UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA POLITÉCNICA

SÉRGIO DOS REIS MELQUÍADES

**O efeito do carbono no aumento do tamanho de grão e nas propriedades magnéticas de
aços elétricos semiprocessados após o recozimento final.**

São Paulo
2006

**O efeito do carbono no aumento do tamanho de grão e nas propriedades magnéticas de
aços elétricos semiprocessados após o recozimento final**

Dissertação apresentada à Escola Politécnica
da Universidade de São Paulo para obtenção
do Título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração:
Engenharia Metalúrgica

Orientador:
Professor Doutor
Fernando José Gomes Landgraf

São Paulo
2006

FICHA CATALOGRÁFICA

Melquíades, Sérgio dos Reis

O efeito do carbono no aumento do tamanho de grão e nas propriedades magnéticas de aços elétricos semiprocessados após o recozimento final / S. dos R. Melquíades. -- São Paulo, 2006.

148 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.Carbono 2.Aço elétrico (Propriedades magnéticas) 3.Recozimento I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

Sérgio dos Reis Melquíades

O efeito do carbono no aumento do tamanho de grão e nas propriedades magnéticas de aços elétricos semiprocessados após o recozimento final

Dissertação apresentada à Escola Politécnica
da Universidade de São Paulo para obtenção
do Título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração:
Engenharia Metalúrgica

Aprovado em:

Banca Examinadora

Prof. Dr. _____

Instituição: _____ Assinatura: _____

Prof. Dr. _____

Instituição: _____ Assinatura: _____

Prof. Dr. _____

Instituição: _____ Assinatura: _____

Às Mulheres da minha vida: minha esposa Maria Emilia minhas duas filhas Natália e Marina que apoiaram e dedicaram seu tempo e compreensão para a conquista desta meta. Aos meus Pais Geraldo e Vera que sempre me incentivaram e apoiaram.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus que é Pai e somente graças a Ele é que consegui começar este trabalho. A Maria que intercedeu e me ajudou em todos os momentos que desanimei e achei que seria impossível continuar.

Agradeço ao meu orientador, Professor Dr. Fernando Jose Gomes Landgraf por ter me ensinado grande parte do que aprendi sobre aços elétricos, pelo apoio, confiança e incentivo.

Ao Professor Dr. André Paulo Tschiptschin que muito ajudou no trabalho, no meu ingresso à pós-graduação e ao desenrolar do trabalho.

Aos técnicos Marcos Silva, Roberto Maciel, Gilmar Santos e ao Mestre Nicolau pelo apoio na preparação das amostras e ajuda na realização dos recozimentos.

À SEW-EURODRIVE Brasil pelo incentivo ao trabalho, pelas horas, pelo apoio liberando o uso do laboratório e pelo incentivo financeiro em ensaios não disponíveis na empresa

À BRASMETAL WAEZLHOLZ e à CSN pelo fornecimento do material utilizado na pesquisa além das várias informações prestadas. Ao Dr. Eng. Antenor Ferreira, em especial pelo apoio e incentivo.

Ao IPT – Instituto de Pesquisas Tecnológicas de São Paulo pela realização dos ensaios de perdas em única lâmina e por permitir utilizar o forno a vácuo do laboratório de Metalurgia do Pó e Materiais Magnéticos.

Aos amigos da SEW que me apoiaram e incentivaram nesta conquista.

Se tentares viver de amor, perceberás que aqui na terra convém fazeres a tua parte, a outra não sabes nunca se virá e não é necessário que venha. Por vezes ficarás desiludido, porém jamais perderás a coragem se te convenceres de que no amor o que vale é amar.

Chiara Lubich

RESUMO

MELQUÍADES, S.R. O efeito do carbono no aumento do tamanho de grão e nas propriedades magnéticas de aços elétricos semiprocessados após o recozimento final. Dissertação de Mestrado – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.

Recozimentos realizados nos aços elétricos semiprocessados pelos fabricantes de motores sem um controle adequado da descarbonetação pode resultar em regiões das lâminas com pequeno tamanho de grão e conseqüentemente aumento das perdas magnéticas com queda no rendimento dos motores elétricos. A maioria dos fabricantes de motores nacionais utilizam este tipo de aço e fazem internamente o recozimento final em fornos contínuos com atmosfera à base de nitrogênio com cerca de 5 a 10% de H_2 e uma pequena fração de vapor d'água suficiente para gerar uma atmosfera que reaja com o carbono do aço, removendo-o. Caso esta descarbonetação não seja realizada com êxito há uma perda significativa no rendimento do motor pela aumento das perdas magnéticas. Amostras comerciais de diferentes aços com variados teores de carbono foram selecionadas para avaliar a influência do teor de carbono, do grau de redução, do tempo e da atmosfera do forno no aumento do tamanho de grão e nas perdas magnéticas. Foram realizados recozimentos a vácuo e em atmosfera descarbonetante. Medições de perdas magnéticas e do tamanho de grão além da avaliação da microestrutura foram efetuados para determinar esta influência. Foi verificado que no recozimento a vácuo, mesmo em variados graus de deformação, amostras com o teor de carbono inicial maior que 300 ppm, tiveram um significativo atraso no aumento do tamanho de grão. Nas situações em que não ocorreu significativo aumento do TG as perdas magnéticas apresentaram valores altos e

indesejáveis. Por outro lado amostras isentas de deformação não apresentaram aumento significativo do tamanho de grão mesmo com descarbonetação durante o recozimento. Foi verificado ainda que a formação de grãos colunares ocorre em faixas de deformação específicas, em recozimentos com descarbonetação para aços com mais de 300 ppm de carbono e onde haja um rápido aquecimento da amostra até a temperatura de recozimento.

Palavras chave: perdas magnéticas, descarbonetação, aços elétricos, tamanho de grão, crescimento anormal de grãos.

ABSTRACT

MELQUIÁDES, S.R. The effect of the carbon content on the grain size coarsening and on the magnetic properties of the semi processed electrical steels after the final annealing. . Master's Dissertation – Escola Politécnica , Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.

Annealing applied by the motors plants that are made on the semi processed electrical steels without an exact and precise control of the decarburization on the lamination can bring undesirable results on the grain size coarsening and as a result an increasing on the core losses with a significant depreciation on the efficiency of the electrical motors. Most of the domestic motors fabrics make use of this kind of electrical steel and they do on their process the final annealing on continuous furnaces with atmospheres based on nitrogen with around 5 until 10% of hydrogen and a little fraction of water vapor enough to generate an atmosphere that reacts to the carbon from the steel, eliminating it. If this decarburization is not been made successfully there will be an effective loss on the motor efficiency due the increasing on the core losses. Commercial samples from different steels with several carbon contents were chosen to evaluate the influence of carbon content, strain grade, time and furnace atmosphere on the grain size coarsening and core losses. It was effected vacuum and decarburizing annealing. Core losses and grain size measurements were made in addition to the evaluation of the microstructure to determine this influence. It was verified that on the vacuum annealing, even on different strain reductions grades, the samples with initial carbon content bigger than 300 ppm, had a meaningful late on the grain size increase. On the situation that do not occurred a significative increase on the grain size the core losses presented undesirable high values. On the other hand samples without strain did not presented a significative increase on the

grain size even with decarburization during the annealing. It was still verified that the columnar grain formation occur on specific strain grades, on decarburizing annealing and to more than 300 ppm carbon content steels. In addition where there is a fast heating rate until the annealing temperature.

Key words: core losses, decarburisation, electrical steels, grain size, abnormal grain coarsening.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Estrutura de domínio em dois grãos vizinhos, o da esquerda com plano (100) paralelo à superfície, o da direita com plano próximo a (110). [1]	28
Figura 2 – Curvas de magnetização com o campo H aplicado em três diferentes direções cristalinas de um monocristal [1].	29
Figura 3 – Comparação das curvas de histerese determinadas na condição quase estática e a 60 Hz com indução máxima de 1.5 T, para um aço elétrico tipo 1006 descarbonetado [1].	31
Figura 4 – Curvas de magnetização e histerese quase estática de aço com 0.5%Si [1].....	31
Figura 5 – Energia acumulada no ramo ascendente da curva de histerese [1].....	32
Figura 6 – Energia devolvida e energia dissipada no ramo descendente da curva de histerese [1].	33
Figura 7 – Perdas totais e suas componentes histerética (Ph), parasita (Pp) e anômala (Pa) em seis diferentes aços elétricos utilizados no Brasil [1].	34
Figura 8 – Trecho do diagrama Fe-C com curvas em função do teor de silício para baixos teores de carbono [1].	37
Figura 9 – Efeito dos teores de enxofre, nitrogênio e oxigênio nas perdas magnéticas a 1.5T, 50Hz de um aço com 3%Si [1].....	38
Figura 10 – Efeito do tamanho de grão nas perdas magnéticas totais (P total), perdas histeréticas (P hist), perdas clássicas (P paras) e perdas de excesso (P exc) de um aço com 2% Si [1]. ..	40
Fig. 10 – Representação esquemática da sequência de recuperação, recristalização e crescimento de grão.[15]	42
Figura 12 – Quantidade de energia armazenada durante deformação do cobre.[15]	44
Figura 13 - Relação entre densidade de discordância média e deformação plástica do ferro [19]	47
Figura 14 - (a).Crescimento rápido de um contorno em um grão com alta densidade de discordâncias. b) Modelo para descrever este evento de nucleação. [14].....	52

- Figura 15 – Coalescimento de subgrãos por “rotação” de um deles. (a) Estrutura original antes do coalescimento, (b) rotação do subgrão CDEFGH. (c) Estrutura dos subgrãos logo após o coalescimento. (d) Estrutura final após alguma migração de subcontornos [14]. 54
- Figura 16 – Representação esquemática da formação de um grão recristalizado. A diferença de orientação dos subcontornos é representada pela espessura da linha. (a) Estrutura original. (b) Coalescimento dos pares A/B e C/D por eliminação de seus contornos comuns. (c) Coalescimento dos grupos A/B e C/D. (d) Formação do grão recristalizado R, que consiste em um grupo de subgrãos coalescidos. As linhas espessas indicam contornos de alto ângulo. 55
- Figura 17 – Variação do raio em função do tempo de um novo grão.[15] 57
- Figura 18 – Os núcleos fantasma e núcleos reais em uma matriz em transformação.[15] 58
- Figura 19 – Volume associado com os núcleos formados durante intervalos de tempo específicos.[15]. 59
- Figura 20 – Resultados da equação de Johnson-Mehl.(equação 2.19) para vários valores de G e N. [15]. 62
- Figura 21 – Micrografia de uma amostra de aço 1006 apresentando crescimento anormal de grãos (500x Nital 5%). 64
- Figura 22_ – Crescimento de grão isotérmico em 690 ° C para duas diferentes séries de amostras deformadas a) Tg inicial 50 μm , b) TG inicial 200 μm – taxas de deformação são indicadas.[29]. 68
- Figura 23 - O efeito do tempo no crescimento de grão durante recozimento descarbonetante em 788 °C para material com carbonetos grosseiros [33]. 70
- Figura 24 - O efeito do tempo no crescimento de grão durante recozimento descarbonetante em 788 °C para material com carbonetos finos [33]. 70
- Figura 25 – Relação entre tamanho de grão de amostras deformadas e não deformadas no mesmo tempo de recozimento durante recozimentos isotérmicos em função do tempo de recozimento.[35]. 71
- Figura 26 – Efeito do teor de carbono e da temperatura de recozimento na recristalização. [38]. 74
- Figura 27 – O efeito da deformação no tamanho de grão final após vários tempos de recozimento em 788 ° C para materiais com carbonetos finos e grosseiros [33]. 75
- Figura 28 - Tamanho de grão e perdas magnéticas em função do teor de carbono. Espessura de aproximadamente 0.45 mm [40] 77

Figura 29 – Tempo para alcançar 0.02%C de um teor inicial de carbono de 0.045% com função de temperatura de descarbonetação para espessura de 0.48 mm [40].	79
Figura 30 – Formato dos grãos após recozimento descarbonetante em materiais com carbonetos finos e grosseiros em 788 °C em uma liga com 0,55% C em função do tamanho de grão inicial e deformação. A região “mixed” contém grãos colunares devido ao crescimento anormal de grãos e grãos poligonais devido à recristalização primária [22].	80
Figura 31 – Microestrutura de amostras de aços semiprocessados, ampliação de 60x, (a) no início do recozimento e (b) no fim do recozimento [41].	81
Figura 32– O efeito da morfologia do carboneto na formação de grãos colunares depois de 6% de deformação. Amostras descarbonetadas a 788 °C por variados tempos. (a) carbonetos finos- 10 min, (b) carbonetos finos – 1000 min (c) carbonetos grosseiros – 10min e (d) carbonetos grosseiros 1000 min. Ataque com Nital [22].	82
Figura 33 – Forno de recozimento a vácuo onde foram realizados todos os recozimentos a vácuo do experimento.	88
Figura 34 – Forno de recozimento com atmosfera descarbonetante onde foram realizados todos os recozimentos descarbonetantes da primeira série.	89
Figura 35 – Forno de recozimento contínuo utilizado para efetuar alguns recozimentos descarbonetantes	90
Figura 36 – Exemplo típico de um ciclo de recozimento para lâminas de estator e rotor em forno contínuo da SEW-EURODRIVE Brasil Ltda.	91
Figura 37 – Instrumento de medição de perdas magnéticas em única lâmina SOKEN (SST – Single Sheet Test)	95
Figura 38 - Micrografias da amostra 3 recozida no processo Vac1 (760 °C/ 2H em vácuo), conforme o grau de redução da laminação de encruamento crítico.	104
Figura 39 – Micrografias da amostra 3 recozida no processo Vac2 (760 °C/ 4H em vácuo), conforme o grau de redução da laminação de encruamento crítico.	105
Figura 40 – Micrografias da amostra 3 recozida no processo Dec1 (760 °C/ 2H em atmosfera descarbonetante), conforme o grau de redução da laminação de encruamento crítico.	106
Figura 41 – Micrografia da amostra 3 recozida no processo Vac 3 (760 °C/ 2H em vácuo), previamente descarbonetadas, conforme o grau de redução da laminação de encruamento crítico.	108

Figura 42 – Micrografias da amostra 3 recozida no processo Dec2 (760 °C/ 2H em atmosfera descarbonetante), amostras previamente descarbonetadas, conforme o grau de redução da laminação de encruamento crítico.	109
Figura 43– Micrografias da amostra 1 conforme o recozimento realizado, corte longitudinal (DLDN) ataque com Nital 5%.	111
Figura 44 – Micrografias da amostra 2 conforme o recozimento realizado, corte longitudinal (DLDN) ataque com Nital 5%.	112
Figura 45 - Micrografias da amostra 3 conforme o recozimento realizado, corte longitudinal (DLDN) ataque com Nital 5%.	113
Figura 46 - Micrografias da amostra 4 conforme o recozimento realizado, corte longitudinal (DLDN) ataque com Nital 5%.	114
Figura 47 - Micrografias da amostra 5 conforme o recozimento realizado, paralela à superfície (DLDT) ataque com Nital 5%.	115
Figura 48 – Micrografias da amostra 3 e 5 nos variados recozimentos com aumento de 500x...	116
Figura 49 - Micrografias das amostras 1 a 4 temperadas - verificação da ocorrência de martensita.	117
Figura 50 – Amostra 3 previamente descarbonetadas, laminada com 6% de grau de redução e posteriormente recozida a vácuo. Ataque Nital 5%	124
Figura 51– Efeito do tempo de recozimento no tamanho de grão das amostras da segunda série de recozimentos a vácuo em 760 ° C.....	126
Figura 52 – Efeito do tempo e tipo de recozimento no tamanho de grão das amostras da segunda série de recozimentos a vácuo em 700 °C (linhas) e descarbonetante a 760 °C (pontos)	127
Figura 53 – Valores de perdas magnéticas em W/Kg a 1.5T e 60 Hz em função do tempo de recozimento em vácuo (760 °C)	129
Figura 54 – Valores de perdas magnéticas em W/Kg a 1.5T e 60 Hz em função do tipo de recozimento em 700 °C (linhas) em vácuo e em 760 °C em atmosfera descarbonetante (pontos)	130
Figura 55 - Efeito do tempo de recozimento em 760 °C e teor de carbono inicial na permeabilidade magnética B50 em única lâmina – (5000A 60Hz) em T.	133
Figura 56 - Efeito do tipo e tempo de recozimento e do teor de carbono inicial na permeabilidade magnética B50 em única lâmina – 5000A 60Hz em T.....	134

Figura 57 - Efeito do teor de carbono nas perdas magnéticas conforme os recozimentos realizados – vácuo e descarbonetante em 760 ° C por 2H.....	136
Figura 58 - Efeito do teor de carbono nas perdas magnéticas conforme os recozimentos realizados – vácuo e descarbonetante em 760 ° C por 2H.....	137
Figura 59 - Efeito da deformação no tamanho de grão após recozimento em um aço com 50 ppm de carbono [47].....	138
Figura 60 – Amostra 3 com grau de redução de 4 a 8% e recozida em atmosfera descarbonetante, com a formação de grão colunar.	143

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1 – Propriedades e identificação das amostras utilizadas nos recozimentos.....	83
Tabela 4.2 – Recozimentos a vácuo e descarbonetantes na amostra 3 com diferentes graus de redução	84
Tabela 4.3 – Segunda série de recozimentos realizados em forno a vácuo (V) e em forno com descarbonetação	89
Tabela 5.1 – Propriedades das amostras no estado recebido	98
Tabela 5.2 – Resultados obtidos na comparação das medidas de perdas em ensaio SOKEN com as medidas de ensaio Epstein da amostra padrão do IPT	99
Tabela 5.3 – Valores de tamanho de grão conforme o tipo de recozimento da segunda série para as amostras 1 a 5.....	115
Tabela 5.4- Valores de perdas magnéticas (em W/kg, a 1,5T, 60Hz) antes e após os variados tipos de recozimento da segunda série	116
Tabela 5.5- Valores de permeabilidade magnética B50 (5000A, 60Hz) em mT antes e após os variados tipos de recozimento da segunda série.	117
Tabela 5.6 – Valores de perdas (1,5T 60Hz) após envelhecimento da segunda série de recozimentos.	118
Tabela 5.7 – Valores de permeabilidade magnética B50 em única lâmina (SST) a 5000 A e 60 Hz (B50) das amostras da segunda série de recozimentos com envelhecimento.	119
Tabela 5.8 – Resultados das análises de carbono feitas nas amostras após a segunda série de recozimentos em ppm de carbono	120

SUMÁRIO

RESUMO.....	8
ABSTRACT.....	10
LISTA DE FIGURAS.....	12
LISTA DE TABELAS.....	17
SUMÁRIO	18
1 INTRODUÇÃO.....	21
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	23
2.1. Características gerais dos aços elétricos	23
2.2. Propriedades magnéticas dos aços elétricos.....	26
2.3. Relação entre microestrutura e propriedades magnéticas.....	36
2.4. Recristalização – uma revisão da teoria.....	42
2.4.1. Energia armazenada na deformação	45
2.4.1.1. Mecanismos para armazenamento de energia	45
2.4.1.2. Variáveis que afetam a quantidade de energia armazenada.....	46
2.4.1.3. Heterogeneidades da deformação	49
2.4.1.4. Relaxamento e energia armazenada liberada durante recozimento.....	49
2.4.2. Mecanismos de nucleação para recristalização	51
2.4.2.1. Movimento de contornos de grãos pré-existentes	51
2.4.2.2. Migração de contornos de baixo ângulo ou de subgrãos	53

2.4.2.3. Nucleação por coalescimento de subgrãos.....	54
2.4.3. Cinética da recristalização.....	57
2.5. Crescimento anormal de grãos	64
2.6. Influência de segundas fases associadas ao carbono na recristalização e crescimento de grão	73
2.7. Formação de grãos colunares	80
3 OBJETIVOS.....	84
4 MATERIAIS E MÉTODOS	85
4.1. Recozimentos para avaliação do efeito do grau de redução e efeito do carbono.....	87
4.2. Recozimentos para avaliação do efeito do carbono.....	90
4.3. Têmpera das amostras	93
4.4. Ensaio de Perdas e Permeabilidade Magnéticas	94
4.4.1. Ensaio em única lâmina (SST – Single Sheet Test)	94
4.4.2. Ensaio em quadro Epstein.....	95
4.5. Determinação do tamanho de grão e avaliação da microestrutura.....	97
4.6. Análise Química do teor de carbono.....	98
4.7. Resistividade elétrica	99
4.8. Dureza	100
5 APRESENTAÇÃO DOS RESULTADOS	101
5.1. Caracterização dos materiais utilizados no estado como recebido.....	101
5.2. Validação dos resultados de perdas magnéticas	102
5.3. Resultados da primeira série de recozimentos	103
5.4. Resultados da segunda série de recozimentos	110

5.4.1. Resultados de microestrutura	110
5.4.2. Resultados de medição de tamanho de grão.....	119
5.4.3. Resultados das características magnéticas	120
5.4.4. Resultados da análise do teor de carbono após recozimento	123
6 DISCUSSÃO.....	124
6.1. Efeito do teor de carbono no aumento do tamanho do grão.	124
6.2. Efeito do teor carbono nas perdas magnéticas	129
6.3. Efeito do teor de carbono na permeabilidade magnética B50.....	133
6.4. Considerações sobre a influência do teor de carbono.....	135
6.5. Considerações sobre o efeito da deformação juntamente ao efeito do teor de carbono	138
6.6. Crescimento anormal de grãos colunares.....	143
7 CONCLUSÃO.....	145
LISTA DE REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	147

1 INTRODUÇÃO

O desenvolvimento dos aços elétricos é de grande interesse hoje pelas indústrias, governo e sociedade, pois a otimização de suas propriedades, particularmente a diminuição das perdas magnéticas geram economia de energia e melhor desempenho das máquinas elétricas, entre elas principalmente os motores, os compressores e as bombas em geral. Os aços para fins elétricos são na sua grande maioria de baixo teor de carbono (ABNT 1006) ou aços especiais para fins elétricos também com baixos teores de carbono, chegando à faixa de aços com menos de 100 ppm (em peso) e teores crescentes de silício quando se deseja diminuir ainda mais as perdas magnéticas. Vários fatores têm influência direta nas perdas magnéticas destes aços dentre os quais composição química, tamanho de grão, textura, partículas de segunda fase, discordâncias, entre outros. Dentro da composição química o efeito do carbono, do silício e do alumínio desempenha um papel mais relevante. Neste trabalho é tratado particularmente o efeito do carbono no aumento do tamanho do grão, ou de maneira mais direta o efeito da retirada ou não do carbono no aumento do tamanho do grão no processo de recozimento. Grande parte das indústrias fabricantes de motores utilizam aços de grão não orientado semiprocessados, ABNT 1006 ou equivalentes e efetuam o recozimento final em fornos que possuem atmosferas preparadas para a retirada do carbono – descarbonetação. A falha na eficiência da retirada do carbono, como será demonstrado posteriormente, pode resultar em perdas magnéticas significativamente maiores o que diminui o rendimento e eficiência das máquinas elétricas. Isso pode ocorrer quando, por exemplo, o empilhamento de chapas nas grelhas ou suportes dentro do forno de recozimento final é exagerado ou demasiadamente prensado resultando na dificuldade da retirada do carbono pela

impossibilidade de circulação da atmosfera descarbonetante entre chapas e conseqüentemente gerando regiões dentro das laminas tratadas onde a eficiência é comprometida. A literatura traz inúmeras referências ao efeito do carbono na recristalização, porém pouco foi encontrado sobre o efeito da retirada do carbono no recozimento e aumento do tamanho de grão. Verifica-se também que muita divergência ainda é apresentada sobre os termos e teorias apresentadas que ora são tratados como recristalização primária e secundária, ora como recristalização primária e às vezes como crescimento normal e anormal de grãos e ainda crescimento exagerado de grãos. O tema foi investigado sem o objetivo de realizar uma revisão bibliográfica completa do assunto. Foram realizados recozimentos descarbonetantes e recozimentos a vácuo em amostras de aços comerciais com diferentes teores iniciais de carbono os quais possibilitaram a comparação das duas situações – a saída do carbono no primeiro caso e a permanência do mesmo no segundo caso. Análises do teor de carbono foram criteriosamente conduzidas para garantir que os resultados esperados em cada tipo de recozimento foram alcançados. Medições em única lâmina (SST – Single sheet test) demonstraram os resultados de perdas magnéticas e foram feitas ainda avaliações metalográficas e medições de tamanho de grão. Os resultados demonstraram a grande importância que tem o recozimento final nas lâminas de aços para fins elétricos e os efeitos indesejáveis que podem ocorrer no caso de um processo ineficiente ou remoção incompleta do carbono no aço.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Características gerais dos aços elétricos

Para se conseguir um desempenho satisfatório em motores elétricos devem-se avaliar suas propriedades magnéticas, sendo as principais a permeabilidade magnética e as perdas magnéticas segundo a teoria de perdas por inversão de magnetização. As perdas energéticas presentes nos motores devem-se principalmente a três fontes importantes: Às perdas magnéticas nas lâminas estampadas em aço, às perdas no cobre e às perdas mecânicas devidas ao atrito. Neste trabalho serão analisadas somente as perdas nas lâminas de aço. A preocupação dos governos de diversos países e particularmente no Brasil de reduzir o consumo de energia elétrica vem de encontro aos trabalhos que siderúrgicas, universidades e centros de pesquisa vêm realizando a fim otimizar o rendimento das máquinas elétricas. Uma das melhores formas de reduzir o consumo de energia elétrica é justamente diminuindo as perdas magnéticas nas chapas de aço que são utilizadas nos motores elétricos. Landgraf [1] estimou que cerca de 50% da energia elétrica produzida anualmente é utilizada por motores elétricos e parte desta energia é dissipada como perdas elétricas. Werner [2] estimou num levantamento de 1992 que cerca de 4,5% da energia elétrica gerada nos Estados Unidos era desperdiçada na forma de perdas elétricas nos motores, o que já é suficiente para avaliar a importância da melhoria de propriedades e conseqüente redução das perdas neste tipo de material e aplicação.

Dentre os aços denominados para fins elétricos existem dois grupos principais – aos aços de grão orientado (GO), os quais são aplicados principalmente em transformadores. Usualmente

possuem até 3% de silício em sua composição química e o seu processo de fabricação é realizado de forma a produzir uma forte textura cristalográfica do tipo $\{110\}\langle 001\rangle$, tendo, portanto quase a totalidade dos seus cristais ou grãos que compõe a chapa com a direção $\langle 001\rangle$ paralela à direção longitudinal da mesma e os planos $\{110\}$ paralelos à superfície da chapa. Nestas condições tem-se um ótimo aproveitamento das propriedades, porém em única direção. Quando é necessário o uso de aços cuja aplicação exija isotropia dos planos e direções, ou seja, não é possível aproveitar o fluxo magnético em única direção, entram os aços elétricos do segundo importante grupo: Os aços de grão não orientado (GNO). Para este aço já é desejável uma textura do tipo $\{100\}\langle 0vw\rangle$. No caso deste estudo vêm justamente de encontro à necessidade dos motores elétricos, os quais por trabalharem com correntes alternadas e em movimento exigem que não haja uma única direção de fácil magnetização. São subdivididos em três grupos principais: Os aços contendo silício como elemento de liga “totalmente processados”, cuja característica principal é não requererem tratamento térmico final de recozimento após a estampagem das lâminas do motor. Possuem um custo mais elevado que os demais tipos. Os aços “semiprocessados” contendo ou não silício como elemento de liga se caracterizam por necessitarem, após a estampagem realizada pelos fabricantes de motores, de tratamento térmico de recozimento com descarbonetação e crescimento de grão para atingir as propriedades ideais para os motores elétricos. Possuem custo mais baixo que o primeiro grupo. Tem-se então no terceiro grupo os aços ABNT 1006 os quais não são produzidos especificamente com fins elétricos, mas são largamente usados da mesma forma como os semiprocessados, sendo que em algumas aplicações nem mesmo o recozimento final é aplicado. Têm o custo mais baixo e como é de se esperar os piores rendimentos elétricos dos três tipos.

Em um processo convencional de produção de um motor elétrico a partir de aços semiprocessados têm-se as seguintes etapas:

- a) Corte da bobina laminada a frio na largura ideal para estampagem das lâminas
- b) Estampagem das lâminas de estator e rotor
- c) Recozimento com descarbonetação
- d) Injeção de alumínio do rotor e grampeamento do estator.
- e) Confecção do motor

No processo de corte e estampagem há a introdução de tensões, as quais serão eliminadas no processo de recozimento que é feito usualmente em temperaturas da ordem de 760 ° C por 2 horas levando-se o tamanho de grão a um tamanho ideal de 150 a 160 micron, o teor de carbono abaixo de 50 ppm e a eliminação das tensões residuais dos processos anteriores. O processo de recozimento já é de conhecimento e eficiência determinada há um bom tempo pelos fabricantes de motores e consiste de aquecer as lâminas até a temperatura acima indicada numa atmosfera composta geralmente de 90% de nitrogênio e 5 a 10% de hidrogênio e pequenas adições de vapor d'água o qual é dosado para um ponto de orvalho de 15 a 30 °C. Numa segunda região do forno as lâminas são resfriadas lentamente até temperaturas da ordem de 560 ° C onde são imersas numa sub câmara com excesso de vapor d água obtendo-se um ponto de orvalho da ordem de 80 °C. Nesta fase há a formação de uma película de oxidação de Fe_3O_4 a qual fará o isolamento elétrico entre lâminas. A partir de então as lâminas estão prontas para a formação do pacote de chapas do estator ou rotor e posterior montagem do motor elétrico.

2.2. Propriedades magnéticas dos aços elétricos

A capacidade de amplificar o campo magnético, também conhecida como permeabilidade magnética, é uma propriedade, ao lado das perdas magnéticas, de grande importância no estudo dos aços elétricos. A permeabilidade magnética no ferro tem valores que nenhum outro material pode chegar, é intrínseca ao mesmo e está diretamente ligada ao arranjo atômico. É esta característica ou propriedade que permite ou viabiliza a existência das máquinas elétricas. Os átomos de ferro possuem um momento magnético, originário do movimento de rotação dos elétrons, bastando que uma seção de aço seja exposta a um campo magnético externo (campo H dado em A/m) para que os “momentos magnéticos atômicos” se orientem e induzam no espaço ao seu redor um campo magnético muito maior que o originalmente aplicado. Assim embora a palavra “permeabilidade” não ajude muito na compreensão do fenômeno em si, pode-se afirmar que quanto maior a permeabilidade, maior a capacidade de amplificação do campo magnético.

No caso específico dos motores elétricos esta propriedade é responsável direta pelo “torque” o qual é ditado pelo campo magnético existente entre a fresta do estator e o rotor, conhecida como entreferro. Quase a totalidade do campo magnético gerado no entreferro do motor é originada nas lâminas justapostas de aço do estator. A origem deste forte campo magnético está diretamente relacionada ao alinhamento dos momentos magnéticos atômicos dos átomos de ferro que o compõe, cuja somatória de momentos individuais gerará uma determinada intensidade de campo magnético que é conhecida como indução magnética. A medida da indução magnética é dada em tesla (T).

Pode-se então, a partir dos conceitos anteriormente vistos, definir melhor como chegar à permeabilidade magnética:

Permeabilidade magnética = Indução magnética / intensidade de campo magnético

$$\mu = B / \mu_0 H \quad (\text{onde } \mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7} \text{ henry/m}) \quad (2.2.1)$$

Pode-se notar que quanto maior a indução magnética, maior será a permeabilidade e, portanto esta propriedade beneficia diretamente o rendimento e a capacidade do motor, porém existe um limite o qual é intrínseco ao material, independentemente de microestrutura, textura ou defeitos de ordem micro estrutural: a saturação magnética, que no caso do ferro está limitada em 2,15 T. Outro fator que pode limitar a elevação da indução magnética é a corrente elétrica. O fator principal que afeta a saturação magnética é a composição química. Tem-se, por exemplo, o efeito do silício, o qual no caso das perdas magnéticas, gera uma boa redução e tem efeito benéfico, contrariamente no caso da permeabilidade tem efeito prejudicial. A adição de silício reduz a saturação diminuindo conforme a seguinte regra: 0.05T/%Si. O valor da saturação do ferro está diretamente ligado ao fato do ferro ter 7,8 elétrons na camada 3d, ou seja, ter 2,2 elétrons com spins desemparelhados . O silício por sua vez não possui spins desemparelhados e por isso é não magnético. Substituindo os átomos de ferro na rede tem efeito de diluição e conseqüente redução da permeabilidade.

Mesmo na ausência de um campo magnético de ordem externa como um ímã ou o campo indutor de uma corrente elétrica, os momentos magnéticos atômicos do ferro não estão orientados ao acaso: eles estão orientados em uma das direções <100> do cristal, formando regiões chamadas de “domínios magnéticos”, como demonstrado na figura 1. Pode-se notar duas estruturas de domínios diferentes, pois se tratam de dois grãos vizinhos, um deles com o plano (100) paralelo à superfície, outro com um plano próximo a (110) paralelo à superfície.

Estes domínios magnéticos são sempre menores que um grão do aço, podendo no máximo ter a sua medida. Possuem pólos norte e sul tal qual um ímã e por isso seu alinhamento é constituído de forma a manter a continuidade do fluxo magnético e também quando se avizinham ao contorno de grãos esta continuidade é mantida. As fronteiras entre domínios magnéticos possuem 100 nanômetros de espessura e são denominadas “paredes de domínios magnéticos”.

Figura 1 – Estrutura de domínio em dois grãos vizinhos, o da esquerda com plano (100) paralelo à superfície, o da direita com plano próximo a (110). [1]

Quando a magnetização de saturação é atingida, isso significa que em todas as direções em que se aplica o campo magnético este valor é constante em função de todos os momentos magnéticos atômicos estarem alinhados numa única direção, ou seja, o material é um único monodomínio. A figura 2 demonstra que o valor para se atingir a saturação é variável conforme a direção: Na direção $\langle 100 \rangle$ atinge-se a saturação em campos muito baixos, já nas direções $\langle 110 \rangle$ e $\langle 111 \rangle$ são necessários campos muito mais altos.

A energia acumulada [1] ao magnetizar o material é chamada de energia de anisotropia magnetocristalina. O maior valor que se pode ter no caso do ferro é o valor necessário para atingir a saturação na direção $\langle 111 \rangle$, que corresponde à constante K_1 . Para o ferro puro a constante de anisotropia magnetocristalina $K_1 = 48.000 \text{ J/m}^3$.

Figura 2 – Curvas de magnetização com o campo H aplicado em três diferentes direções cristalinicas de um monocristal [1].

No caso da magnetização na direção $\langle 111 \rangle$ admite-se que por movimento de paredes de domínio a polarização da magnetização chega a 1,15 T. Nesta etapa a aplicação de campo magnético H leva ao crescimento dos domínios cujas direções de magnetização, dentre as seis direções $\langle 100 \rangle$ possíveis, tiverem direção de magnetização com componente na direção do campo H aplicado. Conforme H aumenta, a própria direção de magnetização de cada domínio começa a sofrer uma rotação, saindo das direções $\langle 100 \rangle$ e gradualmente rotacionando, conforme H aumenta, na direção do campo H . Esse é o processo de magnetização por rotação homogênea da direção de magnetização dos domínios.

Em materiais policristalinos, como os aços elétricos de grãos não orientados, a magnetização ocorre segundo as etapas anteriormente explicadas, porém o “joelho” da curva de magnetização ocorre aproximadamente a 0,8 T (1) e não acima de 1,2 T como indica a figura 2.

São de extrema importância os valores de permeabilidade magnética para se atingir altos campos magnéticos. A permeabilidade está relacionada às “perdas no cobre” das máquinas elétricas, ou seja, a dissipação por efeito Joule associado à corrente elétrica necessária para a magnetização do material e para a criação do campo magnético no entreferro. Para aplicações

onde o rendimento energético não é relevante, uma permeabilidade de $\mu_{1,5}$ (permeabilidade a 1,5 Tesla) da ordem de 500 já é suficiente. Esse valor é característico de uma chapa de aço ABNT 1006 com encruamento de 0,5% utilizada em motores de liquidificadores, por exemplo. Efetuando-se um recozimento nesta mesma chapa que elimine o carbono para um teor menor que 50 ppm e elevando-se o tamanho de grão para valores entre 100 e 150 μm a permeabilidade chega a valores de 2500. Altos valores de permeabilidade magnética necessária para transformadores, por exemplo, (acima de 4000), consegue-se em apenas uma direção de magnetização – geralmente a própria direção de laminação. No sentido transversal à laminação, usualmente os valores são muito baixos.

No caso em questão como se trata de chapas para motores elétricos que vão trabalhar em rotação e com corrente alternada e, portanto a condição de isotropia das propriedades magnéticas é fundamental, uma segunda característica eletromagnética torna-se de fundamental importância – as perdas magnéticas.

Como a magnetização não é um fenômeno reversível, o processo cíclico de magnetizar e desmagnetizar em frequências usualmente da ordem de 60 Hz, ou seja, a cada 1/60s há a ocorrência de histerese e em função da circulação de correntes parasitas induzidas pela variação do fluxo magnético no interior do material, o processo de inversão de magnetização ocorre com dissipação de energia, ou seja, com perdas magnéticas, também usualmente chamadas de perdas no ferro ou perdas elétricas.

A figura 3 [1] mostra uma curva de histerese obtida para um valor de indução máxima de 1,5T, quando excitada a 60 Hz. A área interna desta curva é a energia dissipada por ciclo em J/m^3 . Conforme se reduz a frequência, a energia dissipada diminui, ou seja, a curva se estreita, mas nunca vai à zero.

Figura 3 – Comparação das curvas de histerese determinadas na condição quase estática e a 60 Hz com indução máxima de 1.5 T, para um aço elétrico tipo 1006 descarbonetado [1].

A curva mais estreita na figura 3 acima foi traçada em 0,005 Hz o que indica que numa condição quase estática existe uma histerese e energia é dissipada no processo. Essa é a chamada parcela de perdas histeréticas nas perdas magnéticas.

Figura 4 – Curvas de magnetização e histerese quase estática de aço com 0.5% Si [1].

São dois os processos de movimentação de domínios que ocorrem ao longo das curvas de magnetização e histerese, mesmo quando em condição quase estática: a movimentação de paredes e a rotação de domínios. A curva de magnetização quase estática praticamente se junta ao ramo da curva ascendente da curva de histerese, nas proximidades do joelho da curva de magnetização como mostra a figura 4. Landgraf [1] constatou que o “joelho”, associado ao ponto de permeabilidade máxima ocorre para induções entre 0,7 e 0,9T. Cullity [3] afirmou que o mesmo marcaria a transição entre a predominância da magnetização por movimentação de paredes para a magnetização por rotação. Entretanto Landgraf [1] comprovou que os valores baseados nas evidências de anisotropia magnetocristalina e de magnetostricção indicam que a movimentação de domínios só é relevante a partir de 1,3 T e então sendo possível que as paredes de 90 graus tenham um papel relevante entre 0,8 e 1,4 T.

A energia acumulada na magnetização do material até a indução máxima é dada pela área $B \cdot H$, conforme mostra a figura 5. Após atingir a indução máxima, o ramo descendente devolve parte da energia utilizada na magnetização, principalmente pelo retorno da magnetização às direções $\langle 100 \rangle$, por rotação reversível, que não é dissipativa. Mas como o retorno não se dá exatamente ao mesmo ponto de origem do ramo ascendente, comprova-se que existe uma energia efetivamente dissipada, a qual é representada pela diferença entre as duas áreas, como demonstrado na figura 6.

Figura 5 – Energia acumulada no ramo ascendente da curva de histerese [1]

Figura 6 – Energia devolvida e energia dissipada no ramo descendente da curva de histerese [1].

A energia dissipada na área em destaque na figura 6 está associada a mudanças bruscas de magnetização mesmo quando a variação de H é lenta. Isso é facilmente dedutível na região abaixo do joelho da curva, onde predomina a movimentação irreversível das paredes de domínio. Uma parede que esteja bloqueada em um defeito não se movimenta até que a indução atinja um valor crítico sobre o qual vencerá o obstáculo. Atingido este valor para romper o obstáculo, haverá uma rápida e irreversível movimentação desta parede de domínio. Esta rápida movimentação é o que dá origem aos “eventos de Barkhausen”.

O não retorno do ramo descendente da curva de histerese entre a indução máxima e a remanência, confirma a dissipação de energia mesmo na região onde predominantemente ocorre rotação de domínios. Acima do joelho esta rotação de domínios é em sua maioria reversível e, portanto sem dissipação de energia. Pode-se atribuir neste caso a dissipação de energia a uma parcela de rotação irreversível dos domínios que é improvável nos materiais cúbicos [4] ou à movimentação de paredes de domínio durante a aniquilação de domínios, no ramo ascendente somado à nucleação de novos domínios, no ramo descendente, ou ainda devido à movimentação das paredes de 90 graus.

Na figura 7 [1] tem-se uma comparação dos valores de perdas magnéticas totais de diferentes aços utilizando como indicador de desempenho o valor das perdas magnéticas a 1,5T, 60 Hz.

O aço ABNT 1006 sem recozimento (SR) tem perdas de 18 W/Kg. Um recozimento

descarbonetante no mesmo aço diminui as perdas para 10 W/Kg. A adição de silício e alumínio ao aço aumenta a sua resistividade elétrica, o que reduz a intensidade das correntes elétricas parasitas e assim permite reduzir as perdas até 4,2 W/Kg. A redução da espessura de 0,5 para 0,3 mm é capaz de reduzir as perdas de 3,6 para 2,8 W/Kg. O aço do tipo grão orientado chega a apenas 1W/kg na direção de laminação, mas tem perdas de 4 W/kg na direção transversal.

Figura 7 – Perdas totais e suas componentes histerética (Ph), parasita (Pp) e anômala (Pa) em seis diferentes aços elétricos utilizados no Brasil [1].

Nesta mesma figura é possível observar a separação das três componentes das perdas magnéticas: as perdas histeréticas (Ph), as perdas parasitas (Pp) e a perda de excesso também chamada de perdas anômalas (Pa). A componente histerética corresponde à área obtida na curva quase estática multiplicada pela frequência. A componente parasítica está associada às correntes de Foucault geradas pela variação de indução do material e pode ser determinada analiticamente. Nas aplicações em corrente alternada a 60 Hz, o material é magnetizado e desmagnetizado 60 vezes por segundo. A variação do fluxo magnético irá gerar uma diferença

de potencial elétrico no material e a corrente elétrica que circula depende de sua resistividade. As correntes parasitas são também conhecidas como corrente de Foucault e a equação teórica abaixo permite calcular o valor das perdas parasitas.

$$P_p = \frac{(\rho \times B \times f \times e)^2}{6 \times d \times \rho} \quad (2.2.2)$$

Onde:

P_p = perdas parasitas (dada em W/Kg) quando:

B = indução máxima do ensaio em T

e = espessura da lâmina em mm

f = frequência do ensaio em Hz

d = densidade em Kg/m³

ρ = resistividade elétrica em $\Omega \cdot m$

O terceiro componente de perdas magnéticas são as perdas de excesso ou perdas anômalas, as quais já não são tão simples de serem determinadas e normalmente têm sido consideradas como proporcionais às perdas parasitas [5], porém Bertoti [6] sugeriu recentemente que as perdas de excesso estariam mais diretamente relacionadas às perdas histeréticas.

Conforme Landgraf [1] a microestrutura tem grande influência nas perdas histeréticas e anômalas, enquanto a espessura e a resistividade têm influência sobre as perdas parasitas.

2.3. Relação entre microestrutura e propriedades magnéticas

As principais variáveis micro estruturais que afetam as propriedades magnéticas são, como descrito anteriormente, a composição química, o tamanho de grão, a orientação cristalina, a densidade de discordâncias e a distribuição/tamanho de partículas de segunda fase.

Para suprir diferentes demandas de mercado os aços elétricos são produzidos com composições químicas bastante diferenciadas, seja para atender as classes de aços totalmente processados seja para os semiprocessados. A principal influência da composição química está diretamente ligada à alteração da resistividade elétrica, que afeta diretamente as perdas parasitas. A resistividade elétrica varia de $12\mu\Omega\text{cm}$ para o aço 1006, até $50\mu\Omega\text{cm}$ nos aços com 3,5% de Si. Os elementos químicos que afetam mais significativamente a resistividade elétrica do aço são o silício e o alumínio. Os aços mais comuns, como o ABNT 1006, possuem teor de silício na casa de milésimos e o teor de alumínio em torno de 0,04% . Adições de silício e alumínio acima de 1% tornam mais difícil a estampagem das lâminas de motores.

Outra variável de grande importância é o teor de carbono, como será ilustrado no capítulo 2.6. Na forma de carboneto é mais prejudicial que em solução sólida. Uma constatação já consagrada nos fabricantes de motores é que, caso o teor final de carbono final da chapa esteja acima de 0.003%, ocorrerá uma piora nas propriedades e rendimento do motor ao longo do tempo, em face da precipitação de carbonetos. Esse fenômeno é conhecido como envelhecimento magnético. Ensaio de envelhecimento acelerado podem detectar este tipo de problema [7], [8]. Os aços elétricos do tipo semiprocessados são comercialmente fornecidos com teores entre 0.03 e 0.07 % como um dos usados neste trabalho. Estes tipos de aço geralmente são recozidos no processo do fabricante do motor onde também é efetuada a

descarbonetação para teores abaixo de 50 ppm. Pode-se notar através do trecho do diagrama Fe-C da figura abaixo que em temperaturas abaixo de 500 °C a solubilidade do carbono no ferro alfa é menor que 0,005%, ou seja 50 ppm.

Figura 8 – Trecho do diagrama Fe-C com curvas em função do teor de silício para baixos teores de carbono [1].

Nestes teores o efeito do envelhecimento já pode ser notável, como será demonstrado nos resultados experimentais. Em teores acima de 0,02% de C para o aço com baixo teor de silício já existe a formação de austenita + ferrita em temperaturas acima de 723 °C, sendo que a 0,02% de C na temperatura de 760 °C a formação de austenita é menor que 1%, sendo que no aço com 330 ppm de carbono esta porcentagem já é de 2% enquanto que em um aço com 460

ppm de carbono este teor de austenita já chega a 4%. O teor de carbono pode influenciar significativamente o crescimento de grão e as propriedades magnéticas dos aços elétricos.

As inclusões de nitretos, sulfetos e óxidos que se formam como impurezas no processo de refino do aço, além de seu efeito prejudicial nas propriedades magnéticas, influenciam também de forma indireta através de seu efeito na restrição ao crescimento de grão e na aleatorização da textura. [1].

O efeito negativo dos carbonetos e inclusões se dá através do aumento do componente histerético das perdas: partículas ancoram as paredes de domínio, exigindo campos mais altos para movê-las. Quanto menor a distância entre as inclusões, maior o campo coercivo, que é uma medida da largura da histerese. Entretanto existe uma faixa de tamanho que tem maior impacto no ancoramento das paredes: teoricamente, partículas com dimensões próximas a da espessura da parede de domínio (100nm) [9] têm o pior efeito. Dados práticos mostram que é necessário reduzir o teor dos elementos que formam as inclusões como mostra a figura 9.

Figura 9 – Efeito dos teores de enxofre, nitrogênio e oxigênio nas perdas magnéticas a 1.5T, 50Hz de um aço com 3%Si [1].

Um fenômeno adicional que ocorre com as partículas (sejam inclusões ou próprios carbonetos) é o de introduzir um componente de anisotropia: como o processo de laminação pode introduzir uma anisotropia na distância entre inclusões (a distância na direção de laminação deve ser maior que a distância na direção transversal), isso induz a maiores perdas na direção transversal. [10], [11].

O tamanho de grão tem grande influência nas perdas magnéticas [1], pois o campo coercivo é proporcional ao inverso do tamanho de grão. Os contornos de grão são centros de ancoramento para o movimento dos domínios magnéticos, pois como foi visto na figura 1, a estrutura de domínios de um grão está acoplada ao grão vizinho e uma parede de domínio em um grão só se moverá se a parede do grão vizinho se mover de forma similarmente acoplada. Mager [12] propôs um modelo que faz uma correlação entre tamanho de grão e campo coercivo, levando em consideração que os contornos são centros de ancoramento das paredes de domínio, associando com o valor da energia da parede, que é função da raiz quadrada da constante K_1 . A equação que controla o fenômeno seria:

$$H_c = \frac{3g}{Js \times d} = \frac{A\sqrt{K_1}}{d} \quad (2.3.1)$$

Onde d é o diâmetro do grão.

A parcela histerética das perdas totais cresce com o aumento do campo coercivo, H_c , que é a largura da curva de histerese. Assim, baseando-se na validade da equação 2.3.1, é de se esperar uma lei do inverso do tamanho de grão para as perdas histeréticas. Quanto maior o tamanho de grão, menor a parcela histerética das perdas, mas cresce a parcela das perdas por

excesso ou anômalas, fazendo com que um tamanho de grão ideal se situe na faixa de 100 a 150 μm [1]. A figura 10 exemplifica este comportamento, mostrando a variação das perdas magnéticas medidas a 1.5 T e 60 Hz [13].

Figura 10 – Efeito do tamanho de grão nas perdas magnéticas totais (P total), perdas histeréticas (P hist), perdas clássicas (P paras) e perdas de excesso (P exc) de um aço com 2% Si [1].

Com base na informação anterior, os fabricantes de aços totalmente processados que já fornecem as bobinas de aço com o tamanho de grão ideal ajustam seu recozimento final para promover um crescimento de grão normal, enquanto que os fabricantes de aço semiprocessado, usinas ou relaminadoras, que fornecem o aço para ser efetuado o recozimento final no cliente, ajustam o seu processamento para que na última fase de laminação seja dado um encruamento crítico (entre 2 e 10% de redução de espessura) para que se alcance um tamanho de grão da ordem de 150 μm no recozimento final. Existe uma

discussão sobre o nome do fenômeno e os mecanismos envolvidos neste recozimento final, havendo afirmações de se tratar de recristalização primária seguida por crescimento normal de grãos, recristalização secundária ou crescimento anormal de grãos e ainda proposições de diferentes origens para os mecanismos envolvidos sejam por deformação, por movimento de contornos com redução ou minimização da energia de contorno de grão, etc. Este assunto será mais bem discutido no capítulo 2.5.

2.4. Recristalização – uma revisão da teoria

Como foi visto no capítulo anterior, a microestrutura final dos aços semiprocessados é obtida no recozimento de um material previamente deformado. Uma das hipóteses de explicação da obtenção de grãos grandes ao final do recozimento é que o tamanho de grão grande é resultante da recristalização primária de material com pouca nucleação, sendo por isso importante rever os principais conceitos de recristalização primária.

Uma revisão importante foi feita e revista recentemente, no Brasil [14]. A recristalização pode ser descrita da seguinte forma: Primeiramente se deforma plasticamente um metal em um grau de deformação razoável. Isto faz com que os grãos se tornem alongados como demonstrado na figura 11. Então o metal é aquecido até uma temperatura da ordem de metade da sua temperatura de fusão e mantido a esta temperatura. A figura 11 ilustra a seqüência de eventos que ocorrem. Pode-se dizer que sob observação microscópica da estrutura, até o momento t_1 nada acontece. Apenas novos grãos começam a se nuclear entre os grãos encruados da matriz. Estes grãos crescem rapidamente então até o completo desaparecimento dos grãos encruados no tempo t_2 .

Fig. 10 – Representação esquemática da seqüência de recuperação, recristalização e crescimento de grão.[15]

Estes grãos crescem em uma taxa lenta de crescimento até o tempo t_3 e um tamanho de grão final é obtido. Como dito, nada acontece até o momento t_1 , sob observação em um microscópio ótico, entretanto é nesta fase que está acontecendo a recuperação. Assim pode-se definir:

Recuperação: Todo fenômeno de recozimento que ocorre antes do surgimento de novos grãos livres de deformação.[15]

Recristalização: A nucleação de novos grãos livres de deformação e o gradual consumo dos grãos deformados da matriz pelo crescimento destes novos grãos [15]. A recristalização consiste na formação de novos núcleos e crescimento destes núcleos, um processo que continua até que a matriz é completamente consumida e todo o conjunto de grãos é inteiramente substituído por novos grãos.[14]

Recentemente em uma revisão sobre os principais fenômenos envolvidos na recristalização foi feito por Doherty et al [16], apresentando uma definição consensual dentre aqueles autores sobre recristalização: “A formação de uma nova estrutura de grãos em um material deformado pela formação e migração de contornos de alto ângulo cuja força motriz é a energia armazenada na deformação”.

A força motriz para o crescimento de novos grãos livres de deformação do tempo t_1 até o tempo t_2 é a energia armazenada da matriz encruada. Depois do tempo t_2 , a energia motriz para o crescimento se torna a curvatura dos contornos de grão. A partir do tempo t_2 o processo que ocorre é chamado simplesmente de crescimento de grão. Conseqüentemente pode-se dizer que o processo que ocorre durante um recozimento de metais é composto destas três fases: Recuperação, recristalização e crescimento de grão.

Quando um metal é deformado plasticamente, uma considerável quantidade de energia é gasta, a maior parte se dissipa na forma de calor, mas uma pequena fração permanece no metal como energia armazenada (como mostra a figura 12). Esta energia armazenada dá

condições para os dois estágios de relaxamento sob aquecimento, recuperação e recristalização. O terceiro estágio, crescimento de grão, é somente indiretamente relacionado a estes dois estágios.

Johnson e Mehl [17] verificaram inicialmente a cinética da recristalização como função de curvas de reação isotérmica em componentes de nucleação e crescimento. Portanto os estudos desta época em diante foram sempre direcionados para taxa de nucleação e taxa de crescimento de grão.

A taxa de recristalização em uma temperatura constante é tanto maior quanto maior o grau de encruamento e é tanto maior quanto mais alta a temperatura e também aumenta com a diminuição do tamanho de grão inicial. A recuperação é um fenômeno que retarda o processo de recristalização.

Figura 12 – Quantidade de energia armazenada durante deformação do cobre.[15]

2.4.1. Energia armazenada na deformação

Quando uma liga é plasticamente deformada, muitos defeitos são originados dentro do reticulado e estes defeitos durante a deformação servem como mecanismos para armazenamento de energia na liga.

2.4.1.1. Mecanismos para armazenamento de energia

A – Deformação elástica: Se um reticulado recebe uma deformação elástica e ele terá uma energia de deformação por unidade de volume dada por $e^2 E/2$, onde E é o módulo de Young. Experimentos mostraram que a energia de deformação elástica pode contribuir com somente 5 a 10% do total da energia armazenada.

B - Defeitos do reticulado: Deformação plástica irá produzir os seguintes defeitos no reticulado cristalino: discordâncias, lacunas, átomos intersticiais, defeitos de empilhamento e contornos de macla. A fração da energia armazenada produzida por cada um destes defeitos depende de dois fatores – a energia destes defeitos e a quantidade de defeitos produzidos por deformação. Os dois mais importantes defeitos produzidos por deformação em temperatura ambiente são discordâncias e lacunas, sendo que este último tipo é responsável por uma pequena parte da energia armazenada, sendo, portanto a maior parte da energia gerada, cerca de 80 a 90 %, em função das discordâncias.

2.4.1.2. Variáveis que afetam a quantidade de energia armazenada

A – EDE – energia de Defeito de Empilhamento – A distribuição de discordâncias em um metal encruado está diretamente ligada à EDE. Metais com baixa EDE tendem a ter uma distribuição planar de discordâncias e, portanto com pouca ocorrência dos mecanismos de escalada e escorregamento com desvio em função das discordâncias parciais estarem muito afastadas entre si [14]. Já um metal com alta EDE terá as suas discordâncias parciais muito próximas o que permite ocorrência dos fenômenos anteriormente citados e com isso as discordâncias ganham maior mobilidade, permitindo um fácil aniquilamento com discordâncias vizinhas e resultando ao final em células de deformação. A ocorrência de discordâncias parciais em ferro é pouco provável e por isso não é geralmente considerado como um fator de influência significativo.

B - Elementos em solução - A adição de solutos em um metal aumenta a quantidade de energia armazenada para uma determinada deformação. Afeta também a EDE do metal, podendo influenciar em uma das formas mencionadas no item anterior. As impurezas dificultam o movimento de discordâncias. Pode ocorrer mudança de mecanismo de deformação: A adição de silício leva à ocorrência de maclação em teores acima de 3,5%. Normalmente no aço o mecanismo mais presente é o escorregamento [18]. Não foram encontradas informações sobre o efeito do carbono na EDE do ferro.

C. Partículas de segunda fase: A presença de partículas no interior dos grãos leva a heterogeneidades na distribuição de discordâncias

D – Modos de Deformação – Processos de deformação mais complexos produzem mais alta energia armazenada. Tração simples pode ativar poucos sistemas de escorregamento em um metal, enquanto que extrusão, por exemplo, pode gerar escorregamento em todos os 48

sistemas de escorregamento do ferro [18]. Neste último caso interseções de discordâncias serão mais frequentes, dando maiores densidades de discordâncias.

E - Grau de deformação. É o fator que mais afeta a energia armazenada de acordo com o que demonstraram experimentalmente Keh e Weissmann [19], conforme é indicado na figura 13 abaixo. Quando o ferro é deformado em temperatura ambiente, as discordâncias têm movimento livre se a deformação é menor que 1%. Depois disso degraus começam a aparecer e a interação de discordâncias começa a ocorrer. A formação de células se inicia a partir de 3,5 % de deformação. Acima de 9% a formação de células é bem nítida. Com o aumento da deformação as células tornam-se cada vez melhor definidas. [19].

Figura 13 - Relação entre densidade de discordância média e deformação plástica do ferro [19]

Hassner et al [20] que determinaram que a energia armazenada pelo efeito da deformação é dada conforme a equação 2.4.1 abaixo:

$$E_{arm} = bGb^2 r \quad (2.4.1)$$

Onde:

b = constante = 0,5

G = módulo de cisalhamento = 79 Gpa (para o aço carbono)

b = Vetor de Burgers = $0,5 \langle 111 \rangle = 0,252 \text{ nm}$.

r = densidade de discordâncias = 10^{10} cm/cm^3 conforme figura 13, para deformação de 5%.

Tomando-se os valores experimentais da figura 13 acima e levando em consideração a equação 2.4.1 com os dados acima citados, tem-se que $E_{arm} 1,8 \text{ J/mol}$

A energia armazenada na deformação no caso dos aços elétricos no “skinpass” é pequena quando comparada com os dados do cobre na figura 13 [19].

F – Temperatura – Deformações em baixas temperaturas aumentam a quantidade de energia armazenada, pois há dois efeitos principais – a diminuição da mobilidade das discordâncias e o abaixamento da EDE. Isto porque existe menor energia térmica para ajudar no alívio da energia armazenada e reduzir a interação entre defeitos durante deformação. A chamada “laminação a frio” dos aços comerciais pode ocorrer a até 200° . Keh e Weissmann [19] verificaram que se a deformação ocorre em temperaturas da ordem de 200° . C ocorre a recuperação dinâmica.

G – Tamanho de grão inicial – A quantidade de energia armazenada aumenta conforme diminui o tamanho de grão inicial. Com menores tamanhos de grão há uma maior densidade

de discordâncias como demonstraram experimentalmente Keh e Weissmann [19] em ferro policristalino

H - Textura. A orientação dos cristais em relação à direção de aplicação dos esforços leva a ativação de diferentes sistemas de escorregamento, resultando em diferentes encruamentos, conforme descrito por Takanohashi [18].

2.4.1.3. Heterogeneidades da deformação

Vários tipos de estruturas de discordâncias são formados durante a deformação: os contornos de células de discordâncias, bandas de transição, bandas de deformação, paredes densamente povoadas por discordâncias e outros. Aparentemente a literatura usa nomes diferentes para uma mesma estrutura de discordâncias acumuladas, e ainda não está claro quantos tipos diferentes existem. Quando ferro puro é deformado com $\epsilon=0,02$, formam-se emaranhados de discordâncias, e acima de $\epsilon=0,06$ já ocorre a formação de paredes de células, segundo muitos autores [19], [21],[22].

2.4.1.4. Relaxamento e energia armazenada liberada durante recozimento

Existem várias técnicas para medir a energia liberada durante o recozimento, a qual estava armazenada em um metal deformado. Uma delas é a calorimetria: Enquanto se aquece simultaneamente um corpo de prova encruado e um recozido, se mede a diferença de energia P requerida para aumentar a temperatura de ambos os corpos de prova em taxas iguais.

Entretanto, essa energia é pequena quando comparada com outras transformações, e sua determinação experimental por esse método é difícil.

Hassner et al [20] encontraram em procedimentos experimentais com aço inoxidável, através de calorimetria valores de 160 J/mol e comparou com valores calculados em função da energia armazenada.

Outra técnica para determinar a energia armazenada é pela estimativa da energia armazenada por estruturas de discordância, seja pela medida da densidade de discordâncias seja estimando a deformação do reticulado cristalino por difração de raios X, ou de nêutrons, ou outras técnicas.

2.4.2. Mecanismos de nucleação para recristalização

A nucleação é normalmente adotada como o termo para indicar o início da recristalização. “Os mecanismos de rearranjo de discordâncias de modo a formar uma região livre de defeitos associada a um contorno de alto ângulo com alta mobilidade e, portanto, capaz de migrar rapidamente sobre a matriz encruada, são definidos como nucleação da recristalização” [14]. Os três principais mecanismos para o evento de nucleação na recristalização, dependendo do metal e do grau de deformação, são os descritos abaixo. Os metais deformados contêm dois principais tipos de interfaces, pré-existindo contornos de grão e contornos de subgrãos resultantes da deformação. Os mecanismos de nucleação estão descritos a seguir:

2.4.2.1. Movimento de contornos de grãos pré-existent

Este mecanismo já foi observado tanto com microscópio eletrônico como por microscopia de transmissão. Foi originalmente proposto por Beck e Sperry [23] em observações em microscópio ótico. O contorno entre um grão original de alta densidade de discordâncias e um grão original de baixa densidade de discordâncias é observado como tendo um crescimento rápido como mostrado na Figura 14(a) [14]. Um modelo baseado na observação por microscópio eletrônico assume que os contornos móveis são fixados em dois pontos como saliências - Figura 14(b) [14]. Seja considerada a mudança de volume da posição 1 para a posição 2 como sendo dV e mudança de energia livre total por volume como sendo ΔG . A energia livre de superfície do contorno é tomada como γ e a energia armazenada por volume

no grão encruado é E_s . Para o contorno se mover da posição 1 para a posição 2 o balanço de energia livre dá:

$$\Delta G = -E_s + g \frac{dA}{dV} \quad (2.4.2)$$

Onde a energia armazenada do novo grão formado atrás do contorno em movimento é dada como zero.

Figura 14 - (a).Crescimento rápido de um contorno em um grão com alta densidade de discordâncias. b) Modelo para descrever este evento de nucleação. [14]

Para interfaces esféricas tem-se:

$$\Delta G = -E_s + \frac{2g}{r} \quad (2.4.3)$$

Para haver crescimento, o valor de ΔG precisa ser negativo, então E_s precisa ser maior que $2g/r$. Já que o contorno está fixado em dois pontos a uma distância de $2L$, conforme a discussão de Frank-Read, o movimento do contorno ocorre com diminuição do raio de curvatura e portanto com aumento da energia de superfície. O raio de curvatura deve passar por um mínimo, de $r_{min} = L$, para que haja nucleação de um grão:

$$E_s > \frac{2g}{L} \quad (2.4.4)$$

Neste modelo então a nucleação ocorre em um contorno pré-existente onde uma curvatura de comprimento $2L$ projeta uma distância maior que “ L ” – posição 3 da figura 14 b, por exemplo. O tempo de incubação seria o tempo necessário para que a curvatura cresça até a posição crítica de $r_{min} = L$. A partir deste ponto o crescimento ocorre.

2.4.2.2. Migração de contornos de baixo ângulo ou de subgrãos

Este mecanismo de nucleação apresentado tanto por Beck [24] quanto por Cahn [25] e posteriormente revisado por Cottrell [26] está ligado ao fenômeno da poligonização pela formação de regiões onde há uma baixa densidade de discordâncias circundadas por

subcontornos. Quando é formado o subgrão, este é capaz de crescer sobre os subgrãos vizinhos por migração de seus subcontornos com ativação térmica. Assim ocorre uma diminuição da energia armazenada pela eliminação e rearranjo dos defeitos presentes na microestrutura [14]. O subcontorno que está migrando absorve discordâncias, aumentando sua diferença de orientação, sua energia e sua mobilidade até se transformar em um contorno de alto ângulo, caracterizando assim a nucleação.

2.4.2.3. Nucleação por coalescimento de subgrãos

Dentre os mecanismos de nucleação este geralmente é referenciado como o mais lento. Consiste basicamente em no coalescimento de dois subgrãos vizinhos, ocorrendo uma rotação, o que torna os seus os seus reticulados cristalinos coincidentes.

Figura 15 – Coalescimento de subgrãos por “rotação” de um deles. (a) Estrutura original antes do coalescimento, (b) rotação do subgrão CDEFGH. (c) Estrutura dos subgrãos logo após o coalescimento. (d) Estrutura final após alguma migração de subcontornos [14].

A Figura 15 mostra passo a passo a ocorrência de coalescimento de um subgrão. Este mecanismo promove, portanto o crescimento de um subgrão pela eliminação de subcontornos, o que diminui a energia armazenada, alterando as diferenças de orientação entre os grãos que sofreram o coalescimento e os subgrãos vizinhos. Hu [27] foi um dos primeiros a propor este mecanismo. O aumento destas diferenças de orientação leva ao aparecimento de um contorno de alto ângulo capaz de migrar com alta velocidade, consistindo de um núcleo de recristalização. Na Figura 16 é possível visualizar a formação deste núcleo.

Figura 16 – Representação esquemática da formação de um grão recristalizado. A diferença de orientação dos subcontornos é representada pela espessura da linha. (a) Estrutura original. (b) Coalescimento dos pares A/B e C/D por eliminação de seus contornos comuns. (c) Coalescimento dos grupos A/B e C/D. (d) Formação do grão recristalizado R, que consiste em um grupo de subgrãos coalescidos. As linhas espessas indicam contornos de alto ângulo.

A nucleação de grãos resulta do movimento de contornos de alta mobilidade. Conforme o mecanismo presente estes contornos podem ser:

- a) Movimento de contornos de grãos pré-existent
- b) Migração de contornos de baixo ângulo ou de subgrãos
- c) Nucleação por coalescimento de subgrãos.

O mecanismo a) é mais comum em metais com baixo grau de deformação (até 40%) [14] e onde existem diferenças de encruamento na microestrutura, o mecanismo b) está relacionado a altas deformações, a altas temperaturas de recozimento e metais com baixas EDE, por sua vez o mecanismo c) é mais comum em bandas de transição, deformações moderadas, temperaturas de recozimento relativamente baixas e metais com alta EDE [14].

2.4.3. Cinética da recristalização

O estágio de recristalização ocorre pela nucleação de novos grãos com baixa densidade de discordâncias que crescem e consomem a matriz encruada, como indicado na figura 11 [15]. A taxa na qual o volume é transformado em novos grãos é função tanto da taxa de nucleação quanto da taxa de crescimento destes novos grãos.

Quando se tem um metal encruado recozido isotermicamente em alguma temperatura, depois de um tempo t um novo grão nucleia em algum ponto da matriz encruada e começa a crescer [15]. Frequentemente este novo grão irá crescer em tamanho em uma taxa constante até colidir-se com um grão vizinho. Consequentemente seu raio varia com o tempo como mostrado na figura 17. Durante a porção linear toma-se o raio do núcleo como:

$$R = G(t - \tau) \quad (2.4.5)$$

Figura 17 – Variação do raio em função do tempo de um novo grão.[15]

Onde G é a taxa de crescimento definida como dR / dt . Se for tomado o núcleo como uma esfera é possível escrever:

$$\text{Volume transformado por núcleo} = \frac{4}{3}pG^3(t-t)^3 \quad (2.4.6)$$

Esta equação origina uma expressão para o volume transformado por núcleos e então com isso é determinado o número de núcleos N:

$$N = \frac{\text{Número de núcleos formados / unidade de tempo}}{\text{Volume não transformado}} \quad (2.4.7)$$

O número de núcleos formados no intervalo de tempo dt é N.dt.V_u, onde V_u é o volume não transformado. O valor de V_u é uma função do tempo e, portanto difícil de determinar. Supondo-se que seja considerada a função N.dt.V onde V é o volume total da amostra. Esta função conta o número de núcleos formados de ambos os volumes transformado e não transformado da amostra. Visto que núcleos não podem se formar em volumes já transformados, estes núcleos são chamados fantasmas, como mostrado na Figura 18.

Figura 18 – Os núcleos fantasma e núcleos reais em uma matriz em transformação.[15]

Define-se então um número imaginário de núcleos, n_{imag} . Como a soma dos núcleos reais, n_r e os núcleos fantasma, n_p .

$$n_{imag} = n_r + n_p \quad (2.4.8)$$

O volume associado com os núcleos imaginários pode ser expresso como segue:

Figura 19 – Volume associado com os núcleos formados durante intervalos de tempo específicos.[15]

$$\text{Volume imaginário transformado} = \int_0^t \underbrace{\frac{4}{3}pG^3(t-t')^3}_{\text{Volume/núcleo}} \underbrace{NV}_{\text{No. Imag. núcleos formados}} dt \quad (2.4.9)$$

Para ver como esta equação é obtida, considere-se a Figura 19. O tempo durante o qual a transformação ocorreu é arbitrariamente dividido em intervalos de duração Δt . O número de núcleos formados durante cada um destes intervalos de tempo é $NV\Delta t$. O volume dos núcleos formados no último intervalo de tempo é $[NV\Delta t] \cdot \frac{4}{3}pG^3(\Delta t - t')^3$. O volume dos núcleos

formados no primeiro intervalo de tempo é $[NV\Delta t]$. $\frac{4}{3} pG^3 (N\Delta t - t)^3 / 3$ onde N é o número total de intervalos considerados. Tomando-se n_1 como sendo o número de intervalos de tempo, o volume imaginário transformado pode ser escrito:

$$\text{Volume imag. transformado} = V = \sum_{ni=1}^N \frac{4}{3} pG^3 (n_i \Delta t - t)^3 [NV\Delta t] \quad (2.4.10)$$

Este resultado leva diretamente para a equação 2.4.9. Porém trabalha-se com o volume transformado, que pode ser chamado de X :

$$X_{\text{imag}} = \frac{\text{Volume imag transformado}}{\text{Volume total}} = \int \frac{4}{3} pG^3 (t - t)^3 N dt \quad (2.4.11)$$

Pode-se então relacionar X_{imag} para a fração de volume real transformado, X_r . Os núcleos reais e fantasmas formados em qualquer intervalo de tempo dt terá o mesmo volume por núcleo, $\frac{4}{3} pG^3 (t - t)^3$, então pode-se escrever:

$$\frac{dn_r}{dn_{\text{imag}}} = \frac{dV_r}{dV_{\text{imag}}} = \frac{dX_r}{dX_{\text{imag}}} \quad (2.4.12)$$

Levando em consideração que o número de núcleos formados por volume em um tempo dt seja chamado $d?$, então tem-se $d_{nr} = V_u \cdot d?$ e $dn_{imag} = V \cdot d?$. Assume-se agora que os núcleos são formados aleatoriamente através da matriz. Isto significa que $d?$ será independente da posição, portanto é possível definir:

$$\frac{dn_r}{dn_{imag}} = \frac{V_u}{V} = \frac{V - V_{transf}}{V} = 1 - X_r \quad (2.4.13)$$

Quando combinadas as equações 2.4.12 e 2.4.13, tem-se:

$$\frac{dX_r}{dX_{imag}} = 1 - X_r \quad (2.4.14)$$

Esta equação diferencial simples é resolvida para dar:

$$X_r = 1 - e^{-X_{imag}} \quad (2.4.15)$$

Onde a constante de integração é considerada zero visto que ambos X_r e X_{imag} são zero no tempo zero. Se é definido que ambos G e N são constantes e que t é desprezível é possível integrar a equação 2.4.11 e obter:

$$X_{imag} = \frac{P}{3} NG^3 t^4 \quad (2.4.16)$$

Quando são combinadas as equações 2.4.15 e 2.4.16 obtêm-se:

$$X_r = 1 - \exp\left(-\frac{P}{3} NG^3 t^4\right) = \text{vol. transformado} \quad (2.4.17)$$

Esta equação é freqüentemente referida como de Johnson Mehl e é aplicável a qualquer transformação de fase sujeita às quatro restrições: nucleação aleatória, taxa de nucleação N constante, taxa de crescimento G constante e pequeno t [15]. Muitas transformações de fase de estado sólido nucleiam nos contornos de grão e, portanto não há uma distribuição aleatória núcleos.

Figura 20 – Resultados da equação de Johnson-Mehl.(equação 2.19) para vários valores de G e N . [15].

Essa formulação teórica foi validada experimentalmente por Mehl [28] e seus alunos em vários materiais (incluindo ferro silício) e baseado no recozimento de materiais com pequenas deformações (da ordem de 3%) onde o crescimento de grãos milimétricos ocorria numa

matriz de grãos micrométricos. Alguns resultados da equação 2.4.17 são mostrados na figura 20 para diferentes valores de taxa de crescimento G e taxa de nucleação N . Estas curvas demonstram que a fração de volume transformado é mais sensível a variações de G que de N . Estas curvas são ditas terem uma forma em “S” e esta forma é característica de transformações de nucleação e crescimento.

É freqüente encontrar a taxa de crescimento G como uma constante, mas a taxa de nucleação N não é constante em transformações de fase sólidas, portanto nem sempre a equação 2.4.17 se aplica diretamente. Segundo Smalman [15] Avrami considerou o caso onde a taxa de nucleação decrescia exponencialmente com o tempo. Neste caso a análise acima com a variável N leva a equação 2.4.18, onde K e n são constantes.

$$X_r = 1 - e^{-kt^n} \quad (2.4.18)$$

A equação 2.4.18 é freqüentemente referida como equação de Avrami. A maioria dos dados das transformações de fase sólido-sólido pode ser determinada com esta equação, mas o valor de n nem sempre é 3 ou 4. Portanto a equação 2.4.18 é uma boa equação fenomenológica para a descrição da cinética de recristalização de transformação de fase sólido-sólido.

2.5. Crescimento anormal de grãos

A microestrutura dos aços elétricos semiprocessados, nos estágios intermediários de recozimento final, é semelhante àquela observada durante o fenômeno chamado de crescimento anormal de grãos ou recristalização secundária, onde alguns poucos grãos consomem uma matriz de grãos pequenos, conforme ilustra a figura 21 abaixo, tendo como potencial termodinâmico a energia associada à curvatura dos contornos de grão.

Figura 21 – Micrografia de uma amostra de aço 1006 apresentando crescimento anormal de grãos (500x Nital 5%)

Como vários autores consideram que a transformação microestrutural dos aços semiprocessados, durante o recozimento é um crescimento anormal, baseando-se nos artigos de Antonione et al [29], [30] e [31], é importante rever os conceitos associados à descrição deste mecanismo e as informações da literatura que suportam esta concepção. O fenômeno recebeu vários nomes na literatura tais como crescimento anormal de grãos, recristalização secundária, crescimento exagerado de grãos, neste texto é adotado o nome crescimento anormal de grãos.

O processo pelo qual os grãos crescem após a recristalização primária ocorre segundo dois padrões:

- Crescimento normal ou contínuo – os grãos crescem uniformemente
- Crescimento anormal ou descontínuo – consiste no crescimento de alguns grãos grandes consumindo os pequenos.

O crescimento anormal de grãos ocorre em condições onde o crescimento normal pode ser inibido. Os dois principais inibidores são a presença de partículas de segunda fase e a presença de forte textura cristalográfica (que reduz a energia média dos contornos de grão).

MAY E TURNBULL [32] estão entre os primeiros a fazer experimentos relativos à recristalização secundária (creditando a W.G. Burgers essa nomenclatura) em ferro silício com a introdução de impurezas, as quais fizeram o efeito de partículas de segunda fase. Na presença destas partículas a ocorrência de recristalização primária tornou-se inibida e ocorreu a recristalização secundária. Conforme definido por May e TurnBull [32] alguns poucos grãos grandes aparecem na matriz de grãos pequenos consumindo-os. No caso do experimento deles foi identificado como o sulfeto de manganês o responsável pelo bloqueio do movimento dos grãos pequenos da matriz e o crescimento anormal de apenas alguns poucos grãos.

Um grande número de autores considera que o aumento do tamanho de grão durante o recozimento com pequenas deformações também deva ser considerado um crescimento anormal de grãos. Nos vários artigos de Antonione et al [29], [30] e [31] são mostradas evidências que um pequeno encruamento pode operar como um inibidor do crescimento normal.

Precipitados na matriz, como os nitretos e sulfetos, servem como bloqueadores do crescimento de grãos, porém impurezas substitucionais não produzem o mesmo efeito. A distribuição de partículas de segunda fase afeta de maneira significativa o crescimento de grãos. Ashbrook e Marder.[33] realizaram experimentos que demonstraram a influência de

carbonetos finos dispersos na matriz e o efeito de carbonetos grosseiros e homogeneamente distribuídos como será visto posteriormente, porém este estudo foi mais voltado à influência da austenita em temperaturas de recozimento atuando como bloqueadora do movimento contorno de grão. A influência da deformação em ferro puro, estudada por Antonione et al [30], que fez experimentos com amostras deformadas e amostras não deformadas, se deu em dois estágios: - no primeiro nota-se aumento do tamanho de grão somente para amostras não deformadas. Pequenas deformações impedem crescimento de grão. Num segundo estágio há uma inversão: pequenas deformações geram um rápido crescimento de grão enquanto que altas deformações dão origem a pequenos TG por recristalização primária. “A principal explicação para a deformação bloquear o crescimento de grão no que foi descrita como sendo o primeiro estágio ou crescimento normal e está relacionado às discordâncias poligonizadas e inclusões precipitadas” [30]. No terceiro estágio nota-se um crescimento normal de grãos.

ANTONIONE et al [30] não notaram qualquer crescimento de grão em amostras de ferro puro pouco deformadas, em torno de 2%, em baixas temperaturas. Em amostras um pouco mais deformadas – por volta de 5% - observaram um período de incubação, havendo um rápido aumento no tamanho de grão logo em seguida. Amostras com deformações maiores (10%) apresentam desde o início um aumento no tamanho de grão. O crescimento anormal de grãos foi evidenciado, portanto em amostras pouco deformadas (5%). Para deformações em torno de 10% foi observada uma espécie de competição entre recristalização primária e crescimento anormal de grãos e ainda uma combinação dos dois processos.

Pequenas variações no grau de deformação podem afetar significativamente o início do crescimento de grão. A existência de uma deformação crítica para recristalização tem sido mencionada na literatura [30]. No seu trabalho de 1973 ANTONIONE et al [30] encontraram um limite crítico de deformação sob o qual não ocorria um crescimento de grão ou recristalização secundária, o qual estava em torno de 2% de deformação. Este limite também

foi observado em aços comerciais com diferentes teores de carbono e outros elementos de liga com variação do limite em função também do tipo de processamento e da temperatura de recozimento utilizada. [34]. Até este limite verificou-se que o principal fator de influência na inibição da recristalização seria a poligonização. Acima deste limite ocorreria a recristalização secundária – crescimento anormal de grãos. Quanto maior o TG inicial maior seria o limite crítico para o início do crescimento anormal de grãos. Entretanto, no trabalho de 1977, ANTONIONE et al. [29] não observaram um limite crítico para recristalização secundária como no trabalho anterior, mesmo para deformações bem pequenas. A inferência anterior poderia estar associada aos baixos tempos de tratamento utilizados.

Quanto maior a deformação, menor será o tempo de inibição precedente ao estágio de crescimento rápido.

Tamanhos de grãos maiores são conseguidos com corpos de prova menos deformados. A introdução de deformações maiores assegura a probabilidade de ocorrer regiões com grande concentração de defeitos, onde a incubação dos núcleos para crescimento anormal é favorecida, altas deformações levam a um maior número de núcleos e, portanto a um tamanho de grão menor. No trabalho de 1977 Antonione et al [29] verificaram os três estágios de recristalização, conforme mostrado na Figura 22, sendo tanto menor o tempo de incubação no estágio 1 quanto maior a deformação. Os resultados de ANTONIONE et al [30], de 1973 estão coerentes com a teoria demonstrada pela Figura 20 (Avrami – Mehl) e foram confirmados por ANTONIONE et al [29] em 1977.

Figura 22_ – Crescimento de grão isotérmico em 690 ° C para duas diferentes séries de amostras deformadas a) Tg inicial 50 μm, b) TG inicial 200 μm – taxas de deformação são indicadas.[29].

A cinética visualizada para deformações de 2 a 10% foi a seguinte [29]:

Tendo-se:

P = força motriz para o CG

D = tamanho de grão

a = coeficiente de dependência da energia de interface com fator de forma

m = coeficiente de mobilidade

$$P = a / D \quad (2.5.1)$$

$$dD/dt = mP \quad (2.5.2)$$

$$dD/dt = am/D \quad (2.5.3) \text{ integrando:}$$

$$D^2 - D_0^2 = amt \quad (2.5.4) \text{ } D_0 \text{ - desprezível}$$

$$D = kt^{0.5} \quad k = \sqrt{am} \quad (2.5.5)$$

$$D = kt^n$$

(2.5.6)

$n = 0,5$ – fator normalmente utilizado.

$n = 0,25$ – para crescimento normal de grãos [30]

$n = 1,0$ – para crescimento anormal de grãos [30].

No estágio de crescimento anormal de grãos dá uma taxa que pode ser aproximadamente determinada em torno de 1 [29] – este valor envolverá uma dependência linear de D no tempo de recozimento. A velocidade de crescimento dD/dt poderia ser definida como constante e não dependente do tempo e, portanto do crescimento de grão.

Isto seria inconsistente com as equações (2.5.1) e (2.5.2), mas uma peculiaridade estrutural do crescimento anormal de grãos pode explicar a discrepância: Neste tipo de processo onde ocorre o crescimento de alguns poucos grãos consumindo o restante dos pequenos é diferente do que ocorre no crescimento normal de grãos onde o aumento do TG médio acontece numa competição entre todos os grãos.

A força motriz no crescimento anormal de grãos seria originada pela grande diferença em tamanho entre os grãos grandes e o restante de grãos pequenos. Esta diferença não seria seriamente reduzida durante a maioria dos processos de crescimento, então permitindo à força motriz permanecer praticamente constante.

Ashbrook e Marder [33] em experimentos para avaliar a influência do tipo de carboneto, fino ou grosseiro, também verificaram no aço carbono a ocorrência dos três estágios no processo de crescimento anormal de grãos, conforme ilustram a figura 23 e figura 24. Associaram também o efeito do primeiro estágio e incubação às estruturas poligonizadas de discordâncias.

Figura 23 - O efeito do tempo no crescimento de grão durante recozimento descarbonetante em 788 °C para material com carbonetos grosseiros [33]

Figura 24 - O efeito do tempo no crescimento de grão durante recozimento descarbonetante em 788 °C para material com carbonetos finos [33]

É possível notar várias características com estas figuras, quanto maior a deformação, menor o tamanho de grão final. Depois de completado o crescimento anormal de grãos, não ocorre uma continuação de crescimento normal de grãos e o período de incubação está presente em amostras deformadas até 10% e é tanto menor quanto maior a deformação.

Riontino et al [35] também observou os três estágios e demonstrou graficamente, conforme figura 25, que colocando a relação tamanho de grão da amostra deformada sobre tamanho de grão da amostra não deformada, ocorria no caso dos estágios 1 e 3 uma inclinação negativa da curva. No caso do estágio 1 se trata da confirmação do efeito da poligonização para introdução de um período de incubação se comparado com as amostras não deformadas.

Figura 25 – Relação entre tamanho de grão de amostras deformadas e não deformadas no mesmo tempo de recozimento durante recozimentos isotérmicos em função do tempo de recozimento.[35]

No estágio 2 ocorre o crescimento anormal de grãos propriamente dito, pois neste caso a inclinação da curva é positiva, já no terceiro estágio outros fatores podem ser os limitantes do crescimento tais como fronteiras de grãos adjacentes bem como a própria largura da amostra.

2.6. Influência de segundas fases associadas ao carbono na recristalização e crescimento de grão

Desde os anos 60, quando o uso de aços elétricos semiprocessados foi disseminado, o material era fornecido pelas siderúrgicas com teor de carbono entre 800 e 400 ppm. Nos anos 90 com a introdução de processos de refino a vácuo de aço líquido, passaram a ser disponibilizados aços com teores de carbono abaixo de 200 ppm. É importante discutir os possíveis efeitos dessa mudança na evolução microestrutural dos aços elétricos. Segundas fases afetam tanto a recristalização quanto o crescimento anormal de grãos. Como citado anteriormente, um dos principais fatores que influencia no crescimento anormal de grãos são as partículas de segunda fase, particularmente as associadas com carbono (carbonetos abaixo de 720 ° C e austenita acima desta temperatura). Certamente o fator de maior influência é o grau de deformação [22], [36], porém a presença de segundas fases merece especial atenção. Guard [37] verificou a influência de teores crescentes de carbono no tamanho de grão após recozimento em ferro alfa deformado em torno de 50%. Na ausência de carbono, o crescimento de grão durante recristalização ocorria de forma consideravelmente rápida. Ferro com 14 ppm em peso de carbono também não apresentava nenhuma restrição ao crescimento durante a recristalização, enquanto que ferro com 20 ppm de carbono já mostrava um declínio significativo na taxa de crescimento de grão. Um fato interessante deste estudo é que o carbono era fornecido durante o recozimento pela atmosfera do forno e que havia um decréscimo exponencial da taxa de crescimento de grão a partir dos contornos de grão. Outro estudo envolvendo amostras de ferro puro, porém com recozimentos em variadas temperaturas foi realizado por Hughes et al [38]. Comparando materiais com dois teores de carbono, conforme ilustra a figura 26 abaixo, eles encontraram com os recozimentos realizados que há um efeito significativo do retardamento da recristalização com o carbono.

Deixaram uma dúvida no ar – o carbono influencia a nucleação de novos grãos ou o seu crescimento?

Figura 26 – Efeito do teor de carbono e da temperatura de recozimento na recrystalização. [38]

Já Ashbrook e Marder [33] estudaram a influência de carbonetos grosseiros e finos na microestrutura de amostras com diferentes graus de deformação e verificaram que os carbonetos grosseiros tendem a formar uma maior concentração de discordâncias em pontos triplos e contornos. Em deformações acima de 6% observaram o início da formação de células de discordâncias. Já nos carbonetos finos dispersos na matriz as discordâncias são mais

homogeneamente distribuídas se comparadas com a de carbonetos grosseiros. Depois de um recozimento com descarbonetação observaram que ambos apresentaram bem definidos os três estágios típicos de crescimento anormal de grãos – no estágio I um período de incubação associado ao efeito da poligonização das discordâncias, o estágio II caracterizado pelo rápido crescimento de grão e o estágio 3 onde há uma estagnação no crescimento (impingement). A diferença ocorreu em função da deformação apenas no tamanho de grão final obtido conforme ilustra a figura 27:

Figura 27 – O efeito da deformação no tamanho de grão final após vários tempos de recozimento em 788 ° C para materiais com carbonetos finos e grosseiros [33].

Com a Figura 27 fica evidenciado que a deformação crítica também está ligada ao tempo de recozimento, quanto menor, maior deverá ser a deformação a partir da qual ocorre o crescimento anormal de grãos.

Uma discussão interessante que os autores levantaram está ligada ao efeito da poligonização, pois em baixas deformações foi confirmado o que Antonione et al [29] encontraram em ferro puro, porém a partir de 10 % este efeito já começa a desaparecer o que é justificado pela ausência do período de incubação e então classificaram neste caso como recristalização primária. “O crescimento começa depois de um período de incubação durante o qual certos grãos sem deformação são desenvolvidos os quais irão eventualmente crescer anormalmente, movidos por um decréscimo na energia do contorno do grão. É possível que o período de incubação não seja tanto uma medida do tempo necessário para crescimento de grão, mas sim a medida de tempo em que os grãos estão exibindo crescimento, porém não tão significativo como no crescimento anormal” [33]. Outro fator importante que o autor relata é que a 788 °C os carbonetos se transformam em austenita e a descarbonetação ocorre complicando o modelo da poligonização. A interação entre grau de deformação e formato do carboneto pode influenciar significativamente também a formação de grãos colunares.

Ranjan et al. [39] também fizeram um estudo do efeito do teor de carbono e tamanho de grão nas propriedades e concluíram que o efeito do teor de carbono até mesmo sobrepõe-se às outras variáveis tais como tamanho de grão inicial e discordâncias (efeito da deformação).

Shapiro [40] também realizou um estudo para verificar a influência do teor de carbono nas propriedades eletromagnéticas de aços totalmente processados e encontrou resultados que confirmam a grande influência do teor de carbono nas propriedades magnéticas dos aços e determinou uma relação entre perdas a 1.5 T e o teor de carbono, tamanho de grão, espessura e resistividade elétrica.

$$PT = 4.29 + 66.4 (\%C) + 0.0282 N + 1.22 PE \quad (2.6.1)$$

Onde:

PT = Perdas totais a 1.5 T

%C = percentual de carbono em massa

N = Número de interceptos de contornos de grão / mm

PE -= Correntes parasitas = $13,31 a^2 / dr$

a = espessura em mm

d = densidade em gm/mm^3

r = resistividade em micro-ohm-mm

O coeficiente de variação do efeito do teor de carbono simultaneamente ao efeito do tamanho de grão é mostrado na figura 28 através de um cálculo por regressão linear utilizando a fórmula (2.6.1). Verifica-se que tanto o aumento do tamanho de grão, assim como a queda no valor das perdas magnéticas está relacionada à diminuição do teor de carbono.

Figura 28 - Tamanho de grão e perdas magnéticas em função do teor de carbono. Espessura de aproximadamente 0.45 mm [40]

O efeito da taxa de retirada de carbono pela atmosfera do forno também foi estudado por Shapiro [40] sendo confirmada para suas amostras a validade da lei de Swisher (2.6.2), a qual determina o tempo necessário para que ocorra a descarbonetação:

$$T = \frac{a^2}{24 D C_b} \frac{(C_i - C_f)^2 (3C_i - 2 C_b)}{(C_i - C_b/2)^2} \quad (2.6.2)$$

Onde:

t = tempo em segundos

a = espessura da chapa

D = coeficiente de difusão do carbono na ferrita

C_i = Teor inicial de carbono

C_f = Teor final de carbono

C_b = Teor de carbono da ferrita em equilíbrio com a austenita

A figura 29 abaixo mostra o exemplo típico de um processo de descarbonetação, aplicando a equação 4.2 acima para uma chapa de espessura 0,48 mm com um teor inicial de carbono de 0,045%. Em temperaturas baixas o tempo de descarbonetação diminui com o aumento da temperatura devido ao aumento no coeficiente de difusão; entretanto o tempo de descarbonetação aumenta em altas temperaturas devido ao decréscimo de C_b (Teor de carbono da ferrita em equilíbrio com a austenita) próximo de 910 °C.

Figura 29 – Tempo para alcançar 0.02% C de um teor inicial de carbono de 0.045% com função de temperatura de descarbonetização para espessura de 0.48 mm [40].

2.7. Formação de grãos colunares

Durante a recristalização um crescimento de grão direcional pode ocorrer sob condições que têm sido estudadas por vários autores, formando o que se chama de grãos colunares [41], [42] e [43] além de estudos preliminares de Marder [22] onde foram observados grãos crescendo, durante o recozimento descarbonetante, a partir da superfície em direção ao núcleo de chapas de aço para fins elétricos. Métodos produzidos em laboratório obtiveram êxito, porém para fins industriais tiveram restrições de aplicabilidade além de custo elevado. Conforme Kovac [41] dois métodos principais podem ser usados para obter grãos colunares, ou por meio de recozimento direcional usando um gradiente de temperatura, ou pelo recozimento descarbonetante na região intercrítica.

Figura 30 –Formato dos grãos após recozimento descarbonetante em materiais com carbonetos finos e grosseiros em 788 ° C em uma liga com 0,55% C em função do tamanho de grão inicial e deformação. A região “mixed” contém grãos colunares devido ao crescimento anormal de grãos e grãos poligonais devido à recristalização primária [22]

Marder [22] estudou a formação de grãos colunares, os quais ocorrem segundo ele em situações específicas: quando a descarbonetação ocorre em temperaturas entre A1 e A3 e a distribuição dos carbonetos no aço antes da descarbonetação esteja uniformemente dispersa em uma cadeia de contornos de grãos. Um terceiro fator que pode ter influência é o contorno de grão. A figura 30 ilustra bem a ocorrência de crescimento de grão colunar. Uma consideração observada por Marder [22] é que na temperatura de 788 °C todos os carbonetos se transformam em austenita e esta age como bloqueador do movimento dos contornos de grão, que previne o crescimento anormal de grãos. Este fato também explica o crescimento de grão na forma colunar, pois à medida que a descarbonetação avança, da superfície para o núcleo e as regiões austeníticas, as quais são ricas em carbono e estavam evitando o crescimento, são eliminadas e assim os contornos avançam para o núcleo, na região onde ainda há austenita. Com isso os grãos crescem em forma direcionada da superfície para o núcleo e podem facilmente adquirir o formato colunar.

Kovac [41] explicou de forma similar este mecanismo, entendendo que se trata de uma transformação de fase induzida por difusão $\alpha + \gamma \rightarrow \alpha$ na camada superficial com subsequente crescimento anormal de grãos ferríticos da superfície, na matriz de duas fases em direção ao meio da chapa como resultado da descarbonetação do material.

Figura 31 – Microestrutura de amostras de aços semiprocessados, ampliação de 60x, (a) no início do recozimento e (b) no fim do recozimento [41].

Este crescimento anormal de grão, auxiliado pelo processo de descarbonetação, sob condições ideais resulta na formação de uma estrutura colunar [41]. Geralmente é sugerido que a formação de grãos colunares é esperada quando a velocidade de transformação de austenita em ferrita na superfície é maior que a velocidade de nucleação do crescimento anormal de grãos no núcleo. Fatores importantes para a obtenção de grãos colunares são temperatura, tipo de atmosfera e ponto de orvalho da mesma. A figura 31 mostra os grãos colunares obtidos por Kovac et al [41] e a figura 32 mostram os grãos colunares obtidos por Marder [22]

Figura 32– O efeito da morfologia do carboneto na formação de grãos colunares depois de 6% de deformação. Amostras descarbonetadas a 788 °C por variados tempos. (a) carbonetos finos- 10 min, (b) carbonetos finos – 1000 min (c) carbonetos grosseiros – 10min e (d) carbonetos grosseiros 1000 min. Ataque com Nital [22].

Sidor et al [42] em um trabalho semelhante fizeram experimentos sobre a formação de grãos colunares e verificaram que a velocidade de aquecimento até atingir a etapa de recozimento tem influência na formação de grãos com colunares. Em velocidades de aquecimento da ordem de $1.5\text{ }^{\circ}\text{C}$ por segundos ou menos verificaram que a formação de grãos poligonais acontece, num processo de crescimento normal de grãos. Tal recozimento foi realizado em condições específicas de tempo e temperatura em dois patamares de permanência na região de transformação alfa – gama [42]. Em velocidades maiores que $1.5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ e menores que $8,5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ verificaram a formação de grãos colunares, porém com a presença de pequenos grãos poligonais. Acima de $8,5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ verificaram a formação somente de grãos colunares. Ainda segundo Sidor et al [42], a explicação para a ocorrência de grãos colunares está relacionada ao efeito do ciclo térmico ligado às explicações da transformação de fase alfa-gama anteriormente vistas. Neste caso o efeito adicional da velocidade de aquecimento foi bastante relevante. Portanto, com rápido aquecimento e distribuição não homogênea de carbono entre núcleo e superfície da chapa levam a gradientes de temperatura e potencial químico respectivamente, através da espessura da lâmina. A combinação de ambos os fatores promove crescimento de grão anormal direcional que é governado por movimento de contorno de grão induzido por difusão [42]. O autor atribui a formação de grãos colunares, no caso de aços com teores extremamente baixos de carbono, ao efeito do gradiente de deformação que é dado no passe final da laminação. Foram observados pela literatura menores valores de perdas magnéticas em relação a grãos crescidos com formato poligonal e homogeneamente distribuídos.

3 OBJETIVOS

Inicialmente o objetivo deste trabalho foi avaliar a cinética de recristalização levando em consideração o efeito do carbono e para isso foram selecionadas amostras para comparar a cinética em diferentes teores iniciais de carbono. Porém os resultados apresentaram extrema variação de fração volumétrica recristalizada e como se trata de aços para fins elétricos com espessura pequena e produzidos comercialmente, a falta de homogeneidade de deformação e processamento em geral poderiam comprometer os resultados.

Por isso novo direcionamento foi tomado, tendo como objetivos principais deste trabalho:

- Avaliar o efeito do teor de carbono presente no aço nas perdas e permeabilidade magnéticas para diferentes teores iniciais de carbono e diferentes condições de recozimento final.
- Avaliar o efeito do teor de carbono no aumento do tamanho de grão para as mesmas condições determinadas acima e
- Avaliar a ocorrência de crescimento de grão colunar em função do teor de carbono, atmosfera de recozimento e grau de deformação. .

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram utilizados para este estudo amostras convencionais de aços para fins elétricos que são comercializados pelas usinas para aplicações em motores elétricos da maioria dos fabricantes nacionais. Amostras foram selecionadas a partir de aços obtidos em fornos elétricos acalmados ao silício e refinados em processo a vácuo. O metal líquido foi processado em lingotamento contínuo, após o que foi laminado a quente para bitola de aproximadamente 2 mm. A bobina a quente foi processada então em laminadores a frio duo reversíveis para as bitolas finais conforme ilustra a tabela 4.1. Materiais provenientes diretamente da usina (amostras 1 e 2) ou os materiais provenientes de relaminação (amostra 3 e 4) tiveram processamento semelhante – redução contínua até uma bitola próxima à final, recozimento de recristalização em fornos de alta convecção e posterior relaminação de acabamento, também chamado de “skin pass”, para acerto da bitola final e para gerar o encruamento necessário à recristalização. A amostra 3 foi relaminada em um laminador duo reversível no laboratório do IPT e a amostra 4 teve o processamento de laminação em indústria (Brasmetal). A amostra número 5 é a mesma amostra 3, porém sem nenhuma deformação – amostra retirada da bobina após a etapa de recozimento.

As amostras para recozimento foram selecionadas com largura próxima de 30 mm e comprimento em torno de 100 a 110 mm para permitir a medição de perdas magnéticas em um instrumento SOKEN – SST (Single sheet test) – medição em única lâmina.

Tabela 4.1 – Propriedades e identificação das amostras utilizadas nos recozimentos.

Amostra	Identificação		Espessura (valor nominal) μm	Composição química – porcentagem em massa						Dureza no estado fornecido (HV)
	Identificação	Nome comercial		C	Si	P	S	Al	Mn	
1	IPT 5900	55700-II	490	0,005	0,311	0,089	0,090	0,219	0,399	169
2	IPT 5988	CSNcore	570	0,033						137
3	IPT 4992 lam	1006	630	0,070	0,080	0,015	0,011	0,047	0,430	153
4	B&W 233681	1006	630	0.046	0.049	0.017	0.023	0.002	0.419	146
5	IPT 4992 sem lam	1006	680	0,070	0,080	0,015	0,011	0,047	0,430	103

4.1. Recozimentos para avaliação do efeito do grau de redução e efeito do carbono

Foi realizada uma primeira série de recozimentos para avaliar o efeito do grau de redução dado na laminação de acabamento e também o efeito da ausência do carbono antes de se realizar a deformação crítica de recristalização. Para isso foram selecionados corpos de prova da amostra 3 sendo que parte delas estava conforme originalmente fornecido e parte delas foi efetuado o recozimento descarbonetante antes de laminar. Foram dados diferentes graus de deformação de 0.25 a 10% nas amostras identificadas na tabela 4.2 abaixo e realizados recozimentos a vácuo e recozimentos descarbonetantes em ambas as situações:

Tabela 4.2 – Recozimentos a vácuo e descarbonetantes na amostra 3 com diferentes graus de redução.

Recozimento	Nome utilizado para ciclo no forno	Descrição	Temperatura (° C)	Tempo (H)
Vac1	2.4992	Recozimento a vácuo	760	2
Vac2	5.4992	Recozimento a vácuo	760	4
Dec1	3.4992	Recozimento descarbonetante	760	2
Vac3	4.4992	Material descarbonetado e posteriormente recozido a vácuo	760	2
Dec2	6.4992	Material descarbonetado e posteriormente recozido com atmosfera descarbonetante.	760	2

Os recozimentos a vácuo foram realizados no forno do IPT Instituto de Pesquisas Tecnológicas de São Paulo, conforme ilustrado na figura 33. As lâminas foram cuidadosamente posicionadas em suportes, mantendo espaço entre uma lâmina e outra. Foi realizado um estudo de estabilidade térmica do forno para garantia da homogeneidade de temperatura durante os ciclos realizados. O ciclo utilizado para o recozimento a vácuo foi de aquecimento na taxa de $10\text{ }^{\circ}\text{C} / \text{min}$, manutenção a $760\text{ }^{\circ}\text{C}$ por variados tempos e resfriamento lento dentro do próprio forno até a temperatura ambiente (cerca de 36 horas). Durante todo o ciclo foi mantida uma pressão de 2×10^{-5} bar.

Figura 33 – Forno de recozimento a vácuo onde foram realizados todos os recozimentos a vácuo do experimento.

A série de recozimentos descarbonetantes também foi realizada em forno de laboratório do IPT, conforme ilustrado na figura 34. Neste tipo de forno é possível reproduzir as mesmas condições do recozimento utilizado em fornos contínuos pelos fabricantes de motores. O ciclo utilizado foi de $760\text{ }^{\circ}\text{C}$ por 2 horas em atmosfera descarbonetante com um ponto de orvalho de 15 a $30\text{ }^{\circ}\text{C}$, uma taxa de aquecimento de $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ por minuto e resfriamento lento até $300\text{ }^{\circ}\text{C}$. De forma semelhante aos ciclos utilizados por fabricantes de motores conforme será ilustrado

na figura 36, há um patamar de 560 ° C em atmosfera com excesso de vapor d'água para promover a camada de óxido de ferro Fe_3O_4 na superfície.

Figura 34 – Forno de recozimento com atmosfera descarbonetante onde foram realizados todos os recozimentos descarbonetantes da primeira série.

4.2. Recozimentos para avaliação do efeito do carbono

Foi realizada uma segunda série de recozimentos de modo a se obter duas condições básicas – na primeira o recozimento usado pelos fabricantes de motores, ou seja, em forno contínuo com descarbonetação, conforme será descrito e o segundo em fornos a vácuo, conforme o ciclo já explicado no item 4.1, para garantir que o carbono não seja retirado do material e assim poder comparar as duas situações – com a remoção do carbono e sem a mesma.

As lâminas que foram recozidas em forno contínuo com descarbonetação foram cuidadosamente posicionadas em grelhas, mantendo espaço entre uma lâmina e outra, juntamente às lâminas de estator e rotor que são tratadas rotineiramente. Foi utilizado o forno de recozimento da empresa SEW-EURODRIVE Brasil Ltda conforme ilustrado na figura 35.

Figura 35 – Forno de recozimento contínuo utilizado para efetuar alguns recozimentos descarbonetantes

O ciclo utilizado para o processamento destas lâminas está demonstrado na Figura 36:

	Zona 1	Zona 2	Zona 3	Zona de resfriamento lento	Zona de azulamento	Zona de resfriamento rápido
Temperatura °C	760	760	760	660	560	
Tempo (minutos)	60 a 120	60 a 120	60 a 120	67 a 135	45 a 90	22 a 45
Ponto de orvalho °C	10 a 30				70 a 85	

Figura 36 – Exemplo típico de um ciclo de recozimento para lâminas de estator e rotor em forno contínuo da SEW-EURODRIVE Brasil Ltda.

Posteriormente aos recozimentos a vácuo foram analisados os teores de carbono das amostras para garantir que o mesmo não sofreu alteração durante o recozimento. Uma relação geral dos recozimentos realizados está descrita na tabela 4.3.

O termo azulamento utilizado na figura acima é o termo prático que a maioria dos fabricantes de motores utiliza para definir a etapa do recozimento onde há uma adição maior de vapor para gerar uma superfície nas lâminas de aço com óxido de ferro na forma de Fe_3O_4 , magnetita, a qual gerará uma superfície eletricamente isolada quando da formação do pacote

do estator ou rotor. O que permite a formação desta película de óxido de ferro é a maior oferta de oxigênio através de quebra da molécula da água dissociando em oxigênio e hidrogênio.

Tabela 4.3 – Segunda série de recozimentos realizados em forno a vácuo (V) e em forno com decarbonetação (D)

Recozimento	Nome utilizado para ciclo no forno	Temperatura Recozimento (°C)	Tempo (H)
Vac 4	G	760	0.5
Vac 5	F	760	1
Vac 6	C	760	2
Vac 7	E	760	4
Dec 3	H	760	2
Dec 4	J	760	2
Vac 8	I	700	2
Vac 9	K	700	8

OBS: Os nomes utilizados serviram apenas para facilitar a identificação das amostras.

4.3. Têmpera das amostras

Além dos recozimentos foi realizado um outro tratamento térmico de têmpera com a finalidade de detectar a presença ou não de austenita como agente bloqueador do movimento dos contornos de grão durante os recozimentos. As amostras 1 a 4 foram aquecidas em um forno com atmosfera protetora inerte – à base de nitrogênio puro, mantidas na temperatura de 760 °C pelo tempo de 1 hora e posteriormente resfriadas em banho de óleo de têmpera. Foi utilizado um óleo de têmpera de velocidade rápida. Após este tratamento de têmpera as amostras foram avaliadas quanto à sua microestrutura.

4.4. Ensaios de Perdas e Permeabilidade Magnéticas

Os ensaios de perdas e permeabilidade magnética foram realizados conforme norma ABNT NBR 5161 [44], utilizando-se este ensaio na fase de caracterização da amostra o ensaio Epstein com lâminas de comprimento 300 mm e largura 30mm. Para os ensaios das lâminas recozidas conforme identificado na tabela 4.3 foi utilizado o ensaio de única lâmina, SST, single sheet test, em um instrumento SOKEN. O procedimento para a realização dos ensaios está descrito a seguir.

4.4.1. Ensaio em única lâmina (SST – Single Sheet Test)

Este ensaio não é padronizado conforme normas nacionais ou internacionais embora seja de grande utilização nos processadores de chapas para fins elétricos e nos prestadores de serviço de estampagem e recozimento de tais lâminas. O instrumento utilizado é o demonstrado na figura 37. Uma lâmina com largura de 30 mm e comprimento mínimo de 50 mm é colocada em uma base sobre a qual é posicionada uma bobina para geração de campo magnético. É possível aplicação de variadas intensidades de corrente. Os dados de entrada para a execução do ensaio são densidade, espessura, largura e parâmetros de indução magnética para o caso de ensaio de perdas e intensidade de campo para o caso de permeabilidade magnética B50. Para cálculo da densidade real da chapa foi usado um dado de resistividade elétrica o qual foi medido com instrumentação elétrica. A partir dos dados de resistividade e as dimensões da

chapa chega-se aos valores de densidade conforme a norma NBR 5161 [44]. A partir destes dados a amostra é medida inserindo-se os dados no próprio instrumento

Figura 37 – Instrumento de medição de perdas magnéticas em única lâmina SOKEN (SST – Single Sheet Test)

As medições foram realizadas com indução de 1.5 T e 60 Hz. Foi utilizado um instrumento de marca SOKEN calibrado e conferido contra um material de referência do próprio IPT, conforme o artigo publicado [45]. Foi feita comparação entre resultados SOKEN e resultados Epstein os quais estão listados na tabela 5.4.

4.4.2. Ensaio em quadro Epstein

O ensaio em quadro Epstein é padronizado conforme normas internacionais e permite uma avaliação mais precisa das características magnéticas da chapa para que sirva de padrão ao ensaio em única lâmina.

É realizado no mínimo com 1 Kg de lâminas com dimensões de 280 a 300 x 30 x espessura da chapa onde são levados em consideração os mesmos parâmetros para os testes em única

lâmina, quais sejam densidade, dimensões da chapa e massa. Como a espessura da chapa é o fator de maior influência nas perdas para o caso do ensaio e está sujeita a variações seja na laminação, seja na medição com instrumentos convencionais, é recomendável inserir os demais parâmetros no instrumento (comprimento, largura, densidade e massa) e deixar para cálculo o valor da espessura. Nos experimentos realizados foi deixada justamente a espessura, pois em função das variações do processo de laminação ou em função de um erro na medição da espessura que poderia introduzir um erro maior no cálculo.

Foi utilizado um instrumento Brockhauss com o software MPG versão 2.1 apenas para caracterização inicial das amostras. As amostras são colocadas no quadro Epstein com alternância entre amostras retiradas na direção transversal e amostras retiradas na direção longitudinal. Este parâmetro também é inserido no software para a realização das medições. Uma vez realizadas estas etapas são definidas as faixas de indução em mT (militesla) requeridas para medir as perdas e os campos magnéticos em A (ampere) para as medidas de permeabilidade magnética B50.

4.5. Determinação do tamanho de grão e avaliação da microestrutura

A determinação do tamanho de grão foi feita em amostras metalográficas preparadas pelo método convencional, seguindo as etapas de corte, embutimento, lixamento e polimento com diamante 1micron. Posteriormente a amostra é atacada em ácido nítrico diluído a 5% em álcool - Nital 5%. A avaliação da microestrutura foi feita em microscópio metalográfico ótico, para determinação de presença de carbonetos, evolução da recristalização e principalmente a avaliação do tamanho de grão.

A avaliação do tamanho de grão foi feita conforme norma ASTM E112, método dos três círculos, em um sistema semi-automático de análise de imagens Leica Qmetals versão 3.1. O método básico de medição foi realizado conforme o procedimento a seguir:

Para cada amostra foram focados 20 campos diferentes, sendo que nas amostras que apresentaram recristalização completa com crescimento anormal de grãos, foi medido o TG na direção normal à superfície (DLDT), para as amostras com TG inferiores a 100 μm foi utilizada a seção longitudinal da amostra. O método utilizado foi o de três círculos. Quando a identificação dos contornos realizado pelo analisador de imagens não foi completa, marcações manuais foram utilizadas para evitar erros de medição. Os dados foram lançados e usados os valores medianos de tamanho de grão.

4.6. Análise Química do teor de carbono

O teor de carbono das amostras após recozimento foi verificado de forma a comprovar se ocorreu a descarbonetação no caso dos recozimentos com esta finalidade ou se o carbono foi mantido nos casos dos recozimentos a vácuo. A análise do teor de carbono foi realizada no laboratório de análise química por combustão do IPT segundo a seguinte metodologia: Foi cortado +/- 1 grama de material, efetuada a decapagem em ácido clorídrico a 10% para remover óxidos e quaisquer impurezas presentes na superfície. Nos casos em que a superfície não ficou satisfatoriamente limpa, foi realizada limpeza das amostras e realizado novo ataque a 60 ° C, seguido de lavagem em água de ultrapureza e limpeza em água deionizada por duas vezes. Colocação em etanol com secagem em ar morno. Todo manuseio é feito com pinças em aço inoxidável para evitar qualquer tipo de contaminação. O forno passa por um processo de preparação, com desmontagem do mesmo, limpeza, secagem e troca de reagentes. O cadinho é pré-aquecido para eliminação de umidade, calcinado a 1100 °C por 3 H. Caso tenha ocorrido adsorção de CO₂ do ar com este processo é eliminado. Os cadinhos são retirados um a um do forno de calcinação e colocados ainda a 600 ° C diretamente no dessecador para evitar reação com o ar e são posteriormente retirados do dessecador um a um conforme vão sendo utilizados. Antes de iniciar as queimas são feitos 5 “brancos” – queima só do cadinho para conferir se não há contaminação. São utilizados padrões de 6 e 20 ppm para teores ultrabaixo de carbono e padrões na faixa de 300 e 600 ppm para teores mais altos de carbono antes de iniciar as amostras. O aparelho utilizado é o LECO CS300 com combustão direta e detecção por infravermelho.

4.7. Resistividade elétrica

Medições de resistividade elétrica foram realizadas para determinar a correta densidade do material a partir da equação de correlação mencionada na norma ABNT NBR 5161 [44]. Este parâmetro é utilizado para medir as perdas magnéticas. Foi medida pelo método dos quatro pontos, em corrente contínua, usando uma ponte Cropico modelo sigma. O comprimento típico das amostras medidas é de 23cm.

4.8. Dureza

Os ensaios de dureza foram realizados em durômetro Wolpert do tipo Vickers com carga de 10 Kg e penetrador cone de diamante de 120° e seguiram as etapas descritas a seguir: Preparação da superfície com remoção de toda e qualquer impureza, óxidos e imperfeições; aplicação de carga; leitura e anotação dos resultados. Foram realizadas pelo menos 5 penetrações para cada amostra. Valores que eventualmente apresentaram desvios superiores a 20 Hv foram descartados e realizadas novas medições.

5 APRESENTAÇÃO DOS RESULTADOS

5.1. Caracterização dos materiais utilizados no estado como recebido.

Alguns testes foram realizados nos materiais como recebido para verificação e confirmação das propriedades informadas pelos fabricantes de aços.

Tabela 5.1 – Propriedades das amostras no estado recebido

Amostra	1	2	3	4	5
Descrição /					
Dureza HV	165	136	154	139	98
Resistividade (μOcm)	16,0	12,5	14,1	15,4	13,8
Tamanho de grão μm	11,7	9,2	7,5	7,8	6,9
Teor de carbono (ppm)	60	330	740	460	740

5.2. Validação dos resultados de perdas magnéticas

Como as medições foram realizadas em sistema de única lâmina em um instrumento SOKEN, foi verificada a validade do ensaio usando o padrão de referência do IPT, conforme mencionado no item 4.3.1. Os resultados de medição de perdas magnéticas foram feitos em única lâmina e por isso não foi realizado tratamento estatístico das amostras, então foi verificada a repetibilidade do ensaio em relação a um padrão de valor conhecido. Os valores encontrados estão listados na tabela 5.2 abaixo.

Tabela 5.2 – Resultados obtidos na comparação das medidas de perdas em ensaio SOKEN com as medidas de ensaio Epstein da amostra padrão do IPT

Ensaio	Perdas (W/Kg) 1,5 T e 60 Hz	Permeabilidade Magnética B50 (T)
Mat ref Epstein	4,16	1,660
1	4,23	1,672
2	4,21	1,660
3	4,20	1,670
4	4,21	1,660
5	4,22	1,675
6	4,23	1,671
7	4,20	1,668
8	4,21	1,660
9	4,22	1,672
10	4,22	1,670

5.3. Resultados da primeira série de recozimentos

Os recozimentos efetuados nas amostras do item [4.1](#) foram realizados com o objetivo de verificar o efeito do carbono e a influência do grau de deformação no aumento do tamanho do grão e conseqüentemente nas perdas magnéticas. Foram realizados dois recozimentos a vácuo com tempos de 2 e 4 horas e um recozimento em forno com atmosfera para descarbonetação com tempo de 2 horas conforme descrito previamente.

No recozimento Vac1 a vácuo por 2 horas foi possível notar através da figura 38 que ocorreu apenas alguns poucos pontos onde ocorreu o crescimento anormal de grãos, a partir de graus de deformação de 8%. Em graus de deformação menores não foi possível observar crescimento anormal de grãos.

No recozimento Vac2 foi realizado o mesmo recozimento que o anterior, porém com um tempo de 4 horas. De maneira similar foi verificado que para a maioria dos graus de deformação não ocorreu um crescimento anormal de grãos. Há sinais de início de crescimento somente em deformações a partir de 3% sendo que o crescimento anormal de grãos completou-se somente na deformação de 10%. É possível notar que o crescimento se dá preferencialmente em regiões próximas à superfície da peça. A figura 39 ilustra através das fotos das micrografias a evolução do crescimento anormal de grãos x grau de deformação.

Foi realizado ainda um recozimento descarbonetante Dec1 na mesma temperatura e tempo do primeiro recozimento, ou seja, 760 ° C por 2 horas. Verifica-se através das fotos na figura 40 que na deformação de 0,25% já se nota um início de crescimento anormal de grãos e a 2% este se completou. Verifica-se ainda crescimento colunar de grãos nas deformações de 4 a 8% e com 10% já não é mais colunar. É possível notar ainda visualmente tamanhos grãos maiores que no recozimento a vácuo.

Figura 38 - Micrografias da amostra 3 recozida no processo Vac1 (760 °C/ 2H em vácuo), conforme o grau de redução da laminação de encruamento crítico.

Figura 39 – Micrografias da amostra 3 recozida no processo Vac2 (760 °C/ 4H em vácuo), conforme o grau de redução da laminação de encruamento crítico.

Figura 40 – Micrografias da amostra 3 recozida no processo Dec1 (760 °C/ 2H em atmosfera decarbonetante), conforme o grau de redução da laminação de encruamento crítico.

Um dos propósitos principais desta série de recozimentos é avaliar a influência do teor de carbono. Nas amostras seguintes desta série foi realizado um recozimento descarbonetante das lâminas antes de ser efetuada a laminação. Após a laminação foi realizado o recozimento em duas condições diferentes – a vácuo e com descarbonetação.

Na série de fotos da figura 41 é possível avaliar as amostras do recozimento a vácuo Vac3, onde com 4% de deformação se tem um crescimento anormal de grãos de quase 90%; diferentemente dos recozimentos Vac1 e Vac2 onde este crescimento anormal ocorreu somente em graus de deformações maiores. Em nenhuma das faixas de deformação foi observado crescimento de grão colunar. O tamanho de grão ficou maior que a amostra deformada sem a retirada prévia do carbono. Pode-se notar o sensível efeito do carbono nas amostras tratadas, pois com deformação a partir de 4% praticamente não ficaram contornos no campo visual da amostra.

Como é possível ver na seqüência de fotos da Figura 42, a segunda condição deste recozimento, ou seja, as amostras foram descarbonetadas previamente e após a deformação na laminação foram recozidas em forno com atmosfera descarbonetante. Neste caso com apenas 2% de deformação já foi completado o crescimento anormal de grãos, alguns até mesmo com tamanhos próximos à largura da chapa.

Figura 41 – Micrografia da amostra 3 recozida no processo Vac 3 (760 °C/ 2H em vácuo), previamente descarbonetadas, conforme o grau de redução da laminação de encruamento crítico.

Abaixo são apresentadas as fotos do recozimento DEC2:

Figura 42 – Micrografias da amostra 3 recozida no processo Dec2 (760 °C/ 2H em atmosfera descarbonetante), amostras previamente descarbonetadas, conforme o grau de redução da laminação de encruamento crítico.

5.4. Resultados da segunda série de recozimentos

A segunda série de recozimentos foi realizada com o objetivo de validar os resultados encontrados na primeira série de recozimentos quanto ao crescimento anormal de grãos em função do teor de carbono e da condição de recozimento da amostra – ciclo térmico e atmosfera do forno. Os recozimentos realizados estão descritos na tabela [4.3](#)

5.4.1. Resultados de microestrutura

Após os recozimentos realizados foram avaliadas as microestruturas conforme será ilustrado nas figuras abaixo em função do tipo de recozimento. Para a amostra 1 (carbono inicial de 60 ppm) pode-se notar na figura 43 que houve um crescimento anormal de grãos, ou seja, completou-se a transformação em praticamente todos os recozimentos, sendo que somente nos recozimentos Vac8 e Vac9 é que foi notada uma maior heterogeneidade de tamanho de grão, pois a temperatura foi menor nestes casos.

Na figura 44 é possível avaliar a evolução da microestrutura na amostra 2 (carbono inicial de 330 ppm) para os variados recozimentos. Pode-se observar em todas as amostras que foi concluído o crescimento anormal de grãos e as medições de tamanho de grão que serão mostradas nos próximos capítulos delineiam melhor a influência do tempo, do teor de carbono inicial e do tipo de recozimento. Também neste caso as lâminas que foram recozidas com temperatura em torno de 700 °C apresentaram visualmente uma maior heterogeneidade de grãos com tamanho menor que nos recozimentos anteriores, à exceção dos recozimentos descarbonetantes.

760 °C - 0,5H (Vac4)

760 °C - 1H (Vac5)

760 °C - 2H (Vac6)

760 °C - 4H (Vac7)

760 °C 2H – descarbonetante (Dec3)

760 °C 2H descarbonetante (Dec4)

700 °C - 2H (Vac8)

700 °C – 8H (Vac9)

Figura 43– Micrografias da amostra 1 conforme o recozimento realizado, corte longitudinal (DLDN) ataque com Nital 5%.

760 °C - 0,5H (Vac4)

760 °C - 1H (Vac5)

760 °C - 2H (Vac6)

760 °C - 4H (Vac7)

760 °C - 2H - descarbonetante (Dec3)

760 °C - 2H - descarbonetante (Dec4)

700 °C - 2H (Vac8)

700 °C - 8H (Vac9)

Figura 44 – Micrografias da amostra 2 conforme o recozimento realizado, corte longitudinal (DLN) ataque com Nital 5%.

760 °C - 0,5H (Vac4)

760 °C - 1H (Vac5)

760 °C - 2H (Vac6)

760 °C - 4H (Vac7)

760 °C - 2H - descarbonetante (Dec3)

760 °C - 2H descarbonetante (Dec4)

700 °C - 2H (Vac8)

700 °C - 8H (Vac9)

Figura 45 - Micrografias da amostra 3 conforme o recozimento realizado, corte longitudinal (DLDN) ataque com Nital 5%.

760 °C - 0,5H (Vac4)

760 °C - 1H (Vac5)

760 °C - 2H (Vac6)

760 °C - 4H (Vac7)

760 °C - 2H - decarburante (Dec3)

760 °C - 2H decarburante (Dec4)

700 °C - 2H (Vac8)

700 °C - 8H (Vac9)

Figura 46 - Micrografias da amostra 4 conforme o recozimento realizado, corte longitudinal (DLDN) ataque com Nital 5%.

É possível observar da figura 45 que a amostra 3 apresenta apenas um início de crescimento anormal de grãos nos recozimentos a vácuo, invariavelmente com o tempo. Nos recozimentos descarbonetantes Dec3 e Dec4 já é possível avaliar que houve um crescimento anormal completo com aumento significativo do tamanho de grão.

O comportamento da amostra 4 é muito parecido com o da amostra anterior, como é possível verificar na figura 46 – pequenos pontos de crescimento anormal de grãos para os variados tempos de recozimento a vácuo com completo crescimento anormal de grãos e significativo aumento do tamanho de grão apenas nos recozimentos descarbonetantes.

700 °C 2H (Vac8)

760 °C 8H (Vac9)

760°C 2H descarbonetante (Dec4)

Figura 47 - Micrografias da amostra 5 conforme o recozimento realizado, paralela à superfície (DLDT) ataque com Nital 5%.

Para a amostra 5 houve apenas os recozimentos Vac8, Vac9 e Dec4, cujas micrografias são apresentadas na figura 47. Como nesta amostra não houve deformação prévia aos recozimentos realizados é possível notar uma característica diferente nos resultados. Há a ocorrência de recristalização, porém não ocorre o crescimento anormal de grãos.

Amostra 3 - sem tratamento 500x

Amostra 3 - 700 ° C por 2H – 500x

Amostra 3 - 700 ° C por 8H – 500x

Amostra 5 - 700 ° C por 2H – 500x

Amostra 5 - 700 ° C por 8H – 500x

Figura 48 – Micrografias da amostra 3 e 5 nos variados recozimentos com aumento de 500x

Na figura 48 foram colocadas as micrografias da amostra 3 sem recozimento, recozida em 700 °C em 2 e 8 horas e também a amostra 5 (sem deformação) recozidas nas duas condições anteriores. Pode-se notar que em todas não ocorreu um crescimento anormal de grãos, porém tanto as amostras com deformação quanto as amostras deformadas apresentaram um estrutura diferenciada após o recozimento em relação à amostra sem tratamento.

Amostra 1 - 760oC 1H + Têmpera

Amostra 2 – 760 °C 1H + Têmpera

Amostra 2 - 760oC 1H + Têmpera

Amostra 3 – 760 °C 1H + Têmpera

Amostra 3 - 760oC 1H + Têmpera

Amostra 4 – 760 °C 1H + Têmpera

Figura 49 - Micrografias das amostras 1 a 4 temperadas - verificação da ocorrência de martensita.

Foi realizada ainda a têmpera das amostras para verificar a ocorrência ou não da formação de martensita, após o rápido resfriamento das amostras partindo-se da temperatura selecionada para o recozimento. Conforme descrito no item 4.3 as amostras foram aquecidas até a temperatura de recozimento e resfriadas rapidamente. As microestruturas estão apresentadas nas fotos da figura 49. É possível verificar de fato a ocorrência de martensita nas microestruturas, mesmo na amostra 1 com apenas 50 ppm iniciais de carbono. Na amostra 2 com 330 ppm de carbono é possível verificar a presença de martensita distribuída na matriz e próximo ao contorno enquanto que nas amostras 3 e 4 (460 e 760 ppm de carbono respectivamente) é possível verificar maior quantidade de martensita próximo ao contorno e tamanho de grão bem menor que as amostras anteriores o que confirma o efeito de restrição da austenita na temperatura de recozimento ao movimento do contorno de grão.

5.4.2. Resultados de medição de tamanho de grão

Além da avaliação da microestrutura foi medido o tamanho de grão das amostras desta segunda série de recozimentos obtendo os valores conforme mostrados na tabela 5.3 abaixo. As medições de tamanho de grão foram realizadas conforme descrito no item 4.5, sendo colocado abaixo o valor de tamanho de grão médio de 20 campos diferentes para cada amostra.

Tabela 5.3 – Valores de tamanho de grão conforme o tipo de recozimento da segunda série para as amostras 1 a 5.

Recozimento	Identificação		Média de tamanho de grão em micron				
	Temperatura (° C)	Tempo (H)	1	2	3	4	5
Vac 4	760	0.5	100,4	68,7	10,3	12,3	-
Vac 5	760	1	100,1	79,2	15,2	15,2	-
Vac 6	760	2	102,0	73,8	12,1	16,6	-
Vac 7	760	4	104,0	78,8	10,5	15,7	-
Dec 3	760	2	131	90,0	123,5	104,1	-
Dec 4	760	2	109,1	150,2	131,2	114,4	17,7
Vac 8	700	2	40,2	76,5	9,8	10,7	10,5
Vac 9	700	8	92,9	99,0	9,3	10,3	9,8

5.4.3. Resultados das características magnéticas

Os resultados da segunda série de recozimentos com relação às perdas magnéticas estão demonstrados na tabela 5.4. As amostras foram medidas conforme o procedimento descrito no item 4.4 para medição em única lâmina, SST.

Tabela 5.4- Valores de perdas magnéticas (em W/kg, a 1,5T, 60Hz) antes e após os variados tipos de recozimento da segunda série.

Identificação			1		2		3		4		5	
Recozimento	Temperatura (° C)	Tempo (H)	Antes To.To.	Após To.To.	Antes To.To.	Após To.To.	Antes To.To.	Após To.To.	Antes To.To.	Após To.To.	Antes To.To.	Após To.To.
VAC4	760	0.5	11.4	5,8	18.9	8,6	24.2	13,9	21.2	14,6		
VAC5	760	1	11.6	6.3	18.9	8.8	24.0	13.7	19.7	13.0		
VAC6	760	2	11.2	5.7	18.3	8.5	24,2	12.5	19.6	12.9		
VAC7	760	4	11.5	6.0	19.0	8.7	24.3	13.9	19.9	12.7		
DEC3	760	2		5,3		9,2		9,3		9,7		
DEC4	760	2	11.6	5.1	18.6	8.4	23.7	8.3	21.1	8.9	18.9	11.8
VAC8	700	2	11.6	7.8	19.1	9.0	24.2	17.6	21.0	16.6	18.5	17.4
VAC9	700	8	11.6	5.1	18.8	9.1	24.3	16.7	21.3	16.2	18.8	17.0

Na tabela 5.5 abaixo são mostrados o valores obtidos de permeabilidade magnética B50 medidos em única lâmina conforme explicado no item 4.3.

Tabela 5.5- Valores de permeabilidade magnética B50 (5000A, 60Hz) em mT antes e após os variados tipos de recozimento da segunda série.

Identificação			1		2		3		4		5	
Recozimento	Temperatura (° C)	Tempo (H)	Antes Recozimento	Após Recozimento	Antes	Após	Antes	Após	Antes	Após	Antes	Após
VAC4	760	0.5	1.720	1.743	1.737	1.776	1.711	1.724	1.722	1.743	-	-
VAC5	760	1	1.720	1.737	1.738	1.781	1.696	1.717	1.702	1.699	-	-
VAC6	760	2	1.703	1.725	1.748	1.788	1.702	1.709	1.700	1.695	-	-
VAC7	760	4	1.721	1.740	1.738	1.777	1.724	1.728	1.695	1.689	-	-
DEC3	760	2	-	1.721	-	1.778	-	1.724	-	1.723	-	-
DEC4	760	2	1.727	1.727	1.739	1.777	1.732	1.773	1.721	1.708	1.744	1.735
VAC8	700	2	1.727	1.739	1.745	1.783	1.697	1.725	1.720	1.744	1.733	1.736
VAC9	700	8	1.706	1.730	1.740	1.783	1.702	1.729	1.705	1.727	1.743	1.738

Na tabela 5.6 foram incluídos ainda os resultados de perdas magnéticas após ensaios de envelhecimento (225°. C por 24 horas). As mesmas amostras apresentadas na tabela 5.4 dos recozimentos VAC8, VAC9 e DEC4 foram colocadas em um forno a 225 ° C por 24 horas e foi avaliado o efeito do envelhecimento sobre as perdas magnéticas. Pode-se notar que apenas a amostra 1 apresentou um considerável aumento nas perdas magnéticas em função do envelhecimento.

Tabela 5.6 – Valores de perdas (1,5T 60Hz) após envelhecimento da segunda série de recozimentos.

Identificação			1		2		3		4		5	
Recozimento	Temperatura (°C)	Tempo (H)	Após Recozimento	Envelhecida	Após Recozimento	Envelhecida	Após Recozimento	Envelhecida	Após Recozimento	Envelhecida	Após Recozimento	Envelhecida
VAC8	760	2	7.8	9.2	9.0	9.3	17.6	17.5	16.6	16.6	17.4	17.4
VAC9	760	8	5.1	6.6	9.1	9.3	16.7	16.5	16.2	16.2	17.0	16.8
DEC4	760	2	5.1	5.1	8.4	8.4	8.3	8.3	8.9	8.9	11.8	11.8

A tabela 5.7 abaixo mostra ainda os resultados de permeabilidade magnética para a segunda série de recozimentos. É possível notar que o tratamento térmico de envelhecimento dado nas amostras da segunda série de recozimentos não influenciou significativamente nos valores de permeabilidade magnética B50.

Tabela 5.7 – Valores de permeabilidade magnética B50 em única lâmina (SST) a 5000 A e 60 Hz (B50) das amostras da segunda série de recozimentos com envelhecimento.

Identificação			1		2		3		4		5	
Recozimento	Temperatura (°C)	Tempo (H)	Após recoz.	Envelhecida	Após recoz.	Envelhecida	Após recoz.	Envelhecida	Após recoz.	Envelhecida	Após recoz.	Envelhecida
VAC8	760	2	1.739	1.734	1.783	1.782	1.725	1.725	1.744	1.744	1.736	1.735
VAC9	760	8	1.730	1.726	1.783	1.782	1.729	1.726	1.727	1.727	1.738	1.738
DEC4	760	2	1.727	1.727	1.777	1.776	1.773	1.772	1.708	1.709	1.735	1.740

5.4.4. Resultados da análise do teor de carbono após recozimento

Foi realizada medição do teor de carbono nas amostras da segunda série de recozimentos. Como o custo desta análise é elevado, foram escolhidos os recozimentos Vac8, Vac9e Dec 4 para validar os resultados comparativos de recozimentos a vácuo e recozimentos descarbonetantes. Os resultados obtidos são apresentados na tabela 5.8 abaixo.

Tabela 5.8 – Resultados das análises de carbono feitas nas amostras após a segunda série de recozimentos em ppm de carbono

Recozimento amostra	1	2	3	4	5
Resultados em ppm de C					
VAC8 (760 – 2 H)	54 +/-3	330 + - 10	740 +/- 30	470 +/- 20	740 +/- 40
VAC9 (760 – 8H)	42 +/-7	350 +/- 20	750 +/- 10	460 +/- 40	750 +/- 10
DEC4 (760 – 2 H)	25 +/-4	26+/-4	18+/-7	20+/-8	18+/-5

6 DISCUSSÃO

6.1. Efeito do teor de carbono no aumento do tamanho do grão.

Nas amostras da primeira série de recozimentos não foram realizadas medições de tamanho de grão, porém visualmente é possível notar que no recozimento Vac3, (onde foi efetuada a descarbonetação antes do passe de laminação), após o recozimento final, houve um aumento expressivo no tamanho de grão, a partir do grau de redução de 4%. Na amostra com redução de 6%, no recozimento Vac3 houve um crescimento anormal de grão que praticamente não se nota contornos de grão no campo visual da amostra, conforme ilustra a figura 50 abaixo. Os contornos não sofreram nenhum tipo de ancoramento ou bloqueio.

Figura 50 – Amostra 3 previamente descarbonetadas, laminada com 6% de grau de redução e posteriormente recozida a vácuo. Ataque Nital 5%

Resultado similar encontraram Verbeken and Kestens [46] em uma amostra de aço com ultrabaixo teor de carbono que sofreu redução final de 4.5% em três diferentes direções antes

do recozimento para recristalização. Em uma seção de 1.2 mm encontraram apenas um único grão.

Amostras na mesma situação do recozimento a vácuo anteriormente citado (Vac3), porém com recozimento em atmosfera descarbonetante (Dec2), as quais foram apresentadas na figura 42, tiveram crescimento anormal de grãos a partir do grau de deformação de 2%. Em comparação com os recozimentos a vácuo onde não removido o carbono antes da laminação, pode-se afirmar que o efeito de ancoramento do carboneto, pela ação da austenita na temperatura de recozimento é muito expressivo.

Na primeira série de recozimentos foi possível notar ainda visualmente que os grãos apresentaram tamanhos maiores nos recozimentos com descarbonetação. No recozimento Vac2 (760 ° C por 2H) é possível verificar que com 10% de deformação há um crescimento anormal de grãos e uma grande quantidade de carbonetos – figura 39. Na mesma amostra com recozimento descarbonetante Dec1 (760 ° C por 2H) nota-se um tamanho de grão muito maior e a ausência dos carbonetos - figura 40.

Foram realizadas medições de tamanho de grão nas amostras recozidas na segunda série, cujos valores estão apresentados na tabela [5.3](#). Os valores obtidos foram lançados nos gráficos das figuras abaixo para melhor visualização do efeito do teor de carbono e do tipo de tratamento no aumento do tamanho de grão. Na figura 51 estão os resultados de tamanho de grão das amostras da segunda série de recozimentos realizados a vácuo em 760 ° C por variados tempos. É possível confirmar o que diz a teoria que quanto maior o teor de carbono, menor será o tamanho de grão, observado pelas amostras 3 e 4 em relação às amostras 1 e 2. A influência do grau de deformação deve ser levada em consideração, mas nestes experimentos da segunda série não foram determinados, apenas sabe-se que é o grau de deformação típico no qual os fornecedores de aços entregam para os fabricantes de motores, ou seja, para se conseguir uma condição ideal de TG elevado. Nota-se ainda que há uma

tendência de aumento do tamanho de grão com o aumento do tempo de recozimento, mas não é muito expressivo.

Figura 51– Efeito do tempo de recozimento no tamanho de grão das amostras da segunda série de recozimentos a vácuo em 760 ° C

Na figura 52 abaixo foram colocados os resultados dos dois recozimentos a vácuo com temperatura menor (700 °C) em tempos de 2H e 8H, Vac 8 e Vac 9 respectivamente, e foram colocados pontos indicando o tamanho de grão obtido nos dois recozimentos descarbonetantes Dec3 e Dec4 (760 ° C por 2 Horas). Nota-se de maneira semelhante a influência direta do carbono inicial nas amostras, aquelas com menores teores de carbono apresentaram TG mais elevado mesmo nos recozimentos a vácuo. No caso do recozimento descarbonetante, houve um aumento no TG nas amostras com menores teores iniciais de carbono (1 e 2) e nas amostras com maiores teores (3 e 4) que não haviam apresentado crescimento exagerado de grãos nos recozimentos a vácuo, com a descarbonetação atingiram TG elevado, próximo aos valores das amostras 1 e 2.

Figura 52 – Efeito do tempo e tipo de recozimento no tamanho de grão das amostras da segunda série de recozimentos a vácuo em 700 °C (linhas) e descarbonetante a 760 °C (pontos)

Pode-se verificar pela figura 52 que a deformação dada no passe final de laminação tem efeito determinante no aumento do tamanho de grão, pois a amostra 5 (que é amostra 3 sem nenhuma deformação) não apresentou um significativo crescimento de grão no recozimento descarbonetante enquanto que as amostras com deformação apresentaram crescimento anormal de grãos. Por outro lado pode-se verificar que nos recozimentos a vácuo, tanto a amostra deformada quanto a sem deformação, 3 e 5 respectivamente apresentaram praticamente o mesmo tamanho de grão. Já as amostras 1 e 2 que têm teores iniciais menores de carbono, apresentam um crescimento mais acentuado, tendo uma variação em função do tempo de recozimento. Pode-se verificar com isso que a deformação é de fato um fator

importantíssimo para se alcançar o tamanho de grão ideal nos aços elétricos, porém sem a retirada do carbono também não se consegue um aumento no tamanho de grão como é possível observar nas no gráfico para as amostras 3 e 4 nos recozimentos vácuo. Os valores demonstrados na figura 51 também mostram esta tendência das amostras 3 e 4 em relação às amostras 1 e 2 e os valores de TG obtidos, mesmo para estas são menores que nos recozimentos com descarbonetação.

Um aspecto que não foi abordado neste trabalho é se existe um limite crítico a partir do qual o teor de carbono passa a ser determinante como bloqueador do crescimento de grão e se este ponto está diretamente ligado ao grau de redução. Pode-se verificar, por exemplo, que no caso a amostra 2 que possui um teor de carbono de 330 ppm o crescimento de grão foi menos expressivo que a amostra 4 que possui 460 ppm de carbono. Portanto pode-se deixar uma proposta para futuros trabalhos, existe um limite crítico a partir do qual o teor de carbono, associado ao grau de redução passa a exercer forte influência no crescimento de grão. Com os resultados alcançados pode-se inferir que este valor está em torno de 400 ppm de carbono.

6.2. Efeito do teor carbono nas perdas magnéticas

Com os resultados de perdas magnéticas apresentados na tabela 5.4 é possível notar que os valores seguem uma leve tendência de quanto maior o tempo de recozimento, menores as perdas magnéticas. No caso dos recozimentos a vácuo onde não ocorre um crescimento anormal de grãos, a diminuição nas perdas pode ser justificada pelo rearranjo de discordâncias e início do processo de recuperação. Esta redução de perdas não é tão expressiva

Figura 53 – Valores de perdas magnéticas em W/Kg a 1.5T e 60 Hz em função do tempo de recozimento em vácuo (760 °C)

Pelos gráficos das figuras 52 e 53 é possível distinguir este comportamento e fica aparente que no caso do recozimento com descarbonetação há diminuição mais acentuada das perdas, justificada pelo aumento do tamanho de grão e pela remoção dos carbonetos. Outro fator visível é que a condição inicial das amostras, conforme originalmente fornecidas em relação ao teor de carbono, apresenta um comportamento de perdas bem distinto – amostras com teores iniciais de carbono mais elevados (amostra 3 e 4) apresentam maiores perdas e amostras com menores teores de carbono (amostra 1 e 2) apresentam perdas magnéticas mais baixas.

Figura 54 – Valores de perdas magnéticas em W/Kg a 1.5T e 60 Hz em função do tipo de recozimento em 700 °C (linhas) em vácuo e em 760 °C em atmosfera descarbonetante (pontos)

Os resultados dos recozimentos VAC8, VAC9, DEC3 e DEC4 foram colocados separadamente em função da diferença de temperatura no caso dos recozimentos a vácuo e pela condição diferenciada de atmosfera e conseqüentemente dos resultados. Os valores obtidos de perdas magnéticas foram colocados em um gráfico, conforme figura 54. Nota-se que no caso dos recozimentos a vácuo em 700 °C os valores não variam significativamente com o tempo e são maiores que os valores encontrados no recozimento realizado a 760 °C do gráfico da figura 53. Os recozimentos com descarbonetação permitiram que as amostras 3 e 4 chegassem a valores bem mais baixos que nos recozimentos a vácuo, aproximando-se dos valores das amostras 1 e 2.

Nota-se pelos gráficos das figuras anteriores que em todas as situações a amostra 1, com menor teor de carbono inicial, apresenta os valores mais baixos de perdas magnéticas, tanto nos recozimentos a vácuo quanto os recozimentos descarbonetantes seguido da amostra 2 que apresenta teor inicial de carbono na faixa de 300 ppm. É possível observar que nas duas séries de recozimentos as amostras com teores iniciais de carbono acima de 300 ppm, após o recozimento descarbonetante, apresentaram valores de perdas magnéticas bem próximos ou iguais à amostra 2, enquanto que nos recozimentos a vácuo estavam com valores bem acima desta. Daí pode-se verificar que de fato o carbono é um elemento bloqueador de paredes de domínios magnéticos, ou seja, interfere diretamente nos valores finais de perdas magnéticas, confirmando os resultados verificados na revisão bibliográfica [37], [38], [39] e [40].

Com relação ao tratamento de envelhecimento, somente para a amostra 1, a qual apresenta teor de carbono inicial em torno de 70 ppm, houve um sensível aumento nas perdas magnéticas após envelhecimento. Para as amostras com teores de carbono acima de 300 ppm não se observou aumento nas perdas após envelhecimento, o que está relacionado ao fato que o carbono já não está somente em solução, mas precipitado na forma de carbonetos que já é suficiente manter as perdas em valores altos. Para as amostras tratadas em fornos com

descarbonetação não houve qualquer alteração das perdas magnéticas após o envelhecimento o que demonstra que de fato o teor de carbono é baixo sendo confirmado pelos resultados de análise da composição química, tabela [5.1](#).

6.3. Efeito do teor de carbono na permeabilidade magnética B50

Os resultados de permeabilidade magnética para os mesmos recozimentos cujos resultados de perdas foram apresentados anteriormente estão apresentados na tabela 5.5 e foram lançados no gráfico da Figura 55 abaixo. Foram colocados os valores dos recozimentos a vácuo em 760 °C por variados tempos.

Figura 55 - Efeito do tempo de recozimento em 760 °C e teor de carbono inicial na permeabilidade magnética B50 em única lâmina – (5000A 60Hz) em T.

É possível notar que os menores valores de permeabilidade magnética foram obtidos nas amostras com maiores teores de carbono inicial (3 e 4), porém na amostra 2 que contém 300 ppm como teor inicial de carbono conseguiu-se os valores maiores de permeabilidade B50 tanto no recozimento a vácuo quanto nos recozimentos com descarbonetação.

Para a os recozimentos em temperatura de 700 °C e os recozimentos descarbonetantes obteve-se os valores também apresentados na tabela 5.5, os quais foram colocados no gráfico da figura 56 abaixo:

Figura 56 - Efeito do tipo e tempo de recozimento e do teor de carbono inicial na permeabilidade magnética B50 em única lâmina – 5000A 60Hz em T

É possível verificar que para ambos os gráficos os valores maiores de permeabilidade B50 foram conseguidos na amostra 2 com 300 ppm de carbono. Conclui-se, portanto que o teor de carbono não pode ser considerado um fator de influência significativo para os valores na permeabilidade magnética B50 e que, porém está associado a outros fatores. Valores de permeabilidade estão mais ligados ao efeito da textura. Estes tópicos não foram abordados neste trabalho.

6.4. Considerações sobre a influência do teor de carbono

O teor de carbono, após a influência do grau de redução, é sem dúvida o fator mais importante na obtenção de baixos valores de perdas magnéticas e no aumento do tamanho de grão. Guard [37] constatou este fato em um experimento já mencionado na revisão assim como Hugues et al [38] colocando como fator determinante e na verdade até mesmo como fator principal o efeito do carbono. Ranjan [39] e Shapiro [40] em seus experimentos confirmaram da mesma forma a significativa influência do teor de carbono nas propriedades magnéticas dos aços. Os efeitos são expressivos tanto pelo efeito de bloqueio (pinning) dos movimentos de paredes domínios magnéticos, conforme explanado na revisão de propriedades magnéticas, bem como pela influência do carbono na cinética de recristalização - o efeito da nucleação e o efeito ancoramento que a austenita desempenha na temperatura de recozimento de bloqueio do movimento dos contornos de grão e com isso tendo-se um menor tamanho de grão final no aço. Conforme os resultados vistos no item 5.4.1 sobre a têmpera das amostras foi verificada a formação de martensita próximo aos contornos de grão, confirmando que na temperatura de recozimento utilizada ocorre a completa austenitização das amostras e nas regiões ricas em carbono a fase austenita faz o bloqueio dos contornos de grão.

No aspecto do efeito sobre o campo magnético, o contorno de grão tem efeito similar ao carbono, com bloqueio dos domínios e, além disso, impede em qualquer circunstância a passagem de uma parede de domínio, o que como visto na revisão de propriedades magnéticas é um efeito de aumento das perdas magnéticas. No caso das amostras 3 e 4 nos variados recozimentos a vácuo obteve-se valores de tamanho de grão pequenos e valores elevados de perdas magnéticas. Nos gráficos das figuras 56 e figura 58 abaixo é possível notar a

combinação do efeito do teor de carbono das amostras conforme originalmente fornecido e o teor de carbono após o recozimento com descarbonetação e também o efeito do tamanho de grão nas perdas magnéticas.

Figura 57 - Efeito do teor de carbono nas perdas magnéticas conforme os recozimentos realizados – vácuo e descarbonetante em 760 ° C por 2H

O efeito do tamanho de grão sobre as perdas magnéticas também foi verificado conforme ilustra a figura 58 abaixo indicando que há uma relação de quanto maior o tamanho de grão, menores as perdas magnéticas, sendo menos acentuado no caso do recozimento com descarbonetação. Na figura foi utilizada uma relação inversa de $1/D$.

Figura 58 - Efeito do teor de carbono nas perdas magnéticas conforme os recozimentos realizados – vácuo e descarboxetante em 760 ° C por 2H

6.5. Considerações sobre o efeito da deformação juntamente ao efeito do teor de carbono

Com os experimentos realizados foi possível confirmar conforme já descrito anteriormente que quanto maior o grau de deformação menor será o tamanho de grão [36]. Para pequenas deformações muitas vezes a recristalização não é completada em tempos de recozimento normalmente usados pelos fabricantes de motores elétricos e nos tempos utilizados neste trabalho, restando grãos conforme originalmente laminados. Em um recente trabalho, Landgraf et al [47] comprovaram que quanto menor a deformação, maior será o tamanho de grão recristalizado, como é possível notar na figura 59 utilizando uma chapa que continha inicialmente 50 ppm de carbono.

Figura 59 - Efeito da deformação no tamanho de grão após recozimento em um aço com 50 ppm de carbono [47]

Por outro lado foi verificado que o grau de deformação, exclusivamente não é suficiente para se obter a completa recristalização das amostras de aço baixo carbono caso não haja a descarbonetação como aconteceu nos recozimento DEC3 e DEC4. Já nos recozimentos a vácuo, VAC1 e VAC2, mesmo com 10% de deformação, ocorreu apenas uma recristalização parcial, conforme é possível verificar nas figuras 37 e 38. Aqui se atribuem os 10 % porque se sabe pela teoria que a força motriz para a ocorrência de recristalização é a energia armazenada no encruamento e, portanto, quanto maior o encruamento, mais energia para a ocorrência do processo de recristalização, não obstante as deformações menores gerarem maiores tamanhos de grão. Pode se ter então uma primeira consideração para o fenômeno de crescimento anormal de grãos, pois caso a força motriz fosse exclusivamente a energia do contorno ou a energia de pequenas deformações conforme Antonione et al [30] ou a energia de deformação em grãos com maior liberdade conforme Randle [48], certamente o processo se completaria mesmo no vácuo, entretanto o carbono desempenha aqui o papel de retardar ou até mesmo bloquear o movimento dos contornos impedindo um crescimento anormal de grãos como acontece nos recozimentos descarbonetantes. Os recozimentos da primeira série confirmaram ainda mais detalhadamente o papel do carbono ou sua retirada no aumento do tamanho do grão durante o recozimento e conseqüentemente a diminuição das perdas magnéticas a níveis aceitáveis para os fabricantes de motores elétricos. Um papel relevante, sem dúvida é o da deformação de encruamento que será a energia motriz para a nucleação e o movimento dos contornos com conseqüente aumento do tamanho de grão. Conforme foi visto na revisão sobre recristalização, os processos pelos quais ocorre a nucleação e subsequente crescimento de grão são migração de contornos de alto ângulo pré-existentes, migração de subcontornos de baixo ângulo e coalescimento de sub grãos.

Conforme apresentado no item 2.5 há ainda algumas divergências nos nomes que usa para definir a recristalização como primária ou secundária ou crescimento anormal de grãos que ocorrem nos aços elétricos, mas avanços já foram feitos para unificar os conceitos. Neste trabalho não foi avaliado o mecanismo do crescimento para as amostras analisadas, mas conforme visto na revisão sobre recristalização e crescimento anormal de grãos o mecanismo mais provável de ocorrer é a migração de um contorno de alto ângulo preexistente movido pela energia de deformação e a energia de contorno dos grãos. Nos trabalhos realizados por Antonione et al [29] e [30] e Riontino et al [35] várias considerações foram feitas sobre a recristalização secundária que estaria relacionada à energia de deformação e a ocorrência de um período de incubação ou ausência de aumento no tamanho de grãos estaria relacionado ao efeito da poligonização. Antonione et al [30] mostrou que em ferro puro, quando recozido na ausência de deformação apresenta crescimento normal de grãos, enquanto que na presença de pequenas deformações e na presença de partículas de segunda fase ocorre o crescimento anormal de grãos, chamado por ele de recristalização secundária. Os resultados apresentados na figura 48 não confirmam esta teoria, pois nas amostras deformadas e não deformadas, em recozimentos a 700 °C por 2 e 8 horas não houve a ocorrência de crescimento anormal de grãos. O efeito do ancoramento da austenita foi predominante em relação às pequenas deformações que ele atribui na fase de incubação. No seu primeiro trabalho [30] mostrou que havia um limite de deformação abaixo do qual nenhum tipo de recristalização acontecia o que associou ao efeito da poligonização. Este limite poderia variar com o tamanho de grão inicial da amostra. Mostrou ainda a presença de três estágios de recristalização secundária. Num primeiro, que é tanto menor quanto maior a deformação, o qual ocorre em função também da poligonização, há o bloqueio ou quase nenhum crescimento de grão. Num segundo estágio há um repentino crescimento de grão, que foi notado apenas em deformações de 2 até 10%, o qual foi nomeado como recristalização secundária e um terceiro estágio onde novamente não

há quase crescimento de grão. Quando colocados em um gráfico os valores do tamanho de grão após recozimento das amostras deformadas sobre as não deformadas, verifica-se que no segundo estágio há um real crescimento de grão e nos estágios 1 e 3 não se evidencia nenhum crescimento. Esta situação foi ilustrada na figura 25. Tratamento estatístico e confirmação dos dados pelo estudo da cinética de recristalização foram feitos posteriormente confirmando a presença dos três estágios e das faixas de deformação em que ocorre a recristalização secundária, sempre em ferro puro. [31]

Foi verificado na literatura que existe um tamanho de grão ideal para a produção de chapas para motores elétricos que é da ordem de 150 μm [49]. Na e segunda série de recozimentos tamanhos de grão próximos a este foram obtidos somente nos recozimentos descarbonetantes para as amostras 1, 2 e 3, conforme demonstrado na tabela [5.5](#). Nos recozimentos a vácuo, mesmo na amostra 1 que apresentou os maiores TG e na amostra 2 que não chegou neste valor ideal os valores de perdas magnéticas foram satisfatórios.

Nas amostras do primeiro recozimento foi avaliado que nos casos em que havia o carbono presente nas amostras antes de tratar atingiu-se grãos nesta magnitude. Nos experimentos de ferro puro realizados por Antonione et al [29], [30], [35] e [31] os tamanhos alcançados foram muito acima deste valor. Landgraf et al [36] verificou o efeito da deformação em amostras de aço acalmado e aço efervescente e alcançou valores próximos de 150 μm no aço acalmado, com deformações em torno de 12%. Já no aço efervescente conseguiu valores maiores de TG com redução de 4%. Foi observado comportamento típico de crescimento anormal de grãos. Randle [48] verificou a ocorrência de crescimento anormal de grãos, o qual ela também nomeou como recristalização secundária tendo como fator principal de influência a existência de pequenas deformações remanescentes após a recristalização primária, o que seria denominado recristalização secundária induzida por deformação. O efeito das discordâncias existentes de forma heterogênea nos grãos após recristalização primária, associada aos fatores

de inibição conhecidamente necessários para que ocorra o crescimento anormal de grãos, verificado por Antonione et al [30] como sendo as discordâncias e a dispersão de partículas, ou conforme já é mais consensual na literatura geral sobre recristalização, como sendo heterogeneidades de tamanho de grão, dispersão de partículas, textura pronunciada e espessura da amostra [14]. No caso de Randle [48] foi também a dispersão de partículas, e efeito de discordâncias junto aos contornos de grãos. A ocorrência do período de incubação foi associado à existência de CSLs (Coincidence Site lattices) ou sítios de coincidência de redes, os quais aumentam a probabilidade de alguns contornos adquirirem maior mobilidade em comparação a contornos aleatórios.

Em recente publicação Landgraf et al [47] não confirmou que os contornos CSLs seriam responsáveis pelo favorecimento da mobilidade de tais contornos. Associou ao invés que o movimento dos contornos está mais relacionado ao primeiro mecanismo de nucleação citado anteriormente (Strain Induced Boundary migration – SIBM) ou migração de contornos induzida por deformação. E por não serem encontrados os CSLs também não confirmaram que os mesmos seriam responsáveis pelo período de incubação. Segundo de Landgraf et al [47], no caso dos aços elétricos, não há a ocorrência de recristalização secundária e sim recristalização primária com crescimento anormal de grãos. Os resultados deste trabalho mostraram-se mais tendenciosos a esta conclusão, com o efeito significativo do carbono como ilustrado anteriormente associado à deformação de encruamento.

6.6. Crescimento anormal de grãos colunares

Foi verificado que o crescimento anormal de grãos obtido nos recozimentos realizados ficou similar ao obtido na literatura. Na segunda série de recozimentos foi notado apenas em amostras com teores iniciais de carbono mais elevados (amostras 3 e 4) um início de crescimento de grão colunar, sendo que nas amostras com baixo teor de carbono (1 e 2) não foi verificado qualquer sinal de crescimento de grão colunar. A ocorrência de grãos colunares foi verificada nas amostras da terceira série de recozimentos apenas para faixas específicas de grau de redução – 4 a 8 %, conforme ilustra a Figura 60 abaixo:

Figura 60 – Amostra 3 com grau de redução de 4 a 8% e recozida em atmosfera descarbonetante, com a formação de grão colunar.

Conforme verificado na literatura [41], [42], [43], [22] a ocorrência de crescimento de grãos colunares está associada ao efeito da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ – a na região superficial da amostra quando se dá a descarbonetação. Na temperatura selecionada para efetuar os recozimentos (760 ° C) ocorre a completa transformação dos carbonetos presentes em austenita, esta tem um efeito retardador do crescimento anormal de grãos conforme foi possível notar pelos resultados de tamanho de grão da seção anterior e com isso, quando se dá o início do processo

de descarbonetação a região periférica apresentará apenas a fase ferrítica, a qual favorece uma alta mobilidade dos contornos. Esta alta mobilidade foi confirmada quando se efetuou o recozimento das amostras previamente descarbonetadas (recozimento VAC3 e DEC2). Com o avanço da descarbonetação que se dá da superfície para o núcleo, em ambos os lados da amostra há a ocorrência de grãos com formato colunar.

A explicação mais favorável para a ocorrência de crescimento de grão colunar apenas nas amostras da terceira série de recozimentos está de acordo com a proposição de Sidor et al [42], que relacionou não somente ao efeito do gradiente de composição química (efeito do carbono na austenita e ferrita), mas também à velocidade de aquecimento. Embora esta não tenha sido exatamente medida durante os recozimentos, foram estimados em cerca de 10° C por minuto no forno do IPT (recozimentos Dec1 e Dec2 da primeira série) e em torno de 20 ° C por minuto no forno de recozimento contínuo da SEW (recozimentos Dec3 e Dec4). Portanto nas amostras recozidas em atmosfera descarbonetante, em faixas de redução de 4 a 8 %, com teores iniciais de carbono acima de 330 ppm e velocidade mais rápida de aquecimento obteve-se grãos colunares.

7 CONCLUSÃO

Com a realização dos experimentos pode-se concluir que:

- Descarbonetação é fundamental para minimização de perdas magnéticas, por permitir o aumento do TG.
- TG elevado (130 a 150 μ m) é fundamental para perdas baixas, pois com tamanhos de grãos pequenos, para as amostras recozidas a vácuo em que não houve crescimento de grão, os valores de perdas magnéticas ficaram altos.
- O grau de deformação é a variável mais importante para a obtenção de grãos grandes: Materiais não deformados apresentam tamanho de grão pequeno, com praticamente isenção de crescimento de grão ou isenção de crescimento anormal de grãos após o recozimento final
- O grau de deformação dado antes do recozimento final é necessário, mas pode não ser suficiente: se o teor de carbono inicial for maior que 300 ppm, no caso dos experimentos realizados e não ocorrer a descarbonetação, não ocorre o aumento do tamanho de grão e como consequência há aumento nas perdas magnéticas, tanto pelo efeito do pequeno tamanho de grão, quanto pelo efeito direto do carbono no movimento das paredes de domínio magnético, porém com menor relevância para este último fator.
- Carbono não é maior fator de influência nas perdas magnéticas, pois quando ocorre o crescimento de grãos as perdas ficam em valores baixos
- A ocorrência de grãos colunares se dá no recozimento de materiais com teor de carbono acima de 300 ppm, no caso deste trabalho, com graus de deformação de 4 a 8 % e sob condições específicas de velocidade de aquecimento a qual não foi estudada

em detalhes, porém em processos convencionais de recozimento em forno contínuo com descarbonetação não foi observado crescimento de grão colunar.

LISTA DE REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. LANDGRAF, Fernando José Gomes, Propriedades Magnéticas dos Aços para fins elétricos, IPT, (2001).
2. WERNER, F.E.; “Energy Efficient steels for motor laminations”, Journal of materials engineering and performance v.1 p. 227-234 (1992)
3. CULLITY, B.D., “Introduction to Magnetic Materials”, Addison-Wesley – (1972)
4. CHIKAZUMI, S. “Physics of Magnetism”; J. Wiley – (1964)
5. PRY, R.H. and BEAN, C.P. – “Calculation of the energy loss in magnetic sheet materials using a domain model” Journal Applied Physics, v.29 p 532-533 (1958)
6. BERTOTI, G. e BAN, G. “Dependence o peak induction and grain size of power losses in no oriented safe steels” al Applied Physics. V. 64, p 5361-5363 (1988).
7. MARRA, K.M.; MELLO, E.G.; VIEIRA, S.I. Influência das condições de descarbonetação nas propriedades magnéticas do aço USICORE 260 – Anais do 56º. Congresso da ABM [CDROM] / Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, CDROM, p 1602-1611. (2001)
8. EMURA, M.; LANDGRAF, J.G.F.; FILIPINI, M.A. Efeito do envelhecimento nas propriedades magnéticas de um aço elétrico “– Anais do VI SEMEL – Seminário de Materiais Elétricos, Curitiba, Dezembro de1988. v. CDROM, p 711-718 (1998).
9. PODURETS, K.M. e SHILSTEIN, S.S.; “Measurements of the domain wall thickness in silicon iron using the adiabatic spin-flip effect on n refraction” Physical B v. 297, pp 236-367 (2001).
10. CUNHA, M.A.; LUNA, P.C. “Textura e anisotropia do aço silício” Anais do 55º Congresso da ABM, São Paulo, ABM, p 1506-1510 (2000)

11. LANDGRAF, J.G.F; YONAMINE, T; EMURA, M.; CUNHA, M.A. “Modelamento da anisotropia de propriedades magnéticas de aços siliciosos totalmente processados ” Anais do 56 Congresso da ABM – Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – São Paulo , ABM Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais , [CDROM] , p 1612-1620 (2001)

12. MAGER, A. “About the influence of Grain Size on the Coercivity” Ann Physics Leipzig. , p 11-15(1952)

13. CUNHA, M.A.; PAOLINELLI, S.C.; CÉSAR, M.G.M.M. “Avanços na produção de aço silício de grão não orientado na Acesita” 56º. Congresso Anual da ABM. – Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, ABM [CDROM] (2001).

14. PADILHA, A.F., SICILIANO, F.Jr., “Encruamento, Recristalização e Crescimento de Grão e Textura”, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 3 ed. (2004).

15. SMALMANN, G.G., “Physics Metallurgy, Recovery and Recrystallization”, 3 ed. London Mc Graw Hill, p. 325 – 350 (1972)

16. DOHERTY, R.D.; HUGUES D.A.; HUMPHREYS, F.J.; JONAS, J.J.; JUUL JENSEN, D.; KASSNER, M.E.; KING, W.E.; MCNELLY, T.R.; MCQUEEN, H.J. e ROLLET, A.D. “Current issues in recrystallization: a review”, Materials Science and Engineering A238 219-274, (1997)

17. JOHNSON, W. A.; MEHL, R.F. “Reaction Kinetics in process of nucleation and growth”. Metals Technology TP1089, 417 - 458 August (1939)

18. TAKANOHASHI, R., “Efeito do tamanho de grão inicial e de um recozimento intermediário na microestrutura e textura cristalográfica de aços elétricos”, Dissertação de Mestrado apresentada à Escola Politécnica, p 5 - 15. (2003)

19. KEH, A.S.; WEISSMANN, S.; “Deformation Substructure in Body Centered Cubic Metals”, In G. Thomaz & J. Washburn (eds.) Electron Microscopy and Strength of crystals, p 231-300, Interscience, New York, (1963).

20. HASSNER, F.; PLAUT, R.L.; PADILHA, A.F. “Separation of static recrystallization and reverse transformation of deformation-induced martensite in an austenitic stainless steel by calorimetric measurements”, ISIJ International, vol. 43 N. 9, p 1472-1474, (2003).

- 21 CORREA, C.A.; LANDGRAF, F. J. G.; CAMPOS, M. F.; GONÇALVES, M.
“Dislocation structures in electrical steels”. *Acta Microscópica*, v. 6, p. 200-201 (1997).

22. MARDER, A.R. Factors affecting the final grains size at decarburized laminations steels.
Metallurgical Transactions, vol. 17A, p. 1277-1285 august (1986)

23. BECK, P.A.; SPERRY, P.R. “Strain Induced grain boundary migration in high purity aluminum”, *Journal of Applied Physics*, Vol 21, p 150 - 152 (1950)

24. BECK, P.A. “The formation of recrystallization nuclei ”, *Journal of Applied Physics*, vol 20, p 633 - 634 (1949)

25. CAHN, R.W. “A new theory of recrystallization nuclei”, *Proceedings of the Physical Society of London*, vol 63 (4a), p 323 - 336 (1950)

26. COTTRELL, A.H. “Theory of dislocations”, In B. Chalmers (ed), *Progress in Metal Physics* vol.4, p. 251 - 255 (1953)

27. HU, H.; “Recrystallization by sub grain coalescence”, In G. Thomaz & J. Washburn (eds.) *Electron Microscopy and Strength of crystals*, p 546-573, Interscience, New York, (1963).

28. STANLEY, J.K.; MEHL, R.F. Recrystallization of silicon Ferrite in Terms of rate of nucleation and rate growth, New York Meeting, p.260-261 (1972)

29. ATONIONE, C. et al. “Effect of slight deformations on grain growth on iron”. *Journal of Materials Science*, vol 12, Chapman and Hall Ltd. p. 747-750 (1977)

30. ANTONIONE, C. et al. “Grain Growth and Secondary Recrystallization”, *Journal of Materials Science* vol.8, Chapman and Hall Ltd. P.1-10 (1973)

31. ANTONIONE, C.; BATTEZATI, L.; LUCCI, A.; RIONTINO, G.; TABASSO, M.C. “A statistical investigation of normal and abnormal grain growth in iron”, *Journal of Materials Science* 15, p 1730-1735 (1980)

32. MAY, J.E; TURNBULL, D. "Secondary recrystallization in silicon iron", Transactions of the Metallurgical Society of AIME, Vol 112, p 769-781 (1958)
33. ASHBROOK, R.W.; MARDER, A.R. The effect of initial carbide morphology and abnormal grain growth in decarburized low carbon steel. Metallurgical Transactions vol.16A, may 1985, p. 897-902
34. KOWALIK, J.A.; MARDER, A.R. The effect of temperature on abnormal grain growth in low carbon steel. Scripta Metalurgica, v. 18, p. 305-307 (1984)
35. RIONTINO, G.; ANTONIONE, C.; BATEZZATI, L. e MARINO, F. "Kinetics of abnormal grain growth in pure iron", Istituto di Chimica Generale ed Inorganica, Facolta di Farmacia, Universita di Torino, Italy, Journal of Materials Science 14, p. 86-90 (1979)
36. LANDGRAF, J.F.G; HERNALSTEENS, C. Crescimento de grão induzido por deformação em aço baixo carbono. Contribuição técnica do 50º. Congresso Anual da ABM [s.n.], S. Pedro. 1995 [s.L.]
37. GUARD R.W. "The influence of Small Amounts of carbon on grain growth during recrystallization of alpha iron":, Michigan Technological University, Houghton, Michigan, and Walter S. Cebulak, aluminum Company of America, New Kensington, Pennsylvania (1968)
38. HUGUES, E.J.; BARTON P.W. and JOHNSON A.A "The effect of carbon on the recrystallization kinetics of electron-beam zone-refined iron" — Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1186 – 1187 – V 233 (JUNE 1965)
39. RANJAM, R.; JILES, D.C. e RASTOGI, P.K. "Magnetic Properties of decarburized steels: An investigation of the effects of grain size and carbon content":, Transactions on Magnetism, VOL MAG-23, NO. 3, MAY (1987)
40. – SHAPIRO, J.M. "The relationship between structure, processing and magnetic properties of annealed-last electrical steels. Inland Steel Company. In: Energy Efficient Electrical Steels, TMS-AIME, P.33-42 (1981)
41. KOVÁČ, F.; DZUBINSKÝ, M. and SIDOR, Y. "Columnar grain growth in non-oriented electrical steels" Journal of magnetism and magnetic materials 269 p.333-340 (2004)

42. SIDOR, Y; KOVÁČ, F.; DZUBINSKÝ, M. Second International Conference of Thermo processed steels – Congress handbook, p. (2004)
43. DZUBINSKÝ, M; SIDOR, Y; KOVÁČ, F.; Kinetics of columnar abnormal grain growth in low-Si non-oriented steel, Materials Science Engineering, A385 – p. 449 – 454, (2004)
44. Associação Brasileira de Normas Técnicas, NBR 5161: Produtos Laminados Planos de aço para fins elétricos – Verificação das propriedades. julho (1997)
- 45 . FUKUHARA,M.; LANDGRAF, F.J.G.; YONAMINE, T – “Material de referencia para ensaio de propriedades magnéticas no quadro Epstein” – 59º, Congresso Anual da ABM – Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Anais do congresso, [CDROM] –(2004).
46. VERBEKEN, K.; KESTENS, L. “Strain Induced selective growth in a ultra low carbon steel after a small rolling reduction”– Elsevier Science Ltd. Acta Materialia 51 P 1679 – 1690 (2003)
47. LANDGRAF, J.G., CASTRO, A.C; FALLEIROS, I.G.S., YONAMINE e T. CAMPOS, M.C. “Efeito do recozimento na microestrutura de aço elétrico semiprocessado”: 60º Congresso Anual da ABM, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Anais do 60 ° Congresso, [CD ROM], JULHO (2005).
48. RANDLE, V. “Strain Induced Secondary recrystallization”, Materials Science forum Vol. 113-115 p 189-194 (1993)
49. SHIOZAKI, M.; KUROSAKI, Y. “The effects of grain size on the magnetic properties of no oriented electrical steel sheets”, Journal of Materials Engineering 11, p 37-43 (1989)