

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

***INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA E COMPOSIÇÃO QUÍMICA
NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E MAGNÉTICAS DE CHAPAS
DE AÇO UTILIZADAS PARA FINS ELÉTRICOS***

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA PARA
A OBTENÇÃO
DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

KÁTIA ELISA DE CASTRO

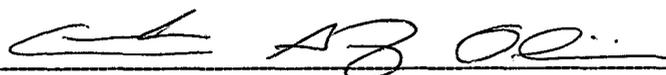
FLORIANÓPOLIS, AGOSTO DE 2000

**INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA E COMPOSIÇÃO QUÍMICA NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS E MAGNÉTICAS DE CHAPAS DE AÇO UTILIZADAS
PARA FINS ELÉTRICOS**

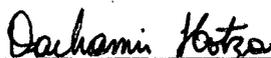
KÁTIA ELISA DE CASTRO

**ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
MESTRE EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**ESPECIALIDADE CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS E APROVADA EM SUA
FORMA FINAL
PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE
MATERIAIS**

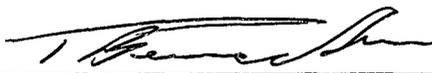


PROF. CARLOS AUGUSTO SILVA DE OLIVEIRA, DSc. - ORIENTADOR



PROF. DR. DACHAMIR HOTZA - COORDENADOR DO CURSO

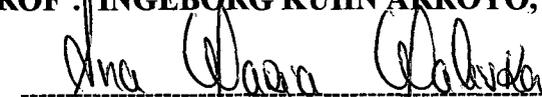
BANCA EXAMINADORA



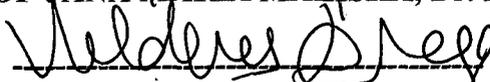
PROF. PEDRO A. N. BERNARDINI, Dr. Eng.



PROF^a. INGEBORG KÜHN ARROYO, Dr. Eng.



PROF^a. ANA MARIA MALISKA, Dr. Eng.



PROF. VALDERES DRAGO, Dr.

*Aos meus pais,
Ao meu marido.*

AGRADECIMENTOS

- Ao Prof. Carlos Augusto de Oliveira pela orientação exemplar e experiência profissional transmitida.
- Ao Prof. Pedro N. Bernardini pela orientação e conselhos no início do trabalho.
- À WEG pela oportunidade de realização deste trabalho e apoio técnico- financeiro.
- Aos colegas dos Departamento de Estamparia e Injeção, Pesquisa e Desenvolvimento e Engenharia da Qualidade da WEG que contribuíram direta ou indiretamente para a realização deste trabalho.
- À minha família, em especial ao meu marido João Carlos pelo incentivo e apoio.

SUMÁRIO

	Página
1 INTRODUÇÃO	01
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	04
2.1 Encruamento	07
2.2 Recozimento	10
2.2.1 Descarbonetação	11
2.2.2 Recuperação, Recristalização e Crescimento de Grão	16
2.2.3 Formação da Camada Externa de Óxido	18
2.3 Efeito da Composição Química nas Perdas Magnéticas	20
2.4 Efeito do Tamanho de Grão nas Perdas Magnéticas	23
2.5 Textura	28
2.6 Difusão	29
3 MATERIAIS E MÉTODOS	31
3.1 Obtenção dos Corpos de Prova	31
3.2 Tratamento Térmico	32
3.3 Metodologia de Análise	32
3.3.1 Análise da Composição Química	32
3.3.2 Caracterização da Microestrutura	33
3.3.3 Medição das Propriedades Mecânicas	34

3.3.4 Ensaio de Perdas Magnéticas e Permeabilidade	34
3.4 Equipamentos Utilizados	36
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	37
4.1 Avaliação da Homogeneidade de uma Bobina	37
4.2 Avaliação dos Resultados Obtidos nos Aços ABNT 1006	43
4.3 Avaliação dos Resultados Obtidos nos Aços Semi-Processados	60
4.4 Avaliação da Região do Corte	73
5 CONCLUSÃO	75
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	78
7 BIBLIOGRAFIA	79
A APÊNDICE	84
A.1 Grandezas Magnéticas	84
A.2 Resultados Obtidos	89
A.3 Bibliografia	102

ILUSTRAÇÕES

Página

Figura 01 - Fluxo esquemático do processamento das chapas para fabricação de estatores e rotores na WEG.	06
Figura 02 - Relação entre as propriedades mecânicas de um aço carbono e o grau de deformação.	08
Figura 03 - Microestrutura do aço com 1% de grau de encruamento após recozimento.....	09
Figura 04 - Microestrutura do aço com 5% de grau de encruamento após recozimento.....	09
Figura 05 - Diagrama esquemático mostrando o ciclo de recozimento.....	10
Figura 06 - Influência da espessura da camada da oxidação nas perdas magnéticas.....	12
Figura 07 - Influência da concentração do silício e do alumínio nas perdas no ferro, no cobre e totais do motor.....	22
Figura 08 - Influência do tamanho de grão nas perdas magnéticas.....	24
Figura 09 - Variação das perdas em função do tamanho de grão.....	25
Figura 10 - Efeito da permeabilidade em função do tamanho de grão para Aços ABNT 1006.....	27
Figura 11 - Corpo de prova para ensaios de tração.....	34
Figura 12 - Início da bobina - Antes do tratamento térmico.....	39
Figura 13 - Fim da bobina - Antes do tratamento térmico.....	40
Figura 14 - Início da bobina - Após tratamento térmico.....	40
Figura 15 - Meio da bobina - Após tratamento térmico.....	41.

Figura 16 - Fim da bobina - Após tratamento térmico.....	41
Figura 17 - Amostra 3 - Aço ABNT 1006 - Antes do tratamento térmico	44
Figura 18 - Amostra 6 - Aço ABNT 1006 - Antes do tratamento térmico	44
Figura 19 - Amostra 10 - Aço ABNT 1006 - Antes do tratamento térmico	44
Figura 20 - Amostra 1 - Aço ABNT 1006 - Após tratamento térmico	45
Figura 21 - Amostra 2 - Aço ABNT 1006 - Após tratamento térmico	46
Figura 22 - Amostra 3 - Aço ABNT 1006 - Após tratamento térmico	47
Figura 23 - Amostra 4 - Aço ABNT 1006 - Após tratamento térmico	48
Figura 24 - Amostra 5 - Aço ABNT 1006 - Após tratamento térmico	49
Figura 25 - Amostra 6 - Aço ABNT 1006 - Após tratamento térmico	49
Figura 26 - Amostra 7 - Aço ABNT 1006 - Após tratamento térmico	50
Figura 27 - Amostra 8 - Aço ABNT 1006 - Após tratamento térmico	50
Figura 28 - Amostra 9 - Aço ABNT 1006 - Após tratamento térmico	50
Figura 29 - Amostra 10 - Aço ABNT 1006 - Após tratamento térmico	51
Figura 30 - Perdas magnéticas antes e após tratamento térmico	52
Figura 31 - Permeabilidade antes e após tratamento térmico.....	53
Figura 32 - Limite de resistência antes e após tratamento térmico.....	54
Figura 33 - Limite de escoamento antes e após tratamento térmico.....	54
Figura 34 - Dureza antes e após tratamento térmico.....	55
Figura 35 - Teor de carbono antes e após tratamento térmico	56
Figura 36 - Tamanho de grão médio antes e após tratamento térmico	57
Figura 37 - Gráfico de perdas magnéticas X Tamanho de grão	58
Figura 38 - Amostra 4 - Aço ABNT 1006 após tratamento térmico	59

Figura 39 - Amostra 5 - Aço ABNT 1006 após tratamento térmico	59
Figura 40 - Amostra 2 - Aço semi-processado antes do tratamento térmico	61
Figura 41 - Amostra 5 - Aço semi-processado antes do tratamento térmico	62
Figura 42 - Amostra 7 - Aço semi-processado antes do tratamento térmico	62
Figura 43 - Amostra 1 - Aço semi-processado após tratamento térmico	63
Figura 44 - Amostra 2 - Aço semi-processado após tratamento térmico	63
Figura 45 - Amostra 3 - Aço semi-processado após tratamento térmico	64
Figura 46 - Amostra 4 - Aço semi-processado após tratamento térmico	64
Figura 47 - Amostra 5 - Aço semi-processado após tratamento térmico	64
Figura 48 - Amostra 6 - Aço semi-processado após tratamento térmico	65
Figura 49 - Amostra 7 - Aço semi-processado após tratamento térmico	65
Figura 50 - Amostra 8 - Aço semi-processado após tratamento térmico	65
Figura 51 - Amostra 9 - Aço semi-processado após tratamento térmico	66
Figura 52 - Amostra 10 - Aço semi-processado após tratamento térmico	66
Figura 53 - Perdas magnéticas antes e após tratamento térmico	67
Figura 54 - Permeabilidade antes e após tratamento térmico	68
Figura 55 - Limite de resistência antes e após tratamento térmico	68
Figura 56 - Limite de escoamento antes e após tratamento térmico	69
Figura 57 - Dureza antes e após tratamento térmico	69
Figura 58 - Teor de carbono antes e após tratamento térmico	70
Figura 59 - Tamanho de grão antes e após tratamento térmico	71
Figura 60 - Gráfico de perdas magnéticas X Tamanho de grão	72
Figura 61 - Região do corte antes do tratamento térmico	73

Figura 62 - Região do corte após tratamento térmico 74

Figura 63 - Região fora de corte após tratamento térmico 74

TABELAS

	Página
Tabela 2.1 - Dados de difusão do carbono no ferro.....	30
Tabela 3.1 - Equipamentos utilizados	36
Tabela 4.1 - Avaliação da homogeneidade de uma bobina.....	38
Tabela 4.2 - Tamanho de grão médio após tratamento térmico	56
Tabela 4.3 - Análise química da superfície das chapas.....	60
Tabela A 1 - Composição química, dureza e tamanho de grão antes do tratamento térmico (chapa 1006).....	90
Tabela A 2 - Propriedades mecânicas antes do tratamento térmico (chapa 1006)	91
Tabela A 3 - Propriedades magnéticas antes do tratamento térmico (chapa 1006).....	92
Tabela A 4 - Composição química, dureza e tamanho de grão após tratamento térmico (chapa 1006)	93
Tabela A 5 - Propriedades mecânicas após tratamento térmico (chapa 1006).....	94
Tabela A 6 - Propriedades magnéticas após tratamento térmico (chapa 1006)	95
Tabela A 7 - Composição química, dureza e tamanho de grão antes do tratamento térmico (chapa semi-processada)	96
Tabela A 8 - Propriedades mecânicas antes do tratamento térmico (chapa semi-processada)	97
Tabela A 9 - Propriedades magnéticas antes do tratamento térmico (chapa semi-processada)	98
Tabela A 10 - Composição química, dureza e tamanho de grão após tratamento térmico (chapa semi-processada)	99
Tabela A 11 - Propriedades mecânicas após tratamento térmico (chapa semi-processada)	100

Tabela A 12 - Propriedades magnéticas após tratamento térmico (chapa semi-processada)	101
---	-----

RESUMO

As chapas finas de aço ABNT 1006 e as semi-processadas produzidas por processos de laminação a frio são normalmente utilizadas na fabricação de estatores e rotores de motores elétricos. Estas chapas têm uma expressiva influência nas perdas elétricas dos motores, bem como no seu rendimento.

As chapas de aço após serem estampadas (cortadas) são submetidas ao processo de tratamento térmico de descarbonetação, crescimento de grão e formação da camada de óxido a fim de melhorar as propriedades magnéticas das mesmas.

Este trabalho tem por objetivo caracterizar a microestrutura, as propriedades mecânicas, as propriedades magnéticas e a composição química antes e após o tratamento térmico. Com isto foi possível relacionar a microestrutura, composição química e propriedades mecânicas antes do tratamento térmico com as propriedades magnéticas e microestrutura após o tratamento térmico. Também foi possível verificar a influência do tratamento térmico nas propriedades avaliadas e comparar os dois tipos de aços estudados.

ABSTRACT

Low carbon steel and semiprocessed steel made by cold rolling are usually utilized to manufacture lamination cores of electrical motors. These sheets have a strong influence in core loss and efficiency of the induction motors.

These sheets after punching are submitted to heat treatment of decarburization, grain growth and surface oxidation in order to improve their magnetic properties.

This work has as objective to characterize the microstructure, mechanical properties, magnetic properties and chemical composition before and after heat treatment. The results allowed to establish a relationship between microstructure, chemical composition and mechanical properties before of heat treatment with magnetic properties and microstructure after heat treatment. Also it was possible to check the influence of heat treatment in the mentioned properties and compare the two studied steel.

CAPÍTULO 1

INTRODUÇÃO

O aumento da capacidade de geração de energia elétrica, atualmente, não acompanha o crescente aumento de consumo, o que torna cada vez mais importante a melhoria da eficiência dos equipamentos elétricos.

Atualmente, os motores elétricos são responsáveis pelo uso de 50% de toda a energia elétrica gerada no mundo e desses 50%, a metade é consumida no acionamento elétrico. Somente nos EUA as perdas excedem a 4,5% da energia gerada e custam aos seus usuários aproximadamente US\$ 7,5 bilhões por ano [1]. Portanto, é crescente a pressão a nível mundial, para se reduzir o consumo de energia e conseqüentemente melhorar a eficiência dos motores elétricos. Esta necessidade faz com que os fabricantes de motores trabalhem neste sentido, aumentando a competitividade a nível mundial.

A WEG, um dos maiores fabricantes de motores elétricos do mundo, preocupada em aumentar o rendimento de seus motores e contribuir para a economia de energia, desenvolve estudos com este objetivo. Este trabalho é parte desta política.

Uma das maneiras de melhorar a eficiência do motor de indução é reduzir as perdas magnéticas no ferro e aumentar a sua permeabilidade. Essas perdas dependem das chapas de aço que compõem os pacotes dos rotores e estatores dos motores elétricos, isto é, melhorando estas propriedades se aumenta a eficiência do motor. Existem vários fatores que afetam estas propriedades magnéticas, dentre eles estão a composição química e a microestrutura das chapas (associada as variáveis do tratamento de recristalização e descarbonetação).

As chapas de aço para fins elétricos são classificadas em dois tipos: aços de grão não orientado (GNO) e aços de grão orientado (GO). Os aços GO são utilizados principalmente em transformadores. Os aços GNO apresentam isotropia em suas propriedades e são utilizados em motores elétricos [2, 3].

Os aços de grãos não orientados podem ser classificados em três tipos, conforme segue [1]:

- Aços Totalmente Processados
- Aços Semi-Processados
- Aços Não Processados

Nos motores elétricos as chapas são selecionadas conforme seus custos e as necessidades de propriedades magnéticas, sendo posteriormente estampadas (operação de corte e furação) e recozidas para serem utilizadas como pacotes no rotor e estator.

Apesar de apresentarem altas perdas elétricas os aços ABNT 1006 são os mais utilizados devido ao seu baixo custo, porém, com o aumento da necessidade de conservação de energia, a tendência é utilizar-se cada vez mais aços silício na fabricação de motores elétricos. A utilização de aços (totalmente ou semi-processados) nos motores irá significar um aumento de preço para os usuários porém, com a economia de energia, este gasto será compensado.

Este trabalho se insere neste contexto, que tem por objetivos caracterizar a matéria prima (aço), ou seja a composição química, a microestrutura, as propriedades mecânicas e as propriedades magnéticas do aço antes e após o tratamento térmico. Os efeitos destas variáveis serão verificados através da utilização de dois aços, um ABNT 1006 e outro semi-processado, cujas diferenças básicas são o teor de silício, alumínio e grau de encruamento.

Com relação aos aspectos industriais e aos benefícios que este trabalho pode apresentar para a WEG tem-se:

- Relacionar a microestrutura do material com as propriedades mecânicas e propriedades magnéticas antes e após o tratamento térmico para auxiliar na especificação dos aços utilizados. Com isto, cada vez mais a WEG poderá exigir dos fabricantes de aço, uma matéria prima mais adequada ao processamento, produzindo motores de maior eficiência.
- Desenvolver procedimento para inspeção das bobinas de aço no recebimento do material.
- Estabelecer metodologia de caracterização do processo que servirá de base para futuros desenvolvimentos na fabricação de rotores e estatores.

CAPÍTULO 2

2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

As chapas de aço para fins elétricos, como comentado anteriormente, são classificadas em dois tipos: Aços de grão não orientado (GNO) e aços de grão orientado (GO). Do ponto de vista dos princípios metalúrgicos, os aços GO são produzidos por recristalização secundária, e são utilizados principalmente em transformadores, apresentando alta anisotropia magnética tendo uma forte textura cristalográfica do tipo [110], assim estes aços tem excelentes propriedades magnéticas nesta direção. Já os aços GNO, que não apresentam tanta anisotropia quanto os GO, são utilizados em motores elétricos [2, 3]. Os aços GNO normalmente apresentam a direção [100], de fácil magnetização para o ferro, paralela à direção de laminação.

Os aços de grãos não orientados podem ser classificados em três tipos, conforme segue:

- **Aços Totalmente Processados:** São aços ao silício onde suas propriedades magnéticas são desenvolvidas plenamente pelo fabricante do aço. Na maioria das suas aplicações, eles podem ser utilizados sem qualquer tratamento posterior. Possuem excelente valor de permeabilidade em altas induções e baixos valores médios de perdas magnéticas;
- **Aços Semi-Processados:** São aços ao silício, geralmente acalmados ao alumínio onde as propriedades magnéticas devem ser desenvolvidas pelo usuário através de um tratamento térmico de recozimento. São preparados para ter grande crescimento de grão neste recozimento;

- **Aços Não Processados:** São os aços tipo ABNT 1006/1008 de qualidade comercial. Nestes aços, após tratamento térmico de descarbonetação e crescimento de grão é possível obter redução de cerca de 50% nas perdas magnéticas. Mesmo com o adequado processo de tratamento térmico as propriedades magnéticas não são tão boas quando comparadas aos semi-processados em função da composição química diferenciada. São os aços de mais baixo custo [1].

Na WEG os aços são processados conforme: as bobinas de aço após recebimento, são cortadas em tiras para após serem estampadas em lâminas para rotores e estatores de diversos tamanhos e formas. A fim de diminuir os defeitos cristalinos, o encruamento e as tensões internas gerados durante o processo de estampagem e laminação é realizado um recozimento nestas peças. Além disto, este processo de recozimento em atmosfera controlada tem por objetivos proporcionar o crescimento dos grãos, diminuir o teor de carbono e formar uma camada superficial isolante de óxido [1, 2]. A figura 1 mostra o fluxograma do processamento destas chapas na WEG, de acordo com o acima exposto.

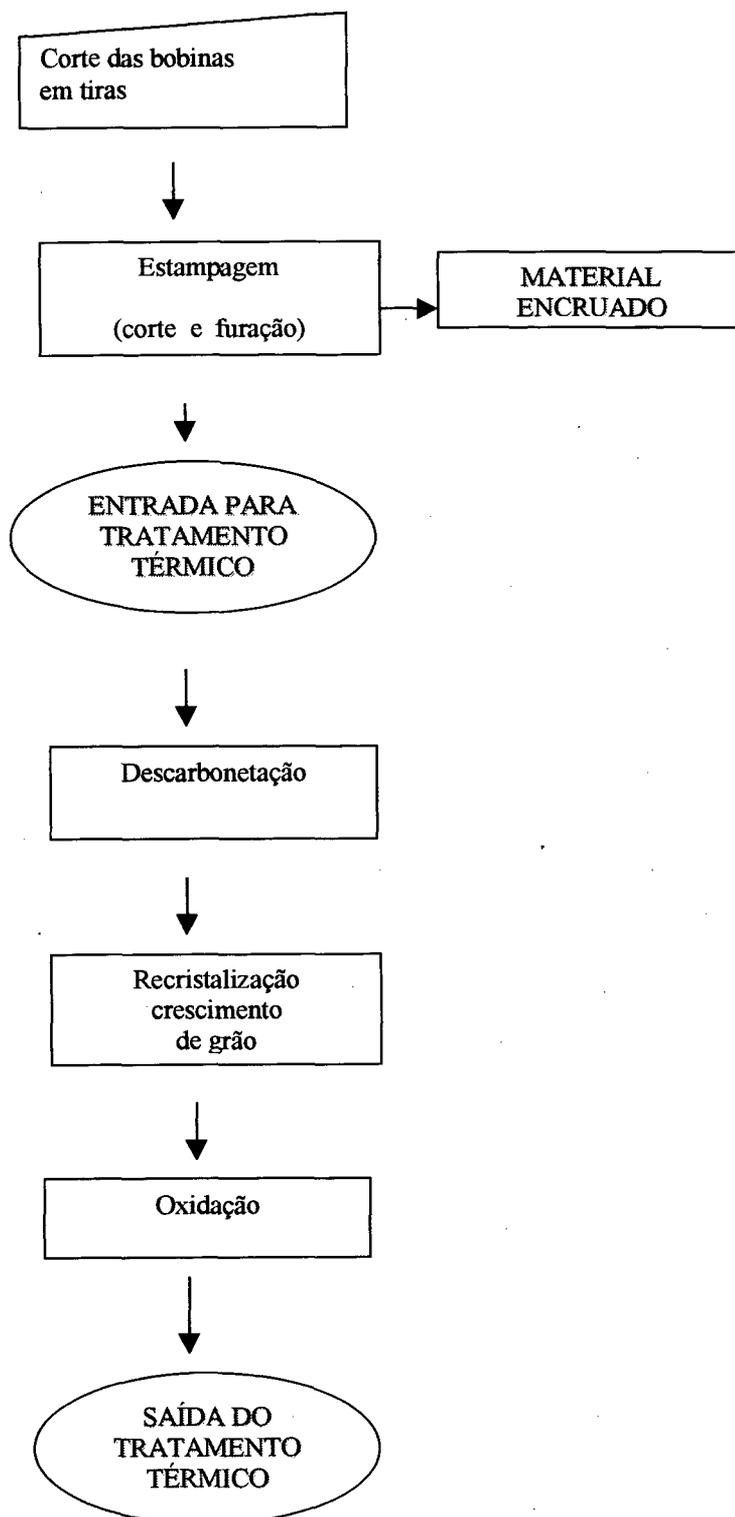


FIGURA 1 – Fluxo esquemático do processamento das chapas para fabricação de estatores e rotores na WEG.

2.1 ENCRUAMENTO

Os aços 1006 e semi-processados após o recozimento no fabricante do aço, sofrem um passe de encruamento a fim de atender os requisitos dimensionais, evitar a formação das linhas de Lüders e acelerar o crescimento de grão que será feito pelo usuário. Os aços 1006 recebem uma deformação que varia de 1 a 3% e os aços semi-processados uma deformação de aproximadamente 8% [1]. Logo, este encruamento (*skin-pass*) e o proveniente da posterior estampagem geram uma certa quantidade de energia, que é na maior parte perdida na forma de calor, porém 2 a 10% desta energia é armazenada na forma de defeitos cristalinos.

O principal defeito cristalino gerado na deformação plástica são as discordâncias, sendo que a densidade das discordâncias num metal aumenta com a deformação. O movimento das discordâncias ao longo dos planos de escorregamento e a distorção dos planos resultantes das deformações dos grãos adjacentes tornam desordenada a estrutura cristalina, dificultando o escorregamento e assim aumentando a resistência para mover a discordância. Com isto ocorre o aumento da dureza do metal, do limite de escoamento e da resistência reduzindo o alongamento, como mostrado na figura 2. O processo de encruamento aumenta mais o limite de escoamento que o de resistência e ambos tendem à tensão verdadeira de ruptura com o aumento da deformação à frio [4, 5].

Conforme Asbrook et al. [6] as deformações e posterior recuperação geram uma subestrutura poligonizada que pode ser responsável pelo crescimento anormal dos grãos. Com baixas deformações esta subestrutura se torna estável bloqueando o movimento dos contornos, não ocorrendo o crescimento de grão. Com deformações mais elevadas ocorre o deslocamento da subestrutura poligonizada e com isto o crescimento dos grãos.

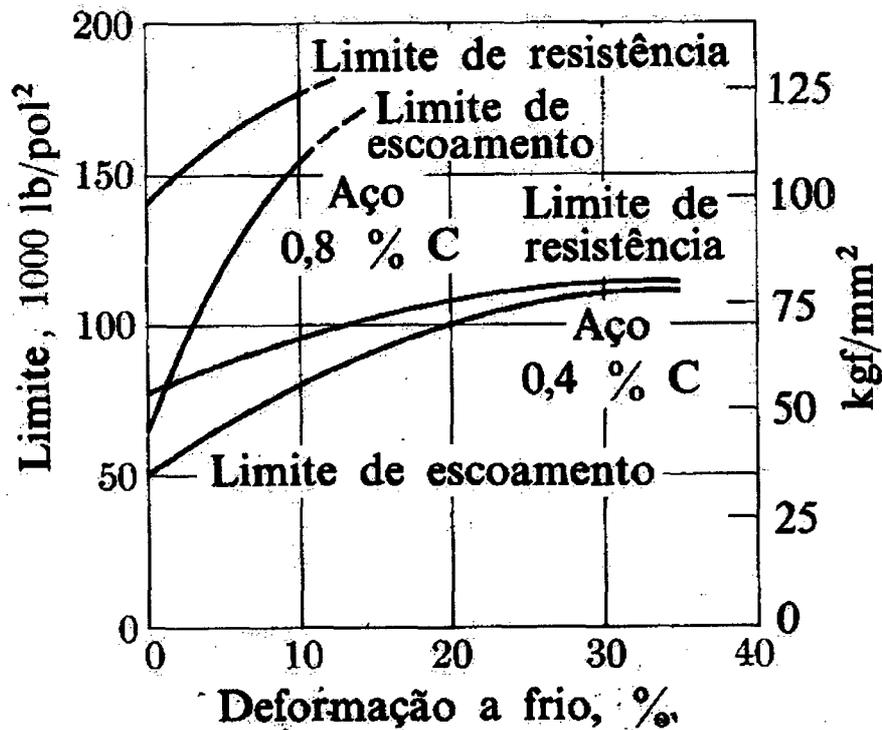


FIGURA 2: Relação entre as propriedades mecânicas de um aço carbono e o grau de deformação [5]

Conforme o grau de encruamento, o aço pode apresentar após o tratamento térmico, diferenças na microestrutura, conforme descrito a seguir:

- Grau de encruamento na ordem de 1%: Verificam-se grãos grandes na região próxima à superfície e grãos pequenos no centro. Isto ocorre devido a possível decarbonetação superficial ocorrida no processamento do material na usina siderúrgica e a deformação estar localizada na superfície. A estrutura fica com regiões com grãos grandes e outros pequenos conforme mostrado na figura 3 [1].

Ashbrook et al. [6] associam este crescimento heterogêneo dos grãos à presença de precipitados nos contornos dos grãos e a subestrutura poligonizada (formada na recuperação).

A densidade de discordâncias é relativamente uniforme nos materiais com carbonetos finamente dispersos na matriz submetidos a baixas deformações. Os carbonetos finos ancoram poucas discordâncias na matriz, deixando muitas empilhadas nos contornos dos grãos, que acabam ancorando-os. Os finos carbonetos no contorno aumentam este efeito [6] e o crescimento de grão no centro praticamente não ocorre. Outra possível causa deste crescimento descontínuo dos grãos é a maior descarbonetação ocorrida no campo ferrítico, o que ocasionaria o maior crescimento desses grãos.

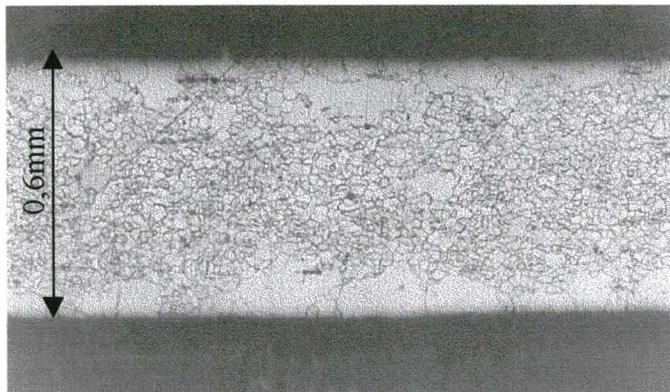


FIGURA 3: Microestrutura do aço com 1% de encruamento após recozimento [7]

- Grau de encruamento na ordem de 5%: A energia interna aumenta, logo a estrutura, após recozimento, fica mais homogênea com grãos grandes, conforme pode ser vista na figura 4 [6].

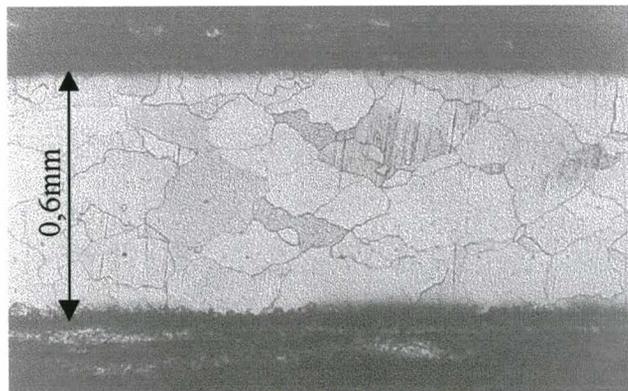
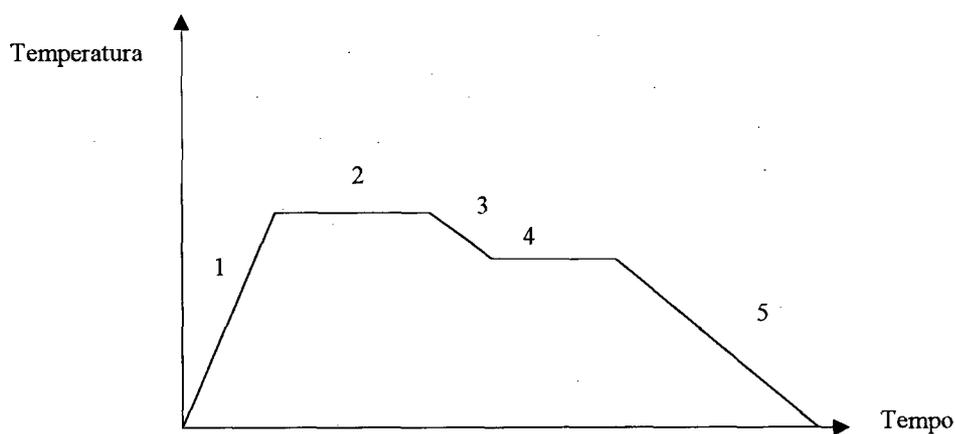


FIGURA 4: Microestrutura do aço com 5% de encruamento após recozimento [7].

Porém com o crescente aumento da deformação começa a ocorrência da recristalização e consequentemente a estrutura fica com grãos finos homogeneamente distribuídos.

2.2 RECOZIMENTO

O ciclo de recozimento produz uma redução significativa nas perdas elétricas e um aumento na permeabilidade das chapas, além de eliminar os carbonetos e as tensões internas durante o estágio inicial da decarbonetação. O ciclo das chapas utilizadas na fabricação dos estatores e rotores na WEG é mostrado esquematicamente na figura 5 com as respectivos valores de temperatura e tempo de cada etapa.



ETAPA	TEMPERATURA	TEMPO
1 - Aquecimento	Ambiente - 760°C	24 min
2 - Descarbonetação e crescimento de grão	760°C	312 min
3 - Resfriamento lento	540°C	168 min
4 - Azulamento	540°C	72 min
5 - Resfriamento rápido e saída	350°C - ambiente	336 min

FIGURA 5: Diagrama esquemático mostrando o ciclo de recozimento.

A seguir são descritas cada uma destas etapas.

2.2.1 Descarbonetação

Esta etapa ocorre em temperaturas na faixa de 760 °C em uma atmosfera composta de vapor d'água e uma mistura de nitrogênio e hidrogênio (10% H_2), sendo que o ponto de orvalho é mantido em aproximadamente 23°C. A atmosfera controlada tem o objetivo de promover a descarbonetação do aço que caracteriza-se por uma oxidação preferencial do carbono.

A redução do teor de carbono do aço tem como objetivos evitar a formação de carbonetos pois estes aumentam as perdas histeréticas e podem causar o envelhecimento magnético. O envelhecimento magnético é a deterioração das propriedades magnéticas ao longo do tempo. Está relacionado com a precipitação de carbonetos, pois estes funcionam como obstáculos que impedem o movimento das paredes de domínio pelo material, prejudicando o processo de magnetização e consequentemente aumentando as perdas magnéticas. O teor de carbono deve ser reduzido a valores menores do que 0,005% para evitar o envelhecimento magnético [8, 9].

Segundo Stephenson [10] o tempo da descarbonetação deve ser bem controlado, pois se o mesmo for insuficiente, permanecem carbonetos que precipitam nos contornos impedindo o seu crescimento. Por outro lado, uma descarbonetação muito prolongada pode causar uma degradação nas propriedades magnéticas pois, pode ocorrer oxidação interna com a formação de partículas de óxidos no aço, principalmente de manganês, silício e alumínio.

Os óxidos formados ancoram as paredes dos domínios magnéticos, dificultando assim o processo de magnetização. O óxido de manganês é menos prejudicial para as propriedades magnéticas do que os óxidos de alumínio e silício [10]. Segundo Stephenson [10], esta oxidação

ocorre somente no estágio final da descarbonetação, se ela for muito prolongada, quando o teor de carbono residual decresce para valores menores do que 0,005%.

Segundo Günther et al. [9] baixas perdas magnéticas são obtidas com pontos de orvalho inferiores a 10°C, pois não ocorre a formação de uma subcamada interna grosseira de óxido na chapa. Entretanto, este trabalho [9] não verificou o efeito do ponto de orvalho na descarbonetação pois, foram utilizados aços com baixos teores de carbono. A figura 6 mostra a influência do aumento da oxidação nas perdas elétricas.

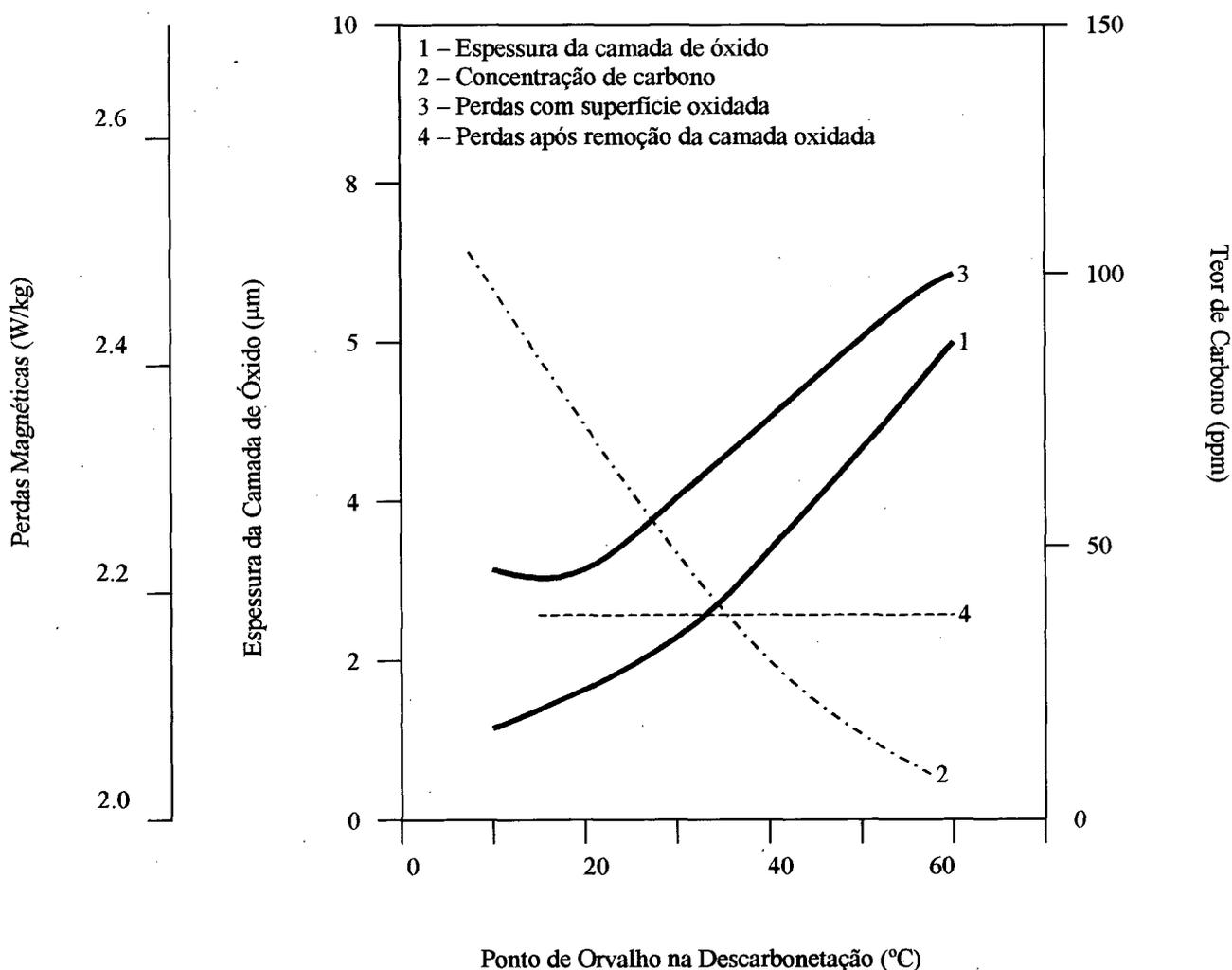


FIGURA 6: Influência da espessura da camada da oxidação nas perdas magnéticas [9].

O ponto de orvalho elevado permite que ocorram reações de oxidação do carbono na superfície da chapa. Para tal, o carbono tem que se difundir para a superfície da chapa. Estas reações de oxidação do carbono podem ocorrer tanto em temperaturas abaixo da zona crítica (carbono na forma de Fe_3C) quanto acima (ferrita e austenita) [11], sendo que, quanto mais alta for a temperatura, mais rapidamente ocorrerão.

Além da temperatura, a velocidade de difusão depende da estrutura cristalina do ferro, pois o coeficiente de difusão na ferrita (estrutura CCC) é muito maior que na austenita (estrutura CFC) [4], ver item 2.6. Apesar da baixa difusividade do carbono na austenita e da pequena solubilidade na ferrita, numa condição em que as duas fases estejam presentes, para que o carbono possa se difundir para a superfície, ele terá que sair da austenita para a ferrita e então se difundir para a superfície do material [3]. O carbono também pode seguir outro caminho, ou seja difundir pelo contorno de grão sem difundir pela ferrita.

Também para que a descarbonetação seja eficiente, deve-se controlar a constante de equilíbrio, K_p .

K_p é a razão entre as pressões parciais dos gases hidrogênio e vapor d'água na atmosfera do forno, como mostrado abaixo:

$$K_p = \frac{p_{\text{H}_2\text{O}}}{p_{\text{H}_2}}$$

Na temperatura de descarbonetação, aproximadamente 760°C , o valor de K_p deve variar entre 0,35 a 0,45. Valores acima de 0,45 facilitarão a formação de óxidos de ferro que podem inibir a descarbonetação e para valores inferiores a 0,35 as reações do carbono podem não ocorrer, comprometendo assim a descarbonetação da chapa [12].

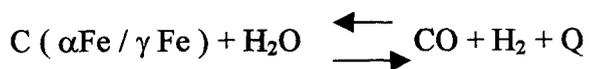
Camadas de óxidos com espessuras acima de 2 μm são prejudiciais pois, como visto anteriormente, aumentam as perdas no ferro. Portanto, deve haver um controle do ponto de orvalho para permitir uma rápida descarbonetação e evitar uma camada oxidada elevada [9, 11].

A operação de descarbonetação pode ser dividida em três etapas, que ocorrem simultaneamente [12]:

- Difusão do carbono para a superfície da chapa;
- Reação de oxidação do carbono pelos gases componentes da atmosfera;
- Reação de acordo com o equilíbrio termodinâmico dos componentes gasosos da atmosfera;

As principais reações químicas que ocorrem na descarbonetação são [12, 13]:

A) Reação com o vapor d'água (H_2O)



Onde a constante de equilíbrio é dada pela expressão:

$$K_w = \frac{p_{\text{H}_2} \cdot p_{\text{CO}}}{p_{\text{H}_2\text{O}} \cdot a_{\text{C}}}$$

Sendo: αFe = Ferro na fase α ;

γFe = Ferro na fase γ ;

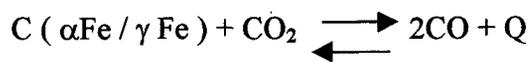
Q = Calor liberado na reação;

p_{H_2} = Pressão parcial do H_2 ;

p_{H_2O} = Pressão parcial da H_2O ;

a_C = Atividade do carbono no ferro α e γ ;

B) Reação de Boudouard



Onde a constante de equilíbrio é dada pela expressão:

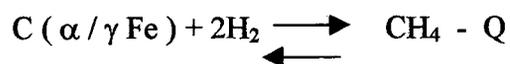
$$K_B = \frac{p_{CO}^2}{p_{CO_2} \cdot a_C}$$

Sendo: K_B = Constante de equilíbrio em função das pressões do CO e CO_2 ;

p_{CO} = Pressão parcial do CO;

p_{CO_2} = Pressão parcial do CO_2 ;

C) Reação de Formação de Metano



Das reações mostradas acima, a primeira é a maior responsável pela descarbonetação na chapa, enquanto que a terceira é praticamente desprezível, devido a baixa velocidade da reação.

O vapor d'água apesar de ser responsável pela descarbonetação (acima de 700°C), é prejudicial para o processo abaixo desta temperatura, devido à formação de FeO na superfície da chapa. Portanto, para obter melhor resultado de descarbonetação, é necessário o controle do ponto de orvalho no interior do forno de tal forma que na zona de baixa temperatura (entrada do forno) o ponto de orvalho seja da ordem de 5°C. Após atingida a temperatura para descarbonetação, deve ocorrer aumento considerável do ponto de orvalho até aproximadamente 23°C com o auxílio de injeção de vapor no local.

No aquecimento das chapas até a faixa de 300°C normalmente ocorre a queima dos resíduos da chapa (sujeira, óleo da estampagem, etc.), porém, dependendo do volume e do tipo de resíduos poderá ocorrer a aderência entre as chapas e dificultar a descarbonetação. Pode ocorrer também o desequilíbrio do ponto de orvalho, quando estas chapas estampadas contêm muita água proveniente da mistura água/óleo de estampagem (caso de óleo solúvel) [12].

2.2.2 Recuperação, recristalização e crescimento de grão

Durante a recuperação, algumas das tensões internas armazenadas são aliviadas em virtude do movimento das discordâncias como resultado do aumento da difusão atômica devido a temperatura elevada. Com isto ocorre uma redução no número de discordâncias, diminuindo assim as tensões. Ocorre também uma restauração parcial das propriedades físicas como condutividade térmica e elétrica [14].

A recuperação de defeitos estruturais de aços deformados se torna intensa em temperaturas acima de 400°C [15]. Durante este processo há a eliminação dos aglomerados de defeitos de pontos

e aniquilamento e rearranjo de discordâncias, poligonização ou formação de subgrãos e o crescimento destes subgrãos [16].

Devido a heterogeneidade da deformação em uma mesma amostra, pode ocorrer competição entre os processos de recuperação e recristalização [14]. Graus de deformação elevados aumentam a quantidade de núcleos formados e o potencial termodinâmico para a recristalização. Por outro lado baixos graus de deformação dificultam a recristalização, dando lugar à ocorrência da recuperação [14].

A recristalização pode ser definida como a eliminação de defeitos cristalinos através da migração de contornos de grande ângulo. O potencial termodinâmico para que a recristalização ocorra é a energia armazenada na deformação, e quando há a formação de uma região livre de defeitos circundada por um contorno de alto ângulo, a recristalização prossegue por crescimento desse núcleo sobre a matriz encruada. Este crescimento prossegue até que os grãos recristalizados se toquem mutuamente, e termina quando as frentes de reação se encontram. Logo, é conveniente que a chapa tenha uma deformação acima de um certo valor para que o crescimento de grão ocorra de maneira uniforme [14].

Como comentado, numa chapa deformada, algumas mudanças microestruturais durante o recozimento acontecem de maneira a diminuir a energia armazenada na deformação. Essa diminuição de energia se dá por mecanismo de rearranjo e redução de defeitos cristalinos, sendo que estas mudanças passam pela seguinte seqüência [14]:

- Reação entre defeitos puntiformes levando a uma diminuição dos mesmos;
- Aniquilamento de discordâncias de sinais opostos e encolhimento de anéis de discordâncias;
- Rearranjo de discordâncias de modo a formar configurações de menor energia ;

- Absorção de defeitos puntiformes e discordâncias por contornos de alto ângulo em migração
- Redução da área total de contornos de grão.

Nos processos citados, os quatro primeiros referem-se a recuperação sendo que os dois últimos são definidos como recristalização e crescimento de grão, respectivamente.

O crescimento de grão pode ser caracterizado por dois tipos diferentes [6]:

- Normal (ou contínuo): Que consiste em um crescimento de grão relativamente uniforme.
- Anormal (ou descontínuo): Quando somente alguns grãos crescem em detrimento de outros.

Um dos mecanismos de crescimento anormal dos grãos é o coalescimento que promove o crescimento do grão, eliminação de contornos (diminuindo a energia armazenada), levando ao aparecimento de um contorno de grande ângulo capaz de migrar com alta velocidade. Outro processo de crescimento anormal é chamado de recristalização secundária onde ocorre o crescimento exagerado de determinados grãos que englobam os que permanecem com seu tamanho aproximadamente constante. Os principais fatores que promovem a recristalização secundária são presença de partículas, impurezas e presença de textura forte.

2.2.3 Formação de Camada Externa de Óxido

Após o aquecimento para a descarbonetação e crescimento de grão, o material é resfriado lentamente até a etapa de oxidação.

Na compactação das lâminas para o corpo magnético, a resistência elétrica das superfícies de separação tem influência sobre as perdas magnéticas. As perdas por histerese do corpo compacto,

resultam basicamente da soma das perdas por histerese das chapas individuais. As perdas por correntes de Foucault são função do isolamento elétrico entre as lâminas, sendo que o aumento da resistência de isolamento diminui estas perdas. Este isolamento provém de uma camada de óxido (Fe_3O_4) que se forma na superfície da chapa, e tem uma espessura 1-2 microns sobre as lamelas. A formação deste óxido na superfície das chapas ocorre durante o processo de tratamento térmico [12].

O azulamento, como é chamado este processo, ocorre a uma temperatura em torno de 540°C com uma atmosfera equilibrada de H_2O e H_2 , porém ao contrário da descarbonetação, a constante de equilíbrio K_p deve ser maior que 3 e menor que 6, para tal, o ponto de orvalho nesta zona deve estar em torno de 75°C .

Portanto, quando:

$K_p < 3.0$ - ocorre azulamento espesso

$K_p > 6.0$ - inicia a formação de Fe_2O_3 (ferrugem)

O ponto ideal de trabalho é:

$K_p = 5$

Por outro lado, se a temperatura da peça for maior do que 560°C na zona de azulamento, ocorre a formação de FeO .

Para fins de controle, os óxidos formados podem ser diferenciados por:

- FeO = Camada azulada, porém pouco aderente.
- Fe_2O_3 = Camada com a cor avermelhada.
- Fe_3O_4 = Camada azulada e fixa.

Outro fato que deve ser observado, é a temperatura da peça ao sair do forno, a qual deve estar abaixo de 350°C, pois acima deste valor poderá ocorrer a formação de Fe_2O_3 [12].

2.3 EFEITO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA NAS PERDAS MAGNÉTICAS

O carbono causa o aumento nas perdas por histerese e também o envelhecimento magnético, sendo portanto, prejudicial em materiais magnéticos [1], como mencionado anteriormente. Stephenson [10] também observou que o carbono combinado na forma de pequenas partículas de cementita ancora o contorno de grão impedindo o seu crescimento.

Os elementos que formam solução sólida substitucional, como o Si, Mn, Al e Cr, afetam a permeabilidade pois reduzem a polarização de saturação e alteram a anisotropia magnetocristalina [1]. O Si é o elemento que mais afeta a polarização de saturação nos aços utilizados em motores.

Os elementos Si, P, Al e Mn são adicionados principalmente para aumentar a resistividade elétrica do material diminuindo assim as perdas por correntes parasitas. Ao mesmo tempo todos estes elementos afetam outras características, como tamanho de grão e textura, afetando assim as propriedades magnéticas.

Por outro lado, eles exercem um efeito prejudicial devido a possibilidade de formação de uma camada interna de óxidos, pois o oxigênio tem mais afinidade por estes elementos do que pelo ferro [13]. Destes elementos, o P é o que mais afeta a resistividade, elevando-a. Porém, teores acima de 0,14% podem causar fragilização a frio e ocasionar trincas durante a conformação.

O Si além de estabilizar a ferrita, eleva a resistividade do material, reduzindo as perdas por correntes parasitas. Porém, ele apresenta um efeito negativo na temperatura Curie e indução de

saturação, conseqüentemente ele deteriora a permeabilidade a altas induções. Logo, nem sempre a eficiência dos motores aumenta com o uso de aços elétricos com alto teor de silício pois, as perdas no cobre (provenientes das bobinas de cobre do motor) aumentam devido a baixa permeabilidade do aço a altas induções. É importante então, utilizar um aço em que a permeabilidade e perdas estejam bem balanceadas. O silício, porém, endurece o material, dureza essa tanto maior quanto mais alta a sua porcentagem. Portanto, para efeito de corte é interessante manter o teor de Si o mais baixo possível [13].

O alumínio, assim como o silício pode ser benéfico pois aumenta a resistividade elétrica, e também, em alguns casos, cria uma textura magnética favorável [100]. Em altas concentrações o Al aumenta a permeabilidade magnética dos aços recozidos em caixa, semi-processados após a descarbonetação, devido a alteração da textura [13, 17]. Nos aços siliciosos o alumínio é adicionado até aproximadamente 0,5% pois ele altera o tamanho das inclusões, que podem ancorar as paredes dos domínios [18].

A adição de silício e de alumínio em aços elétricos de grãos não orientado reduzem as perdas no ferro, a anisotropia magnetocristalina e aumentam a permeabilidade a baixas induções. Porém, diminuem a permeabilidade a induções maiores que 1,5 T. A figura 7 mostra o efeito da concentração de silício e de alumínio nas perdas magnéticas [19].

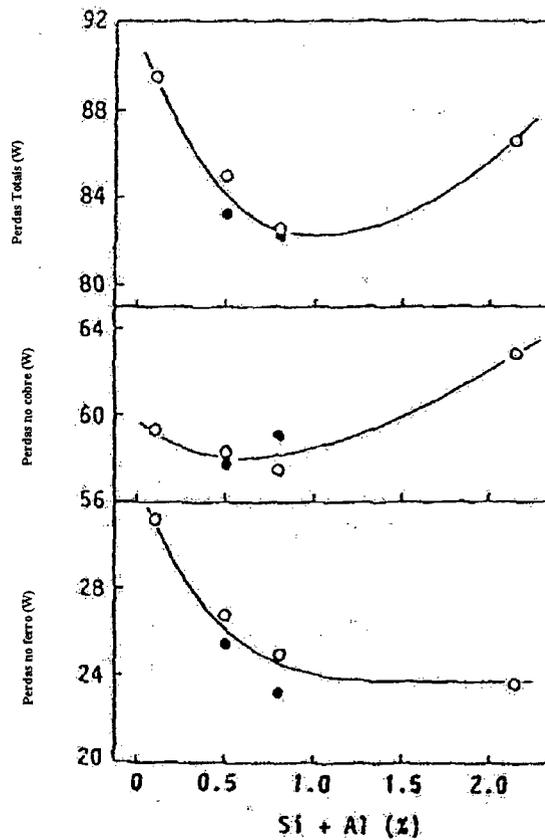


FIGURA 7: Influência da concentração do silício e do alumínio nas perdas no ferro, no cobre e totais do motor [18].

O manganês afeta as propriedades magnéticas dos aços elétricos através do aumento da resistividade e da permeabilidade magnética, da redução das perdas no ferro e da melhoria da textura [13].

Pequenas adições de antimônio melhoram substancialmente a textura de aço elétrico semi-processado. O antimônio fica segregado nos contornos de grão com orientação magnética pobre, [111], durante a recristalização [10]. Segundo Stephensen [10] teores de antimônio na faixa de 0.04% dificultam a difusão do oxigênio no contorno de grão (devido a sua segregação), pois bloqueiam o caminho para o oxigênio evitando assim as oxidações internas. Este fato permite o aumento da permeabilidade com ligeira diminuição das perdas.

Boro e zircônio são adicionados em aços elétricos semi-processados acalmados ao alumínio para impedir a precipitação do nitreto de alumínio durante o encharque no recozimento. Os

nitretos de alumínio formados durante o recozimento agem como obstáculos inibindo o crescimento de grão em certas direções cristalográficas, resultando numa textura cristalográfica desfavorável para fins elétricos, porém favorável para estampagem [20]. O boro se combina com o nitrogênio formando nitreto de boro que precipita na austenita durante a laminação, e o zircônio forma os nitretos durante a solidificação.

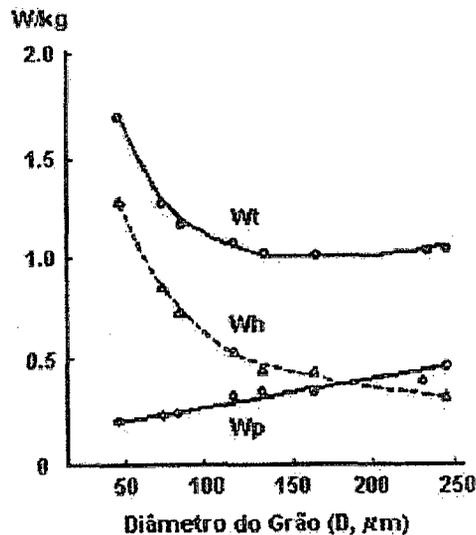
O oxigênio, como foi citado anteriormente, forma óxidos, aumentando significativamente as perdas no ferro e diminuindo a permeabilidade magnética através da interação de finas partículas de óxidos com as paredes do domínio. O oxigênio ainda retira o manganês de solução sólida, causando assim um aumento maior nas perdas no ferro [20].

O enxofre aumenta as perdas magnéticas dos aços tanto na forma de finas partículas de sulfeto de manganês no interior da matriz como na forma livre nos contornos de grão [13].

O nitrogênio, além de formar nitretos de alumínio que são prejudiciais para as perdas magnéticas dos aços elétricos, como citado acima, pode formar nitretos de ferro que também ocasionam a deterioração das propriedades magnéticas. O teor de nitrogênio nestes aços deve estar na faixa de 20 ppm ou menos [11].

2.4 EFEITO DO TAMANHO DE GRÃO NAS PERDAS MAGNÉTICAS

O tamanho de grão é um fator determinante nas perdas magnéticas e permeabilidade [21]. As figuras 8 e 9 mostram a influência do tamanho de grão nas perdas parasíticas, histeréticas e totais. A figura 9 se refere a ensaios realizados em três aços SAE 1006.



Onde: W_t = Perdas Totais

W_h = Perdas Histeréticas

W_p = Perdas por Correntes Parasitas

FIGURA 8: Influência do tamanho de grão nas perdas magnéticas [3]

Stephenson et al. [21] estudaram três aços SAE 1006 e concluíram que para se obter um mínimo de perdas magnéticas, é necessário ter um tamanho de grão que varia de 80 a 180 μm .

Conforme Hou e Wang [22], o tamanho de grão final diminui com o aumento do carbono, fósforo e taxa de redução à frio, e aumenta com o tempo e a temperatura de recozimento.

A figura 9 mostra que chapas de aço com tamanho de grão entre 5 e 20 μm , característico de um material antes do tratamento térmico, apresentam grandes perdas magnéticas. Nesta faixa de tamanho de grão observam-se que as perdas decrescem significativamente com o aumento do tamanho de grão até uma faixa de aproximadamente 80 a 180 μm . A partir deste ponto há uma reversão no comportamento das perdas magnéticas, mesmo com o continuado aumento do tamanho do grão.

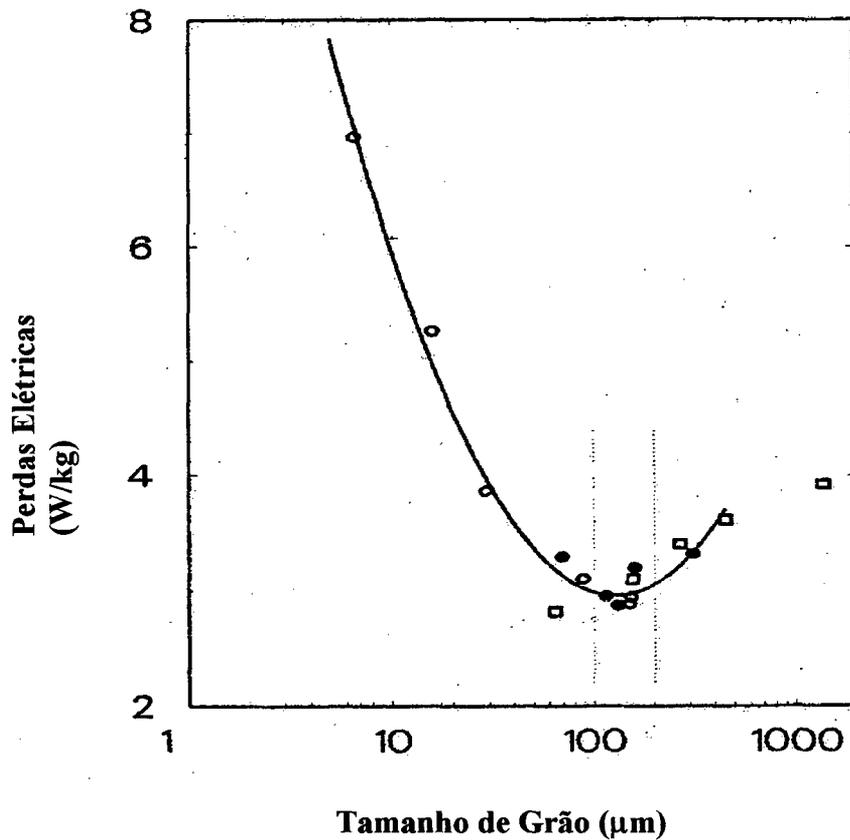


FIGURA 9: Variação das perdas em função do tamanho de grão [21]

Este comportamento pode ser explicado da seguinte maneira: uma das fontes das perdas por histerese é a nucleação e aniquilamento dos domínios nos contornos de grão. Portanto, as perdas por histerese são altas para grãos pequenos, onde existem mais contornos de grão, e mais baixas para grãos grandes. Contudo, as perdas por correntes parasitas são proporcionais ao quadrado da velocidade das paredes dos domínios. Assumindo que o tamanho dos domínios aumente com o tamanho do grão, estas perdas aumentam com o tamanho de grão. Conseqüentemente, a soma dos tipos de perdas mostra que as perdas totais serão mínimas a tamanhos de grãos aproximadamente entre 80 e 180 μm [21].

O movimento das paredes dos domínios tem comportamento semelhante, na maioria dos casos, ao de discordâncias em movimento durante a deformação mecânica. Características microestruturais que dificultam o movimento de discordâncias, dificultam também o movimento das paredes de domínio, endurecendo magneticamente o material. Assim, defeitos como discordâncias, precipitados e contornos de grão, reduzem a mobilidade das paredes de domínio, reduzindo assim a permeabilidade magnética e aumentando a coercividade [23].

Segundo Kurosaki [24], o mínimo de perdas ocorre com tamanho de grão de aproximadamente $150\mu\text{m}$, onde o efeito do silício não é considerado.

Judd [11] mostra resultados que indicam que um aço com 2,9% de silício apresenta um mínimo de perdas para tamanho de grão de aproximadamente $110\mu\text{m}$, enquanto que Lyudkowky e Rastogi [25] concluíram que um mínimo de perdas (aço 2,0% Si e 0,3% Al) ocorreu com tamanho de grão de $200\mu\text{m}$.

Conforme Rastogi e Shapiro [26], as perdas decrescem exponencialmente com o aumento do tamanho de grão entre 16 e $500\mu\text{m}$ enquanto que Stephenson e Amann [20] afirmam que as perdas decrescem linearmente entre 38 e $147\mu\text{m}$. Ambos os experimentos utilizaram aço com 3,25% de silício.

Charpentier e Bucher [27], afirmam que a permeabilidade aumenta até um tamanho de grão de $160\mu\text{m}$, e então começa a decrescer gradualmente com o aumento do tamanho de grão.

A figura 10 [21] mostra a influência do tamanho de grão na permeabilidade magnética de um aço ABNT 1006. Pode-se observar que há uma faixa ótima de tamanho de grão para ter-se um máximo de permeabilidade, que, neste caso é de 90 a 160 μm .

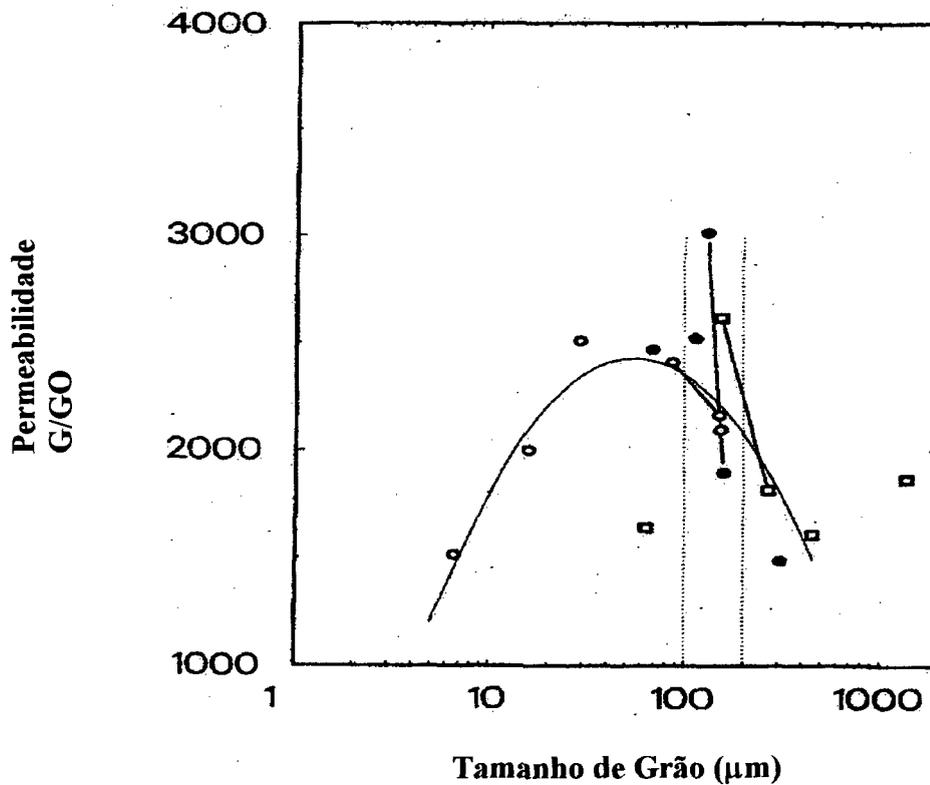


FIGURA 10: Efeito da permeabilidade em função do tamanho de grão para aços ABNT 1006 [21]

2.5 TEXTURA

Considerando numa chapa a direção transversal a laminação e a direção longitudinal a laminação, pode-se dizer que a textura cristalina é uma descrição das orientações dos planos e direções cristalinas. Esta textura normalmente não é aleatória, sendo que uma grande parte dos grãos assumem certas orientações, formando assim componentes de textura [4].

No caso de aços ao silícios de grãos orientados, quase a totalidade dos grãos tem seu plano (110) paralelo à superfície da chapa, e a direção [100] paralela à direção de laminação, que é a chamada textura Goss. Essa textura é boa para as propriedades magnéticas, pois facilita a magnetização do aço quando da aplicação do campo na direção de laminação, ou seja, direção [100]. Já a direção transversal por ser uma diagonal da face direção [110] não permite a magnetização adequada [4].

A textura típica de aços elétricos de grãos não orientados não é muito favorável para as propriedades magnéticas, pois tem grande número de grãos com o plano (111) paralelo à superfície da chapa com a direção [112] paralela à direção de laminação. Esse plano não é favorável, pois não tem nenhuma direção do tipo [100] paralela à superfície da chapa, o que torna a magnetização no plano da chapa mais difícil [3].

Os aços elétricos de grão não orientado para utilização em motores elétricos teoricamente gerarão menos perdas elétricas se possuírem um textura do tipo (100) [0vw], ou seja, se todos os grãos tiverem planos do tipo {001} paralelo à superfície e direções <100> aleatoriamente distribuídos [28]. Aços com essa textura ainda não são produzidos comercialmente.

2.6 DIFUSÃO

A difusão é a migração dos átomos no material. Na realidade os átomos dos materiais sólidos estão em constante movimento, mudando rapidamente de posição. A difusão pode ocorrer por movimentos de vazios ou de átomos, tanto substitucionais como intersticiais. Por exemplo, para ocorrer a movimentação atômica por movimentos de vazios, deve haver uma posição adjacente vazia e o átomo deve possuir energia suficiente para quebrar os contornos do átomo vizinho e mover-se através do reticulado. Esta energia é denominada de energia de ativação de difusão e varia entre outros fatores com o tamanho dos átomos, com a temperatura e com o tipo de difusão. Como foi visto anteriormente, umas das etapas da descarbonetação é a difusão do carbono até a superfície da chapa que depende do equilíbrio químico do vapor d'água. O coeficiente de difusão do carbono no aço pode ser representado pela seguinte expressão [4, 5]:

$$D = D_0 \exp \frac{-Q}{RT} \quad (2)$$

A profundidade de descarbonetação em função da temperatura é obtido por:

$$X = k \sqrt{T} \quad (3)$$

onde:

D = Coeficiente de difusão (m^2/s)

D_0 = Constante (inclui fatores como frequência de vibração do átomo e distância a ser percorrida)

Q = Energia de ativação da difusão (cal)

T = Temperatura ($^{\circ}\text{K}$)

R = Constante universal dos gases (1.987 cal/mol. $^{\circ}\text{K}$)

K = Constante relativa a concentração do carbono no material.

A tabela 2.1[4] lista alguns dados de difusão para o carbono no ferro, mostrando que a difusividade é maior na ferrita do que na austenita.

TABELA 2.1: Dados de Difusão do Carbono no Ferro [4]

Espécie a ser Difundida	Metal Base	D_0 (m^2/s)	Q (kca/mol)	Valores Calculados	
				T ($^{\circ}\text{C}$)	D (m^2/s)
C	Fe - α	6.2×10^{-7}	19.2	900	1.6×10^{-10}
C	Fe - γ	1.0×10^{-5}	32.4	900	9.2×10^{-12}

CAPÍTULO 3

3.0 MATERIAIS E MÉTODOS

Para a realização deste trabalho foram utilizadas dez grupos de ensaios em chapas de aço 1006 e mais dez em chapas de aço semi-processada, cujas diferenças básicas são o teores de carbono, silício, alumínio e o grau de encruamento, que por sua vez causa diferenças nas propriedades mecânicas. Foram realizadas análises da composição química, microestrutura e propriedades mecânicas (ensaio de tração e dureza) e magnéticas (perdas elétricas e permeabilidade) de amostras antes e após o tratamento térmico de recozimento.

Com estes testes busca-se conhecer melhor as características microestruturais, mecânicas e elétricas das chapas antes e após o tratamento térmico a fim de auxiliar na especificação dos aços e caracterizar o processo de tratamento térmico.

3.1 OBTENÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

As amostras utilizadas neste trabalho foram obtidas de bobinas de aço, que após serem cortadas em tiras no “*Slitter*”, foram estampadas nos tamanhos adequados para cada ensaio em uma prensa própria para cortar amostras.

Para a determinação da homogeneidade de uma bobina foram cortadas amostras no início, meio e fim da bobina a fim de verificar se haviam diferenças de composição química e propriedades mecânicas e magnéticas ao longo da mesma.

Para a realização dos ensaios de permeabilidade e de perdas magnéticas foi necessário confeccionar, para cada amostra, 15 tiras com dimensões de 280x25mm no sentido transversal de laminação e mais 15 tiras no sentido longitudinal de laminação. Para os ensaios mecânicos foram cortados 10 corpos de prova, também nos dois sentidos para cada amostra, sendo que 5 foram tratados antes do ensaio

3.2 TRATAMENTO TÉRMICO

As amostras foram submetidas ao ciclo completo de tratamento térmico de recozimento utilizado industrialmente na WEG, com duração de aproximadamente 15 horas. Das dez amostras cortadas para o ensaio de tração, cinco não sofreram tratamento térmico. Nas amostras destinadas a medir as propriedades magnéticas, os ensaios foram realizados nos mesmos corpos de prova antes e após o tratamento térmico, pois o mesmo não é destrutivo.

As amostras foram tratadas nos seguintes pares em fornadas distintas, onde os parâmetros do tratamento térmico se mantiveram estáveis: amostras 2 e 3, 4 e 5, 6 e 7, 8 e 9 e as amostras 1 e 10 sozinhas.

3.3 METODOLOGIA DE ANÁLISE

3.3.1 Análise da Composição Química:

A análise da composição química foi realizada com o objetivo de identificar possíveis impurezas e elementos contidos no aço. Para tal utilizou-se um espectrômetro de plasma, marca Spectro e um determinador simultâneo de carbono e enxofre, marca Leco .

Os elementos P, Si, Mn, Al, Cr e Ni foram determinados por espectrometria de plasma. Esta técnica consiste em dissolver as amostras com ácidos apropriados e realizar a análise no equipamento baseado no princípio da emissão atômica, utilizando para isto padrões de aço baixa liga da British Chemical Standards. Foram pesadas 0,5 gramas de limalhas retiradas das amostras e dissolvidas com 20 mililitros de uma mistura ácida composta de 2 partes de ácido nítrico, 1 parte de ácido clorídrico e 3 partes de água. Após o aquecimento até completa dissolução, as mesmas foram resfriadas e avolumadas com água em um balão volumétrico de 100 mililitros.

Já os elementos C e S foram determinados utilizando a técnica de combustão em forno de indução. Neste caso foram utilizadas 1 grama de cada uma das amostras, pesadas em um cadinho apropriado ao equipamento e analisados no mesmo.

3.3.2 Caracterização da Microestrutura:

A fim de medir o tamanho de grão antes e após o tratamento térmico e observar precipitados, foram utilizadas o microscópio ótico marca Polyvar Met 3 e microscópio eletrônico de varredura, associado com EDAX, marca Philips XL-30

A preparação das amostras seguiu o procedimento padrão para aço carbono, sendo embutidas com resina acrílica. Procedeu-se ao lixamento com lixas 50, 240, 600 e 1200 mesh, com o posterior polimento em alta velocidade, com pasta de diamante de granulometria de 2 μm em alta velocidade. O ataque foi realizado utilizando o reagente nital 2% durante aproximadamente 30 segundos.

O método utilizado para medição do tamanho de grão foi o método do intercepto linear médio, onde várias linhas de mesmo comprimento são colocadas em cima das fotomicrografias. Os grãos que interceptam cada segmento de linha são contados e posteriormente o valor obtido e divididos pelo comprimento das linhas.

3.3.3 Medição das Propriedades Mecânicas:

Resistência à tração, limite de escoamento e alongamento total: Para a realização destes ensaios foi utilizada a máquina universal de ensaios Wolpert Tuz VM-12 seguindo as normas ASTM A 370/97. A velocidade de ensaio empregada foi de 10 mm/min, com célula de carga de 1200 kilogramas e usou-se extensômetro para medida do deslocamento. O critério para medir o limite de escoamento foi de 0,2% de deformação. Foi utilizado corpo de prova conforme figura 11. A base para a medição do alongamento foi de 50 mm.

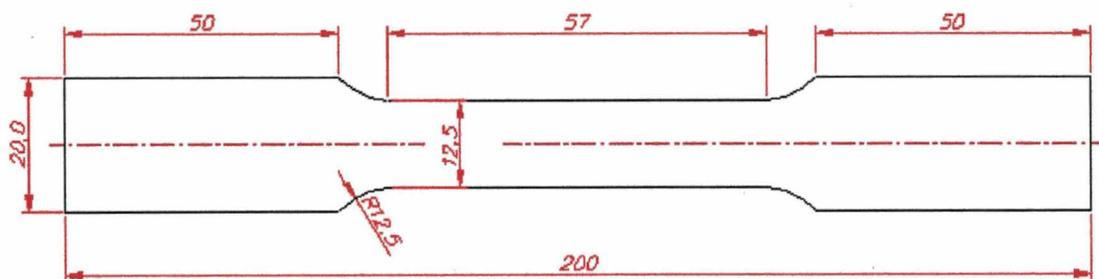


FIGURA 11: Corpo de prova para ensaios de tração (medidas em mm)

Medição da dureza: A medição da microdureza Vickers foi realizada em um microdurômetro Shimadzu M com carga de 500 gramas. As amostras foram embutidas com resina acrílica, sendo lixadas e polidas segundo o mesmo procedimento utilizado para análise da microestrutura. Em cada amostra foram realizadas cinco leituras em pontos diferentes da seção transversal da chapa.

3.3.4 Ensaios de Perdas Magnéticas e Permeabilidade:

Quadro de Epstein:

O quadro de Epstein consiste de dois enrolamentos (primário e secundário) constituídos cada um de quatro segmentos de bobinas ligadas em série que, juntamente com o corpo de prova, formam o circuito magnético. As bobinas são montadas em quatro carretéis, cada um dos quais suportando duas bobinas concêntricas. A bobina externa faz parte do enrolamento primário e a interna do enrolamento secundário. Cada bobina possui um quarto do número total de espiras do enrolamento ao qual pertencem.

Os corpos de prova consistem em lâminas com 2.5 cm de largura e 28 cm de comprimento, os quais devem ter no total aproximadamente 1 kg de massa.

As amostras são colocadas dentro dos carretéis do quadro justapostas uma a outra obedecendo a disposição de empilhamento nos dois sentidos. As amostras do mesmo sentido de laminação fazem um ângulo de 90° com as do outro sentido de laminação. São então aplicadas tensões específicas de acordo com as frequências requeridas e efetuado o cálculo das perdas elétricas.

Determinação das perdas magnéticas e separação das mesmas: Utilizando o quadro de Epstein foi determinado as perdas com induções magnéticas de 1,0 T e 1,5 T em frequências de 50 Hz e 60 Hz, objetivando medir a potência dissipada pelo aço quando submetido a um campo magnético variável, que está associada a área de histerese e é apresentada em watts/kg.

Para separar as perdas em suas componentes histeréticas e parasíticas, o ensaio foi realizado em diferentes frequências, pois as perdas por histerese são proporcionais à frequência, enquanto que as de Foucault são proporcionais ao quadrado da frequência, sendo possível com isto estabelecer uma relação entre elas.

Permeabilidade: Utilizando o quadro de Epstein também foi determinado a curva de permeabilidade de cada um das amostras, que relaciona o campo indutor (H) com a indução produzida (B). É expressa por:

$$\mu = \frac{B_p}{\mu_0 H_p}$$

Onde: B_p é o valor de pico da indução magnética

μ_0 é a permeabilidade do ar

H_p é o valor de pico do campo aplicado

Foi utilizado o valor μ_{15} que determina um valor de indução de 1,5 T para a permeabilidade.

3.4 EQUIPAMENTOS UTILIZADOS

Na tabela 3.1 são listadas todos os equipamentos utilizados na realização deste trabalho.

TABELA 3.1 - Equipamentos utilizados

Equipamento	Atividade
Espectrômetro de Plasma-Spectro	Análise Química
Determinador de Carbono e Enxofre - Leco	Análise Química
Microdurômetro - Shimatzu	Medição da dureza
Microscópio Ótico- Polyvar Met2	Microscopia Ótica
Microscópio Eletrônico de Varredura - Philips	Microscopia Eletrônica e EDAX
Quadro de Epstein	Medição de Perdas e permeabilidade
Máquina Universal de ensaios - Wolpert	Ensaio Mecânicos

CAPÍTULO 4

4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

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

- Avaliação da homogeneidade da bobina de aço ABNT 1006
- Avaliação dos resultados obtidos das amostras dos aços ABNT 1006
- Avaliação dos resultados obtidos das amostras dos aços semi-processados
- Avaliação da região do corte em lâminas de estator

4.1 AVALIAÇÃO DA HOMOGENEIDADE DE UM BOBINA

Com o intuito de verificar a homogeneidade da bobina de aço, foram realizados ensaios em três locais diferentes de uma mesma bobina: início, meio e final. Foram cortados os corpos de prova, tratados termicamente e devidamente ensaiados em conformidade com a metodologia apresentada.

A tabela 4.1 mostra os resultados destes ensaios. Pode-se observar diferenças pouco expressivas na composição química e significativas na dureza, tamanho de grão e perdas magnéticas.

A análise química das amostras mostra uma redução significativa do teor de carbono após o tratamento térmico. Esta redução é ocasionada pelo recozimento de descarbonetação utilizado. Deve-se enfatizar entretanto, que esta análise é média e que a concentração local de carbono no meio da tira pode ser substancialmente maior [10].

Stephenson [10] observou em aços parcialmente descarbonetados com teores de carbono da ordem de 0,003 a 0,005% uma variedade de morfologias de carbonetos. Estes carbonetos de poucos micrômetros de diâmetro estavam presentes nos contornos de grão. Os carbonetos nos contornos de grão podem evitar o crescimento dos grãos, aumentando as perdas magnéticas, e causar envelhecimento magnético.

TABELA 4.1 - Resultados das análises realizadas na bobina de aço

ELEMENTOS	<i>INICIO</i>		<i>MEIO</i>		<i>FIM</i>		
	ANTES T.T	APÓS T.T.	ANTES T.T.	APÓS T.T.	ANTES T.T.	APÓS T.T.	
C (%)	0.03	0.004	0.03	0.004	0.03	0.006	
S (%)	0.02	0.02	0.02	0.008	0.01	0.009	
P (%)	0.007	0.009	0.007	0.007	0.007	0.007	
Si (%)	0.002	0.003	0.002	0.004	0.002	0.005	
Mn (%)	0.200	0.200	0.195	0.180	0.188	0.190	
Cr (%)	0.009	0.009	0.009	0.01	0.009	0.01	
Ni (%)	0.014	0.010	0.014	0.010	0.013	0.01	
Al (%)	0.001	0.001	0.0006	0.001	0.0006	0.001	
DUREZA (HV 0.5)	103	100	110	100	101	94	
TAMANHO GRÃO							
INTERNO	8 e 7	7 e 8	8 e 7	7 e 8	7 e 8	7 e 8	
EXTERNO	6	3 e 5	6	3 e 5	7 e 8	3 e 2	
(Nº ASTM)							
PERDAS 1.5T	50HZ	-	10.11	-	10.35	-	9.81
(W/KG)	60HZ	-	13.30	-	13.54	-	12.92

ONDE: T.T. = TRATAMENTO TÉRMICO

As figuras 12 a 16 mostram as micrografias obtidas no início, meio e fim da bobina antes e depois do tratamento térmico (a micrografia do meio da bobina antes do tratamento térmico não foi exposta devido a grande semelhança com as do início e fim).

A figura 12 mostra a microestrutura da amostra antes do tratamento térmico retirada no início da bobina. Pode-se observar que nas regiões próximas da superfície os grãos apresentam-se maiores quando comparados com os grãos mais ao centro da seção transversal. Estas diferenças devem-se possivelmente ao fato da região superficial apresentar-se mais descarbonetada do que as regiões mais ao centro.

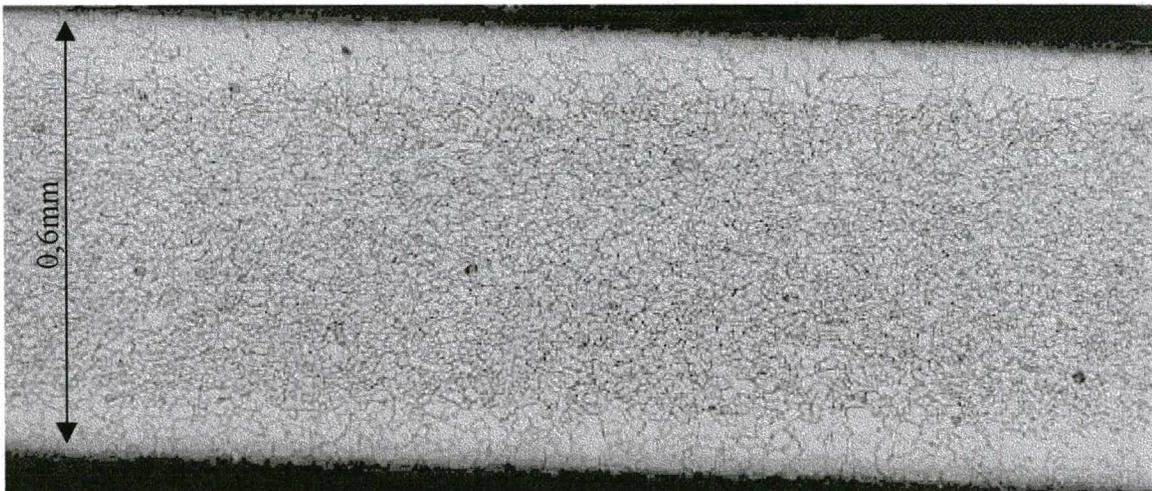


FIGURA 12: Início da Bobina – Antes do Tratamento Térmico

A figura 13 mostra a microestrutura da amostra antes do tratamento térmico retirada no final da bobina. Pode-se observar que a estrutura apresenta-se mais homogênea e possivelmente mais descarbonetada se comparada com a amostra da figura 12. Com isto verifica-se uma certa heterogeneidade nas chapas de aço ao longo de uma mesma bobina.



FIGURA 13: Final da Bobina – Antes do Tratamento Térmico

A figura 14 apresenta a mesma amostra da figura 12 e a figura 15 mostra a região do meio da bobina, após tratamento térmico. Constatou-se que na região próxima à superfície, onde ocorreu uma maior descarbonetação os grãos cresceram até tamanhos nº 3 e 5 (ASTM). No centro da seção transversal os grãos apresentaram pouco ou nenhum crescimento.

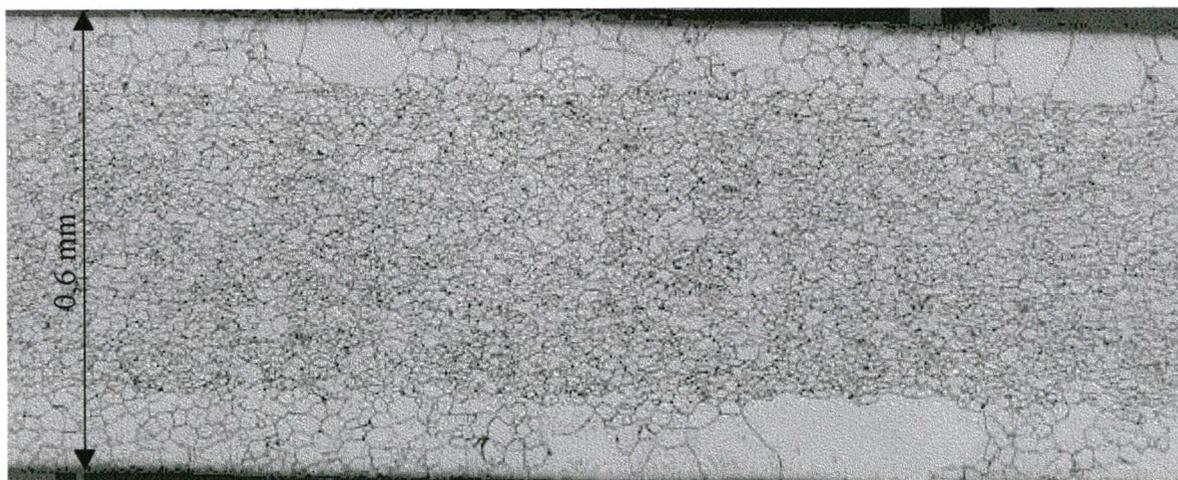


FOTO 14: Início da Bobina – Após Tratamento Térmico

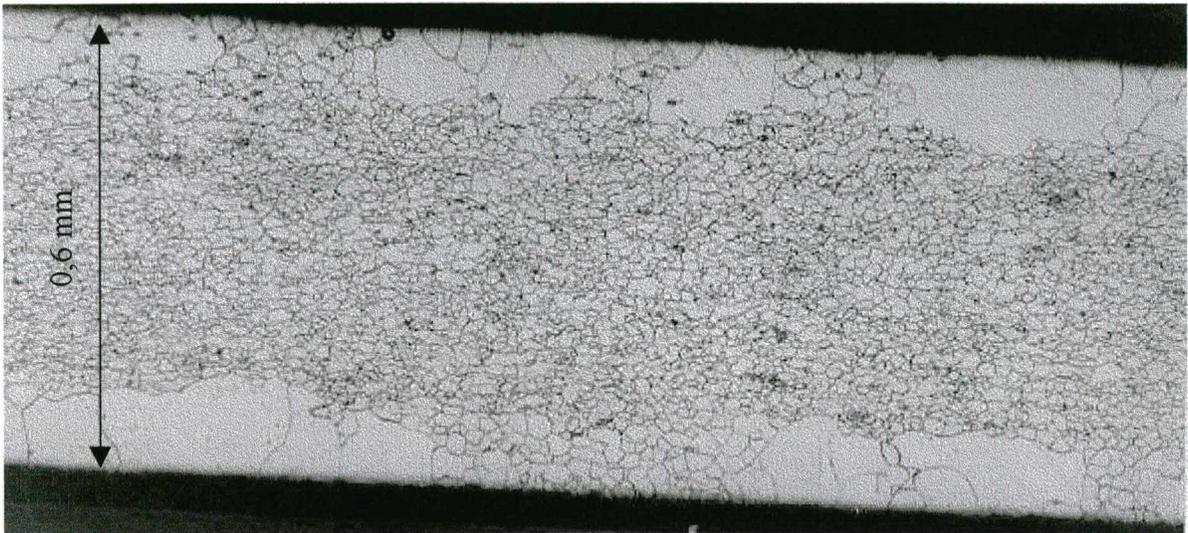


FOTO 15: Meio da Bobina – Após Tratamento Térmico

A figura 16 representa a região do final da bobina (a mesma amostra da figura 13, porém após tratamento térmico). Comparando-se esta micrografia com a da figura 13 pode-se observar um maior tamanho de grão na região superficial e que o crescimento dos grãos ocorreu em uma maior profundidade.

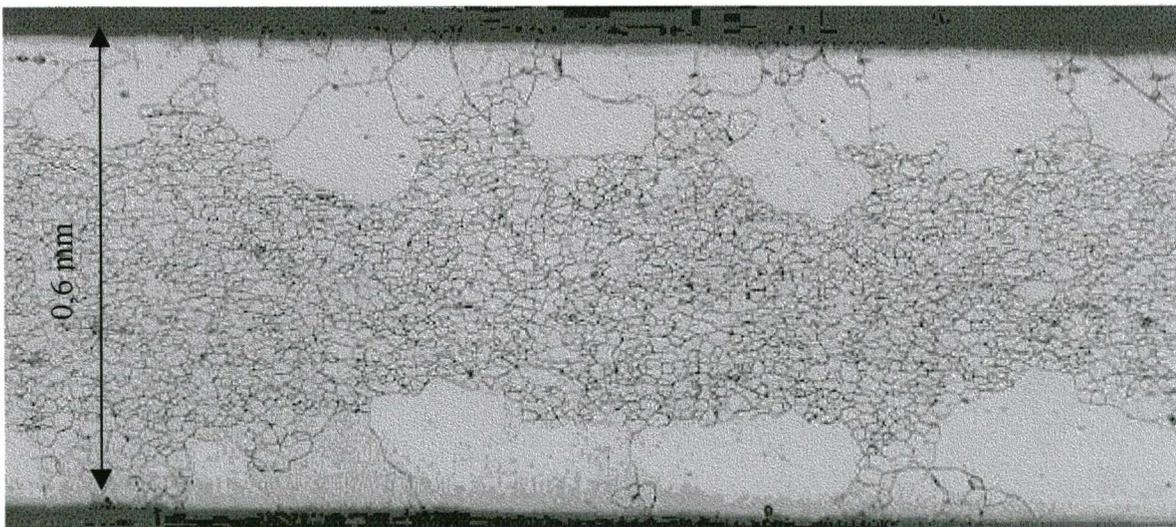


FIGURA 16: Final da Bobina – Após Tratamento Térmico

O crescimento heterogêneo dos grãos no recozimento, onde a região central apresentou granulação fina e a superfície grãos grosseiros, pode ser atribuído ao carbono que não se difundiu para a superfície da amostra. O carbono segregado nos contornos de grãos ou precipitados como pequenas partículas de carbonetos nos contornos de grão da ferrita/ austenita evitam o seu crescimento [10].

A variação microestrutural ao longo da bobina ocasionada pelo processo de laminação do aço, fez com que a microestrutura após tratamento térmico também variasse. O maior crescimento de grão na região final da bobina, observado na figura 16, pode estar associado a carbonetos mais grosseiro nesta região que não ancoram os contornos de grão [6] ou a uma maior homogeneidade na distribuição do carbono, não sendo tão efetivo em bloquear o contorno.

A redução do teor de carbono no aço após tratamento térmico bem como o aumento do tamanho de grão ocasionaram uma redução da dureza, conforme mostrado na tabela 4.1.

O tamanho de grão é um fator determinante nas perdas magnéticas do material [3, 21]. Um tamanho de grão na faixa de 130 a 180 μm é o ideal para contrabalançar o efeito das perdas por histerese, que são pequenas para grãos grandes e perdas por correntes parasitas, que se comportam no sentido oposto, como visto no item 2.4. Nestas amostras, os grãos apresentaram uma granulação fina no centro o que ocasiona perdas magnéticas elevadas, entretanto, a amostra no final da bobina foi a que apresentou maior granulação na região superficial e em maior profundidade entre as amostras após tratamento térmico, figuras 14 a 16. Este fato fez com que esta amostra apresentasse a menores perdas magnéticas, conforme mostrado na tabela 4.1.

4.2 AVALIAÇÃO DOS RESULTADOS OBTIDOS NAS CHAPAS DE AÇO ABNT 1006

Foram coletadas amostras de aço ABNT 1006 em dez bobinas de diferentes lotes, sendo elas cortadas do início de cada uma delas, desprezando os primeiros 5 metros. Estas amostras foram tratadas termicamente aos pares e devidamente ensaiadas.

Os resultados obtidos estão nas tabelas 1 a 6 do anexo e as respectivas micrografias nas figuras 17 a 29. Como as microestruturas se apresentam bastante homogêneas antes do tratamento térmico só são apresentadas três micrografias nesta condição, figuras 17 a 19.

Com a finalidade de melhor avaliar e ilustrar os resultados obtidos foram feitos gráficos que mostram a variação das diversas propriedades estudadas em relação as amostras, os quais estão representados nas figuras 30 a 37.

Analisando as figuras 20 a 37 pode-se notar que ocorreram variações nas propriedades magnéticas, tamanho de grão e propriedades mecânicas conforme será comentado a seguir.

As figuras 17 a 19 mostram as estruturas das amostras 3, 6 e 10 antes do tratamento térmico, respectivamente. Não foram identificadas grandes heterogeneidades entre as amostras antes do tratamento térmico, no que se refere a microestrutura, composição química, propriedades magnéticas e limite de resistência (LR). Porém, no limite de escoamento (LE) e na dureza foram observadas variações significativas. No limite de escoamento, as amostras variaram de 270 a 350 MPa e a dureza de 121 a 165 HV. A razão elástica (LE/LR) variou de 0,66 a 0,85.

Estas variações podem ser atribuídas as diferentes taxas de encruamento dada na usina.

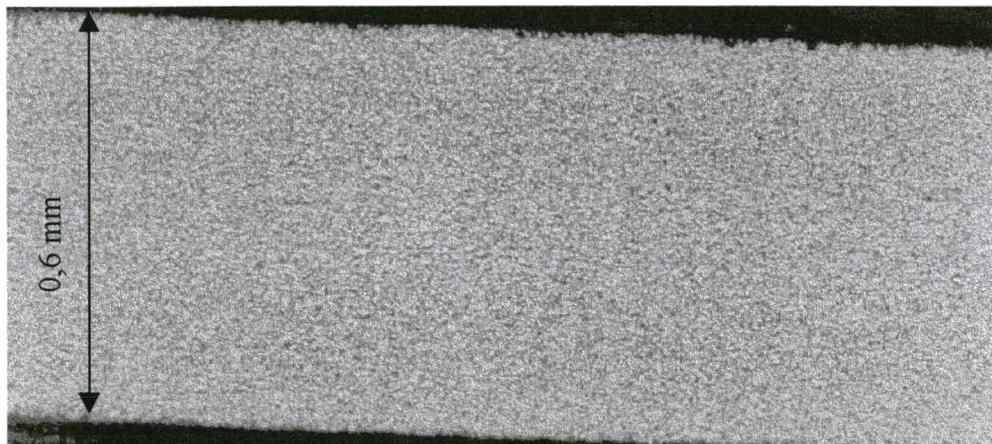


FIGURA 17: Amostra 3 - Aço ABNT 1006 Antes do tratamento térmico



FIGURA 18: Amostra 6 - Aço ABNT 1006 Antes do Tratamento Térmico

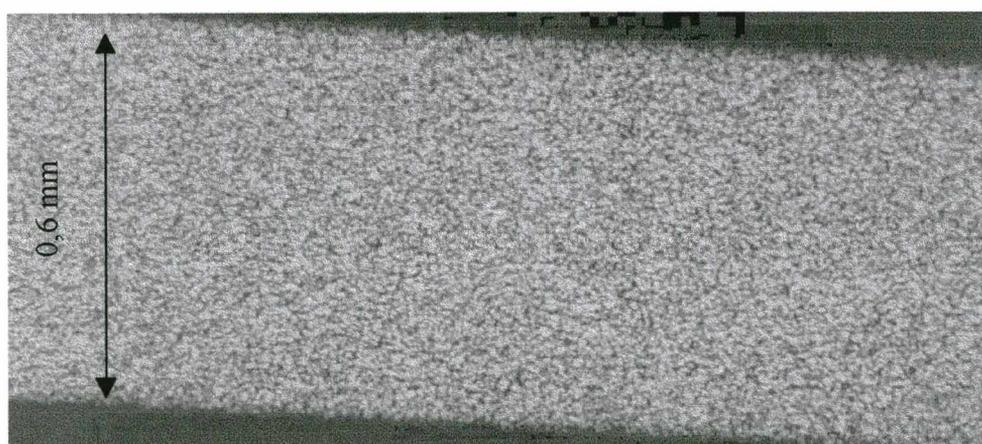


FIGURA 19: Amostra 10 - Aço ABNT 1006 Antes do Tratamento Térmico

A figura 20 mostra a microestrutura da amostra 1 após tratamento térmico. Pode-se verificar que a mesma apresentou intenso e heterogêneo crescimento de grão.

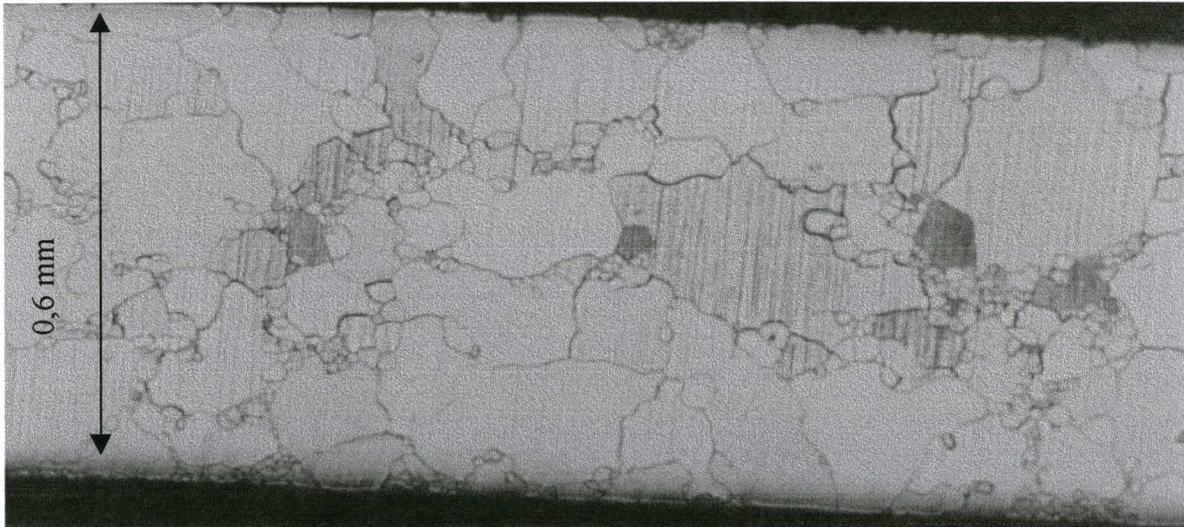


FIGURA 20: Amostra nº 1 - Aço ABNT 1006 Após Tratamento Térmico

A amostra nº 2, figura 21 apresentou grãos uniformes com excelente crescimento. Conforme tabela 6 do anexo, pode-se verificar que esta amostra apresentou a mais alta permeabilidade e uma das mais baixas perdas, sendo também a amostra que apresentou o mais alto limite de escoamento e alta razão elástica LE/LR dentre as demais antes do tratamento térmico, como pode ser observado nas figuras 30, 31 e 33. Possivelmente esta bobina tinha um grau de encruamento maior que as demais, fato este também sugerido pelos maiores limites de escoamento e menores alongamentos desta amostra, tabela 2 do anexo.

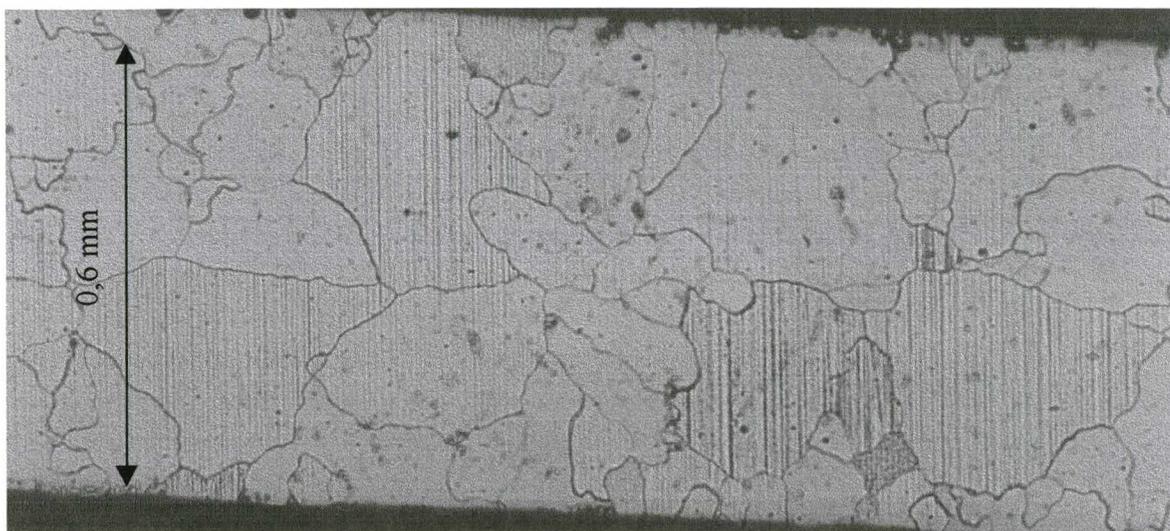


FIGURA 21: Amostra nº 2 - Aço ABNT 1006 Após Tratamento Térmico

O crescimento heterogêneo dos grãos observado nas figuras 22, 23, 27 e 29 pode ser atribuído ao carbono em solução ou a precipitação de finos carbonetos na matriz que não ancorou as discordâncias deixando-as empilhadas nos contornos de grão impedindo o seu crescimento[6], como mostrado nos itens 4.1 e 2.1

A figura 22 mostra a microestrutura da amostra nº 3 após tratamento térmico. Esta amostra é uma das que apresentou maior heterogeneidade no crescimento de grão possivelmente a ocorrência do coalescimento de grãos.. As amostras nº 3 e 4 apresentaram uma certa anisotropia nas suas propriedades mecânicas (variação do LR no sentido transversal em relação ao longitudinal) e baixa permeabilidade conforme pode ser observado nas figuras 31 a 33 e tabelas 4 a 6 do anexo.

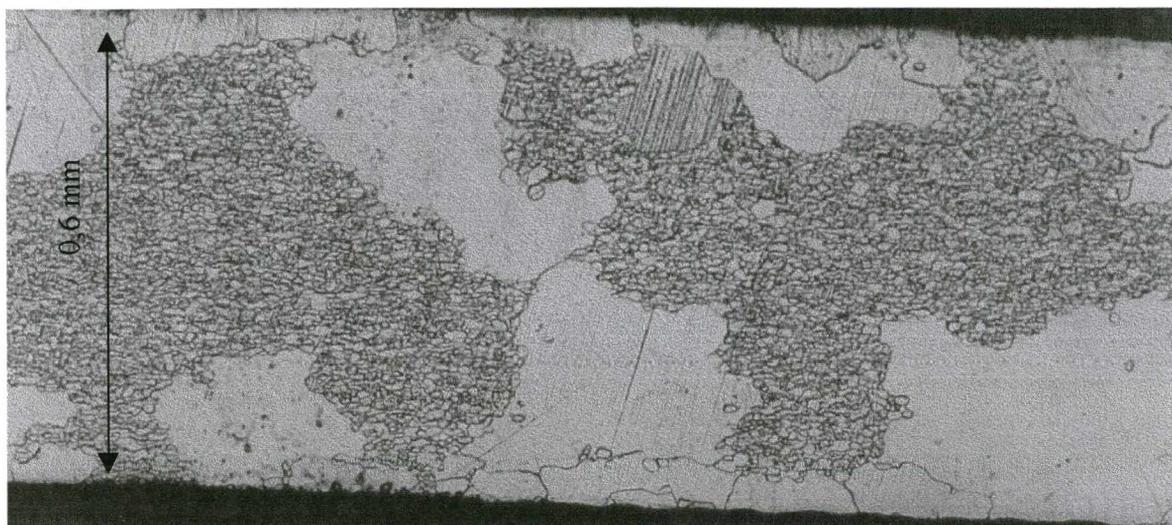


FIGURA 22: Amostra nº 3 - Aço ABNT 1006 Após Tratamento Térmico

As amostras nº 4 e 9 (figuras 23 e 28) foram as que praticamente não tiveram crescimento de grão e apresentaram as mais altas perdas magnéticas, como pode ser verificado na figura 30. Possivelmente estas amostras apresentam heterogeneidades na descarbonetação e/ou pouco encruamento.

Estas amostras apresentaram tamanho de grão de 12,6 e 11,9 μm respectivamente, confirmando as afirmações de Stephenson [21] em que o máximo de perdas magnéticas é obtido com um tamanho de grão pequeno, figura 9 – página 24.

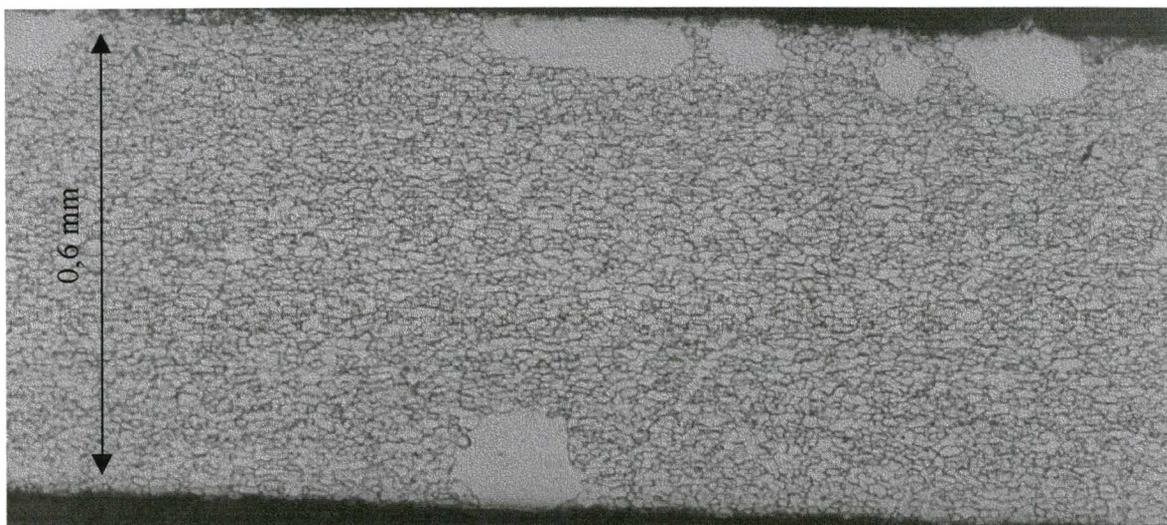


FIGURA 23: Amostra nº 4 - Aço ABNT 1006 Após Tratamento Térmico

Nas figuras 24 a 27 pode-se observar as microestruturas das amostra 5 a 8 após tratamento térmico, respectivamente. Verifica-se que estas amostras tiveram maior crescimento de grão nas regiões superficiais do que no centro da seção transversal. Este fenômeno pode ter ocorrido possivelmente devido a dois fatores: na região superficial ter ocorrido maior decarbonetação, logo estes grãos cresceriam mais, pois não teriam barreiras para ancorá-los [10] e/ou devido ao baixo grau de encruamento [6]. Este efeito é mais pronunciado na amostra 8.

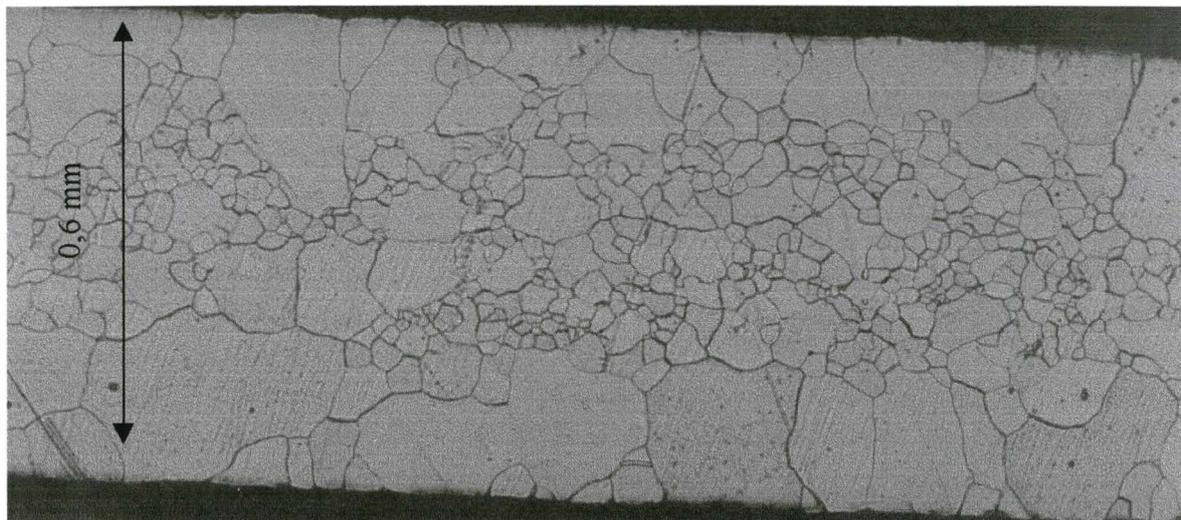


FIGURA 24 : Amostra nº 5 - Aço ABNT 1006 Após Tratamento Térmico



FIGURA 25 : Amostra nº 6 - Aço ABNT 1006 Após Tratamento Térmico

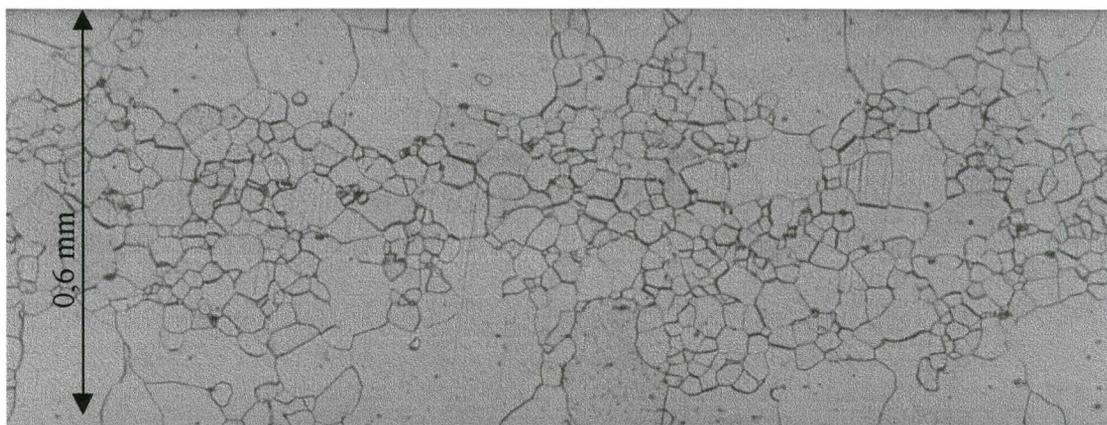


FIGURA 26 : Amostra nº 7 - Aço ABNT 1006 Após Tratamento Térmico

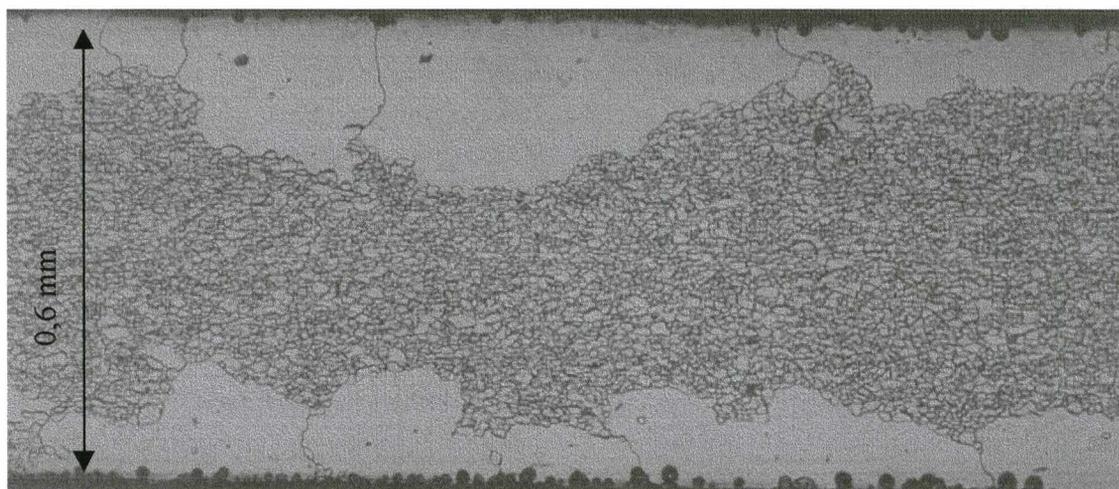


FIGURA 27 : Amostra nº 8 - Aço ABNT 1006 Após Tratamento Térmico

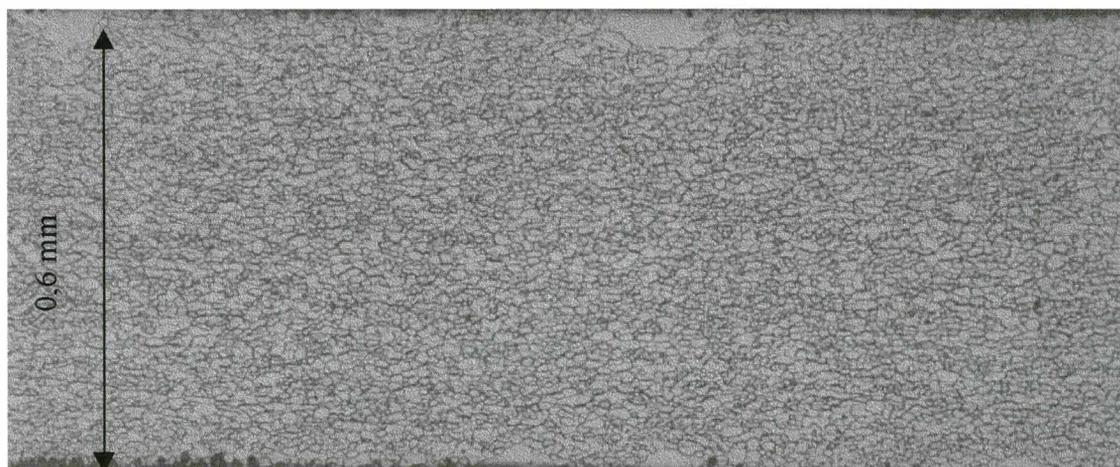


FIGURA 28 : Amostra nº 9 - Aço ABNT 1006 Após Tratamento Térmico

A figura 29 mostra a micrografia da amostra 10 após tratamento térmico, sendo que a mesma apresentou comportamento semelhante a amostra 1.

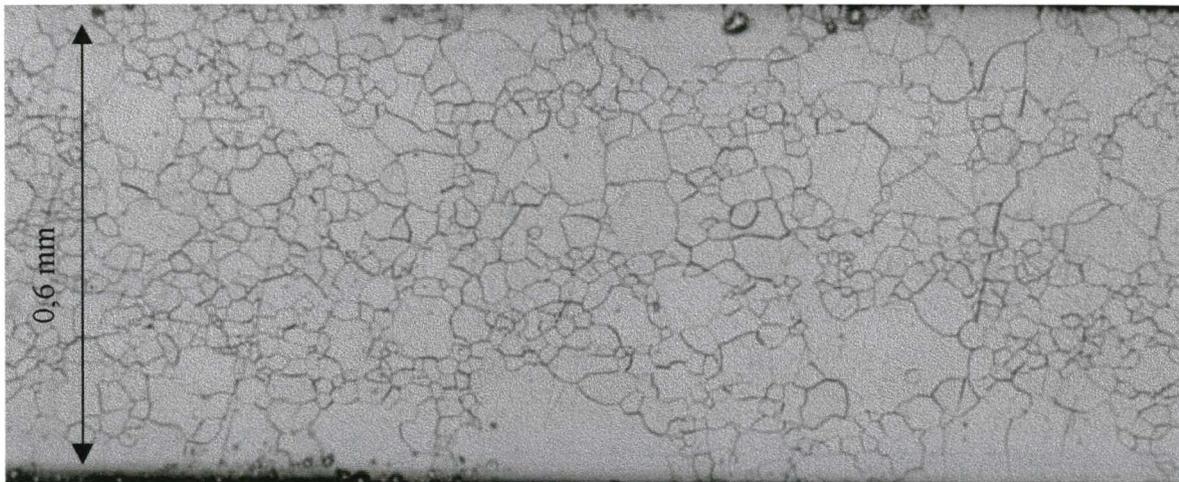


FIGURA 29 : Amostra nº 10 - Aço ABNT 1006 Após Tratamento Térmico

Visto que as amostras foram tratadas termicamente aos pares, e que suas duplas obtiveram comportamento diferenciado, pode-se dizer que o ciclo térmico utilizado não foi o responsável pela heterogeneidade microestrutural apresentadas pelas amostras.

A figura 30 apresenta a variação das perdas magnéticas a 1,5 tesla, 50 e 60 Hz, das amostras antes e após o tratamento térmico, representadas pela denominação 1550 e 1560, respectivamente. As amostras 4 e 9 foram as que apresentaram as maiores perdas e os menores tamanhos de grão e a amostra 2 apresentou as melhores propriedades magnéticas e os maiores tamanho de grão. Pode-se observar ainda que a amostra 4 apresentou baixa relação LE/LR e a amostra 10 baixos LR e LE, figuras 32 e 33 e tabelas 4 a 6 do anexo.

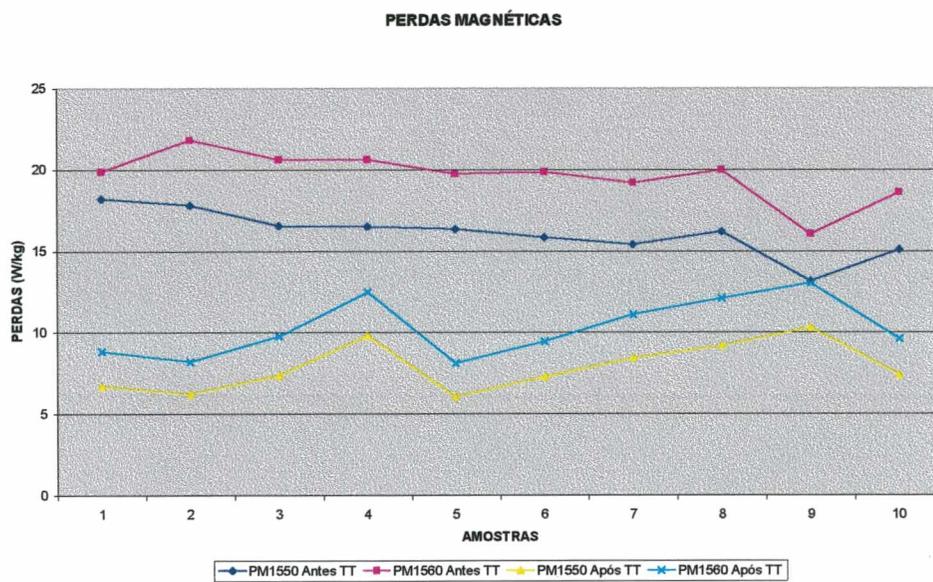


FIGURA 30: Perdas magnéticas antes e após tratamento térmico

A figura 31 apresenta a variação da permeabilidade a 1,5 tesla antes e após o tratamento térmico.

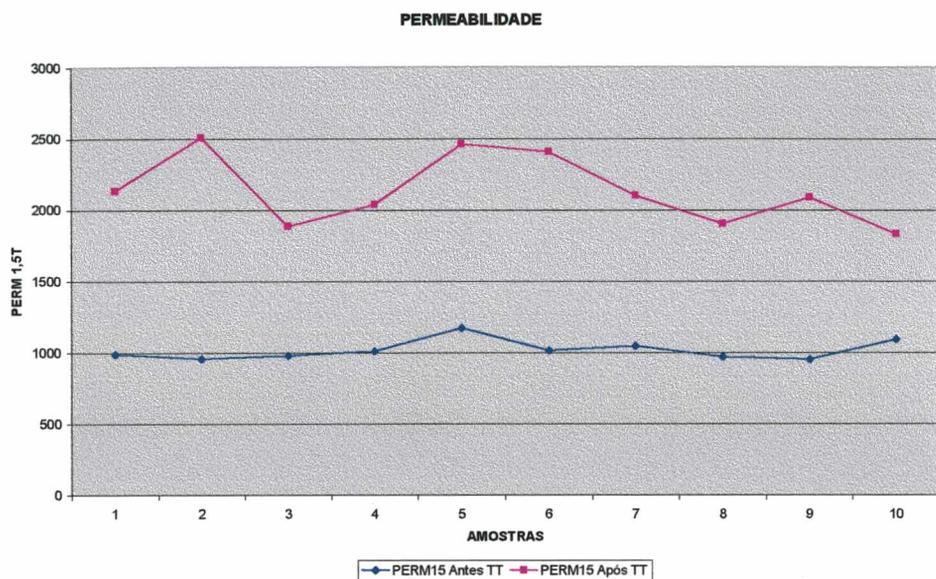


FIGURA 31: Permeabilidade antes e após tratamento térmico

As figuras 32 e 33 mostram o comportamento das amostras com relação ao limite de resistência e ao limite de escoamento antes e após o tratamento térmico, nos sentido longitudinal e transversal de laminação. Verifica-se uma grande variação nestes dados após o tratamento térmico devido às grandes diferenças no tamanho de grão, conforme foi comentado anteriormente, e que o limite de escoamento apresenta grande variação antes do tratamento térmico também.

Pode-se observar a partir destes gráficos que a amostra 4 apresentou uma certa anisotropia no limite de resistência enquanto que a amostra 2 apresentou alto limite de escoamento. Estes dados indicam que com altas propriedades mecânicas e baixa anisotropia antes do tratamento térmico obtêm-se melhores propriedades magnéticas após tratamento térmico.

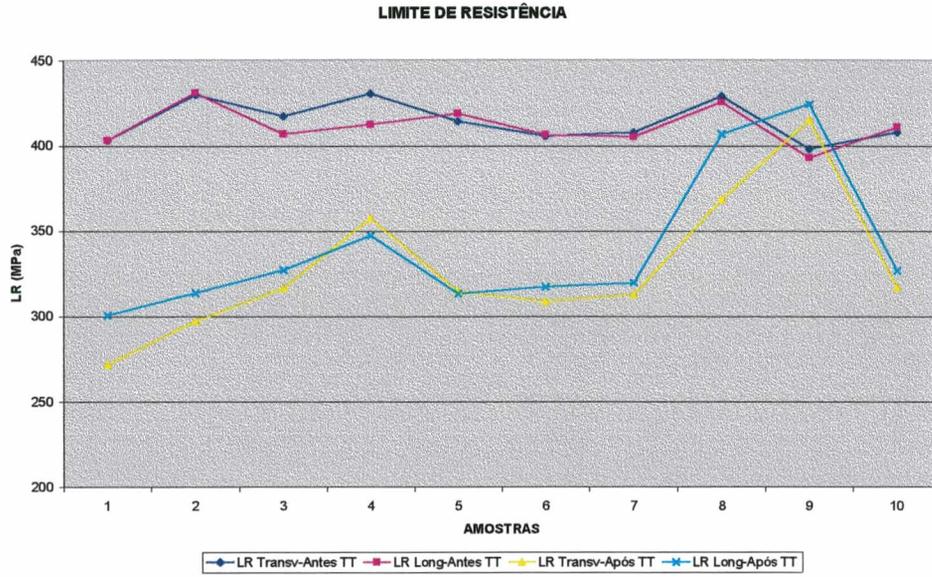


FIGURA 32: Limite de resistência antes e após tratamento térmico

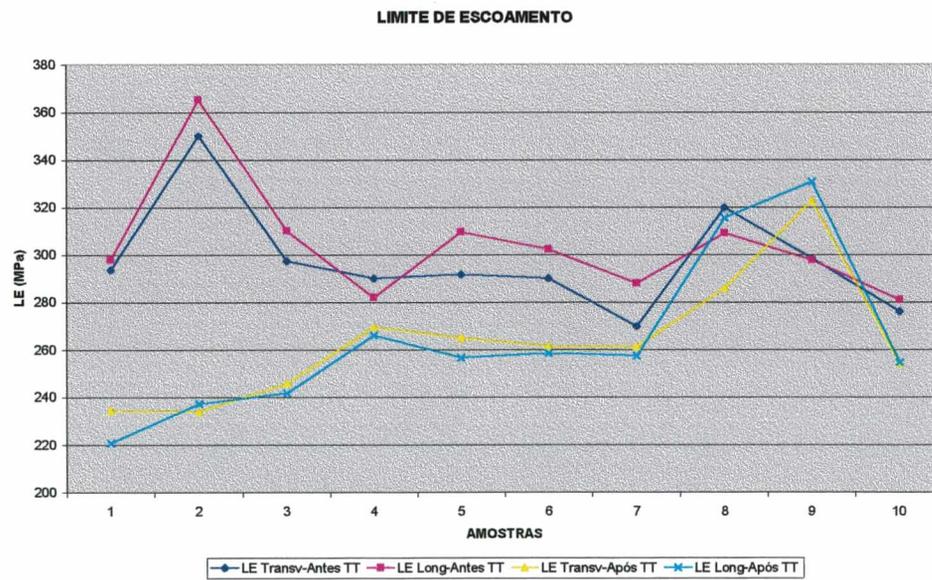


FIGURA 33: Limite de escoamento antes e após tratamento térmico

A figura 34 mostra a variação da dureza nas amostras antes e após o tratamento térmico. Pode-se observar que as amostras após tratamento térmico apresentam elevadas variações devido as heterogeneidades no tamanho de grão. Esta grande variação na dureza das amostras após tratamento térmico indica que o controle da dureza das chapas no recebimento da matéria prima deve ser realizado antes do tratamento térmico, ao contrário do que sempre foi realizado na WEG onde, o controle é realizado após tratamento térmico.

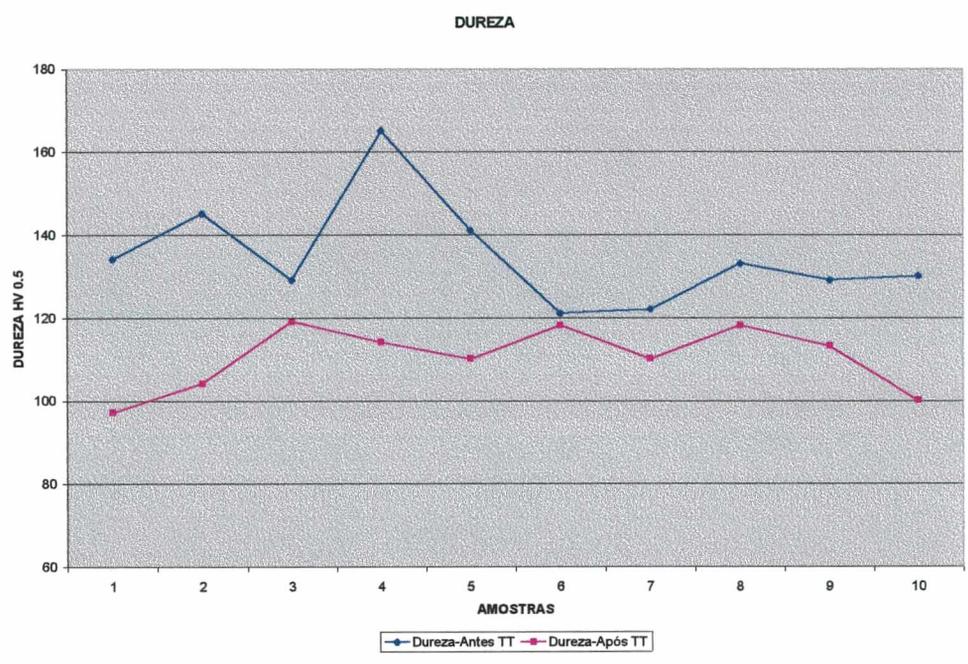


FIGURA 34: Dureza antes e após tratamento térmico

A figura 35 mostra a variação do carbono nas amostras antes e após o tratamento térmico. Pode-se verificar que ocorre excelente descarbonetação após o tratamento térmico, o que é muito importante, devido ao fato de que concentrações de carbono superiores a 0,005% poderiam causar envelhecimento magnético [8]. Esta análise do teor de carbono mostra a concentração média, porém podem ocorrer diferenças do teor de carbono conforme o local da tira (superfície ou meio da seção da chapa) [10].

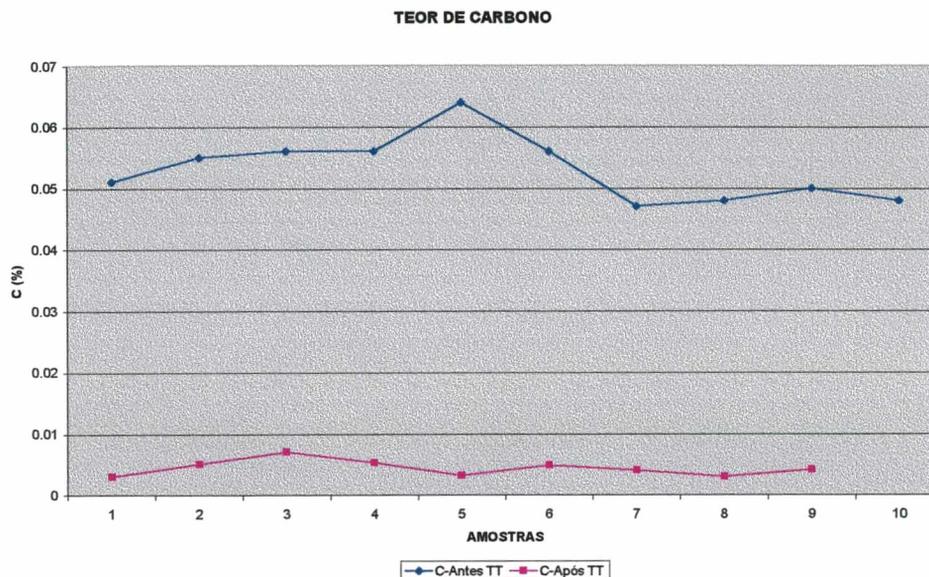


FIGURA 35: Teor de carbono antes e após tratamento térmico

A figura 36 apresenta a variação do tamanho de grão das amostras antes e depois do tratamento térmico. Como o tamanho de grão após tratamento apresentou grande variação, estes foram expressos através da média ponderada (em relação a quantidade aproximada de cada tamanho de grão) dos diâmetros mínimo e máximo, obtendo-se os resultados mostrados na tabela 4.2:

TABELA 4.2: Tamanho de grão médio após tratamento térmico

Amostra 1	0,172 mm
Amostra 2	0,173 mm
Amostra 3	0,051 mm
Amostra 4	0,013 mm
Amostra 5	0,075 mm
Amostra 6	0,063 mm
Amostra 7	0,076 mm
Amostra 8	0,064 mm
Amostra 9	0,012 mm
Amostra 10	0,031 mm

Além da média, está representado também os valores de tamanho de grão mínimo e máximo.

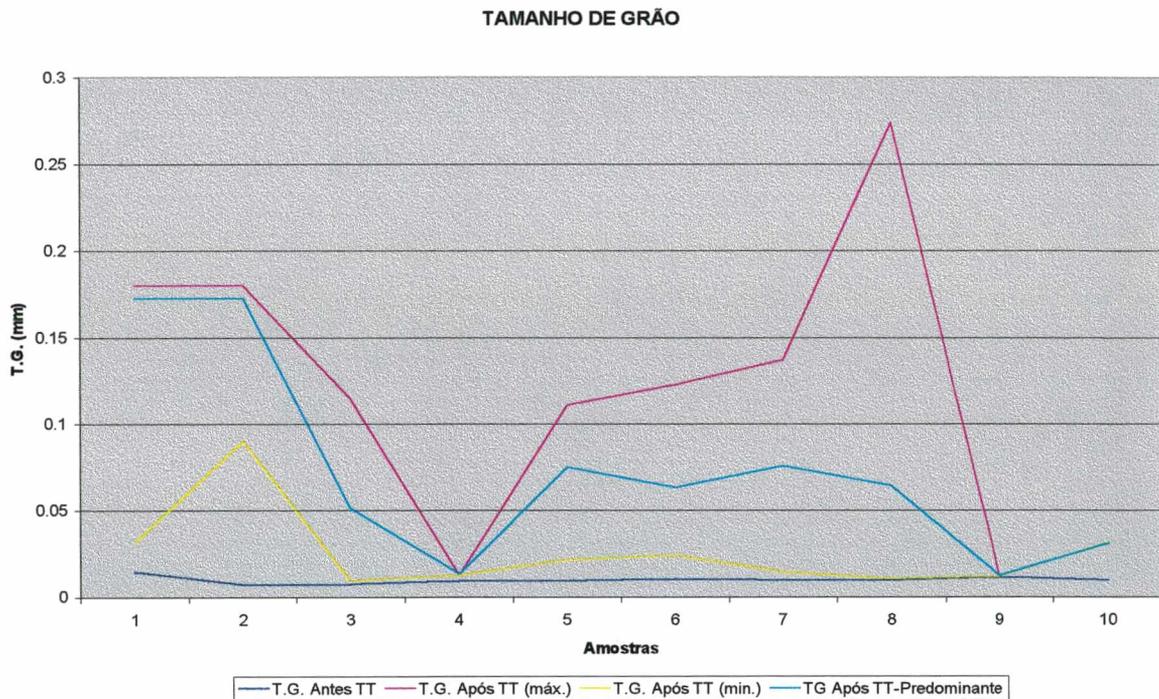


FIGURA 36: Tamanho de grão médio antes e após tratamento térmico

A figura 37 mostra a variação do tamanho de grão médio com relação às perdas magnéticas após o tratamento térmico. Verifica-se a tendência de quanto maior o tamanho de grão, menores as perdas magnéticas. A partir deste gráfico observa-se que o melhor tamanho de grão para obter baixas perdas magnéticas está entre 100 e 180 μm e que os resultados obtidos estão de acordo com a bibliografia estudada [21].

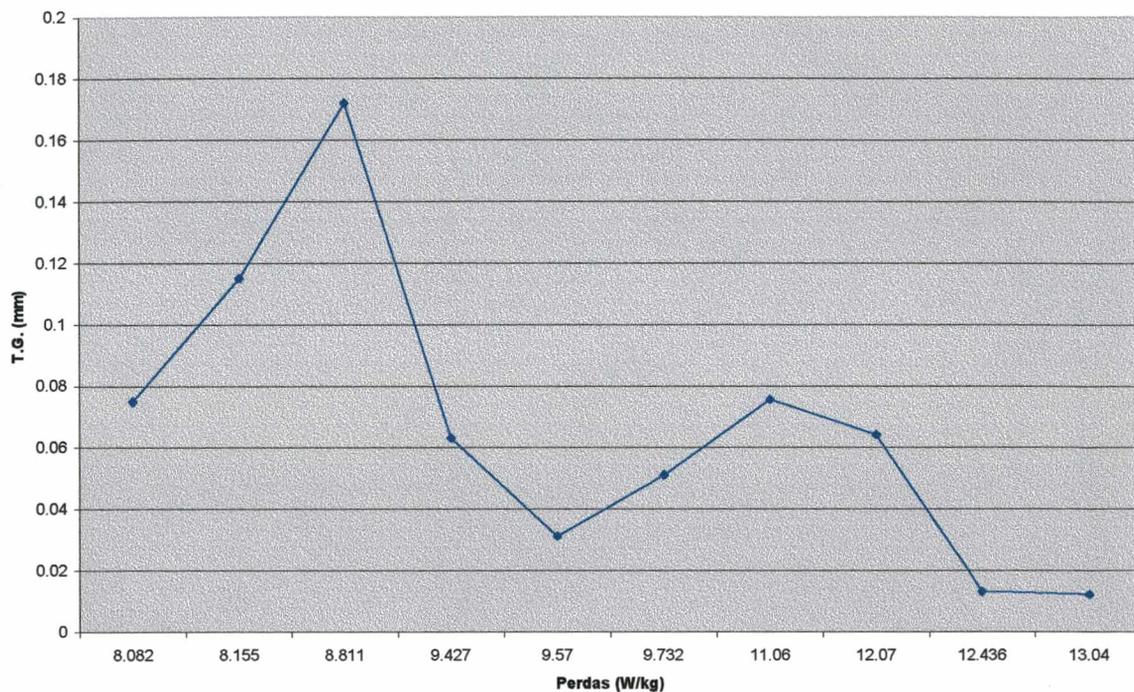


FIGURA 37: Variação das perdas magnéticas em função do tamanho de grão médio.

As figuras 38 e 39 mostram micrografias obtidas por MEV das amostras 4 e 5 após tratamento térmico, respectivamente. A tabela 4.9 mostra a análise semi-quantitativa, pontual, superficial realizada por EDAX. Não foram observadas diferenças com relação à análise química, porém ao comparar-se as amostras antes e após tratamento térmico, verificou-se a presença de oxigênio nas amostras após o tratamento devido a atmosfera oxidante do forno. Conforme visto, a atmosfera oxidante é necessária para obter-se boa descarbonetação [11]. Porém, uma intensa oxidação pode causar a degradação das propriedades magnéticas das chapas pela ocorrência de oxidação interna das mesmas [9, 10].

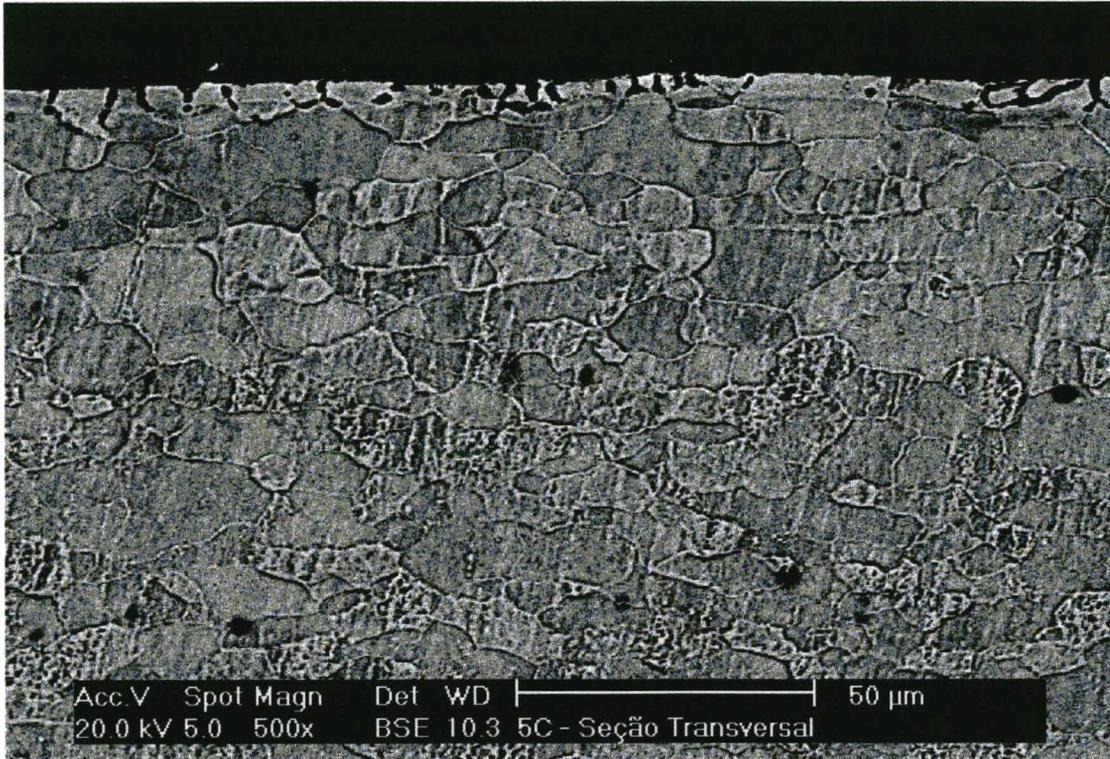


FIGURA 38: Amostra 4 - Aço ABNT 1006 após tratamento térmico

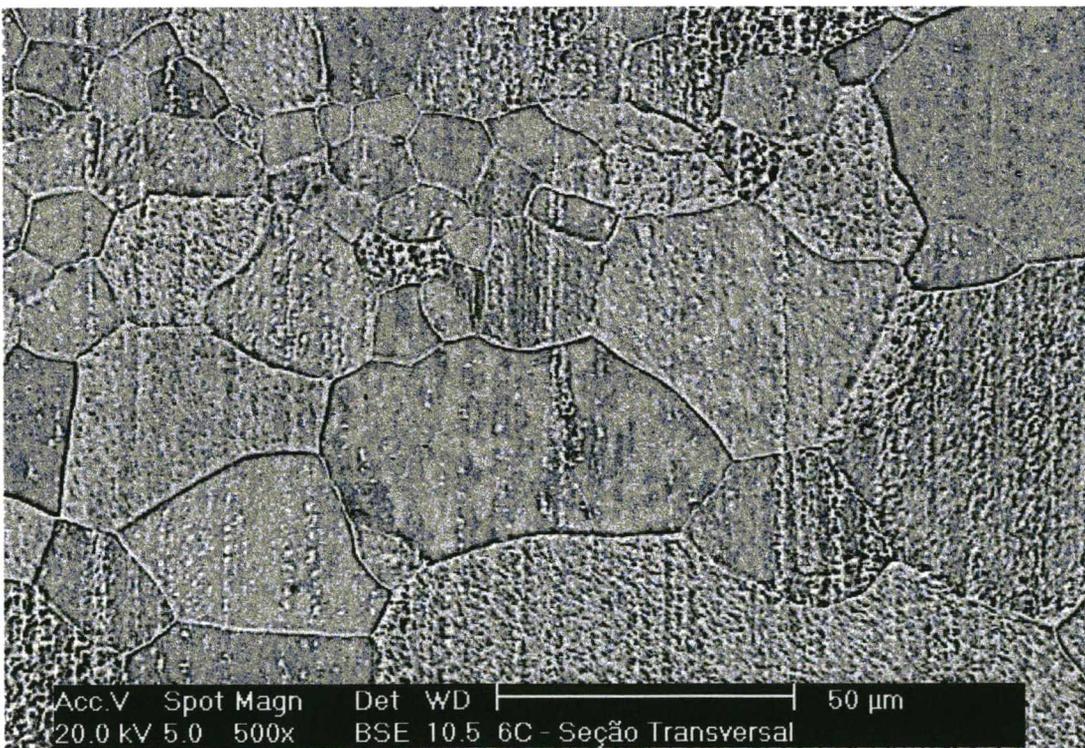


FIGURA 39: Amostra 5 - aço ABNT 1006 após tratamento térmico

TABELA 4.3: Análise química da superfície das chapas

Elementos	Amostra 4		Amostra 5	
	S/ TT	C/ TT	S/ TT	C/ TT
Oxigênio (%)	-	13,23	-	13,46
Silício (%)	0,72	0,91	0,82	0,57
Manganês (%)	-	1,28	-	1,08
Ferro (%)	99,28	84,59	98,18	84,89

4.3 AVALIAÇÃO DOS RESULTADOS OBTIDOS NAS CHAPAS DE AÇO SEMI-PROCESSADO

Igualmente aos aços 1006, as amostras de aço semi-processado foram coletadas de dez bobinas de diferentes lotes, sendo elas tratadas termicamente aos pares e devidamente ensaiadas.

As micrografias destas amostras são mostradas nas figuras 40 a 52 e os resultados dos ensaios podem ser observados nas tabelas 7 a 12 do anexo.

Com a finalidade de avaliar melhor e ilustrar os resultados obtidos, foram feitos gráficos que mostram a variação das diversas propriedades estudadas em relação as amostras, os quais estão representados nas figuras 53 a 60.

Analisando as figuras 40 a 52 pode-se notar que ocorreram poucas variações nas propriedades magnéticas, tamanho de grão e propriedades mecânicas, conforme será mostrado a seguir. Os resultados mostram que ocorreram variações bem menores do que nos aços ABNT 1006, analisados no item 4.2.

As figuras 40 a 42 mostram as microestruturas das amostras 2, 5 e 7 antes do tratamento térmico, respectivamente. Não foram identificadas grandes heterogeneidades nas amostras antes do tratamento térmico, no que se refere a microestrutura, composição química, propriedades

magnéticas e limite de resistência (LR). Porém, no limite de escoamento (LE) foram observadas variações significativas, obtendo variações da ordem de 100 MPa. A razão elástica (LE/LR) variou de 0,85 a 0,96.

As microestruturas de todas as amostras antes do tratamento térmico de recozimento eram constituídas de ferrita de granulação fina homogeneamente distribuído ao longo da espessura. Por este motivo só serão mostradas as micrografias das amostras 2, 5 e 7.

As figuras 40 a 42 mostram as microestruturas das amostras 2, 5 e 7 antes do tratamento térmico.

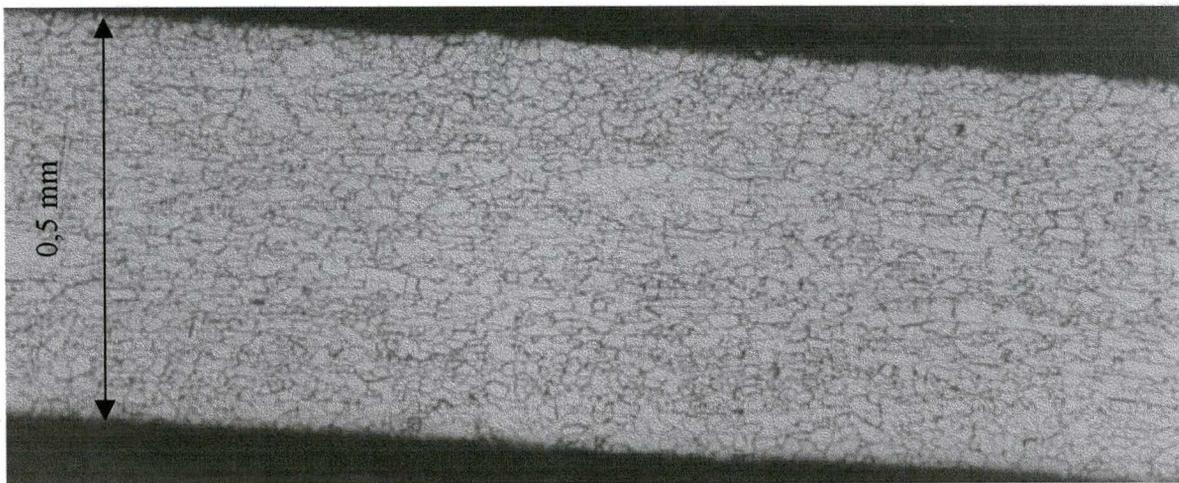


FIGURA 40: Amostra nº 2 - Aço Semi-processado Antes do Tratamento Térmico



FIGURA 41: Amostra nº 5 - Aço Semi-processado Antes do Tratamento Térmico

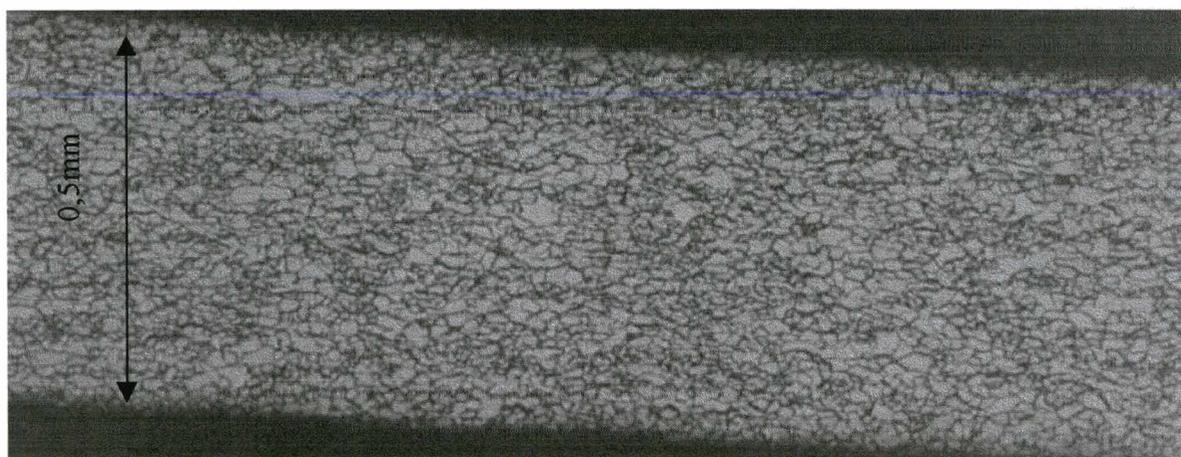


FIGURA 42: Amostra nº 7 - Aço Semi-processado Antes do Tratamento Térmico

As figuras 43 a 52 mostram as microestruturas das amostras 1 a 10 após o tratamento térmico. Pode-se observar em todas uma granulação homogênea com grande crescimento de grão. Este fenômeno pode ser atribuído ao grau de encruamento mais elevado que as chapas semi-processadas recebem (aproximadamente 8%) e ao menor teor de carbono quando comparadas com as chapas do aço ABNT 1006. O menor teor de carbono antes do tratamento térmico diminui o efeito deste em ancorar os contornos de grão e evitar seu crescimento [8, 10]. Os maiores teores de

Si + Al (da ordem de 1,1 a 1,3%), segundo Honda et. al. [19], também aceleram o crescimento de grão no tratamento térmico, melhorando assim as propriedades magnéticas dos aços.

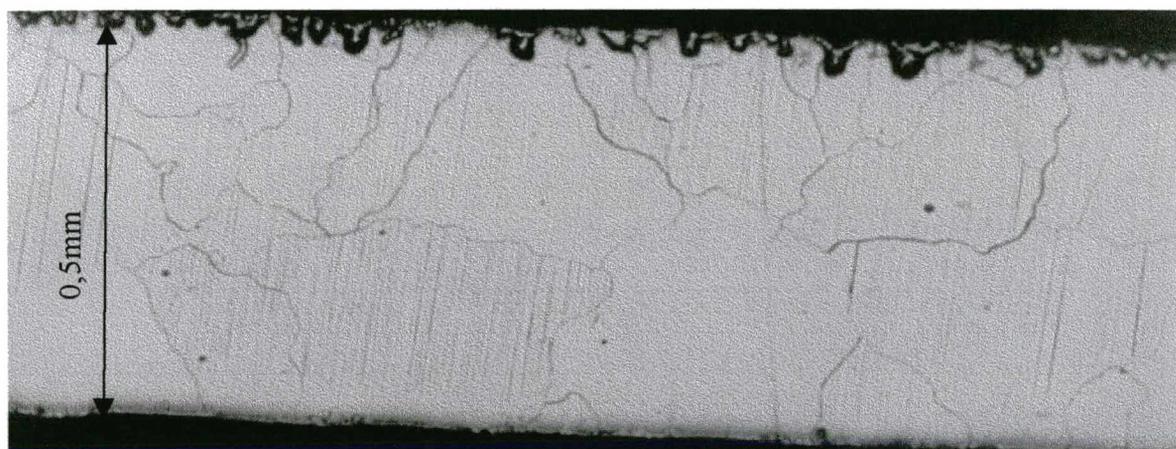


FIGURA 43: Amostra nº 1 - Aço Semi-processado Após Tratamento Térmico

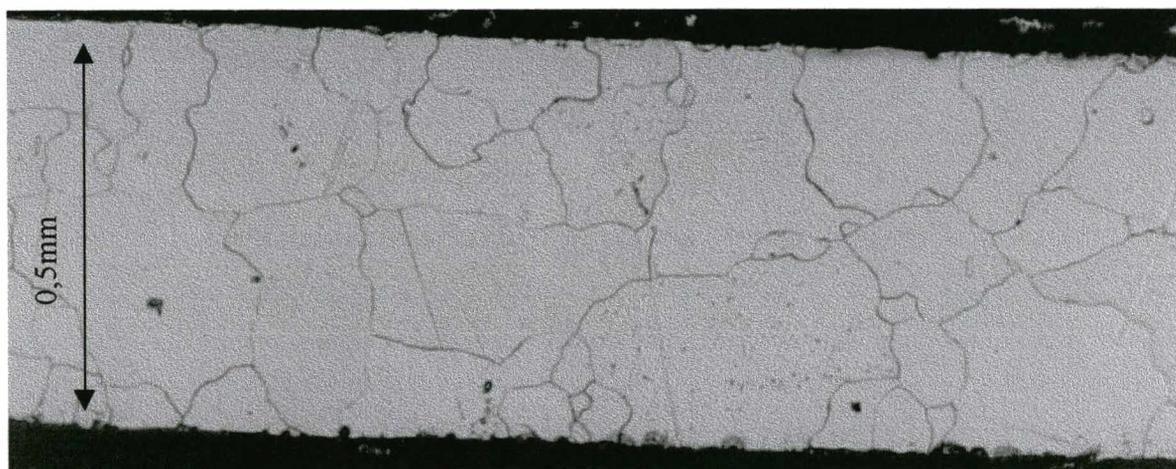


FIGURA 44: Amostra nº 2 - Aço Semi-processado Após Tratamento Térmico



FIGURA 45: Amostra nº 3 - Aço Semi-processado Após Tratamento Térmico



FIGURA 46: Amostra nº 4 - Aço Semi-processado Após Tratamento Térmico



FIGURA 47: Amostra nº 5 - Aço Semi-processado Após Tratamento Térmico



FIGURA 48: Amostra nº 6 - Aço Semi-processado Após Tratamento Térmico

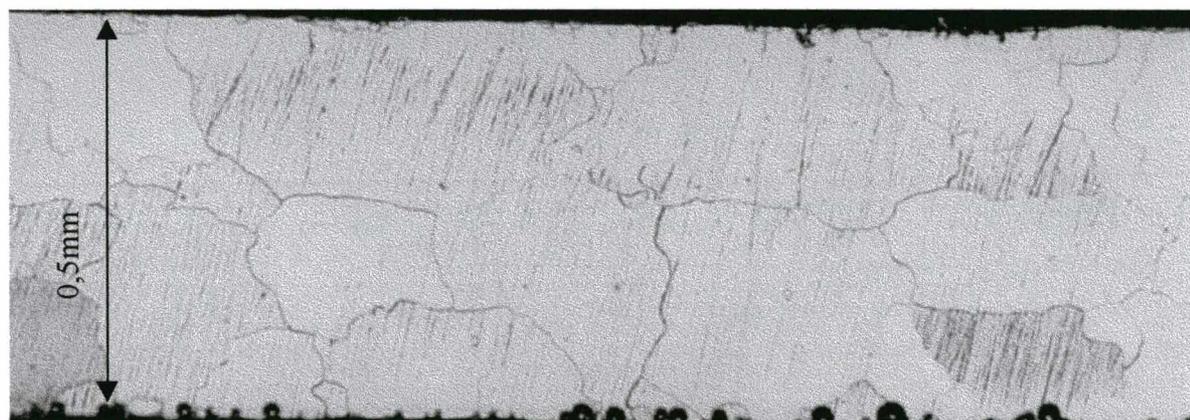


FIGURA 49: Amostra nº 7 - Aço Semi-processado Após Tratamento Térmico

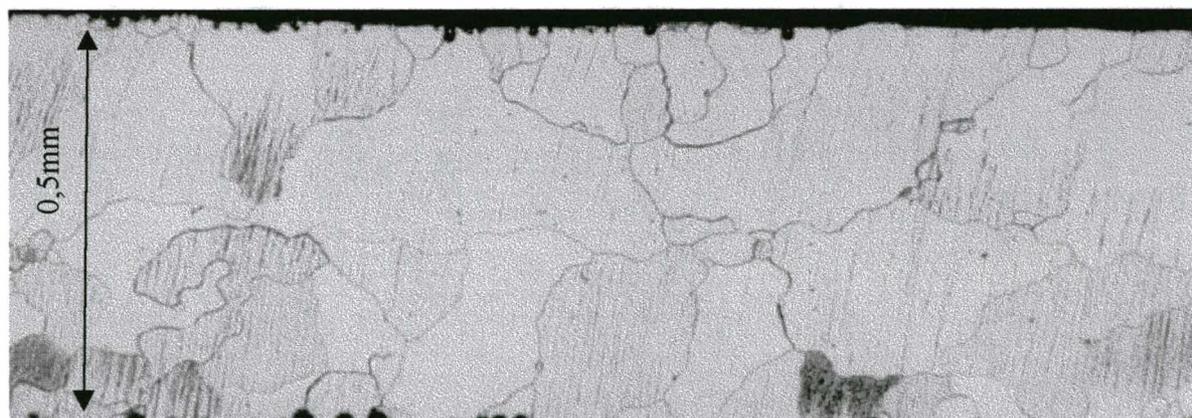


FIGURA 50: Amostra nº 8 - Aço Semi-processado Após Tratamento Térmico

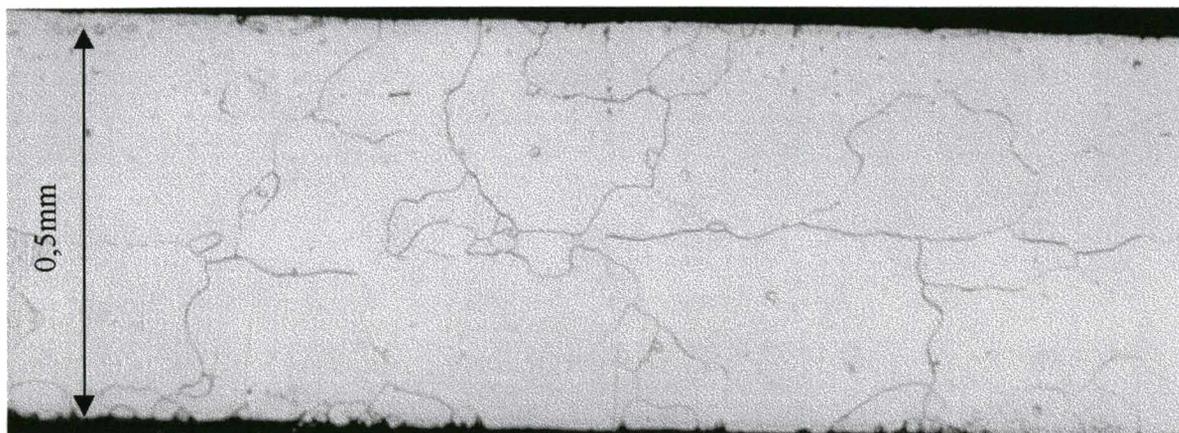


FIGURA 51: Amostra nº 9 - Aço Semi-processado Após Tratamento Térmico

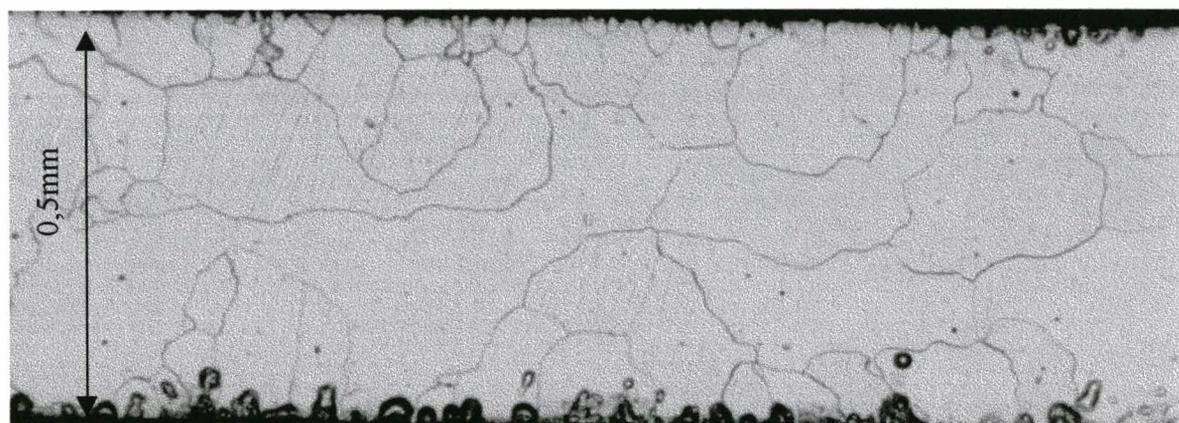


FIGURA 52: Amostra nº 10 - Aço Semi-processado Após Tratamento Térmico

A figura 53 apresenta a variação das perdas magnéticas a 1,5 tesla, 50 e 60 Hz, das amostras antes e após o tratamento térmico, representadas pela denominação 1550 e 1560, respectivamente. Pode-se observar que estas amostras apresentam baixíssimas perdas se comparadas aos aços ABNT 1006. Este fato deve-se a homogeneidade da microestrutura, ao grande tamanho de grão e ao alto teor de Si+Al [19].

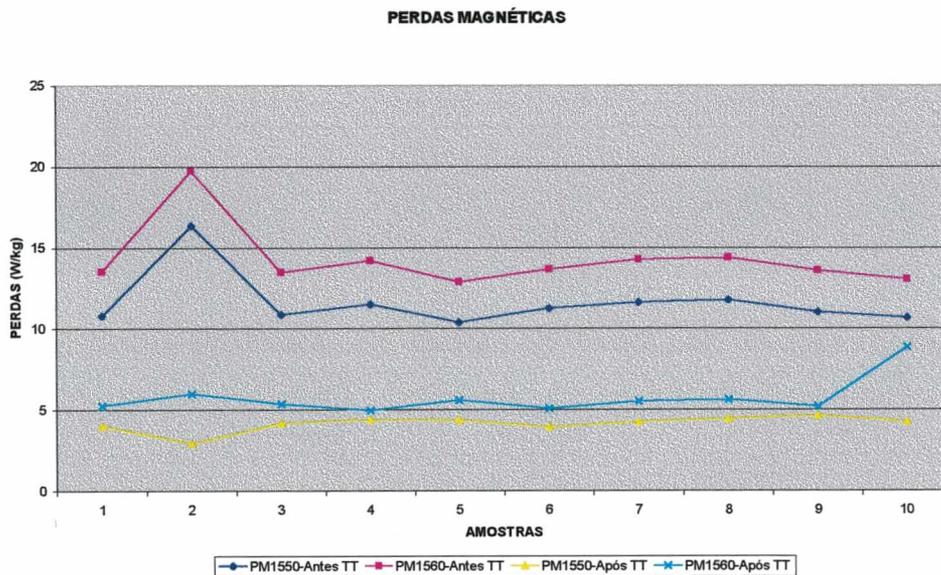


FIGURA 53: Perdas magnéticas antes e após tratamento térmico

A figura 54 apresenta a variação da permeabilidade a 1,5 tesla antes e após o tratamento térmico. Os valores de permeabilidade medidos nestas amostras são iguais ou inferiores aos encontrados nos aços ABNT 1006, apesar de apresentarem maior tamanho de grão. Isto deve-se ao fato de que os aços semi-processados apresentam altos teores de silício, o que conforme Lyudkovsky et. al. [13] tem efeito negativo na indução de saturação e conseqüentemente diminui a permeabilidade.

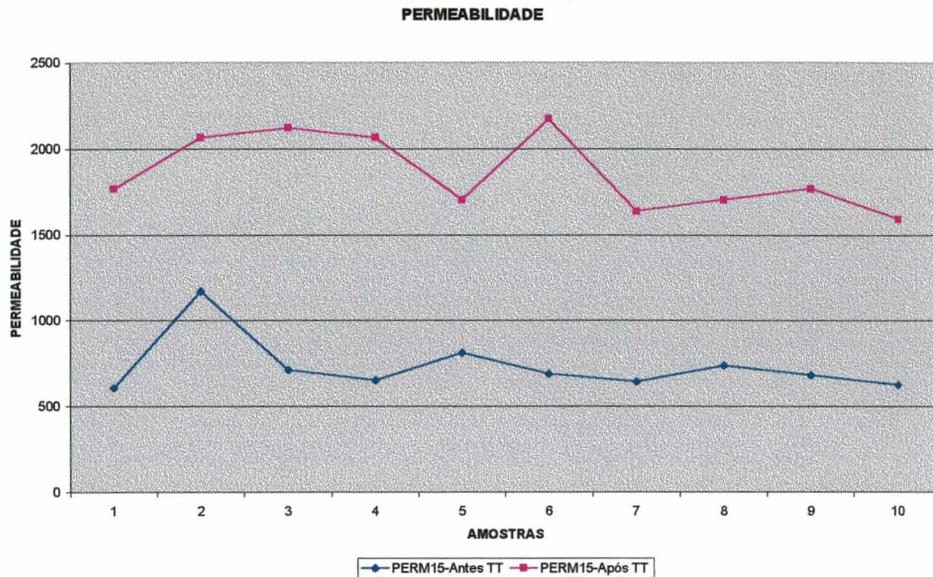


FIGURA 54: Permeabilidade antes e após tratamento térmico

As figuras 55 e 56 mostram o comportamento das amostras com relação ao limite de resistência e de escoamento antes e após o tratamento térmico, nos sentido longitudinal e transversal de laminação. Verifica-se pouca variação na anisotropia nestes dados após o tratamento térmico, pois o tamanho de grão é homogêneo.

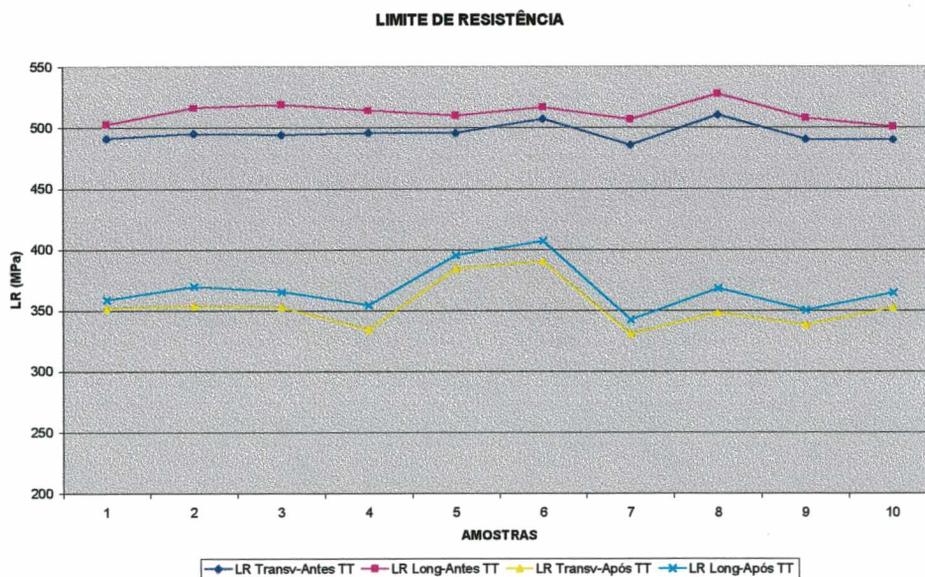


FIGURA 55: Limite de resistência antes e após tratamento térmico

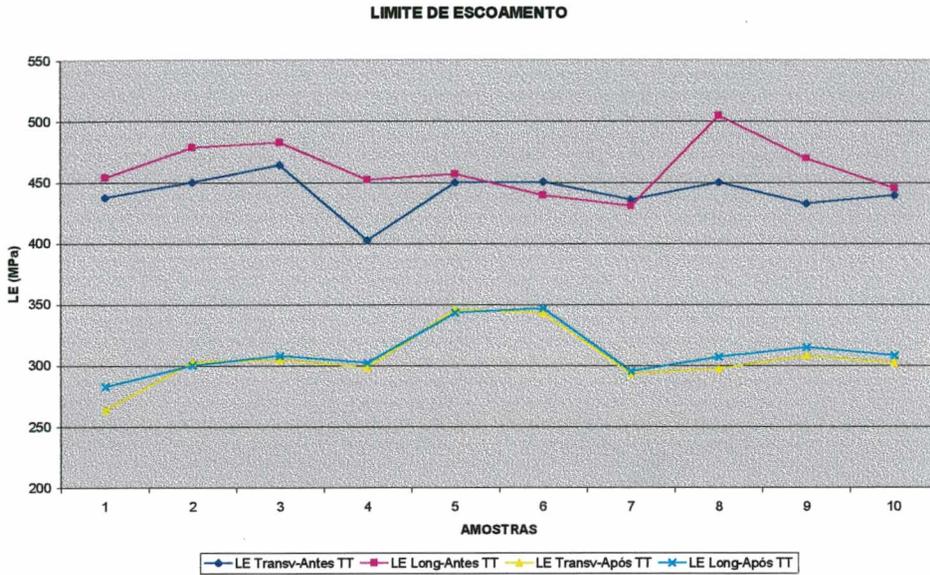


FIGURA 56: Limite de escoamento antes e após tratamento térmico

A figura 57 mostra a variação da dureza nas amostras antes e após o tratamento térmico. Pode-se observar que as amostras apresentaram uma certa variação na dureza após tratamento. Porém, esta variação foi muito inferior à ocorrida nos aços ABNT 1006.

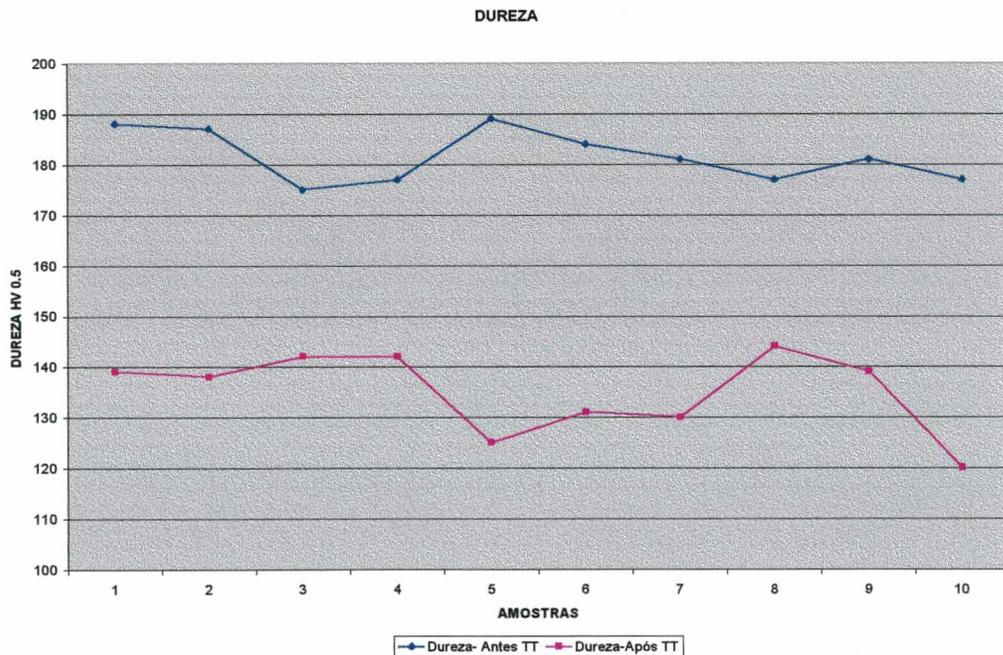


FIGURA 57: Dureza antes e após tratamento térmico

A figura 58 mostra a variação do carbono nas amostras antes e após o tratamento térmico. Pode-se verificar que ocorre excelente descarbonetação após o tratamento térmico. Porém, se comparadas aos aços 1006, a descarbonetação é menor pois o teor de carbono destas amostras antes do tratamento térmico é inferior ao dos aços 1006. Fato associado com a atmosfera do forno, que é a mesma para os dois tipos de aços.

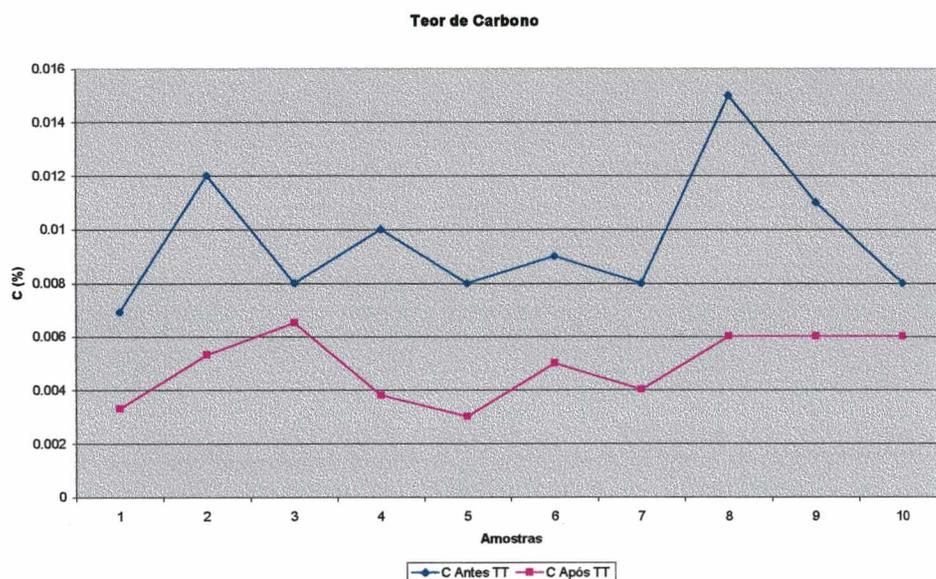


FIGURA 58: Teor de carbono antes e após tratamento térmico

A figura 59 apresenta a variação do tamanho de grão das amostras antes e depois do tratamento térmico. Pode se observar um grande crescimento de grão nas amostras tratadas. Como o tamanho de grão destas amostras é homogêneo após tratamento térmico, não se fez necessário calcular a média ponderada como foi efetivado nos aços 1006.

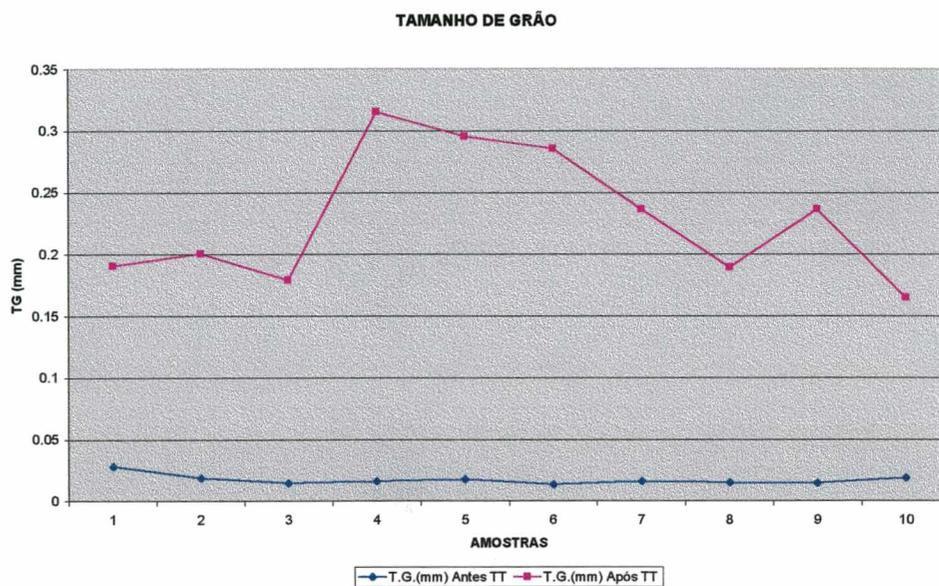


FIGURA 59: Tamanho de Grão Antes e Após Tratamento Térmico

A figura 60 mostra como variou o tamanho de grão com relação as perdas magnéticas após o tratamento térmico. Verifica-se a tendência de quanto maior o tamanho de grão, nesta faixa estudada, menores as perdas elétricas. Conforme Lyudkowky et al. [25] o mínimo de perdas em aços semi-processados ocorre para tamanho de grão de aproximadamente 200 μm , pois as perdas por histerese, que são dominantes em relação as perdas parasitas, são baixas para tamanhos de grão grandes.

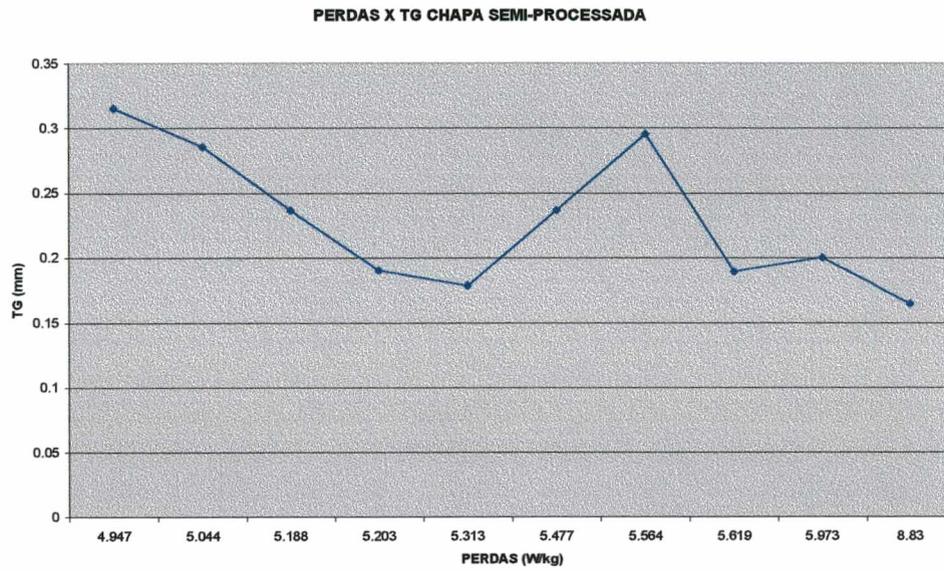


FIGURA 60: Gráfico Perdas Magnéticas X Tamanho de Grão

4.4 AVALIAÇÃO DA REGIÃO DO CORTE

Foram analisados o efeito do corte na estrutura de uma chapa ABNT 1006 antes e após o tratamento térmico .

A figura 61 mostra a micrografia da região do corte antes do tratamento térmico, onde a estrutura apresenta-se com granulação fina e os grãos alinhados na direção da deformação. A profundidade da deformação observada, está na ordem de 0,17 mm, correspondendo a aproximadamente 1/3 da espessura da chapa.

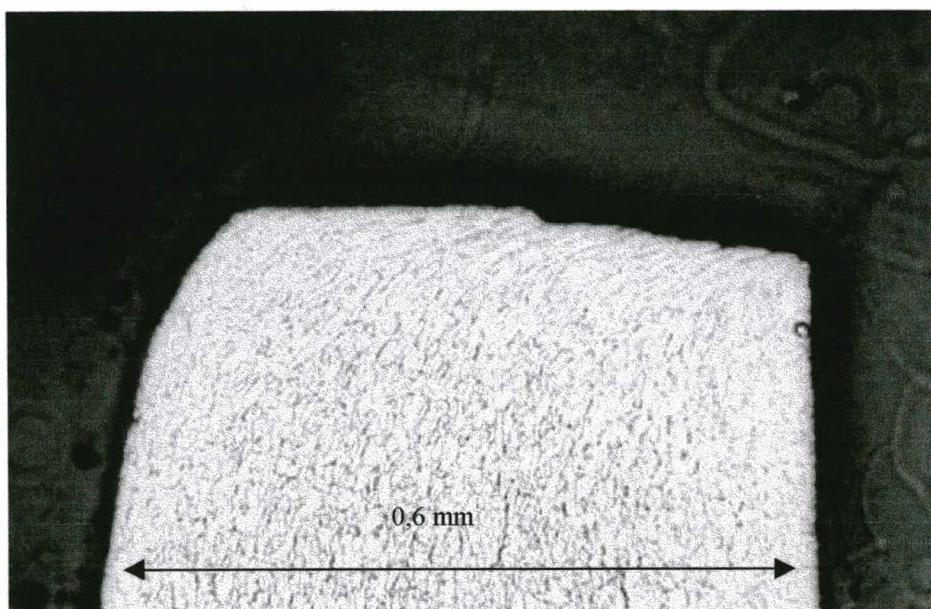


FIGURA 61 : Região de Corte Antes do Tratamento Térmico

A figura 62 mostra a micrografia da mesma região de corte da figura 61, porém após tratamento térmico.

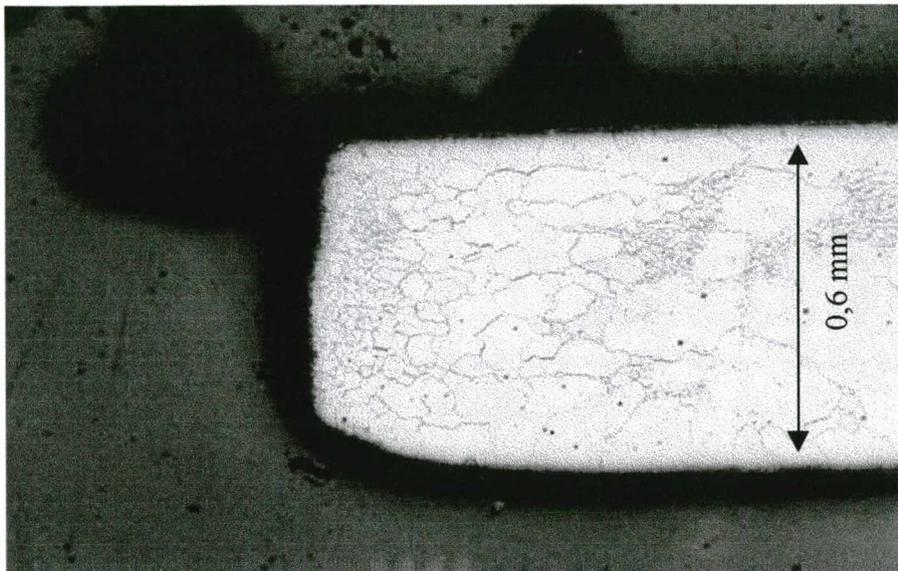


FIGURA 62 : Região de Corte Após Tratamento Térmico

Observa-se uma diferença no tamanho de grão nas regiões de corte e fora da região de corte. Esta diferença é causada pela deformação ocorrida na estampagem, ficando uma região muito encruada que, e na ocasião do tratamento térmico, sofre recristalização dos grãos desta região encruada.

A figura 63 mostra a micrografia de uma região fora do corte também após tratamento térmico

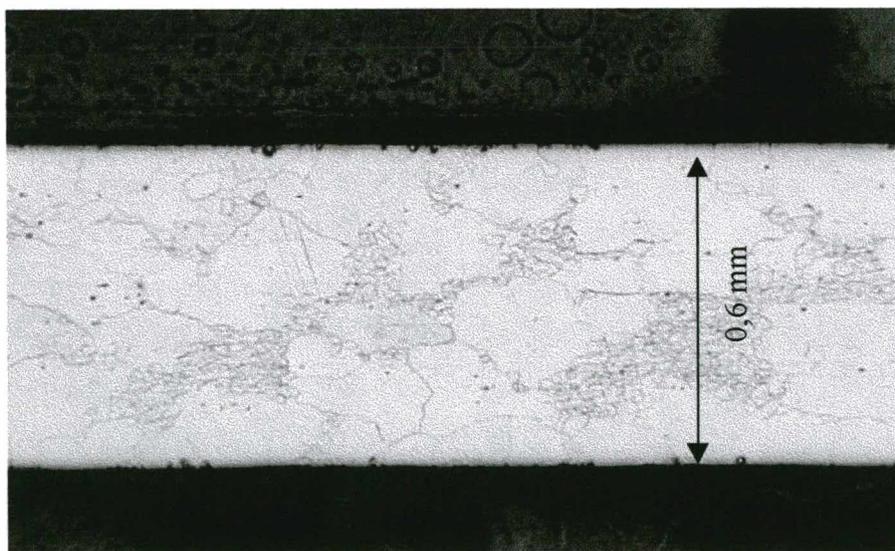


FIGURA 63 : Região Fora do Corte Após Tratamento Térmico

CAPÍTULO 5

5.0 CONCLUSÃO

Além da caracterização da matéria prima, este trabalho avaliou parâmetros que foram correlacionados às propriedades magnéticas das chapas de aço utilizadas nos motores elétricos.

Baseado nos resultados experimentais obtidos, bem como na literatura estudada é possível afirmar que:

Aço ABNT 1006

- Ao longo de uma bobina de aço ABNT 1006 podem ocorrer variações microestruturais antes e, mais intensamente após o tratamento térmico e conseqüentemente variações nas propriedades magnéticas e mecânicas.
 - Os aços ABNT 1006 após tratamento térmico geralmente apresentam microestrutura heterogênea ao longo da seção transversal, apresentando grãos maiores na superfície e menores no centro. Estas diferenças devem-se principalmente a maior descarbonetação na região superficial.
 - Nas amostras de aço ABNT 1006, a que apresentou maior crescimento de grão no recozimento final foi a amostra com maiores limite de escoamento antes do tratamento térmico e elevada relação LE/LR. Esta amostra foi a que apresentou também as melhores propriedades magnéticas.
-

- Os aços ABNT 1006 que apresentaram adequadas propriedades magnéticas, ou seja; perdas abaixo de 11 W/kg e permeabilidade acima de 2000 (especificação para aços não-processados), na maioria dos casos observados tinham tamanho de grão variando de 100 a 180 μm .

Aço semi-processado

- Os aços semi-processados que apresentaram perdas magnéticas (1,5 T/60 Hz) abaixo de 6,50 W/kg (especificação de aços semi-processados) o tamanho de grão variou de 180 a 320 μm .

Comparativo aço ABNT 1006 e semi-processado

- O aço semi-processado difere-se do aço ABNT 1006 basicamente pelos teores de carbono, silício e alumínio, elementos que afetam as propriedades magnéticas e pelo grau de encruamento, que favorece o crescimento de grão. Esta diferença no encruamento e no teor de silício é constatada pelas altas propriedades mecânicas apresentadas por estes aços e grande crescimento de grão e, conseqüentemente, pelas baixas perdas magnéticas.
- As chapas semi-processadas apresentaram aproximadamente 50% a menos em perdas do que as chapas do aço ABNT 1006 após o tratamento térmico devido ao grau de deformação ser mais elevado, ao maior teor de Si+Al, ao menor teor de carbono inicial e ao maior tamanho de grão.
- Os aços ABNT 1006 apresentaram permeabilidade magnética superior quando comparados com os semi-processados, devido ao alto teor de silício destes últimos que diminui a indução de saturação reduzindo assim a permeabilidade dos aços semi-processados.
- A chapa de aço ABNT 1006 mostrou grande heterogeneidade no tamanho de grão após o tratamento térmico, enquanto que a semi-processada resultou mais homogênea.

Tratamento térmico

- O ciclo térmico utilizado não foi o responsável pela heterogeneidade microestrutural que as chapas apresentaram. Estas diferenças podem ser devido ao grau de deformação que a chapa recebe na etapa final de fabricação e/ou ao grau de descarbonetação da mesma.
- O tratamento térmico efetuado nos fornos da WEG mostrou-se ser excelente descarbonetador dos aços.

Diversos

- A região de corte das lâminas apresentaram uma profundidade de deformação de aproximadamente 1/3 da espessura da chapa, ocorrendo recristalização dos grãos nesta mesma região após o tratamento térmico.
- É de grande importância controlar o limite de escoamento antes de utilizar o aço, podendo-se assim prever o seu possível comportamento, com relação ao tamanho de grão, após o tratamento térmico.

6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

No desenvolvimento deste trabalho alguns assuntos mostraram-se interessantes de serem mais detalhadamente estudados a fim de melhor conhecer os mecanismos envolvidos e otimizar o processo de tratamento térmico de chapas de aços para fins elétricos. Infelizmente, estes estudos não puderam ser realizados, ficando com sugestões para próximos trabalhos.

As sugestões são:

- Variar os ciclos do tratamento térmico objetivando otimizá-los a fim de obter melhores propriedades magnéticas nas chapas.
- Estudar o efeito do tratamento térmico sobre as chapas de aço com diferentes graus de encruamento.
- Estudar a melhoria da estampabilidade das chapas de aço para fins elétricos.

CAPÍTULO 7

7. BIBLIOGRAFIA

- [1] LANDGRAF, F.; RODRIGUES, D. e TEIXEIRA, J. C. CURSO do IPT de AÇOS ELÉTRICOS, 1998.
- [2] METALS HANDBOOK – American Society for Metals, Desk Edition 1997.
- [3] KUMANO, T.; KUBOTA, T. e TAKAHASHI, N. Texture of Primary Recrystallization on Nonoriented Electrical Steel Sheet with Phase Transformation, ASM, vol. 4 (4) p. 401-412, 1995.
- [4] CALLISTER, W. D. Materials Science and Engineering - Introduction, Editora John Wiley and Sons, 3ª edição, 1994.
- [5] VAN VLACK, L.H. Princípios de Ciências dos Materiais, Editora Edgard Blücher Ltda, 4ª edição, 1977.
- [6] ASHBROOK, R. W. e MARDER, A. R. The Effect of Initial Carbide Morphology on Abnormal Grain Growth in Decarburized Low Carbon Steel, Metallurgical Transactions A, vol.16 A, p. 897-906, 1985.

[7] RELATÓRIOS TÉCNICOS INTERNOS WEG

[8] LANDGRAF, F.; EMURA, M. e FILIPINI, M. A. Efeito do Envelhecimento nas Propriedades Magnéticas de um Aço Elétrico, IPT, 1998.

[9] GUNTHER, K.; BOLLING, F. e HUNEUS, H. Detrimental Effect of Oxidation on Magnetic Properties of Nonoriented Electrical Steel Sheet, Journal Applied Physics, vol. 64 (10), p. 5347-5349, 1988.

[10] STEPHENSON, E. T. The Effects of Decarburization Annealing on the Microestrutura and Magnetic Properties of Semiprocessed Motor Laminations Steels, Journal of Materials Engineering, vol.12 nº1, p. 69-83, 1990.

[11] JUUD, R. R.; STANESCU, M. S. e BACIU, D. Effect and Importance of Controlled Annealing Atmosphere on Magnetic Properties of Lamination Steels, Heat Treatment of Metals, vol. 4, p. 83-88, 1995.

[12] Catálogo dos Fornos Brasimet

[13] LYUDKOVSKY, G. e RASTOGI, P. K. e BAIA, M. Effect of Composition on the Magnetic Properties of Nonoriented Electrical Steels, Journal of Metals, p. 19-26, 1986.

[14] PADILHA, A. F. e SICILIANO F. Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura, ABM, 1995.

- [15] PEREIRA, L. M. Precipitation Behaviour and Microestrutural Evolution in Ti-Nb IF Steel, Tese de Doutorado, Queen's University, Kingston, Ontário, Canadá, 1992.
- [16] OLIVEIRA, C. A. Têmpera Direto de Aços Baixa Liga: Aspectos Cinéticos, Microestruturais e de Propriedades Mecânicas, Tese de Doutorado, UFRJ, Rio de Janeiro, 1994.
- [17] HOU, C. K. e SANBOH, L. Effect of Residual Aluminum on the Microstructure and Magnetic Properties of Low Carbon Electrical Steels, *Materials Science and Engineering*, vol. A1 25, p. 241-247, 1990.
- [18] BÓC, I., CSÉBI, J., GRÓF, A., CZIRÁKI, A. e NÁDOR, B. Correlation of Aluminum Content, Inclusion Structure, and Core Loss of Nonoriented electrical Steels, *Journal Applied Physics*, vol. 64 (10), p. 5350-5351, 1988.
- [19] HONDA, A. e FUKUDA, B. e OHYAMA, I. e MINE, Y. Effects of Magnetic Properties of Nonoriented Electrical Steel Sheets on Motor Efficiency, *Journal of Materials Engineering*, vol. 12 nº 1, p. 41-45, 1990.
- [20] STEPHENSON, E. T. e AMANN, M. R. Effects of Composition, Grain Size and Texture on the ac Core Loss of Magnetic Lamination Steels, *Energy Efficient Electrical Steels*, TMS-AIME, p. 43-60, 1981.
- [21] STEPHENSON, E. T. e MARDER, A. R. The Effects of Grain Size on the Core Loss and Permeability of Motor Lamination Steel, *IEEE*, Vol. MAG-22 nº 2, p. 101-106, 1986.

- [22]] HOU, C. K. e WANG, P. C. Effects of Composition and Process Variables on Core Loss and Hardness of Low Carbon Electrical Steels, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 92, p. 109-115, 1990
- [23] GONÇALVES, M. e RODRIGUES, D. e CONCÍLIO, G. Efeito da Recristalização sobre as Propriedades Magnéticas de Aço Baixo Carbono, IPT, Publicação 2108, 1992.
- [24] KUROSAKI, Y. e SHIOZAKI, M. The Effects of Grain Size on Magnetic Properties of Nonoriented Electrical Steels Sheets, *J. Materials Engineering*, vol. 11 nº1, p. 37-43, 1989.
- [25] LYUDKOWSKY, G. e RASTOGI, P. K. Response of a Non-oriented 2.0 wt% Silicon Steel to Processing Variables, *IEEE Trans. Magnetic*, p. 1539-1541, 1984
- [26] RASTOGI, P. K. e SHAPIRO, J. M. A Statistical Model for the Total ac Core Loss of Lamination Steels, *IEEE Trans. Magnetic*, p. 122-124, 1973.
- [27] CHARPENTIER, P. L. e BUCHER, J. H. Effects of Structural Variables on the Magnetic Properties of Cold Rolled Carbon Steels, *Mechanical Working and Steel Processing X*, AIME, p. 61-98, 1972.
- [28] TAKANOHASHI, R.; LANDGRAF, F. J. G.; FALLEIROS, I. G. S.; CAMPOS, M.F. e CHAGAS, F.C.; Efeito da Heterogeneidade da Deformação na Recristalização de aços Planos de Baixo Carbono, 54º Congresso Anual da ABM, 1999, 491-501.

[29] JUDD, R. R. e BLAZEK, K. E. Effect of High Temperature Annealing on the Magnetic Properties of Fully Processed Nonoriented Silicon-steel Sheets, Energy Efficient Electrical Steels, TMS-AIME, p. 147-155, 1981.

[30] BOZORTH, R. M. Ferromagnetism, IEEE 1993.

[31] FITZGERALD, A. E., KINGSLEY, C. e KUSKO, A., Máquinas Eléctricas, Mac Graw Hill, 1995.

[32] HOU, C. K.; HU, C. T. e LEE, S. The Effect of Phosphorus on the Core Loss of Lamination Steels, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 109 p. 07-12, 1992.

[29] WERNER, F. E. e JAFFE, R. I. Energy-Efficient Steels for Motor Laminations, Journal of Materials Engineering and Performance, ASM, vol. 1 nº 2 p. 227-234, 1992.

[30] LYUDKOVSKY, G. The Effect of Antimony on Internal Oxidation and Magnetic Properties of Si-Al Electrical Steels, IEEE, Vol. MAG-22 nº 5, p. 508-513, 1986.

A - APÊNDICE

A.1 GRANDEZAS MAGNÉTICAS

Campo Magnético:

Quando um fio ou uma bobina é atravessada por uma corrente elétrica, produz ao seu redor um campo magnético com linhas de força circulares e concêntricas com o condutor. Essas linhas de força produzem uma intensidade de campo magnetizante (H) que possui o mesmo sentido das linhas de força. O campo magnético depende da geometria do circuito elétrico e da concentração da corrente magnetizadora [1].

Intensidade de Magnetização:

É a intensidade de um campo magnético uniforme criado por uma corrente elétrica que percorre um condutor retilíneo (I).

Indução Magnética:

É o número total de linhas que passam numa determinada área colocada perpendicularmente às linhas de força e é representado pelo símbolo B , ou seja, é a densidade de fluxo magnético [1].

Permeabilidade Magnética (μ):

Esta grandeza estabelece a qualidade magnética do material, isto é, a capacidade de magnetização do material. É uma constante de proporcionalidade que relaciona o campo indutor

(H) com a indução produzida (B). Em outras palavras é a facilidade com que o material do meio é atravessado pelas linhas de fluxo ou facilidade com que o material magnetiza-se. Quanto maior a permeabilidade magnética, menor o campo magnético necessário para magnetizar um material [2].

Curva de Magnetização:

Quando o material é sujeito a um campo magnético com uma dada corrente elétrica, a magnetização induzida no material pelo campo é descrita por uma curva de magnetização obtida plotando-se a indução magnética B em função do campo magnético H . Tais curvas são de fundamental importância para descrever as propriedades magnéticas dos materiais [2].

Curva de Histerese:

O campo indutor H é aumentado até um ponto onde todos os ímãs elementares estão praticamente orientados (saturação magnética) sendo após reduzido e, com isto a indução decresce, porém o retorno não acontece sobre a linha original e sim segundo outra linha paralela. Quando o campo indutor anula-se ($H=0$) ainda resta uma certa indução, ou seja, mesmo sem campo indutor externo os ímãs elementares mantêm-se parcialmente orientados, restando uma certa indução residual.

Para anular a indução residual deve-se inverter a corrente (aplicar campo indutor inverso) e ir aumentando até que a indução anule-se ($B=0$). Este campo indutor capaz de levar a indução residual a zero é chamado de força coercitiva, H_c . Aumentando o campo indutor no sentido negativo, chega-se a saturação do material no sentido contrário. Reduzindo-se a excitação da bobina magnetizadora a densidade magnética B diminui até chegar a $H=0$, mantendo uma indução residual B_r negativa. Para anular esta indução residual deve-se inverter o campo indutor

e aumentá-lo até alcançar H_c . Continuando-se a aumentar o campo indutor chega-se novamente a saturação no sentido positivo.

A área interna formada pela curva corresponde a energia dissipada durante um ciclo de histerese, que é a perda magnética [3].

Ferromagnetismo:

Certos materiais metálicos apresentam momento magnético permanente mesmo com a ausência de um campo externo, esta característica é chamada de ferromagnetismo.

O ferromagnetismo é resultado da estrutura eletrônica dos átomos, pois no máximo dois elétrons podem ocupar cada um dos níveis de energia de um átomo isolado. Estes elétrons tem "spins" opostos e, como cada elétron, quando girando em torno de si mesmo, é equivalente a uma carga se movendo, cada elétron atua como um magneto extremamente pequeno, com os correspondentes pólos norte e sul. O ferromagnetismo ocorre quando estes átomos com os "spins" desemparelhados estão colocados a uma distância tal, que permitem que os "spins" individuais se alinhem dentro de uma região relativamente grande chamada domínio. O efeito magnético é grande devido aos "spins" atuarem cooperativamente dentro do domínio.

Em um material ferromagnético desmagnetizado, os domínios estão alinhados ao acaso, de forma que seus efeitos se cancelam. Entretanto, se os domínios são alinhados por um campo magnético, o material se torna magnético.

A permeabilidade dos materiais varia também com a temperatura. Quanto mais alta é a temperatura, maior é o nível de agitação atômica e portanto, maior é a dificuldade de orientar ou manter orientados os ímãs elementares do material [2].

Magnetoestricção:

Quando um corpo é magnetizado, suas dimensões são alteradas ligeiramente, sendo estas mudanças chamadas de magnetoestricção. A alteração no comprimento da direção paralela da magnetização é a mais freqüente [1].

Anisotropia Magnética:

Nos cristais de certos materiais as propriedades magnéticas dependem da direção nas quais elas são medidas. Embora, os cristais possam ter algumas propriedades isotrópicas, como suas interações com a luz, eles são magneticamente anisotrópicos nas suas respostas aos campos magnéticos de considerável amplitude. Em alguns materiais policristalinos, os vários cristais são orientados aleatoriamente, e as propriedades em diferentes direções não são muito diferentes. Em muitos casos, contudo, como em chapas laminadas, o processo de fabricação produz alguma regularidade na distribuição das orientações, e as propriedades magnéticas são anisotrópicas. A anisotropia normalmente persiste mesmo após o recozimento do material.

No ferro α , a direção [100] requer menor campo magnético H para atingir o estado completamente magnetizado $B_{m\acute{a}x}$. A direção [111] é a mais difícil de magnetizar [2].

Temperatura de Curie:

É a temperatura de transformação magnética abaixo do qual o metal ou liga é ferromagnético e acima do qual é paramagnético.

Domínios:

Qualquer material ferromagnético é composto por pequenas regiões onde há o alinhamento na mesma direção dos dipolos magnéticos. Tais regiões chamadas dipolos são magnetizadas até a saturação magnética. Domínios adjacentes são separados por contornos de

domínios ou paredes, através do qual a direção de magnetização gradualmente muda. Normalmente, os domínios são de tamanho microscópico, e para um material policristalino, cada grão consiste de mais de um domínio, logo em um material, há um grande número de domínios, com orientações diferentes [2].

Perdas por Histerese Magnética:

De acordo com a teoria de que os materiais ferromagnéticos são formados por domínios magnéticos (ímãs elementares), quando este material é submetido a um campo magnetizante os ímãs elementares orientam-se com certa dificuldade devido ao atrito interno que existe entre os mesmos. Tal atrito também existe quando o material é submetido a um campo desmagnetizante.

Quanto maior a dificuldade de magnetizar e desmagnetizar um material maior será este atrito e maior será a energia dissipada em forma de calor, ou seja, maior será a perda por histerese magnética.

Uma medida dessas dificuldades de magnetização e desmagnetização é a força coercitiva. Os materiais duros, os que tem alta força coercitiva, apresentam muitas perdas por histerese magnética.

As perdas por histerese geralmente diminuem com o aumento do tamanho de grão e melhora da textura. Baixas concentrações de átomos intersticiais e baixo volume de inclusões não metálicas também ajudam a diminuir as perdas por histerese [3].

Perdas por Correntes Parasitas (Correntes de Foucault):

É a energia despendida pela circulação de correntes induzidas no metal devido a variação do campo magnético.

É o resultado de correntes geradas dentro do núcleo magnético, devido a f.e.m., cujo sentido opõe-se a variação do campo magnético indutor. As perdas por correntes parasitas podem ser diminuídas pelo aumento da resistividade e diminuição da espessura do material [3].

Perdas Totais no Ferro:

Quando um aço é submetido a um fluxo magnético alternado, parte da energia usada para magnetizar o material é perdida através da geração de calor no ferro, chamado de “perdas no ferro”. Consistem na soma das perdas por histerese e perdas por correntes parasitas que se originam da variação de densidades de fluxo no ferro da máquina, estando energizado somente o enrolamento de excitação principal [3].

A.2 RESULTADOS OBTIDOS

Nas tabelas abaixo estão todos os resultados obtidos nos ensaios das chapas ABNT 1006 e semi-processada antes e após o tratamento térmico.

TABELA 1: COMPOSIÇÃO QUÍMICA, DUREZA E TAMANHO DE GRÃO ANTES DO TRATAMENTO TÉRMICO (CHAPA 1006)

AMOSTRAS	PARÂMETROS									
	C	S	P	Si	Mn	Al	Dureza Hv (0,5 kg)	Tamanho de Grão (mm)		
1	0,051	0,011	0,011	0,41	0,31	0,004	134	0,0141		
2	0,055	0,013	0,018	0,41	0,32	0,005	145	0,0068		
3	0,056	0,012	0,018	0,34	0,34	0,009	129	0,0071		
4	0,056	0,007	0,013	0,25	0,31	0,012	165	0,009		
5	0,064	0,008	0,018	0,43	0,32	0,004	141	0,0089		
6	0,056	0,016	0,021	0,39	0,28	0,002	121	0,01		
7	0,047	0,018	0,027	0,39	0,36	0,003	122	0,0094		
8	0,048	0,015	0,017	0,33	0,26	0,008	133	0,0093		
9	0,05	0,014	0,014	0,33	0,27	0,008	129	0,0114		
10	0,048	0,016	0,02	0,38	0,28	0,002	130	0,0094		

TABELA 2: PROPRIEDADES MECÂNICAS ANTES TRATAMENTO TÉRMICO (CHAPA 1006)

AMOSTRAS	PARÂMETROS							
	LR Transv (MPa)	LE Transv (MPa)	Alongamento (%)	LE/LR	LR Long (MPa)	LE Long (MPa)	Alongamento (%)	LE/LR
1	403	294	31	0,73	403	298	31	0,74
2	429	350	27	0,81	431	365	29	0,85
3	417	297	31	0,71	407	310	29	0,76
4	430	290	31	0,67	412	282	29	0,68
5	414	292	29	0,70	419	310	29	0,74
6	406	290	31	0,72	406	302	28	0,74
7	408	270	32	0,66	405	288	33	0,71
8	429	320	30	0,74	425	309	29	0,73
9	398	298	31	0,75	393	298	29	0,76
10	408	276	29	0,68	411	281	30	0,68

TABELA 3: PROPRIEDADES MAGNÉTICAS ANTES DO TRATAMENTO TÉRMICO (CHAPA 1006)

AMOSTRAS	PERDAS ELÉTRICAS (W/kg)				PERMEABILIDADE 1,5 T
	1,0 T 50 Hz	1,0 T 60Hz	1,5 T 50 Hz	1,5 T 60 Hz	
1	8,092	9,89	18,186	19,829	988
2	9,007	11,034	17,769	21,791	955
3	8,299	10,096	16,499	20,593	978
4	8,178	10,382	16,479	20,56	1011
5	8,294	10,058	16,316	19,711	1171
6	8,07	9,73	15,81	19,846	1013
7	7,669	9,393	15,376	19,177	1044
8	8,11	9,732	16,177	19,957	967
9	6,523	8,127	13,144	16,01	953
10	7,633	9,187	15,071	18,584	1089

TABELA 4: COMPOSIÇÃO QUÍMICA, DUREZA E TAMANHO DE GRÃO APÓS TRATAMENTO TÉRMICO (CHAPA 1006)

AMOSTRAS	PARÂMETROS									
	C	S	P	Si	Mn	Al	Dureza Hv (0,5 kg)	Tamanho de Grão (mm)		
								Mín.	Máx.	
1	0,003	0,012	0,014	0,45	0,3	0,004	97	0,0318	0,1796	
2	0,005	0,012	0,026	0,46	0,32	0,0021	104	0,0897	0,1800	
3	0,007	0,012	0,011	0,46	0,34	0,008	119	0,0089	0,1147	
4	0,0053	0,009	0,014	0,37	0,31	0,01	114	0,0126	0,0126	
5	0,0032	0,01	0,016	0,5	0,31	0,003	110	0,0212	0,1106	
6	0,0048	0,016	0,019	0,37	0,29	0,002	118	0,0239	0,1226	
7	0,004	0,014	0,024	0,34	0,33	0,001	110	0,0143	0,1368	
8	0,003	0,014	0,034	0,61	0,28	0,009	118	0,0104	0,2737	
9	0,0041	0,014	0,034	0,48	0,30	0,009	113	0,0119	0,0119	
10	0,003	0,011	0,013	0,38	0,28	0,003	100	0,0312	0,0312	

TABELA 5: PROPRIEDADES MECÂNICAS APÓS TRATAMENTO TÉRMICO (CHAPA 1006)

AMOSTRAS	PARÂMETROS							
	LR Transv (MPa)	LE Transv (MPa)	Alongamento (%)	LE/LR	LR Long (MPa)	LE Long (MPa)	Alongamento (%)	LE/LR
1	272	234	31	0,86	300	220	33	0,73
2	297	234	34	0,79	313	237	32	0,76
3	316	246	25	0,78	327	242	31	0,74
4	357	269	31	0,75	347	266	30	0,77
5	314	265	31	0,84	313	256	27	0,82
6	308	261	30	0,85	317	258	31	0,81
7	313	261	26	0,86	320	257	30	0,80
8	368	286	28	0,78	407	315	27	0,77
9	415	323	31	0,78	424	331	30	0,78
10	317	254	33	0,80	327	254	33	0,78

TABELA 6: PROPRIEDADES MAGNÉTICAS APÓS DO TRATAMENTO TÉRMICO (CHAPA 1006)

AMOSTRAS	PERDAS ELÉTRICAS (W/kg)				PERMEABILIDADE 1,5 T
	1,0 T 50 Hz	1,0 T 60Hz	1,5 T 50 Hz	1,5 T 60 Hz	
1	2,777	3,679	6,678	8,811	2128
2	2,898	3,742	6,203	8,155	2503
3	3,211	3,955	7,327	9,732	1882
4	4,547	5,652	9,764	12,436	2034
5	2,752	3,665	6,043	8,082	2458
6	3,335	4,225	7,264	9,427	2403
7	3,759	4,663	8,4	11,065	2096
8	4,191	5,354	9,159	12,073	1898
9	5,035	6,187	10,303	13,038	2083
10	3,283	4,226	7,35	9,575	1827

TABELA 7: COMPOSIÇÃO QUÍMICA, DUREZA E TAMANHO DE GRÃO ANTES DO TRATAMENTO TÉRMICO (CHAPA SEMI-PROCESSADA)

AMOSTRAS	PARÂMETROS									
	C	S	P	Si	Mn	Al	Dureza Hv (0,5 kg)	Tamanho de Grão (mm)		
1	0,0069	0,014	0,02	1,36	0,33	0,06	188	0,028		
2	0,012	0,011	0,019	1,19	0,31	0,049	187	0,0182		
3	0,008	0,014	0,029	1,16	0,37	0,032	175	0,0141		
4	0,01	0,016	0,022	1,1	0,32	0,029	177	0,0156		
5	0,008	0,01	0,004	1,22	0,3	0,038	189	0,0174		
6	0,009	0,012	0,013	1,13	0,4	0,03	184	0,0132		
7	0,008	0,013	0,021	1,17	0,28	0,026	181	0,0159		
8	0,015	0,017	0,021	1,00	0,29	0,035	177	0,0149		
9	0,011	0,012	0,016	1,13	0,242	0,031	181	0,0144		
10	0,008	0,009	0,021	1,02	0,34	0,029	177	0,0186		

TABELA 8: PROPRIEDADES MECÂNICAS ANTES TRATAMENTO TÉRMICO (CHAPA SEMI-PROCESSADA)

AMOSTRAS	PARÂMETROS							
	LR Transv (MPa)	LE Transv (MPa)	Alongamento (%)	LE/LR	LR Long (MPa)	LE Long (MPa)	Alongamento (%)	LE/LR
1	491	437	18	0,89	503	453	16	0,90
2	495	450	16	0,91	516	478	14	0,93
3	494	464	16	0,94	519	482	15	0,93
4	496	402	18	0,81	514	452	17	0,88
5	495	450	17	0,91	509	457	16	0,90
6	507	450	16	0,89	516	440	16	0,85
7	486	436	15	0,90	507	430	15	0,85
8	510	450	14	0,88	527	504	14	0,96
9	490	432	17	0,88	507	469	17	0,92
10	490	439	15	0,90	500	445	15	0,89

TABELA 9. PROPRIEDADES MAGNÉTICAS ANTES DO TRATAMENTO TÉRMICO (CHAPA SEMI-PROCESSADA)

AMOSTRAS	PERDAS ELÉTRICAS (W/kg)				PERMEABILIDADE 1,5 T
	1,0 T 50 Hz	1,0 T 60Hz	1,5 T 50 Hz	1,5 T 60 Hz	
1	6,253	7,409	10,752	13,487	606
2	8,294	10,058	16,316	19,711	1171
3	5,922	7,289	10,827	13,442	712
4	6,482	7,875	11,486	14,149	651
5	5,482	6,837	10,353	12,86	813
6	6,06	7,55	11,24	13,664	689
7	6,375	7,706	11,591	14,225	642
8	6,305	7,63	11,744	14,367	736
9	6,003	7,348	11,017	13,571	680
10	5,774	7,239	10,662	13,004	626

TABELA 10: COMPOSIÇÃO QUÍMICA, DUREZA E TAMANHO DE GRÃO APÓS TRATAMENTO TÉRMICO (CHAPA SEMI-PROCESSADA)

AMOSTRAS	PARÂMETROS							Dureza Hv (0,5 kg)	Tamanho de Grão (mm)
	C	S	P	Si	Mn	Al	MÉDIA		
1	0,0033	0,014	0,023	1,4	0,32	0,064	139	0,19	
2	0,0053	0,015	0,018	1,09	0,3	0,044	138	0,2	
3	0,0065	0,014	0,023	1,12	0,38	0,027	142	0,1786	
4	0,0038	0,016	0,021	1,09	0,3	0,027	142	0,3151	
5	0,003	0,01	0,018	1,26	0,31	0,041	125	0,2954	
6	0,005	0,013	0,026	1,14	0,41	0,034	131	0,2854	
7	0,0044	0,011	0,02	1,02	0,26	0,027	130	0,2364	
8	0,006	0,017	0,017	0,99	0,28	0,034	144	0,1891	
9	0,006	0,012	0,015	1,10	0,23	0,028	139	0,2364	
10	0,006	0,009	0,020	0,96	0,34	0,031	120	0,1646	

TABELA 11: PROPRIEDADES MECÂNICAS APÓS TRATAMENTO TÉRMICO (CHAPA SEMI-PROCESSADA)

AMOSTRAS	PARÂMETROS							
	LR Transv (MPa)	LE Transv (MPa)	Alongamento (%)	LE/LR	LR Long (MPa)	LE Long (MPa)	Alongamento (%)	LE/LR
1	352	264	29	0,75	358	283	29	0,79
2	353	303	28	0,86	370	300	26	0,81
3	352	305	27	0,86	365	308	25	0,84
4	334	298	25	0,89	354	302	27	0,85
5	384	346	25	0,90	395	343	28	0,87
6	390	343	23	0,88	407	347	24	0,85
7	331	293	26	0,89	342	295	25	0,86
8	348	297	26	0,85	368	307	27	0,84
9	338	308	24	0,91	350	314	24	0,90
10	352	302	29	0,85	364	308	26	0,84

TABELA 12: PROPRIEDADES MAGNÉTICAS APÓS TRATAMENTO TÉRMICO (CHAPA SEMI-PROCESSADA)

AMOSTRAS	PERDAS ELÉTRICAS (W/kg)				PERMEABILIDADE 1,5 T
	1,0 T 50 Hz	1,0 T 60Hz	1,5 T 50 Hz	1,5 T 60 Hz	
1	1,606	2,169	4,002	5,203	1764
2	2,359	4,747	2,865	5,973	2063
3	1,772	2,339	4,167	5,313	2119
4	1,913	2,471	4,396	4,947	2063
5	1,85	2,407	4,34	5,564	1702
6	1,618	2,18	3,917	5,044	2172
7	1,779	2,282	4,218	5,477	1636
8	1,827	2,382	4,427	5,619	1703
9	1,763	2,264	4,605	5,188	1767
10	1,608	2,233	4,228	8,83	1590

A.3 BIBLIOGRAFIA

[1] BOZORTH, Richard M. Ferromagnetism, IEEE 1993.

[2] CALLISTER, Willian D. Materials Science and Enginnering- Introduction, 1994.

[3] LANDGRAF, F. e DANIEL, R. D. e TEIXEIRA, J. C. Curso do IPT de Aços Elétricos, 1998.