no qual o campo magnético é aplicado e φ é a direção de fácil magnetização do ferromagnético. α representa a contribuição dos domínios responsáveis pela direção de fácil magnetização; já β leva em conta as contribuições dos domínios orientados isotropicamente. O parâmetro α pode ser determinado subtraindo-se β do máximo de energia calculado para uma rotação completa sobre a peça inspecionada, uma vez que β é um mínimo da E_{rms} (STEFANITA, 2008).

4.5. Fatores que afetam a Inspeção

A inspeção de componentes por métodos micromagnéticos pode ser afetada por diversos fatores, externos ao sistema sensor-peça, ou geométricos. Todos alterando o padrão de interação entre o campo magnético aplicado e a peça sob inspeção.

Dentre os fatores que afetam a qualidade da inspeção, destaca-se o efeito *lift-off* (o afastamento do sensor à superfície da peça), a frequência de inspeção e o acabamento superficial entre outros que serão mencionados subseqüentemente. De acordo com o fabricante, o afastamento deve ser de no máximo o ponto em que obtém-se 20% da intensidade do sinal. Alguns autores determinam que o *lift-off* máximo é de 1 mm para esse tipo de inspeção.

Outro fator é a influência de campos magnéticos secundários, presentes na vizinhança da peça e que possam interferir na medida. Isso ocorre pelo fato de que é virtualmente impossível a perfeita blindagem do sensor durante sua construção. Esse fator é crítico quando se opera com sistemas automatizados, uma vez que a maioria desses sistemas opera com motores elétricos e que, por sua vez, emitem um campo magnético durante o funcionamento.

Além desses, há o magnetismo residual nos componentes inspecionados que pode afetar a distribuição estatística dos resultados, fazendo-se necessária a desmagnetização prévia das peças. E também questões mecânicas do ambiente como a vibração devido a motores próximos, ou operações pesadas nas vizinhanças da região de trabalho (FRAUNHOFER IZFP, 2007).

4.5.1. Frequência

A adequada seleção da frequência empregada é de suma importância durante a inspeção. Essa variável tem influência na profundidade de inspeção, na sua velocidade e na intensidade do sinal recebido.

Contudo, a principal característica da frequência é limitar a profundidade de penetração da técnica em virtude do efeito de blindagem produzido pela indução de correntes parasitas durante a excitação do material, mais pronunciado nos materiais ferromagnéticos. De um modo geral, para ferromagnéticos, a profundidade de penetração segue a equação apresentada anteriormente para o cálculo da profundidade de pele.

Para técnicas como a do ruído magnético Barkhausen, faz-se interessante o emprego de filtros de sinal, os quais delimitarão a faixa de frequências de inspeção (Δf_a). Sendo que para sensores de alta frequência, $f_a < 10$ Hz, a faixa de inspeção sugerida na literatura é de 2 – 1000 kHz para evitar a interferência das harmônicas superiores e levar ao mascaramento de resultados (BUTTLE e SHAW, 2006).

Diversos autores tem estudado a influência da frequência na aplicação do método de permeabilidade incremental e verificado que há uma amplificação da permeabilidade com o aumento da frequência de excitação (FRAGA e PUREUR, 2010) (BOZORTH, 1951). Entretanto, essa ampliação ocorre a custo da resolução espacial inspecionada.

Para a técnica de correntes parasitas, a frequência é fator determinante da qualidade de inspeção, uma vez que além da profundidade espacial, ela determina o grau de amplificação do sinal no plano de impedâncias, exigindo que essa variável seja otimizada antes do início da inspeção. É desejável o compromisso entre resolução dos defeitos e resolução espacial (STEGEMANN, 1990).

No que tange a técnica de análise harmônica do campo tangencial, deve ser levado em conta que com o aumento da frequência do campo magnético externo, ocorre o aumento da intensidade de correntes parasitas induzidas e, com isso, redução da sensibilidade do sistema à variação da amplitude da 3ª harmônica. Deste modo, deve ser selecionada uma frequência que maximize a variação das harmônicas com as variações no material analisado. Esse dado foi verificado por Murlin e colaboradores, 2000, em seu estudo sobre a detecção de durezas por análise harmônica em tubos de aço (MURLIN, CHERNYSHEV e GUSAK, 2000).

4.5.2. *Campo magnético externo*

A intensidade do campo magnético externo é a responsável pela força que indução magnética na superfície do material e, conseqüentemente, pela rotação e crescimento dos domínios magnéticos. Desse modo, faz-se importante que ocorra a saturação do material para que se maximize o sinal recebido e não ocorra ocultação de resultados.

Em estudos sobre a análise do ruído magnético Barkhausen, diversos autores tem encontrado que o sinal é maximizado conforme se aproxima da saturação. Os autores verificaram que isso é decorrência do fato de as paredes de domínio magnético alcançarem energia suficiente para cruzarem todas barreiras que impedem sua movimentação. (SALAZAR, 2008) (GRIJALBA, 2010).

Como visto, o campo magnético excitante é resultado da passagem de corrente alternada por uma bobina. Deste modo, o campo é determinado pela amplitude dessa corrente. Com o aumento da intensidade da corrente na bobina, há também o aumento das harmônicas. Assim, sugere-se trabalhar com campos magnéticos externos da ordem da saturação do material.

5. Procedimento Experimental

A partir de chapas de aço elétrico de grão não orientado com diferentes composições químicas laminadas a quente, buscou-se a rota de que otimizasse as propriedades magnéticas do material, de modo que houvesse um compromisso entre a indução máxima e as perdas magnéticas. E, em um segundo momento, aplicou-se a técnica de inspeção micromagnética com a intenção de verificar a viabilidade de utilizá-la como ferramenta de inspeção por ensaios não destrutivos com a utilização de um sensor de superfície aplicado diretamente ao aço completamente processado.

Para a produção do material, as chapas laminadas a quente foram divididas ao meio, de modo que cada uma pudesse seguir duas rotas de produção distintas; uma na qual o material fora laminado a frio e então submetido ao tratamento térmico de recozimento final. E outra, onde o material tenha passado por um recozimento para cristalização antes de ser laminado a frio e, por fim, ser recozido novamente - recozimento final - para desenvolver suas propriedades finais.

A aplicação do recozimento final é típica de aços completamente processados, na qual o cliente compra o aço como-laminado e então o trata termicamente para que o material desenvolva as propriedades magnéticas que melhor se adequem à aplicação a que se destinam.

Já a aplicação de um recozimento ao material antes de ser laminado a frio, configura em uma rota alternativa que tem se popularizado em indústrias siderúrgicas que produzem esse tipo de material.

Após sua produção e caracterização, o material foi inspecionado com um analisador micromagnético de tensões residuais e microestrutura comercial a fim de correlacionar-se as alterações microestruturais que, por ventura, refletiriam em perdas magnéticas durante a operação do material.

Para cada condição, foram confeccionados 3 corpos de prova, considerando-se a média desses valores como um ponto. Os resultados obtidos para cada composição específica foram tratados individualmente e apresentados na forma de uma dispersão de valores. Por fim, o interesse maior constará na boa resolução dos re-

sultados da inspeção para cada condição inspecionada e que representem uma correlação satisfatória entre os valores correspondentes à microestrutura e às perdas magnéticas totais para cada faixa composicional.

5.1. Materiais

Como mencionado, foram selecionadas amostras de aço elétrico GNO com diferentes composições químicas constituindo 3 faixas composicionais distintas de acordo com a proporção de seus principais elementos ligantes – Si e Al, aqui referidas como **Baixa liga**, para aquelas com até 1,5% de Si+Al, **Média liga** para as que apresentaram Si+Al de até 2,5% e **Alta liga** para as constituídas de até 4,25% desses elementos. As composições químicas reais estão apresentadas na Tabela 2 com destaque para o valor teórico de elementos ligantes em cada faixa composicional.

Tabela 2 - Composições químicas estudadas, em destaque o valor teórico para o conteúdo de silício e alumínio em cada faixa de composição.

Nome	Si+Al (teoria)	C	Mn	Si	P	S	Al	Ti	N
BL1	1,5	0,0011	0,31	1,4	0,012	0,0021	0,0015	0,0051	0
BL3	1,5	0,000776	0,29	0,99	0,015	0,002425	0,52	0,0044	0,0003
BL4	1,5	0,0019	0,3	0,75	0,014	0,0029	0,8	0,0047	0
BL5	1,5	0,001001	0,54	1,4	0,015	0,002043	0,11	0,0038	0,0006
BL6	1,5	0,001253	0,31	1,3	0,017	0,002833	0,1	0,0037	0,0011
BL7	1,5	0,000916	0,31	1,3	0,11	0,00253	0,099	0,0099	0,0008
BL8	1,5	0,000904	0,29	1,3	0,2	0,0025	0,076	0,0087	0,0007
BL9	1,5	0,001	0,83	1,3	0,016	0,0018	0,11	0,0044	0,0005
ML1	2,5	0,00133	0,31	2,4	0,015	0,002207	0,0037	0,0039	0,0008
ML2	2,5	0,0015	0,31	2,3	0,017	0,002	0,11	0,0044	0,0006
ML3	2,5	0,0014	0,3	1,9	0,016	0,0019	0,56	0,0045	0,0008
ML4	2,5	0,0015	0,31	1,5	0,016	0,0017	1,1	0,0039	0,0006
ML5	2,5	0,0012	0,49	1,9	0,015	0,0018	0,34	0,0036	0,0006
AL1	4,25	0,0013	0,21	3,6	0,015	0,0017	0,87	0,0042	0,0005
AL3	4,25	0,0011	0,2	3,1	0,014	0,0026	1,3	0,0044	0
AL4	4,25	0,0012	0,21	2,6	0,015	0,0026	1,7	0,0046	0
AL5	4,25	0,00052	0,5	3,4	0,014	0,002127	0,79	0,004	0,0004
AL6	4,25	0,001	0,83	3,3	0,014	0,0024	0,49	0,0037	0

Na Figura 20, é possível visualizar um panorama geral das composições, onde também é destacada a composição nominal para cada uma. Essas composições químicas apresentadas são referentes ao material antes do seu processamento, isto é, logo após a siderurgia. Após os tratamentos térmicos, é provável que essa composição tenha sido sensivelmente alterada em virtude de reações com a atmosfera de tratamento térmico, alterando-se percentuais de C e N na estrutura.

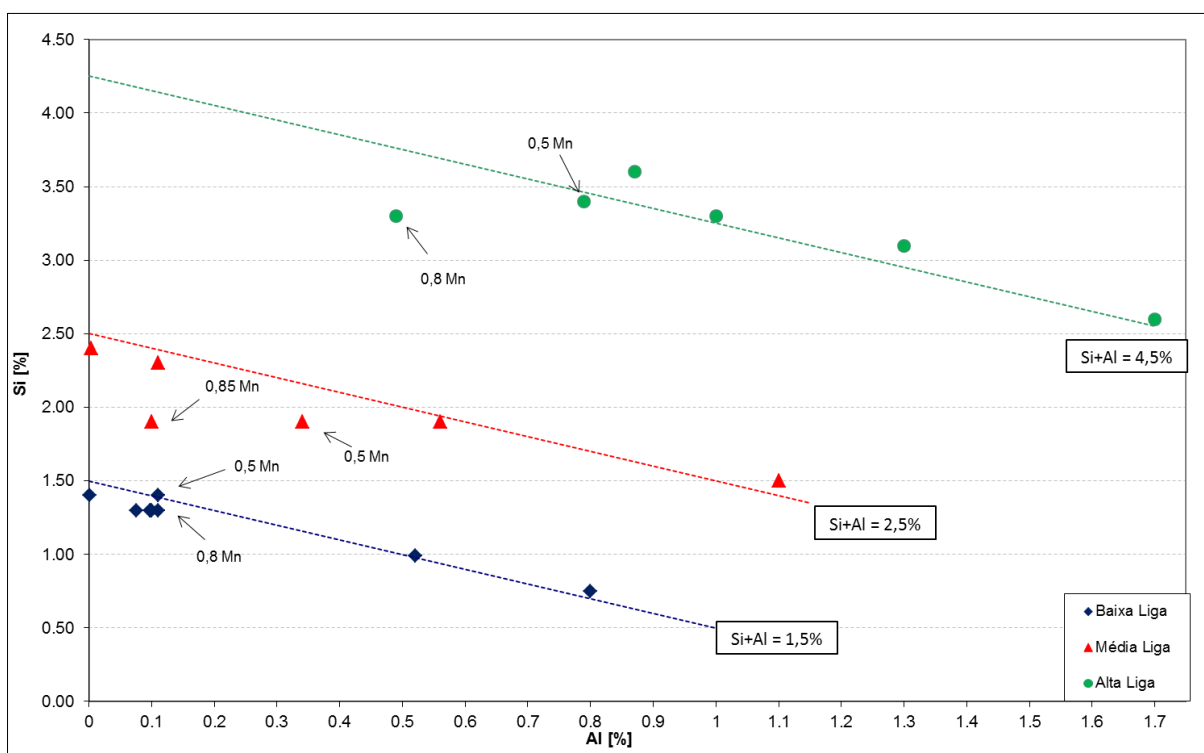


Figura 20 - Resumo das composições químicas estudadas expostas na forma real, marcadores, e na forma nominal, linhas pontilhadas.

As chapas foram coletadas após a etapa de laminação a quente, e apresentavam espessura inicial de 2,0 mm. Após, foram divididas em duas partes, sendo uma enviada diretamente p/ a laminação a frio, reduzindo sua espessura à 0,5 mm (redução de 75%) enquanto a outra, passou por um tratamento de *recozimento para cristalização* prévio antes da etapa de laminação final. Por fim, todas amostras passaram por um recozimento contínuo para ajuste das propriedades finais do material, etapa característica dos aços elétricos completamente processados. Uma vez que o material fora processado, todos os corpos de prova foram cortados por estampagem

com dimensões de 50 x 50 [mm], descartando-se as bordas das chapas a fim de minimizar os efeitos de um possível gradiente térmico na estrutura granulométrica do material. Consta no diagrama de blocos da Figura 21 um resumo das etapas de produção dos corpos de prova e do procedimento empregado no trabalho completo.

Visando a distinção dos diferentes materiais, foi empregado o sufixo **RC** àqueles submetidos ao recozimento para cristalização – duplamente recozidos – e como **NRC**, aqueles não recozidos para cristalização, recozidos somente no fim do processo produtivo. A relação dos corpos de prova é apresentada na Tabela 3

Tabela 3 - Critérios para a nomenclatura das amostras trabalhadas.

Amostra	Recozimento para Cristalização T=780° C	Recozimento final [°C]	Nomenclatura
Baixa Liga	Sim	880, 950	BL-RC
Baixa Liga	Não	880, 950	BL-NRC
Média Liga	Sim	950, 1020, 1070	ML-RC
Média Liga	Não	950, 1020, 1070	ML-NRC
Alta Liga	Sim	950, 1020, 1070	AL-RC
Alta Liga	Não	950, 1020, 1070	AL-NRC

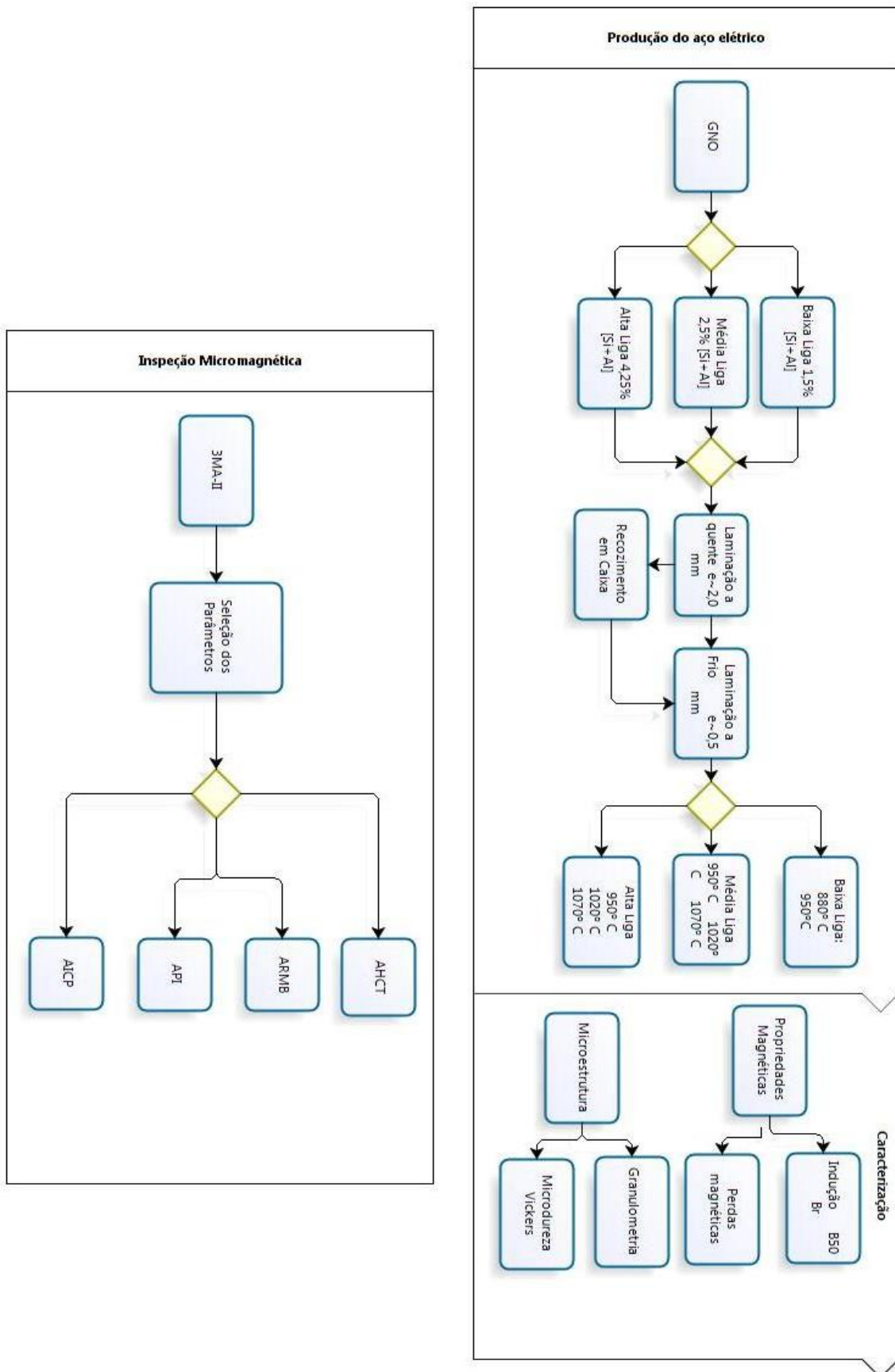


Figura 21 - Fluxograma representativo da rota de produção dos corpos de prova.

5.1.1. Tratamentos Térmicos

Para a otimização das propriedades magnéticas do material, diferentes tratamentos de recozimento foram efetuados. Todas etapas de recozimento foram realizadas sob condições de atmosfera controlada, elevado H_2 , altamente redutora e descarburizante.

Na realização do recozimento para recristalização, dispomos de um forno simulador de recozimento reativo, *RAPS® (Reactive Annealing Process Simulator)*, Figura 22.

Para ambos os equipamentos, o perfil térmico foi controlado com o auxílio de dispositivos controladores de potência do tipo Proporcional Integrado Derivativo (PID) que garantiram uma oscilação inferior à 5% da temperatura na superfície da peça.

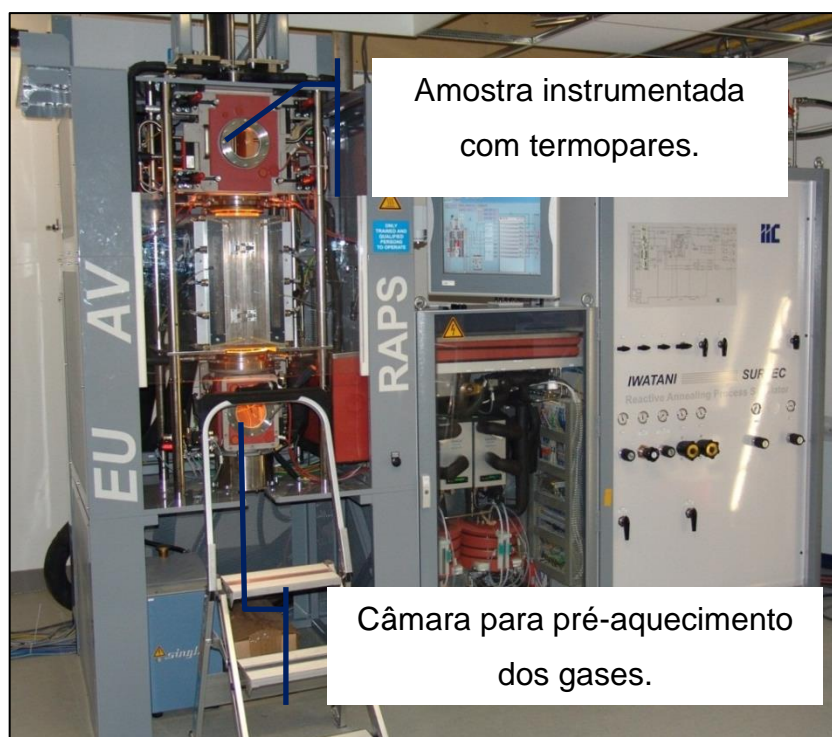


Figura 22 - Forno para simulação de recozimento reativo (RAPS).

O forno *RAPS®* aquece por irradiação e controla os gradientes térmicos na superfície da amostra através da emissão diferenciada de radiação da fonte para o

corpo de modo que todos os pontos do corpo recebessem a mesma quantidade de calor.

Para o recozimento contínuo, utilizou-se um forno um forno aquecido por irradiação da marca *Annealsys* modelo *As-One*®, apresentado na Figura 23.

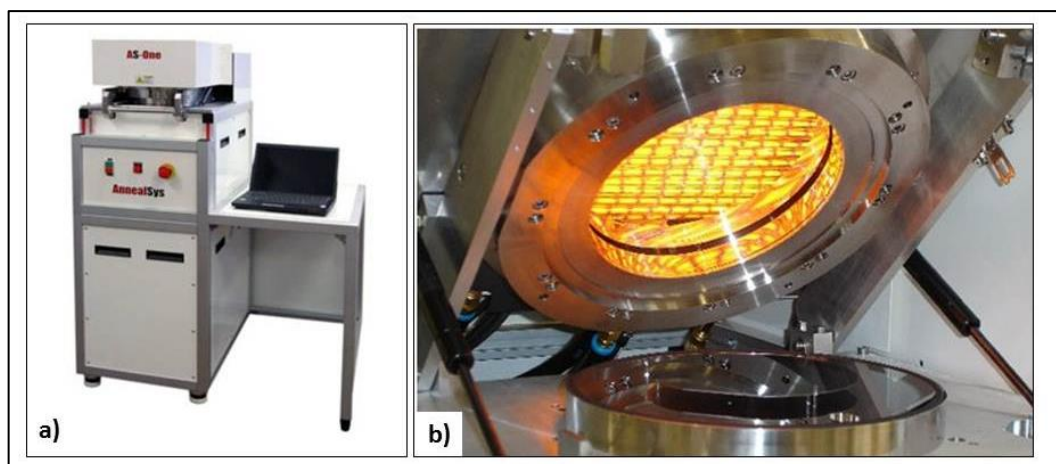


Figura 23 - Forno Annealsys mod. As-One. a) Vista geral do equipamento; b) Detalhe da câmara de aquecimento com a fonte de radiação. Fonte: www.annealsys.com acessado em 10/10/2012.

Os perfis térmicos utilizados em todas etapas de recozimento são apresentados abaixo. Na Figura 24, consta o perfil para recozimento para recristalização aplicado. Já na Figura 25, a seguir, constam os perfis térmicos para o recozimento contínuo.

Para a rampa de aquecimento da Figura 24, não foi aplicado qualquer patamar durante o aquecimento para que fosse evitado o crescimento excessivo dos grãos, o que poderia ocasionar perdas da qualidade magnetização do material. Desse modo, quando a peça alcançou a temperatura máxima do programa, procedeu-se com o resfriamento diretamente.

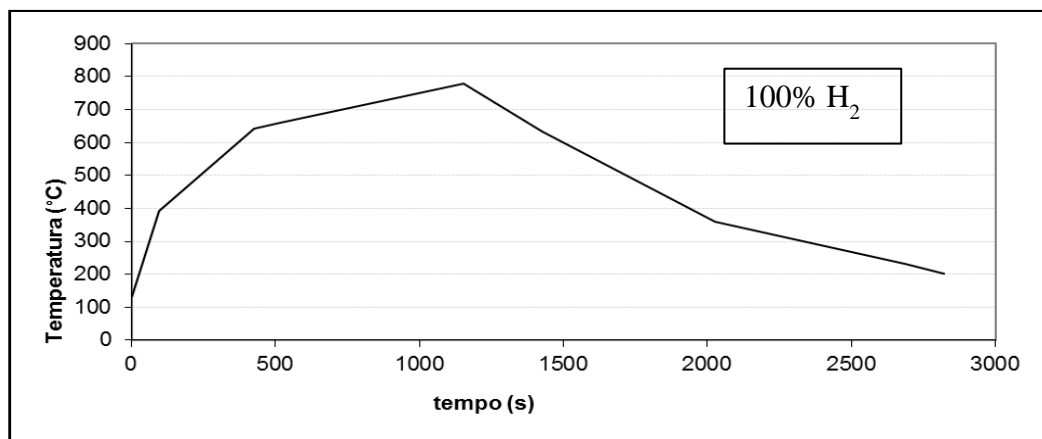


Figura 24 - Ciclo térmico do recozimento para recristalização.

Nas temperaturas de 950° C e 1020° C foi usado 100% H₂. Já para a temperatura de 1070° C, por restrições técnicas do forno, foi necessária a alteração do ciclo para 80% N₂ durante a etapa de aquecimento e 95% H₂ durante o tempo de encharque devido ao elevado comportamento endotérmico desse gás. As rampas de tratamento térmico empregadas durante o recozimento final estão apresentados no gráfico da Figura 25.

O elevado teor de H₂ empregado nos tratamentos térmicos visam a redução do teor de C presente na estrutura, minimizando a possibilidade de precipitação de carbonetos na estrutura do material.

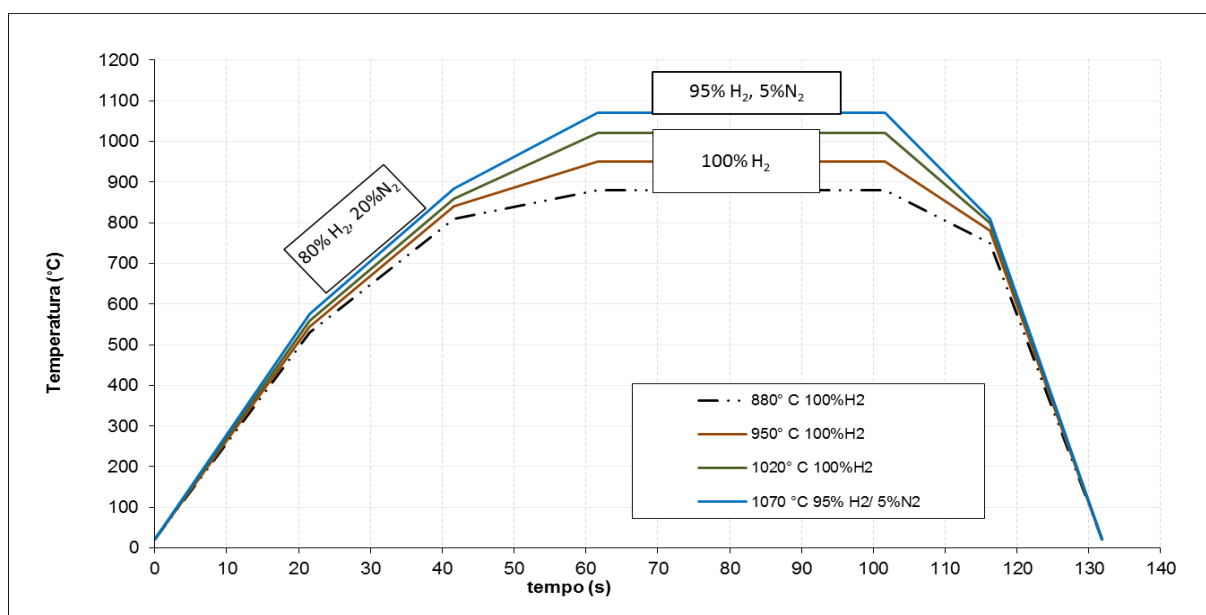


Figura 25 - Perfis térmicos executados durante o recozimento contínuo.

Essas temperaturas foram selecionadas de acordo com as transformações indicadas no diagrama de fase para esse tipo de material, apresentado na Figura 1. Com base nessas informações, procurou-se evitar que o material fosse tratado termicamente dentro do campo austenítico e, por isso, as temperaturas para os materiais de baixa liga foram inferiores às daquelas dos de média e alta liga.

5.2. Métodos

Após a obtenção dos corpos de prova, os mesmos foram caracterizados quanto a suas propriedades magnéticas e microestruturais e, por fim, inspecionados micromagneticamente com um equipamento comercial. As técnicas empregadas na inspeção foram: *Impedância de correntes parasitas (ICP)*, *Análise Harmônica do Campo Tangencial (AHCT)*, *Análise da Permeabilidade Magnética Incremental (PMI)* e *Análise do Ruído Magnético Barkhausen (RMB)*.

5.2.1. Caracterização

Para o bom entendimento dos efeitos do processamento do material em sua estrutura, lançou-se mão de técnicas para caracterização microestrutural e um analisador de propriedades magnéticas, *single-sheet tester (sst-50)* desenvolvido pelo instituto de pesquisa OCAS N/V.

5.2.1.1. Caracterização Magnética

O equipamento sst-50 é constituído de um Yoke magnético que excita um campo magnético alternado no material até sua saturação e uma bobina sensora que detecta a indução magnética no material e sua variação com a flutuação da intensidade do H_a – indução magnética na saturação B_{50} , permeabilidade magnética μ ,

campo coercivo H_c e perdas magnéticas P em 1 T e 1,5 T de indução. Na Figura 26 (VANDENOBSSCHE, 2009), há um diagrama esquemático do funcionamento do equipamento. Esse procedimento é padronizado pela norma para medidas de propriedades magnéticas em ferromagnéticos moles IEC 60404-3.

Nesse equipamento, um corpo de prova plano é colocado no interior de uma bobina magnetizante que, com o auxílio de um duplo-yoke, o submete a um campo magnético alternado de frequência e intensidade controlada. Durante o processo de magnetização, uma bobina sensora situada o mais próximo possível da superfície faz a leitura do sinal emitido pelo material resultante do processo de magnetização. Por fim um sistema computadorizado, ligado ao dispositivo lê e trata o sinal.

As medidas foram realizadas em duas direções, paralela e perpendicular à direção de laminação. Sendo que a máxima indução, B_{50} , foi medida com $H_a = 50$ A/cm em $f = 50$ Hz. Já para as perdas, P_{15} , fixou-se o valor de indução em 1,5 T sob um campo quase estático e através da área da curva de histerese e da intensidade das correntes parasitas detectadas pela bobina.

Com vista na separação das influências da microestrutura e composição química, nas propriedades magnéticas, para avaliar-se a influência da composição química, comparou-se dados para as amostras recozidas à mesma temperatura, no caso 950° C, pois apresentaram Tamanho de grãos com valores próximos. Já para a verificação da influência da microestrutura nas propriedades, a análise foi feita comparando-se materiais dentro de uma mesma faixa composicional.

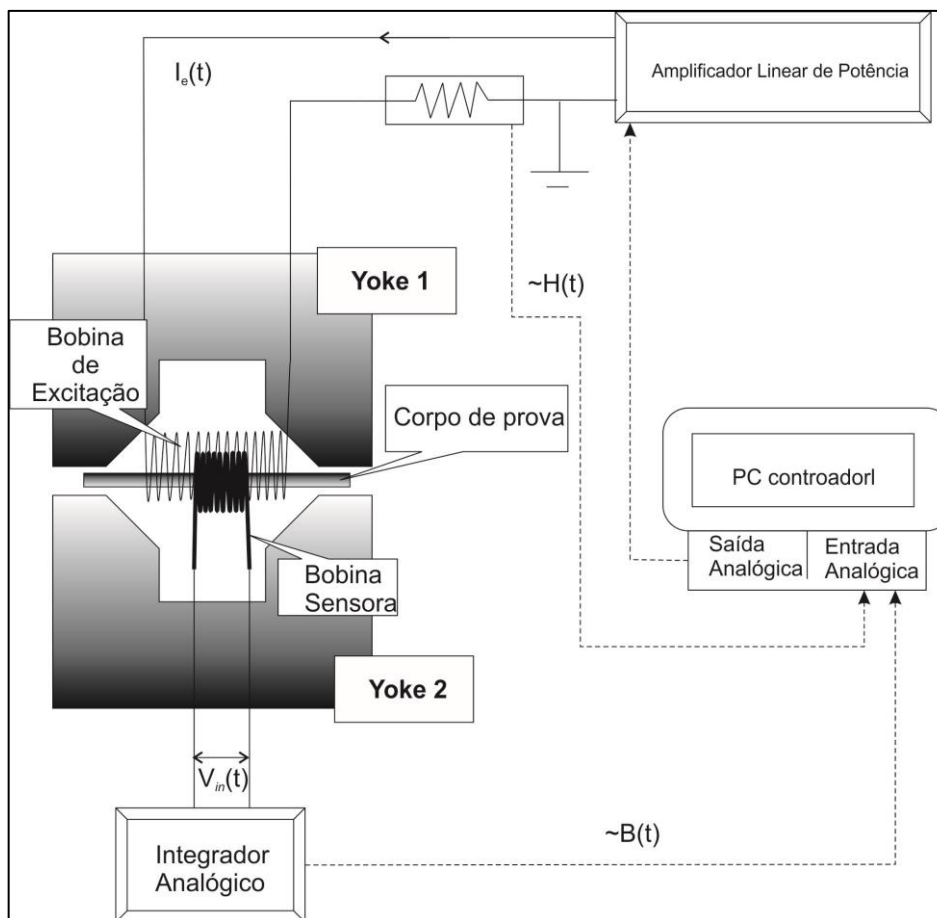


Figura 26 - Panorama geral do sistema de medição das propriedades magnéticas das amostras. Fonte: (VANDENOBSSCHE, 2009)

5.2.1.2. Caracterização Microestrutural

Visando o conhecimento da eficiência dos tratamentos térmicos nas amostras, foram feitas fotomicrografias óticas da sessão transversal ao plano, podendo assim, visualizar-se a espessura do material. Ainda, medidas de microdureza Vickers foram efetuadas para a complementação da verificação da influência dos parâmetros de processamento na microestrutura do material.

5.2.2. Inspeção Micromagnética

Para a inspeção das peças foi utilizado um Analisador Micromagnético e Multiparamétrico de Microestrutura e Tensões – 3MA-II® fornecido pelo Instituto *Fraunhofer* para ensaios não destrutivos (*Fraunhofer Intitute for Non-destructive Testing – IZFP*)

Para o bom andamento do processo de inspeção, foi necessária a correta seleção das variáveis que aliassem velocidade de inspeção com boa resolução e repetibilidade dos resultados. Desse modo, as medidas foram executadas considerando como resultado valores em uma faixa que fosse minimamente variável dentro do espectro de medidas.

Cada técnica será tratada independentemente em função dos parâmetros microestruturais para cada condição do material e, por fim, será aplicada uma interpolação das quatro técnicas a fim de encontrar-se curvas de calibração para inspeção do material, criação de um procedimento de inspeção com base nas variáveis estudadas.

5.2.2.1. Analisador Micromagnético e Multiparamétrico de microestrutura e tensões – 3MA-II

O equipamento consiste de um módulo central do tipo “*front-end*” onde o sinal elétrico detectado por um sensor micromagnético é processado. Todo sistema é controlado por um computador. Na Figura 27 consta uma fotografia do equipamento fornecendo uma visão geral das dimensões do sistema, sendo que na parte direita da imagem há um detalhe do sistema em uso.

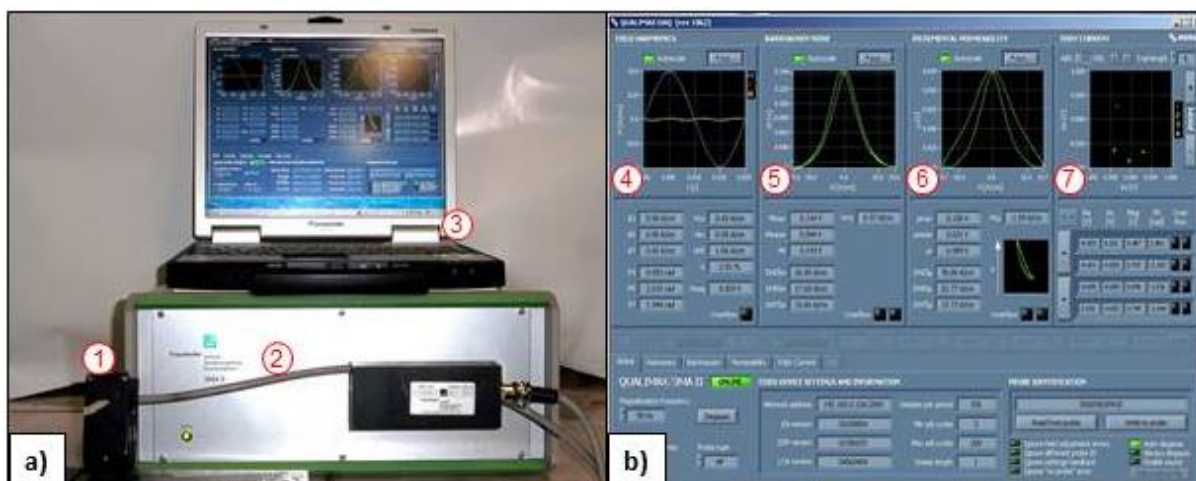


Figura 27 - Sistema 3MA-II. Em a), o equipamento em operação e em b), a interface entre máquina e operador com todas as técnicas operacionais. Fonte: O autor.

Na montagem acima, é possível visualizar em destaque as diferentes partes do equipamento e da tela de operação. Sendo que no equipamento, a, tem-se: 1 – sensor, 2 – o módulo *front-end*, 3 – computador controlador. Já na tela de operação, b, a tela é dividida nas quatro técnicas: 4 – Análise harmônica do campo tangencial, 5 – Ruído Barkhausen, 6 – Análise da permeabilidade incremental e 7 – Plano de impedância de correntes Parasitas.

A técnica de inspeção por métodos micromagnéticos é indireta e os dados adquiridos devem ser comparados com valores padrão previamente obtidos por outros métodos e, então, calibrados no sistema através de uma curva de calibração.

5.2.2.2. Módulo *Front-end*

Trata-se da unidade de controle do equipamento, o sistema é responsável pelo monitoramento as operações de medida, as funções do dispositivo e um processador de sinal analógico, incluindo um conversor A/D para a gravação do sinal.

Todo sistema *front-end* é operado por um laptop conectado por uma placa de rede e controlado através de um software baseado em *LabVIEW®*.

5.2.2.3. Sensor

O sensor consiste de um *Yoke* magnetizante que deve ser acoplado à amostra para sua excitação magnética e uma bobina sensora que fará a leitura do sinal micromagnético emitido pela peça inspecionada. Uma fotografia do sensor empregado neste trabalho é vista na Figura 28a. Na Figura 28b consta um diagrama esquemático do funcionamento do dispositivo durante a operação.

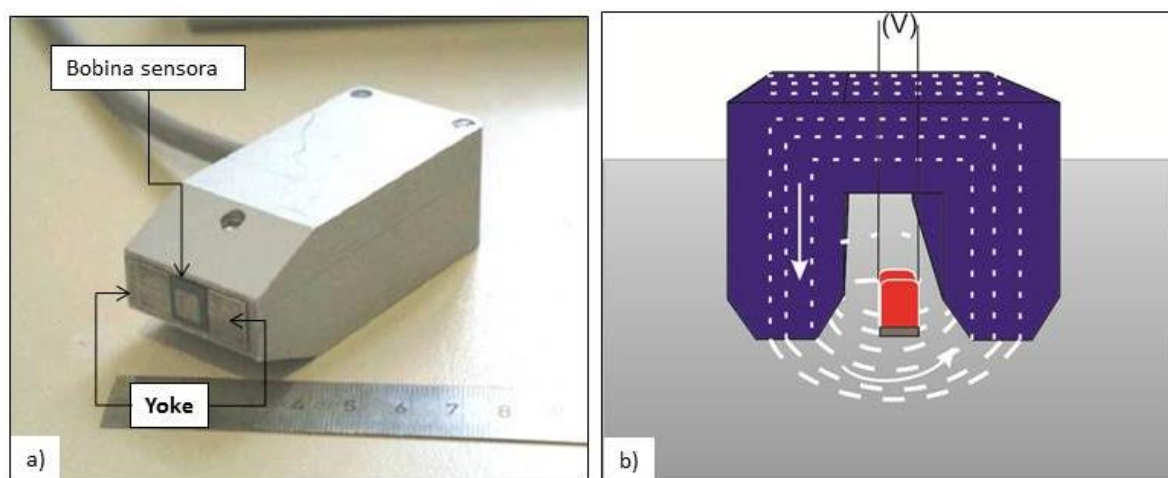


Figura 28 - Sensor micromagnético. Em a) Fotografia do dispositivo e b) diagrama esquemático do funcionamento do sensor. Fonte: o autor

Nesse dispositivo, as linhas de campo são transmitidas através do material, passando pela bobina sensora, levando o material a saturação magnética naquela região.

5.2.2.4. Otimização dos parâmetros para inspeção

A amplitude do sinal detectado é influenciada por uma vasta gama de variáveis e, muitas vezes, há ocorrência de algumas que não são do interesse da inspeção, ou ainda, pode ocorrer a atenuação de outras de interesse. Deste modo, faz-se necessária a correta seleção dos parâmetros de inspeção. No caso dos métodos

micromagnéticos, os parâmetros trabalhados são: (i) intensidade do campo magnético externo; (ii) frequência de excitação e o (iii) ganho.

Ainda, cada uma das técnicas estudadas exige que seja feito o correto ajuste de seus parâmetros, como os filtros de frequência no caso do ruído magnético Barkhausen, frequência de inspeção na análise de impedância de correntes parasitas e a frequência do vórtice de permeabilidade incremental.

Outros parâmetros passíveis de ajuste independente, são a frequência e amplitude das correntes parasitas empregadas para a inspeção por análise da permeabilidade incremental, o grau de ajuste do envelope do ruído magnético Barkhausen, ou ainda, os campos magnéticos externos para cada uma das quatro técnicas.

Contudo, o equipamento 3MA-II apresenta uma limitação quanto ao ajuste da frequência do campo externo. Não é possível o ajuste da sua frequência independentemente. O sistema permite apenas o ajuste de uma frequência de campo externo, embora seja possível selecionar as amplitudes do campo aplicado à cada técnica isoladamente.

6. Resultados e discussão

Como mencionado, a primeira parte do trabalho consta da produção e caracterização microestrutural e levantamento das propriedades resultantes disso no material. Em um segundo momento, a obtenção do método de inspeção do material quanto às perdas magnéticas. Logo, os resultados serão apresentados seguindo essa metodologia.

Além disso, as amostras foram classificadas de acordo com o seu silício equivalente, estimado por de acordo com equações apresentadas na Tabela 4. Essa forma de representação foi escolhida com a intenção de linearizar-se as composições químicas a fim de facilitar sua representação.

Tabela 4 - Equações que correlacionaram a composição química com o valor de silício equivalente para as propriedades mencionadas.

Propriedade	Equação
Dureza [Hv] e DG	$Si_{eq} = \%Si + 0,45[\%Al] + 0,4[\%Mn] + 8,5[\%P] + 23[\%C]$
Saturação Magnética [B ₅₀]	$Si_{sat} = \%Si + 1,2[\%Al] + 0,4[\%Mn]$
Perdas [P ₁₅]	$Si_{res} = \%Si + \%Al + 0,5[\%Mn] + 1,5[\%P]$

Essas equações foram determinadas através da regressão linear multivariável dos dados de modo que os coeficientes β da equação fossem melhor ajustados à curva de regressão entre a propriedade de interesse e composição química. Esse método fora proposto por *Hey, 1956*, em seu trabalho sobre a correlação entre propriedades físicas e composição química em sistemas multivariáveis (HEY, 1956). Esse método foi empregado por Wang em seu trabalho (HOU e WANG, 1990).

O método de regressão linear multivariável é largamente empregado em engenharia e, aqui, foi seguido o procedimento sugerido por *Montgomery, D. C., 2012*. Nessa metodologia o autor descreve procedimentos e critérios de aceitação para adição, ou recusa de variáveis no modelo e sua representatividade para o trabalho (MONTGMOERY, 2012).

6.1. *Caracterização Microestrutural e Magnética*

Como referenciado no início, a qualidade de magnetização dos aços elétricos de grão não orientado está intimamente ligada á microestrutura final do material, bem como a sua composição química. Assim, avaliou-se a microestrutura final do material trabalhado e, posteriormente, o seu reflexo nas propriedades magnéticas do material.

O objetivo central desta etapa é o desenvolvimento de uma microestrutura que otimize as propriedades magnéticas do material, aliando alta indução magnética com baixas perdas. Deste modo, foi adicionado Si e Al (que apresentam comportamentos similares quanto à resistividade do material) para minimizar as perdas por correntes parasitas e, concomitantemente, buscou-se o ajuste da Tamanho de grão mais favorável à indução magnética e perdas por histerese.

6.1.1. *Caracterização microestrutural*

As amostras foram embutidas e tiveram sua microestrutura analisada na seção transversal à superfície após a etapa de recozimento contínuo a fim de que se estimasse o diâmetro médio de grão final de cada material. Para isso, utilizou-se a metodologia sugerida na norma ASTM E112 – 96. Na sequência, realizaram-se medidas de microdureza Vickers, de acordo com a norma ABNT NBR NM ISO 6507-1:2008, para que se obtivesse mais informações quanto às propriedades mecânicas e a influência dos elementos de liga e tratamentos térmicos para cada faixa composicional.

Na montagem da Figura 29, consta a relação das microestruturas obtidas após a laminação a quente e como elas foram encaminhadas para a última etapa de redução de espessura.

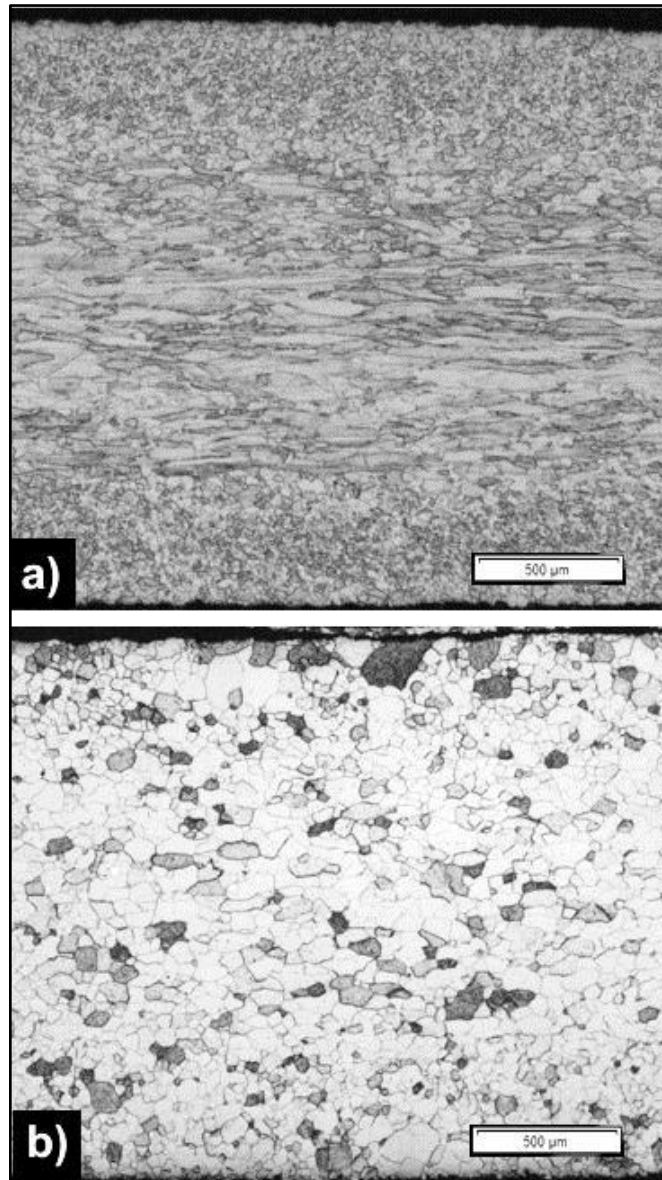


Figura 29 - Sessão transversal da lâmina com 2,0 mm de espessura. a) laminada a quente, b) laminada a quente e recozida para recristalização. Fotos de um material da composição de média Liga.

A Figura 29 é referente a um material de média liga e ilustra o padrão microestrutural encontrado para todas as ligas estudadas. Na parte “a” da imagem é possível visualizar uma microestrutura composta por grãos recristalizados nas superfícies do material, mas que ainda apresenta as bandas de deformação no seu interior com os grãos de ferrita alongados na direção de laminação. Já na Figura 29b, é visível uma estrutura completamente recristalizada e com estrutura granulométrica homogênea, típica de material recozido.

Após essas etapas, o material foi laminado a frio a 75% e, então, recozido nas temperaturas de 880° C e 950°C para os materiais de baixa liga e os de média e alta liga recozidos a 950° C, 1020°C e 1070° C com as estruturas puramente ferríticas.

As fotomicrografias para os materiais de baixa liga são apresentadas na; Figura 30, média liga e Figura 31 para as de alta liga, Figura 32.

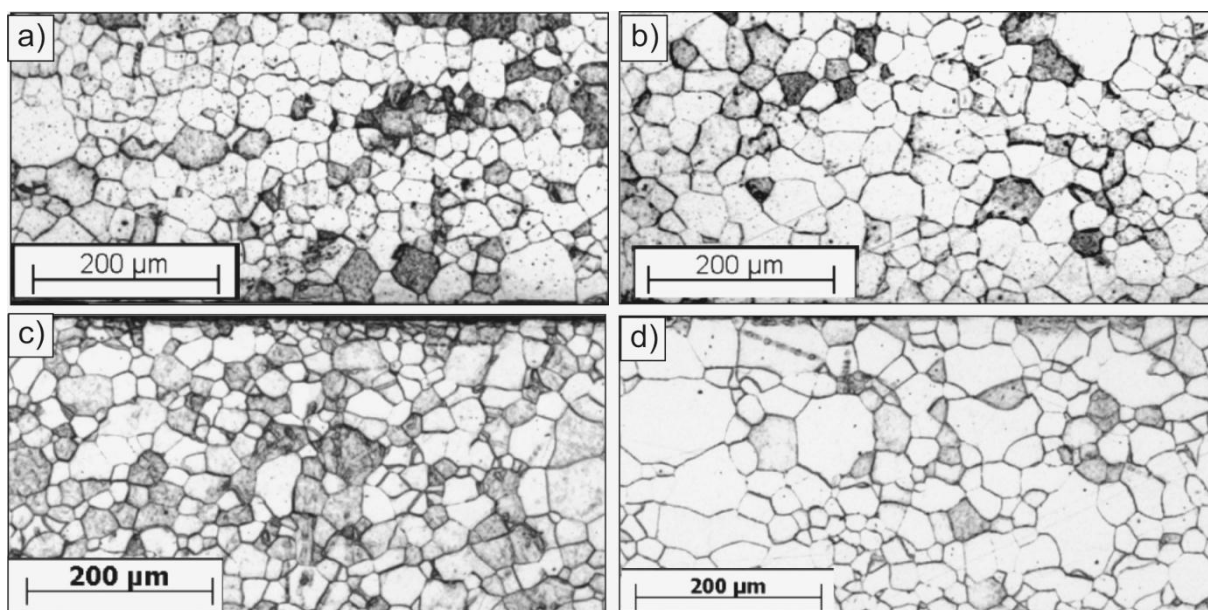


Figura 30 - Evolução microestrutural após o recozimento final das amostras de baixa liga. Sendo; a) BL-880RC, b) BL-880RC, c) BL-880NRC e d) BL-950 NRC.

As fotomicrografias mostram que não há diferenças visualmente significativas entre os materiais com, e sem, recozimento entre as etapas de laminação. Exceto pelo material submetido ao recozimento para recristalização apresentar uma estrutura granulométrica mais homogênea, com menor anormalidade no crescimento de grãos.

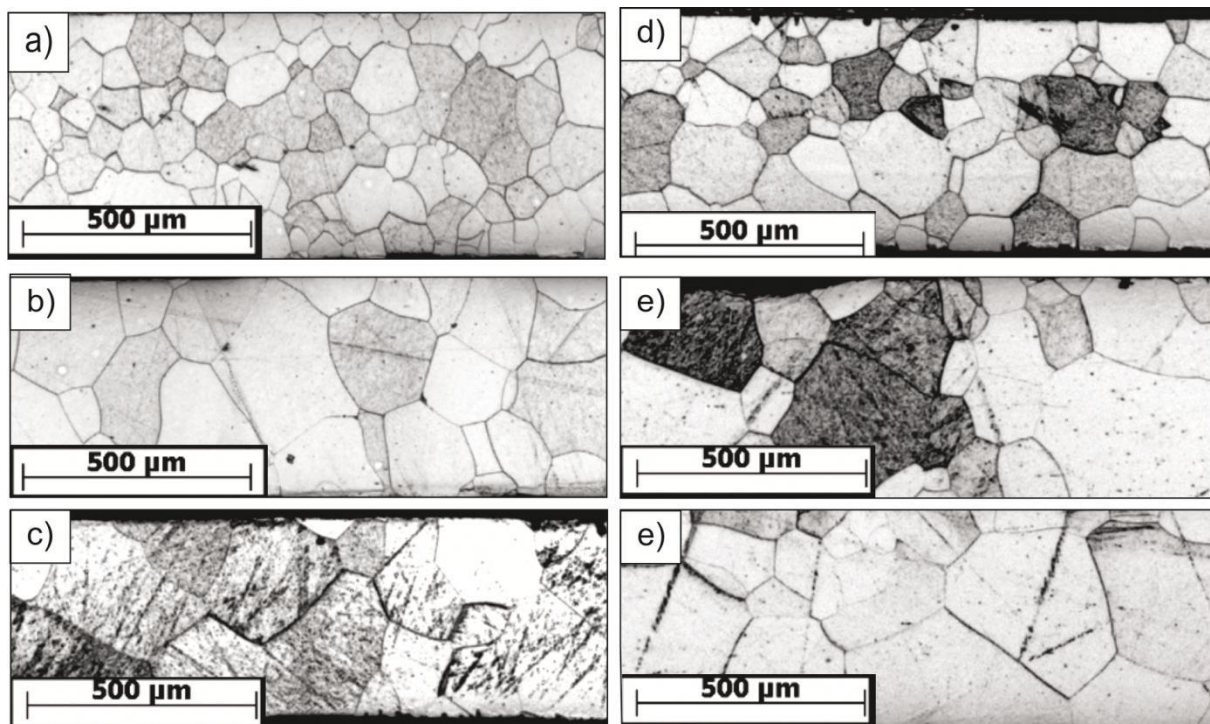


Figura 31 - Evolução microestrutural dos materiais de média liga após o recozimento contínuo. a) ML-950RC, b) ML-1020RC, c) ML-1070RC, d) ML-950NRC, e) ML-1020 NRC, f) ML-1070NRC.

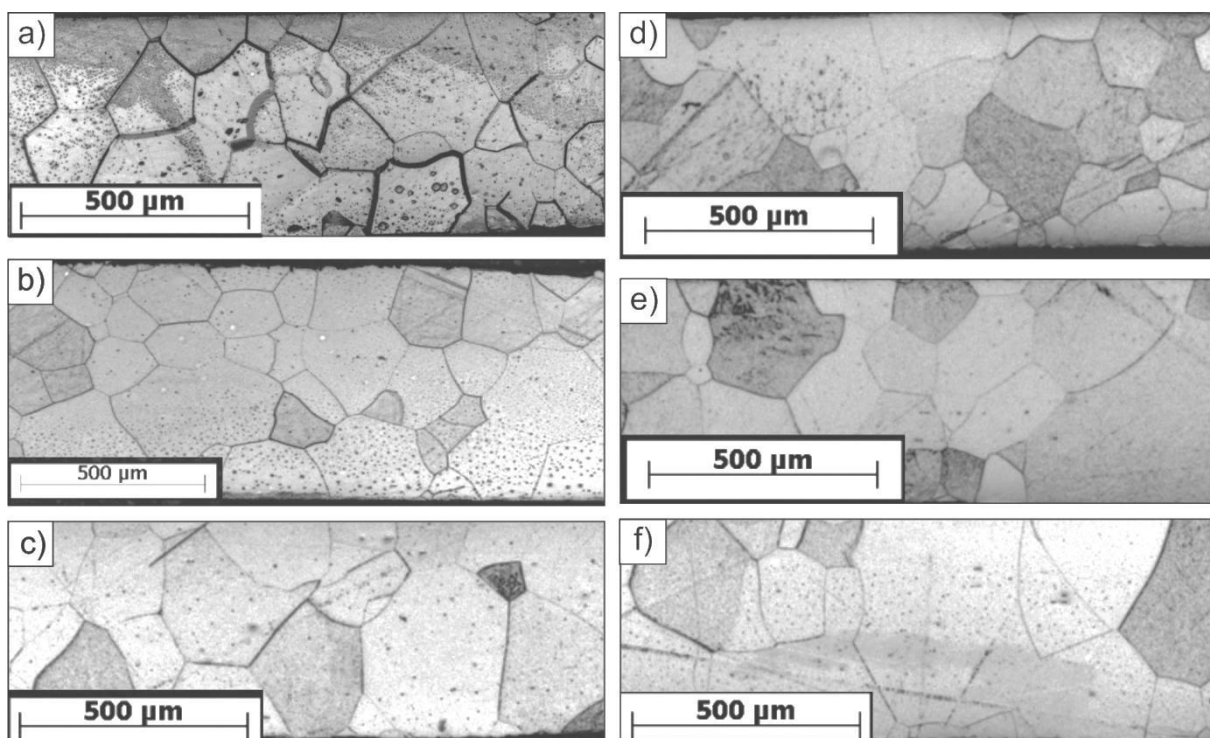


Figura 32 -- Evolução microestrutural dos materiais de alta liga após o recozimento contínuo. a) AL-950RC, b) AL-1020RC, c) AL-1070RC, d) AL-950 NRC, e) AL-1020 NRC, f) AL-1070 NRC.

A Tamanho de grão dos materiais foi determinada de acordo com o método proposto pela norma ASTM E112 para a determinação desse parâmetro metalúrgico. Os resultados para essa medida são apresentados no gráfico da Figura 33. Sendo que as cores verde, azul, vermelho e preto utilizadas representam os recozimentos finais nas temperaturas de 880° C, 950° C, 1020° C e 1070° C respectivamente. E para a composição química, utilizou-se, de um modo geral, a simbologia de \diamond para os materiais de baixa liga com recozimento para cristalização, \diamond para os de baixa liga sem recozimento para cristalização, \bullet para média liga com o duplo recozimento, \circ para média liga sem duplo recozimento e \blacksquare e \square , para alta liga com a mesma relação das anteriores.

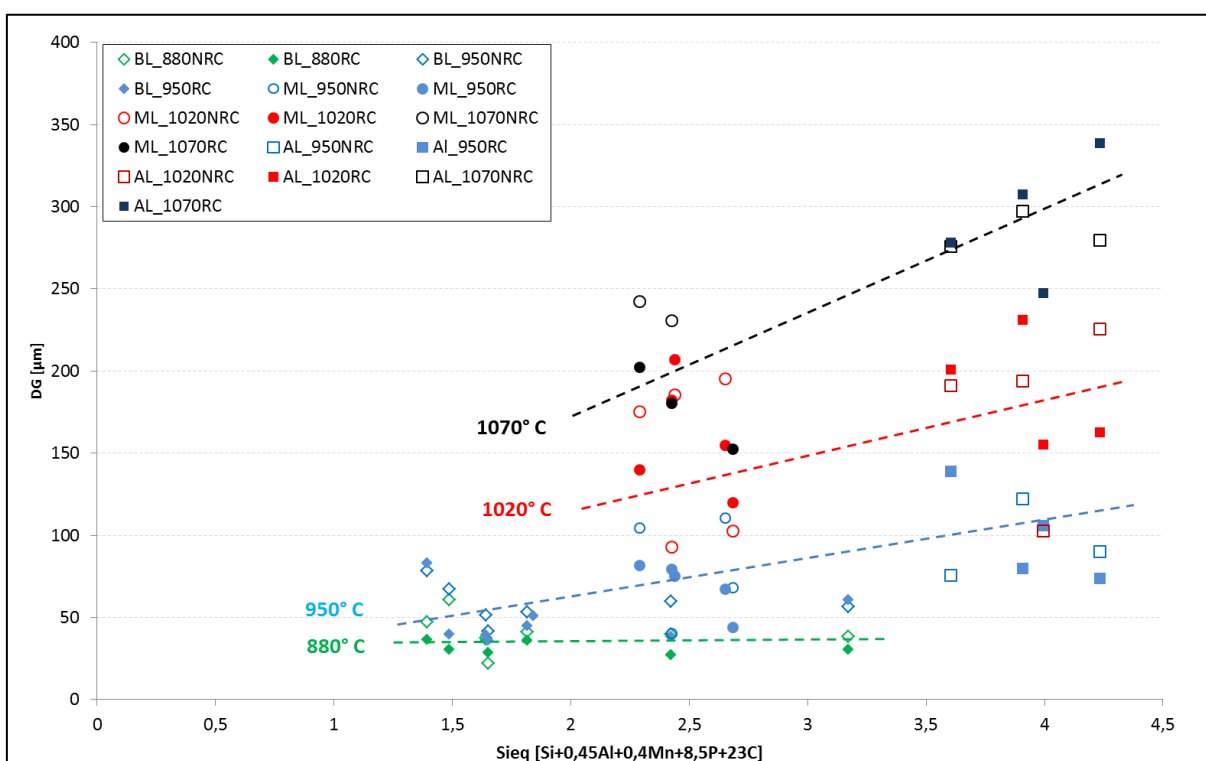


Figura 33 - Comportamento da Tamanho de grão dos aços em função da composição química e da temperatura de recozimento final. Amostras com duplo recozimento são apresentadas com marcadores coloridos e as amostras sem o recozimento para cristalização em marcadores vazados.

Na Figura 33, verifica-se o aumento do diâmetro médio do material com o aumento do Si_{eq} , fato evidenciado principalmente pela linha tracejada referente à temperatura de 950° C, sendo que para as amostras de baixa liga, não foi possível verificar uma variação significativa no tamanho de grão dos materiais tratados em 880° C e 950° C para as amostras de baixa liga.

Após a determinação da estrutura granulométrica do material, foram realizadas medidas de dureza, apresentadas na Figura 34. Com base nestas, foi possível verificar que o recozimento para recristalização não alterou significativamente a dureza do material e que o maior fator determinante dessa propriedade foi o aumento do teor de elementos de liga.

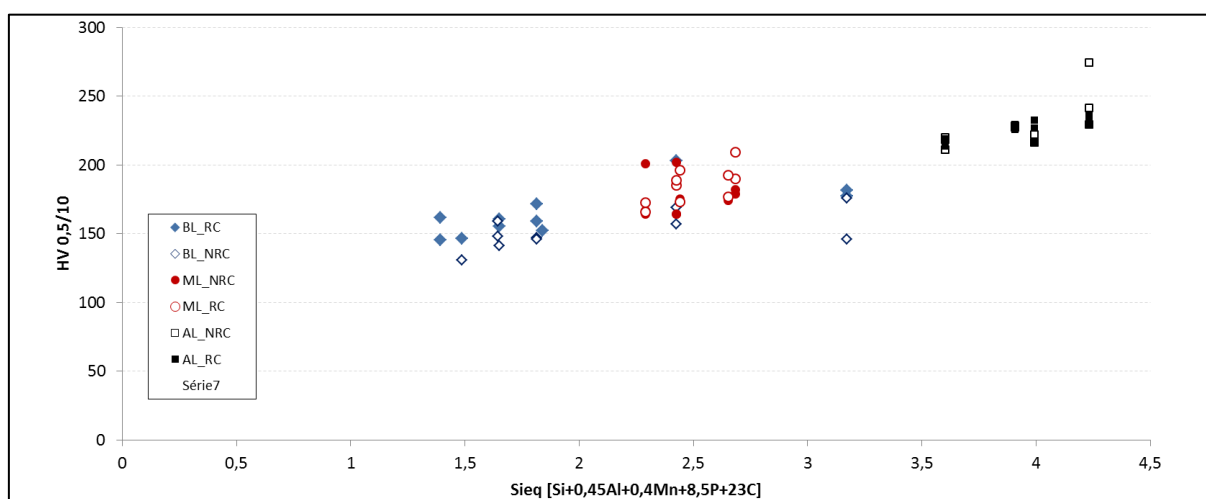


Figura 34 - Comportamento da microdureza Vickers com o silício equivalente para as amostras, considerando todas as condições microestruturais estudadas.

É possível constatar que em ambas as condições, o crescimento de grão foi determinado pelo teor de elementos de liga, paralelamente à influência dos fenômenos de difusão resultantes da temperatura. Essa constatação foi verificada por *Castañeda e Rodriguez, 2011*, em um estudo sobre a influência do recozimento para recristalização antes da laminação a frio de aços. No trabalho, os autores verificaram que a influência do recozimento prévio à laminação a frio reside na taxa de crescimento de grão e que a Tamanho de grão final do material, após recozimento contínuo, é determinada pela temperatura do recozimento final (*CASTAÑEDA e RODRÍGUEZ, 2010*), fato também verificado aqui.

A variação do tamanho médio de grão com a composição química está de acordo com o encontrado na literatura, obtido por *Nakayama e Honjou, 2000*, para a influência do Al nas propriedades magnéticas dos aços elétricos, onde os autores verificaram um aumento do diâmetro médio de grão do material para adições do elemento na ordem de 0,1% (*NAKAYAMA e HONJOU, 2000*).

6.1.2. Caracterização Magnética

Com foco em detectar a influência dos parâmetros metalúrgicos sobre as propriedades magnéticas do material, foi necessário separar a influência de cada parâmetro sobre cada propriedade.

Por exemplo, para a verificação da composição química sobre as propriedades, trabalhou-se com os resultados medidos para todos os materiais submetidos a uma mesma condição de processamento. Já para a verificação da microestrutura, estudou-se cada faixa composicional isoladamente, visando a minimização da influência da composição química sobre o material.

6.1.2.1. Influência da Composição Química nas Propriedades Magnéticas

Para a verificação da influência da composição química do material nas propriedades, fixou-se o tamanho de grão na faixa gerada pelo duplo recozimento, sendo o segundo a 950° C. Já para a questão microestrutural, as faixas composicionais foram estudadas separadamente.

Sendo assim, é verificada na Figura 35 a influência da composição química na indução e remanescência magnética.

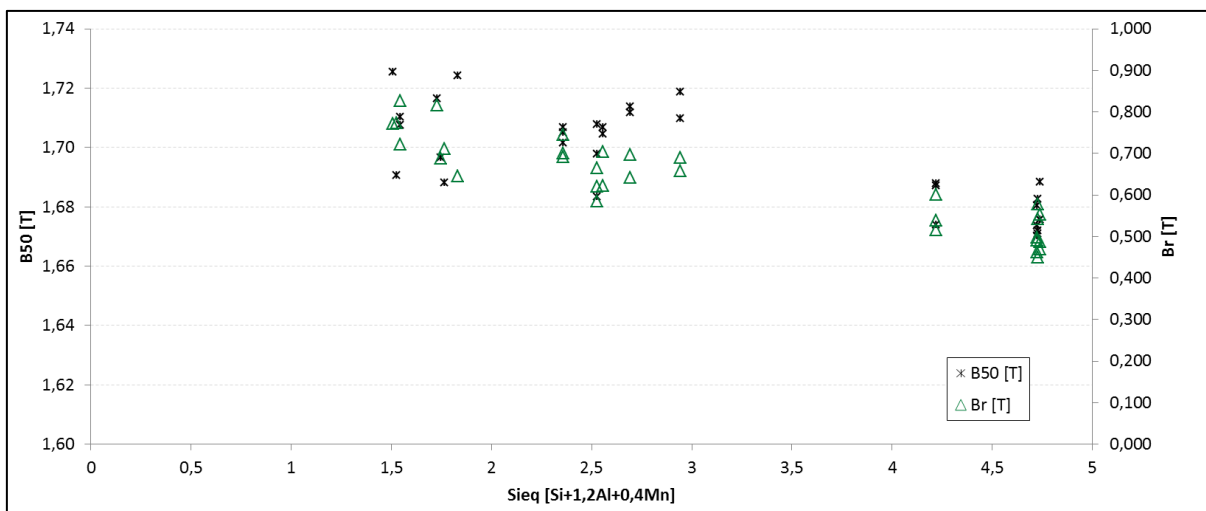


Figura 35 - Influência do teor de elementos de liga na indução e remanescência magnética.

O comportamento da indução e remanescência condizem com o encontrado na literatura consultada, a qual afirma que o valor máximo dessas propriedades varia inversamente com o teor de Si e Al.

Tanto o comportamento verificado para dureza, apresentado na Figura 34, como o verificado na Figura 35 estão de acordo com o encontrado por *Takashima e colaboradores, 1999*, em seu estudo sobre a aplicação de aços elétricos de grão não orientado em motores de alto rendimento (TAKASHIMA, MORITO, *et al.*, 1999).

O gráfico da Figura 36 demonstra que, para esse material, o recozimento para cristalização exerceu influência pronunciada no grau de indução do material, sendo o nível de indução também dependente do teor de silício equivalente, como visto na Figura 35. Quanto à influência do diâmetro médio de grão na indução máxima, não foi conclusiva, uma vez que a faixa granulométrica para ambos era demasiadamente estreita para que se verificasse uma visível influência do parâmetro metalúrgico nessa propriedade. Porém, foi possível verificar uma tendência crescente na indução máxima para as amostras sem recozimento para cristalização (NRC).

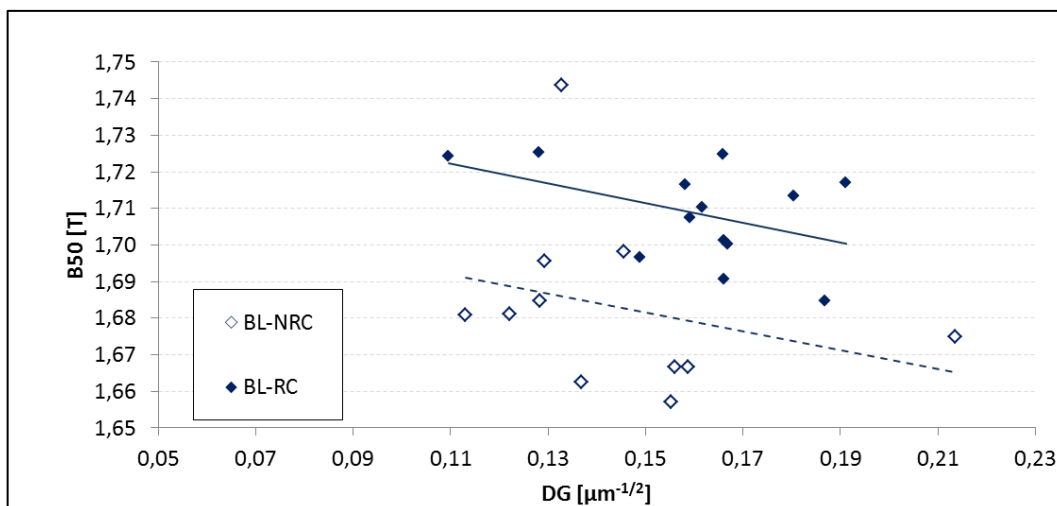


Figura 36 - Comportamento da indução magnética com relação à Tamanho de grão de cada material e a microestrutura do material para os materiais com baixo teor de elementos de liga

Na Figura 37, estão apresentados os resultados para a indução máxima com relação à microestrutura das amostras de médio teor de elementos de liga. Para as amostras com e sem recozimento para recristalização.

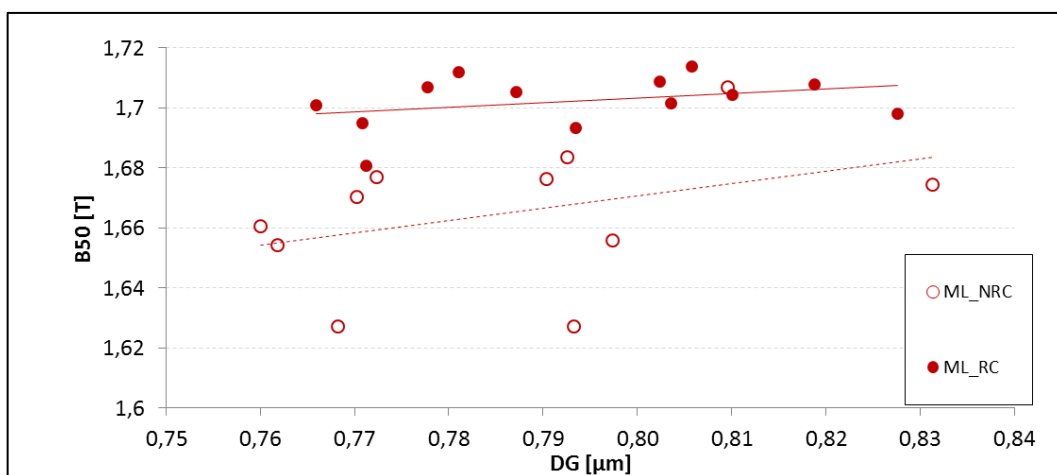


Figura 37 - Comportamento da indução magnética com relação à composição química e a microestrutura do material para os materiais com médio teor de elementos de liga.

Nessa figura, é possível verificar a clara influência do recozimento para recristalização na indução magnética para os materiais de média liga. Quanto à dispersão

de tamanhos de grão, é possível constatar uma sensível tendência decrescente de B_{50} com o aumento do diâmetro médio de grão.

Na análise da indução magnética máxima dos materiais de alta liga, não ficou evidenciada uma influência significativa do recozimento para cristalização nessa propriedade, nem a influência significativa do tamanho médio de grão do material, permanecendo os valores de B_{50} entre 1,67 T e 1,70 T.

No que tange a permeabilidade magnética dos GNO, μ_{15} , foi constatado que o aumento do teor de elementos de liga no material diminuiu a permeabilidade magnética do material, porém a variação era concordante com a variação no diâmetro médio de grão. O gráfico com o resultado das medidas está apresentado na Figura 38.

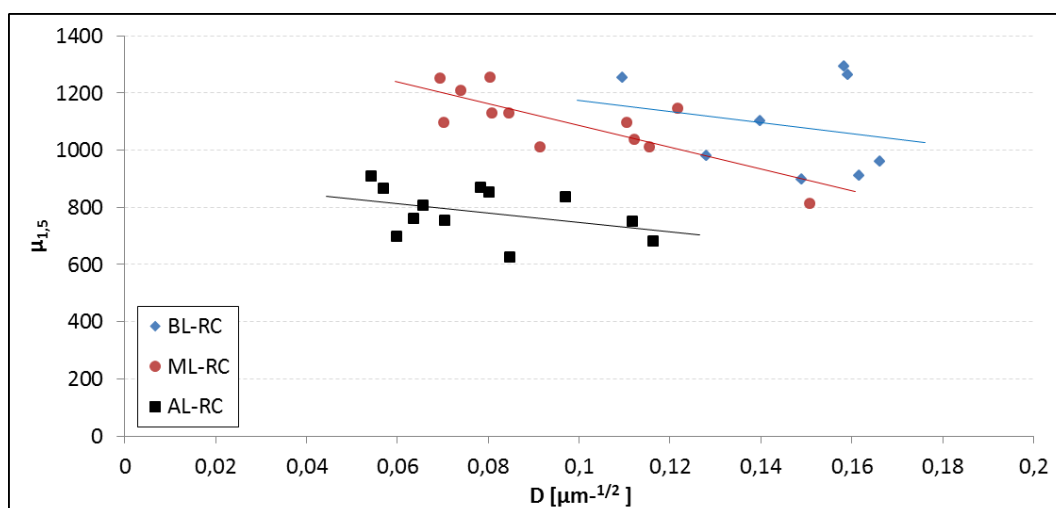


Figura 38 - Variação da permeabilidade magnética para as diferentes composições químicas estudadas em função do tamanho médio de grão.

A μ_{15} não apresentou nenhuma variação considerável quanto a presença do recozimento para cristalização. Sendo constatado apenas o aumento da dispersão dos dados, fazendo com que fosse impossibilitado o estudo da influência da composição química e do tamanho de grão do material sobre essa propriedade.

O comportamento da permeabilidade com a composição química é apresentado no gráfico da Figura 39.

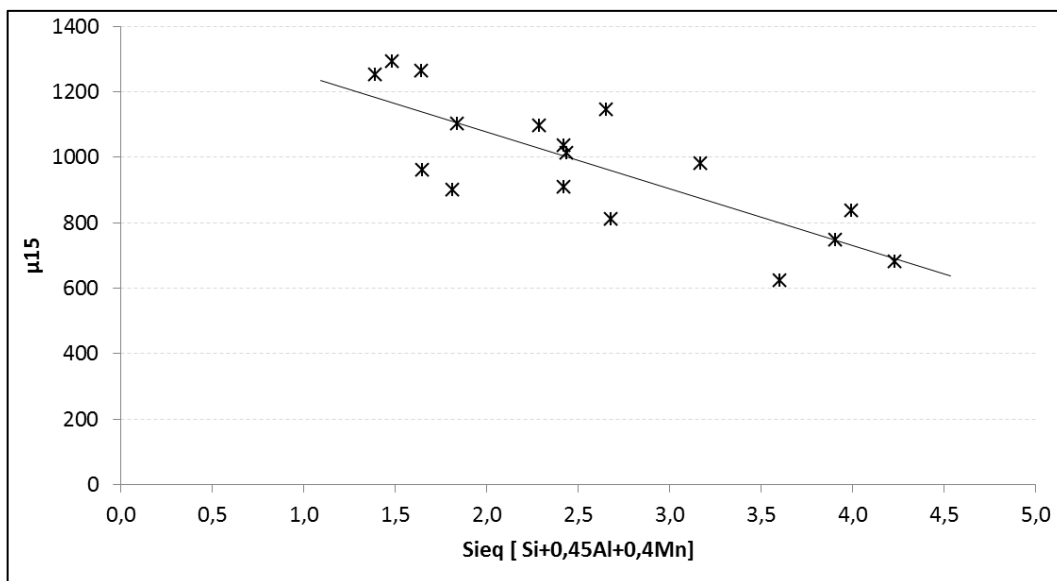


Figura 39 - Influência da composição química na permeabilidade magnética dos GNO.

A concorrência de tendências pode explicar a diminuição do crescimento da permeabilidade quanto às amostras com maior teor de Si e Al.

Em um estudo estatístico correlacionando fatores metalúrgicos e propriedades magnéticas, *Chaudhury e colaboradores, 2007*, observaram que o teor de Si apresenta uma fraca tendência negativa. Em contrapartida, ao comparar a permeabilidade magnética com a Tamanho de grão do material, a μ_{15} de aços elétricos apresentou crescente (CHAUDHURYA, KHATIKAR, *et al.*, 2007). Contudo, o autor estudara apenas frações de Si até 0,6%, teores menores do que os trabalhados aqui.

Por outro lado, em um estudo sobre o efeito do alumínio residual nas propriedades magnéticas de *Hou, Hu e Lee, 1990*, os autores verificaram uma degradação da propriedade conforme era aumentado o teor do elemento na estrutura, estando de acordo com o que foi verificado aqui para a variação dessa propriedade com o aumento do percentual de Al na estrutura.

Quanto à variação microestrutural, foi constatado que as estruturas com duplo recozimento apresentaram permeabilidade magnética mais homogênea, com menor dispersão dos pontos e mais dependente do diâmetro de grão do material. Esse fenômeno justifica-se, do mesmo modo que para a indução magnética, pela estrutura mais homogênea apresentada pelo material com mais etapas de tratamento térmico.

Nos gráficos das figuras Figura 40 e 41 estão apresentadas o comportamento das perdas magnéticas totais em $B=1,5T$ para todas as condições estudadas. Nelas, é possível verificar a influência preponderante da composição química sobre as perdas magnéticas para ambas condições microestruturais, onde, o aumento da solução sólida determina o volume em perdas magnéticas no material.

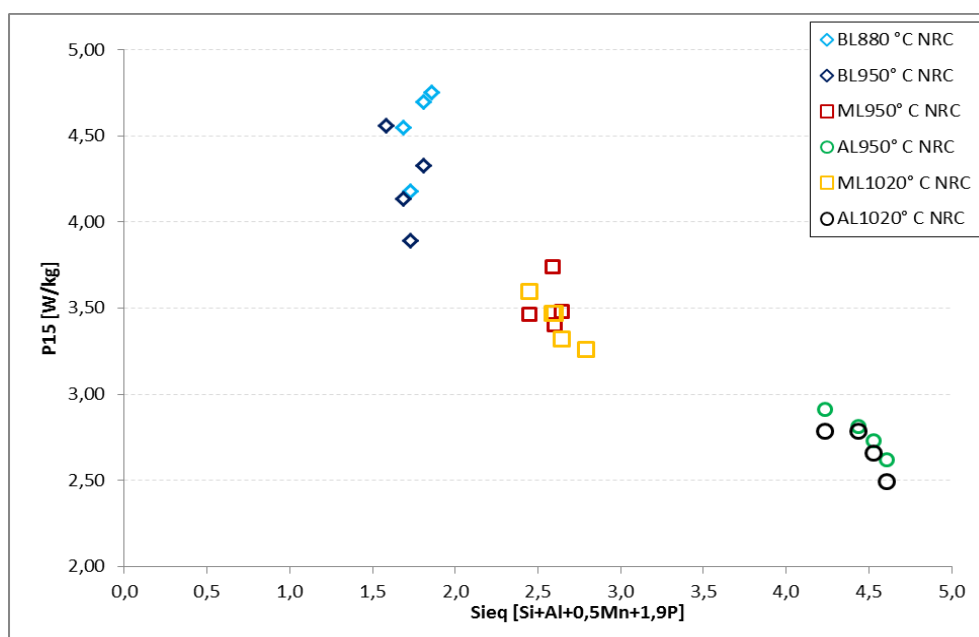


Figura 40 - Perdas magnéticas totais dos materiais estudados com indução fixa em 1,5T para as amostras sem recozimento para recristalização.

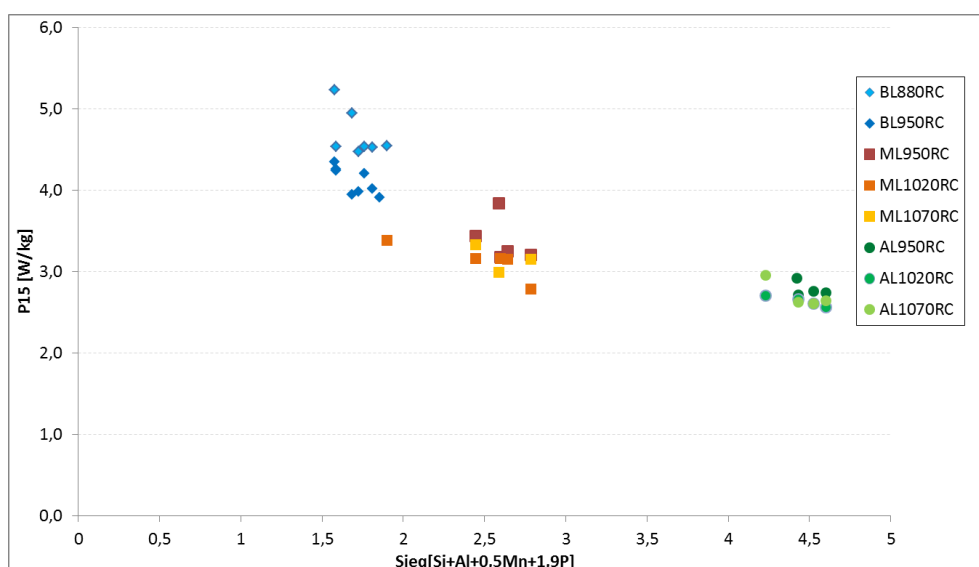


Figura 41 - Perdas magnéticas totais dos materiais estudados com indução fixa em 1,5T para as amostras com recozimento para recristalização.

Tendo conhecimento do comportamento global das perdas magnéticas, selecionou-se aqueles materiais que apresentasse condições microestruturais com interesse industrial e efetuou-se a separação de perdas para cada composição química estudada. Os resultados dessas medidas são apresentados na Tabela 5 e, resumidamente no gráfico da Figura 42.

Tabela 5- Separação das perdas magnéticas.

Composição	$S_{i_{eq}}$ [Si+Al+0,5Mn+1,9P]	P_{tot} [W/kg]	P_{his} [W/kg]	P_{cp} [W/kg]	P_{exc}
BL	1,763	3,61667	1,94509	0,92772	0,74387
BL	1,7266	3,87993	2,12332	0,99645	0,76017
BL	1,901	3,92593	2,32216	0,81950	0,78426
BL	1,8554	3,98144	2,51212	0,88415	0,58517
BL	1,5873	3,99832	2,33308	0,97386	0,69138
BL	1,6835	4,00917	2,44165	0,89073	0,67680
BL	1,5793	4,08565	2,61124	0,90222	0,57220
BL	1,8085	4,12261	2,57944	0,88827	0,65490
ML	2,5973	3,09943	1,74592	0,65516	0,69836
ML	2,6404	3,12642	1,72524	0,66908	0,73210
ML	2,7854	3,19952	1,9519	0,63642	0,61119
ML	2,4466	3,36124	1,93756	0,75045	0,67323
ML	2,5872	3,71599	2,42673	0,70446	0,58487
ML	4,6035	2,76557	1,60506	0,46026	0,70026
AL	4,4223	2,54534	1,28758	0,48806	0,76971
AL	4,4335	2,86504	1,6321	0,50659	0,72637
AL	4,5266	2,94885	1,85897	0,47002	0,61985
AL	4,2316	3,09848	1,9213	0,49124	0,68596

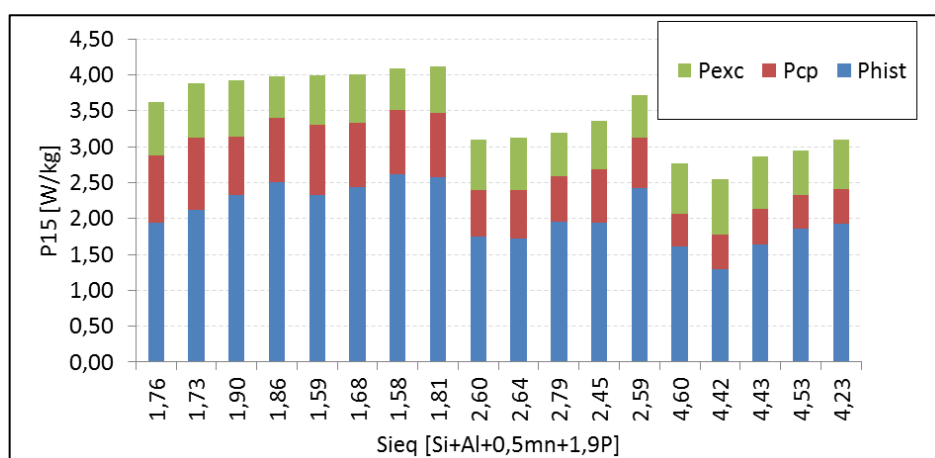


Figura 42 - Representação gráfica das perdas magnéticas em função da composição química do material.

Já nas figuras subsequentes, será estudada a influência dos parâmetros metalúrgicos em cada liga trabalhada de modo isolado, começando pelas amostras de baixo teor de elementos de liga com a variação das perdas totais com a Tamanho de grão desse material, apresentada no gráfico da Figura 43.

Com base nas informações do gráfico é possível verificar a clara influência da composição química e da temperatura de recozimento final nas perdas do material, sendo aquelas recozidas a 950°C apresentam menores perdas que as outras de menor Tamanho de grão.

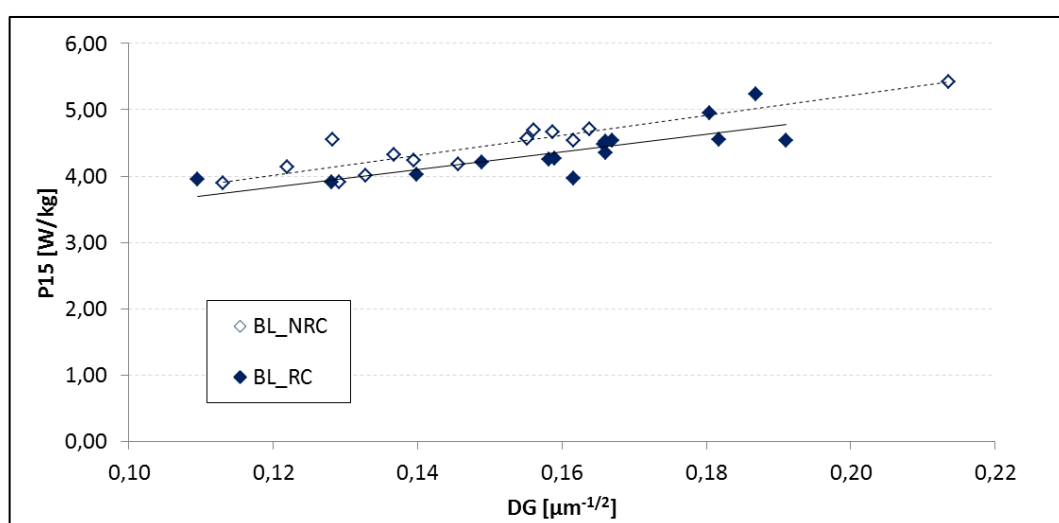


Figura 43 - P_{15} das amostras de baixo teor de elementos de liga em função do diâmetro médio de grão.

Nas amostras duplamente recozidas, a influência da composição química e da temperatura de recozimento ainda é mais pronunciada. Ao cruzarem-se os valores de tamanho de grão com as perdas, é possível verificar a dependência de P_{15} com esse parâmetro metalúrgico.

A mesma análise foi aplicada às medidas referentes às amostras de média e alta liga. Para as de média liga, foi verificado um comportamento semelhante às anteriores, os quais são apresentados no gráfico de dispersão da Figura 44.

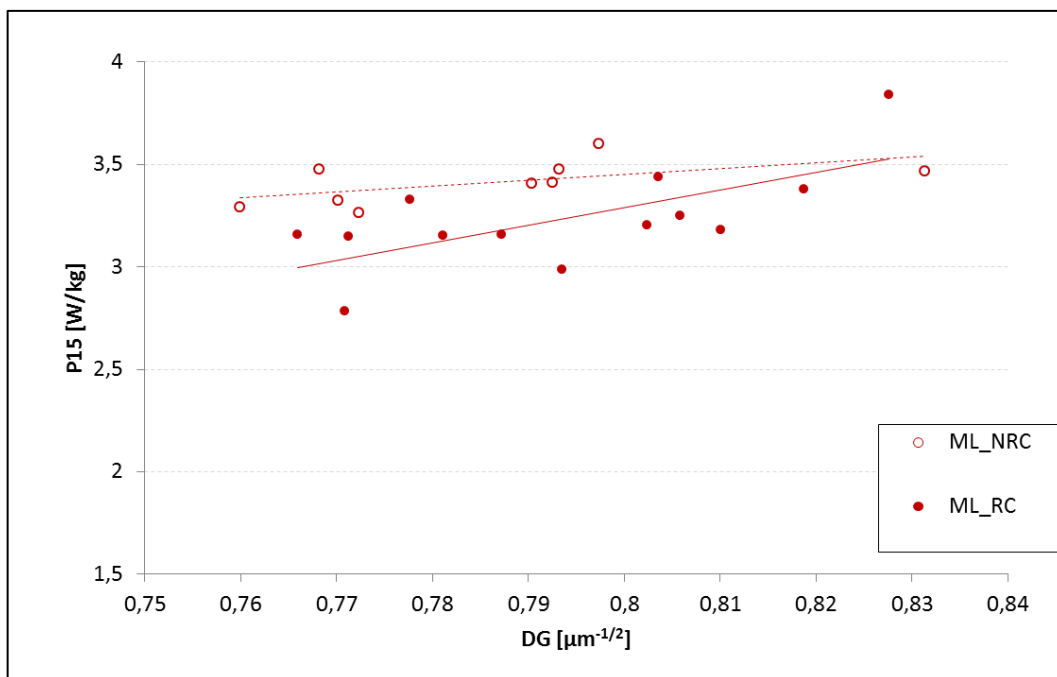


Figura 44 - Perdas magnéticas, P15, para as amostras com médio teor de elementos de liga em função do diâmetro médio de grão.

Nos gráficos referentes ao comportamento de P_{15} com a diâmetro médio de grão das amostras de baixa e média liga, verificou-se a presença de uma inflexão na dispersão, sugerindo a presença de uma faixa granulométrica ideal para as perdas magnéticas, como houvera sido mencionado na literatura referida (STEFANITA, 2008) . Referindo-se, ao se comparar as medidas para as duas faixas composicionais, verificou-se que esse ponto de inflexão deslocara-se para valores de maior Tamanho de grão para a composição de maior silício equivalente.

Contudo, ao avaliar-se o comportamento das perdas para os materiais de alta liga, não foram verificadas diferenças no comportamento de P_{15} entre as diferentes condições microestruturais e nem com a Tamanho de grão.

Analisando-se o fato de que a resistividade do material varia de com o teor de Si e Al concordantemente e, com isso, são reduzidas as perdas por correntes parasitas e, ainda, de acordo com a análise de *Miranda, M. 2008*, quanto às perdas magnéticas, o aumento do diâmetro médio de grão diminui as perdas por histerese, porém as perdas anômalas (em excesso) e por correntes parasitas aumentam com o diâmetro médio de grão.

Para as medidas referentes à composição de alta liga, o comportamento verificado nas anteriores, não foi aqui. Possivelmente, porque as perdas por correntes parasitas foram minimizadas de tal modo que não foram suficientes para que se detectasse sua variação com as dimensões granulométricas do material, fazendo com que o valor permanecesse constante.

Cruzando-se os resultados para a dureza com os obtidos para a medida de P_{15} , há uma relação linear, sugerindo esse como um caminho para a detecção das perdas pelos métodos micromagnéticos.

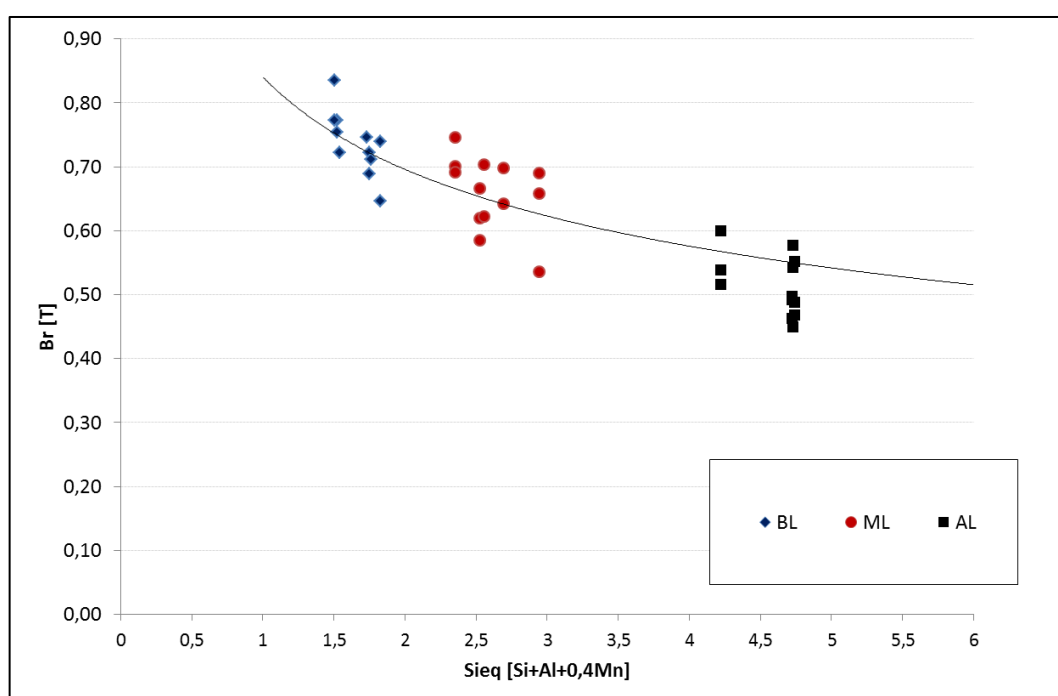


Figura 45 - Influência da composição química na remanescência magnética para o GNO.

Com base nesses dados para a caracterização magnética e microestrutural do material, prosseguiu-se a inspeção por ensaios não destrutivos com métodos micromagnéticos. Ainda, em outro momento os parâmetros micromagnéticos medidos na inspeção serão cruzados com os resultados para a separação de perdas magnéticas com o objetivo de alcançar-se o melhor entendimento dos parâmetros magnéticos e sua correlação com P_{his} , P_{cp} e P_{exc} que mais influenciam na qualidade de magnetização.

6.2. *Inspeção micromagnética*

Dando início à segunda parte do trabalho; inspeção por métodos micromagnéticos. Primeiramente, os parâmetros de inspeção para cada técnica foram selecionados de modo a melhor detectarem-se as variações nas medidas e são apresentados no que segue.

Num segundo momento, os resultados foram cruzados com os parâmetros microestruturais e propriedades magnéticas medidas anteriormente e, então, buscaram-se os parâmetros que melhor diferenciassem as diferentes condições do material.

Encerrando essa etapa do trabalho, com os resultados, foram traçadas curvas de calibração através do método de regressão linear multivariável e então são apresentadas as melhores correlações lineares para as propriedades e parâmetros micromagnéticos detectados pelo equipamento 3MA-II.

6.2.1. Seleção dos parâmetros adequados à inspeção micromagnética.

A seleção da frequência de excitação do campo magnético foi determinada de acordo com a profundidade de penetração calculada através da Equação 3, considerando-se a permeabilidade magnética inicial do material. Assim, estimou-se uma profundidade de aproximadamente 50% da espessura do material, escolhendo-se como mais adequada, a frequência 150 Hz, como apresentado no gráfico resultante do cálculo da profundidade de pele para o material estudado, Figura 46.

Ainda, foi necessária a correta seleção dos parâmetros de cada técnica isoladamente a fim de que o sinal fosse maximizado independentemente.

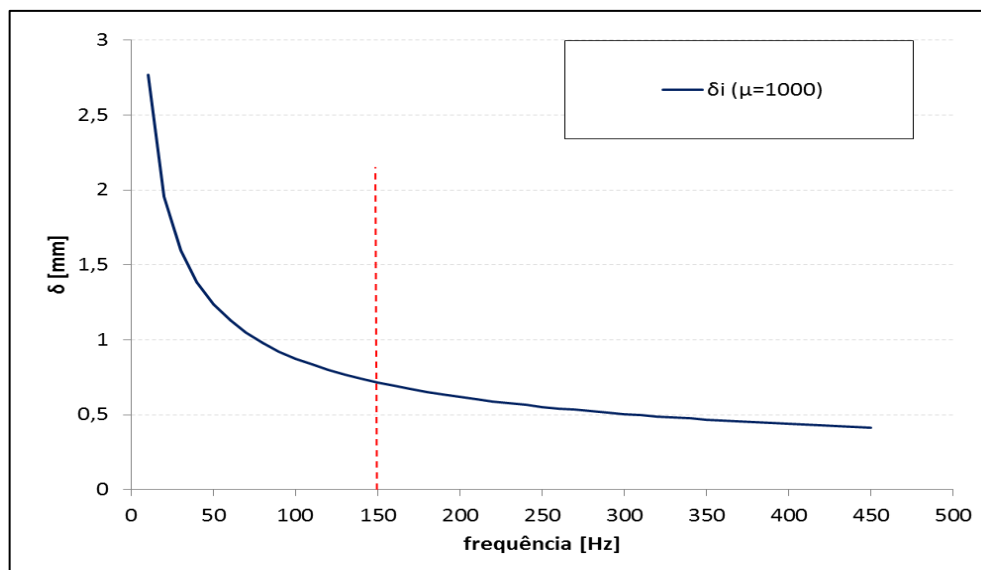


Figura 46 – Seleção da frequência de excitação do campo magnético.

Para a inspeção pelo ruído magnético Barkhausen e para a permeabilidade incremental, foi determinado o campo magnético externo independentemente, sendo que para ambas operar sob saturação foi a melhor opção. Na Figura 47 são apresentados os envelopes de RMB e na Figura 48, os envelopes para a permeabilidade incremental.

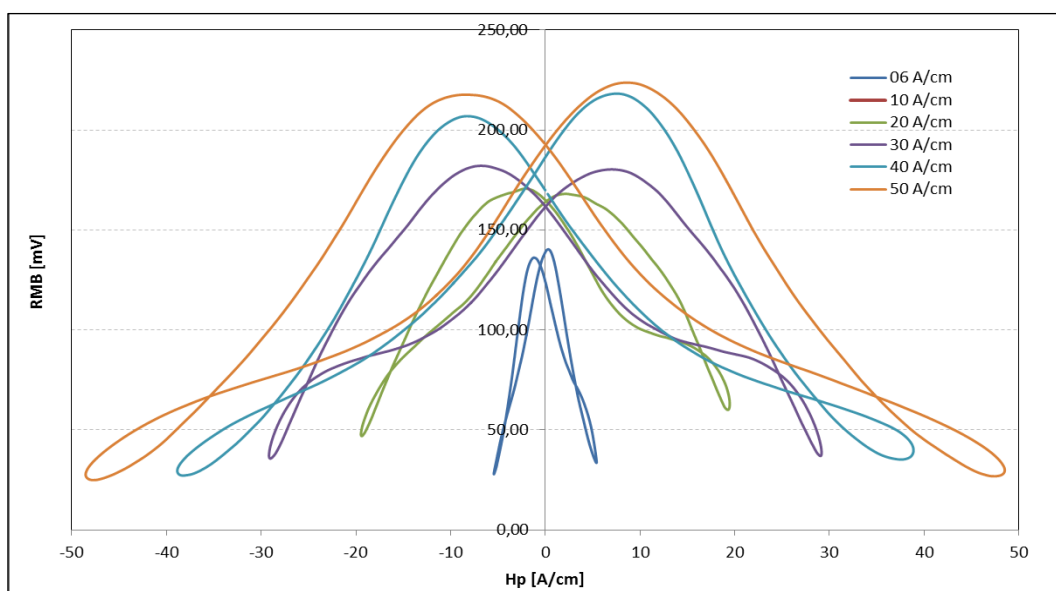


Figura 47 - Determinação do campo magnético externo para a análise de RMB.

Ainda no estudo dos parâmetros de API, foi necessária a seleção da frequência de correntes parasitas, sendo a frequência de 400 kHz a que apresentou a maior permeabilidade incremental máxima e sinal mais estável.

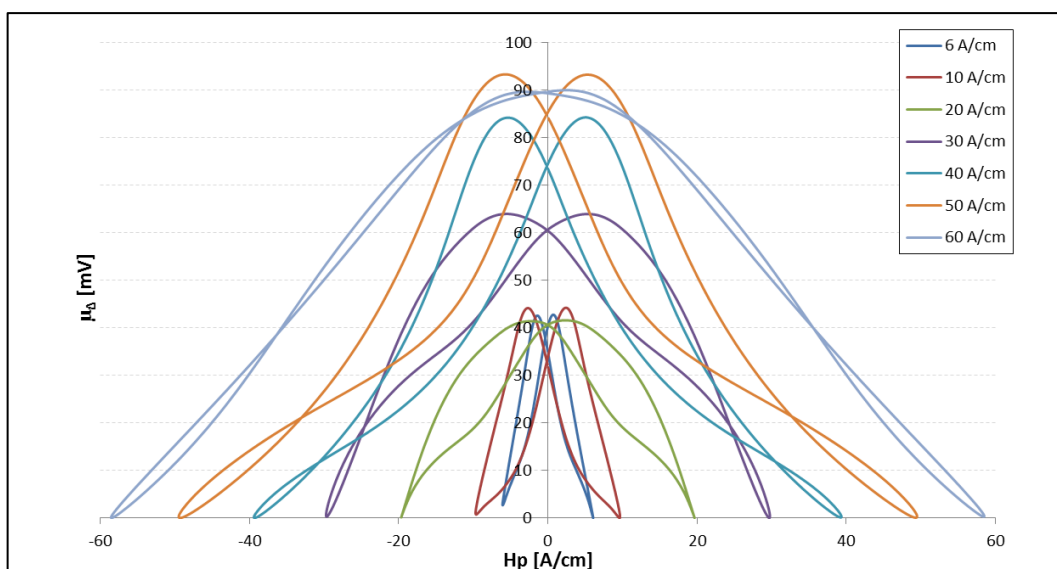


Figura 48 - Envelopes de PI para uma amostra de GNO obtidos sob diferentes forças de campo magnético externo.

Para análise de impedância de correntes parasitas, AIP, foi determinada a frequência de inspeção de acordo com a profundidade de pele δ para as permeabilidades magnéticas finais de cada material e a resistividade para cada faixa de composição química, sendo esses valores apresentados na Figura 49. Para inspecionar-se dentro da espessura das lâminas de aço, a faixa de frequências ficou entre 3 e 15 kHz.

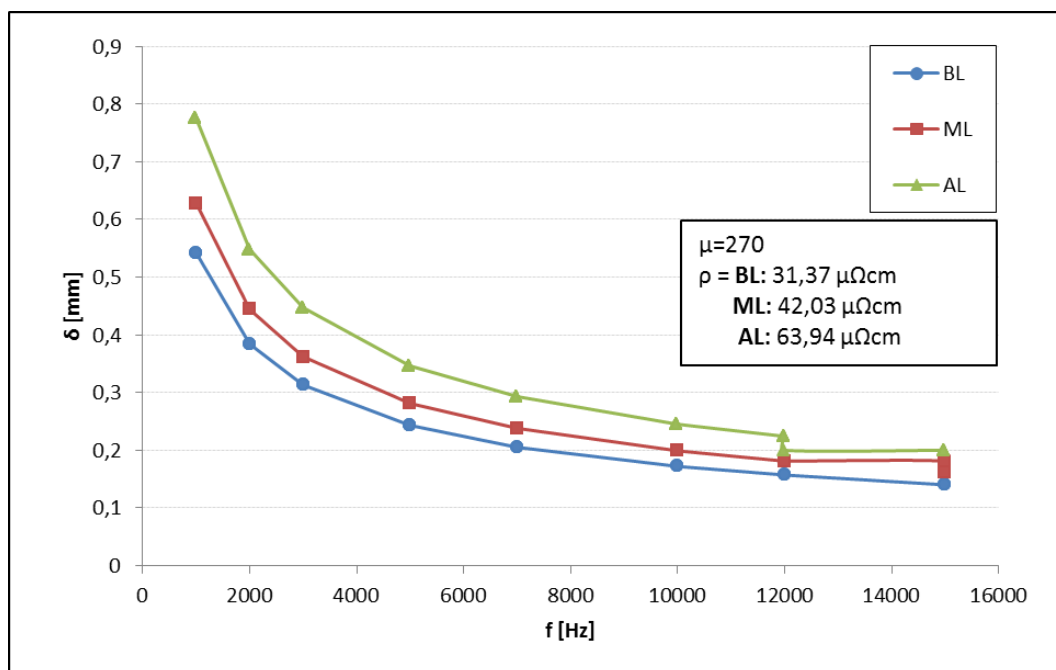


Figura 49 - Seleção da frequência para a inspeção por correntes parasitas.

4.5.2. Análise do Ruído Barkhausen, RMB

A análise do ruído Barkhausen foi executada considerando a influência dos aspectos microestruturais do material para cada faixa composicional. E deste modo, foi verificado que a maior variação do sinal dá-se em baixos valores de Tamanho de grão, da ordem de 20 μm , para diâmetros de grão superiores a esse valor, o sinal apresentou baixa variação.

Esse comportamento está em acordo com o estudado por Pal'a e Bydzövký, 2013, ao estudar o comportamento do RMB em função da Tamanho de grão de ligas de FeSi. Naquele trabalho, os autores atribuem esse comportamento à atuação de dois mecanismos distintos na intensidade do RMB. Para baixos diâmetros de grão, há a alta razão entre o volume dos domínios magnéticos e o volume do grão. No entanto, com o aumento do tamanho do grão, há diminuição dessa razão e, concomitantemente, a diminuição do número de paredes de domínio magnético (PAL'A e BYDZÖVSKÝ, 2013).

Foi possível notar, também, que o material submetido ao recozimento para recristalização apresentou, em média, uma amplitude de sinal inferior àquele sem esse tratamento térmico. Como será visto nos resultados subsequentemente.

Ao avaliar a variação do RMB com P_{his} isoladamente, obteve-se uma tendência linear crescente com aquela propriedade, como pode ser verificado na Figura 50.

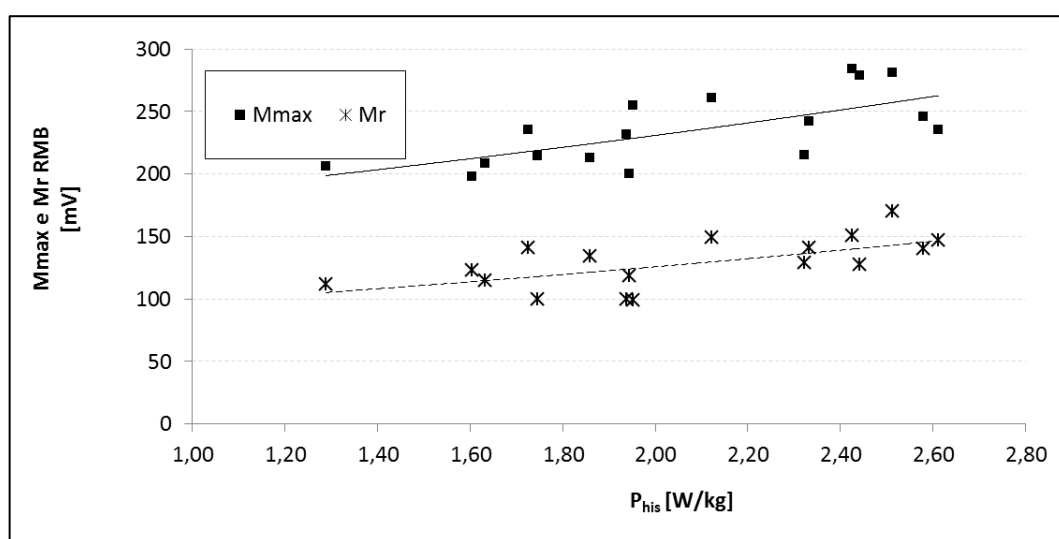


Figura 50 - Variação do RMB com as perdas por histerese em $B=1,5$ T.

6.2.1.1. Baixa Liga

No que tange à intensidade máxima do RMB para os materiais de baixa liga, conforme o gráfico da Figura 50, foi verificado que a execução do recozimento para recristalização conduziu à redução da intensidade do sinal com relação aos materiais não submetidos a esse tratamento. Ainda, essa discrepância da amplitude do sinal entre as duas condições é minimizada conforme cresce o diâmetro de grão médio do aço, acompanhando a tendência constatada na Figura 51.

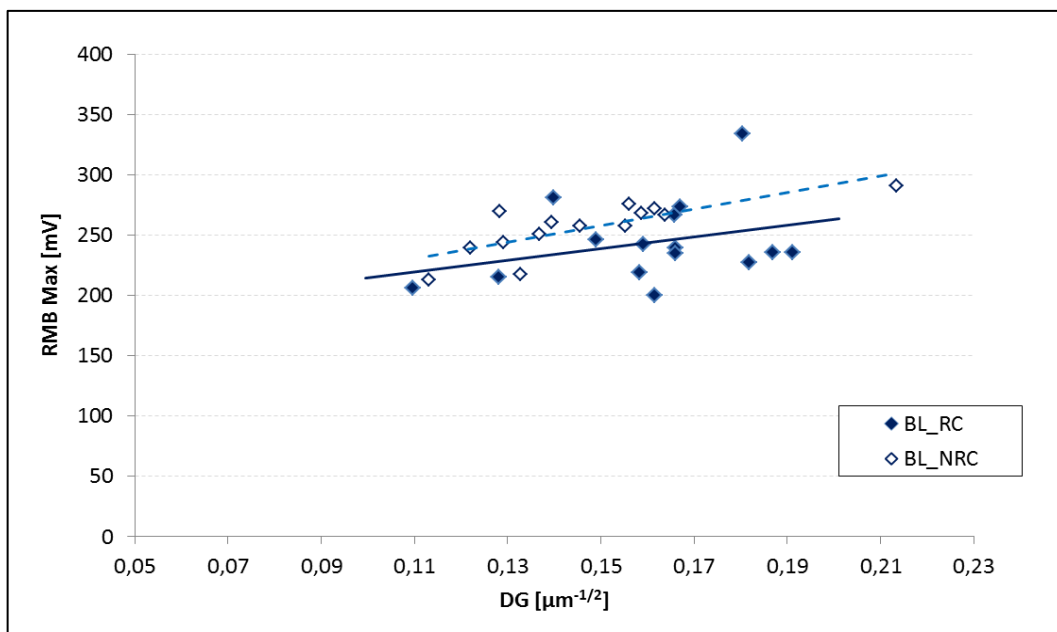


Figura 51 - Amplitude máxima do RMB em função do diâmetro médio de grão e do recozimento para recristalização.

A avaliação do envelope do RMB para essas composições, mostrou que o alargamento do envelope, em 25%, 50%, ou 75%, deu-se de forma homogênea ao longo da dispersão granulométrica para os aços de baixa liga, como pôde ser constatado na Figura 52.

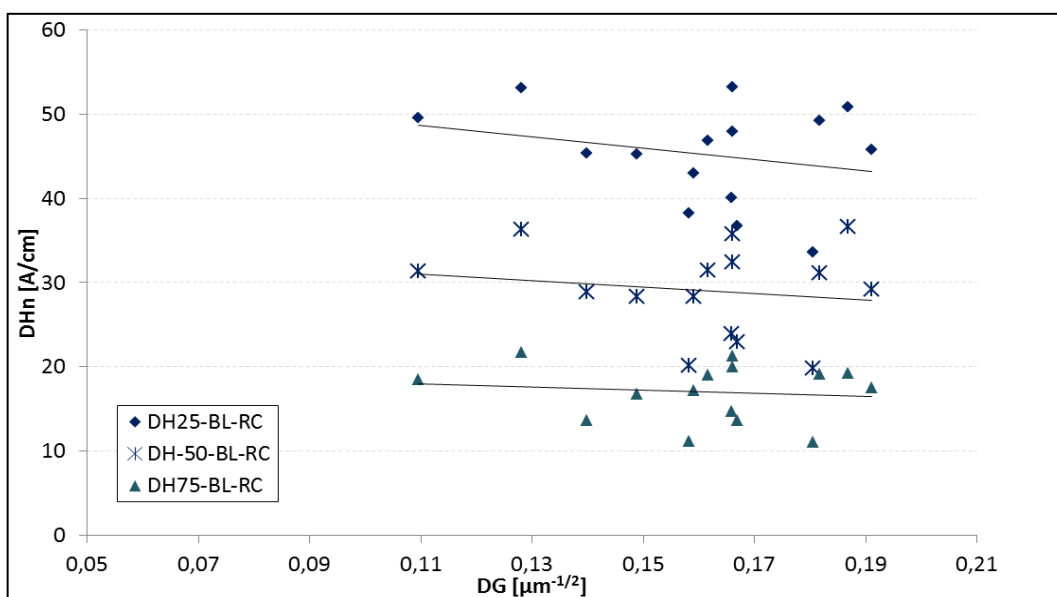


Figura 52 – Alargamento do envelope do RMB em 25%, 50% e 75% da intensidade para as amostras de baixa liga com duplo recozimento.

Ao se comparar os envelopes das duas classes de material estudado –Figura 53, os resultados para os envelopes do material submetido apenas ao recozimento contínuo, final – é possível verificar que aquele duplamente recozido apresenta envelopes mais largos, porém com amplitude máxima inferior (Figura 51), que aqueles recozidos uma única vez.

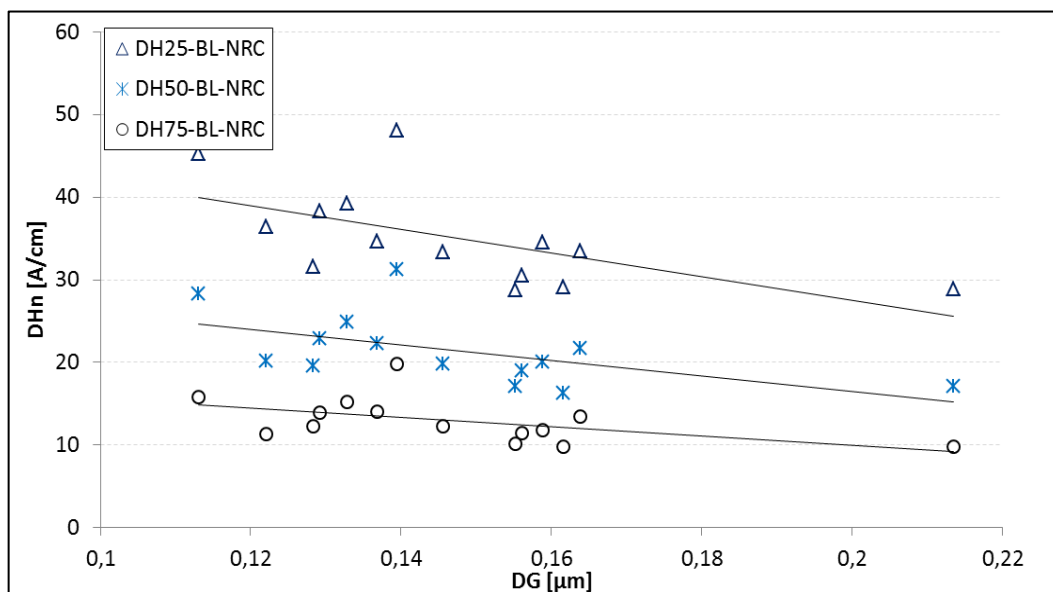


Figura 53 - Alargamento do envelope do RMB em 25%, 50% e 75% da intensidade para as amostras de baixa liga sem duplo recozimento.

É possível, ainda, verificar que há um alargamento da base do espectro Barkhausen, largura a 25% da intensidade, conforme ocorre o crescimento de grão, mesmo permanecendo constante a largura em 75% da intensidade do envelope.

Essa informação representa que o duplo recozido fornece ao material, um maior número de domínios magnéticos passíveis de crescimento do que o outro tipo de material. Esse comportamento pode estar ligado à estrutura granulométrica mais homogênea desse material, uma vez que com o crescimento de grão, a diferença de DH_{25} entre os envelopes foi minimizada.

6.2.2. Média Liga

Dando continuidade á análise do RMB isolando-se a influência da microestrutura do material, começa agora a análise do sinal micromagnético para os materiais de média liga. Constando na Figura 54 a medida da amplitude do sinal em função da Tamanho de grão desse material.

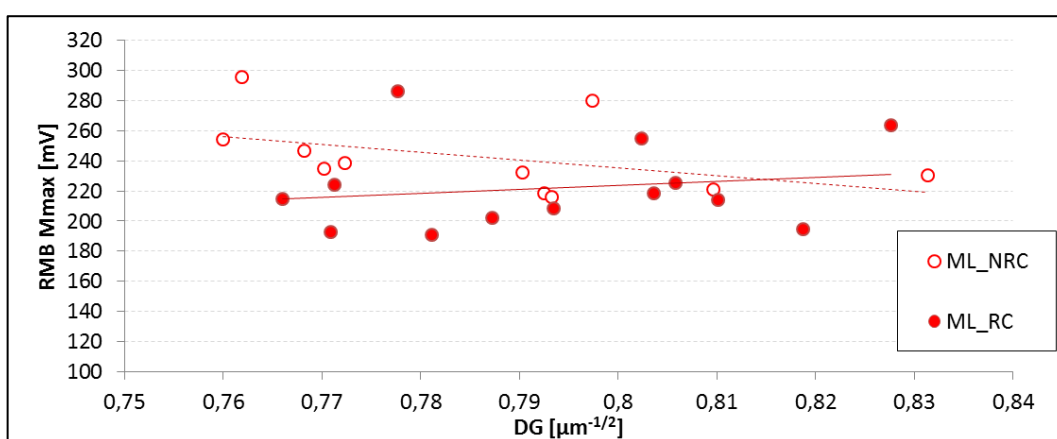


Figura 54 - Variação da amplitude máxima do RMB com o diâmetro médio de grão para as amostras de média liga.

O sinal de maior intensidade verificado anteriormente foi repetido. No entanto, para grandes diâmetros de grão, essa diferença foi acentuada.

Quanto aos valores para DH_n , o comportamento verificado na liga estudada anteriormente foi constatado novamente, como mostrado na Figura 55.

As composições de média liga duplamente recozidas também apresentaram envelopes mais largos na base e no topo que àquelas sem o duplo tratamento térmico, resultados mostrados na Figura 56.

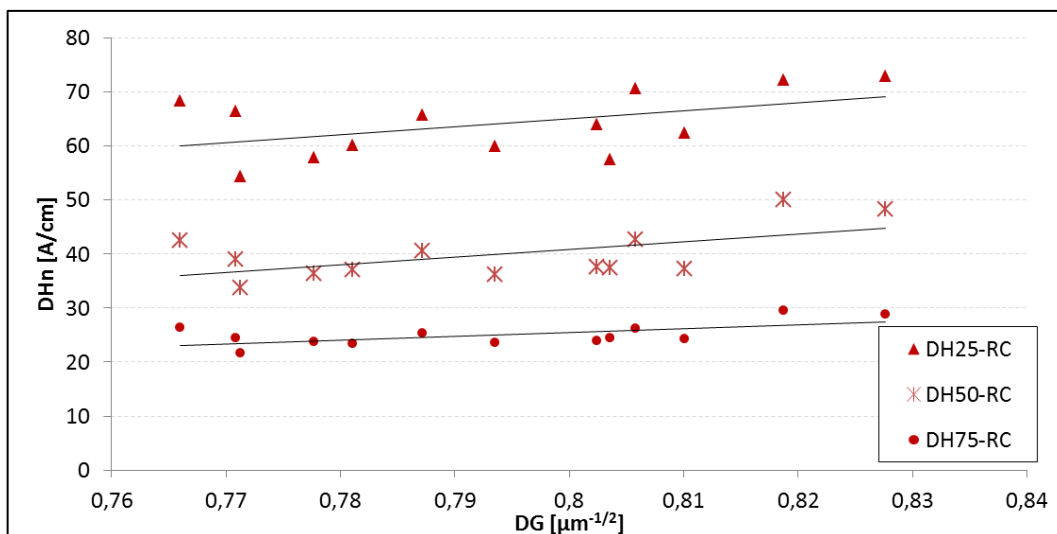


Figura 55 – Alargamento do envelope do RMB em 25%, 50% e 75% da intensidade para as amostras de média liga com duplo recozimento.

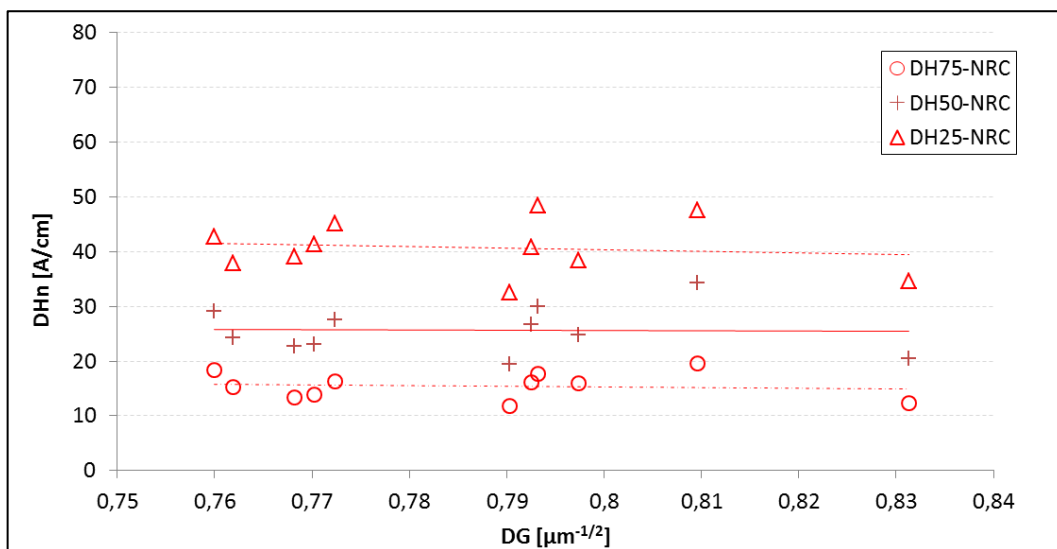


Figura 56 - Alargamento do envelope do RMB em 25%, 50% e 75% da intensidade para as amostras de média liga sem duplo recozimento.

Da análise do gráfico supra colocado, nota-se que não foi possível verificar nenhuma variação coerente entre o alargamento dos envelopes do RMB.

6.2.3. Alta Liga

Tratando da análise do RMB para as amostras de alta liga, é apresentado no gráfico da Figura 57 os resultados para a amplitude do sinal para o material.

É possível verificar que a amplitude do sinal foi invariante com o diâmetro médio de grão para ambas as condições. Além disso, novamente foi verificada a amplitude superior do sinal da amostra não recozida duplamente.

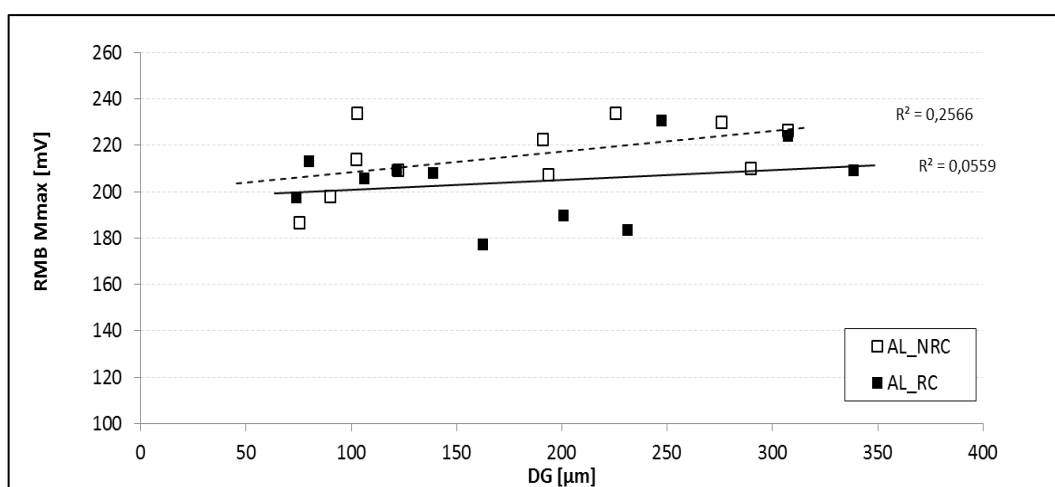


Figura 57 - Comportamento da amplitude máxima do RMB com relação à Tamanho de grão do material para a composição de alta liga.

Dando continuidade à avaliação do sinal, analisou-se o alargamento do envelope nas três intensidades já estudadas para as outras composições. Os resultados para essa etapa estão apresentados no gráfico da Figura 58.

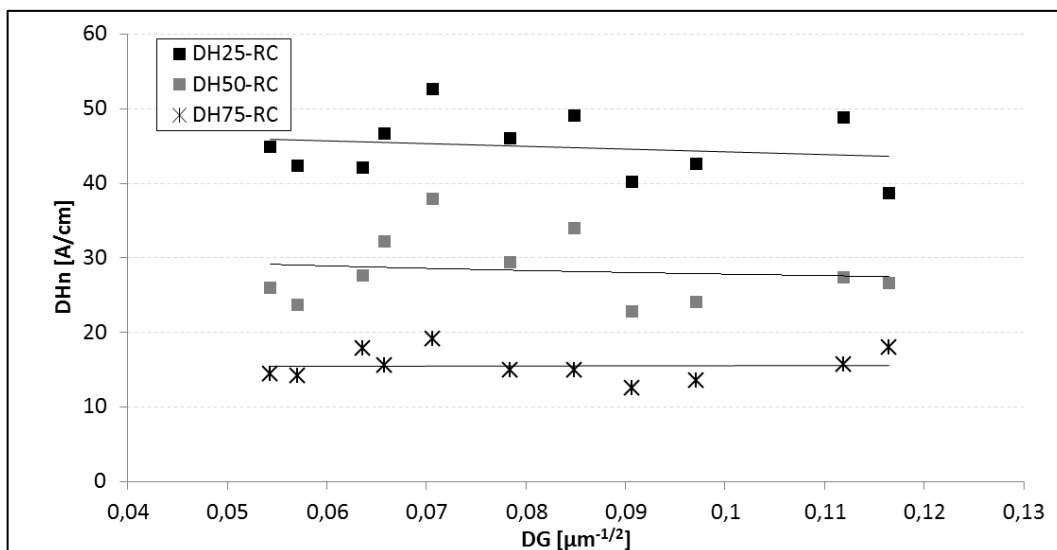


Figura 58 - Alargamento do envelope do RMB em 25%, 50% e 75% da intensidade para as amostras com alto teor de elementos de liga submetidas ao duplo recozimento.

O alargamento dos envelopes não variou com a Tamanho de grão. Comparando as medidas das duas condições de recozimento – estando apresentado no gráfico da Figura 59, os resultados para as amostras sem recozimento para recristalização – não foi visualizada nenhuma variação significativa, sendo praticamente invariantes para os materiais.

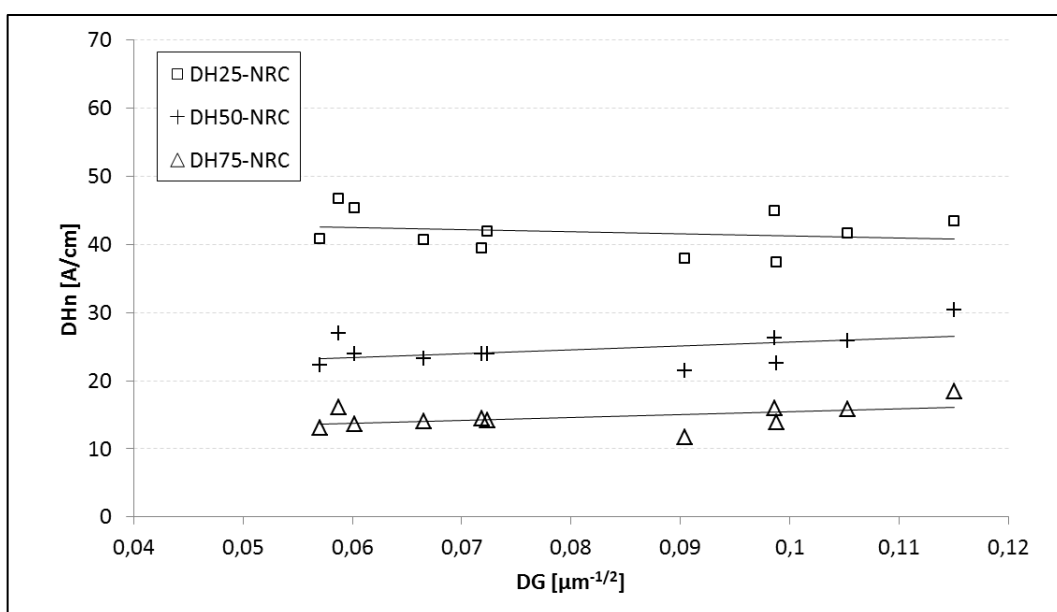


Figura 59 - Alargamento do envelope do RMB em 25%, 50% e 75% para as amostras com alto teor de elementos de liga submetidas a um recozimento.

Como uma observação geral da avaliação do envelope do sinal Barkhausen para as composições de alta liga, é possível constatar que o sinal apresentou uma certa constância quanto à variação granulométrica, mesmo dentro de uma larga faixa de diâmetros de grão.

4.5.3. Análise Harmônica do Campo Tangencial, AHCT

A AHCT é a técnica que trabalha diretamente com os parâmetros da curva de histerese, sobretudo com as variáveis que alteram o formato da curva de magnetização.

Nesta etapa do trabalho, ao invés de comparar-se com a composição química, a análise dos dados foi desenvolvida diretamente com base nos valores de P_{15} . Uma vez que já foi verificado o predomínio da influência da composição química nessa propriedade em relação à microestrutura.

Avaliando-se a amplitude da 3ª harmônica, A_3 , e a distorção harmônica, K , globalmente entre as composições químicas, foi verificado através do gráfico da Figura 60 que os parâmetros micromagnéticos tendenciam contrariamente com P_{15} .

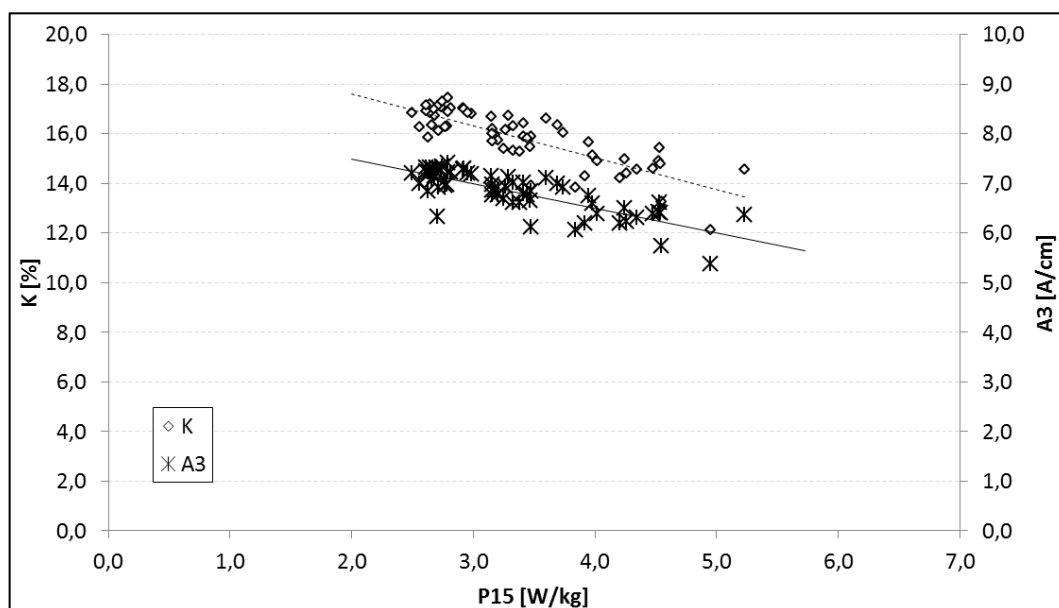


Figura 60 - Comportamento da amplitude da 3ª harmônica e da distorção harmônica em função da energia dissipada em 1,5T.

A amplitude das harmônicas, bem como sua distorção, está relacionada com o afastamento do comportamento senoidal pela curva de histerese e variam diretamente com o fluxo magnético. Partindo dessa premissa, é possível inferir que quanto mais duro magneticamente o material ferromagnético, mais próxima da senoidal a curva será.

Os resultados obtidos nas medidas foram de encontro ao obtido na literatura para o estudo de perdas magnéticas por AHCT. Porém não foram encontradas referências que tratassem do assunto sob esse foco: comparando materiais submetidos à saturação magnética.

Para a validação das medidas, o comportamento das harmônicas foi simulado através do cálculo de duas histereses de materiais genéricos como apresentado na montagem da Figura 61.

A metodologia de cálculo empregada para a verificação das medidas ignorou os parâmetros químicos e metalúrgicos do material, focando apenas no comportamento da curva de histerese.

Outros parâmetros da AHCT determinados são a coercividade para as harmônicas e a força do campo coercivo. Esses parâmetros são representativos das perdas magnéticas, variando linearmente com essa propriedade. Os resultados para a medida de H_{co} e H_{ro} estão apresentados na Figura 62.

Na Figura 61a, constam as curvas de histerese plotadas para o cálculo, onde buscou-se uma elevada discrepância entre os comportamentos das duas curvas, sendo a histerese vermelha com um H_c muito superior à verde. Tendo as histereses como ponto de partida, verificou-se a distorção do campo magnético pela interação do material na corrente elétrica, Figura 61b.

Na Figura 61b é possível identificar que o campo imposto pela histerese verde afasta-se mais da idealidade do comportamento senoidal da corrente elétrica aplicada, ali representada pela linha azul, que a histerese vermelha.

Da identificação dessa distorção harmônica, as amplitudes de A_n para $\{n=3, 5, 7 \text{ e } 9\}$ das duas curvas de histerese foram calculadas de acordo com a transformada de Fourier, resultando no comportamento apresentado na Figura 61c da imagem.

Ainda, confirmando o comportamento da análise harmônica aplicada aos materiais, a distorção harmônica, K , foi calculada para ambas as histereses, onde verificou-se que aquela histerese com menor coercividade e retentividade teve aproximadamente o dobro da distorção da outra, sendo a menor com 28% de distorção contra 52% da distorção para o maior caso.

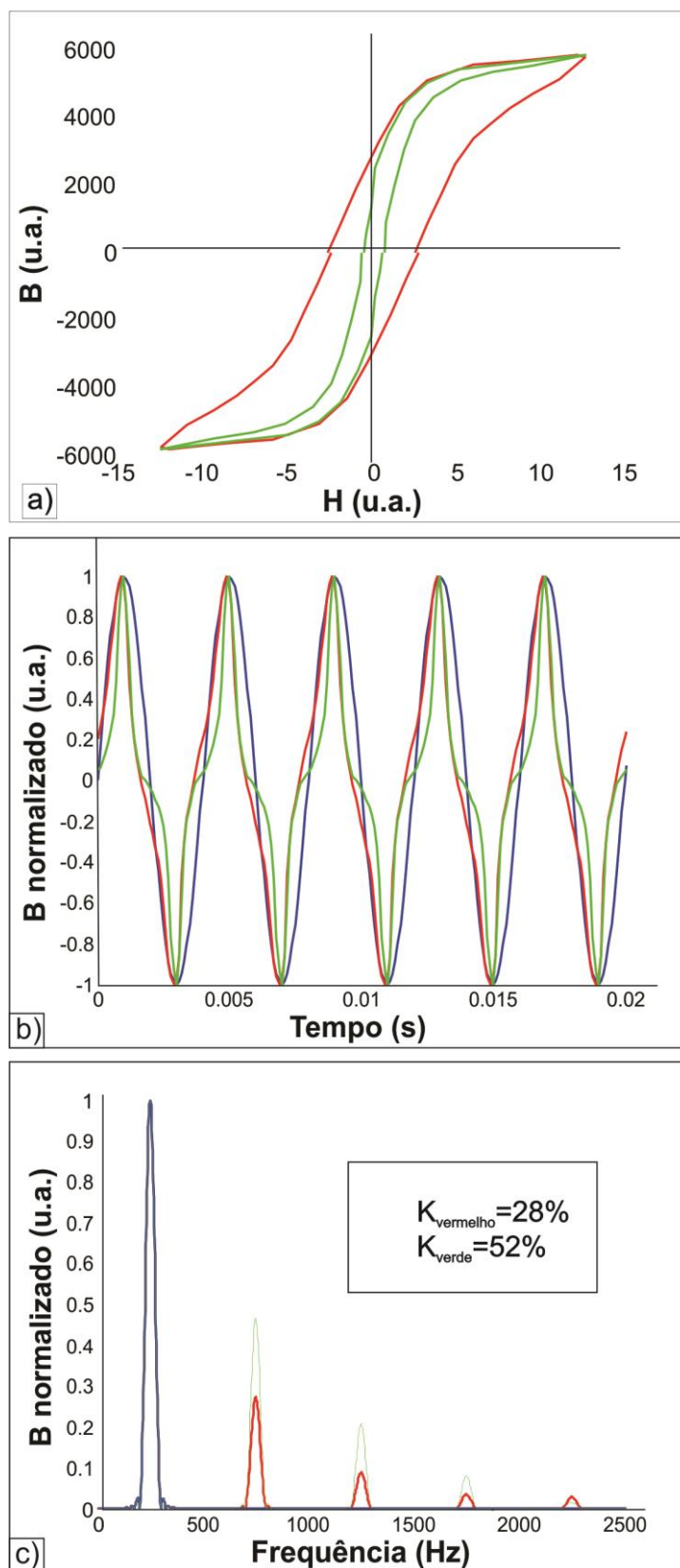


Figura 61 - Cálculo do comportamento harmônico para duas curvas de histerese de dois ferromagnéticos genéricos com mesmo B_{50} , mas com coercividades diferenciadas. Em a) Curvas de histerese dos materiais, b) Campo magnético distorcido, c) amplitude das harmônicas ímpares superiores dos materiais.

De acordo com o calculado, a curva verde apresenta harmônicas superiores àquelas da curva vermelha e, ainda, efetuando o cálculo de K, de acordo com a Equação 6, foi obtido os valores apresentados na imagem, confirmando o medido através da AHCT.

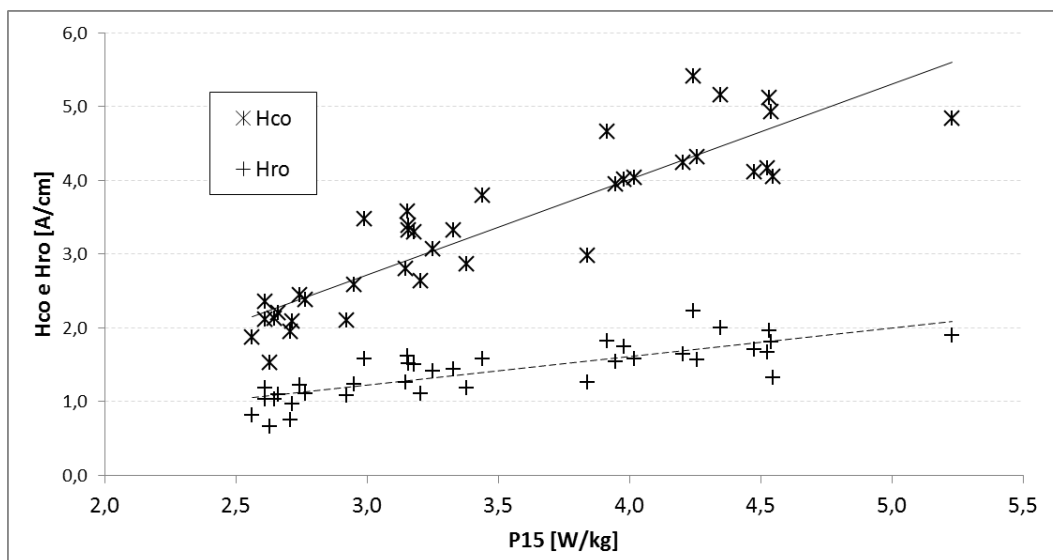


Figura 62 - Comportamento do campo coercivo e da força do campo coercivo das harmônicas e da força do campo coercivo em função de P_{15} .

Da análise da influência da condição de recozimento do material, não foi possível a diferenciação dos resultados para a técnica de Análise harmônica. Para esse parâmetro, foi possível apenas verificar um aumento na dispersão dos dados para as amostras com apenas um recozimento, possivelmente oriundo da presença de uma estrutura de grãos duplex na estrutura do material.

Deste modo, com vista em minimizar essa dispersão dos dados, a análise da técnica com foco na verificação microestrutural foi feita apenas para aqueles materiais submetidos ao duplo recozido.

6.2.3.1. Baixa Liga

As medidas para K e A_3 das amostras de baixa liga mostraram-se concordantes com a medida para as perdas, lembrando que com o aumento do diâmetro mé-

dio de grão do material, há redução nas perdas por histerese. As medidas são apresentadas na Figura 63.

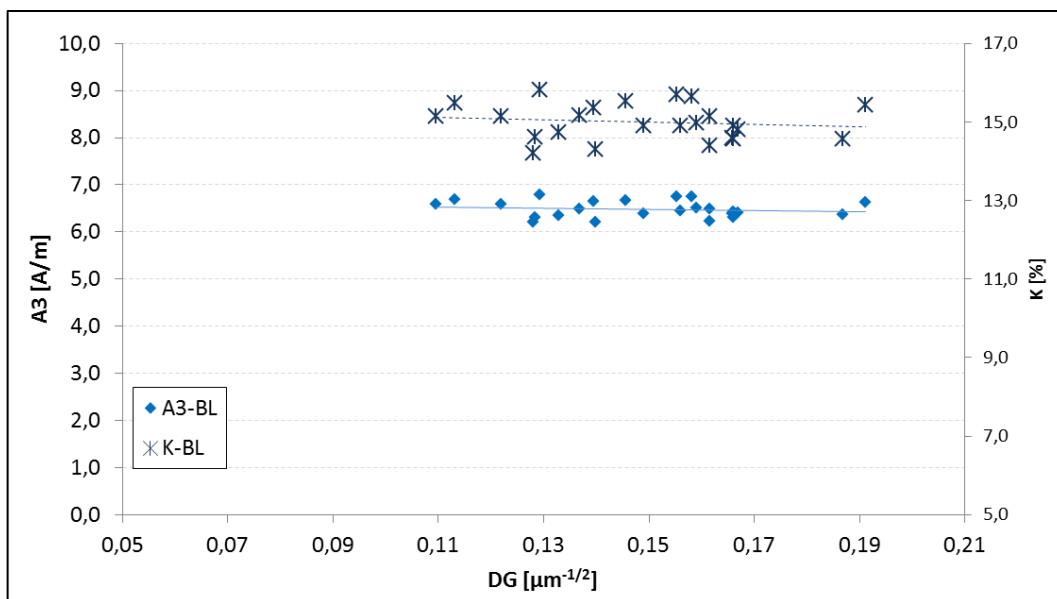


Figura 63 - Variação de K e A3 em função do diâmetro médio de grão para as composições de baixa liga.

Já ao avaliar-se o comportamento de H_{co} e H_{ro} com a Tamanho de grão do material, na Figura 64, verificou-se a tendência decrescente para esses parâmetros com o aumento do diâmetro médio de grão. No entanto, H_{ro} demonstrou-se mais sensível a esse parâmetro micromagnético que o outro.

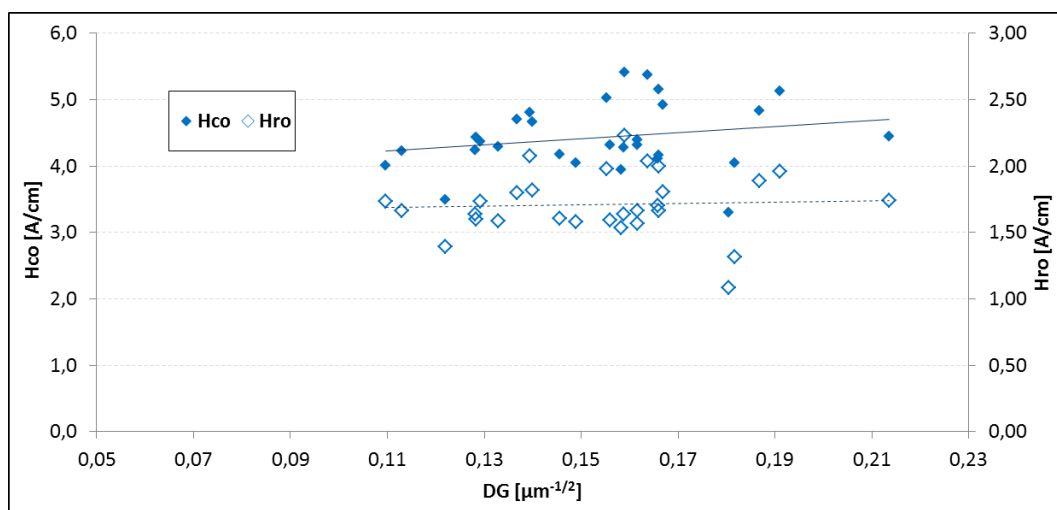


Figura 64 - Comportamento de H_{co} e H_{ro} com o diâmetro médio de grão para as composições de baixa liga.

4.5.4. Média Liga

Para os materiais de média liga, o aumento da distorção harmônica e da amplitude da terceira harmônica acompanhou o aumento do tamanho médio de grão foi repetido, como mostrado na Figura 65.

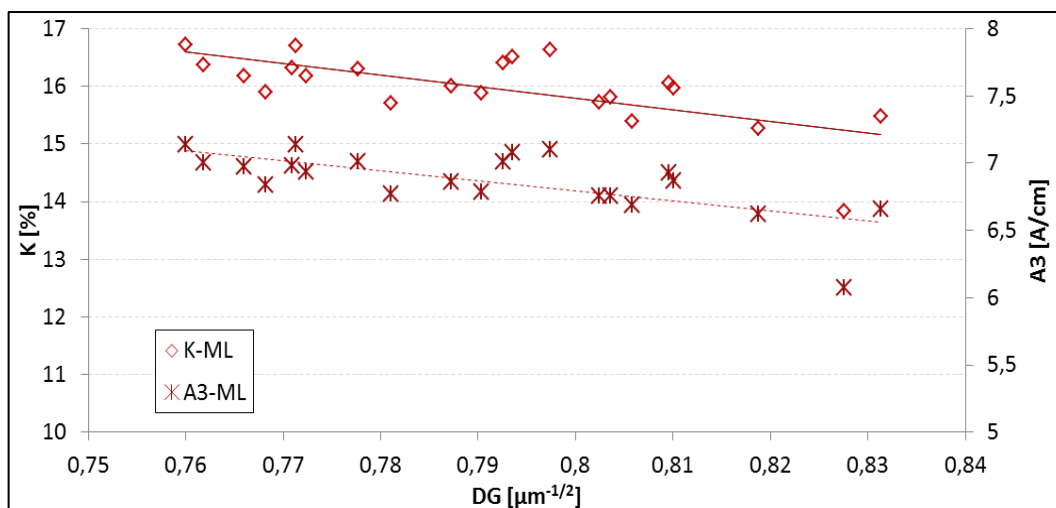


Figura 65 - Variação de K e A3 com relação ao diâmetro médio de grão dos materiais de média liga.

Já quanto a avaliação de H_{co} e H_{ro} , os materiais dessa faixa composicional apresentaram constância nas medidas, sem qualquer variação e valores inferiores àqueles detectados para os materiais de baixa liga em uma mesma faixa granulométrica.

6.2.4. Alta Liga

Com relação aos materiais com alto silício equivalente, verificou-se uma alteração no comportamento de K e A_3 , esses parâmetros permaneceram constantes na casa dos 17% para K e de 7,25 A/cm para A_3 .

Esse mesmo comportamento foi constatado para H_{co} e H_{ro} , sendo de aproximadamente 2,2 A/cm para H_{co} e 1,0 A/cm para H_{ro} .

6.2.5. Análise harmônica do Campo Tangencial para as Perdas Separadamente

Após a análise desses parâmetros, decorreu-se com a verificação das influências de cada tipo de perda magnética na AHCT, iniciando pela análise dos resultados para as perdas por histereses, apresentados na Figura 66 e 71 para K e A_3 respectivamente.

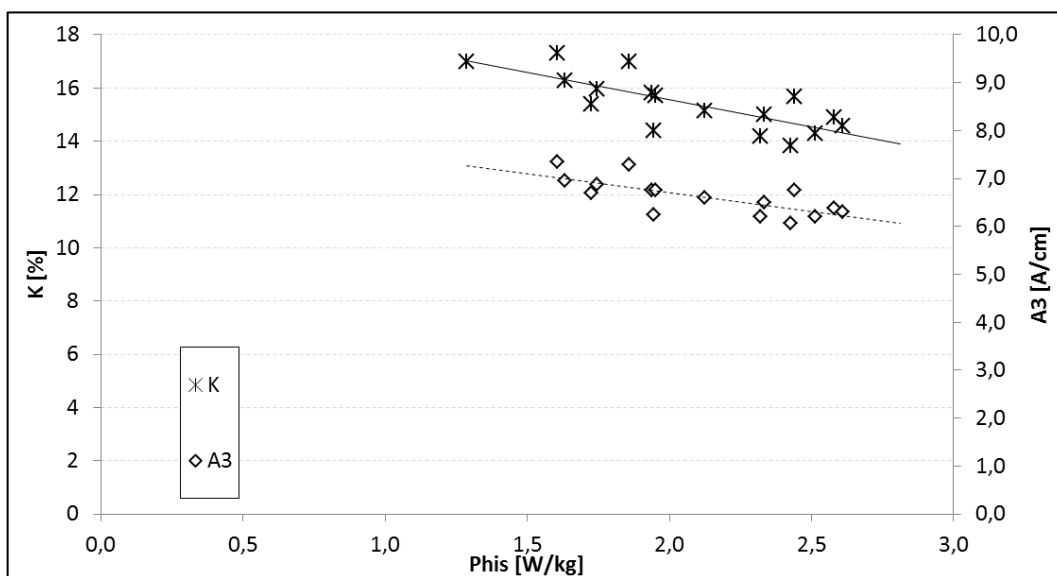


Figura 66 - Comportamento de K e A_3 em função das perdas por histerese do material.

A verificação da influência das perdas por histerese nas harmônicas concordou com os resultados e o modelo previsto anteriormente. Do mesmo modo que as medidas de H_{co} e h_{ro} plotadas no gráfico da Figura 67.

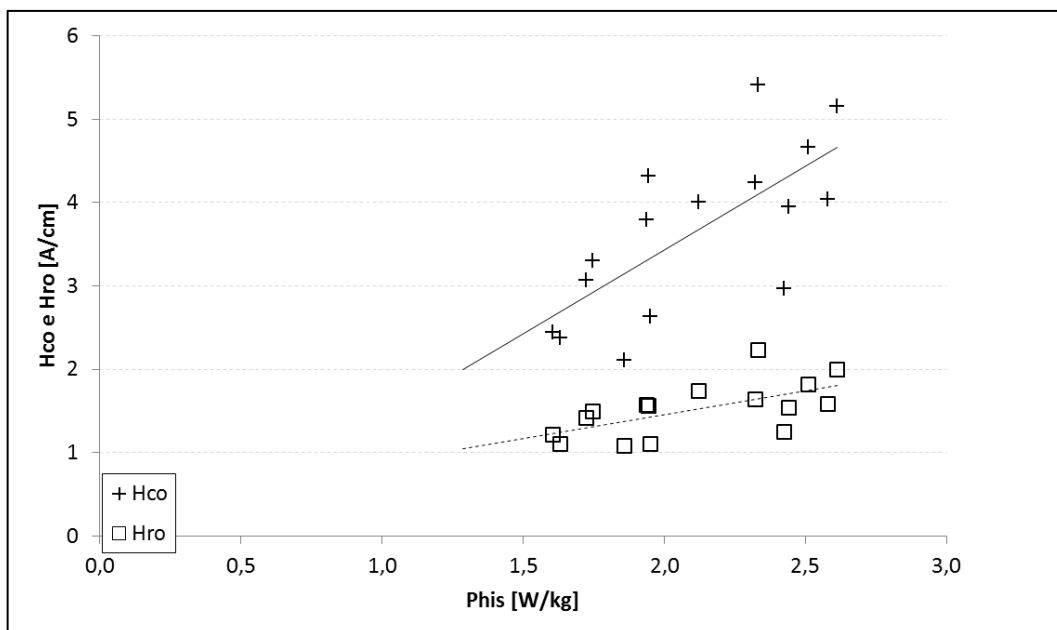


Figura 67 - Comportamento de H_{co} e H_{ro} em função das perdas por histerese.

Ao avaliar o comportamento dos parâmetros da análise harmônica frente as perdas por correntes parasitas no material, foi possível identificar um comportamento crescente do ângulo de fase de A_3 com a energia dissipada por correntes parasitas. Esse comportamento é apresentado na dispersão da Figura 68.

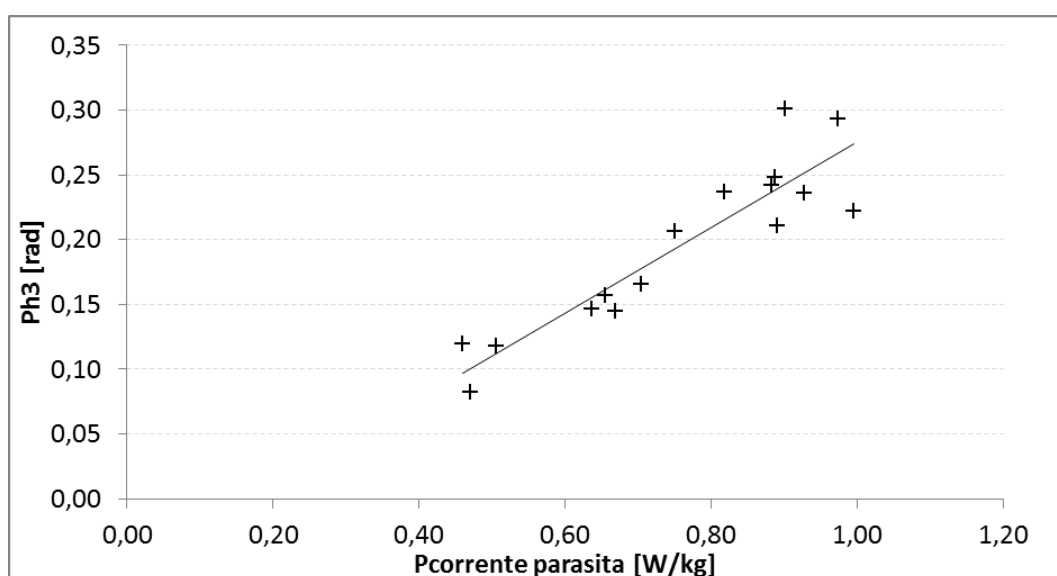


Figura 68 - Comportamento de P_3 frente as perdas por correntes parasitas.

A tendência apresentada à cima concorda com o modelo proposto por *Emanuel, A. E., 1988*, ao buscar um modelo para estimar as perdas por correntes parasitas em chapas de aço através de sua excitação por um campo senoidal. No entanto, não foram encontrados trabalhos que tratem do assunto diretamente.

Nesse trabalho, o autor verificou a variação das perdas por correntes parasitas conforme ele variava a distorção da senoide do campo $H=H_m \sin^m \omega t$ do campo magnético (EMANUEL, 1988).

Em um trabalho anterior sobre o mesmo tema, *Lavers e Biringe, 1976*, desenvolveram um modelo matemático para o cálculo das perdas magnéticas baseado no comportamento harmônico de núcleos de ferro sob excitação de um campo senoidal. Neste trabalho, os autores estimaram um parâmetro, por eles nomeado P, no qual leva em conta a relação entre os valores de pico das perdas por correntes parasitas e o comportamento senoidal dessas correntes (LAVERS e BIRINGER, 1976).

6.2.6. Análise da Permeabilidade Incremental (API)

A análise da permeabilidade incremental não se apresentou satisfatória para a diferenciação entre as condições de recozimento para qualquer qualquer tendência, ou comportamento que pudesse sugerir alguma forma de diferenciação entre as estruturas. Mesmo quando comparada com a μ_{15} , essa técnica não demonstrou viabilidade de ser empregada isoladamente.

A não correlação do valor máximo para μ_{Δ} com μ_{15} pode estar ligada às condições de medida dessas propriedades. Uma vez que μ é variável ao longo do processo de magnetização, μ_{15} é consideravelmente diferente de μ_0 .

Considerando que $\mu_{\Delta \max}$ é medida em H_c , é plausível que não seja verificada qualquer correlação entre essas medidas.

Entretanto, como a PI é dependente da geração de correntes parasitas no material, foi a única variação linear entre a API foi verificada com os valores de perdas por correntes parasitas, da mesma forma que P_3 na AHCT. Esse comportamento é apresentado no gráfico da Figura 69.

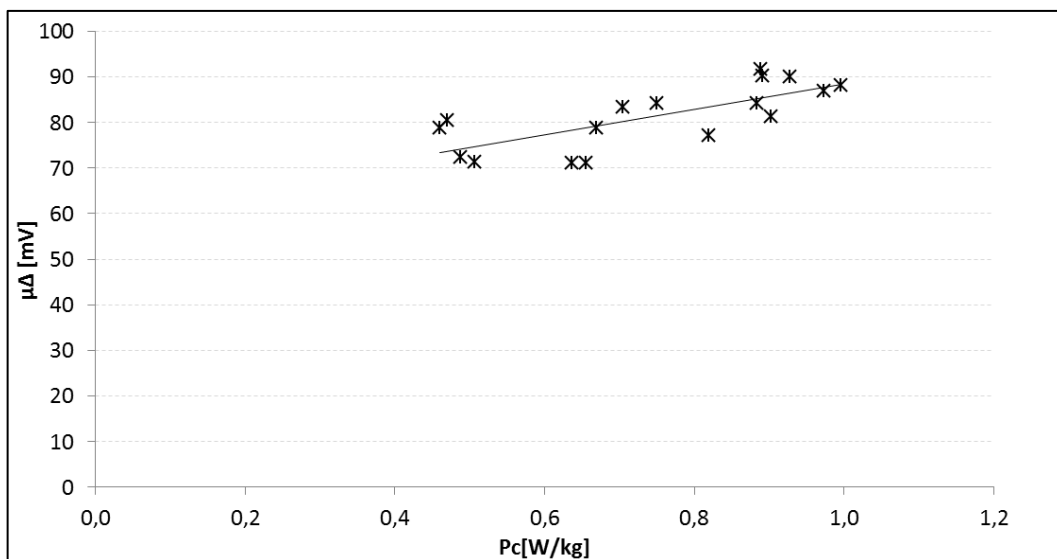


Figura 69 – Comportamento de μ_{Δ} com as perdas por correntes parasitas para toda faixa de composição química.

Esse comportamento da API relacionado às perdas pode corroborar com a criação de um modelo estatístico multiparamétrico para a detecção de parâmetros de perdas.

6.2.7. Análise da Impedância de Correntes Parasitas, AICP

Dentre os resultados obtidos na análise do sinal de correntes parasitas, destaca-se a identificação de concordância entre μ_{15} e a parte indutiva de Z para as correntes parasitas, Figura 70 e Figura 71.

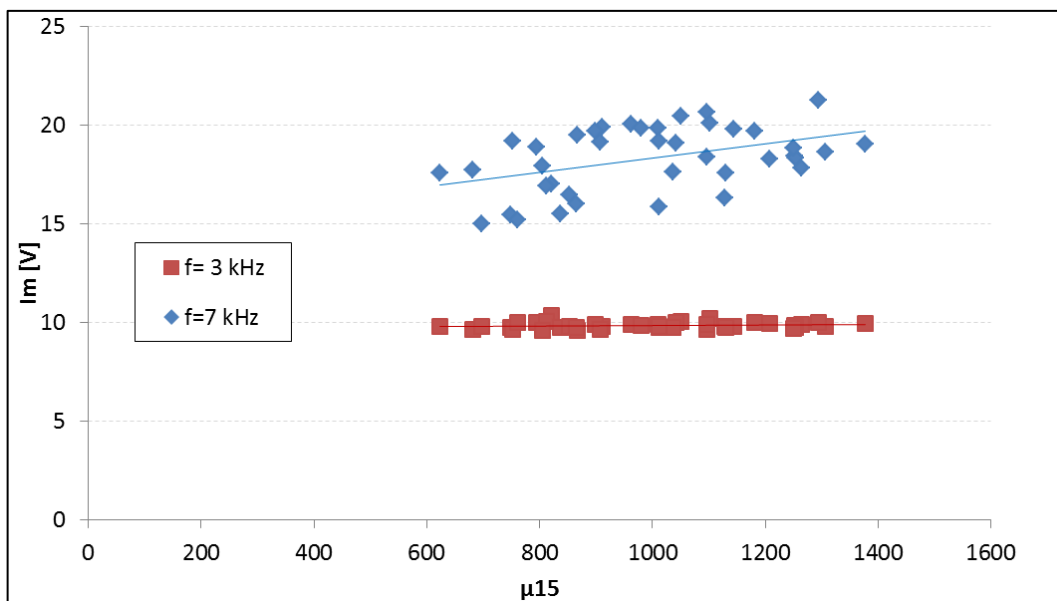


Figura 70 - Comportamento da componente indutiva no plano de impedâncias em função de μ_{15} .

É importante salientar que a amplitude da impedância é proporcional à frequência, por essa razão, é que não foi visualizada qualquer variação para as medidas na frequência de 3 kHz.

Como mencionado anteriormente, a frequência é determinante da profundidade de penetração do campo magnético. Porém com a variação desse parâmetro, também ocorre a rotação do ângulo de fase da corrente na bobina. Por essa razão, é que no gráfico da Figura 71, as variações se deram no quarto quadrante do plano de impedâncias. Entretanto, a tendência crescente foi mantida.

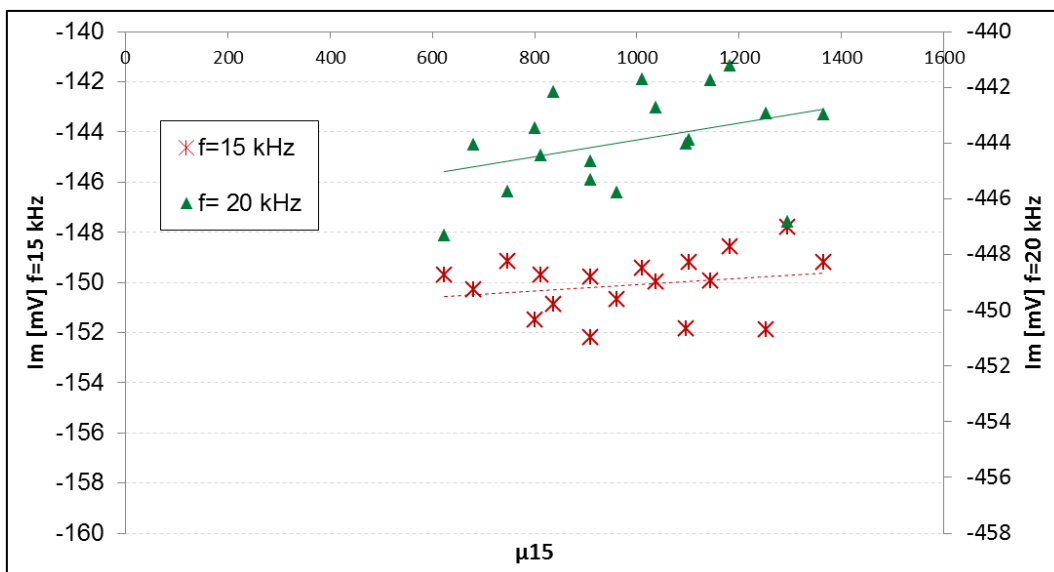


Figura 71 - Comportamento da componente indutiva no plano de impedâncias em função de μ_{15} .

A análise das impedâncias de correntes parasitas não forneceu resultados conclusivos. Isso se deve à concorrência de fatores com diferentes influências na impedância da bobina censorsa - influência da permeabilidade magnética, Tamanho de grão, defeitos superficiais, entre outros.

6.2.7.1. Análise Estatística dos Parâmetros Micromagnéticos

De acordo com a variação dos parâmetros micromagnéticos em função das condições microestruturais dos materiais, foi constatado que as variáveis do material atuam de forma diferente, nos parâmetros micromagnéticos. Assim, é de interesse que se construa modelos estatísticos multivariável para cada propriedade.

Para isso, foram construídas curvas de calibração para o tamanho de grão e P_{15} . Contudo, não foi possível a criação de um modelo linear satisfatório para B_{50} e μ_{15} .

A seguir são apresentadas as análises estatísticas para essas duas propriedades dos GNO estudados.

6.2.7.2. Tamanho de Grão

A análise estatística para a dispersão granulométrica apresentou uma correlação de 71,6% e foi necessária a aplicação de diferentes parâmetros de inspeção para esse modelo. Na Tabela 6 consta o resumo dos fatores de ajuste do modelo, enquanto na Tabela 7, os coeficientes da equação de ajuste da regressão.

Tabela 6- Resumo dos valores de ajuste para a regressão da variável dependente DG.

Estatístico	Valor
R	0,85
R ²	0,72
R ² ajustado	0,67
F (6,34)	14,34
Erro padrão	48,11

Tabela 7 - Coeficientes B e erro padrão de B para a regressão da variável independente DG.

N=41	β	Erro padrão de β	B	Erro padrão de B	T(34)	p-level
Intercepto			-276,07	271,4223	-1,02	0,316
UHS	-0,31	0,32	-53,17	55,41	-096	0,341
K	0,80	0,32	58,50	23,01	2,54	0,016
M_{max}	0,24	0,14	550,14	330,44	1,66	0,105
DH25_m	0,38	0,131	4,41	1,53	2,89	0,007
M_{max}	-0,33	0,11	-2842,39	987,24	-2,89	0,007
DH75_u	-0,34	0,12	-9,13	3,23	-2,82	0,008

Na Figura 72 é possível ver a relação entre os pontos preditivos e reais. Junto dos dados também se visualiza as bandas de confiabilidade do modelo em 95%.

Da análise dessa dispersão, constata-se que os parâmetros micromagnéticos são melhor correlacionados para baixos valores de Tamanho de grão, ocorrendo uma maior discordância das medidas para diâmetros de grão maiores. Isso ocorre devido à maior representatividade das medidas para menores grãos

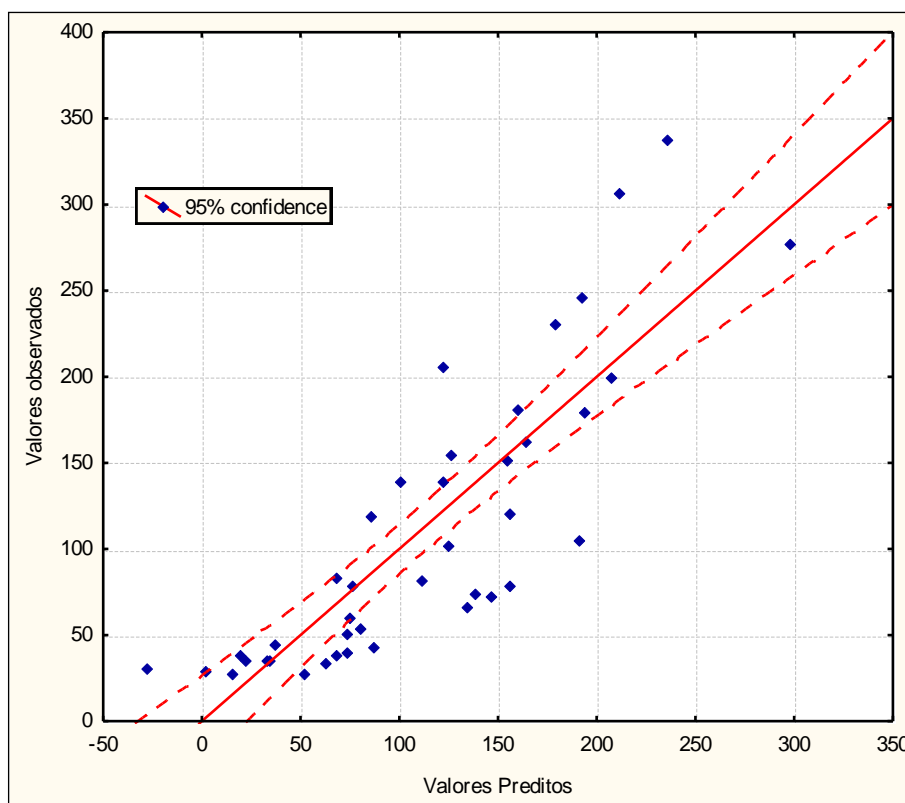


Figura 72 - Regressão linear dos parâmetros micromagnéticos para a variável dependente DG.

Da análise residual apresentada na Figura 73 para essa regressão, é verificado que o modelo é bem adequado à realidade, uma vez que não é verificada nenhuma considerável discrepância entre as previsões.

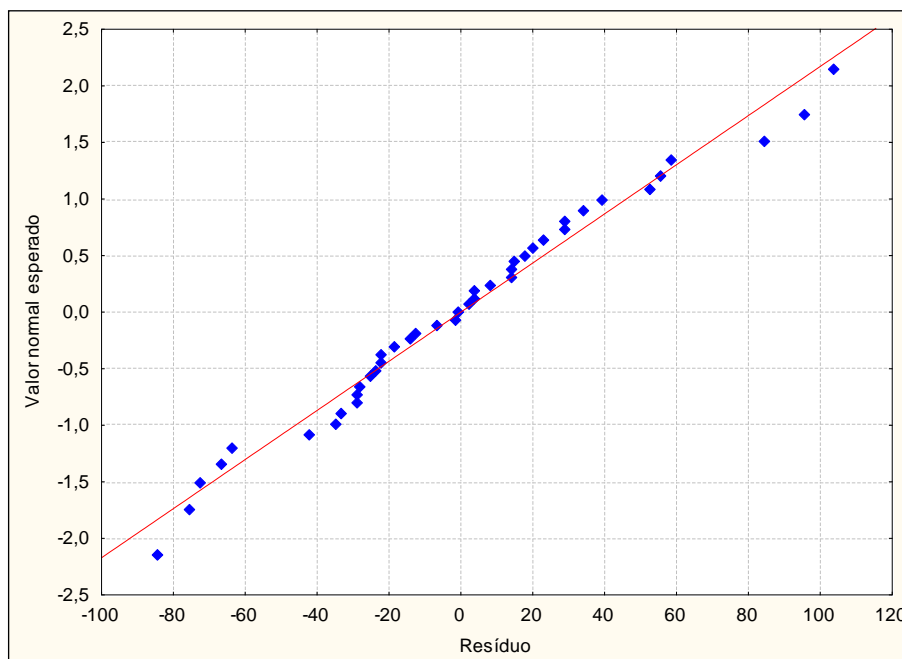


Figura 73 - Análise residual da regressão para a variável dependente DG.

6.2.7.3. Perdas Magnéticas P_{15}

Nesta etapa, foi desenvolvido um modelo que correlacione as perdas magnéticas com os parâmetros micromagnéticos. Sendo que os melhor relacionados as grandezas medidas e preditas foram aqueles ligados à AHCT. Na Tabela 8, estão apresentados os dados da regressão para essa propriedade enquanto na Tabela 9, há o resumo estatístico do modelo, com informações sobre o erro padrão global e coeficientes de correlação.

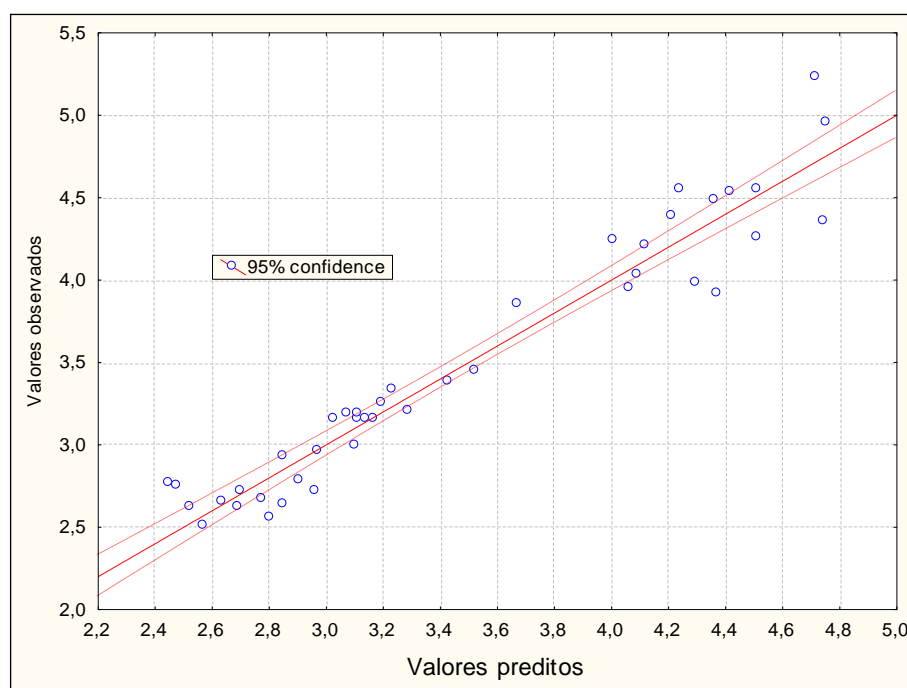
Tabela 8- Resumo da regressão para a variável dependente P_{15} .

N=42	β	Erro padrão de β	B	Erro padrão de B	T(36)	p-level
Intercepto			-0,78	1,59	-0,49	0,627
A_3	2,96	0,75	5,11	1,30	3,93	0,000
P_3	1,14	0,25	13,26	2,93	4,53	0,000
K	-2,98	0,71	-2,00	0,48	-4,20	0,000
H_{co}	0,51	0,37	0,37	0,27	1,35	0,190
H_{ro}	-0,80	0,25	-1,70	0,53	0,53	0,002

O modelo de ajuste correlacionou os parâmetros do equipamento com uma confiabilidade de 92%. Na Figura 74, além dos pontos calculados, são apresentadas as bandas de confiabilidade do modelo em 95%.

Tabela 9 - Resumo estatístico para a variável dependente P₁₅.

Estatístico	Valor
R	0,97
R ²	0,93
R ² ajustado	0,92
F(5,36)	101,11
p	0,000
Erro padrão	0,21

Figura 74 - Reta de regressão linear multivariável para P₁₅.

Buscando a confirmação do modelo, efetuou-se uma análise residual do modelo a fim de constatar-se o quão afastados da reta encontram-se os resíduos. O resultado da análise é apresentado de forma resumida no gráfico da Figura 75 foi possível constatar que os pontos divergem pouco da média central para o modelo, confirmando uma boa relação entre as medidas e a predição de valores.

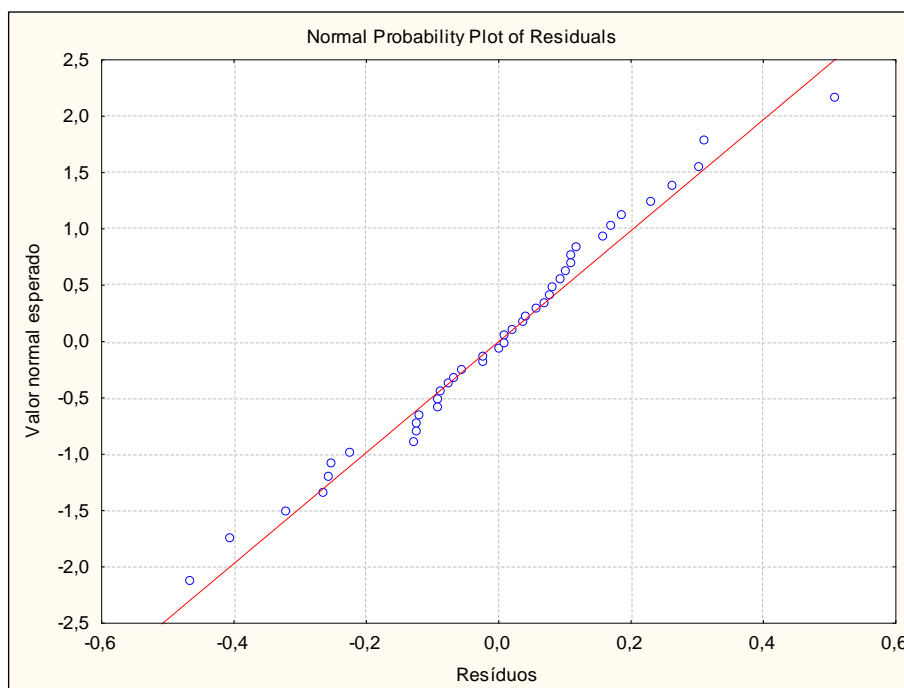


Figura 75 - Análise residual da regressão para a variável dependente P15.

Continuando a criação de um modelo estatístico que correlacionasse os parâmetros micromagnéticos com as perdas, foi gerada uma reta de regressão para as P_{cp} com uma correlação de 87,5%. Na Tabela 10 está apresentado o resíduo dos parâmetros de correlação do modelo para P_{cp} . Já na Tabela 11, a relação dos coeficientes de correlação desse modelo estatístico.

Tabela 10 - Resumo dos parâmetros de correlação entre os pontos observados e estimados do modelo estatístico para P_{cp} .

Estatístico	Valor
R	0,95
R^2	0,90
$R^2_{ajustado}$	0,88
F(3,13)	38,35
p	0,000
Erro padrão	0,07

Tabela 11 - Relação dos coeficientes B e do nível de seus níveis de representatividade para o modelo de Pcp.

N=17	β	Erro padrão de β	B	Erro padrão de B	T(13)	p-level
Intercepto			0,22	0,29	0,77	0,457
P₃	0,80	0,11	2,24	0,32	7,01	0,000
M_{max}	0,18	0,12	4,37	2,75	1,59	0,136
DH25_u	-0,13	0,09	-0,004	0,003	-1,42	0,178

Os coeficientes gerados durante a regressão linear, geram a reta de correlação apresentada no gráfico da Figura 76.

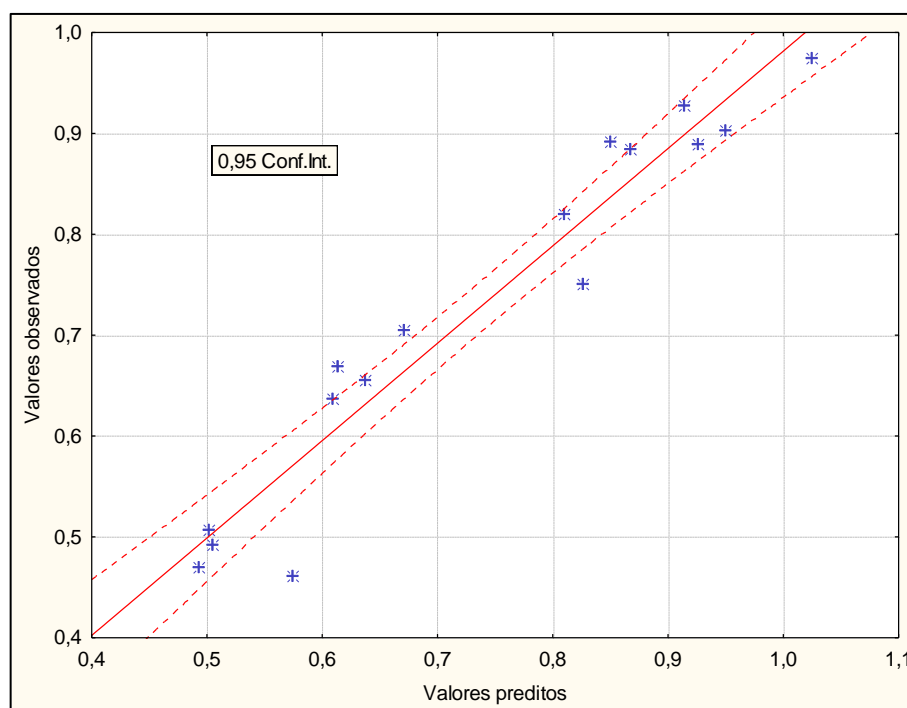


Figura 76- Correlação entre os pontos observados e estimados pelo modelo numérico para P_{cp}.

Dessa imagem, é possível verificar que, apenas, poucos pontos fogem às bandas de confiabilidade em 95%, sugerindo uma regressão confiável dos pontos. Disso, executou-se a análise residual, apresentada na Figura 77, verifica-se que os resíduos estão todos distribuídos ao redor da linha média da reta.

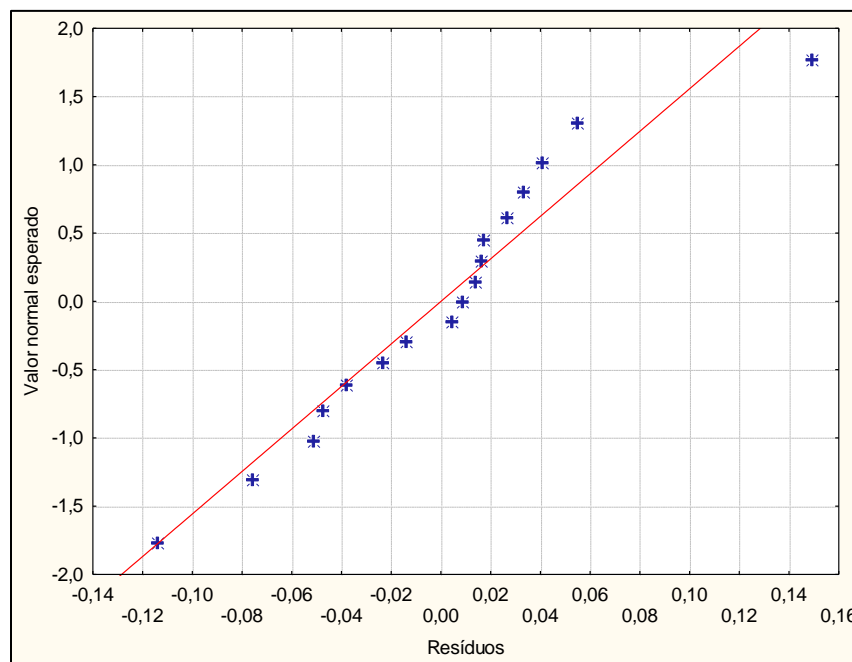


Figura 77 - Relação dos resíduos em função dos valores esperados para o modelo estatístico de P_{cp} .

Porém, para valores elevados, os resíduos tornam-se maiores, mas ainda assim correlatos com o modelo estatístico. Seria interessante o desenvolvimento de um modelo similar, mas que contivesse mais pontos em uma distribuição mais elevada dos valores.

Fundamentado teoricamente e com base nos dados experimentais e matemáticos, foi possível estabelecer uma variedade de correlações entre os parâmetros microestruturais e magnéticos e, por fim, com os dados micromagnéticos fornecidos pela inspeção micromagnética. Assim, a seguir constam as conclusões obtidas.

7. Conclusões

A análise cuidadosa dos resultados apresentados e a concomitante verificação das informações na literatura disponível sobre o assunto conduziu à uma série de conclusões a respeito do material – quanto as suas propriedades magnéticas e mecânicas – e aos métodos micromagnéticos empregados para inspeção do material. Sendo assim, elas serão apresentadas iniciando pelo material e posteriormente os resultados para as medidas micromagnéticas e a interação do sinal com a estrutura do aço.

Foi possível verificar a influência do teor de Si e Al nas propriedades magnéticas. Esses elementos de liga atuam de forma a minimizar as perdas magnéticas, em especial àquelas por correntes parasitas.

A adição de outros elementos, como o Mn, conduzem à redução das perdas por histerese do material, contudo são necessário estudos mais aprofundados a respeito da metalurgia do material buscando o conhecimento dos mecanismos que induzem á essas perdas.

Metalurgicamente, a adição de Al, Si e Mn ao aço elétrico levou à formação de solução sólida e o conseqüente endurecimento mecânico por esse mecanismo. Concomitantemente, ocorre o aumento do diâmetro médio de grão para uma mesma condição de recozimento do material.

A indução magnética foi afetada negativamente com a adição de elementos de liga, todavia foi constatada uma sensível redução dessa propriedade com o aumento do teor de Al na estrutura do material. Contudo, a remanescência também foi minimizada, favorecendo as propriedades de perdas magnéticas.

Quanto aos parâmetros microestruturais do material, foi constatada a influência de sua Tamanho de grão sobre as propriedades magnéticas. De um modo geral, constatou-se a redução das perdas conforme ocorria o crescimento de grão do material concomitante com a redução de B_M . Esse comportamento concorrente entre as propriedades conduz à necessidade de um compromisso entre essas duas proprie-

dades, havendo uma temperatura comercialmente ideal para o processamento do material que, aqui, foi verificada em torno de 950°C.

O tratamento térmico para recristalização executado entre as operações de laminação, a quente e a frio, demonstrou-se eficaz na homogeneização das propriedades magnéticas, minimizando a dispersão dos valores medidos.

Esse recozimento atuou homogeneizando a estrutura de grãos do material, sobretudo naqueles recozidos a 880°C e 950°C. Naqueles submetidos ao recozimento contínuo em temperaturas superiores, ocorreu a redução dessa influência. No entanto, as medidas magnéticas detectaram que a falta desse tratamento ainda prejudica o desempenho desses materiais.

Com relação à aplicação dos métodos micromagnéticos à inspeção dos GNO, o método se demonstrou eficiente em diferenciar microestruturas e as propriedades magnéticas desse material. Contudo, o método apresentou limitações quanto a determinação da indução magnética máxima e permeabilidade magnética.

Para a verificação microestrutural isoladamente, o ruído magnético Barkhausen apresenta-se como uma ferramenta eficiente. O método foi eficaz em diferenciar Tamanho de grãos e possíveis deformidades microestruturais.

A verificação de perdas magnéticas foi melhor executada com os parâmetros da Análise harmônica do campo tangencial. Isso é justificado pelo fato de que o comportamento harmônico é diretamente ligado à curva de histerese. Esse método apresenta a vantagem de poder ser estudado sob vários graus de indução magnética, embora aqui tenha sido apenas na saturação do material.

Verificou-se uma variação linear entre o ângulo de fase da 3ª harmônica e as perdas por correntes parasitas. Esse comportamento sugere um caminho para o melhor entendimento desse mecanismo de perdas e sua melhor separação com foco na inspeção não destrutiva do material.

A técnica de Análise de impedâncias de correntes parasitas não foi eficaz como ferramenta de inspeção nesse caso, possivelmente devido à grande concorrência de variáveis atuantes no material – variação da resistividade, da permeabilidade magnética, diferenças entre a geometria da bobina sensora utilizada na caracteriza-

ção do material e àquela utilizada para inspeção. Mesmo com relação às perdas por correntes parasitas, a técnica não apresentou resultados satisfatórios.

A análise da permeabilidade incremental apresentou certa variação entre μ_{\max} e P_{cp} , esse comportamento está ligado com a dependência da permeabilidade incremental com as correntes parasitas no material. No entanto, a técnica não permitiu a estimativa da permeabilidade magnética do material. Isso está ligado à metodologia sugerida pelas normas ASTM e IEC para determinação dessa propriedade. As normas sugerem que a medida seja feita com $B=1,5$ T enquanto o método de permeabilidade incremental, detecta μ_{\max} em $B=0$ T.

Da análise dos parâmetros micromagnéticos detectados, constatou-se que seria necessária a construção de um modelo estatístico que correlacionasse todos os parâmetros micromagnéticos das técnicas que melhor se correlacionaram com as propriedades.

Foi satisfatória a construção de curvas de calibração para as perdas P_{15} , P_{cp} , para o diâmetro médio de grão do material e sua dureza.

As discrepâncias entre os valores medidos através do método sst-50 e daqueles verificados com o equipamento 3MA-II surgem de diferenças entre a geometria do sensor de superfície do equipamento desenhado para ensaios não destrutivos e daquele desenhado para caracterização do material. Outra fonte de incerteza do método sst-50 surge das bordas de corte do corpo de prova que pode influenciar sensivelmente às propriedades medidas. Outro fator são as perdas anômalas que não foram consideradas no modelo de inspeção em virtude da falta de literatura que trate exclusivamente das perdas dessa natureza.

Sugestão para trabalhos futuros

Estudos da texturização cristalográfica do material, da possível formação de precipita no interior dos grãos.

É possível a aplicação da técnica para inspeção dos revestimentos aplicados aos GNO, bem como a aplicação do método para aços de grão orientado.

Seria interessante o projeto de equipamento e sensores dedicados à inspeção desses materiais, com detalhes construtivos que permitissem a melhor detecção das variáveis magnéticas e metalúrgicas do material.

Referências

AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS. Alloy Phase Diagrams Database. **ASM International**. Disponível em: <<http://www.asminternational.org>>. Acesso em: 25 Fevereiro 2013.

ASM INTERNATIONAL. **Nondestructive inspection and quality control**. Ohio: ASM International, 1992.

BACALTCHUCK, M. B. **Effect of magnetical annealing on texture and microstructure development in silicon steel**. Tallahassee - FL: Florida State University, 2005.

BARROS, J. et al. On the correlation between microstructure and magnetic losses in electrical steel. **Journal of magnetism and magnetic materials**, Zwijnarde-Gent, Abril 2008. 2490 - 2493.

BECKLEY, P. **Electrical steels for rotating machines**. London: The institution of electrical engineers, v. 37, 2002.

BIRAT, J.-P. et al. **Report on resources for the steel industry**. Brussels, p. 109. 2012.

BIRNBAUM, G.; FREE, G. **Eddy current characterization of materials and structures**. Philadelphia: ASTM, 1982.

BOHN, F. **Magnetostricção e ruído magnético Barkhausen**. Santa Maria - RS: Programa de pós-graduação em física - UFSM, 2005.

BONG, C.-J. et al. Nondestructive evaluation for remanent life of modified 9Cr–1Mo steel by reversible magnetic permeability. **Journal of magnetism and materials**, Deajeon, 2011. 379 - 382.

BOZORTH. **Ferromagnetism**. 2ª. ed. Nova York: D. Van Nostrand Company Inc, 1951.

BOZORTH, R. M. **Ferromagnetism**. 2nd. ed. New York: D. Van Nostrand Company Inc, 1951.

BUTTLE, D. J.; SHAW, B. **Measurement good practice - Determination of residual stress by magnetic methods**. New Castle: National Physical Laboratory, 2006.

CARTER, R. O.; RICHARDS, D. L. The Incremental Magnetic Properties of Silicon-iron Alloys. In: PAVON, J. **Electromagnetic Nondestructive Evaluation V**. [S.l.]: IOS press, 2001. p. 283 - 286.

CASTAÑEDA, E. G.; RODRÍGUEZ, A. S. Effect of Hot Band Annealing on the microstructure and mechanical properties of Low carbon electrical steels. **MRS Proceedings**, Saltillo, Coahuila, v. 1276, 2010.

CASTAÑEDA, E. J. G.; RODRÍGUEZ, A. S. Effect of Annealing Prior To Cold Rolling on Magnetic and Mechanical Properties of Low Carbon Non-oriented electrical Steel. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, Saltillo - Coahuila, 30th May 2011. 2524 - 2530.

CHAUDHURYA, A. et al. Low silicon non-oriented electrical steel: Linking magnetic properties with metallurgical factors. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, Bombay, 24 January 2007. 21 - 28.

CHOU, C. K. The effects of grain size on the magnetic properties of fully processed, continuous-annealed low-carbon electrical steel. **IEEE transactions on magnetics**, março 1996. 471 - 477.

COLMENAR, A. et al. **Harmonics in power systems**. International Conference on Renewable Energies and Power '09. Valencia: [s.n.]. 2009.

CULLITY, B. D.; GRAHAM, C. D. **Introduction to magnetic materials**. 2^a. ed. Pensilvania: IEEE Press, 2009.

DOBMAN, G. et al. Nondestructive characterization of materials (ultrasonic and micromagnetic techniques) for strength and toughness prediction and the detection of early creep damage. **Nuclear Engineering and Design**, Soarbrücken, 1992.

EMANUEL, A. E. The Effect of Nonsinusoidal Excitation on Eddy Current Losses in saturated Iron. **IEEE Transactions on Power Delivery**, Worcester, Massachussets, 2nd April 1988. 662 - 671.

FRAUNHOFER IZFP. **3MA-II System - User Manual**. [S.I.]: IZFP, 2007.

GRIJALBA, F. A. **Desenvolvimento de ensaio não destrutivo baseado no ruído magnético Barkhausen para caracterização de tensões elásticas e deformações plásticas em aço**. São Paulo: Escola politécnica da Universidade de São Paulo, 2010.

HAYAKAWA, Y.; IMAMURA, ; HIRASHIMA, K. **Newly Developed Grain-Oriented Electrical Steel with good punchability suitable for EI cores**. Kawasaki steel technical report n°48. [S.I.], p. 60 - 66. 2003.

HEY, M. H. On the Correlation of physical properties with chemical composition in multivariate systems. **Mineralogical Magazine**, v. 31, n. 232, p. 69 - 95, março 1956.

HOU, C. K.; WANG, P. C. Effects of composition and process variables on core loss and hardness of low carbon electrical steels. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, Amsterdam, v. 92, p. 109 - 115, 1990.

HUNADY, J. et al. Influence of chemistry and hot rolling conditions on high permeability non-grain oriented silicon steel. **Journal of magnetism and magnetic materials** , Kosice, march 2006. 620 - 623.

JENKINS, K.; LINDENMO, M. Precipitates in electrical steels. **Journal of magnetism and magnetic materials**, Newport, 2008. 2423 - 2429.

JILES, D. C. Frequency dependence of hysteresis curve in conducting magnetic materials. **Journal of applied physics**, Ames - IA, 1994. 5849 - 5857.

KANG, H. G. et al. Quantification of magnetic flux density in non-oriented electrical steel sheets by analysis of texture components. **Journal of magnetism and magnetic materials**, Seoul, 2011. 2248 - 2253.

LANDGRAF, F. J. G. Nonoriented electrical steels. **JOM gateway**, São Paulo, p. 764 - 771, 2012.

LANDGRAF, F. J. G.; TSCHIPSCHIN, A. P. Embrittlement of electrical steel laminations by nitrogen pick-up during heat treatment. **Engineering failure analysis**, São Paul - SP, 2010. 961 - 970.

LANDGRAF, FERNANDO JOSÉ GOMES; EMURA, M. Losses and permeability improvement by stress relieving fully processed electrical steels with previous small deformations. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, São Paulo - SP, p. 152 -156, 2002.

LANDGRAF, J. G. Propriedades magnéticas de aços para fins elétricos. **Instituto de pesquisas tecnológicas do estado de São Paulo**, São Paulo, p. 109 - 128, 2002.

LAVERS, J. D.; BIRINGER, P. P. Prediction of Core Losses for High for high Flux Densities and Distorted Flux Waveforms. **IEEE Transactions on Magnetics**, Toronto - Ontario, 12, 6th November 1976. 1053 - 1055.

LINDEMMO, M.; COOMBS, A.; SNELL, D. Advantages, properties and types of coatings on non-oriented electrical steels. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, Newport, v. 215 - 216, p. 79 - 82 , June 2000.

LÓPEZ-DÍAZ, L.; IÑIGUEZ, J. L.; TORRES, L. Spike domains and non-magnetic inclusions: a micromagnetic study. **Journal of magnetism and magnetic materials**, Salamanca, Maio 1999. 805 - 806.

MIRANDA, M. **Study of influence of grain size and precipitates on the electromagnetic losses in different grades of non-oriented fully processed electrical steel**. Barcelona: OCAS NV, 2008.

MONTGMOERY, D. C. **Estatística Aplicada e Probabilidade para Engenheiros**. 5ª. ed. Phoenix: LTC, 2012.

MOSES, A. J. et al. Aspects of the cut-edge elect stress on the power loss and flux density distribution in electrical steel sheets. **Journal of magnetism and magnetic materials**, Bochum, 2000. 690 - 692.

MURLIN, S.; CHERNYSHEV, A.; GUSAK, N. **Hardness testing of detail's internal surfaces by higher harmonic method**. Minsk: NDT.net, 2000.

NAKAYAMA, T.; HONJOU, N. Effect of aluminum and nitrogen on the magnetic properties of non-oriented semi-processed electrical steel sheet. **Journal of magnetism and magnetic materials**, Wakayama, 2000. 87 - 94.

PAL'A, J.; BYDZÖVSKÝ, J. Barkhausen noise as a function of grain size in non-oriented FeSi steel. **Measurement**, Bratislava, n. 46, 2013. 866 - 870.

PETROVIC, D. S. Non-oriented electrical steel sheets. **Materials and technology**, v. 44, p. 317 - 325, 2010.

PULNIKOV, A. **Modification of Magnetic Properties of Non Oriented Electrical Steels by the Production of Electromagnetic Devices**. Gent: Department of Electrical Energy, Systems and Automation (EESA), 2004.

RASH, A. Harmonics - what are they. how to measure them and how to solve the problem. **IEEE Transactions**, Jericó, 1992.

RODRIGUES, M.; COSTA, D. **Aços elétricos - GNO**. [S.l.]. 2009.

SABLIK, M. J.; STEGEMANN, D.; KRYS, A. Modeling grain size and dislocation density effects on harmonics of the magnetic induction. **Journal of applied physics**, San Antonio, Texas, 1 Junho 2001. 7254 - 7257.

SALAZAR, C. E. V. **Avaliação através da inspeção magnética da condição superficial de anéis de rolamento de aço DIN 100Cr6 após torneamento duro a seco**. São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2008.

SHIOZAKI, M.; KUROSAKI, Y. The effects of grain size on magnetic properties of nonoriented electrical steel sheets. **Journal of materials engineering**, 1989. 37 - 43.

SIDOR, J. J. et al. Through process texture evolution and magnetic properties of high Si non-oriented electrical steels. **materials characterization**, Ghent, 2012.

SPIES, M. **Course on Electromagnetic NDT Methods Electromagnetic waves, their interaction with matter and some general principles used in NDT**. Fraunhofer ITWM. Saarland. 2010.

STEFANITA, C. G. **Barkhausen noise as a magnetic nondestructive testing technique**. Berlin: Springer Berlin Heidelberg, 2008.

STEGEMANN, D. **Fundamentos do método de correntes parasitas**. Hannover: Forschungszentrum Julich, 1990.

TAKASHIMA, M. et al. Nonoriented Electrical Steel Sheet with Low Iron Loss for High-Efficiency Motor Cores. **IEEE Transactions on magnetics**, 35, Janeiro 1999. 557 -561.

THYSSENKRUPP GMBH. **Non grain oriented electrical steel**. [S.l.]: [s.n.], 2010.

VANDENOBSSCHE, L. **Magnetic hysteretic characterization of ferromagnetic materials with objectives towards non-destructive evaluation of material degradation**. Gent: Universiteit Gent, 2009.

WERNER, F. E.; JAFFEE, R. I. Energy-Efficient Steels for Motor Laminations. **Jornal os Materials engineering and performance**, Pittsburg - PA, 1992. 227 - 234.

ZASPALIS, V. T.; TSAKALOUDI, V. T.; KOLENBRANDER, M. The effect of dopants on the incremental permeability of MnZn-ferrites. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials 313**, Themi-Thessaloniki, 2007. 29 - 36.