

GUILHERME MAXIMILIANO REICHERT NEGRI

**ESTUDO DE CASO DE ENVELHECIMENTO MAGNÉTICO EM
AÇOS ELÉTRICOS DE GRÃO NÃO ORIENTADO DE BAIXA
EFICIÊNCIA**

**FLORIANÓPOLIS
2011**

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO
EM ENGENHARIA ELÉTRICA

**ESTUDO DE CASO DE ENVELHECIMENTO MAGNÉTICO EM
AÇOS ELÉTRICOS DE GRÃO NÃO ORIENTADO DE BAIXA
EFICIÊNCIA**

Dissertação submetida à
Universidade Federal de Santa Catarina
como parte dos requisitos para a
obtenção do grau de Mestre em Engenharia Elétrica

GUILHERME MAXIMILIANO REICHERT NEGRI

Florianópolis, dezembro de 2011

ESTUDO DE CASO DE ENVELHECIMENTO MAGNÉTICO EM AÇOS ELÉTRICOS DE GRÃO NÃO ORIENTADO DE BAIXA EFICIÊNCIA

Guilherme Maximiliano Reichert Negri

‘Esta Dissertação foi julgada adequada para obtenção do Título de Mestre em Engenharia Elétrica, Área de Concentração em Eletromagnetismo e Dispositivos Eletromagnéticos, e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia Elétrica da Universidade Federal de Santa Catarina’.

Prof. Nelson Sadowski, Dr.
Orientador

Prof. Nelson Jhoé Batistela, Dr
Co-orientador

Prof. Patrick Kuo Peng, Dr.
Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Elétrica

Banca Examinadora:

Prof. Nelson Sadowski, Dr.
Presidente

Prof. Paulo Antonio Pereira Wendhausen, Dr.

Prof. Walter Pereira Carpes Jr., Dr.

Prof. Jean Viane Leite, Dr.

Dedicatória

À minha esposa Janaina
Aos meus pais Beni e Nadir
E à minha irmã Roberta

Agradecimentos

Ao meu orientador, Nelson Sadowski, pelo apoio e confiança, e principalmente pelo exemplo de dedicação desde os tempos da graduação.

Ao meu co-orientador, Nelson Jhoe Batistela, pela amizade, disposição e sugestões e conversas fiadas, e por ter-me aberto as portas do meio científico nos tempos de bolsista.

À empresa Embraco, por ter financiando grande parte deste trabalho e por conceder parte do meu tempo de trabalho para me dedicar aos estudos, e principalmente por acreditarem e investirem na pesquisa e no desenvolvimento de tecnologia em solo brasileiro.

À minha amada esposa Janaina, pelas palavras de estímulo, pelo incentivo, apoio e compreensão, e por aceitar pacientemente minhas incursões no estudo noite adentro.

Aos meus pais queridos, Beni e Nadir, pela estrutura familiar que tive desde a infância, pelos exemplos de caráter, dedicação, perseverança, honestidade, e por me ensinar tudo que eu sei que nenhum livro poderia ensinar.

À minha amada irmã Roberta, pelo exemplo e pela doação do irmão mais velho, que abriu os caminhos e tornou a minha estrada sempre mais fácil de seguir.

Aos meus amados irmãos Eduardo, Eduardo, Marcos, Tiago e Winissius, que por detalhes de sangue, nascemos em famílias diferentes.

À Companhia Siderúrgica Nacional em nome de todos seus profissionais que colaboraram com este trabalho, agradeço pela parceria, colaboração e ensinamentos.

À Universidade Federal de Santa Catarina, que me abriu as portas para o mundo científico por meio de professores que me ensinaram além da sala de aula.

Aos professores do Grupo de Concepção e Análise de Dispositivos Eletromagnéticos, pela amizade e acolhida desde os tempos de graduação.

Ao Laboratório de Materiais Magnéticos, pelo suporte e presteza.

Aos meus colegas do Programa de Mestrado, que me auxiliaram e me incentivaram durante os momentos em que estive na Universidade.

À Celly, ao Wilson e ao Marcelo, por terem me auxiliado em grandes problemas com naturalidade e competência.

Aos laboratoristas da Embraco, pelo excelente trabalho costumeiro, e pelo suporte com o enorme volume de atividades que este trabalho lhes impôs.

Aos meus amigos do time de Motores e Proteção, pela inspiração, exemplos de dedicação, e por me instigarem a ser todo dia melhor do que o dia anterior.

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

*"Navigare necesse;
Vivere non est necesse"*

Pompeu

Resumo da Dissertação apresentada à UFSC como parte dos requisitos necessários para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Elétrica.

ESTUDO DE CASO DE ENVELHECIMENTO MAGNÉTICO EM AÇOS ELÉTRICOS DE GRÃO NÃO ORIENTADO DE BAIXA EFICIÊNCIA

Guilherme Maximiliano Reichert Negri

Dezembro/2011

Orientador: Nelson Sadowski, Dr.

Co-orientador: Nelson Jhoe Batistela, Dr.

Área de Concentração: Eletromagnetismo e Dispositivos Eletromagnéticos

Palavras-chave: Aço elétrico, envelhecimento magnético, tamanho de grão, descarbonetação, tratamento térmico, equação de Arrhenius.

Número de Páginas: 117

RESUMO: Sabe-se da literatura que o envelhecimento magnético está associado à precipitação de carbetos e/ou nitretos, que afetam a movimentação de paredes de domínios magnéticos, aumentando a coercividade e a energia dissipada em forma de calor. Com o objetivo de avaliar a influência do tratamento térmico descarbonetante no envelhecimento de aços elétricos, três tipos de aço GNO de baixa eficiência foram tratados em dois ciclos de tratamento diferentes: um em atmosfera úmida, outro em atmosfera seca. Em seguida, os aços já tratados foram submetidos a um tratamento térmico de envelhecimento magnético acelerado, em três temperaturas diferentes: 190°C, 210°C e 230°C. Foi mostrado que apenas dois dos aços tratados a seco apresentaram envelhecimento, e que as perdas histeréticas foram as que apresentaram maior aumento. Com o auxílio do método de Arrhenius, foi estimado o tempo necessário para que os aços elétricos atingissem o máximo nível de perdas em condições normais de operação de um compressor hermético.

Abstract of Dissertation presented to UFSC as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master in Electrical Engineering.

CASE STUDY OF MAGNETIC AGING IN NON-ORIENTED LOW EFFICIENCY ELECTRICAL STEEL

Guilherme Maximiliano Reichert Negri

December/2011

Advisor: Nelson Sadowski, Dr.

Co-advisor: Nelson Jhoe Batistela, Dr.

Area of Concentration: Electromagnetism and Electromagnetic Devices.

Keywords: Electrical steel, aging, grain size, decarburization, heat treatment, Arrhenius.

Number of Pages: 117

ABSTRACT: From literature it is known that magnetic aging is associated with the precipitation of carbides and/or nitrides. These particles affect the magnetic domain wall's movement, increasing the coercivity and the losses. In order to evaluate the influence of heat treatment in aging, three types of low efficiency GNO electrical steel were treated in two different cycles, one in a wet atmosphere, the other in a dry atmosphere. After these treatments the steels have been subjected to three different aging temperatures: 190°C, 210°C and 230°C. It was shown that only two steel from the dry cycle had aging, and the hysteresis losses showed the greatest increase. Using the Arrhenius method, we estimated how long the electrical steels can work under normal operation temperature of a hermetic compressor until reach their maximum losses level.

SUMÁRIO

SIMBOLOGIA E ABREVIACÕES	XI
LISTA DE FIGURAS	XIII
LISTA DE TABELAS.....	XVIII
1. INTRODUÇÃO	1
1.1. JUSTIFICATIVA E MOTIVAÇÃO	1
1.2. OBJETIVOS	2
1.3. ORGANIZAÇÃO DA DISSERTAÇÃO	3
2. FUNDAMENTOS TEÓRICOS.....	4
2.1. TIPOS DE AÇOS PARA FINS ELÉTRICOS.....	5
2.2. FATORES QUE INFLUENCIAM AS CARACTERÍSTICAS DOS AÇOS ELÉTRICOS	6
2.2.1. COMPOSIÇÃO QUÍMICA	6
2.2.2. PROPRIEDADES MICROESTRUTURAIS	10
2.2.3. VARIÁVEIS DO PROCESSAMENTO	12
2.2.4. TRATAMENTO TÉRMICO	14
2.2.5. DESCARBONETAÇÃO	15
2.3. PERDAS ELETROMAGNÉTICAS EM AÇOS ELÉTRICOS.....	16
2.3.1. PERDAS POR HISTERESE	17
2.3.2. PERDAS POR CORRENTES DE FOUCAULT.....	20
2.3.3. PERDAS EXCEDENTES	21
2.3.4. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS DE AVALIAÇÃO DE PERDAS	22
2.4. ENVELHECIMENTO ELETROMAGNÉTICO DE AÇOS ELÉTRICOS.....	24
2.4.1. TRATAMENTO TÉRMICO DE ENVELHECIMENTO ACELERADO.....	25
2.4.2. O MODELO DE ARRHENIUS.....	26
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL PARA AVALIAÇÃO DO ENVELHECIMENTO MAGNÉTICO	28
3.1. MATERIAIS.....	28
3.2. MÉTODOS.....	29
3.2.1. PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS.....	29
3.2.2. FORNO DE TRATAMENTO TÉRMICO A SECO E A ÚMIDO.....	30
3.2.3. TTU – TRATAMENTO TÉRMICO A ÚMIDO	31
3.2.4. TTS – TRATAMENTO TÉRMICO A SECO.....	33
3.2.5. MEDIÇÃO DAS AMOSTRAS TRATADAS TTU E TTS.....	34

3.2.6. TRATAMENTO TÉRMICO DE ENVELHECIMENTO ACELERADO	34
3.2.7. MEDIÇÃO DAS AMOSTRAS ENVELHECIDAS UTILIZANDO SST	35
3.2.8. RESUMO DO MÉTODO	36
4. RESULTADOS	37
4.1. RESULTADOS APÓS TTU E TTS	37
4.1.1. ANÁLISE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA APÓS OS TRATAMENTOS	37
4.1.2. ANÁLISE MICROESTRUTURAL	39
4.1.3. ANÁLISE DAS PROPRIEDADES ELETROMAGNÉTICAS	44
4.2. RESULTADOS APÓS TRATAMENTO DE ENVELHECIMENTO ACELERADO	48
4.2.1. ANÁLISE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA	49
4.2.2. ANÁLISE MICROESTRUTURAL	51
4.2.3. ANÁLISE DAS PROPRIEDADES ELETROMAGNÉTICAS	53
4.3. COMPORTAMENTO DAS COMPONENTES DE PERDA NOS MATERIAIS QUE APRESENTARAM ENVELHECIMENTO	59
4.4. MODELO DE ARRHENIUS E MÁXIMO VALOR DE PERDAS EM OPERAÇÃO	64
5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	68
5.1. CONCLUSÕES	68
5.2. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	69
ANEXO 1	70
ANEXO 2	72
ANEXO 3	74
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	80

SIMBOLOGIA E ABREVIACOES

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas	
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>	
BS	<i>British Standards</i>	
CSN	Companhia Siderúrgica Nacional	
ID	Identificação do aço	
GO	Grão orientado	
GNO	Grão não orientado	
IEC	<i>International Electrotechnical Commission</i>	
JIS	<i>Japanese Industrial Standards</i>	
OM	Objeto Magnético	
ppm	Partes por milhão	
SST	<i>Single Strip Tester</i>	
TTS	Tratamento térmico a Seco	
TTU	Tratamento térmico a úmido	
μ_{\max}	Permeabilidade magnética relativa máxima	[adimensional]
ρ	Resistividade do material	[$\mu\Omega \cdot \text{cm}$]
σ	Condutividade elétrica do material	[Ωm] ⁻¹ ou [S/m]
\emptyset	Energia de ativação	[kcal/mole]
A	Constante do modelo de Arrhenius	[adimensional]
B	Indução magnética ou densidade de fluxo magnético	[T]
B _S	Indução magnética de saturação	[T]
B _R	Indução magnética remanente	[T]
d	Espessura da lâmina de aço	[m]
f, f _m	Frequência de magnetização	[Hz]
G	Coefficiente de atrito do OM	[adimensional]
H	Campo magnético	[A/m]
B _H C	Campo coercitivo	[A/m]
IE _%	ndice de envelhecimento	[%]
k	Constante de Boltzmann	2x10 ³ [kcal/Kelvin/mole]
m _v	Massa específica do material	[kg/m ³]
P	Perdas totais	[W/kg]
P _{antes}	Perdas antes do tratamento de envelhecimento	[W/kg]
P _{env}	Perdas após o tratamento de envelhecimento	[W/kg]
P ^(class)	Perdas por corrente de Foucault	[W/kg]
P ^(din)	Perdas dinâmicas	[W/kg]
P ^(exc)	Perdas excedentes	[W/kg]

$P^{(hist)}$	Perdas por histerese	[W/kg]
S	Seção transversal referente à indução magnética	[m ²]
t	Tempo	[s]
t_i	Tempo até atingir máximo envelhecimento	[h]
T	Período	[s]
T	Temperatura absoluta	[K]
V_0	Equivale a um campo coercitivo do OM	[adimensional]
W_e	Perdas excedentes médias por ciclo	[J/kg]
W_f	Perdas por corrente de Foucault médias por ciclo	[J/kg]
W_h	Perdas por histerese médias por ciclo	[J/kg]

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - LAÇO DE HISTERESE TÍPICO PARA UM AÇO ELÉTRICO.....	4
FIGURA 2 - EFEITO DE ALGUNS ELEMENTOS DE LIGA NA RESISTIVIDADE DO AÇO, A 20°C	7
FIGURA 3 - VARIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MAIS IMPORTANTES DAS LIGAS FE-SI EM FUNÇÃO DA QUANTIDADE DE SI, A 20°C. ...	8
FIGURA 4 - VARIAÇÃO DAS PERDAS HISTERÉTICAS COM O AUMENTO DE C, A 1,0T.	9
FIGURA 5 - MICROGRAFIA DE AÇO ELÉTRICO.	10
FIGURA 6 - CAMPO COERCITIVO EM FUNÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO, A 1,5T / 50HZ	11
FIGURA 7 - VARIAÇÃO DAS PERDAS TOTAIS P_{TOTAL} E DA INDUÇÃO B_{50} COM O ÂNGULO DE APLICAÇÃO DO CAMPO MAGNÉTICO PARA UM AÇO GNO (EM RELAÇÃO À DIREÇÃO DE LAMINAÇÃO DA CHAPA).	12
FIGURA 8 - EXEMPLO CURTO-CIRCUITO INTERLAMINAR GERADO PELA PRESENÇA DE REBARBAS.	13
FIGURA 9 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO TRATAMENTO TÉRMICO DE AÇOS ELÉTRICOS SEMIPROCESSADOS.	14
FIGURA 10 - ESBOÇO DAS TRÊS COMPONENTES DAS PERDAS NO FERRO EM FUNÇÃO DA FREQUÊNCIA.....	17
FIGURA 11 - REPRESENTAÇÃO SIMPLIFICADA DA ESTRUTURA DE DOMÍNIOS PARA UM MATERIAL FERROMAGNÉTICO POLICRISTALINO.	18
FIGURA 12 - FIGURA ILUSTRATIVA DA MAGNETIZAÇÃO.....	18
FIGURA 13 - PROCESSO DE MAGNETIZAÇÃO DO MATERIAL SOB O ENFOQUE DO BALANÇO ENERGÉTICO.	19
FIGURA 14 - CORRENTES DE FOUCAULT GERADAS PELA VARIAÇÃO DO FLUXO MAGNÉTICO $B(t)$ EM: A) UM NÚCLEO MACIÇO, E B) UM NÚCLEO LAMINADO.	21
FIGURA 15 - O QUADRO DE EPSTEIN: A) VISTA SUPERIOR, B) VISTA EM CORTE.....	23

FIGURA 16 - EQUIPAMENTO UTILIZADO PARA CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS.	23
FIGURA 17 - FORNO UTILIZADO PARA TRATAMENTOS A SECO E A ÚMIDO.	30
FIGURA 18 - A) AMOSTRAS DE AÇO COLOCADAS JUNTAS DENTRO DO FORNO, E B) IDENTIFICAÇÃO DAS AMOSTRAS.....	31
FIGURA 19 - PERFIL TÉRMICO EMPREGADO NO TTU.....	32
FIGURA 20 - PERFIL TÉRMICO EMPREGADO NO TTS.	33
FIGURA 21 - DIAGRAMA ILUSTRATIVO DE TRATAMENTOS TÉRMICOS EMPREGADOS.	36
FIGURA 22 - COMPARAÇÃO DO TEOR DE CARBONO EM PPM ENTRE OS AÇOS SEM TRATAMENTO, TTU E TTS.....	38
FIGURA 23 - MICROESTRUTURA DO AÇO 1 SEM TRATAMENTO TÉRMICO. TAMANHO DE GRÃO ASTM 11 (ATAQUE NITAL 4%).	40
FIGURA 24 - MICROESTRUTURA DO AÇO 2 SEM TRATAMENTO TÉRMICO. TAMANHO DE GRÃO ASTM 11 (ATAQUE NITAL 4%).	40
FIGURA 25 - MICROESTRUTURA DO AÇO 3 SEM TRATAMENTO TÉRMICO. TAMANHO DE GRÃO ASTM 9 (ATAQUE NITAL 4%).	40
FIGURA 26 - MICROESTRUTURA DO AÇO 1 APÓS TTU. TAMANHO DE GRÃO ASTM 1 (ATAQUE NITAL 4%).....	41
FIGURA 27 - MICROESTRUTURA DO AÇO 2 APÓS TTU. TAMANHO DE GRÃO MAIOR ASTM 3, TAMANHO DE GRÃO MENOR ASTM 7 (ATAQUE NITAL 4%).....	41
FIGURA 28 - MICROESTRUTURA DO AÇO 3 APÓS TTU. TAMANHO DE GRÃO ASTM 8 (ATAQUE NITAL 4%).....	41
FIGURA 29 - MICROESTRUTURA DO AÇO 1 APÓS TTS. TAMANHO DE GRÃO ASTM 1 (ATAQUE NITAL 4%).....	42
FIGURA 30 - MICROESTRUTURA DO AÇO 2 APÓS TTS. TAMANHO DE GRÃO MAIOR ASTM 1, TAMANHO DE GRÃO MENOR ASTM 7 (ATAQUE NITAL 4%).....	42
FIGURA 31 - MICROESTRUTURA DO AÇO 3 APÓS TTS. TAMANHO DE GRÃO MAIOR ASTM 2, TAMANHO DE GRÃO MENOR ASTM 7 (ATAQUE NITAL 4%).....	42

FIGURA 32 - CAMADA DE FAIALITA OBSERVADA NO AÇO 3 APÓS TTU. AUMENTO: 1000X. (ATAQUE NITAL 4%).....	43
FIGURA 33 - COMPARAÇÃO DA PERDA TOTAL OBTIDA EM 1,0T/60HZ [W/KG]: SEM TRATAMENTO VS. TTU VS. TTS.	45
FIGURA 34 - COMPARAÇÃO DA PERDA TOTAL OBTIDA EM 1,5T/60HZ [W/KG]: SEM TRATAMENTO VS. TTU VS. TTS.	45
FIGURA 35 - COMPARAÇÃO DA PERMEABILIDADE RELATIVA OBTIDA EM 1,0T/60HZ: SEM TRATAMENTO VS. TTU VS.TTS.	46
FIGURA 36 - COMPARAÇÃO DA PERMEABILIDADE RELATIVA OBTIDA EM 1,5T/60HZ: SEM TRATAMENTO VS. TTU VS.TTS.	46
FIGURA 37 - PERDAS E PERMEABILIDADE APÓS TTU E TTS EM 1,0T/60HZ.....	47
FIGURA 38 - PERDAS E PERMEABILIDADE APÓS TTU E TTS EM 1,5T/60HZ.....	48
FIGURA 39 - TEOR DE CARBONO PARA O AÇO 1.....	50
FIGURA 40 - TEOR DE CARBONO PARA O AÇO 2.....	50
FIGURA 41 - TEOR DE CARBONO PARA O AÇO 3.....	50
FIGURA 42 - DETALHE DO CONTORNO DE GRÃO DOS AÇOS ANTES E APÓS ENVELHECIMENTO.....	53
FIGURA 43 - EVOLUÇÃO DAS PERDAS TOTAIS EM 1,0T/60HZ PARA O AÇO 1U.	54
FIGURA 44 - EVOLUÇÃO DAS PERDAS TOTAIS EM 1,0T/60HZ PARA O AÇO 1S.....	54
FIGURA 45 - EVOLUÇÃO DAS PERDAS TOTAIS EM 1,0T/60HZ PARA O AÇO 2U.	54
FIGURA 46 - EVOLUÇÃO DAS PERDAS TOTAIS EM 1,0T/60HZ PARA O AÇO 2S.....	55
FIGURA 47 - EVOLUÇÃO DAS PERDAS TOTAIS EM 1,0T/60HZ PARA O AÇO 3U.	55
FIGURA 48 - EVOLUÇÃO DAS PERDAS TOTAIS EM 1,0T/60HZ PARA O AÇO 3S.....	55

FIGURA 49 - EVOLUÇÃO DA PERMEABILIDADE μ_R EM 1,0T/60HZ PARA O AÇO 1U.....	57
FIGURA 50 - EVOLUÇÃO DA PERMEABILIDADE μ_R EM 1,0T/60HZ PARA O AÇO 1S.....	57
FIGURA 51 - EVOLUÇÃO DA PERMEABILIDADE μ_R EM 1,0T/60HZ PARA O AÇO 2U.....	57
FIGURA 52 - EVOLUÇÃO DA PERMEABILIDADE μ_R EM 1,0T/60HZ PARA O AÇO 2S.....	58
FIGURA 53 - EVOLUÇÃO DA PERMEABILIDADE μ_R EM 1,0T/60HZ PARA O AÇO 3U.....	58
FIGURA 54 - EVOLUÇÃO DA PERMEABILIDADE μ_R EM 1,0T/60HZ PARA O AÇO 3S.....	58
FIGURA 55 - VARIAÇÃO DAS COMPONENTES DE PERDAS EM 1,0T/60HZ COM O TEMPO DE ENVELHECIMENTO ACELERADO PARA O AÇO 1S.....	59
FIGURA 56 - VARIAÇÃO DAS COMPONENTES DE PERDAS EM 1,0T/60HZ COM O TEMPO DE ENVELHECIMENTO ACELERADO PARA O AÇO 2S.....	60
FIGURA 57 - DIFERENÇA ENTRE AS CURVAS DE HISTERESE EM 0H, 10H E 30H DE ENVELHECIMENTO PARA O AÇO 1S. (1,5T/60Hz/210°C).....	61
FIGURA 58 - DIFERENÇA ENTRE AS CURVAS DE HISTERESE EM 0H, 10H E 30H DE ENVELHECIMENTO PARA O AÇO 2S. (1,5T/60Hz/210°C).....	62
FIGURA 59 - DIFERENÇA ENTRE AS CURVAS DE HISTERESE EM 0H, 10H E 30H DE ENVELHECIMENTO PARA O AÇO 3S. (1,5T/60Hz/210°C).....	63
FIGURA 60 - $IE_{\%}$ VERSUS TEMPO PARA AÇO 1S.....	64
FIGURA 61 - $IE_{\%}$ VERSUS TEMPO PARA AÇO 2S.....	64
FIGURA 62 - $IE_{\%}$ NORMALIZADO VERSUS TEMPO PARA AÇO 1S.	65
FIGURA 63 - $IE_{\%}$ NORMALIZADO VERSUS TEMPO PARA AÇO 2S.	65
FIGURA 64 - CURVA DE ARRHENIUS PARA O ENVELHECIMENTO MAGNÉTICO DO AÇO 1S.	66

FIGURA 65 - CURVA DE ARRHENIUS PARA O ENVELHECIMENTO MAGNÉTICO DO AÇO 2S.	67
FIGURA 66 - CURVA TEÓRICA DO TRATAMENTO DE RECOZIMENTO DE AÇOS ELÉTRICOS.	70
FIGURA 67 - ESTABILIDADE DO FE, FeO E Fe ₃ O ₄ EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA E DA REALÇÃO pH ₂ O/pH ₂	72
FIGURA 68 - MICROGRAFIA DO AÇO 1U PARA AS TRÊS TEMPERATURAS DE ENVELHECIMENTO.....	74
FIGURA 69 - MICROGRAFIA DO AÇO 1S PARA AS TRÊS TEMPERATURAS DE ENVELHECIMENTO.....	75
FIGURA 70 - MICROGRAFIA DO AÇO 2U PARA AS TRÊS TEMPERATURAS DE ENVELHECIMENTO.....	76
FIGURA 71 - MICROGRAFIA DO AÇO 2S PARA AS TRÊS TEMPERATURAS DE ENVELHECIMENTO.....	77
FIGURA 72 - MICROGRAFIA DO AÇO 3U PARA AS TRÊS TEMPERATURAS DE ENVELHECIMENTO.....	78
FIGURA 73 - MICROGRAFIA DO AÇO 3U PARA AS TRÊS TEMPERATURAS DE ENVELHECIMENTO.....	79

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 -	CARACTERÍSTICAS GERAIS DOS AÇOS UTILIZADOS NESTE TRABALHO.....	28
TABELA 2 -	QUANTIDADE DE AMOSTRAS DE CADA MATERIAL.	29
TABELA 3 -	QUANTIDADE DE AMOSTRAS UTILIZADAS NO TTU.....	32
TABELA 4 -	QUANTIDADE DE AMOSTRAS UTILIZADOS NO TTS.....	33
TABELA 5 -	QUANTIDADE DE AMOSTRAS UTILIZADAS NO TRATAMENTO TÉRMICO DE ENVELHECIMENTO ACELERADO. APENAS LÂMINAS TRANSVERSAIS.....	35
TABELA 6 -	COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS TRÊS MATERIAIS SEM TRATAMENTO, APÓS TTU E APÓS TTS.....	37
TABELA 7 -	PERDA E PERMEABILIDADE MAGNÉTICA DOS AÇOS APÓS TTS.....	44
TABELA 8 -	RESULTADO DE TEOR DE CARBONO [PPM] PARA AÇOS APÓS ENVELHECIMENTO ACELERADO.	49
TABELA 9 -	TAMANHO DE GRÃO ASTM PARA AÇOS SEM ENVELHECIMENTO E APÓS ENVELHECIMENTO FINAL EM CADA TEMPERATURA.	51
TABELA 10 -	TEMPO NECESSÁRIO PARA ATINGIR O MÁXIMO VALOR DE ENVELHECIMENTO MAGNÉTICO EM CADA TEMPERATURA	65
TABELA 11 -	PARÂMETROS DO MODELO DE ÁRRHENIUS PARA AÇO 1S E 2S.	66

1. INTRODUÇÃO

A história dos aços elétricos no mundo se confunde com a história da indústria da eletricidade, que nasce em 1880 [1].

A aplicação de aços elétricos de grão não orientado em motores e geradores remonta a década de 20, nos EUA e Japão. Nesta época, os aços eram fabricados na condição de laminados a quente e sem adição de elementos de liga (aços ao carbono). No começo da década de 30 surgiram os aços ao silício. Somente em 1954, a Kawasaki Steel, no Japão, começou a produzir aços GNO laminados a frio, de menor e mais regular espessura [2], [3].

A partir da década de 50 surgiram os aços semiprocessados, com a proposta de que o tratamento térmico final fosse realizado no consumidor do aço. Este recozimento, além de aliviar as tensões geradas na laminação a frio, proporciona melhoria nas propriedades magnéticas devido principalmente ao crescimento de grãos e redução do teor de carbono. No Brasil, o fornecimento de aços semiprocessados iniciou-se em 1975, sendo praticado por relaminadoras. Posteriormente, em 1981, a Usiminas começou a produzir esse tipo de aço, e mais recentemente a CSN (1994) [3].

No final da década de 50 surgiram os aços GNO totalmente processados. Este tipo de aço é vendido pronto para estampagem e uso, apresentando baixo carbono e já com recozimento final. No Brasil, a ArcelorMittal iniciou sua produção há três décadas.

1.1. Justificativa e Motivação

Aços elétricos movimentam dois segmentos econômicos no Brasil, a siderurgia e a indústria de equipamentos elétricos. Sendo uma interface de duas fortes engenharias, muitos estudos são gerados a respeito do tema que relaciona propriedades magnéticas dos aços e desempenho dos motores elétricos, principalmente com a crescente necessidade de redução do consumo mundial de energia elétrica [4].

Nos últimos anos as pesquisas realizadas na área de aço elétrico têm se intensificado muito; isto se deve à influência que este insumo tem no preço e na qualidade final de produtos como motores e transformadores. Um fator que ganhou grande importância é a eficiência dos produtos elétricos, sendo muitas vezes o fator determinante em seu sucesso [5].

Vários países desenvolvidos possuem política governamental de redução de consumo de energia elétrica. No Brasil, o Selo Procel de Economia de Energia instituído em 1993 indica ao consumidor, no ato da compra, os produtos que apresentam os melhores níveis de eficiência energética dentro de cada categoria, entre elas, equipamentos para refrigeração. O objetivo é estimular a fabricação e a comercialização de produtos mais eficientes, contribuindo para o desenvolvimento tecnológico e a redução de impactos ambientais [6].

Dentro deste contexto se encontra a Whirlpool SA – Unidade de Compressores Embraco, que patrocinou grande parte deste trabalho e é, atualmente, o maior fabricante de compressores para refrigeração doméstica e comercial, com uma participação global de 22%. Os compressores herméticos produzidos pela Embraco têm papel importante no consumo de energia de equipamentos de refrigeração, e o desempenho do compressor é diretamente dependente do rendimento do motor elétrico. Por este motivo, a busca por materiais magnéticos com perdas cada vez menores é estimulada.

1.2. Objetivos

O rendimento do motor elétrico durante operação pode ser afetado por efeitos intrínsecos aos materiais que o compõem, como é o caso do aumento de perdas devido ao envelhecimento magnético de aços elétricos. É importante garantir que o desempenho dos motores se mantenha constante durante toda a vida útil do equipamento de refrigeração.

O autor se propõe a investigar quais os mecanismos que causam o efeito de envelhecimento magnético nos aços elétricos, e se este efeito é relevante no decorrer da vida útil de um equipamento, mais especificamente, compressores herméticos para refrigeração doméstica.

Este trabalho inicialmente tem o objetivo de avaliar o impacto de dois diferentes tratamentos térmicos, a Úmido e a Seco, no desempenho de três aços elétricos de grão não orientado de baixa eficiência. Na sequência, é realizado um tratamento térmico de envelhecimento acelerado em três temperaturas diferentes. Como resultado, são investigadas as propriedades químicas, microestruturais, e o desempenho eletromagnético dos materiais sob o enfoque do envelhecimento magnético.

1.3. Organização da dissertação

O trabalho realizado está dividido em cinco capítulos. Procurou-se, sempre que possível, apresentar ilustrações ao longo do texto bem como citar as referências utilizadas para consulta. A dissertação é organizada da seguinte maneira:

- neste primeiro capítulo são realizadas a introdução e a apresentação do trabalho.

- no segundo capítulo são apresentados os fundamentos teóricos, como os tipos de aços, algumas propriedades e as variáveis que as influenciam, e modelos matemáticos utilizados para estimar as perdas eletromagnéticas nos materiais. Um item é destinado ao estudo do envelhecimento magnético e suas causas, além dos efeitos e das formas de minimizá-los.

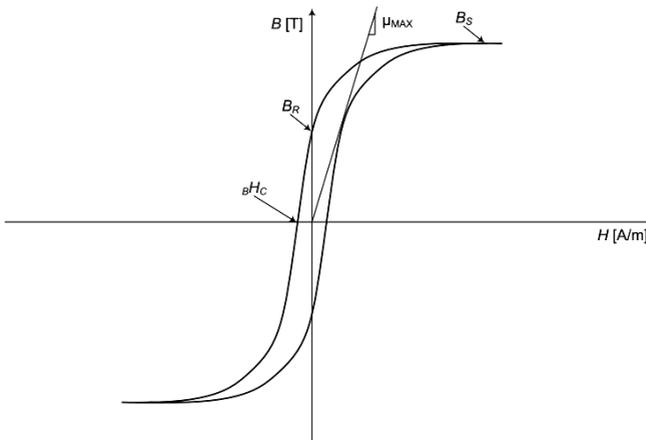
- no terceiro capítulo são apresentados os procedimentos experimentais para avaliação das propriedades dos aços elétricos, sob o enfoque das perdas eletromagnéticas e do aumento destas com o aço em operação.

- o quarto capítulo apresenta os resultados obtidos experimentalmente.

- por fim, o quinto capítulo apresenta as conclusões finais e as sugestões para futuros trabalhos.

2. FUNDAMENTOS TEÓRICOS

O aço para fins elétricos surgiu no final do século XIX, quando surgiram as máquinas baseadas no eletromagnetismo, como motores, geradores e transformadores. O aço elétrico é utilizado por ter uma qualidade ímpar: sua capacidade de concentrar as linhas de um campo magnético externamente aplicado. Essa propriedade é o que viabiliza a existência da maioria das máquinas elétricas [7]. Seus principais parâmetros de caracterização são: permeabilidade magnética, indução de saturação e perdas magnéticas. Na Figura 1 é apresentado o laço da curva de histerese (ou curva BH) típico para aços elétricos e suas características principais.



Fonte: Giesel, T. [8]

Figura 1 - Laço de histerese típico para um aço elétrico.

Onde:

- B é a indução magnética, em T;
- H é o campo magnético, em A/m;
- B_S é a indução de saturação do material, em T;
- B_R é a indução magnética remanente, em T;
- B_{Hc} é o campo magnético coercitivo, em A/m; e
- μ_{MAX} é a permeabilidade magnética máxima, adimensional.

Neste capítulo são apresentados os principais conceitos envolvendo aços para aplicações elétricas, seus tipos, características microestruturais e suas influências, características do processo e suas influências, tipos de perdas no ferro e envelhecimento magnético.

2.1. Tipos de aços para fins elétricos

Os aços elétricos podem ser divididos em dois tipos: os de grãos orientados (GO), que apresentam alta anisotropia magnética, e os de grãos não orientados (GNO), que apresentam isotropia em suas propriedades.

Grão Orientado - Os aços elétricos GO foram desenvolvidos para alcançar baixas perdas e elevada permeabilidade magnética na direção de laminação. São aplicados, por exemplo, na fabricação dos núcleos de transformadores, reatores de potência, hidrogeradores e turbogeradores etc [9].

Grão Não Orientado - Os aços elétricos GNO são utilizados mais comumente em máquinas rotativas devido à sua isotropia, ou seja, ao fato de suas propriedades magnéticas não tenderem para nenhuma direção específica [2]. Seu emprego é muito amplo, sendo aplicados nos núcleos de geradores e motores elétricos (incluindo motores para compressores herméticos), reatores para sistemas de iluminação, medidores de energia, entre outros [9].

Além disso, os aços GNO podem ser divididos em três grupos [1], [10]:

- *Totalmente Processado*: São aços ao silício cujas propriedades magnéticas são desenvolvidas plenamente pelo fabricante do aço, ou seja, na maioria das aplicações podem ser utilizados sem qualquer tratamento térmico posterior. Possuem excelente valor de permeabilidade em altas induções e baixo valor médio de perdas magnéticas.

- *Semiprocessado*: É uma classe de aços elétricos onde as propriedades magnéticas devem ser desenvolvidas pelo consumidor através de um tratamento térmico de recozimento. São processados para ter um grande crescimento de grãos neste recozimento.

- *Não Processados*: São os aços do tipo ABNT 1006/1008. Com tratamento térmico de descarbonetação e crescimento de grãos é possível obter redução de cerca de 50% de perdas magnéticas. Mesmo com o adequado processo de tratamento térmico, as propriedades magnéticas não são tão boas quando comparadas aos semiprocessados,

em função da composição química diferenciada. São os aços de mais baixo custo.

Alguns consumidores de aço elétrico, como é o caso da Embraco, utilizam ainda outro critério para classificação dos aços de grão não orientado: o valor das perdas medidas a 1,0 Tesla e 60Hz. Assim, classifica-se em *aços de baixa eficiência* aqueles que apresentam perdas em torno de 4 W/kg (tipo ABNT 1006/1008), *aços de média eficiência* aqueles que apresentam perdas em torno de 2 W/kg e *aços de alta eficiência* aqueles que apresentam perdas em torno de 1 W/kg (aços totalmente processados com 3%Si) [1].

A Embraco utiliza aços elétricos GNO semi e totalmente processados em seus compressores, devido ao fato de que em motores de alto rendimento, o uso de aços não processados se torna pouco atrativo, pois a baixa eficiência do aço precisa ser compensada com o aumento de consumo de fio de cobre, fazendo com que o produto final seja mais caro.

Neste trabalho, iremos nos ater aos aços de baixa eficiência devido à disponibilidade de material nos grupos semi e totalmente processados.

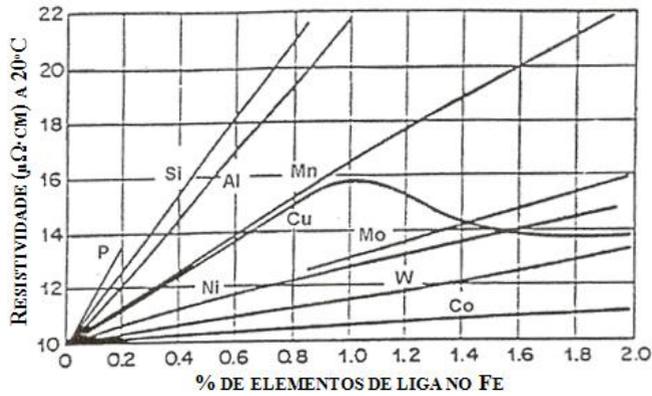
2.2. Fatores que influenciam as características dos aços elétricos

As características eletromagnéticas dos aços elétricos começam a ser desenvolvidas a partir do controle do processo de fabricação. Fatores como composição química, laminação e recozimento dentro da usina é que ditarão os níveis de perdas, permeabilidade magnética e suscetibilidade ao envelhecimento magnético dos materiais.

Nesta seção são detalhados alguns dos itens que mais influenciam as características dos aços para fins elétricos.

2.2.1. Composição química

A resistividade elétrica dos aços é determinada basicamente pela composição química, e tem efeito fundamental sobre as perdas magnéticas. As principais classes de aços elétricos de grão não orientado são diferenciadas basicamente pela quantidade (porcentagem da massa total) de elementos de liga, como silício, alumínio, fósforo e manganês [1]. A Figura 2 mostra a influência de alguns dos elementos de liga sobre a resistividade.



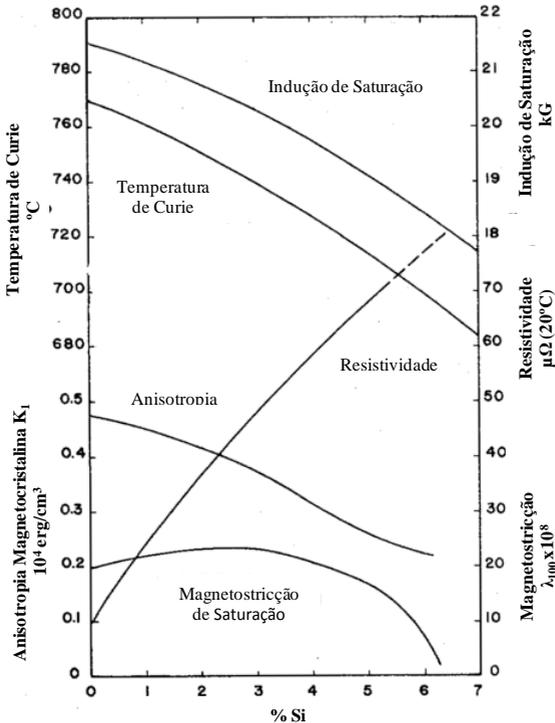
Fonte: Marra, K. M. [3]

Figura 2 - Efeito de alguns elementos de liga na resistividade do aço, a 20°C

O principal elemento de liga utilizado é o silício [11] que, assim como os outros elementos, eleva a resistividade do material e reduz a intensidade das correntes parasitas no interior do aço. Por outro lado, ele aumenta a dureza do material, dificultando a estampabilidade.

Além disso, o silício interfere na formação de precipitados de carbono (que incrementam as perdas) e contribui para a eliminação do oxigênio diluído no aço. Isso resulta em um acréscimo na permeabilidade magnética do material, além da redução da força coercitiva e das perdas por histerese e por correntes parasitas [10]. As características mais importantes das ligas Fe-Si são mostradas na Figura 3, em função do percentual de silício, a 20°C.

Se apenas as características magnéticas forem consideradas, teores de Si acima de 6,5% tornam as ligas Fe-Si mais atrativas devido à elevação da resistividade e redução da magnetostricção (deformação da estrutura cristalina devido à aplicação de campos magnéticos). Porém, as restrições mecânicas e de ferramental limitam o uso de silício em 3,5% devido ao incremento na dureza do material [11].



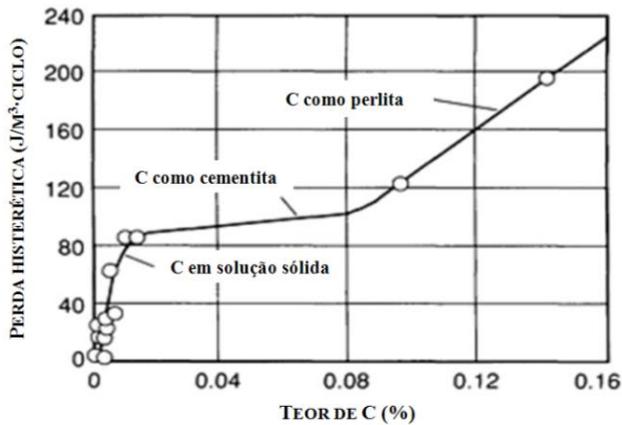
Fonte: Littmann, M. [11]

Figura 3 - Variação das propriedades mais importantes das ligas Fe-Si em função da quantidade de Si, a 20°C.

Outra variável de grande importância é o teor de carbono. O carbono, assim como outras impurezas residuais (enxofre, oxigênio e nitrogênio), afetam as propriedades magnéticas por formarem precipitados e inclusões (carbeto, sulfeto, óxido e nitreto).

A presença destes precipitados aumenta a força coercitiva ao interferirem no movimento dos domínios magnéticos, aumentando a parcela histerética das perdas magnéticas [12]. Também, indiretamente restringem o crescimento de grão e o desenvolvimento de uma textura adequada.

Para teores de carbono abaixo de 30ppm (ultra-baixo carbono) este efeito não é observado. A Figura 4 mostra o aumento das perdas histeréticas com o aumento percentual de carbono.



Fonte: Marra, K. M. [3]; Melquíades, S. R. [12], Landgraf, F [1]

Figura 4 - Variação das perdas histeréticas com o aumento de C, a 1,0T.

O oxigênio afeta significativamente as perdas no ferro e a permeabilidade magnética através da interação de finas partículas de óxidos com as paredes de domínio. Já o nitrogênio também é prejudicial para as propriedades, pois em valores acima de 20 ppm, favorece a formação de precipitados de nitretos de alumínio.

Na literatura existem algumas equações para descrever a mudança da resistividade do ferro com a composição química. Marra [1] combinou várias fontes e apresentou a equação (1), que ajuda a quantificar a importância da adição de cada elemento, percentualmente em relação ao peso, e através de fatores multiplicativos.

$$\rho = 10,7 + 3,4 \cdot Mn_{\%} + 16 \cdot P_{\%} + 11 \cdot (Si_{\%} + Al_{\%}) - 13 \cdot O_{\%} \quad (1)$$

Onde:

- ρ é a resistividade elétrica do material, em $\mu\Omega \cdot cm$;
- $Mn_{\%}$ é o percentual de manganês;
- $P_{\%}$ é o percentual de fósforo;
- $Si_{\%}$ é o percentual de silício;
- $Al_{\%}$ é o percentual de alumínio; e
- $O_{\%}$ é o percentual de oxigênio.

2.2.2. Propriedades microestruturais

As propriedades magnéticas dos aços elétricos não são definidas exclusivamente pela composição química. As características microestruturais são de extrema relevância, e podem ser consideradas como sendo o elo entre processo e propriedades [13]. As propriedades microestruturais com maior relevância sobre as propriedades magnéticas são descritas no decorrer deste item. A Figura 5 mostra um exemplo de micrografia de um aço elétrico.

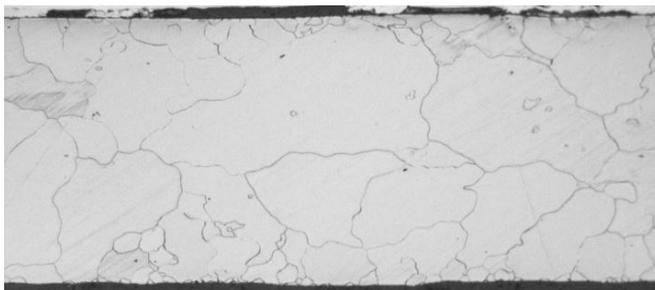
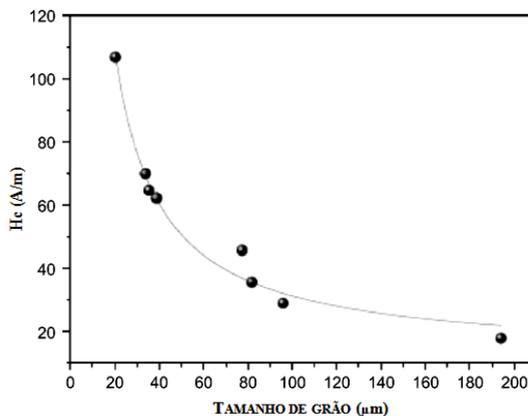


Figura 5 - Micrografia de aço elétrico.

- *Tamanho de grão*: O tamanho de grão é a variável mais conhecida e importante no controle do valor das perdas magnéticas totais. Apesar do crescimento de grão ocorrer durante o tratamento térmico no consumidor do aço, é durante a laminação realizada na usina que é definido quanto o grão irá crescer. Este fenômeno é controlado pela deformação a frio imposta ao aço, em um etapa chamada de passe de encruamento [1], [3], [12], [14]. Valores típicos de deformação situam-se na faixa de 3% a 8%.

O aumento do tamanho de grão reduz muito as perdas magnéticas totais [1], pois quanto maiores forem os grãos da microestrutura, menor será a área de contornos de grão presente no material e, conseqüentemente, menor a área de obstáculos para a magnetização [12]. Em outras palavras, o aumento do tamanho de grão diminui a coercividade. A Figura 6 mostra a variação do campo coercitivo com o tamanho de grão para um aço GNO, a 1,5T / 50Hz.



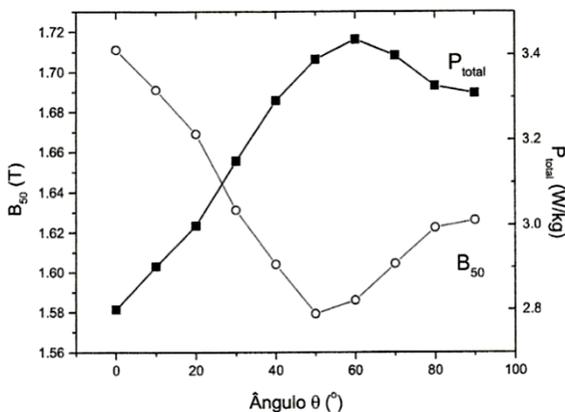
Fonte: Barros et al. [15]

Figura 6 - Campo coercitivo em função do tamanho de grão, a 1,5T / 50Hz

De acordo com [1], a existência de um tamanho de grão ótimo está ligada ao fato de que, apesar das perdas histeréticas serem continuamente reduzidas com o aumento do tamanho de grão, as perdas anômalas crescem, e a soma das duas atinge um valor mínimo para grãos em torno de 150μm.

- *Textura*: Cada grão de uma dada região do material possui orientação cristalográfica diferente da de seus vizinhos. Considerando de modo geral, as orientações de todos os grãos podem estar distribuídas aleatoriamente em relação a uma referência, bem como podem estar concentradas em alguma orientação preferencial. Esta última condição é que caracteriza a existência de textura [10].

Uma chapa tem dois bons referenciais: o plano de sua superfície; e a direção do comprimento da bobina, também chamada de “direção de laminação”, ou “direção longitudinal”. Textura cristalina é uma descrição da distribuição das orientações do conjunto dos grãos em relação a esses referenciais. Um dos casos mais espetaculares da textura é o aço silício grão orientado [13], onde as propriedades magnéticas são muito melhores no sentido da laminação, apresentando elevado valor de permeabilidade e perdas muito reduzidas. A Figura 7 ilustra a variação das propriedades de um aço elétrico em relação ao ângulo de aplicação do campo magnético, tomando como referência a direção da laminação.



Fonte: Landgraf, F. [1]

Figura 7 - Variação das perdas totais P_{total} e da indução B_{50} com o ângulo de aplicação do campo magnético para um aço GNO (em relação à direção de laminação da chapa).

- *Grau de deformação*: Durante o processamento das bobinas e estampagem das lâminas, ocorrem no aço deformações plásticas em nível de grão, que reduzem a permeabilidade magnética e aumentam as perdas no ferro [10]. Estas deformações, também chamadas de encruamento, criam tensões internas que são aliviadas durante a etapa de tratamento térmico.

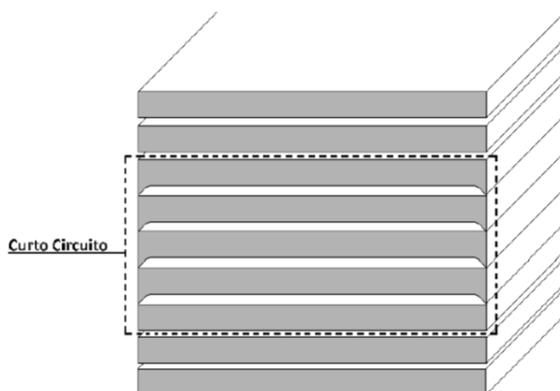
No caso dos motores elétricos, o processo de estampagem causa danos consideráveis justamente nas regiões da lâmina que são mais exigidas em funcionamento: os dentes e sapatas.

2.2.3. Variáveis do processamento

Além da composição química e das características microestruturais, outras variáveis controladas pelo processamento do aço elétrico podem ser citadas.

- *Perdas interlaminares*: As perdas interlaminares ocorrem devido à formação de curtos circuitos entre as lâminas do núcleo de aço (estator e rotor) durante o processo de confecção. Estes curtos circuitos produzem caminhos alternativos para correntes induzidas, e podem ser gerados devido a vários fatores, como por exemplo: fixação por soldagem ou grampeamento das lâminas; contato das laminas devido à falha ou ausência da camada de óxido; microssoldas ocasionadas

durante o tratamento térmico devido a rebarbas geradas no processo de corte; pelos parafusos de fixação etc [16].



Fonte: Anjos, M. S. [16]

Figura 8 - Exemplo curto-circuito interlaminar gerado pela presença de rebarbas.

- *Tipo de revestimento*: A função básica do revestimento nos aços elétricos é reduzir as correntes parasitas entre as lâminas do motor. Os tipos de revestimento usados no isolamento interlaminar variam muito, e podem ser divididos em duas classes: orgânicos e inorgânicos. Além das propriedades de isolamento, o revestimento pode também ter função de lubrificar as ferramentas de estampagem (punções e matrizes), aumentando a vida útil delas.

Na maioria das vezes, os revestimentos são fornecidos pelo fabricante do aço, como é o caso dos vidros, fosfatos, vernizes e resinas. No caso de revestimento óxido, normalmente é desenvolvido no consumidor do aço em uma etapa do processo de recozimento das lâminas [10].

- *Espessura*: As perdas magnéticas são muito sensíveis à espessura da chapa [1]. Isto ocorre devido ao aumento das perdas por correntes parasitas, ou correntes de *Foucault*.

De acordo com o modelo clássico de perdas em lâminas de aço, equação (2), esta variação é quadrática.

$$P^{(class)} = \frac{\sigma d^2}{12m_v} \cdot \frac{1}{T} \int_0^T \left(\frac{\partial B}{\partial t} \right)^2 dt \quad [\text{W/kg}] \quad (2)$$

Onde:

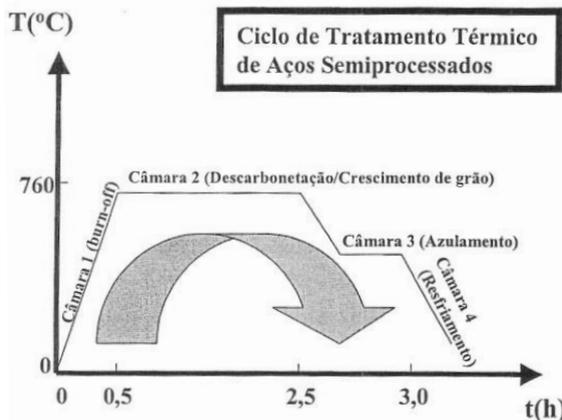
- m_p é a massa específica do material, em kg/m^3 ;
- σ é a condutividade elétrica, em S/m ; e
- d é a espessura da lâmina, em metros.

Os modelos matemáticos de perda serão retomados no capítulo 2.3.

2.2.4. Tratamento térmico

O tratamento térmico realizado pelo consumidor de aços elétricos (também chamado de recozimento) tem por objetivo melhorar as propriedades magnéticas, reduzindo perdas e elevando a permeabilidade magnética do aço [1], [3], [10], [16].

Este tipo de tratamento envolve duas etapas importantes: na primeira é realizado o recozimento do aço em temperatura entre 700°C e 850°C , normalmente sob atmosfera descarbonetante, e na segunda etapa, em temperatura entre 500°C e 600°C , sob atmosfera oxidante, onde ocorre a oxidação superficial ou azulamento [3]. Nos fornos modernos estas duas etapas acontecem em sequência e de forma contínua, onde o aço passa com certa velocidade dentro de duas câmaras, cada uma realizando uma etapa do tratamento, e vai sendo tratado de modo ininterrupto. A Figura 9 ilustra este processo de forma esquemática.



Fonte: Marra, K. M. [3]

Figura 9 - Representação esquemática do tratamento térmico de aços elétricos semiprocessados.

Os principais fatores que influenciam o ciclo de tratamento térmico são:

- *Tempo e temperatura*, que devem ser dimensionados para que durante a primeira etapa do recozimento, tanto o teor de carbono seja reduzido a níveis adequados, quanto o “alívio de tensões” seja satisfatório;

- *Atmosfera*, que deve ser formada por uma mistura descarbonetante na primeira etapa e oxidante da segunda. A atmosfera H_2-N_2 é a atmosfera mais utilizada atualmente, adicionando-se vapor d'água para se obter o efeito descarbonetante [10];

- *Velocidade de aquecimento*, que deve ser a maior possível para aumentar a produtividade do forno. Além disso, na primeira fase do ciclo ela é importante para eliminação dos resíduos de óleo provenientes da estampagem, e tem ação direta nas propriedades magnéticas dos aços, pois uma taxa de aquecimento elevada propicia crescimento de grão mais homogêneo.

- *Velocidade de resfriamento*, que deve ser baixa. Na primeira etapa, para que o carbono residual fique em solução na matriz metálica, e não em precipitados. Na segunda etapa, para evitar tensões térmicas na lâmina, fato que aumenta as perdas magnéticas.

Para os aços não processados e semiprocessados, o tratamento no consumidor é fundamental para a melhoria das propriedades magnéticas destes aços. Ele proporciona o crescimento de grão, diminui o teor de carbono e forma uma camada superficial de óxido isolante. Com este recozimento, as perdas são reduzidas pela metade e a permeabilidade aumenta de 100% a 300% [1].

Nos aços totalmente processados, as funções do recozimento são outras. O principal papel é um “alívio de tensões”, ou seja: eliminar os danos em nível de grão (encruamento) que as operações de corte introduzem durante o processamento das bobinas e estampagem das lâminas [10]. Com este recozimento, obtém-se uma redução em torno de 10% nas perdas magnéticas e um aumento da permeabilidade de até 50% [1].

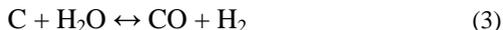
Vale citar que existem efeitos colaterais ao tratamento térmico, como o desenvolvimento de textura e a oxidação subsuperficial [1][17].

2.2.5. Descarbonetação

A descarbonetação nada mais é do que a retirada de carbono dissolvido no interior do aço durante o tratamento térmico, e ocorre principalmente pela reação deste carbono com o vapor d'água presente

na atmosfera do forno. A principal razão de se reduzir o teor de carbono está associada à eliminação dos carbonetos e à redução do carbono em solução, facilitando a movimentação das paredes de domínio, reduzindo as perdas por histerese e também os efeitos do envelhecimento magnético [10].

A oxidação do carbono pelo vapor d'água (H_2O) é expressa pela seguinte equação [1], [3], [10]:



A presença de vapor d'água em excesso na atmosfera, entretanto, pode propiciar a formação de óxidos de ferro prejudiciais ao processo. Além disso, para os aços que contêm em solução elementos que apresentem grande afinidade pelo oxigênio (tal como Al, Si e Mn), o excesso de umidade pode acarretar em oxidação subsuperficial e consequente aumento nas perdas no ferro [17].

No Anexo 1 é detalhado o tratamento térmico descarbonetante empregado na Embraco. No Anexo 2, a termodinâmica da descarbonetação é aprofundada.

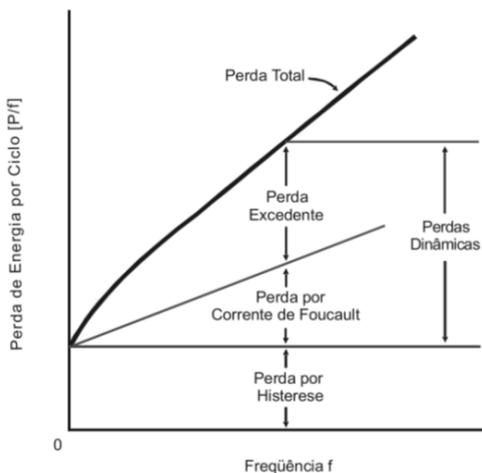
2.3. Perdas eletromagnéticas em aços elétricos

A procura por materiais e processos que resultem em aços com perdas cada vez menores está atrelada ao avanço no conhecimento dos mecanismos que geram as perdas eletromagnéticas [5].

De acordo com a teoria de separação de perdas, a potência de perdas média P , para qualquer material, pode ser decomposta na soma de uma parcela histerética, e outra parcela dinâmica, sendo esta última formada pelas perdas clássicas (correntes de Foucault) e perdas por excesso [18].

$$P = P^{(hist)} + \underbrace{P^{(class)} + P^{(exc)}}_{P^{(din)}} \quad [W/kg] \quad (4)$$

Neste parágrafo, as componentes de perda e os equipamentos de medição serão detalhados. A Figura 10 ilustra um esboço das três componentes das perdas no ferro em função da frequência.



Fonte: Silva, P. da [19]

Figura 10 - Esboço das três componentes das perdas no ferro em função da frequência.

2.3.1. Perdas por histerese

As perdas por histerese também são conhecidas por perdas quase estáticas [20]. Os elétrons, ao girarem ao redor do núcleo dos átomos, criam um efeito semelhante ao de uma corrente elétrica em forma de anel, e esta corrente acaba por gerar um campo magnético (Lei de Ampère). Vários “spins” de elétrons orientados em uma mesma direção no cristal de ferro formam o que se chama de domínio magnético. Em um único grão de material, existem muitos domínios magnéticos [20]. Existe uma interface que separa dois domínios adjacentes com direções diferentes, denominada de parede de domínio magnético [5]. A Figura 11 mostra uma representação simplificada da estrutura de domínios para um material ferromagnético policristalino.

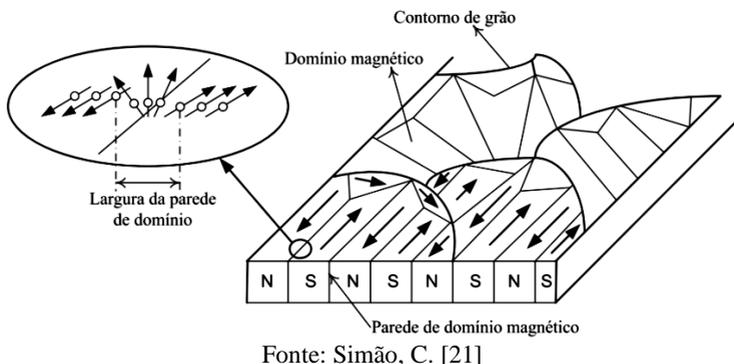


Figura 11 - Representação simplificada da estrutura de domínios para um material ferromagnético policristalino.

Quando o ferro não está magnetizado, seus domínios magnéticos estão dispostos de maneira aleatória. Porém, ao se aplicar uma força magnetizante, os domínios se alinham com o campo aplicado. Se invertermos o sentido do campo, os domínios também inverterão sua orientação. A Figura 12 apresenta de forma ilustrativa o mecanismo da magnetização.

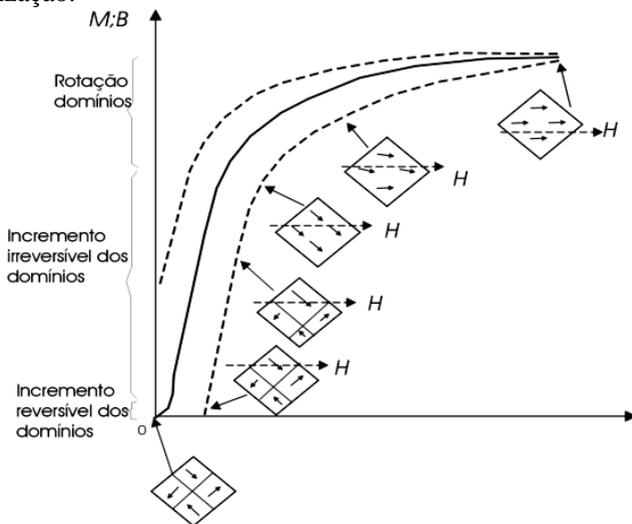


Figura 12 - Figura ilustrativa da magnetização.

Em uma máquina elétrica, o campo magnético muda de sentido muitas vezes por segundo, de acordo com o sinal alternado aplicado. E o mesmo ocorre com os domínios do material. Ao inverter sua orientação, os domínios precisam superar o atrito e a inércia. Ao fazer isso, dissipam uma certa quantidade de energia na forma de calor, que é chamada de perda por histerese (em grego: "atraso"). A Figura 13 mostra o processo de magnetização de um material sob enfoque do balanço energético.

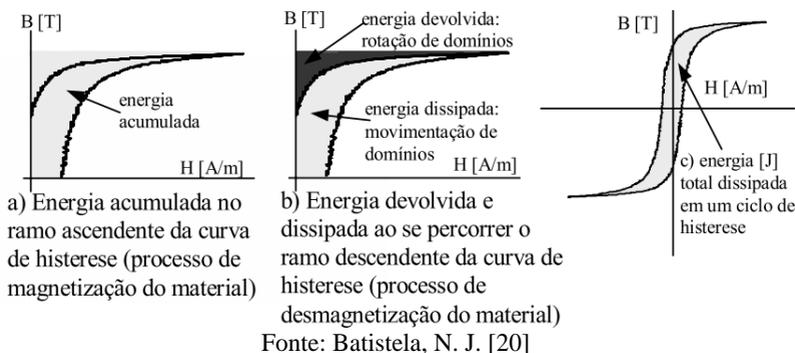


Figura 13 - Processo de magnetização do material sob o enfoque do balanço energético.

Nos métodos experimentais, as perdas médias por ciclo, equação (5) [20], são obtidas através do cálculo da área interna do laço $B(H)$, apresentado na Figura 1.

$$W_h = \frac{1}{m_v} \int_{B_0}^{B_{To}} H dB \quad [\text{J/kg}] \quad (5)$$

Onde A grandeza m_v é a massa volumétrica (densidade específica) do material.

As perdas por histerese podem ser consideradas iguais às perdas médias por ciclo multiplicadas pela frequência f , também chamada de frequência de magnetização f_m [18].

$$P^{(hist)} = W_h \cdot f_m \quad [\text{W/kg}] \quad (6)$$

2.3.2. Perdas por Correntes de Foucault

As perdas magnéticas por correntes de Foucault ocorrem como consequência das correntes induzidas no núcleo ferromagnético quando este é percorrido por um fluxo variável no tempo (Lei de Faraday) [20].

A tendência do caminho da corrente, visto em uma seção transversal, é a formação de anéis de correntes induzidas perpendiculares à direção do fluxo. Por isso, lamina-se o material ferromagnético a fim de dificultar a formação das indesejáveis correntes parasitas. Quanto menor a espessura da lâmina, maior a dificuldade para a formação dos anéis de corrente e, conseqüentemente, menores serão as perdas por correntes de Foucault. A Figura 14 ilustra as correntes de Foucault em: a) um núcleo maciço, e b) um núcleo laminado.

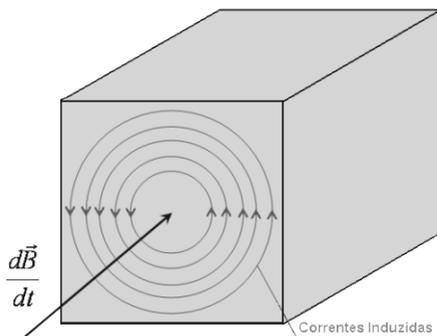
Utilizando a equação (7), pode-se calcular a perda magnética por efeito Joule dissipada por unidade de massa de material. A equação (8) permite calcular o valor médio das perdas em Watt por quilograma para uma lâmina retangular.

$$W_f = \frac{\sigma d^2}{12 f_m m_v} \cdot \frac{1}{T} \int_0^T \left(\frac{\partial B}{\partial t} \right)^2 dt \quad [\text{J/kg}] \quad (7)$$

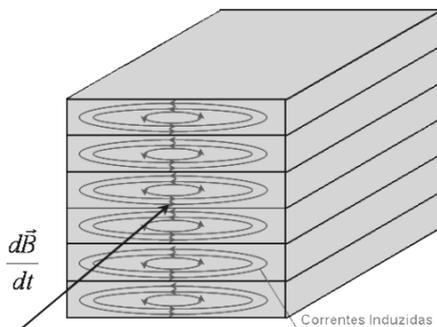
$$p^{(class)} = \frac{\sigma d^2}{12 m_v} \cdot \frac{1}{T} \int_0^T \left(\frac{\partial B}{\partial t} \right)^2 dt \quad [\text{W/kg}] \quad (8)$$

Onde:

- f_m é a frequência de magnetização, em Hertz;
- m_v é a massa específica do material, em kg/m^3 ;
- σ é a condutividade elétrica, em S/m; e
- d é a espessura da lâmina, em metros.



(a) Correntes parasitas em núcleo maciço.



(b) Correntes parasitas em núcleo laminado.

Fonte: Anjos, M. S. [16]

Figura 14 - Correntes de Foucault geradas pela variação do fluxo magnético $\vec{B}(t)$ em: a) um núcleo maciço, e b) um núcleo laminado.

2.3.3. Perdas Excedentes

As perdas excedentes ou perdas anômalas, como o próprio nome indica, são originadas supostamente pelo excesso de correntes induzidas. A justificativa para a existência destas perdas excedentes baseia-se no fato de que o cálculo clássico das perdas por correntes de Foucault não considera a divisão do material em domínios magnéticos elementares e estes domínios modificam a distribuição das correntes induzidas, aumentando as perdas [18].

Várias teorias foram construídas para avaliar estas perdas chamadas excedentes. A mais aceita atualmente foi proposta por Bertotti [18], baseada em uma análise estatística da organização dos domínios e paredes magnéticas. Ele definiu uma nova entidade física, o “objeto magnético” ou OM, que representa um “pacote” de domínios magnéticos que se invertem acompanhando a direção do campo magnético. O modelo de Bertotti apresentado pela equação (9) permite mostrar que estas perdas por ciclo em J/kg são proporcionais à raiz quadrada da frequência, devido ao termo f_m no denominador da equação e ao expoente 1,5 na integral.

$$W_e = \frac{1}{f_m m_v} \sqrt{\sigma G V_o S} \frac{1}{T} \int_0^T \left| \frac{dB}{dt} \right|^{1,5} dt \quad [\text{J/kg}] \quad (9)$$

Onde:

- G representa o coeficiente de atrito do OM, adimensional;
- V_o equivale a um campo coercitivo e caracteriza a oposição dos OMs a se ativarem quando influenciados por um campo externo aplicado, adimensional; e
- S é a seção magnética, em m^2 ;

Neste trabalho, as perdas excedentes não serão tratadas separadamente, mas sim juntamente com as perdas por corrente de Foucault.

2.3.4. Procedimentos experimentais de avaliação de perdas

As perdas magnéticas em lâminas de aço para fins elétricos podem ser medidas utilizando diferentes dispositivos de avaliação. Normalmente, estes dispositivos são constituídos por dois enrolamentos, sendo um primário e outro secundário [4]. O enrolamento primário é responsável pela criação do campo magnético (ou da força magnetomotriz). O enrolamento secundário é responsável pela medida da densidade de fluxo magnético. As amostras de aço são inseridas no interior dos enrolamentos, formando o caminho magnético entre eles. A Figura 15 ilustra o que foi dito, utilizando como exemplo o quadro de Epstein.

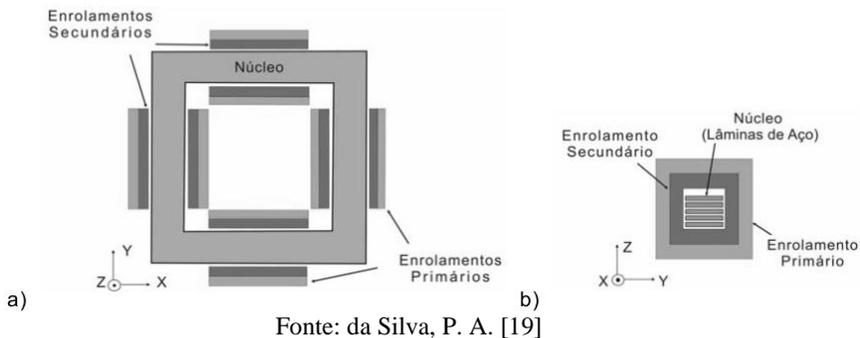


Figura 15 - O quadro de Epstein: a) vista superior, b) vista em corte.

O dispositivo mais amplamente utilizado é o quadro de Epstein, estudado por Mendes [22]. A norma brasileira NBR 5161 [23] e as principais normas internacionais [24], [25] indicam como referência o quadro de Epstein para a caracterização magnética de aço laminado [19].

Drake e Ager [26] construíram um dispositivo que realiza testes em chapa única, *Single Strip Tester* (SST), em acordo com a norma IEC 404-2 e comparam os resultados com um quadro de Epstein. Meurer et al [27] apresentam uma análise comparativa entre o quadro de Epstein, o SST, e os métodos utilizando transformadores de núcleo toroidal.

Para a caracterização dos materiais desta dissertação, optou-se pela utilização de um quadro de Epstein e um SST, ambos da fabricante Brockhaus Messtechnik [28], modelo MPG100D.



Fonte: Meurer, E. J. [27]

Figura 16 - Equipamento utilizado para caracterização dos materiais.

O quadro de Epstein é o dispositivo mais utilizado como “régua comercial”, pois obtém o valor médio de um grande número de lâminas em uma medição. Por este motivo, ele foi escolhido por permitir a medição da indução efetiva no material [27], e com isso os valores absolutos de perda e permeabilidade. O ponto negativo é justamente o fato de necessitar de um grande número de amostras para realização de uma medição.

Para os testes de envelhecimento magnético acelerado (vide capítulo 2.4), optou-se por utilizar o SST por dois motivos principais:

- o grande número de pontos de medição; e
- a necessidade de menor quantidade de material para uma medição.

De acordo com Drake et al. [26] e Yamamoto et al. [29], um dispositivo *single strip tester* conforme IEC 60404-3 pode ser utilizado como uma forma rápida e confiável de avaliar a perda total em lâminas de aço elétrico. Além disso, a avaliação do envelhecimento magnético se dá através do cálculo do incremento de perdas em relação a uma referência, sendo que o valor absoluto não se faz necessário em todos os pontos.

2.4. Envelhecimento eletromagnético de aços elétricos

Durante a vida dos aços elétricos, um fenômeno chamado envelhecimento magnético pode ocorrer. Este fenômeno é medido pelo aumento percentual das perdas do aço envelhecido em relação ao aço não envelhecido.

O aumento de perdas se deve a mudanças na microestrutura do material. A estabilidade de uma solução sólida supersaturada pode diminuir em função da energia livre do sistema [10], fazendo com que o carbono e/ou nitrogênio em solução sólida se precipitem como carbetos ou nitretos de ferro [30].

O envelhecimento magnético de aços elétricos está relacionado com o aumento da coercividade devido à formação de precipitados finos não-magnéticos (ou muito pouco magnéticos), que impedem o movimento das paredes dos domínios magnéticos, aumentando as perdas histeréticas e elevando a dissipação da energia em forma de calor. Com o aumento do tamanho destes precipitados a coercividade aumenta, e atinge o valor de pico quando o tamanho das partículas é igual à espessura da parede do domínio (tamanho crítico), que para o aço é na ordem de $0,1\mu\text{m}$ [31], [32]. A componente histerética das

perdas no núcleo é bastante sensível à presença de partículas de segunda fase, principalmente na faixa de diâmetro de 0,1 a 1,0 μm [32]. Para se evitar o envelhecimento magnético, aços com teor de carbono superior a 30 ppm devem ser descarbonetados. Este tratamento, normalmente realizado em atmosfera úmida, provoca o aparecimento de uma camada superficial de óxidos que, por sua vez, aumenta a perda por histerese [10].

O envelhecimento magnético é normalmente estudado em laboratório pelo aumento da perda magnética após um certo tempo de exposição do aço a uma determinada temperatura de encharque [32]. Para se avaliar quanto um dado aço envelheceu, usa-se o índice de envelhecimento (IE), que é a variação relativa da perda magnética provocada pelo envelhecimento, ou seja:

$$IE_{\%} = \frac{P_{env} - P_{antes}}{P_{antes}} \cdot 100 \quad (10)$$

Onde:

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

2.4.1. Tratamento térmico de envelhecimento acelerado

A mudança nas propriedades pode se manifestar de forma lenta à temperatura ambiente, mas acelera à medida que se eleva a temperatura entre 150°C e 350°C [10]. A norma brasileira NBR 5161 [23] no item 3.10 cita:

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

Normas internacionais como a IEC 60404-8-4 : 1998 [24] e a JIS C 2552 : 2000 [25] propõem um teste de envelhecimento acelerado,

onde amostras “*devem ser aquecidas a $225^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$ por um período de 24h e devem ser resfriadas em temperatura ambiente.*”.

Nenhuma das normas consultadas, porém, propõe um máximo valor de envelhecimento aceitável. Na literatura não existe consenso quanto a este valor. Marra, em sua tese de doutorado [3] cita que “*é consenso entre os usuários nacionais que aços de bom desempenho não podem apresentar susceptibilidade ao fenômeno de envelhecimento magnético maior que 10%.*”. Na Embraco, historicamente é considerando o que diz a extinta norma BS 601 – Part 1 : 1973, que “*o grau de envelhecimento no aço para motor não deve ultrapassar 5%.*” Assim, no presente trabalho será adotado o valor de 5% de aumento de perda magnética como o limiar para o envelhecimento.

2.4.2. O modelo de Arrhenius

Supondo que a vida útil de um compressor hermético seja de 10 anos, devemos garantir que o máximo aumento de perdas devido ao envelhecimento magnético do aço elétrico seja de 5% neste período. No mercado existem aços elétricos similares, de mesmo nível de perda (em catálogo) e diferentes propriedades químicas e microestruturais. Quanto tempo podem operar em condições normais de utilização aços com diferentes características construtivas sem que suas perdas magnéticas ultrapassem 5%? Para responder esta pergunta, buscou-se a ajuda do modelo de Arrhenius.

O modelo de Arrhenius é utilizado para associar efeitos de envelhecimento em função de tempo-temperatura [33]. Este modelo, que em química cinética é utilizado para estimar a taxa de variação de uma reação com a temperatura [34], é largamente utilizado em vários outros campos. Em alguns setores da indústria, como na indústria eletrônica, é prática comum assumir o modelo de Arrhenius em mecanismos de falha bem conhecidos [35]. No campo da confiabilidade pode-se estimar o tempo para falha (Time-To-Failure - TTF) de um produto que opera em dada temperatura, assumindo-se que a frequência de falhas é proporcional à taxa com que dada reação química ocorre em um material.

Na indústria, conhecer o tempo para falha de um dado componente é fundamental para que se busque a melhor relação de qualidade e custo, sem prejudicar a vida útil do produto manufaturado. Em se tratando de aços elétricos, é importante conhecer quais os máximos valores de perda que o material pode atingir e quanto tempo leva para isto acontecer. O efeito de envelhecimento ocorre

principalmente devido ao carbono dissolvido no interior dos grãos, e o processo de remoção deste carbono reflete diretamente no custo do aço e, conseqüentemente, do produto final.

O envelhecimento magnético em aços elétricos pode ser avaliado, de maneira simplificada, como sendo a taxa com que precipitados carbônicos de segunda fase se depositam no interior das paredes dos grãos. Com isso, é possível estimar através do modelo de Arrhenius quanto tempo levaria para dado aço, sob determinada temperatura, atingir o máximo grau de envelhecimento, e com isso o valor máximo de perdas.

A literatura é rica em material relacionando o modelo de Arrhenius com falhas em dispositivos, porém não foi encontrado nenhum trabalho que relacione este modelo com envelhecimento magnético. Por este motivo, buscou-se seguir a mesma abordagem de trabalhos como [33-35]. O modelo de Arrhenius é regido pela seguinte equação:

$$t_i = Ae^{\phi/kT} \quad (11)$$

Onde:

- t_i é o tempo até atingir máximo envelhecimento;
- A é uma constante;
- ϕ é a energia de ativação, em kcal/mole;
- k é a constante de Boltzmann = 2×10^{-3} kcal/Kelvin/mole;
- T é a temperatura absoluta, em Kelvin

Aplicando logaritmo natural na equação (11), temos:

$$\ln(t_i) = \ln(A) + \frac{\phi}{kT}$$

$$\ln(t) = \ln(A) + \frac{\phi}{2} \cdot \frac{10^3}{T} \quad (12)$$

A existência de uma relação linear entre os logaritmos do tempo e o inverso da temperatura absoluta, conforme equação (12), é válida se tomarmos como base que uma reação química predominante existe e é invariável em toda a gama de temperaturas [33].

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL PARA AVALIAÇÃO DO ENVELHECIMENTO MAGNÉTICO

Sabe-se que o envelhecimento magnético está associado à precipitação de carbetos ou nitretos, que afetam a movimentação de paredes de domínios, aumentando a coercividade e a energia dissipada em forma de calor [13].

Com o objetivo de avaliar a influência do tratamento térmico descarbonetante no envelhecimento de aços elétricos, três tipos de aço foram tratados em dois ciclos de tratamento diferentes: um em atmosfera descarbonetante, outro em atmosfera neutra. Em seguida, os aços já tratados foram submetidos a um tratamento térmico de envelhecimento acelerado, em três temperaturas diferentes.

Neste capítulo são descritos os materiais utilizados e os ciclos de tratamento térmico empregados para este estudo.

3.1. Materiais

Os materiais envolvidos neste estudo foram três aços elétricos de grão não orientado (GNO), sendo dois deles aços semiprocessados de produção nacional, de espessura 0,60mm e sem revestimento, e o terceiro um aço totalmente processado, importado, de espessura 0,50mm e revestimento orgânico fosfatizado. Todos os aços são de baixa eficiência, conforme descrito no parágrafo 2.1.

A Tabela 1 sumariza as características gerais dos três aços utilizados neste trabalho.

ID	Tipo	Espessura [mm]	Revestimento
Aço 1	semiprocessado	0,60	sem revestimento
Aço 2	semiprocessado	0,60	sem revestimento
Aço 3	totalmente processado	0,50	fosfatizado

Tabela 1 - Características gerais dos aços utilizados neste trabalho.

Para uma melhor caracterização dos aços sob estudo, foram realizados os seguintes ensaios:

- Análise química, utilizado um equipamento tipo Leco, modelo CS 444 e TC 436 para avaliação do teor de carbono, e um equipamento a plasma, modelo Spectro Spectrum One para determinação do teor de fósforo, silício e alumínio.

- Análise microestrutural, onde todas as amostras foram analisadas em um microscópio óptico Zeiss Axiotho. As amostras foram previamente polidas e atacadas com Nital 4%;
- Medição de propriedades magnéticas em quadro de Epstein, utilizando equipamento da fabricante Brockhaus Messtechnik [28], modelo MPG100D; e
- Medição de propriedades magnéticas em SST, utilizando equipamento da fabricante Brockhaus Messtechnik [28], modelo MPG100D.

Os ensaios de análise química e análise microestrutural foram realizados nos aços em cada etapa dos experimentos. A medição de propriedades magnéticas em quadro de Epstein foi utilizada para avaliar a variação entre os tratamentos térmicos a Seco e a Úmido. A medição de propriedades em SST foi utilizada nos ensaios de envelhecimento acelerado.

3.2. Métodos

3.2.1. Preparação das amostras

Os materiais em estudo são fornecidos pelas usinas na forma de bobinas com largura variável e peso entre 9 e 12 toneladas. Da área de recebimento, as bobinas foram levadas para a linha de corte da Embraco, onde foram separadas placas com aproximadamente 1 metro de comprimento e largura da própria bobina.

Estas placas foram então estampadas em forma de lâminas retangulares com dimensões 280mm x 30mm, tanto no sentido longitudinal quanto no sentido transversal ao da laminação. A mesma ferramenta foi utilizada para todos os aços. A Tabela 2 apresenta a quantidade de lâminas em cada direção de corte.

ID	Longitudinal	Transversal
Aço 1	40	80
Aço 2	40	80
Aço 3	40	80

Tabela 2 - Quantidade de amostras de cada material.

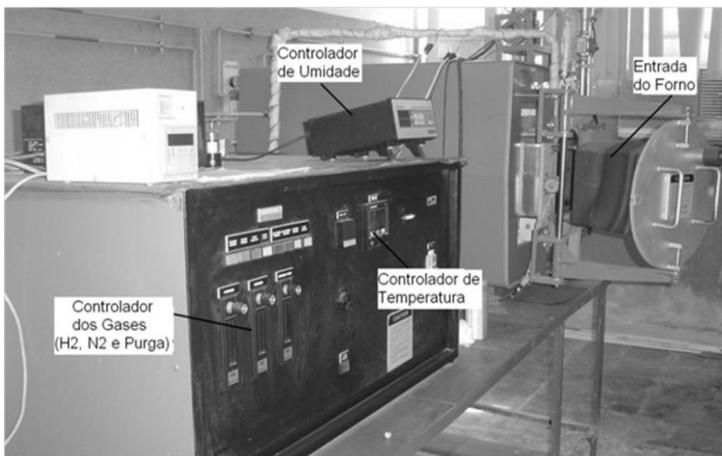
As amostras foram então divididas em dois grupos iguais. Para cada grupo foi realizada análise química e microestrutural, além de medidas as propriedades magnéticas utilizando um quadro de Epstein,

conforme descrito no item 2.3.4, e posteriormente submetido a um tratamento térmico diferente: a Seco e a Úmido.

3.2.2. Forno de tratamento térmico a Seco e a Úmido

Os ensaios de tratamento térmico a Seco e a Úmido foram realizados no laboratório da Usina Presidente Vargas, da Companhia Siderúrgica Nacional (CSN), utilizando para isso um forno de testes com um sistema de controle e medição da umidificação e temperatura.

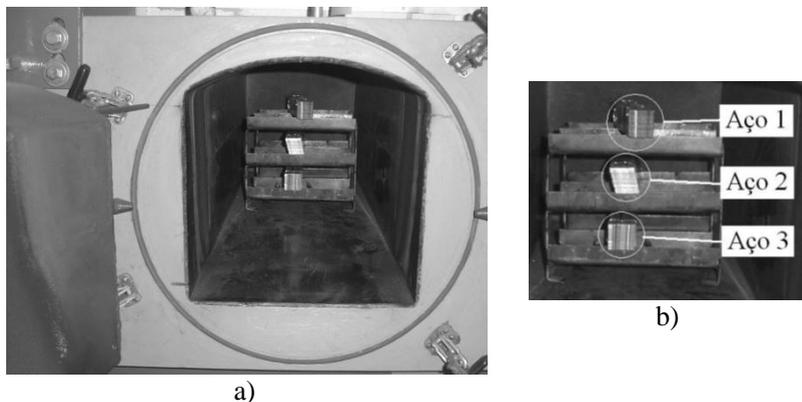
A Figura 17 mostra uma visão geral do forno e de seus dispositivos periféricos.



Fonte: CSN [4]

Figura 17 - Forno utilizado para tratamentos a Seco e a Úmido.

As amostras dos três aços foram colocadas juntas dentro da câmara do forno, amarradas com arames em pacotes de lâminas de um mesmo aço. O objetivo da amarração foi manter as lâminas próximas, semelhante às condições industriais. A Figura 18 ilustra as amostras como foram posicionadas dentro do forno.



Fonte: CSN [4]

Figura 18 - a) Amostras de aço colocadas juntas dentro do forno, e b) identificação das amostras.

As características dos aços em estudo foram avaliadas aplicando-se dois diferentes tratamentos térmicos, nos quais se variaram a condição de umidificação (ponto de orvalho) da atmosfera e também a temperatura de encharque.

De cada pacote, as lâminas das extremidades foram segregadas e utilizadas para testes comparativos de análise química e microestrutural, conforme investigado por Assis et al. [4]. As lâminas de centro foram utilizadas como referência para análise química e microestrutural, e também para avaliação de propriedades magnéticas. O mesmo forno foi utilizado para ambos os tratamentos térmicos; com isso buscou-se mitigar alguma variável de processamento não conhecida.

3.2.3. TTU – Tratamento térmico a Úmido

Para o tratamento térmico a Úmido (TTU), foram realizadas as seguintes etapas:

- inicialmente o forno foi purgado e então injetada a atmosfera de 10% de H_2 e 90% de N_2 ;
- com esta atmosfera, o material foi aquecido a taxa de $7^\circ C/min$ até a temperatura de $550^\circ C$;
- ao atingir $550^\circ C$ foi adicionado vapor d'água até atingir ponto de orvalho de $22^\circ C$;

- o material então foi aquecido a taxa de $7^{\circ}\text{C}/\text{min}$ até a temperatura de encharque de 770°C , em que foi mantido durante 2 horas;
- passadas as 2 horas, o material foi resfriado a taxa de $2^{\circ}\text{C}/\text{min}$ até a temperatura de 550°C ;
- em seguida, houve nova purga, e o material foi mantido no forno até atingir temperatura ambiente.

A Figura 19 ilustra o perfil térmico empregado no TTU.

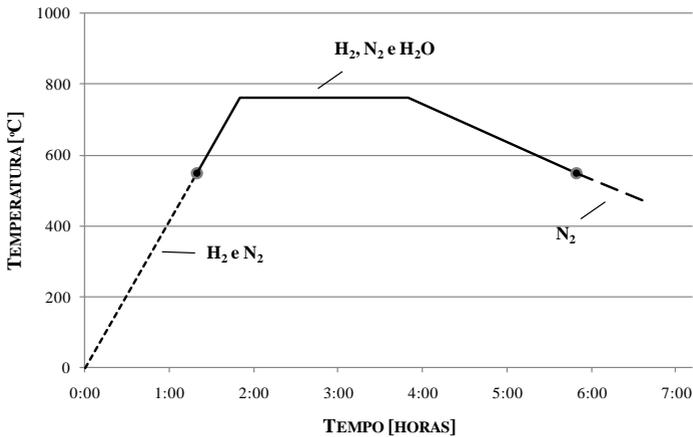


Figura 19 - Perfil térmico empregado no TTU.

Observe que este perfil térmico equivale às etapas 1, 2 e 3 descritas no Anexo 1.

A Tabela 3 apresenta a quantidade de lâminas utilizada no TTU por aço, para cada direção de laminação.

ID	Longitudinal	Transversal
Aço 1	20	40
Aço 2	20	40
Aço 3	20	40

Tabela 3 - Quantidade de amostras utilizadas no TTU.

Com a redução de carbono devido ao vapor d'água presente no TTU, é esperado que não haja envelhecimento magnético na parcela de amostras tratadas desta maneira.

3.2.4. TTS – Tratamento térmico a Seco

Para o tratamento térmico a Seco (TTS), foram realizadas as seguintes etapas:

- inicialmente o forno foi “purgado” e então injetada a atmosfera de 10% de H_2 e 90% de N_2 ;
- com esta atmosfera, o material foi aquecido a taxa de $7^\circ C/min$ até a temperatura de encharque de $810^\circ C$, em que foi mantido por 2 horas;
- passadas as 2 horas, o material foi resfriado a taxa de $2^\circ C/min$ até a temperatura de $550^\circ C$ e mantido no forno até atingir temperatura ambiente.

A Figura 20 ilustra o perfil térmico empregado no TTS.

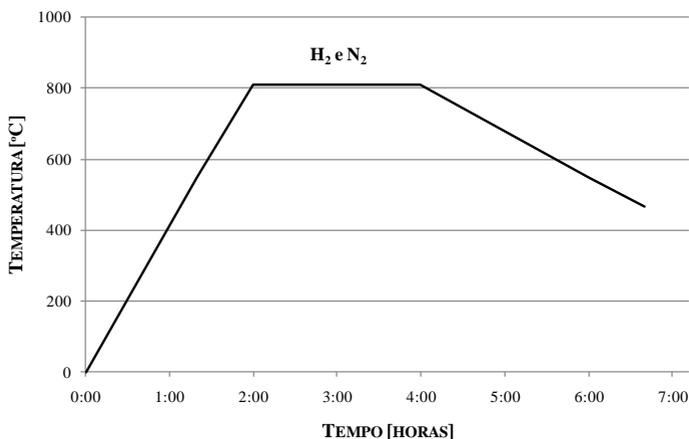


Figura 20 - Perfil térmico empregado no TTS.

Observe que este perfil térmico, assim como para o TTU, equivale às etapas 1, 2 e 3 descritas no Anexo 1.

A Tabela 4 apresenta a quantidade de lâminas utilizada no TTS por aço, para cada direção de laminação.

ID	Longitudinal	Transversal
Aço 1	20	40
Aço 2	20	40
Aço 3	20	40

Tabela 4 - Quantidade de amostras utilizados no TTS.

Apesar do vapor d'água (H_2O) ser muito mais efetivo na descarbonetação que o hidrogênio (H_2), a atmosfera de H_2 e N_2 apresenta característica descarbonetante, mesmo que o hidrogênio puro e seco não seja fortemente descarbonetante [3]. Nas condições adequadas, o hidrogênio da atmosfera reage com o carbono presente no aço, formando hidrocarbonetos do tipo CH_4 , conforme a equação (13).



A geração de gás CH_4 é muito pequena se comparada à geração de gás CO resultante da reação com o vapor d'água [3].

3.2.5. Medição das amostras tratadas TTU e TTS

Para cada grupo de amostras tratadas, assim como para as amostras sem tratamento, foi realizada análise química e microestrutural, além de medição das perdas utilizando um quadro de Epstein, conforme descrito no item 2.3.4.

Os resultados da análise química foram obtidos como a média aritmética de quatro medições individuais.

3.2.6. Tratamento térmico de Envelhecimento Acelerado

O tratamento térmico de Envelhecimento Acelerado foi realizado na Universidade Federal de Santa Catarina, em parceria com o laboratório MAGMA, onde os materiais foram tratados. Para isso, foi utilizado um forno resistivo tipo mufla, com resistências em molibdênio, construído pelo laboratório em um projeto anterior com a Embraco.

Ambos os grupos tratados a Seco e a Úmido foram submetidos a tratamento térmico de Envelhecimento Acelerado. Para isso, foram utilizadas apenas as amostras cortadas no sentido transversal, sendo 6 lâminas de cada tratamento – TTU e TTS – para cada aço. Cada conjunto de 6 lâminas foi submetido a uma temperatura de envelhecimento diferente: 190°C, 210°C e 230°C.

A Tabela 5 sumariza e apresenta a quantidade de amostras utilizadas para os ensaios de Envelhecimento Acelerado.

	Aço 1		Aço 2		Aço 3	
	TTU	TTS	TTU	TTS	TTU	TTS
190°C	6	6	6	6	6	6
210°C	6	6	6	6	6	6
230°C	6	6	6	6	6	6
Total	18	18	18	18	18	18

Tabela 5 - Quantidade de amostras utilizadas no tratamento térmico de Envelhecimento Acelerado. Apenas lâminas transversais.

Além disso, das 6 lâminas de cada conjunto, 2 foram utilizadas para análise química e microestrutural, e as outras 4 restantes para ensaios de propriedades magnéticas. O processo de tratamento térmico consistiu as seguintes etapas:

- aquecer as amostras até 150°C em 45 minutos;
- em seguida, aquecer de 150°C até a temperatura de envelhecimento (190°C, 210°C ou 230°C) em 60 minutos
- mantê-las nesta temperatura por 5 horas (300 minutos)
- em seguida resfriá-las de forma forçada até 190°C, quando se retiraram as amostras do forno para resfriarem até a temperatura ambiente.

Todo o processo foi realizado utilizando-se atmosfera 100% N₂.

Para cada temperatura, após a etapa de envelhecimento, eram coletadas amostras para análise química e microestrutural, e realizada medição das propriedades magnéticas utilizando dispositivo SST. Este ciclo foi repetido em cada temperatura por seis vezes, até que completasse um tempo total de tratamento de 30 horas.

3.2.7. Medição das amostras envelhecidas utilizando SST

A medição das propriedades magnéticas das amostras envelhecidas foi realizada na Universidade Federal de Santa Catarina, em parceria com o laboratório GRUCAD, onde os materiais foram ensaiados utilizando o SST, conforme descrito no item 2.3.4.

Vale ressaltar que para as propriedades magnéticas, os resultados foram obtidos como a média aritmética de três medições individuais. O mesmo método foi adotado por Marra em sua Tese [3].

3.2.8. Resumo do método

A Figura 21 mostra um diagrama que resume de forma visual como as amostras foram divididas, tratadas e ensaiadas.



Figura 21 - Diagrama ilustrativo de tratamentos térmicos empregados.

As amostras sem tratamento foram divididas em dois grupos iguais. Para cada grupo foi realizada análise química e microestrutural, além de medidas as propriedades magnéticas utilizando um quadro de Epstein, conforme descrito no item 2.3.4, e posteriormente submetido a um tratamento térmico diferente: a Seco e a Úmido.

Após o tratamento térmico, as lâminas cortadas no sentido transversal foram utilizadas para o tratamento de envelhecimento acelerado. Para isso, cada um dos grupos acima foi dividido em três partes. Cada parte foi submetida a uma temperatura de envelhecimento diferente: 190°C, 210°C e 230°C.

Dentro de cada temperatura de envelhecimento foram feitas seis etapas de medição, com diferença de cinco horas entre cada uma delas.

4. RESULTADOS

Neste capítulo, serão mostrados os resultados obtidos de acordo com a metodologia apresentada do Capítulo 3. Inicialmente são apresentados os resultados dos aços sem tratamento e após TTU e TTS.

Os resultados referentes ao tratamento térmico de Envelhecimento Acelerado são apresentados em seguida. O método de Arrhenius é utilizado para estimar o tempo necessário para se atingir o máximo valor de envelhecimento em aplicação.

4.1. Resultados após TTU e TTS

4.1.1. Análise da composição química após os tratamentos

Os resultados da composição química dos três materiais sem tratamento, após TTU e após TTS são mostrados na Tabela 6.

ID		Carbono [ppm]	Silício [ppm]	Alumínio [ppm]	Fósforo [ppm]	Enxofre [ppm]
Sem TT	Aço 1	40	2570	350	100	50
	Aço 2	491	2910	170	140	100
	Aço 3	110	6980	40	1020	60
TTU	Aço 1	20	2450	310	90	60
	Aço 2	27	2980	160	150	110
	Aço 3	41	6950	40	1110	99
TTS	Aço 1	38	2250	300	110	59
	Aço 2	330	2740	160	160	100
	Aço 3	37	6620	40	1690	81

Tabela 6 - Composição química dos três materiais sem tratamento, após TTU e após TTS.

Dos três aços deste estudo, apenas o aço 3 possui revestimento, do tipo semi orgânico fosfatizado, que possui entre outros elementos carbono e fósforo em sua composição. Testes realizados na Embraco encontraram teor de carbono de 98 ppm para o aço revestido e 28 ppm para o aço decapado. Para este estudo, não houve decapagem das amostras, sendo feita somente uma limpeza química com ácido clorídrico. O fabricante do aço 3 garante teores máximos de carbono de 50 ppm, e típicos de 25 ppm. Por este motivo, este aço será considerado como ultra-baixo carbono neste estudo.

O efeito da composição química é importante nos aços de grão não orientado, pois eles são diferenciados basicamente pelo seu teor de silício, alumínio e fósforo. A adição destes elementos afeta diretamente a resistividade elétrica dos aços e as perdas [10]. Quanto maior a adição destes elementos, maior a resistividade do aço em questão, o que reduz a intensidade das correntes elétricas parasitas, e assim reduzindo fundamentalmente as perdas.

Em relação ao carbono, os aços 1 e 3 possuem ultra-baixo teor de carbono em sua composição. Isso faz com que, para estes aços, o tratamento térmico tenha maior impacto para o alívio de tensões e o crescimento de grãos do que para a retirada de carbono. O TTU foi o tratamento que apresentou o maior índice de redução de carbono para os aços 1 e 2. Já para o aço 3, a descarbonetação foi mais efetiva para o TTS.

A Figura 22 mostra a variação do teor de carbono entre os aços. Podemos observar que os três aços atingem mesmos níveis de carbono após TTU. Devido ao alto teor de carbono do aço 2, após TTS apenas ele apresentou o teor elevado. Estes resultados estão coerentes, pois apesar de ambas as atmosferas possuírem características descarbonetantes, a atmosfera úmida do TTU possui maior poder de descarbonetação em relação à atmosfera seca do TTS.

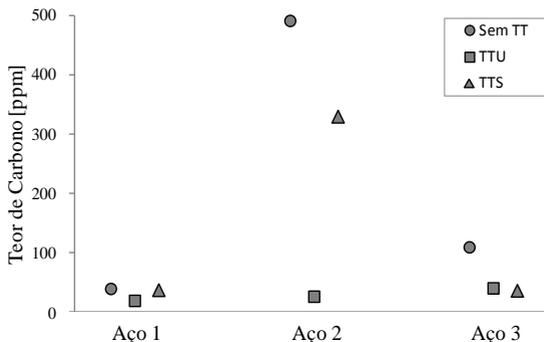


Figura 22 - Comparação do teor de carbono em ppm entre os aços sem tratamento, TTU e TTS.

O teor de silício para o aço 3 é entre 2,3 e 2,9 vezes maior do que o teor dos aços nacionais. Isto impacta diretamente nas propriedades eletromagnéticas, fazendo com que a resistividade elétrica do aço 3 seja maior e consequentemente tenha perdas menores.

4.1.2. Análise microestrutural

As propriedades microestruturais das amostras foram analisadas em microscópio óptico com aumento de 100 vezes e ataque Nital 4%. As amostras dos três aços apresentaram grãos ferríticos associados a carbonetos (cementita) dispersos na matriz tanto sem tratamento quanto após TTU e TTS.

Sem tratamento térmico, os aços 1 e 2 possuem granulação mais fina (ASTM 11) por se tratarem de aços semiprocessados, porém o grau de encruamento imposto propicia o crescimento de grão, fazendo com que atinjam tamanhos de até ASTM1 com o recozimento. O aço 3 sem tratamento apresenta tamanho de grãos maior, ASTM 9, característico de aços totalmente processados.

Após TTS, o aço 1 apresentou grãos grosseiros e homogêneos, com tamanho de grão ASTM 1. Tanto as amostras do aço 2 quanto do aço 3 apresentam grãos heterogêneos e microestruturas que indicam um crescimento de grão incompleto. Para o aço 2, o tamanho de grão maior ficou em torno de ASTM 3, e o tamanho menor em torno de ASTM 7. Para o aço 3, o tamanho de grão ficou em torno de ASTM 8.

As características microestruturais observadas após TTU foram bastante semelhantes àquelas após TTS. O aço 1 apresentou grãos grandes com tamanho ASTM 1. Tanto as amostras do aço 2 quanto do aço 3 apresentam grãos heterogêneos. Para o aço 2, o tamanho de grão maior ficou em torno de ASTM 1, e o tamanho menor em torno de ASTM 7. Para o aço 3, o tamanho de grão maior ficou em torno de ASTM 2, e o tamanho menor em torno de ASTM 7.

O tamanho de grão é a variável mais conhecida no controle do valor das perdas magnéticas totais. Os contornos de grão são centros de ancoramento, pois, a estrutura de domínios de um grão está acoplada à do grão vizinho, e uma parede de domínio em um grão só se moverá se a do grão vizinho mover-se acopladamente. Quanto maior o tamanho de grão, maior a movimentação das paredes de domínio, e, portanto maior a permeabilidade. Porém há estudos em que o tamanho de grão prejudica algumas propriedades magnéticas, estando associado à deterioração da textura no processo de obtenção de grãos grandes devido ao passe de encruamento antes do recozimento final, como é o caso dos semiprocessados. Há estudos que demonstram a existência de um tamanho de grão ótimo, em torno de 150 μ m [1], [3], [4], [12], [14].

As Figuras 23, 24 e 25 mostram respectivamente a microestrutura dos aços 1, 2 e 3, sem tratamento térmico.

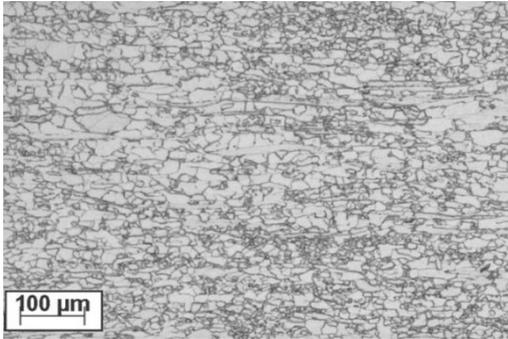


Figura 23 - Microestrutura do Aço 1 sem tratamento térmico. Tamanho de grão ASTM 11 (Ataque Nital 4%).

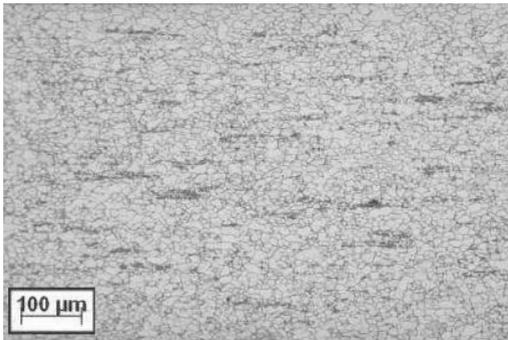


Figura 24 - Microestrutura do Aço 2 sem tratamento térmico. Tamanho de grão ASTM 11 (Ataque Nital 4%).

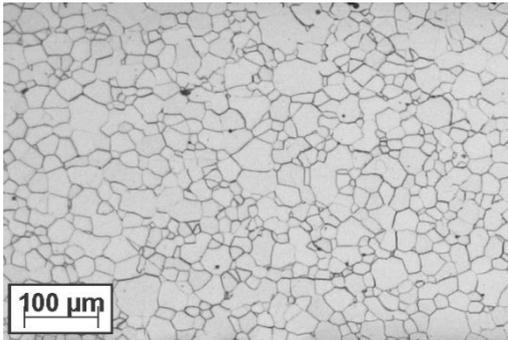


Figura 25 - Microestrutura do Aço 3 sem tratamento térmico. Tamanho de grão ASTM 9 (Ataque Nital 4%).

As Figuras 26, 27 e 28 mostram respectivamente a microestrutura dos aços 1, 2 e 3 após TTU.

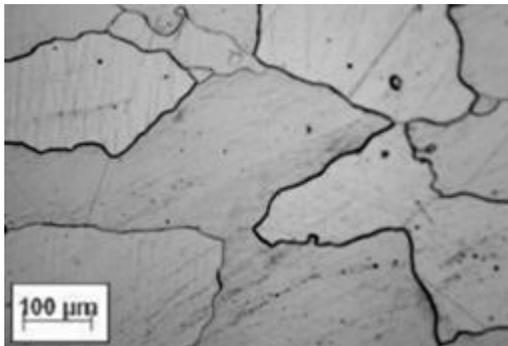


Figura 26 - Microestrutura do Aço 1 após TTU. Tamanho de grão ASTM 1 (Ataque Nital 4%).

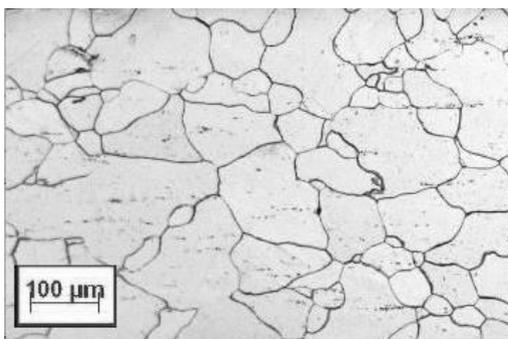


Figura 27 - Microestrutura do Aço 2 após TTU. Tamanho de grão maior ASTM 3, tamanho de grão menor ASTM 7 (Ataque Nital 4%).

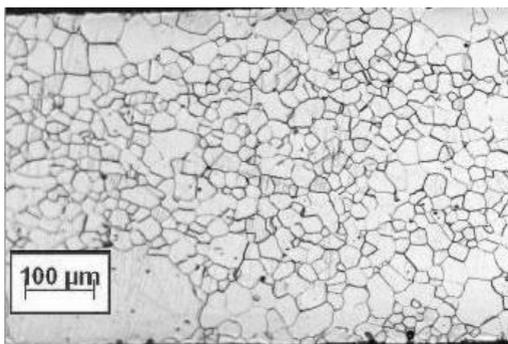


Figura 28 - Microestrutura do Aço 3 após TTU. Tamanho de grão ASTM 8 (Ataque Nital 4%).

As Figuras 29, 30 e 31 mostram respectivamente a microestrutura dos aços 1, 2 e 3 após TTS.

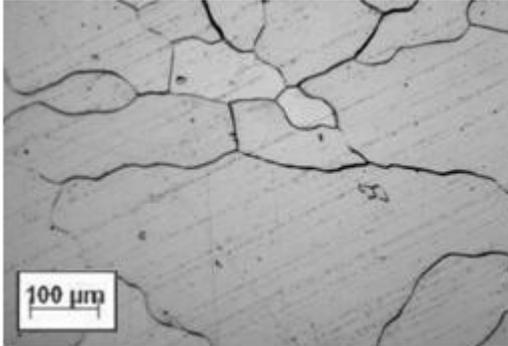


Figura 29 - Microestrutura do Aço 1 após TTS. Tamanho de grão ASTM 1 (Ataque Nital 4%).

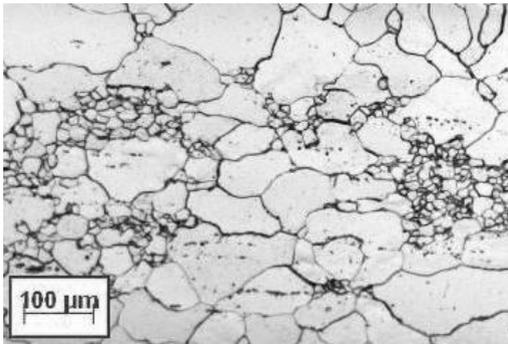


Figura 30 - Microestrutura do Aço 2 após TTS. Tamanho de grão maior ASTM 1, tamanho de grão menor ASTM 7 (Ataque Nital 4%).

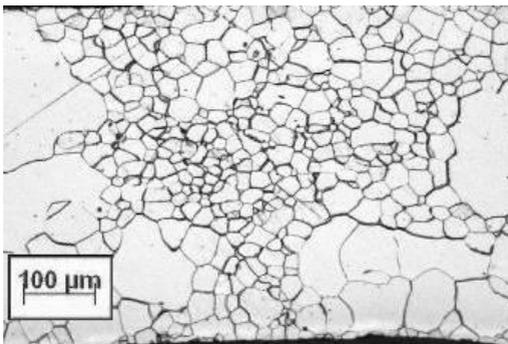


Figura 31 - Microestrutura do Aço 3 após TTS. Tamanho de grão maior ASTM 2, tamanho de grão menor ASTM 7 (Ataque Nital 4%).

É possível também verificar nas amostras após TTS a formação de uma camada fina de faialita, que é uma precipitação cerâmica à base de silício (Fe_2SiO_4) [36]. Esta camada forma-se preferencialmente em atmosfera úmida e pode prejudicar as propriedades mecânicas e magnéticas do aço. Já para os materiais após TTU, foi observado que somente a amostra do aço 3 apresentou formação de camada de faialita (Figura 32).

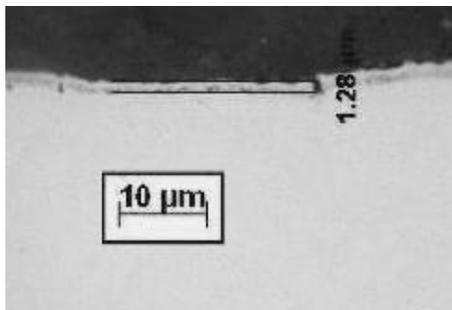


Figura 32 - Camada de faialita observada no aço 3 após TTU. Aumento: 1000x.
(Ataque Nital 4%)

4.1.3. Análise das propriedades eletromagnéticas

Os resultados de perda e permeabilidade relativa magnética em 1,0T e 1,5T, e em 50Hz e 60Hz, para os três aços são mostrados na Tabela 7.

	ID		1,0T		1,5T	
			50Hz	60Hz	50Hz	60Hz
Sem TT	Aço 1	Perdas [W/kg]	6,75	8,38	13,51	16,87
		Permeabilidade	1309	1308	754	755
	Aço 2	Perdas [W/kg]	7,62	9,40	15,01	18,62
		Permeabilidade	1075	1079	647	648
	Aço 3	Perdas [W/kg]	2,86	3,58	5,90	7,44
		Permeabilidade	3638	3635	1671	1657
TTU	Aço 1	Perdas [W/kg]	2,51	3,34	5,85	7,89
		Permeabilidade	5664	5096	1945	1963
	Aço 2	Perdas [W/kg]	2,82	3,65	6,45	8,49
		Permeabilidade	4748	4450	1959	1944
	Aço 3	Perdas [W/kg]	2,55	3,24	5,38	6,87
		Permeabilidade	5872	5606	2461	2510
TTS	Aço 1	Perdas [W/kg]	2,36	3,11	5,64	7,61
		Permeabilidade	6236	5648	2400	2358
	Aço 2	Perdas [W/kg]	3,21	4,14	7,32	9,47
		Permeabilidade	3297	3272	1321	1326
	Aço 3	Perdas [W/kg]	2,17	2,77	4,78	6,14
		Permeabilidade	6630	6410	2196	2147

Fonte: CSN [4]

Tabela 7 - Perda e permeabilidade magnética dos aços após TTS.

O desempenho eletromagnético dos três aços sem tratamento é bastante diferente entre si. É interessante observar que, por se tratar de um aço totalmente processado, as perdas do aço 3 são entre 38% e 44% menores do que a dos outros aços, e a permeabilidade varia entre 2,2 e 3,4 vezes maior. Além disso, o aço 3 possui duas outras características que melhoram seu desempenho: apresenta maior teor de silício e menor espessura. Isso contribui principalmente para redução das perdas devido às correntes parasitas de Foucault.

O tratamento térmico nos aços semiprocessados, aços 1 e 2, diminui muito as perdas, pois além de eliminar os defeitos cristalinos, aumenta o tamanho de grão, melhora a textura e promove a redução do teor de carbono. Este efeito é bem menor nos aços totalmente processados, como o aço 3. A principal função do recozimento, neste caso, é o de alívio de tensões.

As Figuras 33 e 34 lustram a variação das perdas dos materiais com os tratamentos térmicos aplicados, respectivamente a 1,0T e 1,5T. Os aços 1 e 2 apresentaram redução de perdas em torno de 60% em 1,0T e de 50% em 1,5T. Já o aço 3 apresentou entre 8% e 20% de redução. Com isso, podemos observar que os três aços atingem o mesmo patamar de perdas após os tratamentos térmicos.

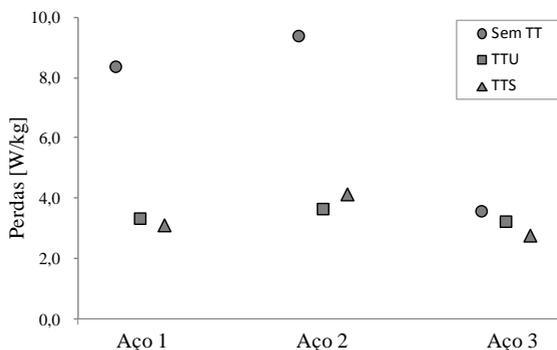


Figura 33 - Comparação da perda total obtida em 1,0T/60Hz [W/kg]: Sem Tratamento vs. TTU vs. TTS.

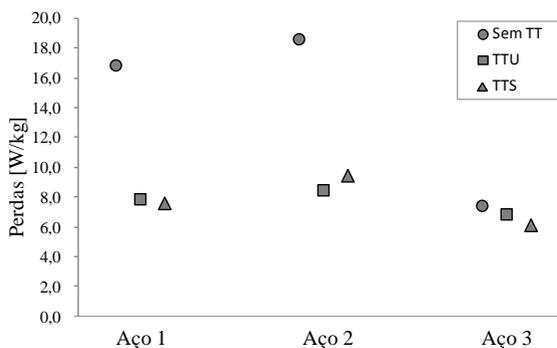


Figura 34 - Comparação da perda total obtida em 1,5T/60Hz [W/kg]: Sem Tratamento vs. TTU vs. TTS.

As Figuras 35 e 36 ilustram a variação da permeabilidade dos materiais com os tratamentos térmicos aplicados. Os aços 1 e 2 apresentam aumento na permeabilidade em torno de 4 vezes em 1,0T e entre 2 e 3 vezes em 1,5T após tratamento, enquanto o aço 3 apresenta aumento entre 1,3 e 1,8 vezes. Apesar disso, o aço 3 apresenta valor absoluto de permeabilidade entre 10% e 20% maiores se comparado ao aço 1 (com exceção do TTU em 1,5T/60Hz, que ficou em torno de 10% menor), e entre 20% e 50% maior se comparado ao aço 2.

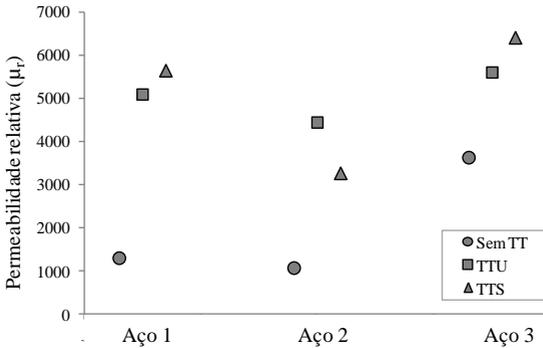


Figura 35 - Comparação da permeabilidade relativa obtida em 1,0T/60Hz: Sem Tratamento vs. TTU vs. TTS.

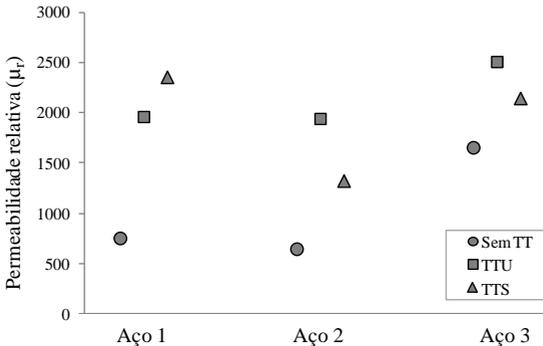


Figura 36 - Comparação da permeabilidade relativa obtida em 1,5T/60Hz: Sem Tratamento vs. TTU vs. TTS.

De forma resumida, pode-se afirmar que a aplicação dos tratamentos térmicos reduziu a discrepância de desempenho dos materiais, colocando os três aços em mesmo patamar de perdas, porém o aço 3 apresentou melhores resultados de permeabilidade relativa, seguido pelo aço 1.

Comparando-se somente os materiais tratados, observa-se que o recozimento em atmosfera oxidante, além de reduzir o teor de carbono, também provocou um aumento da espessura de óxido do material, como a faialita, que interfere no isolamento elétrico entre as lâminas e pode causar aumento nas perdas. O tratamento térmico a Seco reduz a camada de óxidos, o que aumenta a seção efetiva de aço e tende a melhorar o desempenho eletromagnético dos materiais.

As perdas e a permeabilidade relativa dos materiais após TTU e TTS obtidos em 1,0T/60Hz são mostradas na Figura 37. As mesmas grandezas obtidas em 1,5T/60Hz são mostradas na Figura 38. Pode-se observar que os aços 1 e 3 tiveram redução nas perdas de até 17% (aço 3 em 1,0T/60Hz) e aumento da permeabilidade magnética de até 17% (aço 1 em 1,5T/60Hz) com a retirada da umidade na atmosfera.

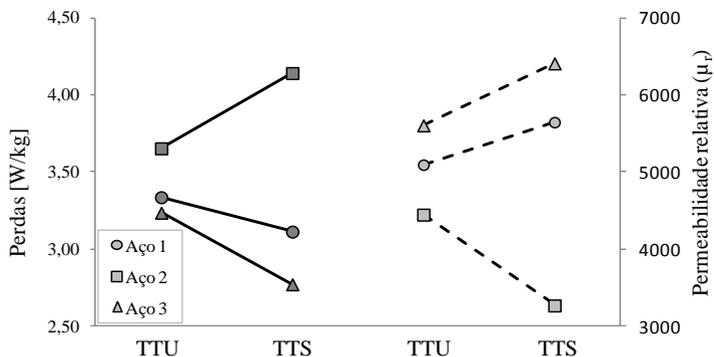


Figura 37 - Perdas e permeabilidade após TTU e TTS em 1,0T/60Hz.

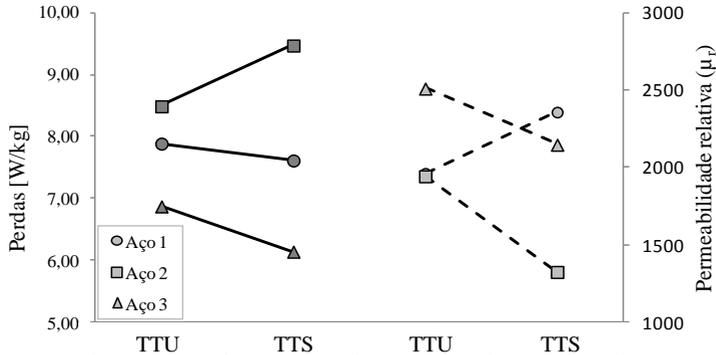


Figura 38 - Perdas e permeabilidade após TTU e TTS em 1,5T/60Hz.

As perdas maiores observadas em atmosfera úmida estão coerentes com o que foi obtido por Marra em sua tese [3]:

“A 760°C, a elevação do grau de umidificação causou a deterioração das propriedades magnéticas, com uma discreta elevação da perda e redução da permeabilidade.”

E ainda:

“Os comportamentos descritos (...) estão certamente relacionados ao saldo resultante da atuação de fatores favoráveis (crescimento de grão e descarbonetação) e desfavoráveis às propriedades magnéticas (oxidação interna).”

4.2. Resultados após tratamento de envelhecimento acelerado

Para avaliar os materiais quanto à susceptibilidade ao envelhecimento magnético, foram realizados tratamentos térmicos em três temperaturas diferentes, a 190°C, 210°C e 230°C. Em cada uma, foram realizadas medições em intervalos de 5 horas por um período de 30 horas.

Com o objetivo de facilitar a leitura e interpretação dos resultados deste capítulo, foi utilizada a seguinte nomenclatura:

- *Aço 1s*: é referente ao aço 1 após TTS e após Envelhecimento Acelerado. O mesmo para os aços 2 e 3.
- *Aço 1u*: é referente ao aço 1 após TTU e após Envelhecimento Acelerado. O mesmo para os aços 2 e 3.

4.2.1. Análise da composição química

A Tabela 8 apresenta o resultado de teor de carbono, em ppm, para os aços após tratamento de envelhecimento acelerado, nas três temperaturas do experimento.

ID Aço	190°C			210°C			230°C			
	0h	10h	20h	30h	10h	20h	30h	10h	15h	20h
1u	21	30	27	30	13	16	28	16	13	20
1s	30	17	10	15	19	32	61	10	27	27
2u	63	170	131	200	198	227	121	112	118	170
2s	313	360	291	310	345	320	329	310	331	343
3u	23	27	28	47	26	34	35	24	28	30
3s	21	12	26	32	23	23	40	26	18	25

Tabela 8 - Resultado de teor de carbono [ppm] para aços após envelhecimento acelerado.

As Figuras 39, 40 e 41 apresentam de forma gráfica a evolução do teor de carbono com o passar do tempo para as três temperaturas do experimento. A medição do aço 1u após 30 horas em 210°C foi removida da Figura 39 por representar um dado discrepante.

É possível observar que não houve variação brusca do teor de carbono. Isto era esperado, pois foi utilizada atmosfera inerte (100% N₂) para os tratamentos. No entanto, percebe-se uma tendência de aumento se comparada a última medição com as primeiras.

É importante lembrar que os três aços foram tratados simultaneamente no mesmo forno em cada etapa de temperatura. Este aumento no teor de carbono dos materiais pode estar associado ao desbalanço estequiométrico entre os diferentes teores de carbono dos aços que formam a carga do forno e do tipo de atmosfera utilizada [10]. Além disso, pode haver influência do manuseio das amostras, que passaram pelo processo “*tratamento → medição de propriedades eletromagnéticas → coleta de amostras para análise*” diversas vezes.

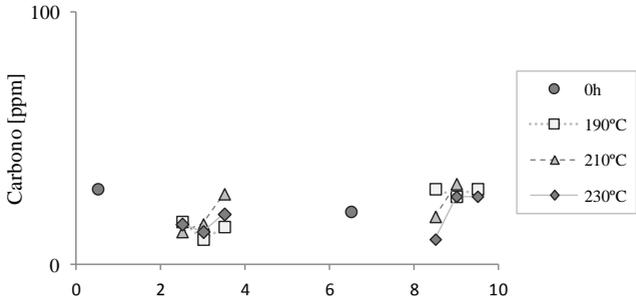


Figura 39 - Teor de carbono para o aço 1.

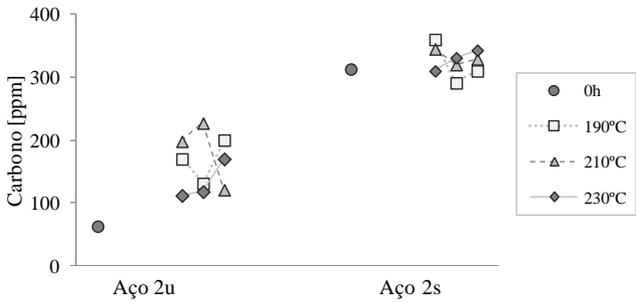


Figura 40 - Teor de carbono para o aço 2.

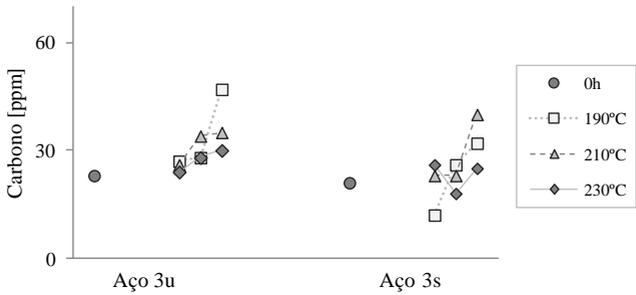


Figura 41 - Teor de carbono para o aço 3.

4.2.2. Análise microestrutural

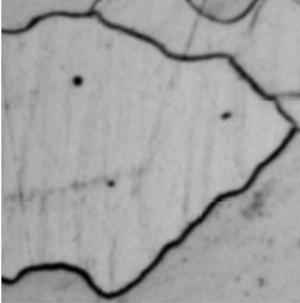
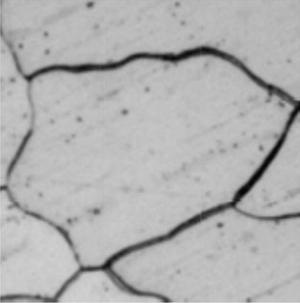
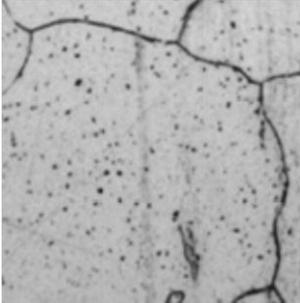
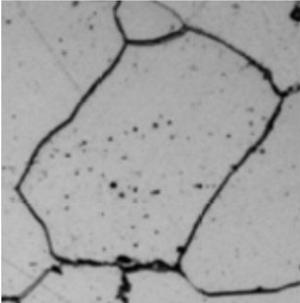
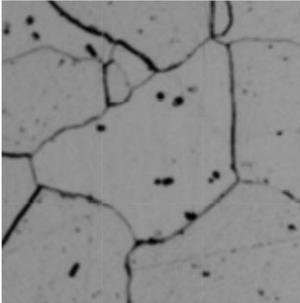
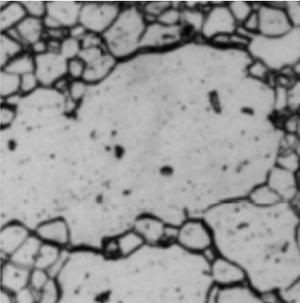
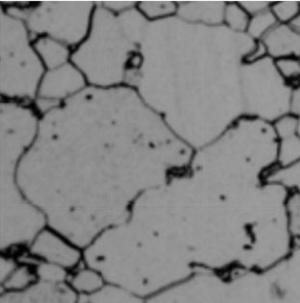
A Tabela 9 apresenta o tamanho ASTM dos grãos, maior e menor, para os materiais sem envelhecimento e após envelhecimento final em cada temperatura. Pode-se observar que não houve variação significativa no tamanho dos grãos. O Anexo 3 apresenta as imagens das micrografias realizadas pelo laboratório de materiais da Embraco.

ID Aço	Tamanho de grão sem envelhecimento		Tamanho de grão com envelhecimento final					
	Maior	Menor	190°C		210°C		230°C	
			Maior	Menor	Maior	Menor	Maior	Menor
1s		1		1		2		1
1u		1		1		1		1
2s	2	8	4	8	4	8	4	7
2u		4		3		4		4
3s	2	7	1	7	2	7	1	6
3u		7		7		7		7

Tabela 9 - Tamanho de grão ASTM para aços sem envelhecimento e após envelhecimento final em cada temperatura.

A Figura 42 mostra o detalhe do contorno de grão para os aços antes e após o tratamento de envelhecimento a 230°C. Foi observado um aumento de precipitados no interior e contorno dos grãos para o aço 1s e para o aço 2u e 2s. O mesmo comportamento foi observado para as outras temperaturas.

A presença destes precipitados afeta a movimentação das paredes de domínio, e está diretamente associada ao envelhecimento magnético.

ID	Detalhe do contorno de grão	
	Antes do envelhecimento	Após envelhecimento
1u		
		
2u		
		

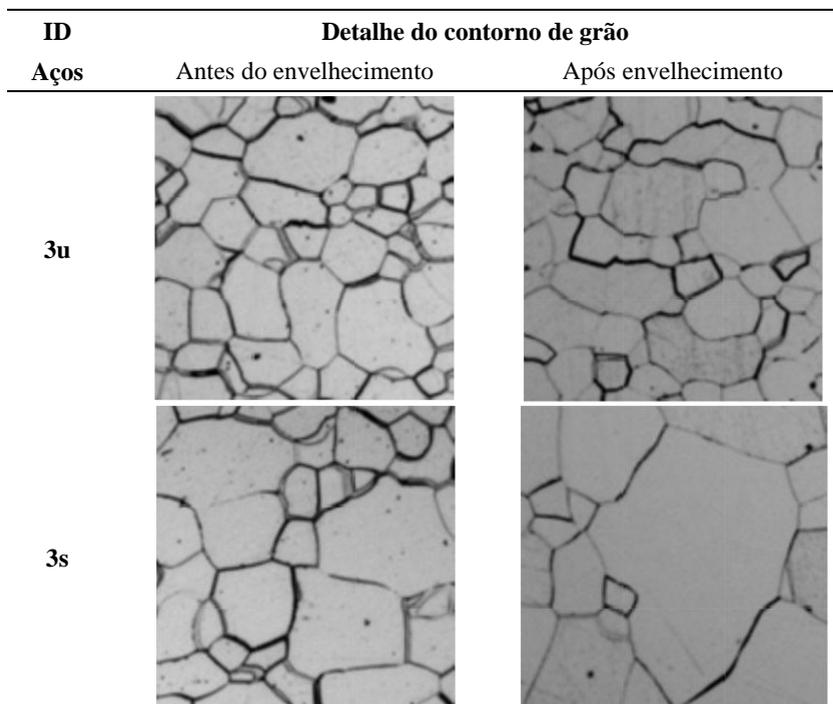


Figura 42 - Detalhe do contorno de grão dos aços antes e após envelhecimento.

4.2.3. Análise das propriedades eletromagnéticas

Para se avaliar a evolução das perdas com o envelhecimento em cada temperatura, foram geradas curvas em 1,0T/60Hz [32] e normalizadas em relação aos materiais não envelhecidos, ou seja, foi considerado como envelhecimento zero os valores de perdas medidos com o SST logo após o TTU e o TTS. As Figuras 43, 45 e 47 ilustram a evolução das perdas com o envelhecimento para os aços 1u, 2u e 3u respectivamente. Da mesma forma, as Figuras 44, 46 e 48 ilustram a evolução da perdas com o envelhecimento para os aços 1s, 2s e 3s respectivamente.

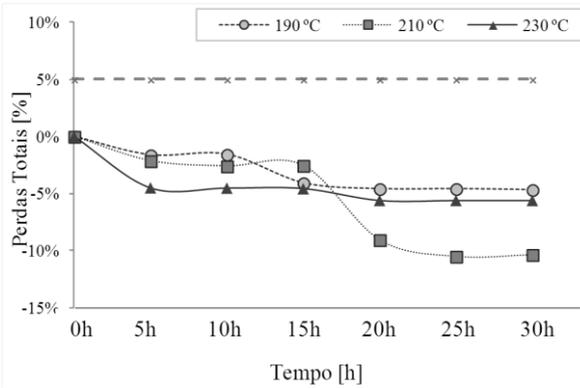


Figura 43 - Evolução das perdas totais em 1,0T/60Hz para o aço 1u.

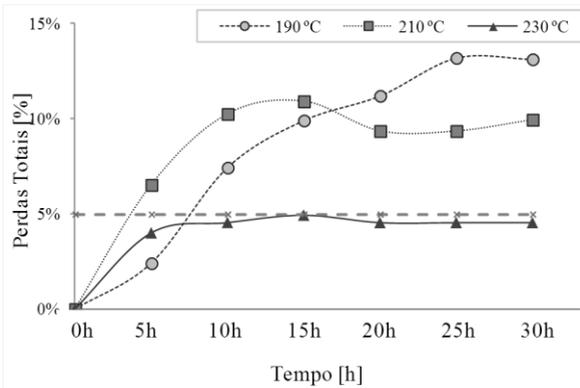


Figura 44 - Evolução das perdas totais em 1,0T/60Hz para o aço 1s.

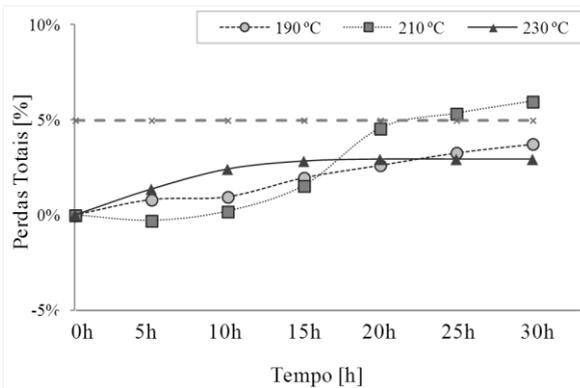


Figura 45 - Evolução das perdas totais em 1,0T/60Hz para o aço 2u.

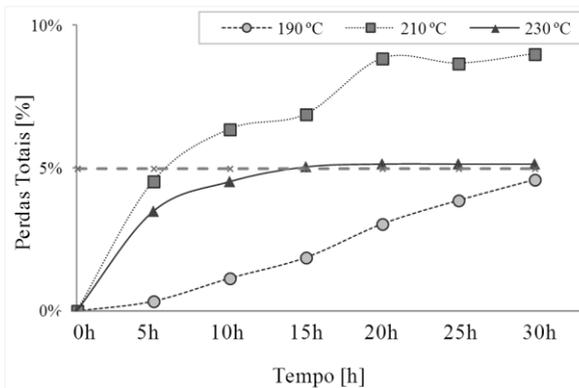


Figura 46 - Evolução das perdas totais em 1,0T/60Hz para o aço 2s.

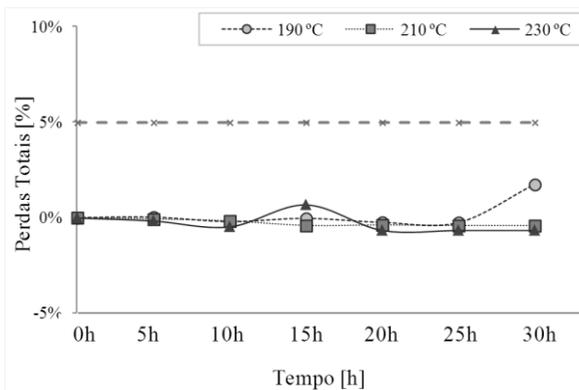


Figura 47 - Evolução das perdas totais em 1,0T/60Hz para o aço 3u.

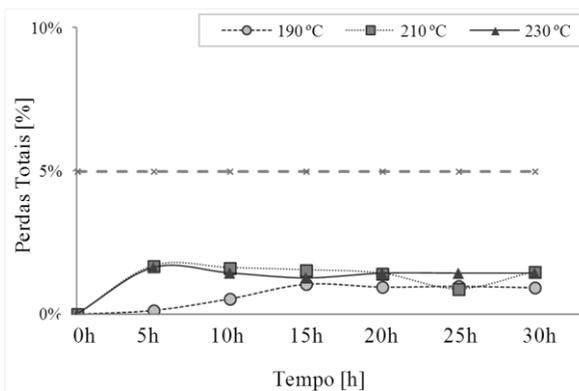


Figura 48 - Evolução das perdas totais em 1,0T/60Hz para o aço 3s.

O critério de envelhecimento adotado para este trabalho considera envelhecido o material que apresentou aumento maior do que 5% nas perdas após tratamento de envelhecimento. Utilizando este critério, podemos observar que os aços após TTU não sofreram envelhecimento. Para o aço 2u na temperatura de 210°C, as perdas ultrapassaram os 5%, porém a variação pode ser atribuída a erro de medição. O comportamento observado para o TTU era esperado, visto que o tratamento térmico a Úmido reduz o teor de carbono dos materiais.

Vale observar que na Figura 43 a evolução das perdas para o aço 1u foi negativa, quando o esperado era de que aumentassem. Os testes de análise química e análise microestrutural realizados não apresentaram resultados que justificassem este comportamento, e devido à restrição de materiais, não foi possível repetir os experimentos para sua validação.

Para os materiais após TTS, era esperado que os aços 1s e 3s não apresentassem envelhecimento por se tratarem de materiais com ultra-baixo carbono, ou seja, com teor abaixo de 30ppm. Sabe-se que estes materiais praticamente não sofrem envelhecimento. No entanto, apenas o aço 3s não envelheceu.

Com isso, os resultados indicaram que apenas os materiais 1s e 2s sofreram envelhecimento magnético.

O envelhecimento magnético dos aços, quando submetidos a aquecimento, aumenta o nível de perdas e também reduz sua permeabilidade magnética. As Figuras 49, 51 e 53 ilustram a evolução da permeabilidade relativa μ_r , em %, para os aços 1u, 2u e 3u respectivamente. Da mesma forma, as Figuras 50, 52 e 54 ilustram a evolução da permeabilidade relativa μ_r , em %, para os aços 1s, 2s e 3s respectivamente.

Com exceção do aço 1u, todos os materiais apresentaram redução da permeabilidade magnética. Os aços 1s, 2u e 2s foram os que apresentaram as maiores reduções, de aproximadamente 10% na temperatura de 210°C.

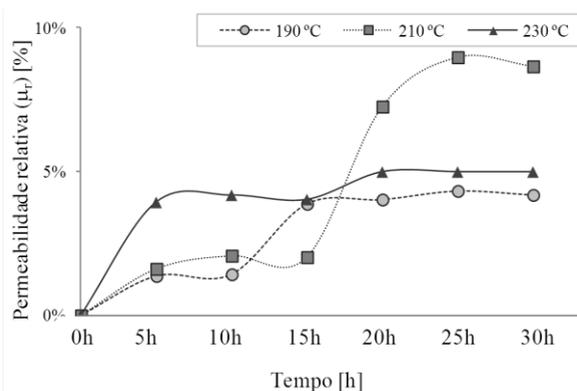


Figura 49 - Evolução da permeabilidade μ_r em 1,0T/60Hz para o aço 1u.

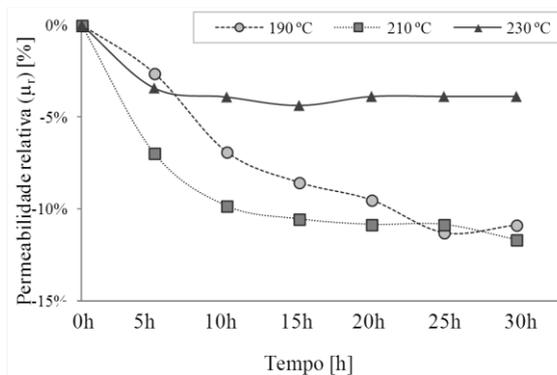


Figura 50 - Evolução da permeabilidade μ_r em 1,0T/60Hz para o aço 1s.

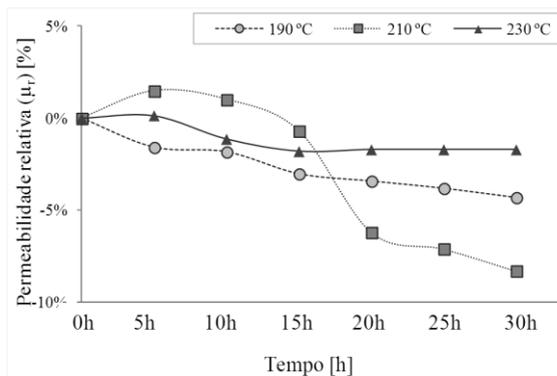


Figura 51 - Evolução da permeabilidade μ_r em 1,0T/60Hz para o aço 2u.

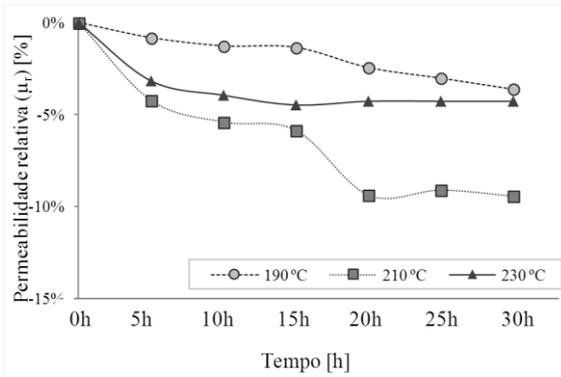


Figura 52 - Evolução da permeabilidade μ_r em 1,0T/60Hz para o aço 2s.

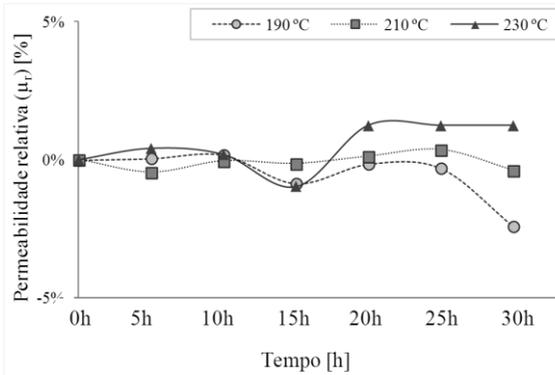


Figura 53 - Evolução da permeabilidade μ_r em 1,0T/60Hz para o aço 3u.

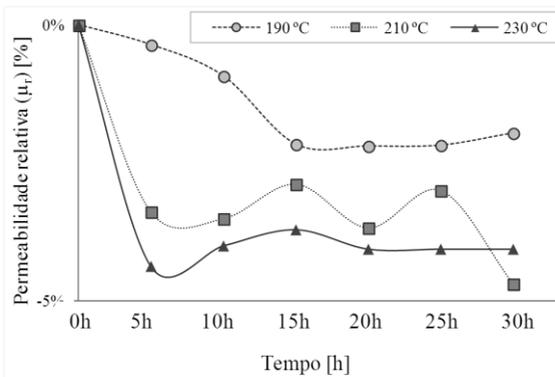


Figura 54 - Evolução da permeabilidade μ_r em 1,0T/60Hz para o aço 3s.

4.3. Comportamento das componentes de perda nos materiais que apresentaram envelhecimento

Conforme descrito no Capítulo 2, o carbono é o principal responsável pelo envelhecimento magnético devido à formação de precipitados que interferem na movimentação das paredes dos domínios magnéticos. Com isso, a componente de perdas que deveria sofrer o maior aumento é a perda por histerese.

Este comportamento foi observado nos materiais que sofreram envelhecimento. As Figuras 55 e 56 ilustram a variação das componentes de perda com o tempo de envelhecimento acelerado para o aço 1s e 2s respectivamente. As curvas utilizaram as medições em 1,0T/60Hz e temperatura de 210°C, porém o mesmo comportamento foi observado para as outras temperaturas.

Nota-se que as perdas dinâmicas, ou seja, perdas devido às correntes de Foucault e perdas suplementares, tentem a diminuir com o passar do tempo. Já a perda por histerese aumenta, atingindo até aproximadamente 40% para o aço 1s e 20% para o aço 2s.

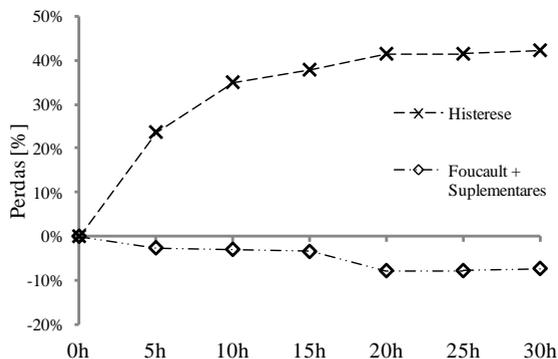


Figura 55 - Variação das componentes de perdas em 1,0T/60Hz com o tempo de envelhecimento acelerado para o aço 1s.

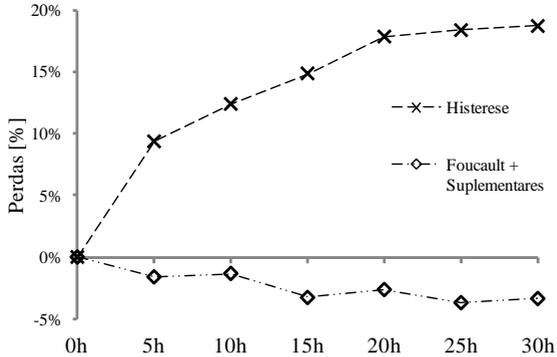


Figura 56 - Variação das componentes de perdas em 1,0T/60Hz com o tempo de envelhecimento acelerado para o aço 2s.

As Figuras 57 e 58 ilustram a diferença entre as curvas de histerese em 0h, 10h e 30h de envelhecimento para os aço 1s e 2s, respectivamente, nas medições a 1,5T/60Hz/210°C. É possível observar claramente o aumento da área da curva com o passar do tempo. Grande parte deste aumento está relacionado ao aumento da coercividade (pontos em que $B=0T$).

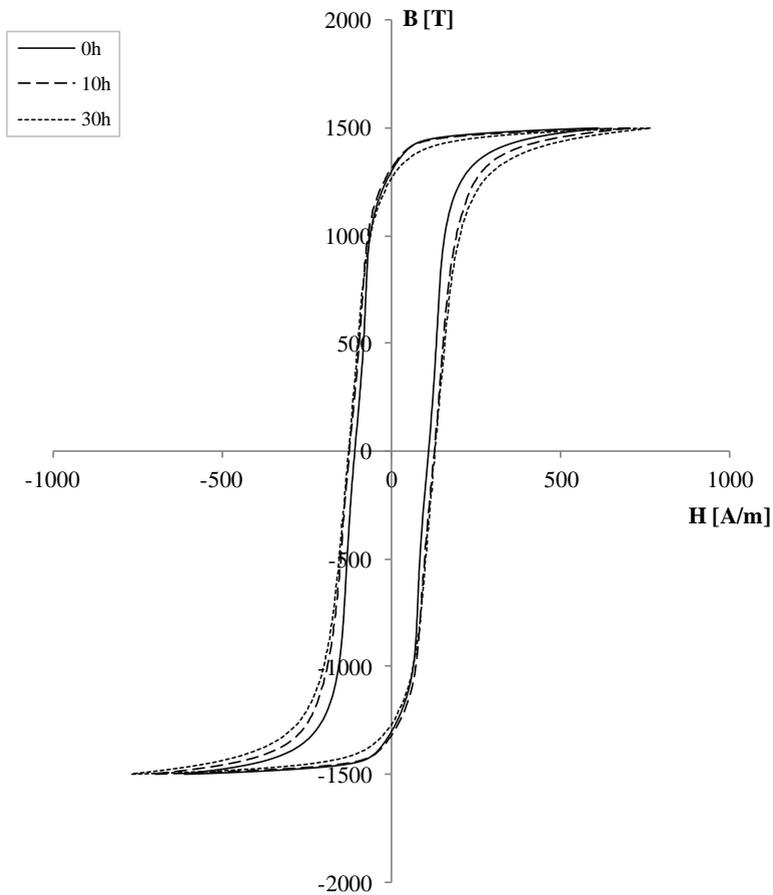


Figura 57 - Diferença entre as curvas de histerese em 0h, 10h e 30h de envelhecimento para o aço 1s. (1,5T/60Hz/210°C)

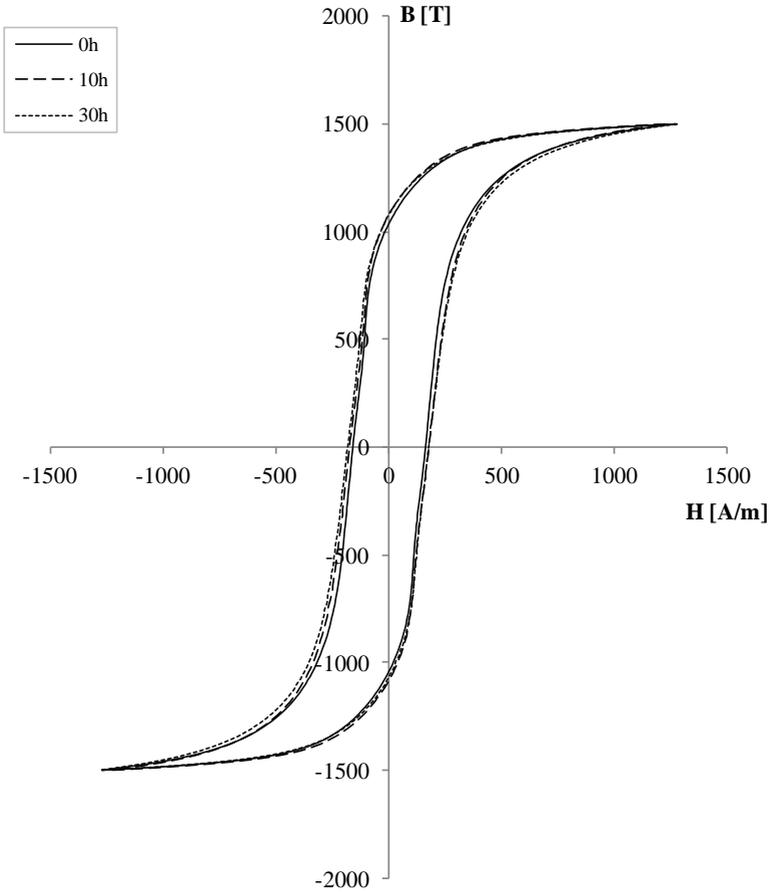


Figura 58 - Diferença entre as curvas de histerese em 0h, 10h e 30h de envelhecimento para o aço 2s. (1,5T/60Hz/210°C)

A título de curiosidade, a Figura 59 ilustra a diferença entre as curvas de histerese para o aço 3s. Nota-se que praticamente não houve variação da coercividade, e que o aumento na área do laço é menor.

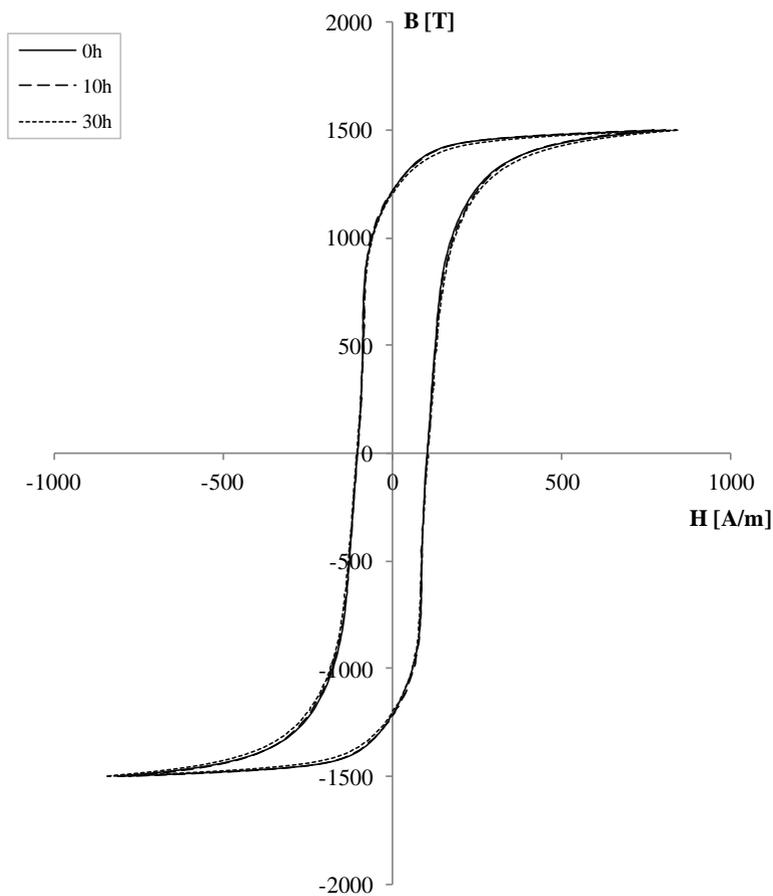


Figura 59 - Diferença entre as curvas de histerese em 0h, 10h e 30h de envelhecimento para o aço 3s. (1,5T/60Hz/210°C)

4.4. Modelo de Arrhenius e máximo valor de perdas em operação

Apenas as amostras 1s e 2s, tratadas em atmosfera seca (TTS) são utilizadas neste capítulo, pois apresentaram envelhecimento magnético. As Figuras 60 e 61 mostram as curvas de índice de envelhecimento $IE_{\%}$ [32] em função do tempo de envelhecimento, para as três temperaturas investigadas neste trabalho, tomando como referência as medições em 1,0T/60Hz.

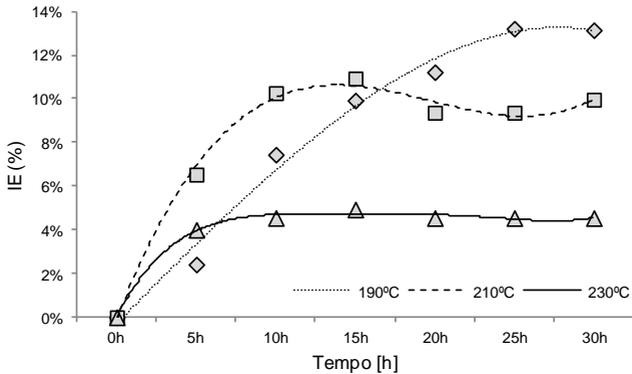


Figura 60 - $IE_{\%}$ versus Tempo para aço 1s

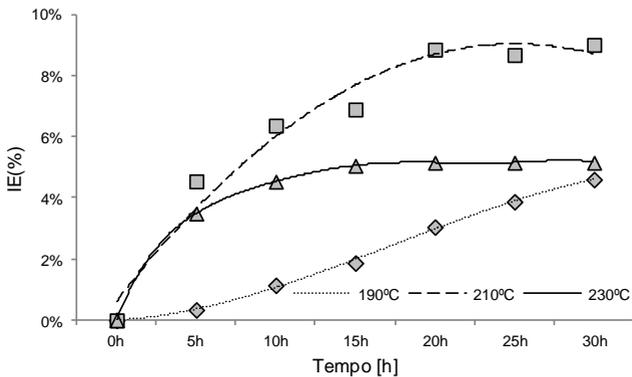


Figura 61 - $IE_{\%}$ versus Tempo para aço 2s

Para se obter o tempo em que o material atingiu o máximo valor de envelhecimento, utilizou-se as Figuras 62 e 63, onde são mostradas as curvas com índice de envelhecimento normalizado. Os valores de IE normalizados foram obtidos conforma a seguinte equação:

$$IE_{normalizado} = \frac{IE_{\%}}{IE_{\% \text{ máx}}}$$

Onde:

- $IE_{\% \text{ máx}}$ é o valor máximo de IE calculado pela Equação (10).

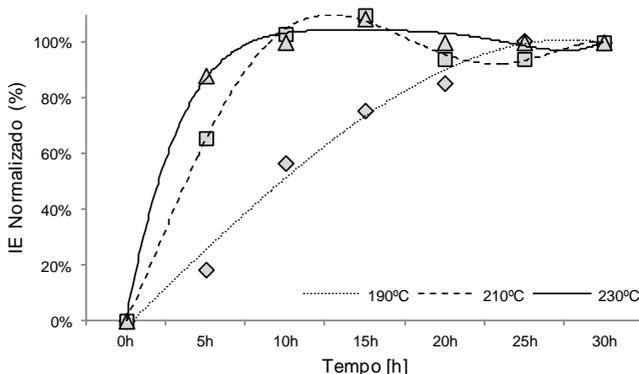


Figura 62 - $IE_{\%}$ normalizado versus Tempo para aço 1s.

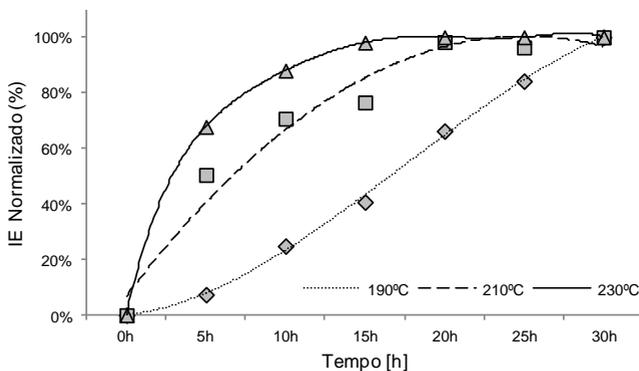


Figura 63 - $IE_{\%}$ normalizado versus Tempo para aço 2s.

Observando as curvas em cada figura, foi extraído o tempo necessário para se atingir o máximo valor de envelhecimento magnético em cada temperatura. A Tabela 10 apresenta os valores extraídos.

Temperatura [°C]		190	210	230
Tempo [h]	Aço 1s	25	17,5	12,5
	Aço 2s	-	22,5	17,5

Tabela 10 - Tempo necessário para atingir o máximo valor de envelhecimento magnético em cada temperatura

Os parâmetros do modelo de Arrhenius podem ser encontrados utilizando-se da Equação (12) e plotando-se os dados da Tabela 10 em um gráfico monolog. A inclinação da curva obtida através da regressão linear determina a energia de ativação associada aos mecanismos de envelhecimento em ambos os aços. A Tabela 11 sumariza os parâmetros do modelo encontrados para os dois aços.

Parâmetro	Aço 1s	Aço 2s
A [adimensional]	8,08	7,74
ϕ [kcal/mole]	$4,1 \times 10^{-3}$	$7,3 \times 10^{-3}$

Tabela 11 - Parâmetros do modelo de Arrhenius para aço 1s e 2s.

As Figuras 64 e 65 ilustram as curvas geradas pelos dados da Tabela 10. O tempo necessário para atingir o máximo envelhecimento à temperatura de operação normal de 80°C, utilizando as análises de regressão, é de aproximadamente 16 dias para ambos os aços.

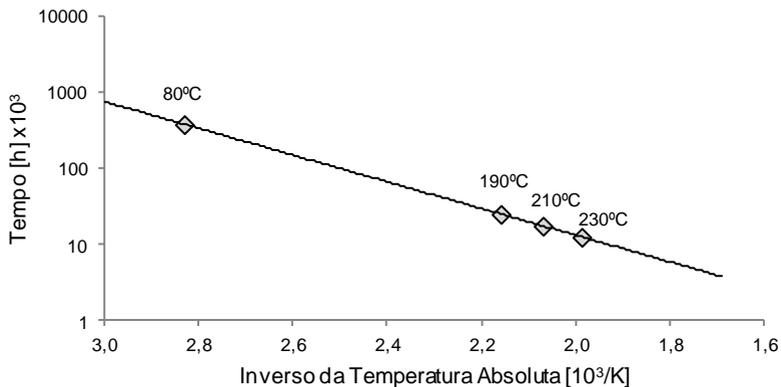


Figura 64 - Curva de Arrhenius para o envelhecimento magnético do aço 1s.

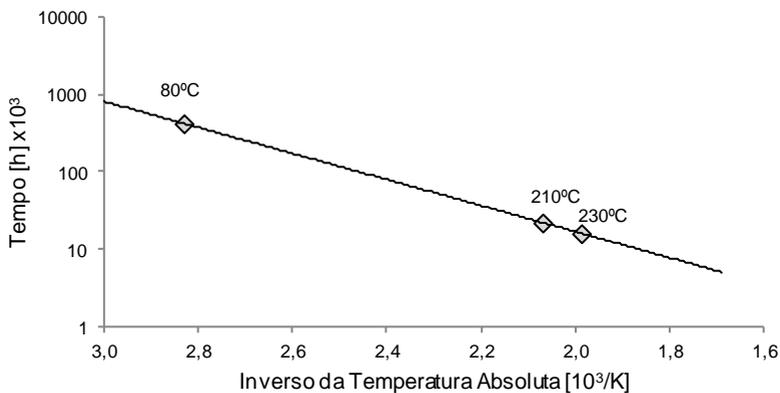


Figura 65 - Curva de Arrhenius para o envelhecimento magnético do aço 2s.

Os resultados obtidos com o método de Arrhenius comprovam que o envelhecimento magnético não pode ser negligenciado pelos consumidores de aço elétrico, e deve ser uma das diretrizes para projetistas de equipamentos que utilizam estes materiais. O tempo para se atingir o máximo valor de envelhecimento, de apenas 16 dias, é suficientemente pequeno para se admitir que o aço trabalha toda sua vida útil com perdas de envelhecimento, e não de perdas de pós-tratamento.

5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

5.1. Conclusões

Os requisitos de eficiência energética, impostos pelas agências regulamentadoras, têm pressionado os fabricantes de eletrodomésticos a adequarem seus produtos aos novos limites de consumo de energia. Esta dinâmica tem exigido cada vez mais de engenheiros e pesquisadores a busca por novas soluções que permitam o atendimento destas restrições. Devido a sua importância no funcionamento de dispositivos eletromagnéticos, aços para fins elétricos são objeto de estudos que visam soluções de qualidade, custo e aplicação.

Esta dissertação teve como objetivo principal avaliar o efeito dos tratamentos térmicos a Úmido e a Seco sob o enfoque do aumento nas perdas devido ao envelhecimento magnético.

Os aços GNO semiprocessados exigem que seja realizado um tratamento térmico pelo usuário do material para melhorar suas propriedades eletromagnéticas. Já para o aço totalmente processado, este tratamento térmico tem objetivo principal de recuperar os danos causados durante o processamento do aço desde a linha de corte até a lâmina estampada.

Os resultados das análises após TTU e TTS mostram que o tratamento térmico influenciou diretamente o desempenho eletromagnético dos aços. Os aços 1 e 2 quando tratados em atmosfera úmida (TTU) obtiveram redução no teor de carbono, aumento no tamanho de grão, e conseqüentemente menor perda e maior permeabilidade. Para o aço 2, isso ocorreu principalmente devido ao efeito descarbonetante do vapor d'água na atmosfera do TTU.

Para o aço 3, foi com o TTS que se obteve o melhor desempenho. Este material possui ultra-baixo carbono, o que faz com que a atmosfera úmida não tenha tanta importância na remoção do carbono, mas sim na oxidação subsuperficial. Com isso, a atmosfera seca do TTS proporcionou a recuperação dos danos de processamento sem reduzir a seção do material com óxidos indesejáveis.

Os resultados do experimento de envelhecimento magnético apresentaram coerência com o conhecimento teórico, visto que os materiais tratados em atmosfera úmida (fortemente descarbonetante) não sofreram redução nas propriedades eletromagnéticas após tratamento de envelhecimento acelerado. Apenas os aços 1s e 2s (após TTS)

apresentaram aumento de perdas e redução de permeabilidade. Ao separar as perdas, observou-se que as dinâmicas (por corrente de Foucault e excedentes) praticamente não variaram com o tempo de envelhecimento, sendo a perda histerética a principal responsável pelo efeito. Este resultado está de acordo com a precipitação de carbetos e nitretos, que resulta no aumento da energia gasta no movimento dos domínios magnéticos e incremento da coercividade, afetando diretamente as perdas por histerese.

Por fim, buscou-se estimar o tempo necessário para que os materiais atingissem o valor máximo de perdas devido ao envelhecimento magnético quando em operação. Para compressores herméticos, a temperatura de operação é em torno de 80°C, e o tempo para atingir as máximas perdas foi de 16 dias. Este período é suficientemente pequeno para se admitir que o aço trabalha toda sua vida útil com perdas de envelhecimento, e não de perdas de pós-tratamento.

5.2. Sugestões para trabalhos futuros

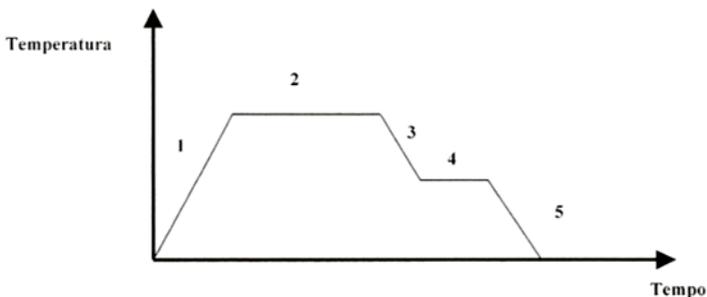
O envelhecimento magnético de aços elétricos é um tema bastante explorado na literatura, contudo ainda há muito espaço para novas pesquisas. Algumas sugestões para trabalhos futuros são listadas abaixo:

- Verificar se o comportamento das perdas diminuírem com o envelhecimento observado para o aço 1u na Figura 43 se repete.
- Investigar o motivo de as perdas dinâmicas diminuírem com o envelhecimento, observado para os aços 1s e 2s nas Figuras 55 e 56, respectivamente.
- Verificar se a diferença de desempenho observada em Epstein entre os tratamentos TTS e TTU é percebida em dispositivos que utilizam esses materiais, como motores elétricos;
- Verificar se o desempenho eletromagnético para aços de maiores níveis de eficiência varia de forma relevante com TTU e TTS;
- Repetir os testes de tratamento em diferentes atmosferas, e sua influência no rendimento dos aços;
- Repetir a metodologia de tratamento térmico de envelhecimento magnético acelerado para uma gama maior de aços elétricos.

ANEXO 1

CICLO TÉRMICO DESCARBONETANTE EMBRACO

A Figura 66 apresenta de modo esquemático o ciclo térmico de recozimento de lâminas de estator empregado na Embraco. Antes de qualquer discussão sobre cada uma das etapas do tratamento térmico de recozimento, cabe ressaltar que as lâminas de rotor são tratadas em um equipamento com ciclo térmico diferente do apresentado abaixo, pois estas necessitam somente de uma oxidação externa [10].



Fonte: Gebler, S. [10]

Figura 66 - Curva teórica do tratamento de recozimento de aços elétricos.

Cada uma das etapas é detalhada conforme [1], [10].

ETAPA 1 - Nesta fase, o material é aquecido até a temperatura de descarbonetação, onde o óleo proveniente da estampagem é removido. É aconselhável que esta etapa seja realizada numa zona fisicamente separada da zona de descarbonetação. A atmosfera é mantida seca, ou seja, com ponto de orvalho muito baixo, pois a formação de uma camada de óxido, neste momento, poderia interferir na etapa seguinte, que é de descarbonetação. O tempo estimado desta fase é de 150 min.

ETAPA 2 - Nesta etapa ocorre a injeção da atmosfera de gás exotérmico (exogás) e a introdução de vapor de água até ser atingido um ponto de orvalho de cerca de 30°C, o que corresponde a cerca de 4,2% em volume da água para 1 atm. Mantendo-se a temperatura entre 750 e 800°C, propicia-se o processo de descarbonetação das lâminas de estator. A remoção dos carbonetos através de sua dissociação e posterior difusão do carbono principalmente nos contornos de grãos permite que nesta fase ocorram simultaneamente os processos de recristalização e

crescimento de grãos. Nos aços para fins elétricos, este tratamento é realizado no campo monofásico (α) ou bifásico ($\alpha + \gamma$) dependendo do teor de carbono. O tempo estimado desta fase é de 200 min.

ETAPA 3 - Resfriamento até a temperatura de oxidação (azulamento), próxima a 480°C. Normalmente esta etapa é dimensionada e limitada em função da carga térmica que está sendo resfriada. O tempo estimado desta fase é de 150 min.

ETAPA 4 - Para que o processo de oxidação ocorra, é necessário o aumento do ponto de orvalho para cerca de 85°C e temperatura de 550°C. Ocorre então a formação de uma camada de óxido de ferro, basicamente Fe_3O_4 (magnetita) aderente à superfície da chapa. O tempo estimado desta fase é de 100 min.

ETAPA 5 - Nesta etapa obrigatoriamente o resfriamento deve ser lento, de modo que o carbono ainda existente em solução não precipite, minimizando o efeito do envelhecimento magnético. Normalmente, abaixo de 360°C o resfriamento passa a ser forçado até a temperatura para manuseio da carga, a fim de aumentar a produtividade. Tempo estimado da primeira fase é 150 min e da segunda fase é de 30 min.

O ciclo térmico aplicado para as lâminas do rotor na Embraco difere do apresentado acima nos seguintes pontos: não apresenta as zonas 2 e 3; e na zona 1 o aquecimento atinge temperaturas entre 460°C e 480°C com atmosfera de N_2 mais vapor d'água.

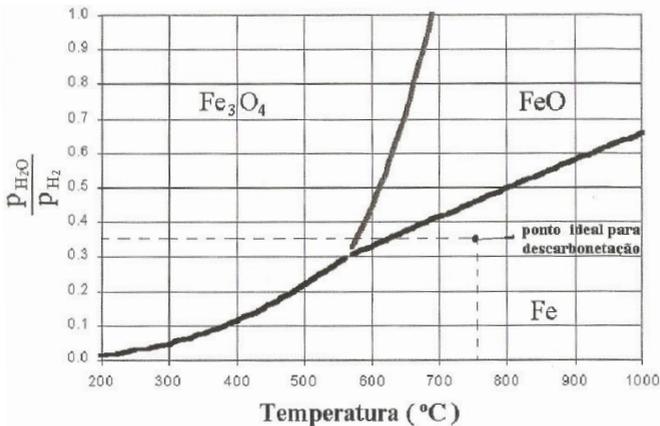
ANEXO 2

TERMODINÂMICA DA DESCARBONETAÇÃO

Como dito no item 2.2.5, a presença de vapor d'água em excesso na atmosfera do forno durante o tratamento térmico do aço elétrico pode propiciar a formação de óxidos de ferro do tipo FeO, que são prejudiciais ao processo [1]. A formação de óxidos de ferro ocorre também quando o teor de elementos formadores de óxidos (Si, Mn, Al) do aço é desprezível [3].

Para se controlar a quantidade de vapor d'água presente na atmosfera, é feita a medida do “ponto de orvalho”, ou seja, qual a quantidade de umidade necessária para que, dada uma temperatura, a água condense e forme o orvalho. Em resumo, quanto mais umidade tiver a atmosfera, mais alta será a temperatura onde se forma o orvalho, e maior o “ponto de orvalho”. Através do “ponto de orvalho” também é possível obter o valor de pressão de vapor d'água p_{H_2O} [1].

O projeto do tratamento se baseia em dados termodinâmicos do sistema Fe-H-O, com objetivo de que a reação do vapor d'água ocorra preferencialmente com o carbono. Na Figura 67 estão definidas as regiões de estabilidade dos óxidos de ferro em função da temperatura e da relação pressão de vapor d'água e pressão de hidrogênio (p_{H_2O}/p_{H_2}).



Fonte: Landgraf, F.[1]

Figura 67 - Estabilidade do Fe, FeO e Fe₃O₄ em função da temperatura e da relação p_{H_2O}/p_{H_2} .

Para que o aço não seja oxidado, deve-se manter o ponto de operação do forno no campo “ferro” da Figura 67.

ANEXO 3

MICROGRAFIA DOS MATERIAIS ENVELHECIDOS

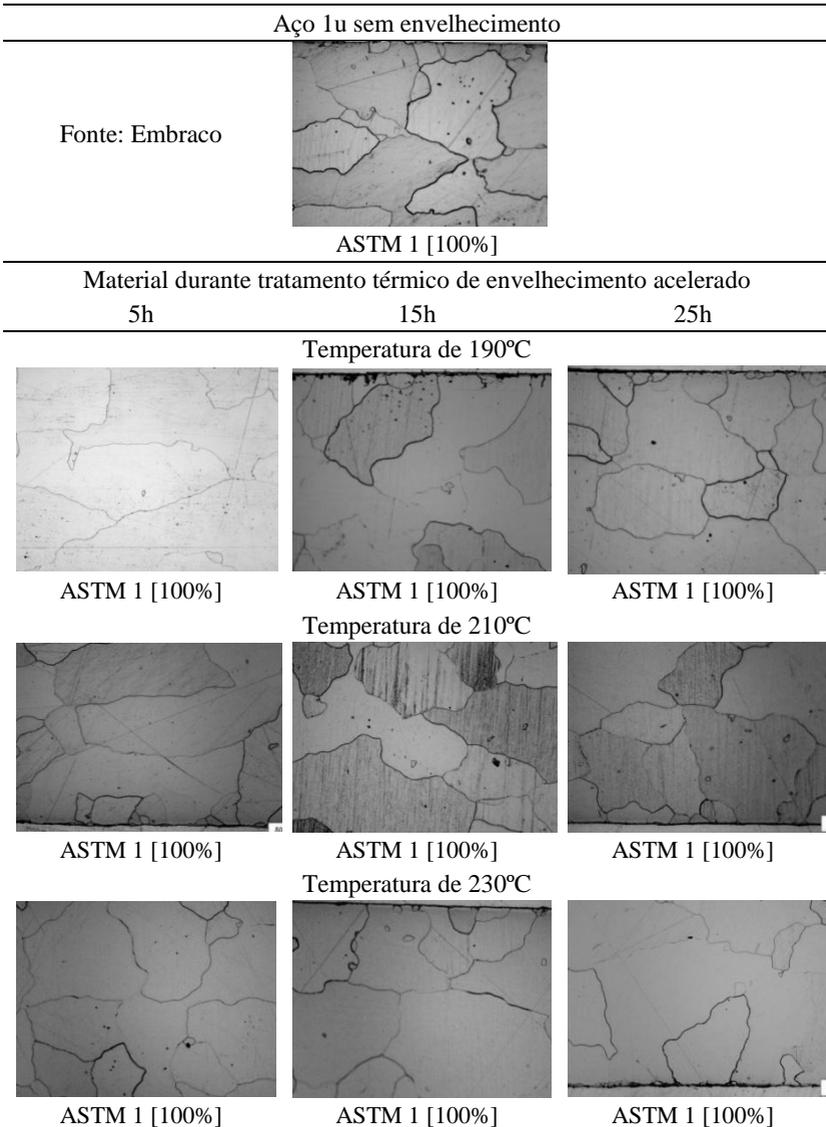


Figura 68 - Micrografia do aço 1u para as três temperaturas de envelhecimento.

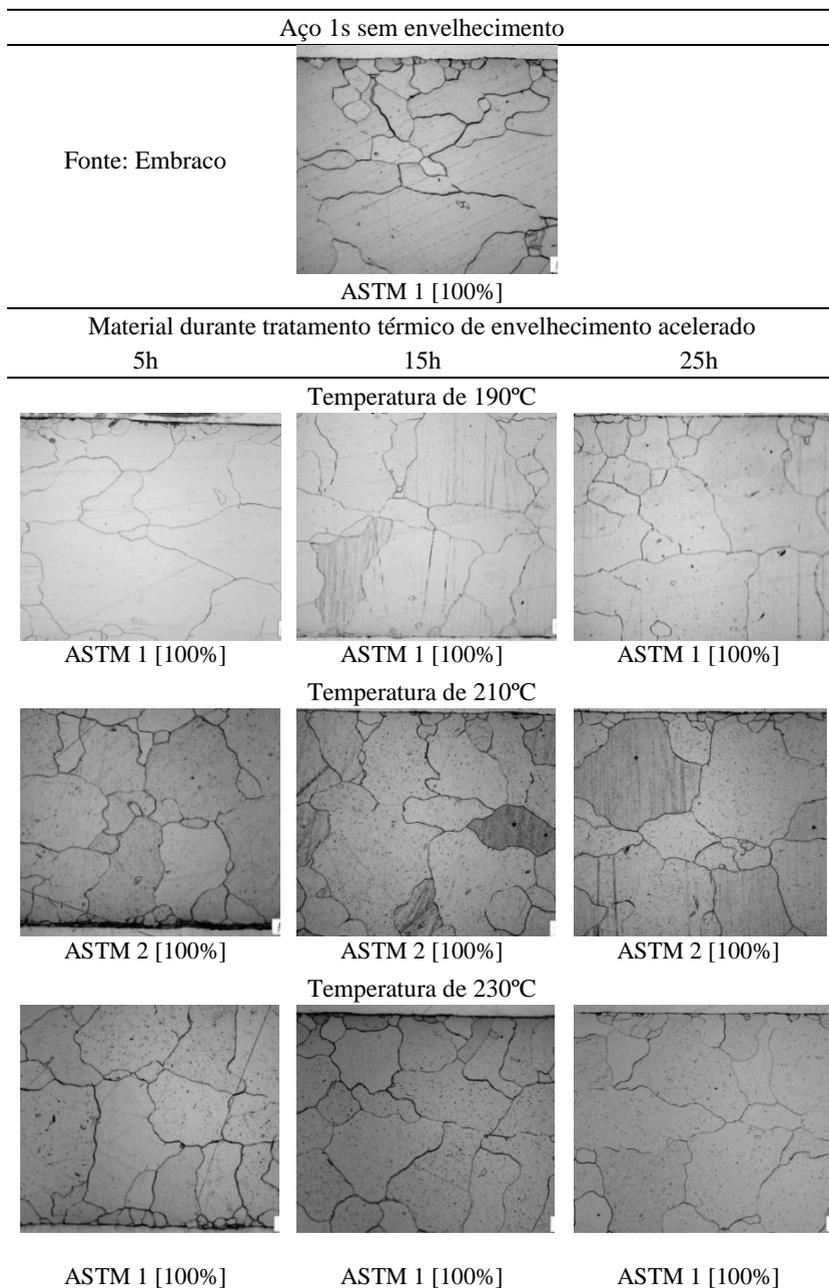


Figura 69 - Micrografia do aço 1s para as três temperaturas de envelhecimento.

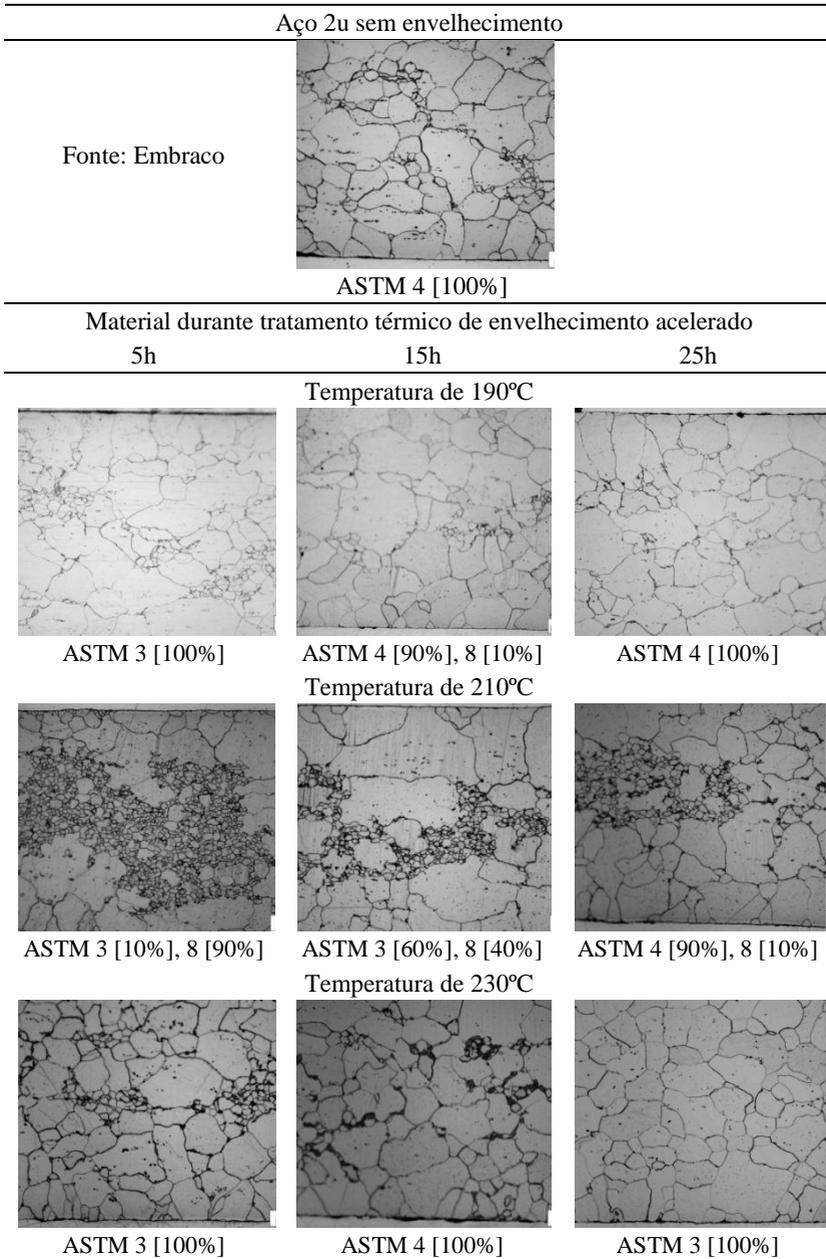


Figura 70 - Micrografia do aço 2u para as três temperaturas de envelhecimento.

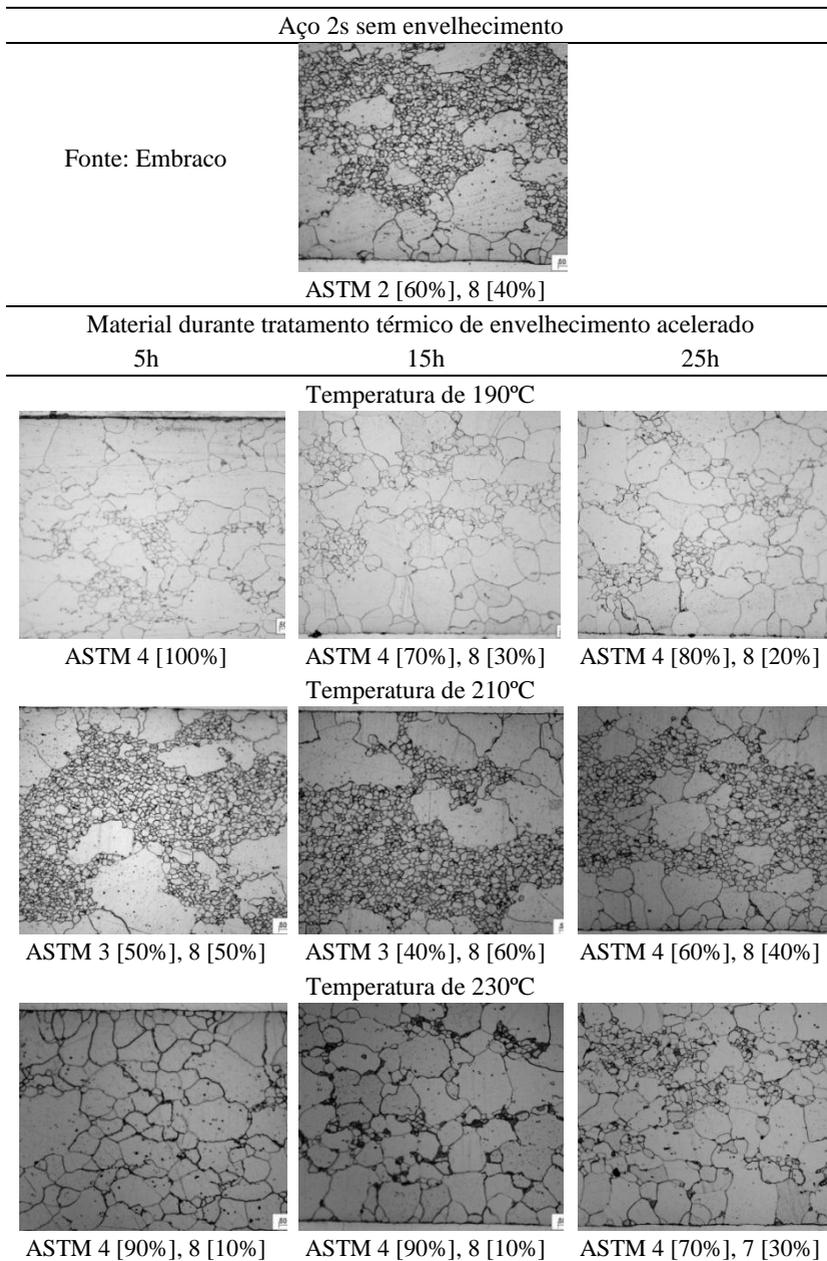
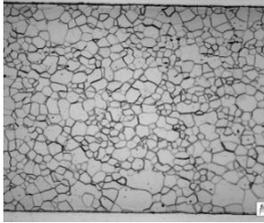


Figura 71 - Micrografia do aço 2s para as três temperaturas de envelhecimento.

Aço 3u sem envelhecimento

Fonte: Embraco



ASTM 7 [100%]

Materiais durante tratamento térmico de envelhecimento acelerado

5h

15h

25h

Temperatura de 190°C



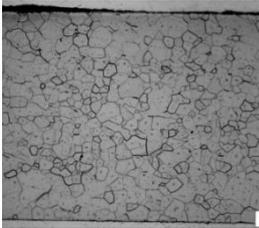
ASTM 7 [100%]



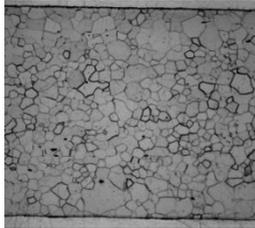
ASTM 7 [100%]
Temperatura de 210°C



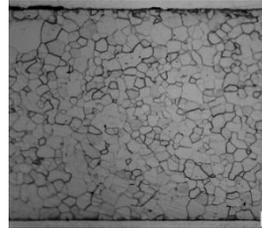
ASTM 8 [100%]



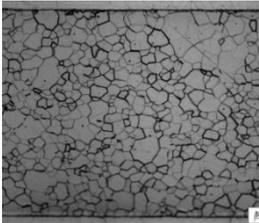
ASTM 7 [100%]



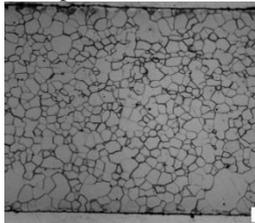
ASTM 7 [100%]
Temperatura de 230°C



ASTM 7 [100%]



ASTM 7 [100%]



ASTM 7 [100%]



ASTM 7 [100%]

Figura 72 - Micrografia do aço 3u para as três temperaturas de envelhecimento.

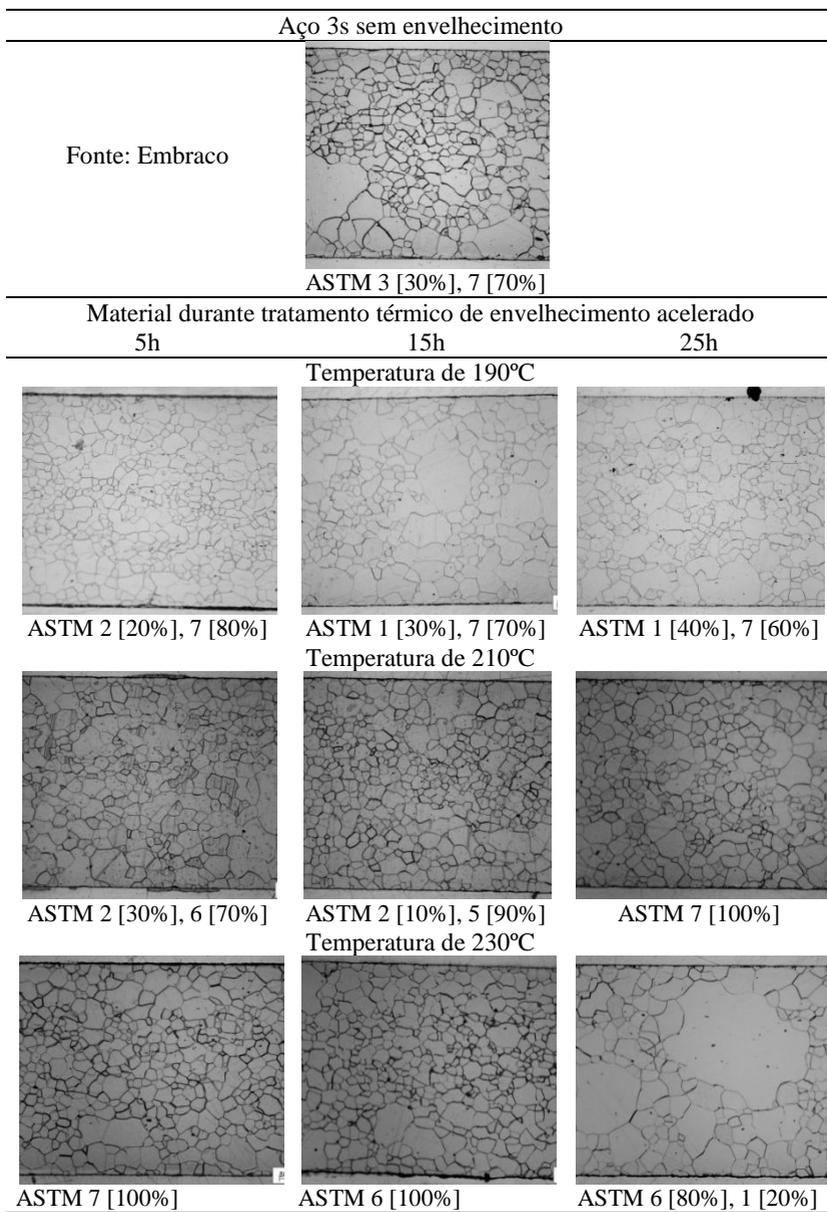


Figura 73 - Micrografia do aço 3u para as três temperaturas de envelhecimento.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] F. Landgraf, J. Teixeira, and M. Emura, *Aços carbono e aços silício para fins elétricos*. Curso organizado pelo Laboratório de Metalurgia do Pó e Materiais Magnéticos - IPT, Joinville - SC, 2002.
- [2] A. Honda, Y. Obata, and S. Okamira, “History and Recent Development of Non-Oriented Electrical Steel in Kawasaki Steel,” *Kawasaki Steel Technical Report*, vol. 39, pp. 13-20, 1998.
- [3] K. M. Marra, “Cinética de descarbonetação de um aço GNO semiprocessado e sua influência nas propriedades magnéticas e na susceptibilidade ao envelhecimento magnético,” Universidade Federal de Minas Gerais, 2002.
- [4] M. C. Assis et al., “Influência do tratamento térmico e do envelhecimento magnético em lamelas de diferentes tipos de aço elétrico,” *66º Congresso da ABM*, p. 12, 2011.
- [5] A. A. Espíndola, “Avaliação das Perdas Magnéticas em Dispositivos Submetidos a Campos Magnéticos Rotacionais,” Universidade Federal de Santa Catarina, 2003.
- [6] “Eletrobrás Web page.” [Online]. Disponível em: <http://www.eletrabras.com/>. [Acesso: 09/10/2011].
- [7] F. Landgraf, “Lâminas de aço para motores elétricos,” *Metalurgia e Materiais - ABM*, vol. 55, no. 483, pp. 626-627, 1999.

- [8] T. Giesel, “Estudo e projeto de motores de alta velocidade para aplicação em compressores herméticos,” Universidade Federal de Santa Catarina, 2007.
- [9] “ArcelorMittal Brasil web page.” [Online]. Disponível em:
<http://www.arcelormittalinoxbrasil.com.br/port/home/>.
[Acesso: 22/07/2011].
- [10] S. Gebler, “Caracterização dos Parametros de Recozimento de Aços Totalmente Processados para fins Elétricos,” Universidade Federal de Santa Catarina, 2000.
- [11] M. Littmann, “Iron and silicon-iron alloys,” *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 7, no. 1, pp. 48-60, Mar. 1971.
- [12] S. dos R. Melquíades, “O efeito do carbono no aumento do tamanho de grão e nas propriedades magnéticas de aços elétricos semiprocessados após o recozimento final,” Universidade de São Paulo, 2006.
- [13] F. Landgraf, *Processamento e Desempenho de Aços para Fins Eletromagnéticos*, Apostila d. Nobre Consultoria, 2008, p. 243.
- [14] S. F. Castro, J. Gallego, F. Landgraf, and H. J. Kestenbach, “Estudo da laminação de encruamento em aços elétricos semi-processados: Correlação com os fatores de Taylor,” *60º Congresso Anual da ABM*, no. 1, p. 9, 2005.
- [15] J. Barros, J. Schneider, K. Verbeken, and Y. Houbaert, “On the correlation between microstructure and

- magnetic losses in electrical steel,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 320, no. 20, pp. 2490-2493, Oct. 2008.
- [16] M. S. Anjos, “Desenvolvimento e Avaliação de Aços para fins Elétricos Totalmente Processados em Recozimento em Caixa,” Universidade Federal de Santa Catarina, 2010.
- [17] A. Broddefalk, K. Jenkins, N. Silk, and M. Lindenmo, “The influence of dew point during annealing on the power loss of electrical steel sheets,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 320, no. 20, p. e665-e668, Oct. 2008.
- [18] G. Bertotti, “General Properties of Power Losses in Soft Ferromagnetic Materials,” *IEEE Transaction on Magnetics*, vol. 24, no. 1, p. 10, 1988.
- [19] P. A. J. da Silva, “Bancada para Ensaios de Materiais Ferromagnéticos em Chapa Única Sob Campos Rotacionais,” Universidade Federal de Santa Catarina, 2007.
- [20] N. J. Batistela, “Caracterização e modelagem eletromagnética de lâminas de aço ao silício,” Universidade Federal de Santa Catarina, 2001.
- [21] C. Simão, “Estudo da eficiência energética de dispositivos eletromagnéticos e de suas alimentações,” Universidade Federal de Santa Catarina, 2008.
- [22] F. B. R. Mendes, “Análise de Medidas de Perdas Magnéticas em Lâminas de Aço ao Silício,” Universidade Federal de Santa Catarina, 2004.

- [23] “NBR 5161: Produtos laminados planos de aço para fins elétricos - Verificação das propriedades.” ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas, p. 35, 1977.
- [24] “IEC 60404-8-4: 1998 - Magnetic materials - Part 8-4: Specifications for individual materials – Cold-rolled non-oriented electrical steel sheet and strip delivered in the fully-processed state.” International Electrotechnical Commission, p. 37, 1998.
- [25] “JIS C 2552: 2000 - Non-oriented magnetic steel sheet and strip.” Japanese Standards Association, p. 26, 2000.
- [26] A. E. Drake and C. Ager, “Specific total power loss measurements using an IEC single-sheet tester,” *IEE Proceedings A Physical Science, Measurement and Instrumentation, Management and Education, Reviews*, vol. 134, no. 7, p. 601, 1987.
- [27] E. J. Meurer et al., “Análise e Comparação de Aparelhos para Medidas de Perdas Magnéticas em Lâminas de Aço ao Silício,” *Momag*, no. 1, p. 5, 2004.
- [28] “Brockhaus Messtechnik Web site.” [Online]. Disponível em: <http://www.brockhaus.net/e-index.html>. [Acesso: 14/09/2011].
- [29] T. Yamamoto and Y. Ohya, “Single sheet tester for measuring core losses and permeabilities in a silicon steel sheet,” *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 10, no. 2, pp. 157-159, Jun. 1974.
- [30] M. Campos, M. Emura, and F. Landgraf, “Consequences of magnetic aging for iron losses in electrical steels,”

Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 304, no. 2, p. e593-e595, Sep. 2006.

- [31] N. M. Benenson and Z. I. Popova, "Kinetics of Magnetic Aging of Low-Carbon Electrical Steel," *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, vol. 4, pp. 30-36, 1968.
- [32] K. M. Marra and V. T. Buono, "Variação das perdas magnéticas durante envelhecimento de um aço elétrico," vol. 3, pp. 36-39, 2006.
- [33] P. K. Ramteke, A. K. Ahirwar, N. B. Shrestha, V. V. S. Sanyasu Rao, K. K. Vaze, and A. K. Ghosh, "Thermal Aging Predictions of Polymeric Insulation Cables from Arrhenius Plot Using Short-term Test Values," *2a. International Conference on Reliability, Safety & Hazard (ICRESH-2010)*, pp. 325-328, 2010.
- [34] F. Kielmann, "Evaluation Analysis of Thermal Aging in Insulation Systems of Electrical Machines - A Historical Review -," *IEEE Transactions on Dielectrics and Electrical Insulation*, vol. 17, no. 5, pp. 1373-1377, 2010.
- [35] G. Hartler, "Parameter Estimation for the Arrhenius Model," *IEEE Transactions on Reliability*, vol. 35, no. 4, pp. 414-418, 1986.
- [36] S. Jung, J. Park, M. Han, and S. B. Kim, "Rapid quantitative analysis of fayalite and silica formed during decarburization of electrical steel," *Surface and Interface Analysis*, no. 30, May. 2011.

- [37] C. Appino, F. Fiorillo, C. Ragusa, and B. Xie, "Magnetic losses at high flux densities in nonoriented Fe–Si alloys," *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 320, no. 20, pp. 2526-2529, Oct. 2008.
- [38] G. Bertotti, "Connection between microstructure and magnetic properties of soft magnetic materials," *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 320, no. 20, pp. 2436-2442, Oct. 2008.
- [39] M. Cunha and S. Paolinelli, "Low core loss non-oriented silicon steels," *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 320, no. 20, pp. 2485-2489, Oct. 2008.
- [40] F. Fiorillo, "Measurements of magnetic materials," *Metrologia*, vol. 47, no. 2, p. S114-S142, Apr. 2010.
- [41] M. Fukuhara, T. Yonamine, and F. P. Missell, "Interlaboratorial de ensaios magnéticos em aços elétricos," *DIMAT/DIMCI/INMETRO*, no. 2, pp. 2-6, 2006.
- [42] D. Ionel, M. Popescu, M. McGilp, T. Miller, S. Dellinger, and R. Heideman, "Computation of Core Losses in Electrical Machines Using Improved Models for Laminated Steel," *Conference Record of the 2006 IEEE Industry Applications Conference Forty-First IAS Annual Meeting*, vol. 0, no. c, pp. 827-835, Oct. 2006.
- [43] K. Jenkins and M. Lindenmo, "Precipitates in electrical steels," *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 320, no. 20, pp. 2423-2429, Oct. 2008.
- [44] Y. Kamada et al., "Internal friction and magnetic properties of thermally aged Fe–1wt.% Cu alloys,"

Materials Science and Engineering: A, vol. 521-522, pp. 209-212, Sep. 2009.

- [45] G. Karlsson and S. Ab, “Don ’ t blame it on Arrhenius,” *SiteTel AB, Sollentuna Sweden*, 2008.
- [46] Y. Kurosaki, H. Mogi, H. Fujii, T. Kubota, and M. Shiozaki, “Importance of punching and workability in non-oriented electrical steel sheets,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 320, no. 20, pp. 2474-2480, Oct. 2008.
- [47] F. Landgraf, M. Decampos, and J. Leicht, “Hysteresis loss subdivision,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 320, no. 20, pp. 2494-2498, Oct. 2008.
- [48] F. Landgraf, “Effect of grain size, deformation, aging and anisotropy on hysteresis loss of electrical steels,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 215-216, no. 1, pp. 97-99, Jun. 2000.
- [49] P. Marketos, S. Zurek, and a Moses, “Calculation of the mean path length of the Epstein frame under non-sinusoidal excitations using the double Epstein method,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 320, no. 20, pp. 2542-2545, Oct. 2008.
- [50] K. Marra, F. Landgraf, and V. Buono, “Magnetic losses evolution of a semi-processed steel during forced aging treatments,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 320, no. 20, p. e631-e634, Oct. 2008.
- [51] K. Marra, E. Alvarenga, and V. Buono, “Magnetic aging anisotropy of a semi-processed non-oriented electrical

- steel,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 390, no. 1-2, pp. 423-426, Jan. 2005.
- [52] S. K. Ray, S. Mishra, and O. N. Mohanty, “A Study of The Kinetics of Magnetic Aging in Steels,” *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 17, no. 6, pp. 2881-2883, 1981.
- [53] E. C. da Silva, “A Influência do Recozimento Descarbonetante nas Propriedades Magnéticas de Aços para fins Elétricos,” Universidade de São Paulo, 2011.
- [54] A. Wilder, “Power frequency magnetic properties and aging of 4130 steel,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 300, no. 2, p. L257-L261, May. 2006.
- [55] H. Ye, H. Yu, and W. Gu, “Test system for single sheet iron loss,” *2010 2nd International Conference on Future Computer and Communication*, pp. V3-651-V3-655, May. 2010.
- [56] “NBR 9026 - Produtos Planos de Aço Para Fins Elétricos, de Grão Não Orientado, Semi-Processados.” ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas, p. 8, 1985.
- [57] F. Bohn, A. Gündel, A. M. Severino, F. Landgraf, and R. L. Sommer, “Propriedades Magnéticas de Aços Elétricos de Grão Não Orientado” in *Cbecimat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciencia do Materiais*, 2004, p. 13.
- [58] “Catálogo de Aços da CSN.” CSN - Companhia Siderúrgica Nacional, p. 36.

- [59] K. M. Marra, E. G. Melo, and S. L. Vieira, “Influência das Condições de Descarbonetação nas Propriedades Magnéticas do Aço Usicore 260,” *Revista Metalurgia e Materiais*, vol. 58, no. 524, pp. 78-82, Jul. 2001.
- [60] J. B. Lorenzo, T. Ros-Yanez, M. D. Wulf, and Y. Houbaert, “Magnetic Properties of Electrical Steel With Si and Al Concentration Gradients,” *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 40, no. 4, pp. 2739-2741, Jul. 2004.
- [61] J. Sievert, “Recent Advances in the One- and Two-Dimensional Magnetic Measurement Technique for Electrical Sheet Steel,” *IEEE Transaction on Magnetics*, vol. 26, no. 5, pp. 2553-2558, 1990.
- [62] W. Arshad, T. Ryckebush, A. Broddefalk, F. Magnussen, H. Lendenmann, and M. Lindenmo, “Characterization of electrical steel grades for direct application to electrical machine design tools,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 320, no. 20, pp. 2538-2541, Oct. 2008.
- [63] K. Yamamoto and S. Hanba, “Waveform control for magnetic testers using a quasi-Newton method,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 320, no. 20, p. e539-e541, Oct. 2008.
- [64] R. M. Bozorth, “Magnetic Properties of Metals and Alloys.” American Society for Metals, p. 354, 1959.
- [65] G. M. Michal and J. a Slane, “The kinetics of carbide precipitation in silicon-aluminum steels,” *Metallurgical Transactions A*, vol. 17, no. 8, pp. 1287-1294, Aug. 1986.

- [66] “BS EN 10027-1 - Designation system for steel.” British Standards, p. 12, 1992.
- [67] “BS 10106 - Cold rolled non-oriented electrical steel sheet and strip delivered in the fully,” *Text*. British Standards, p. 18, 1996.