

Eduardo Cavalcante da Silva

A Influência do Recozimento Descarboxitante nas Propriedades Magnéticas de Aços para fins elétricos

Dissertação apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para título de Mestre em Engenharia

**Área de Concentração:
Engenharia Metalúrgica e de Materiais**

Orientador: Prof. Dr. Fernando José Gomes Landgraf

**São Paulo-SP
2011**

Eduardo Cavalcante da Silva

A Influência do Recozimento Descarbonetante nas Propriedades Magnéticas de Aços para fins elétricos

**Dissertação apresentada à Escola Politécnica
da Universidade de São Paulo para título
de Mestre em Engenharia**

**São Paulo-SP
2011**

Este exemplar foi revisado e alterado em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com anuência de seu orientador.

São Paulo, 01 de abril de 2011

Assinatura do autor

Assinatura do orientador

Silva, Eduardo Cavalcante da

A influência do recozimento descarbonetante nas propriedades magnéticas de aços para fins elétricos / E.C. da Silva. --São Paulo, 2011. Edição revisada.

92 p.

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

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

AGRADECIMENTOS

Ao Prof.Dr. Fernando José Gomes Landgraf e Dr. Daniel Rodrigues pela orientação e acompanhamento durante toda realização desta Dissertação.

Ao Dr. Nicolau Apoena Castro pela ajuda na focalização do Trabalho.

Ao Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo (IPT) pela infraestrutura e oportunidade de realizar este trabalho.

À empresa “FITAS METÁLICAS” - Guarulhos pela colaboração e doação de matéria prima utilizada no presente trabalho.

SUMÁRIO

RESUMO.....	16
ABSTRACT.....	17
1.INTRODUÇÃO.....	18
2.OBJETIVOS.....	21
3.REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	22
3.1.Os principais parâmetros de seleção de aços para fins elétricos.....	22
3.2.Relação entre Propriedades magnéticas e microestrutura.....	24
3.3.Efeito do grau de redução da laminação de encruamento final (“Skin Pass”) nas Propriedades magnéticas de aços elétricos após recozimento final.....	27
3.4.Efeito do recozimento descarbonetante na recristalização e nas Propriedades magnéticas do material após recozimento final.....	34
3.5.Descarbonetação de aços elétricos semiprocessados.....	37
3.6.A Importância da Textura Cristalográfica nas Propriedades magnéticas.....	40
4.MATERIAIS E MÉTODOS DO TRABALHO.....	42
4.1.Métodos.....	42
4.1.1.Single Sheet Tester (SST).....	42
4.1.2.Análise Química de Teor de Carbono.....	44
4.1.3.Textura cristalográfica.....	45

4.1.4.Método de preparação de corpo de prova utilizado para textura cristalográfica.....	47
4.1.5.Microscopia óptica.....	48
4.1.6.Medidas de Tamanho de Grão (TG).....	49
4.2.Material utilizado.....	49
4.3.Descrição dos ensaios realizados.....	50
4.4.Formatos de realização dos ensaios realizados.....	51
4.5.Método de medição de Ponto de orvalho.....	54
4.6. Fornos e recozimentos não-descarbonetantes.....	55
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	56
5.1. Resultados e discussão das Perdas magnéticas em função do tempo, do ponto de orvalho e da posição da lâmina, após recozimento final.....	56
5.2. Resultados e discussão da variação de teor de carbono em função do recozimento, da posição da lâmina no pacote e a influência do teor de carbono nas perdas magnéticas totais.....	60
5.3. Resultados e discussão da relação entre teor de carbono, microestrutura, perdas magnéticas e tamanho de grão do material.....	65
5.4. Resultados e discussão do tamanho de grão em função do tempo de recozimento e em função das perdas magnéticas das amostras.....	77
5.5. Resultados de texturas cristalográficas (ODF's).....	82

6.CONCLUSÕES.....84

7.REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....86

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1. Representação esquemática do processo de fabricação de aço elétrico semiprocessado.....	20
FIGURA 2. Efeito da variação do teor de C nas Propriedades magnéticas de aços, sob indução magnética de 1,0T.....	25
FIGURA 3. Valores de Permeabilidade e Perdas magnéticas, conforme tamanho de grão para um aço GNO de baixo silício.....	26
FIGURA 4. Valores de perdas a 1,5T/60Hz em relação ao tamanho de grão para o ferro.....	27
FIGURA 5. Variação do TG final recristalizado em função do grau de laminação de encruamento.....	29
FIGURA 6. Evolução do grau de laminação de grau de laminação de encruamento para ocorrência de recristalização de um aço baixo-carbono recozido a vácuo, durante 4 horas a 760°C (730ppm de C).....	30
FIGURA 7. Evolução do grau de laminação de grau de laminação de encruamento para ocorrência de recristalização de um aço baixo-carbono (730ppm de C) recozido em uma atmosfera descarbonetante, durante 2 horas a 760°C.....	31
FIGURA 8. Micrografias de amostras de aços baixo-carbono após têmpera a 760°C.....	32
FIGURA 9. Gráfico de variação de Perdas histeréticas pelo inverso do tamanho de grão ($1/\ell$).....	33
FIGURA 10. a-)Microestrutura de Aço FP1 descarbonetado (SIDOR e KOVAC, 2005) ; b-) amostras descarbonetada de um pacote de 3 lâminas parafusadas.....	35

FIGURA 11. Trecho do diagrama de fases para ferro-carbono, com curvas em função do teor de silício.....	35
FIGURA 12. Modelo de variação de teor de carbono das amostras em relação a distância da superfície em um tratamento com ponto de orvalho de 20°C em diferentes tempos.....	38
FIGURA 13. Variação do teor de carbono em função do tempo de descarbonetação em relação a temperatura e o ponto de orvalho.....	38
FIGURA 14. . Efeito do tempo e do tipo de recozimento no TG de diferentes aços baixo carbono. As linhas representam recozimentos a vácuo (700°C) e os pontos representam recozimentos descarbonetantes (760°C).....	39
FIGURA 15. a-)Curvas de magnetização de Fe em diferentes planos cristalográficos. b-)As 3 principais direções de magnetização do Fe (estrutura cúbica de corpo centrado); de fácil, intermediária e difícil magnetização.....	41
FIGURA 16. Instrumento de medição magnética em uma única lâmina, (“SST” ou “Soken”).....	43
FIGURA 17. Circuito Magnético do “Single Sheet Tester”	44
FIGURA 18. Esquema de uma lente policapilar.....	46
FIGURA 19. Desenho esquemático da distribuição de algumas Orientações cristalográfica e a escala de intensidade dos planos nas ODF’s estão descritas em cores na ODF, para $\varphi_2=45^\circ$.....	47
FIGURA 20. Forno de recozimento descarbonetante e em destaque, o medidor de Ponto de orvalho, “forno Lindberg”, instalado no IPT.....	51

FIGURA 21. Gráfico térmico dos ensaios realizados juntamente com as atmosferas de cada etapa.....	52
FIGURA 22. Foto do aparato utilizado para manter as lâminas de aço no interior do forno na posição vertical.....	52
FIGURA 23. Desenho esquemático da junção de 3 lâminas a serem ensaiadas.....	53
FIGURA 24. Ilustração do sistema de medição de Ponto de orvalho do presente trabalho.....	55
FIGURA 25. Forno a vácuo utilizado.....	55
FIGURA 26. Forno tubular do recozimento “somente hidrogênio”.....	56
FIGURA 27. Perdas a 1,5T/60Hz em relação ao tempo no ensaio de ponto de orvalho de 5°C.....	57
FIGURA 28. Perdas a 1,5T/60Hz em relação ao tempo no ensaio de ponto de orvalho de 15°C.....	58
FIGURA 29. Perdas a 1,5 T/60Hz em relação ao tempo no ensaio de ponto de orvalho de 25°C.....	58
FIGURA 30. Perdas a 1,5T/60Hz em relação ao tempo no ensaio sem umidade.....	59
FIGURA 31. Perdas a 1,5T/60Hz em relação tipos de atmosferas no interior do forno, sendo as amostras “solitárias” analisadas.....	59
FIGURA 32. Variação do teor de carbono em função do tempo de recozimento descarbonetante no ensaio de ponto de orvalho de 5°C.....	61
FIGURA 33. Variação do teor de carbono em função do tempo de recozimento descarbonetante no ensaio de ponto de orvalho de 15°C.....	61

FIGURA 34. Variação do teor de carbono em função do tempo de recozimento descarbonetante no ensaio de ponto de orvalho de 25°C.....	62
FIGURA 35. Variação do teor de carbono em função do tempo no ensaio “sem umidade”.....	62
FIGURA 36. Variação do teor de carbono da lâmina solitária em função do tempo de recozimentos nos ensaios de diferentes atmosferas.....	63
FIGURA 37. Variação das perdas magnéticas em função do teor de C, após diversos recozimentos descarbonetantes.....	64
FIGURA 38. .Micrografia e dados respectivos de teor de carbono, perdas a 1,5T/60Hz e tamanho de grão do “COSCORE 550” sem tratamento térmico.....	65
FIGURA 39. Micrografias, teor de carbono, perdas a 1,5T/60Hz e tamanho de grão das lâminas após tratamento térmico de ponto de orvalho de 5°C, ou seja, $p_{H_2O}/P_{H_2}=0,086$.....	67
FIGURA 40. Micrografias, teor de carbono, perdas a 1,5T/60Hz e tamanho de grão das lâminas após tratamento térmico de ponto de orvalho de 15°C, ou seja, $P_{H_2O}/H_2=0,17$.....	69
FIGURA 41. Micrografias, teor de carbono, perdas a 1,5T/60Hz e tamanho de grão das lâminas após tratamento térmico de ponto de orvalho de 25°C, ou seja, $P_{H_2O}/H_2=0,31$.....	70
FIGURA 42. Micrografias, teor de carbono [ppm], perdas a 1,5T/60Hz e tamanho de grão das lâminas[μm] após tratamento térmico “sem umidade”, gases na proporção de 90%N₂ e 10%H₂.....	72

FIGURA 43. Micrografias, teor de carbono, perdas a 1,5T/60Hz e tamanho de grão das lâminas após tratamento térmico tendo como atmosfera somente nitrogênio.....	74
FIGURA 44. Micrografias, teor de carbono, perdas a 1,5T/60Hz e tamanho de grão das lâminas após tratamento térmico por 60 minutos tendo como atmosfera “somente hidrogênio”.....	75
FIGURA 45. Micrografia, teor de carbono, perdas 1,5T/60Hz e tamanho de grão das lâminas após tratamento térmico a vácuo ($3,5 \cdot 10^{-5}$ mBar), durante 10 horas a 760°C.....	76
FIGURA 46. Variação de perdas magnéticas totais de aços recozido sob vácuo e sob recozimento descarbonetante, ambos durante 2 horas.....	76
FIGURA 47. Tamanho de grão em função do tempo de tratamento térmico de ponto de orvalho de 5°C.....	77
FIGURA 48. Tamanho de grão em função do tempo de tratamento térmico de ponto de orvalho de 15°C.....	78
FIGURA 49. Tamanho de grão em função do tempo de tratamento térmico de ponto de orvalho de 25°C.....	78
FIGURA 50. Tamanho de grão em função do tempo de tratamento térmico “sem umidade”.....	79
FIGURA 51. Tamanho de grão das lâminas solitárias em função do tempo de tratamento em diferentes atmosferas ponto de orvalho.....	79
FIGURA 52. Variação das perdas magnéticas em função do tamanho de grão, após diversos recozimentos.....	80
FIGURA 53. Variação das perdas magnéticas em função do inverso do tamanho de grão, após diversos recozimentos descarbonetantes.....	81

FIGURA 54. Variação do tamanho de grão em função do teor de C, após diversos recozimentos descarbonetantes.....82

FIGURA 55. ODF'S e Micrografias (com tamanho de grão medido) das lâminas solitárias de "COSCORE 550", sem recozimento e após recozimentos descarbonetantes. (a)Material sem tratamento (COSCORE 550);(b)Material descarbonetado durante 1 hora a ponto de orvalho igual a 5°C;(c)Material descarbonetado durante 1 hora a ponto de orvalho de 15°C; (d) Material descarbonetado durante 1 hora a ponto de orvalho de 25°C. (e) Orientações e escalas de intensidades das ODF's utilizadas nas ODF's.....83

LISTA DE EQUAÇÕES

EQUAÇÃO 1.....49

EQUAÇÃO 2.....60

LISTA DE TABELAS

TABELA 1. Composição química do “COSCORE 550” (Amostra utilizada).....	50
---	-----------

RESUMO

Este trabalho analisa o efeito da descarbonetação nas perdas magnéticas de aços elétricos semiprocessados, após recozimento final, descarbonetante e/ou não-decarbonetante. Neste trabalho foi utilizado um aço de baixo carbono (600ppm de C) encruado a 4-6% de deformação, tipo “COSCORE 550”.

Foi notado que o recozimento descarbonetante reduz rapidamente (poucos minutos de tratamento térmico) o teor de carbono do aço a níveis baixos (abaixo de 100ppm de C), reduzindo também as Perdas magnéticas totais (abaixo de 10W/Kg). Verifica-se que recozimentos de 20 e 40 minutos são tempos suficientes para produzir aços com baixas Perdas e baixo teor de C. É mostrado também que recozimento descarbonetante influencia na recristalização de aços carbono encruado.

Verificou-se que, durante recozimento descarbonetante, o espaçamento entre as lâminas influenciou a microestrutura e as perdas magnéticas do material.

A análise de Textura cristalográfica do material revela que quanto maior o nível de umidade do ensaio, maior a redução da intensidade de fibra “Gama”, (111)//DN, e aumento da intensidade de textura cristalográfica “Goss”, ou seja, grãos com orientação cristalográfica, (110)//{001} de grande intensidade é obtido.

Palavras-chaves: aço elétrico, recristalização e perdas magnéticas

ABSTRACT

This work analyzes the effects of decarburizing annealing on the magnetic, microstructure and texture properties of semiprocessed electrical steels after annealing. A rolled low-carbon electrical steel (0,06%wt/wt Carbon) sheet was used in the experiments.

It was verified that decarburizing annealings decrease quickly carbon content (after few minutes of thermal treatment) to levels lower than 100ppm, and after annealing the magnetic losses fastly decreases until below 10W/Kg. It was seen that decarburizing annealings for 20 and 40 minutes are enough to produce low magnetic losses and low carbon content steels. The annealings resulted in low magnetic losses steels whenever microstructure recrystallization has occurred, associated with decarburization. .

It was noticed that, during decarburizing annealing, the spacing between sheets affected the microstructure and magnetic losses of the material.

Crystallographic texture analysis of material reveals that the bigger the annealing humidity, "Gama" fiber, (111)//DN, decreases and "Goss" texture, (110)//{001}, increases.

Keys-words: electrical steel, recrystallization and magnetic losses

1.Introdução

O baixo custo de processamento dos aços baixo-carbono justifica seu uso quando a aplicação do material não exige extrema excelência das propriedades magnéticas- um aço com alta permeabilidade magnética, baixa coercividade e perdas magnéticas mínimas.

Os aços elétricos, geralmente de baixos custos de processamento, são importantes devido a sua capacidade de amplificar milhares de vezes um campo magnético externamente aplicado. Essa propriedade é essencial para a existência das máquinas elétricas como os motores, geradores e transformadores elétricos (LANDGRAF, 2001b).

A otimização das propriedades dos aços elétricos é de grande interesse atualmente pelas indústrias, governo e sociedade, particularmente devido a redução das perdas magnéticas que gera economia de energia elétrica e melhor desempenho dos motores elétricos. Vários fatores têm influência direta nas perdas magnéticas, dentre os eles são: composição química, textura cristalográfica, tamanho de grão, partículas de segunda fase e discordâncias (MELQUÍADES, 2006).

As propriedades magnéticas dos aços baixo-carbono - como nos materiais ferrosos - geralmente são sensíveis devido a presença de impurezas (LANDGRAF, 2001b). A literatura mostra que o carbono é prejudicial magneticamente, de modo que sua concentração deve ser reduzida a níveis “baixos” através de recozimento descarbonetante com atmosfera controlada (SWISHER; ENGLISH e STOFFERS,1969).

Recozimentos a temperaturas na faixa de 850°C e atmosfera úmida (uma mistura de 85-95% de N₂, 5-15% de H₂ saturado com H₂O a temperatura ambiente) são utilizados freqüentemente para obter otimização das propriedades magnéticas de aços para fins elétricos. O recozimento com atmosfera úmida provoca remoção de carbono (SWISHER; ENGLISH e STOFFERS,1969).

Há, logicamente, muitas variáveis envolvidas no tratamento térmico de aços baixo-carbono para fins elétricos. Conhecendo os efeitos de específicas impurezas em quantidades controladas, pode-se ajustar o tratamento térmico para otimização do processamento conforme o aço e assim obter um material final excelente magneticamente (SWISHER; ENGLISH e STOFFERS, 1969).

As perdas energéticas presentes nos motores elétricos se devem a três fatores: 1- às perdas magnéticas nas lâminas estampadas de aço; 2-às perdas no cobre e 3 - às perdas mecânicas devidas ao atrito. Uma das melhores formas de reduzir o consumo de energia elétrica é reduzir as perdas magnéticas das chapas de aço estampadas (MELQUÍADES, 2006).

Aços elétricos de grão não-orientado (GNO) são divididos em duas categorias:

1-os aços elétricos totalmente processados

2-aços elétricos semiprocessados.

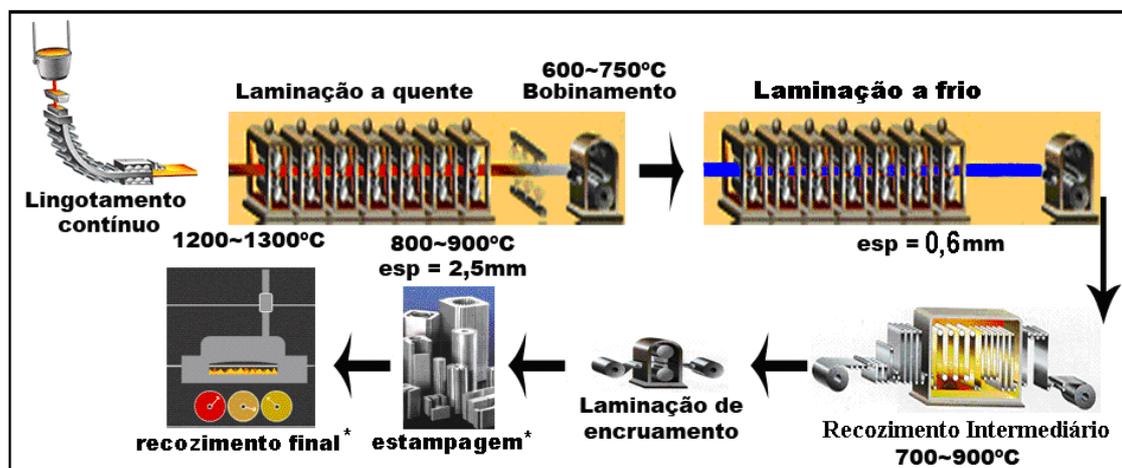
O primeiro já está pronto para ser estampado na forma de rotores e estatores de motores elétricos, já apresentando boas propriedades magnéticas e sem a necessidade de tratamento térmico final. Já os aços semiprocessados exigem a etapa de recozimento final, tal tratamento térmico gera otimização das propriedades magnéticas, isto é resultado da recristalização do material semiprocessado, isto é, previamente encruado (CASTRO, 2008).

O recozimento final é feito usualmente nos fornos dos fabricantes de motores elétricos, em temperaturas da ordem de 760°C por 2 horas, o recozimento provoca elevação do tamanho de grão do material, para um valor acima de 100 microns e reduz o teor de carbono abaixo de 50ppm (MELQUÍADES, 2006).

A figura 1 apresenta o fluxograma do processo de fabricação dos aços elétricos de grão não-orientado (GNO) semiprocessados, sendo este o tipo de material magnético analisado neste Trabalho.

Recozimentos realizados nos aços elétricos semiprocessados sem um controle adequado da descarbonetação pode resultarem amostras com regiões com microestrutura de pequeno tamanho de grão (TG) e conseqüentemente ocorrência de aumento das perdas magnéticas e queda no rendimento magnético do material (MELQUÍADES, 2006).

O processamento de aços semiprocessados possui mais etapas, que o processo de aço totalmente processado, sendo a laminação de encruamento final, ou “Skin Pass”, a etapa principal de diferenciação entre os dois tipos de processamentos, uma vez que esta etapa não existe no processo de aços elétricos totalmente processados.



*etapa realizadas pelo Fabricante de motores

Figura 1. Representação esquemática do processo de fabricação de aço elétrico semiprocessado (CASTRO, 2008).

O processo de fabricação de aços elétricos (GNO) semiprocessados é constituído das seguintes etapas, conforme mostrado na figura 1:

1. Lingotamento contínuo
2. Laminação a quente

- 3.Laminação a frio
- 4.Recozimento Intermediário
- 5.Laminação de encruamento final
- 6.Recozimento final

O presente Trabalho trata-se da análise do efeito do recozimento descarbonetante final nas propriedades magnéticas e nas propriedades microestruturais de um determinado aço semiprocessado de baixo carbono (600ppm ou 0,06%p/p), denominado de “COSCORE 550”, fabricado pela “COSIPA”, salienta-se que este aço encontra-se encruado com 4 a 6% de deformação.

A análise do recozimento descarbonetante está relacionada ao processo de recristalização de um aço baixo-carbono encruado após tratamento térmico.

O presente Trabalho aborda o estudo de um aço usado para a fabricação de motores elétricos. Quando o aço elétrico é utilizado, este é excitado, geralmente, por corrente elétrica alternada. Neste caso, a intensidade do campo magnético externo aplicado se varia, invertendo-se periodicamente, conforme a frequência da corrente alternada utilizada.

2.Objetivos

Este trabalho visa investigar os efeitos do tratamento térmico de descarbonetação, variando-se o ponto de orvalho, tempo e a posição das lâminas de aço durante recozimento. O presente trabalho visou obter materiais com perdas magnéticas mínimas e microestrutura final (tamanho de grão e textura) ótima para aços elétricos.

O “pacote” de 3 lâminas visou repetir as condições internas dos fornos industriais para recozimento de aços semiprocessados.

3.Revisão Bibliográfica

Na revisão serão apresentados os principais aspectos dos aços semiprocessados para fins elétricos e tópicos para o entendimento do processamento de aços elétricos semiprocessados.

3.1.Os principais parâmetros de seleção de aços para fins elétricos

Os engenheiros eletricitas dizem que o torque do motor elétrico (composto de um conjunto sobreposto de lâminas de aço estampadas) depende do fluxo magnético no “entreferro”, ou seja, depende do fluxo magnético presente na região entre o estator e o rotor. O entreferro é o espaço entre a parte imóvel do motor (estator) e sua parte móvel (rotor).

A intensidade do campo magnético presente no interior de um material proveniente da presença de um campo externo aplicado é chamada de “**Indução Magnética**”, pois esse magnetismo foi induzido pelo campo externamente aplicado, geralmente proveniente da corrente elétrica nos fios de cobre do motor elétrico. Essa propriedade, a “Indução Magnética” é medida em gauss (no sistema CGS) ou em tesla (no sistema MKS) (LANDGRAF, 2001b).

O fabricante de motor elétrico gostaria de trabalhar com materiais que pudessem atingir níveis os maiores níveis de “Indução Magnética” possíveis, entretanto, essa propriedade magnética é limitada por duas condicionantes:

- Primeiro, devido à existência de um valor limite de Indução magnética, denominado de Saturação magnética, a do é $B_s=2,15T$, pois se utiliza ligas Fe-C para fabricação de motores elétricos.

- Segundo, depende da intensidade do campo magnético aplicado, mais comumente abordado pela “**Permeabilidade Magnética**” do aço elétrico, que é o fator

de amplificação do campo magnético externo aplicado, ou seja, esta propriedade é uma relação entre a Indução Magnética(B) e o Campo aplicado (H).

O processo de inversão do fluxo magnético da corrente elétrica alternada causa dois processos dissipativos de energia (LANDGRAF, 2001a) (LANDGRAF, 2001b):

1- Perdas Parasíticas: originam-se da formação de correntes elétricas induzidas – denominadas de “Correntes de Foucault”.

2 - e o outro Processo dissipativo seria uma consequência do processo de inversão da magnetização do material (aço elétrico), uma vez que este processo ocorre com dissipação de energia, originando a formação da “Histerese magnética” - esta Perda é denominada de “Perda magnética histerética”.

Ou seja, a variação do fluxo magnético causa dois tipos de Perdas magnéticas (Perdas Histeréticas e Parasíticas) no interior do aços. Estas perdas magnéticas em conjunto com a parcela de “**Perda anômala**” formam as “**Perdas magnéticas totais**”, denominadas também de “perdas no ferro” (LANDGRAF, 2001b).

A Perda anômala é o resultado da diferença entre o valor das perdas magnéticas totais e as duas parcelas de perdas magnéticas, a histerética e a parasítica. MATSUMURA, FUKUDA (1984); SHIOZAKI e KUROSAKI (1989) afirmam que as perdas anômalas crescem com o aumento de TG.

Para minimizar as perdas magnéticas totais, após recozimento final, é necessário obter tamanho de grão ótimo para cada material (CAMPOS; TEIXEIRA e LANDGRAF, 2006); em termos de textura cristalográfica, tentar obter uma textura ótima para aplicações magnéticas - ou seja, para textura (100)//[0vw] ou (110)//[001] (LANDGRAF, 2001) e minimizar a presença de inclusões, precipitados e tensões mecânicas (SILVA et al., 2008).

3.2. Relação entre Propriedades magnéticas e microestrutura

As principais variáveis que influenciam as propriedades magnéticas são: a composição química, o tamanho de grão (TG), a orientação cristalina predominante no material (textura cristalográfica), a densidade de discordâncias e a distribuição/tamanho de partículas de segunda fase (Fe_3C , MnS , etc).

A composição química está diretamente ligada à alteração da resistividade elétrica do material, esta propriedade possui influência direta nas “perdas parasitas” (LANDGRAF, 2001) (MELQUÍADES, 2006).

Outra variável de grande importância é o teor de carbono. Na forma de carboneto (Fe_3C) no aço, o carbono é bastante prejudicial magneticamente, o carboneto funciona como obstáculo para a magnetização e conseqüentemente causa aumento de perdas magnéticas (METALS HANDBOOK, v.2).

O teor de C participa ativamente no processo de recristalização de um aço encruado após recozimento a altas temperaturas (SILVA et al., 2007 e 2008) (PADILHA; SICILIANO, 2005).

As Perdas magnéticas tendem a diminuir conforme o tempo de recozimento (SWISHER; ENGLISH e STOFFERS, 1969). No caso dos recozimentos a vácuo onde não ocorre um significativo crescimento de grão, a diminuição nas perdas magnéticas pode ser justificada pelo rearranjo das discordâncias (PADILHA; SICILIANO, 2005). No caso dos recozimentos descarbonetantes de aços baixo-carbono ocorre acentuada das perdas magnéticas, justificado pelo aumento do TG e pela remoção dos carbonetos e recristalização do material (MELQUÍADES, 2006).

O teor de carbono - em conjunto com a influência do grau da laminação de encruamento final - é o fator importante na obtenção de baixos valores de perdas

magnéticas (SWISHER; ENGLISH e STOFFERS,1969) e no aumento do TG após recozimento (SHAPIRO, 1981) (RANJAM, 1987) (MELQUÍADES, 2006).

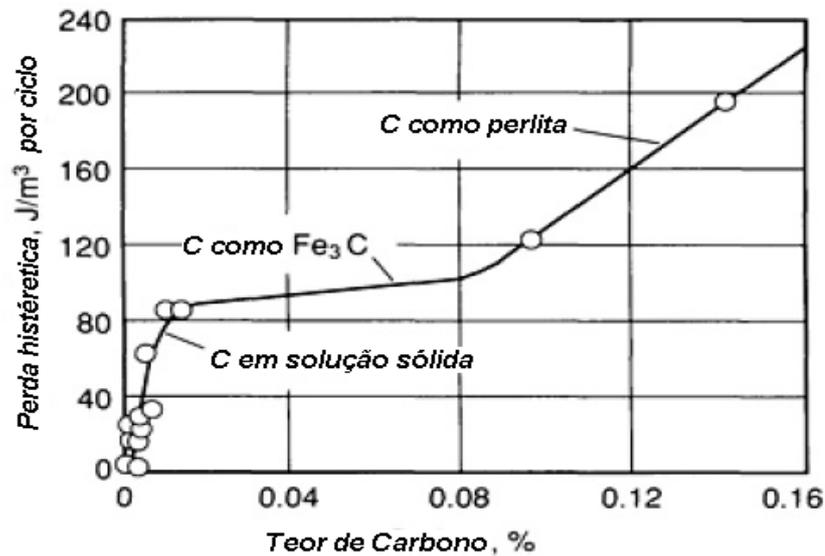


Figura 2. Efeito da variação do teor de C nas propriedades magnéticas de aços, sob indução magnética de 1,0T (METALS HANDBOOK, v.2).

O efeito negativo dos carbonetos e inclusões sobre as perdas magnéticas se dá através do aumento da parcela histerética das perdas magnéticas (figura 2): as partículas de carbonetos e inclusões funcionam como âncoras para o fenômeno da magnetização (MELQUÍADES, 2006).

Falhas durante a retirada do carbono (Recozimento descarbonetante parcial) do aço pode resultar em perdas magnéticas maiores (figura 2), o que diminui o rendimento e a eficiência das máquinas elétricas (MELQUÍADES, 2006).

Os aços elétricos do tipo semiprocessados são comercialmente fornecidos com teores de 10 a 600ppm ou 0,001 a 0,06%p/p de carbono. Estes tipos de aços elétricos, geralmente, são recozidos (**Recozimento final**) durante o processamento do fabricante do motor, onde também pode ser efetuada a descarbonetação do aço, dessa forma obtendo materiais de teores abaixo de 100ppm de C muito rapidamente (SOENEN; JACOBS; De WULF, 2005) (SILVA et al., 2008).

Segundo CHAUDHURY et al (2007) e (CAMPOS; TEIXEIRA e LANDGRAF, 2006), as perdas magnéticas são fortemente influenciadas pelo tamanho de grão (TG), pois quanto maiores forem os grãos da microestrutura, menor será a área de contornos de grão presente no material e menor área de obstáculos para a Magnetização (MELQUÍADES, 2006). Por isso, pequenos tamanhos de grão (TG's) no material final devem ser evitados (LANDGRAF, 2001) (SILVA et al. , 2007).

Segundo CHAUDHURY et al. (2007), além das perdas, a permeabilidade magnética também é influenciada pelo tamanho de grão (TG), a figura 3 demonstra que as Perdas magnéticas e a Permeabilidade variam conforme o TG do material final:

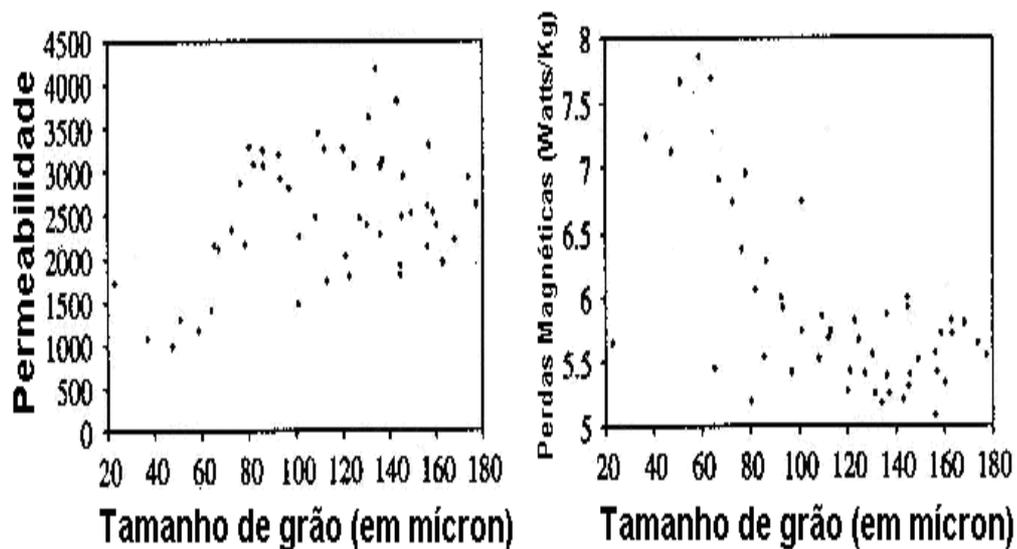


Figura 3. Valores de Permeabilidade e Perdas magnéticas, conforme tamanho de grão para um aço GNO de baixo silício (CHAUDHURY et al., 2007).

Segundo (CAMPOS; TEIXEIRA e LANDGRAF, 2006), materiais com TG final acima do “TG ótimo” possuem Perdas Magnéticas maiores. No caso da figura 3, o “TG ótimo” está na faixa de 110-140 micrômetros (CHAUDHURY et al, 2007).

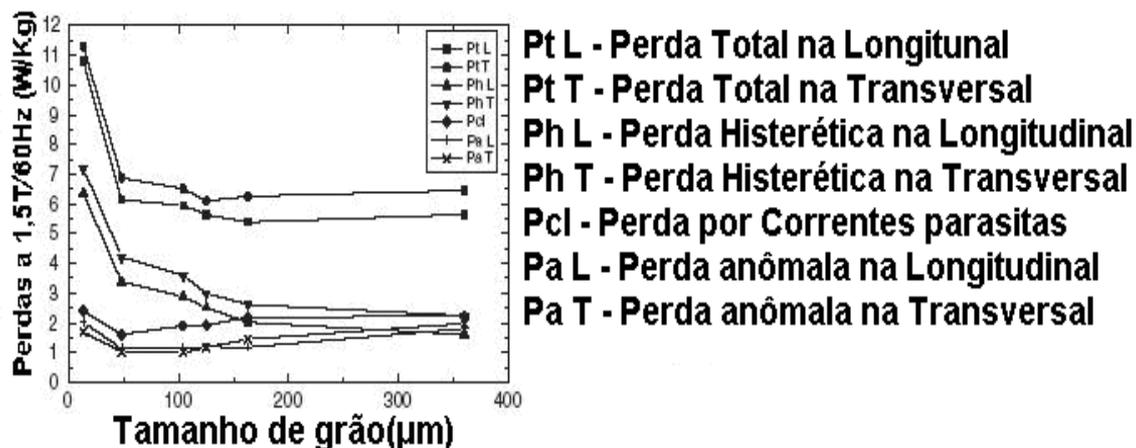


Figura 4. Valores de perdas a 1,5T/60Hz em relação ao tamanho de grão para o ferro (CAMPOS; TEIXEIRA e LANDGRAF, 2006).

A figura 4 mostra que as parcelas das perdas magnéticas totais diminuem até certo valor (TG ótimo) – neste caso aproximadamente 110 μ m (CAMPOS; TEIXEIRA e LANDGRAF, 2006). E amostras com TG maior que o “TG ótimo”, ocorre aumento das Perdas magnéticas totais (LANDGRAF, 1999).

Nos aços semiprocessados, o tamanho de grão ótimo é alcançado por meio do controle da redução de área, ou da deformação na etapa de laminação de encruamento final. Esse grau de redução depende do tamanho de grão do material após recozimento intermediário e também do tamanho de grão da BQ (YASHIKI; OKAMOTO, 1987); (HOU, 1996); (CASTRO, 2008) e (SILVA, 2009).

3.3.Efeito do grau de redução da laminação de encruamento final (“Skin Pass”) nas Propriedades magnéticas de aços elétricos após recozimento final

O grau de laminação de encruamento final por si só não é suficiente para se obter a completa recristalização das amostras de aço baixo carbono, caso não haja descarbonetação do material durante o recozimento.

Caso a força motriz fosse exclusivamente fosse proveniente da energia do contorno ou a energia de pequenas deformações, certamente o processo se completaria

mesmo no vácuo, entretanto o carbono (na forma de austenita durante o recozimento a 760°C) desempenha um papel de retardar ou até mesmo bloquear o movimento dos contornos impedindo o crescimento de grão do aço recozido (ANTONIONE et al, 1973) (RANDLE, 1993) (MELQUÍADES, 2006).

ANTONIONE et al. (1973) demonstrou que ferro puro quando recozido na ausência de deformação apresenta crescimento normal de grãos, enquanto na presença de pequenas deformações e na presença de partículas de segunda fase ocorre o crescimento anormal de grão, chamado por ele de recristalização secundária. RANDLE (1993) nomeou de recristalização secundária induzida por deformação, o crescimento de grão proveniente da presença de pequenas deformações após a recristalização primária. Na opinião de LANDGRAF (2005) no caso dos aços elétricos não há ocorrência de recristalização secundária e sim de recristalização primária com crescimento anormal de grãos.

A Figura 5 mostra que quanto menor a deformação, maior o tamanho de grão recristalizado, e que o material de maior TG (150µm) é proveniente de deformação de real 0,06% após recozimento. O tamanho de grão inicial da amostra (figura 5) é 11µm (RODRIGUES Jr., 2010).

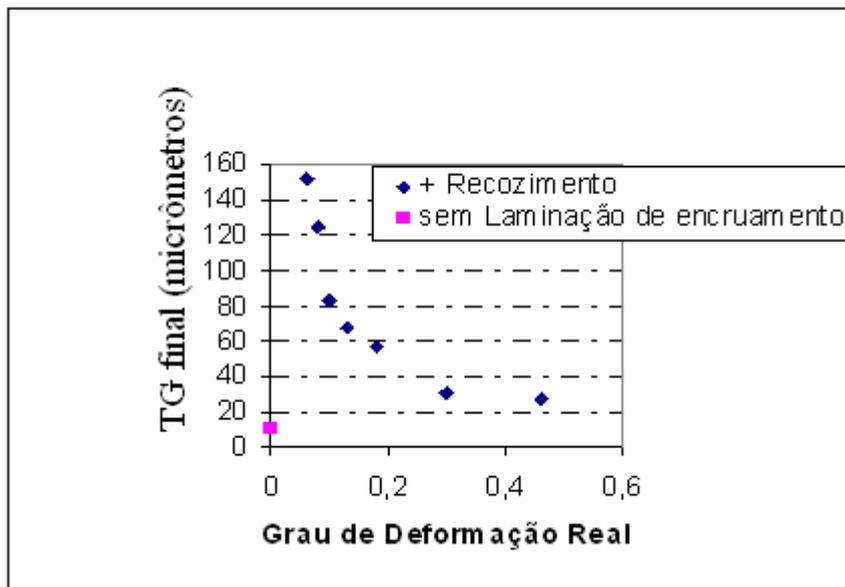


Figura 5. Variação do tamanho de grão final recristalizado em função do grau de laminação de encruamento (RODRIGUES Jr., 2010).

Tamanhos de grão maiores são obtidos a partir de corpos de prova recozidos com baixa deformação (figura 5). A introdução de deformações maiores assegura a probabilidade de ocorrer regiões com grande concentração de defeitos e altas deformações causam a ocorrência de maior número de núcleos de recristalização e, portanto forma uma microestrutura com tamanho de grão (TG) menor (MELQUÍADES, 2006) (PADILHA; SICILIANO, 2005).

Em relação à microestrutura final do aço (figura 6) (MELQUÍADES, 2006) observa-se que, após laminação de encruamento e recozimento final, a recristalização total de aços baixo-carbono depende do grau de laminação de encruamento, ou seja, que pode ser expresso termodinamicamente como “Energia de potencial”, ou energia interna necessária para a ocorrência de recristalização do material (PADILHA; SICILIANO, 2005).

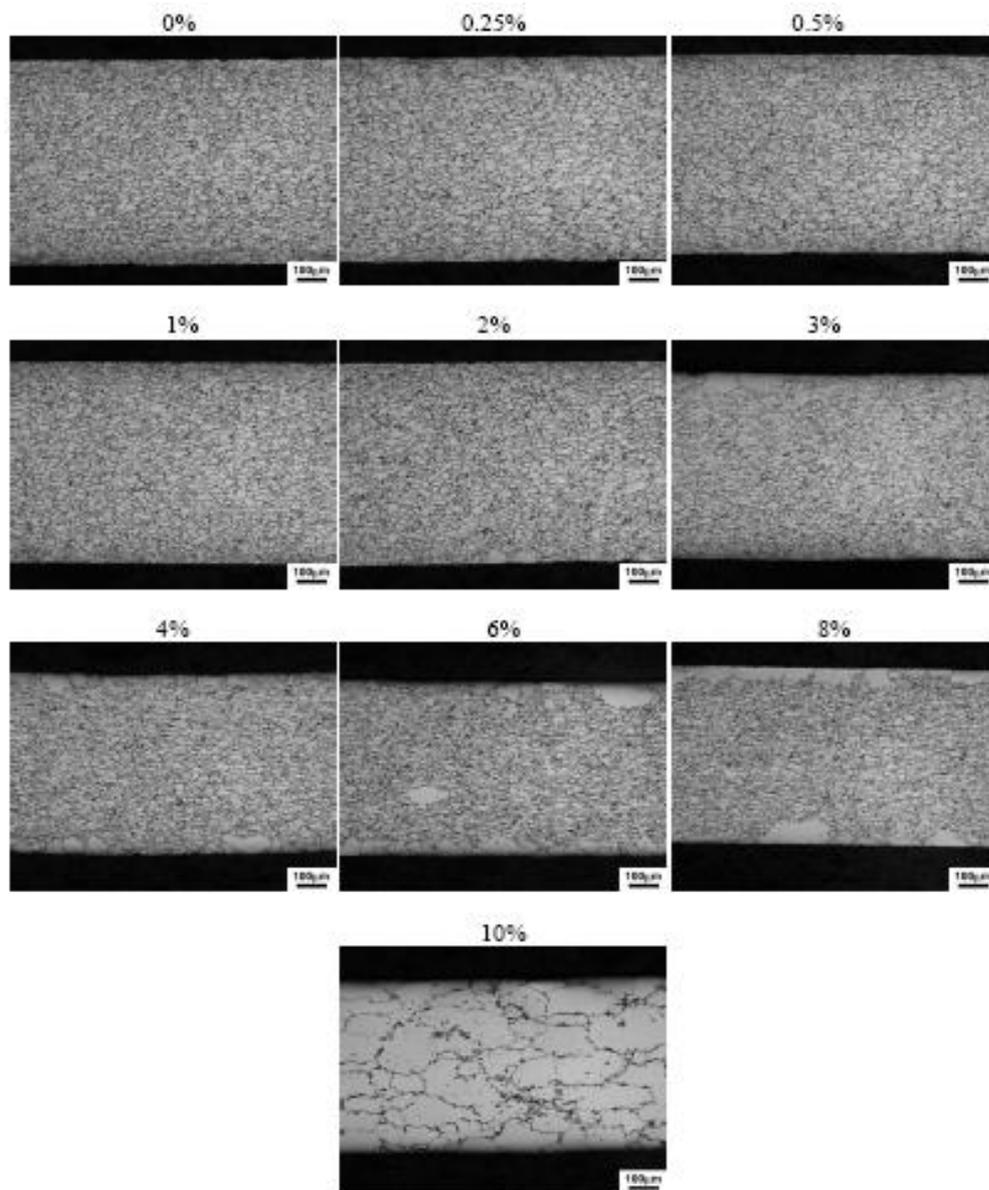


Figura 6. Evolução do grau de laminação de grau de laminação de encruamento para ocorrência de recristalização de um aço baixo-carbono recozido a vácuo, durante 4 horas a 760°C (730ppm de C) (MELQUÍADES, 2006).

Nota se que as amostras (aço baixo carbono, 730ppm de C) da figura 6 após recozimentos a vácuo demonstram recristalização do material após laminação de encruamento de 10%, verifica-se que amostras deformadas abaixo deste grau de encruamento não realizam o processo de recristalização do aço após recozimentos a vácuo de 4 horas (Figura 6).

No Trabalho de Mestrado de MELQUÍADES (2006) verifica-se o efeito do grau da laminação de encruamento na recristalização total de aços baixo carbono (Figura 6 e 7).

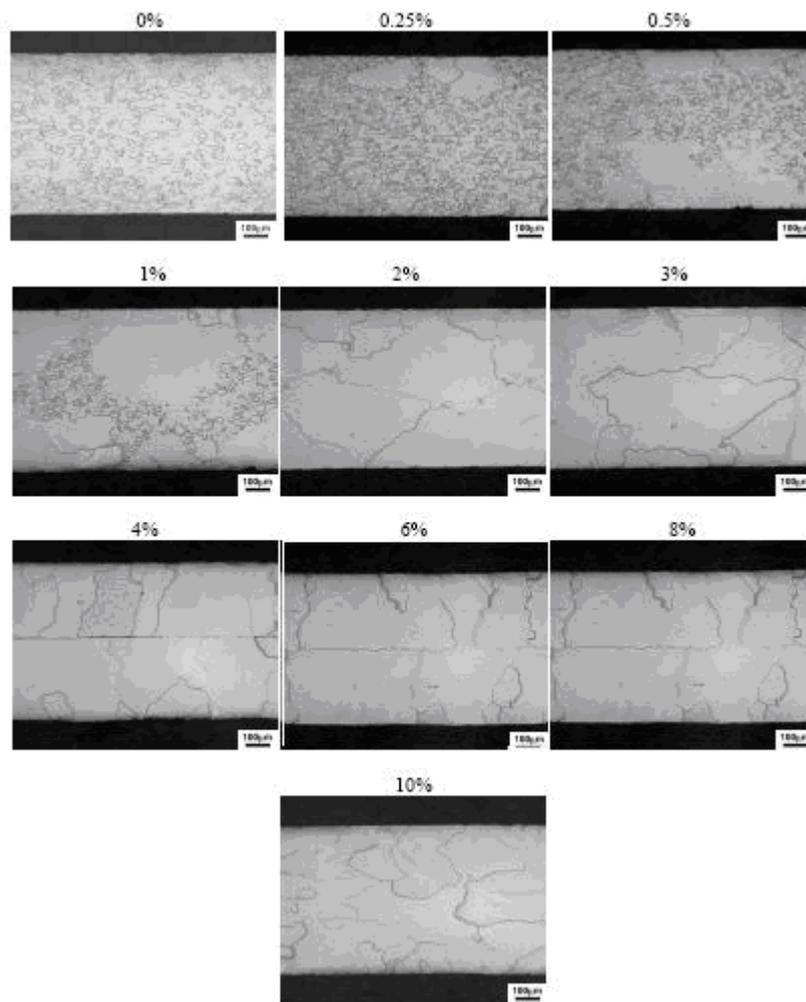


Figura 7. Evolução do grau de laminação de grau de laminação de encruamento para ocorrência de recristalização de um aço baixo-carbono (730ppm de C) recozido em uma atmosfera descarbonetante, durante 2 horas a 760°C (MELQUÍADES, 2006).

Através de recozimento descarbonetante de aços baixo-carbono encruado, através da figura 7 verifica-se recristalização do material a partir de laminação de encruamento de 2% após recozimento descarbonetante.

Comparando os recozimentos, a vácuo (figura 6) e descarbonetante (figura 7), no segundo é necessário menor grau de deformação para que ocorra a recristalização do aço baixo-carbono (figura 7). Nota-se que a descarbonetação (figura 7) é significativa na

recristalização de aços baixo-carbono laminados a pequenas deformações (MELQUÍADES, 2006).

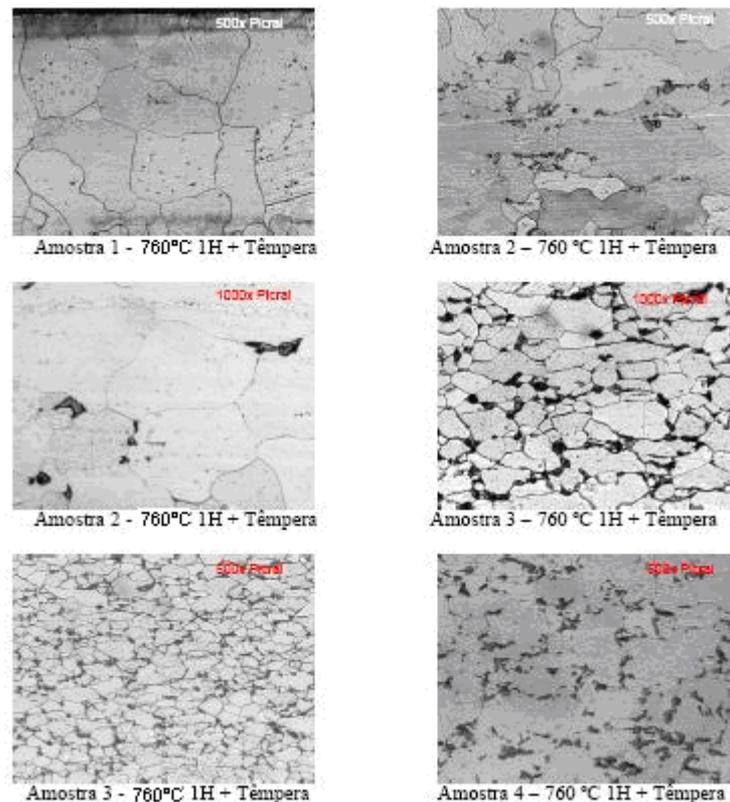


Figura 8. Micrografias de amostras de aços baixo-carbono após têmpera a 760°C (MELQUÍADES, 2006).

Através da figura 8 verifica-se que recozimentos seguido de têmpera de aços a 760°C, ocorre a formação de martensita (pontos escuros nas micrografias da figura 8) e ferrita (pontos brancos nas micrografias da figura 8). Portanto, nos recozimentos a 760°C de aços baixo-carbono há presença da fase austenítica nessa temperatura, requisito necessário para a formação de martensita após têmpera do aço aquecido.

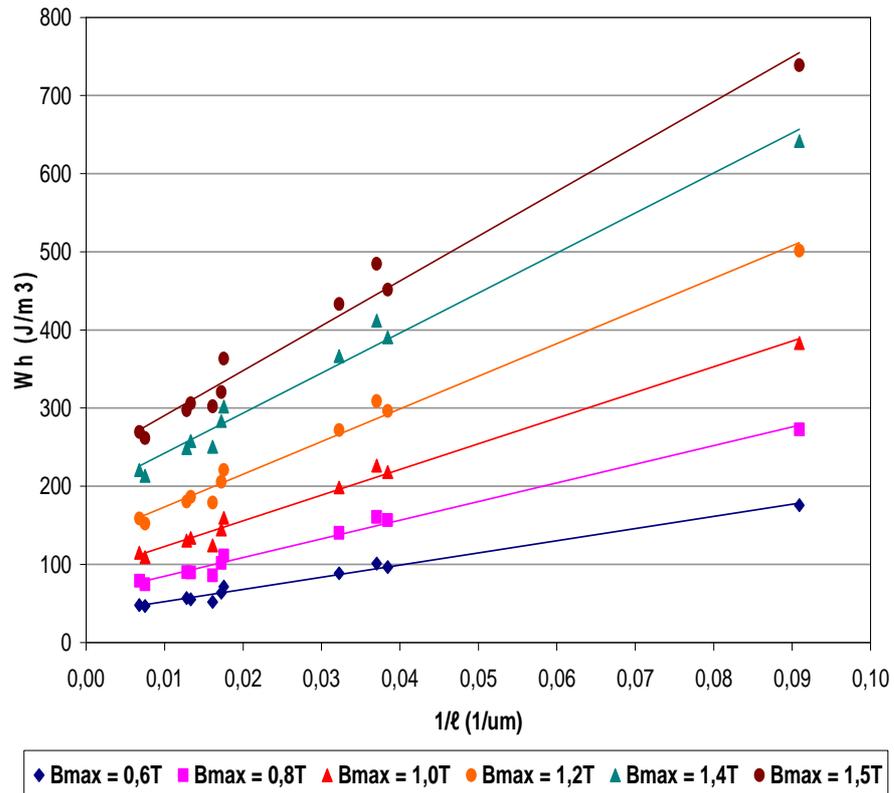


Figura 9.Gráfico de variação de Perdas histeréticas pelo inverso do tamanho de grão ($1/l$). As cores representam as diferentes Induções magnéticas (RODRIGUES Jr., 2010).

A figura 9 representa que as perdas histeréticas do material final variam linearmente com o inverso do tamanho de grão ($1/l$), e elas são mínimas quando a microestrutura final deste material não possui excessivos altos TG's, ou seja, há um TG ótimo que representa a faixa mínima de perdas magnética para o material. Neste caso ,as perdas histeréticas (figura 9) são mínimas quando o TG final é aproximadamente 70-110 μm (RODRIGUES Jr., 2010).

3.4.Efeito do recozimento descarbonetante sob a recristalização interligada às propriedades magnéticas após recozimento final

A descarbonetação é fundamental para a minimização das perdas magnéticas por permitir o aumento do TG. TG elevado (acima de 100 μ m) é fundamental para obter um aço com baixas perdas magnéticas (MELQUÍADES, 2006).

ASHBROOK e MARDER (1985) realizaram experimentos em aços baixo-carbono demonstrando a influência de carbonetos finos dispersos na matriz e o efeito de carbonetos grosseiros homoganeamente distribuídos, no entanto este estudo foi mais voltado à influência da austenita durante recozimento. Esta fase (austenita) atua como bloqueio do movimento dos contornos de grão de alto ângulo, ou seja, a austenita bloqueia o crescimento de grão de aço encruado (SIDOR e KOVAC, 2005) (CASTRO; LANDGRAF e KESTENBACH, 2006) (MELQUÍADES, 2006).

A laminação de encruamento final, ou “Skin Pass”, no caso de aços para fins elétricos serve para obter um material com grande TG final – em torno de 100 a 200 μ m - proveniente da recristalização do material após recozimento final (SILVA et al., 2008) .

A literatura (HOU,1996) (CAMPOS; TEIXEIRA e LANDGRAF, 2006) (SILVA et al, 2008) (CASTRO, 2008) demonstra que se obtém os melhores TG's finais para aços elétricos, quando utiliza-se laminação de encruamento final em torno de 4 a 20% de deformação, considerando amostras com aproximadamente 0,6mm de espessura.

Eventualmente observa-se na microestrutura final de aços elétricos a presença de grãos colunares quando o material é submetido a recozimento descarbonetante, como mostram as micrografias de SIDOR; KOVAC (2005) e SILVA, et al. (2007) na figura 10.

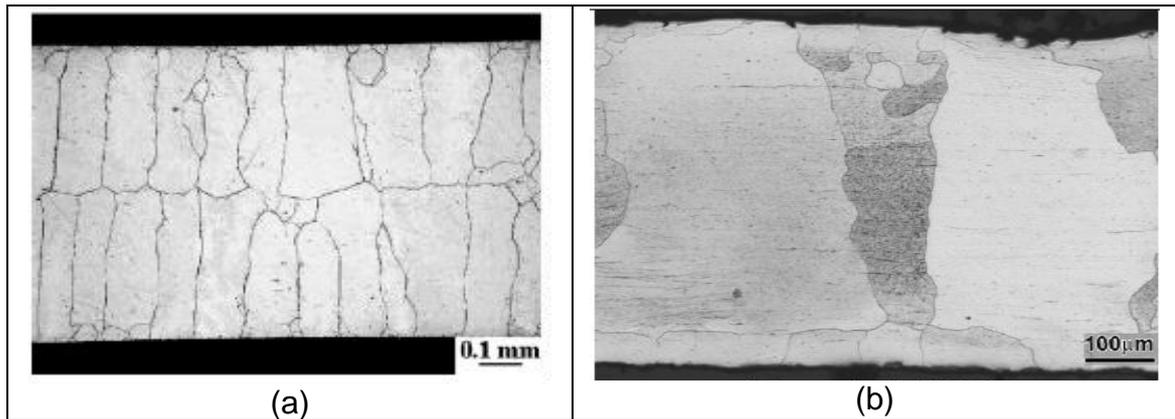


Figura 10. (a) Microestrutura de Aço FP1 descarbonetado (SIDOR e KOVAC, 2005) ; (b) amostras descarbonetada de um pacote de 3 lâminas parafusadas (SILVA et al., 2007).

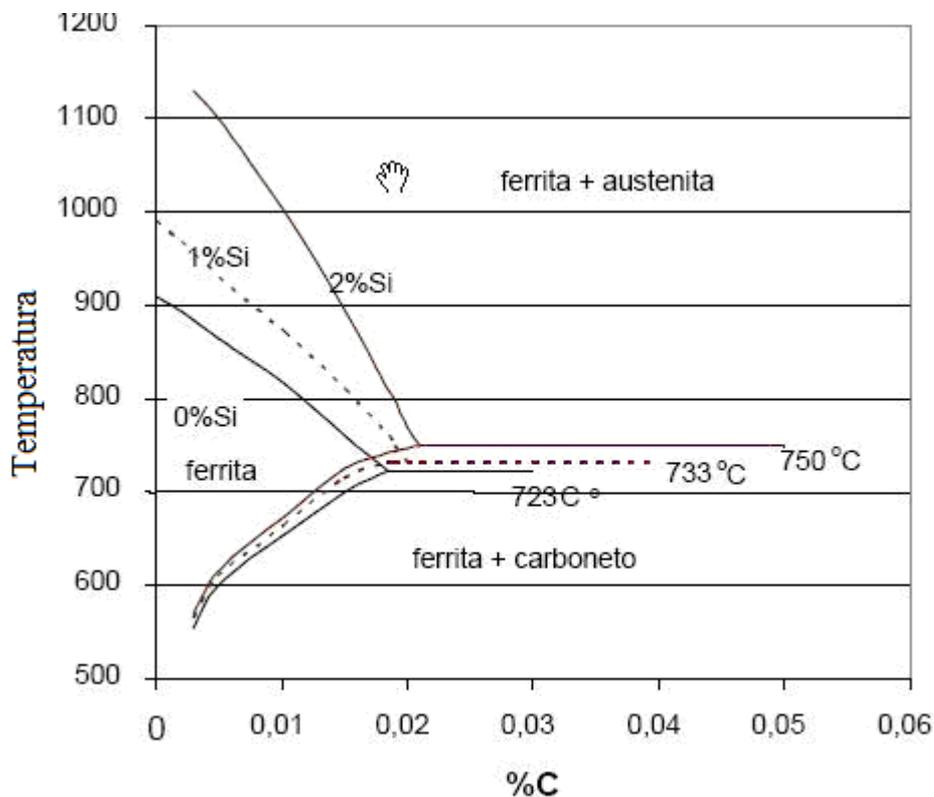


Figura 11. Trecho do diagrama de fases para ferro-carbono, com curvas em função do teor de silício (MELQUÍADES, 2006).

Quando um aço possui teor de carbono da ordem de 500ppm (0,05%C) e é aquecido a 760°C, o aço carbono em questão possui duas fases, a fase austenítica (fase γ) e a fase ferrítica (fase α) conforme figura 11 do Diagramas de fases do Fe-C.

Durante o recozimento descarbonetante ocorre formação de um gradiente de teor de carbono ao longo da espessura (SOENEN; JACOBS e De WULF, 2005).

O aumento do teor de silício do aço causa aumento da resistividade do material (redução da parcela parasítica das perdas magnéticas) e variação das curvas do diagrama de fases do respectivo material conforme demonstra a figura 8.

Estes grãos austeníticos funcionam como barreiras para a recristalização, ou como interpretam alguns, para o crescimento dos grãos ferríticos, e conseqüentemente influenciam no TG final (SIDOR e KOVAC, 2005) (SOENEN; JACOBS e De WULF, 2005). Assim, devido ao início da descarbonetação na superfície da chapa, a recristalização é ali iniciada nos núcleos de grãos recristalizados ferríticos, os quais da superfície da chapa avançaram para o interior do material, formando assim grãos colunares (SIDOR e KOVAC, 2005) (SILVA et al., 2007).

Eventualmente, observa-se em sua microestrutura final presença de grãos colunares, quando o material é submetido a recozimento descarbonetante (SIDOR e KOVAC, 2005) (CASTRO; LANDGRAF e KESTENBACH, 2006) (SILVA et al. 2007).

Assim, devido ao gradiente de teor de C, os grãos superficiais da chapa tornam-se núcleos de grãos ferríticos (microestrutura pobre em carbono) enquanto no interior o material ainda é bifásico (microestrutura rica em carbono) (SOENEN; JACOBS e De WULF, 2005). Conforme ocorre a descarbonetação do aço, os grãos ferríticos (pobres em carbono) crescem para o interior do material formando assim grãos colunares (SIDOR e KOVAC, 2005).

Segundo SILVA et al. (2007), no recozimento descarbonetante de chapas de aços elétricos semiprocessados em escala industrial – ou seja, quando as chapas no interior do forno são colocadas muito próximas umas das outras - há a possibilidade de ocorrência de grãos finos na microestrutura das lâminas, os grãos finos estão associados à recristalização incompleta do material. Esse comportamento pode ser atribuído a descarbonetação incompleta devida ao pequeno espaço entre as lâminas de

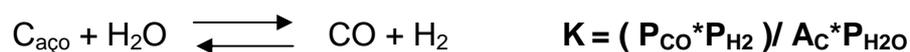
aço, uma vez que essa proximidade entre as lâminas restringe a ação descarbonetante da atmosfera do forno.

A descarbonetação de lâminas grudadas é parcialmente restringida por causa do pequeno espaço entre as superfícies das lâminas de aço com a atmosfera do forno, a cinética de reações que ocorrem entre a atmosfera e o carbono presente no ferro é afetada (SILVA et al., 2007).

3.5.Descarbonetação de aços elétricos semiprocessados

Os principais gases presentes nas atmosferas dos fornos industriais de descarbonetação são o hidrogênio, o vapor d'água, o dióxido de carbono, o monóxido de carbono e o nitrogênio (MARRA, 2002).

O hidrogênio, puro e seco, não é um forte reagente descarbonetante. No entanto, pequena adição de quantidades de vapor d'água a esse gás, causa aumento do poder de descarbonetação da atmosfera. Isto se deve à ocorrência da oxidação do carbono pelo H₂O, a qual está demonstrada na equação química abaixo (BARREIRO,1981):



$$\ln K = -16271/T + 17,18 \text{ (SOENEN; JACOBS e De WULF, 2005)}$$

A quantidade de vapor d'água presente no interior do forno durante recozimento descarbonetante determina o Ponto de orvalho (P.O.) da atmosfera do forno, este valor mostra a quantidade de umidade (H₂O) no interior do forno durante recozimento descarbonetante.

A quantidade de vapor adicionada ao nitrogênio e hidrogênio deve ser bem controlada, pois o vapor além de oxidar o carbono também reage com o ferro podendo produzir uma camada de óxidos superficialmente. Essa camada de óxidos pode tornar-se espessa e interromper a reação de descarbonetação (MARRA, 2002).

Em termos de velocidade de reação a descarbonetação ocorre relativamente rápida, segundo SOENEN, JACOBS e De WULF (2005). Isto significa que o teor de C é bastante reduzido (abaixo de 100ppm) através de recozimento descarbonetante em baixos tempos de recozimento, conforme mostra a figura 12 e 13.

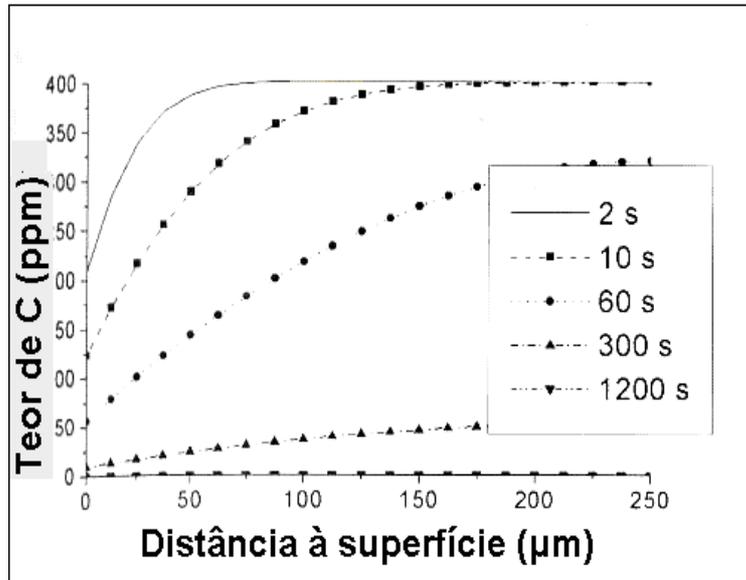


Figura 12. Modelo de variação de teor de carbono das amostras em relação a distância da superfície em um tratamento com ponto de orvalho de 20°C em diferentes tempos (SOENEN, JACOBS e De WULF, 2005).

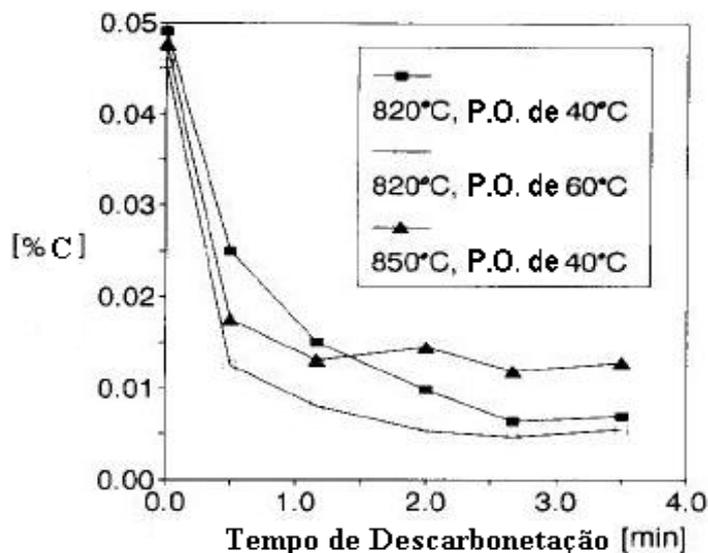


Figura 13. Variação do teor de carbono em função do tempo de descarbonetação em relação a temperatura e o ponto de orvalho (P.O.) (ROSY PAL, 1994).

Verifica-se na figura 13 que quanto maior o P.O. do recozimento, menores serão os níveis de teor C finais, ou seja, maior será a redução final de teor de C do aço (ROSYPAL,1994).

A figura 13 mostra que a taxa de descarbonetação é alta e produz aços com níveis baixíssimos de C, obtidos na faixa de minutos.

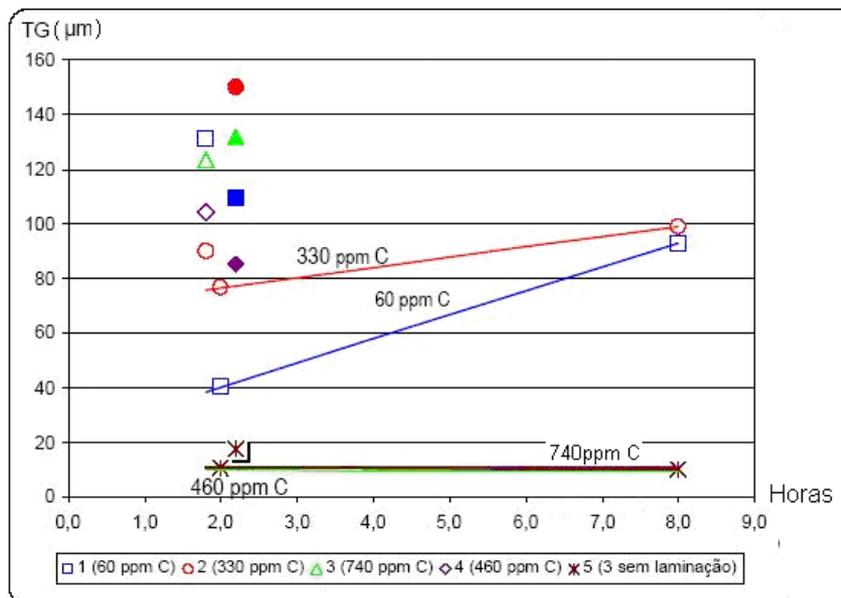


Figura 14. Efeito do tempo e do tipo de recozimento no tamanho de grão de diferentes aços baixo carbono. As linhas representam recozimentos a vácuo (700°C) e os pontos representam recozimentos descarbonetantes (760°C) (MELQUÍADES, 2006).

Pela figura 14 pode-se verificar que a deformação aplicada durante a laminação de encruamento final tem efeito determinante no aumento do TG do aço após recozimento final, pois a amostra 5 da Figura 14 (que representa o aço com 740ppm de C sem deformação após recozimento descarbonetante) não apresentou crescimento de TG, enquanto que as amostras deformadas apresentaram crescimento de grão.

Por outro lado pode-se verificar na figura 14 que nos recozimentos a vácuo, tanto na amostra (aço de teor de 740ppm de C) deformada quanto à amostra sem deformação (amostras 3 e 5 da figura 14, respectivamente, e ambos aços de 740ppm de C) apresentaram o mesmo TG, a causa disso foi a ausência de descarbonetação do aço baixo carbono durante o recozimento a vácuo (MELQUÍADES, 2006).

Já as amostras 1 e 2 da figura 14 - estas amostras são as que possuem menores teores de carbono - apresentam um crescimento de grão mais acentuado, sendo o TG final obtido em função do tempo de recozimento, tanto no recozimento a vácuo quanto no recozimento descarbonetante. Portanto, verifica-se que há uma relação entre teor de do aço e o crescimento de grão após recozimento (MELQUÍADES, 2006) (SILVA et al., 2008).

Para obter um material com baixas perdas magnéticas, o grau de laminação de encruamento final é importante, mas pode não ser suficiente sem ocorrer recozimento descarbonetante (MELQUÍADES, 2006) (SILVA et al., 2008).

3.6.A Importância da Textura Cristalográfica

Para monocristais de ferro e também aos aços, a Permeabilidade magnética de tais varia conforme o campo magnético aplicado na direção [100], demonstrado na figura 15(a).

As propriedades magnéticas são piores quando o campo externo é aplicado na direção [111]. Isto é, nesta direção é necessário aplicar um campo magnético maior para atingir a saturação magnética (representado pelo patamar presente na figura 15a) (LANDGRAF, 2001b) (HONDA, K; KAYA, S., 1926).

A figura 15(a) mostra a curva de magnetização em monocristal de ferro nas direções [100], [110] e [111]. Observa-se que na direção [100], a polarização magnética (J) atinge valor máximo (saturação magnética) para baixos campos magnéticos (H). Por outro lado, a pior condição ocorre na direção [111], necessitando de campos maiores para saturar magneticamente o material, ou seja, atingir o patamar da saturação, conseqüentemente, maiores serão as “perdas no ferro” nesta direção (Perdas magnéticas).

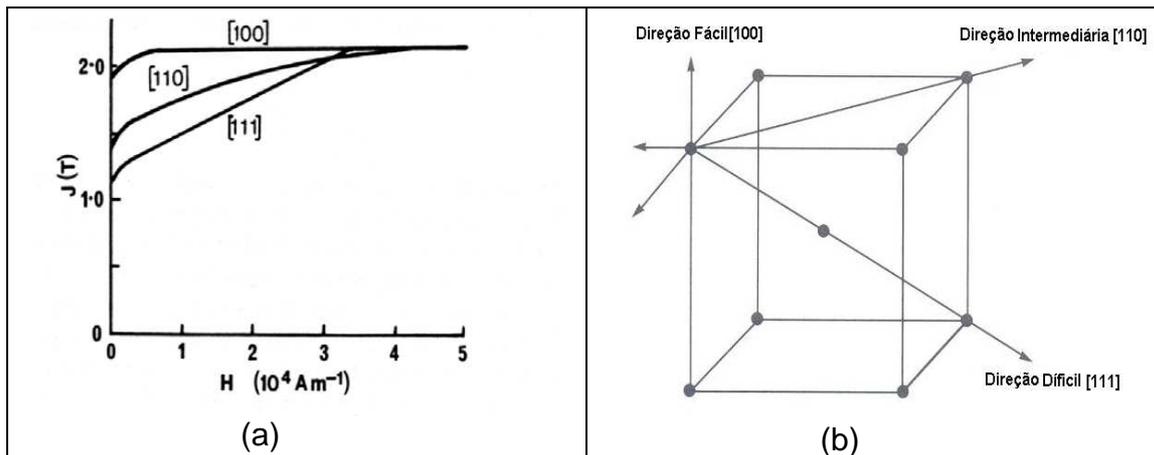


Figura 15. a)-Curvas de magnetização de Fe em diferentes planos cristalográficos (LANDGRAF, 2001b, adaptada de HONDA, K; KAYA,S., 1926). b)-As 3 principais direções de magnetização do Fe (estrutura cúbica de corpo centrado); de fácil, intermediária e difícil magnetização (METALS HANDBOOK, v.2).

A otimização da textura depende da aplicação, em transformadores o campo magnético é aplicado sempre em uma única direção. A configuração ideal de um transformador é um transformador feito de aço com grãos com direção cristalina [001] na longitudinal (direção de laminação), e montado de maneira que o campo magnético externo seja aplicado ao longo da direção [001] do material do transformador (direção longitudinal do material).

Os aços elétricos de grão orientado, geralmente, são produzidos com textura cristalográfica “Goss”, (110)//[001], ou seja, a orientação cristalina preferencial do material apresenta grãos com os planos (110) paralelos ao plano da chapa e a direção [001] paralela a direção longitudinal, sendo esta direção coincidente com a direção de menor dissipação energética (LANDGRAF, 2001b).

Os aços elétricos utilizados para motores elétricos trabalham em campo magnético rotativo, contido no plano da chapa. É necessário, então, para essa aplicação que as direções [100] estejam distribuídas em maior número possível, aleatoriamente, no plano da chapa. Portanto, a textura ideal para motores elétricos, são aços elétricos GNO com textura cristalográfica (100)//[0vw], ou seja, predominância de grãos com planos (100) paralelo à superfície e em cada grão as direções [100] estejam orientadas paralelas à

longitudinal da superfície, essa é a textura cristalográfica a qual proporcionará perdas histeréticas mínimas em aços elétricos.

4. Materiais e métodos do trabalho

4.1. Métodos

4.1.1. Single Sheet Tester (SST)

O “SST” (Single Sheet Tester), ou “Soken” é um instrumento para medição de análises magnéticas (Perdas magnéticas totais, Permeabilidade magnética e “B50”). Este instrumento foi utilizado em todas as lâminas do presente trabalho.

As lâminas, geralmente utilizadas para análise no “SST”, são do formato de 30x300mm de comprimento e espessura de aproximadamente de 0,6mm. A espessura mínima para o “SST” é de 0,1mm.

Este ensaio não é padronizado pelas normas nacionais e internacionais, embora seja de grande utilização para análise do comportamento magnético de chapas para fins elétricos, para cientistas de aços e para os prestadores de serviço de estampagem e recozimento de tais lâminas.

O “SST” é apresentado na figura 16. Ele é utilizado para medições de perdas magnéticas totais, de permeabilidade magnética e B50 (indução magnética a 5000 A/m) tanto nas frequências de 50 e 60 Hz.

A lâmina da amostra a ser analisada é inserida através de uma bobina sonda de Indução magnética (figura 17), um jugo (“yoke” em inglês) é posto em contato com as extremidades da lâmina, o jugo obtém as respostas (dados) magnéticas da lâmina após a colocação dos “dados de entrada da amostra” e acionamento da sonda (início da análise do “SST”).

Os dados de entrada para a execução do experimento são densidade e espessura da lâmina a ser analisada; largura e indução magnética desejada - no caso a indução magnética utilizada foi de 1,5 Tesla e a frequência de ciclo do campo magnético de 60 Hertz.

O “SST” (figura 16) permite medições em pontos diferentes da amostra, conforme seu comprimento. Neste trabalho as Perdas magnéticas totais são provenientes da média de 3 pontos diferentes da lâmina de aço de 30 cm de comprimento e 3 cm de largura e 0,6mm de espessura.

Na figura 17 encontra-se esquematizado o circuito magnético do “SST”. A bobina sonda gera campo magnético que causa a magnetização do aço e o “Yoke” ou “Jugo” capta e fornece os dados magnéticos do aço analisado.



Figura 16. Instrumento de medição magnética em uma única lâmina,(“SST” ou “Soken”).

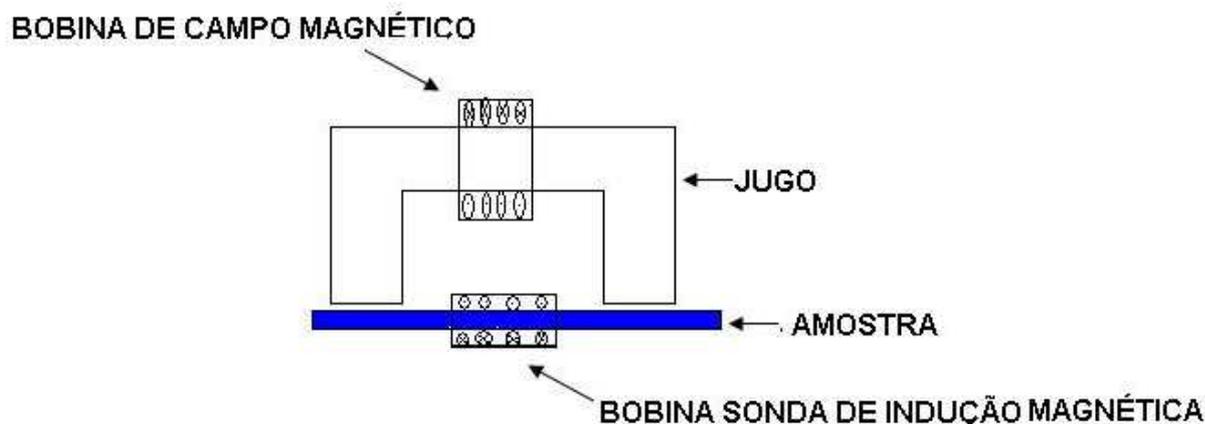


Figura 17. Circuito Magnético do “Single Sheet Tester”.

O “SST” utilizado encontra-se no **IPT** - Instituto de Pesquisas Tecnológicas de SP.

4.1.2. Análise Química de Teor de Carbono

O teor de carbono das amostras após recozimento em ambiente descarbonetante foi verificado de forma a comprovar o nível de descarbonetação que ocorreu.

A análise de teor de carbono foi realizada no Laboratório de Análise Química do **CTPP** (Centro de Tecnologia em Produtos e Processos) do **IPT**, pelo método da “combustão direta” pela química Tomoe Oide Tsubaki.

A metodologia utilizada pela química Tomoe segue os seguintes passos: corta-se em +/-1g de material em pequenos pedaços, então se realiza a decapagem deste material em ácido clorídrico a 10%p/p, para remoção de óxidos e quaisquer impurezas presentes na superfície da amostra.

Após limpeza, com álcool, do material decapado, injeta-se ar morno para secar o material. Todo manuseio é feito com pinças de aço inoxidável para evitar qualquer tipo de contaminação.

Antes do início de cada análise de teor de C, o forno passa por um processo de limpeza de preparação, com desmontagem do mesmo, secagem e troca de reagentes.

O cadinho é pré-aquecido para eliminação da umidade, a 1100°C por 3 horas.

Os cadinhos são retirados, um a um, do forno de calcinação e colocados a 600°C diretamente no dessecador para evitar reação com o ar e são posteriormente retirados do dessecador conforme a utilização.

Antes de iniciar as queimas são feitos 5 “brancos” - queima só do cadinho junto com os reagentes, sem a amostra, para conferir se há contaminação. São utilizados padrões de 35ppm para teores ultra baixo teor de carbono e padrões na faixa de 300 e 600ppm para teores mais altos de carbono, antes de iniciar a análise das amostras. O aparelho utilizado é do tipo “**LECO CS300**” com “combustão direta e detecção por infravermelho”.

4.1.3. Textura cristalográfica

A técnica de análise de textura cristalográfica neste trabalho é baseada na difração de raios-X que fornece as “ODF’s” (Orientation Direction Function) do aço a ser analisado. Utilizou-se um difratômetro do tipo “Shimadzu DRX-6000”, equipado com goniômetro de textura cristalográfica, tubo de cobalto e lentes policapilares.

O funcionamento básico da lente policapilar é simples, é um sistema que transforma o feixe divergente que sai do alvo, no caso o cobalto, em um feixe paralelo de seção transversal quadrada (1cm^2) de alta intensidade (figura 18).

A grande vantagem da utilização da lente o policapilar é o aumento da área analisada, 1 para 9cm^2 , devido ao auxílio de um oscilador de amostra. Dessa forma, o número de grãos analisados representa um bom número para garantir uma ótima amostragem e um excelente resultado.

A figura 18 apresenta esquematicamente o funcionamento de uma lente policapilar.

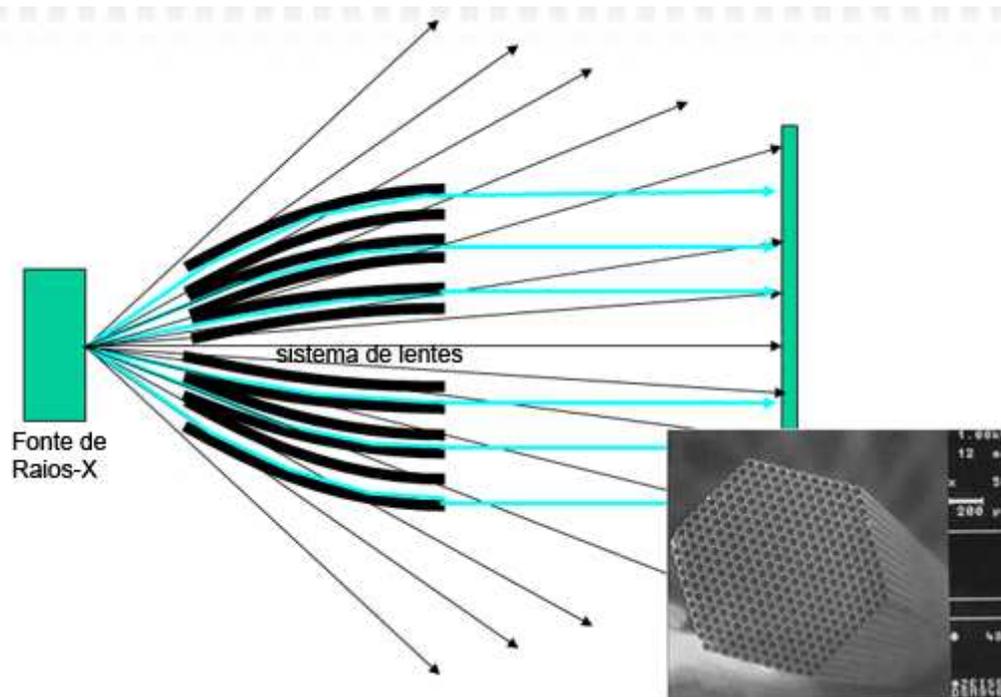


Figura 18.Esquema de uma lente policapilar (CASTRO, 2008).

A penetração da radiação de cobalto que ocorre é na faixa de micrômetros, logo a análise está restrita a uma camada muito próxima a superfície. Essa característica é importante quando se quer analisar o gradiente de textura entre superfície e o centro, já que é possível analisar diferentes camadas finas da amostra. Outra consequência importante da baixa penetração da radiação é a preparação da amostra. Deformações provocadas pelo lixamento podem ser relevantes para o resultado da análise de textura.

Para o cálculo das ODF's utilizou-se o sistema fornecido pelo fabricante (Shimadzu). Foram utilizadas as figuras de pólo (110), (200), (211).

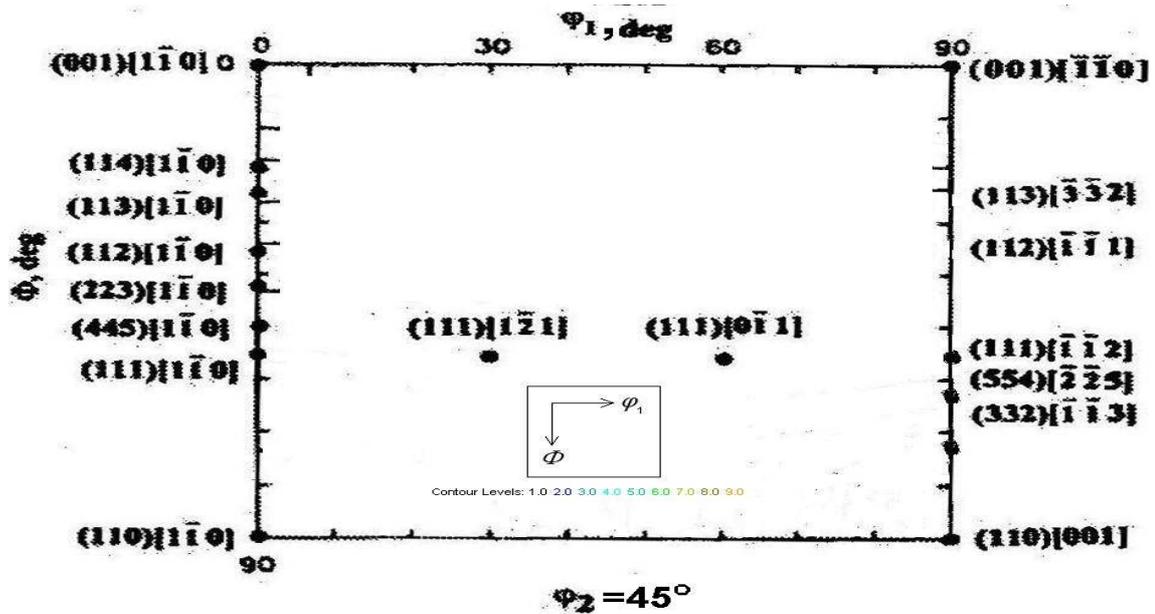


Figura 19. Desenho esquemático da distribuição de algumas Orientações cristalográfica e a escala de intensidade dos planos nas ODF's estão descritas em cores na ODF, para $\phi_2=45^\circ$ (LANDGRAF,2001b).

Na figura 19 está demonstrada a distribuição de algumas Orientações cristalográfica e a escala de intensidade dos planos nas ODF's está descrita em cores na ODF, para $\phi_2=45^\circ$, grau no qual é analisada a textura cristalográfica para aços.

4.1.4.Método de preparação de corpo de prova utilizado para textura cristalográfica

Segundo CASTRO (2008), a preparação da amostra para análise de Textura cristalográfica, ou seja, o método de preparação é um fator que afeta bastante no resultado da ODF (Orientation Distribution Function), pois há um gradiente de textura cristalográfica entre a superfície e o meio do material, sendo isto demonstrado através difratometria de raios X por CASTRO (2008).

Para evitar essa camada superficial de textura heterogênea, retira-se da amostra $\frac{1}{4}$ da espessura por lixamento, então se realiza polimento seguido de decapagem química, e então se torna possível a obtenção de uma "ODF" - por difratometria de raios X - representativa de textura cristalográfica da maior fração volumétrica da amostra. Após a

realização do lixamento e o polimento, a decapagem química é feita para retirada de deformação superficial restante do lixamento (CASTRO, 2008).

Primeiramente, corta-se uma amostra de 30x30mm, marca-se na amostra a direção de laminação. Fixa-se o material em um pedaço de “CD”, de mesmo tamanho, e depois em uma base de baquelite, utilizando-se “Araldite”.

Após a fixação da amostra, realiza-se o lixamento e polimento desta conforme descrito a seguir; na primeira lixa (240 μ m) reduz-se a espessura da lâmina através de lixamento, cerca de 25% de espessura do material é retirado. Após a redução, realiza-se lixamento a partir da lixa 240 μ m, até a lixa de 1200 μ m e então se realiza o polimento nas politrizes (6,3 e 1 μ m).

A amostra, agora, polida é atacada quimicamente com uso de “**Solução Clarke**”, para remoção de qualquer deformação superficial restante.

Para terminar a preparação, foi realizado polimento automático com sílica coloidal em pano de 1/4 μ m, durante 3 horas.

4.1.5. Microscopia óptica

A microscopia óptica foi realizada tipicamente em amostras lixadas e polidas até sílica coloidal de 0,06 μ m. O ataque químico utilizado foi Nital 5%. As imagens foram obtidas em microscópio **Neophot 30** equipado com câmera digitalizadora.

4.1.6. Medidas de Tamanho de Grão

O tamanho de grão dos materiais foi determinado pelo “método das intersecções” (CASTRO,2008). De acordo com a equação 1:

$$TG = \frac{L}{N} \quad \text{Equação 1}$$

Onde "L" é o comprimento da circunferência ($\pi \cdot D$), "N" é o número de intersecções dos contornos com a circunferência.

Foram utilizadas em cada medição de TG, mínimo de 300 intersecções.

4.2. Material utilizado

Este trabalho trata-se da análise de tratamentos térmicos aplicados em um aço semiprocessado GNO fabricado pela "COSIPA" do tipo "COSCORE 550" e cedido pela empresa "**FITAS METÁLICAS**"-Guarulhos, este aço possui como grau de laminação de encruamento de 4 a 6% de deformação.

O "COSCORE 550" possui densidade de $7,85\text{g/cm}^3$, resistividade de $14\mu\Omega\text{cm}$, espessura de 0,6mm e tamanho de grão inicial de $10\mu\text{m}$.

A composição química desse aço fornecida pelo “IPT” está apresentada na tabela

1:

Tabela 1. Composição química do “COSCORE 550” (Amostra utilizada)

Elemento	Coscore 550 (%p/p)
C	0,05 a 0,06
Al	0,001 a 0,002
Si	0,26 a 0,35
S	0,006 a 0,009
Mn	0,33 a 0,36

4.3. Descrição dos ensaios realizados

O aço semiprocessado utilizado neste Trabalho foi recebido em lâminas cortadas de tipo “Epstein”, ou seja, comprimento de 300 mm, por 30 mm de largura e espessura de 0,6mm para ser tratado termicamente para posterior análise magnética.

Esse material foi recebido tanto em lâminas cortadas no sentido longitudinal quanto no sentido transversal da chapa do aço, no entanto neste trabalho só foram utilizadas lâminas longitudinais. Esse aço denominado pela “COSIPA” de “COSCORE 550”.

Algumas lâminas foram cortadas em lâminas de comprimento de 150 mm e receberam dois furos de 5 mm de diâmetro, produzidos por furadeira mecânica. Depois de serem furadas, foram parafusadas em pacotes de três lâminas de modo que o espaço entre as lâminas presente seja pequeno.

Cada ensaio consistia de 4 lâminas no interior do forno (figura 20-forno “Lindberg”), uma lâmina sozinha (“solitária”) e um pacote de três lâminas (“Superior”, “Intermediária” e “Inferior”).

Em cada ensaio, as amostras de “COSCORE 550” são colocadas na posição vertical conforme mostrado na figura 22, ou seja, foram mantidas na vertical por um aparato demonstrado na figura 22 e 23.

4.4.Formatos de realização dos ensaios realizados

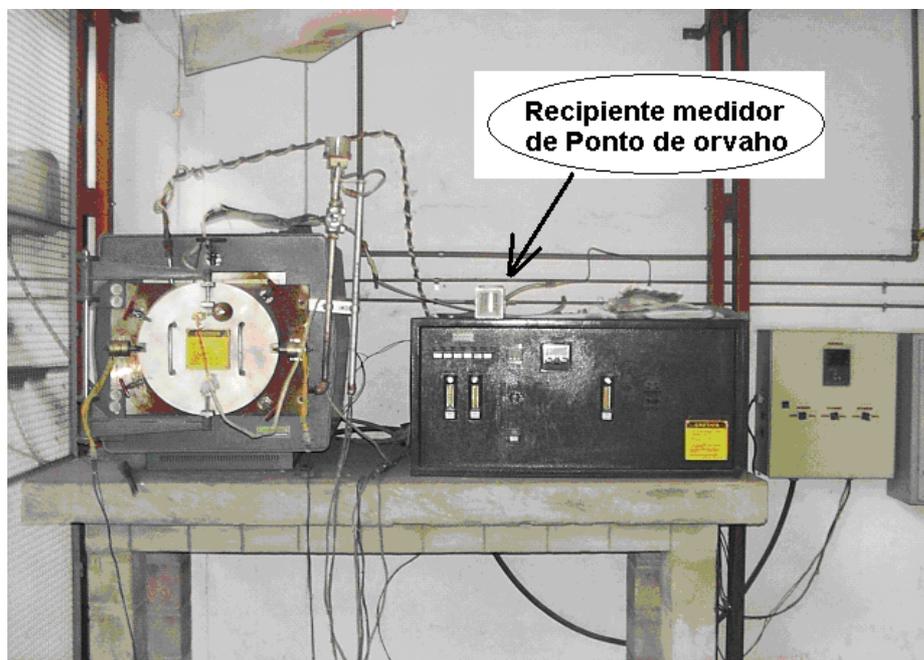


Figura 20. Forno de recozimento descarbonetante e em destaque, o medidor de Ponto de orvalho, “forno Lindberg”, instalado no IPT.

O ciclo térmico do forno e atmosfera utilizada está descrita sucintamente na figura 21.

Foram utilizadas no total, 5 diferentes atmosferas de diferentes “pontos de orvalho” (p_{H_2O}/p_{H_2}) e ciclo térmico descrito na figura 21. Sendo 3 atmosferas diferentes (5,15 e 25°C) foram obtidas para análise e que junto com os tratamentos térmicos, “sem umidade” e “somente Nitrogênio”, formam o conjunto de atmosferas utilizadas.

No caso do tratamento térmico “sem umidade”, a única diferença é que há ausência de borbulhamento do gás através da água antes de ser injetado no interior do forno. Não foi possível medir o P.O. deste recozimento, mas sabe-se que estava abaixo de 5°C.

O tratamento térmico “somente nitrogênio” refere-se ao recozimento no forno “Lindberg” (figura 20) com atmosfera contendo somente gás nitrogênio (N_2) e sem hidrogênio, também neste tratamento não foi feita a medição de “P.O.”.

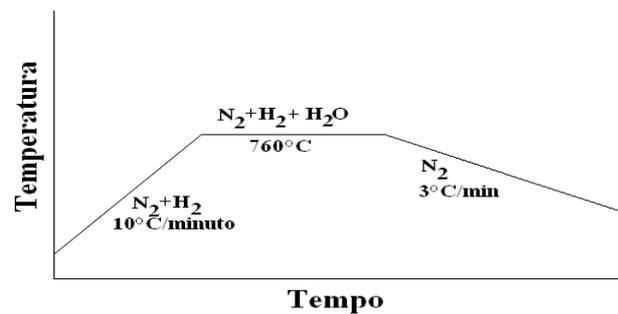


Figura 21. Gráfico térmico dos ensaios realizados juntamente com as atmosferas de cada etapa.

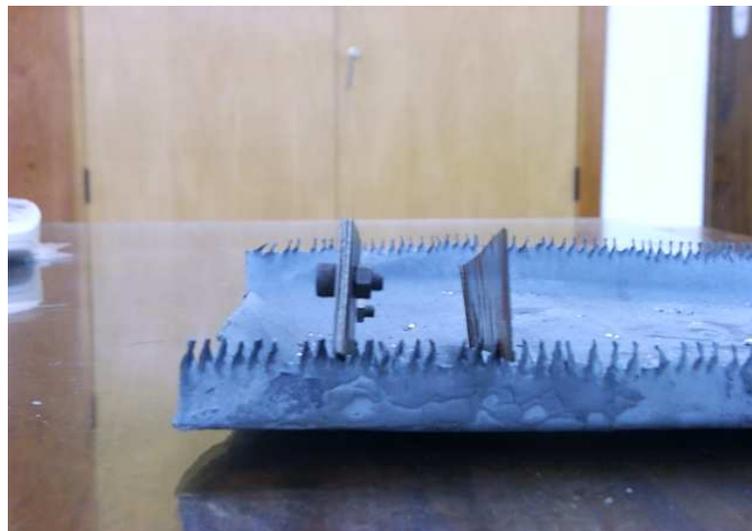


Figura 22. Foto do aparato utilizado para manter as lâminas de aço no interior do forno na posição vertical.

A figura 22 mostra o modo como as amostras foram colocadas no interior do forno em cada ensaio. À esquerda da figura 22 encontra-se o “pacote” de 3 lâminas (figura 23) de “COSCORE 550”, e à direita da figura 22 encontra-se a lâmina “solitária”.

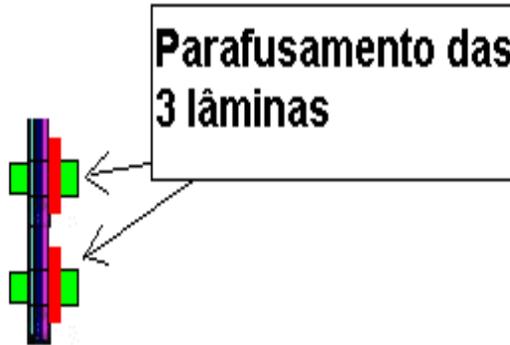


Figura 23. Desenho esquemático da junção de 3 lâminas a serem ensaiadas.

A junção de 3 lâminas (figura 23) retrata como avaliar o recozimento descabonetante reduzindo a área de contato atmosfera-amostra (junção). A junção se refere à repetição das condições internas dos fornos industriais.

Nos ensaios realizados variou-se o tempo de recozimento do patamar, os tempos de recozimentos foram de 10, 20, 40 e 60 minutos, sendo todos ensaios realizados a 760°C.

Foi feita a descarbonetação a úmido em cinco grupos distintos de recozimentos-P.O. de 5, 15 e 25°C, “sem umidade” ($N_2 + H_2$) e “somente nitrogênio” (só N_2)- variando-se o teor de umidade da atmosfera. O teor de umidade da atmosfera é estimado a partir do seu ponto de orvalho (P.O.).

Os experimentos realizados utilizaram atmosferas com P.O. de 5, 15 e 25°C, “sem umidade” ($N_2 + H_2$) e “somente nitrogênio” (só N_2). As 3 primeiras atmosferas (P.O. de 5, 15 e 25°C) correspondem a teor de umidade de 0,86%, 1,7% e 3,1%. Como o teor de hidrogênio utilizado é de 10%, os valores respectivos de p_{H_2O}/p_{H_2} (pressão de vapor/pressão de hidrogênio) são de 0,086; 0,17 e 0,31, respectivamente.

4.5.Método de medição de Ponto de orvalho

Obtêm-se diferentes teores de umidade na atmosfera do forno borbulhando a mistura $N_2 + H_2$ através de um banho de água aquecida. O ponto de orvalho foi ajustado variando a temperatura do banho.

A Medição de P.O. é realizada somente quando é atingida durante a temperatura de patamar ($760^{\circ}C$) e durante injeção de umidade para o interior do forno (este instrumento está indicado na Figura 20 e desenhado na figura 24).

A medição do P.O. é realizada do seguinte modo:

- 1- O “copo de leitura de P.O.” é composto por um copo de aço inoxidável com superfície externa polida, colocado no interior de outro copo que contém um visor de vidro transparente, como mostra a figura 24.
- 2- O gás passa pelo espaço entre a superfície externa do copo de aço inox e a superfície interna do copo que contém o visor.
- 3- Coloca-se água a $40^{\circ} C$ no interior do copo de aço inox. A superfície externa do copo de inox continua espelhada.
- 4- Adiciona-se, então se adiciona gelo para forçar o esfriamento da água. Num certo momento de seu esfriamento, a superfície externa do copo de aço inox deixará de ser espelhada, pois serão formadas muitas gotículas de água na sua superfície. A temperatura da água na qual esse fenômeno acontece, caracteriza o ponto de orvalho da atmosfera.

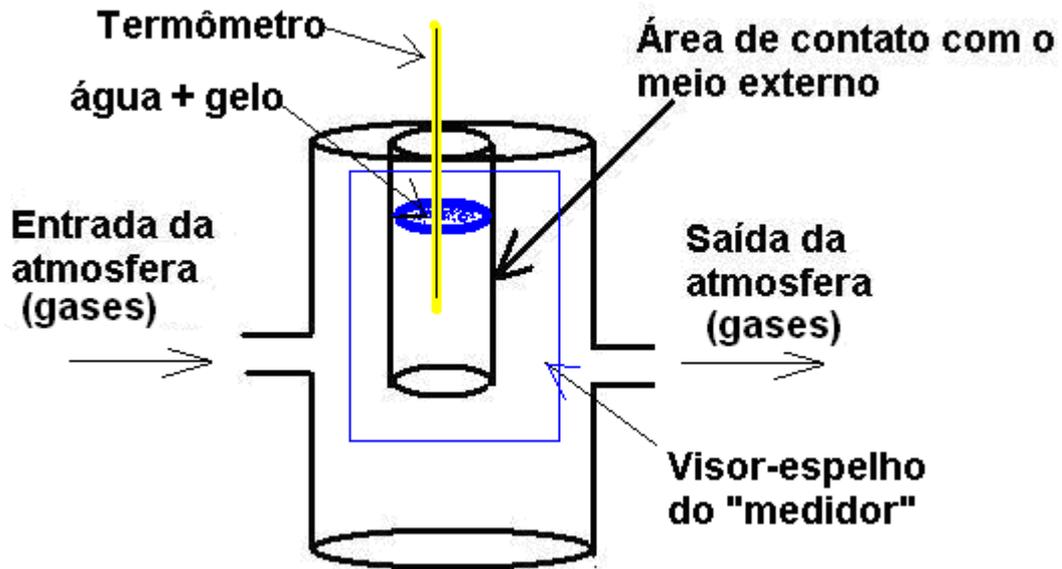


Figura 24. Ilustração do sistema de medição de Ponto de orvalho do presente trabalho.

4.6. Fornos não-descarbonetantes

Foram utilizados também neste trabalho um forno a vácuo, representado na figura 25 e um forno tubular com atmosfera de H_2 (figura 26) – sendo este forno utilizado somente no recozimento utilizando-se somente hidrogênio (H_2) como atmosfera do forno.



Figura 25. Forno a vácuo utilizado.



Figura 26. Forno tubular do recozimento “somente hidrogênio”.

O forno tubular (figura 26) é utilizado no sentido de comparação das atmosferas dos tratamentos térmicos, ou seja, comparar o nível de descarbonetação dos gases utilizados, ou seja, hidrogênio, nitrogênio e água.

Neste trabalho foram analisadas medidas magnéticas, estruturais e de textura cristalográfica de somente lâminas longitudinais.

5. Resultados e discussão

5.1. Resultados e discussão das Perdas magnéticas em função do tempo; do ponto de orvalho e da posição da lâmina, após recozimento final

Serão demonstrados a seguir os resultados obtidos das amostras recozidas através de diferentes atmosferas no interior do forno (3 diferentes pontos de orvalho, duas sem controle da umidade e um ensaio a vácuo).

Cada ensaio representa 4 lâminas ao total, ou seja, um “pacote” de 3 lâminas e uma lâmina “solitária”.

Os ensaios foram divididos em 4 tempos diferentes de recozimentos; recozimento de 10, 20,40 e 60 minutos.

Os valores de perdas magnéticas totais estão em **W/Kg** e o tempo em **minutos**.

A seguir será demonstrada a variação das perdas magnéticas totais, sob indução magnéticas de 1,5T sob freqüência de 60Hz, em relação ao tempo de recozimento descarbonetante e posição no “pacote de 3 lâminas” (figuras 27 a 31):

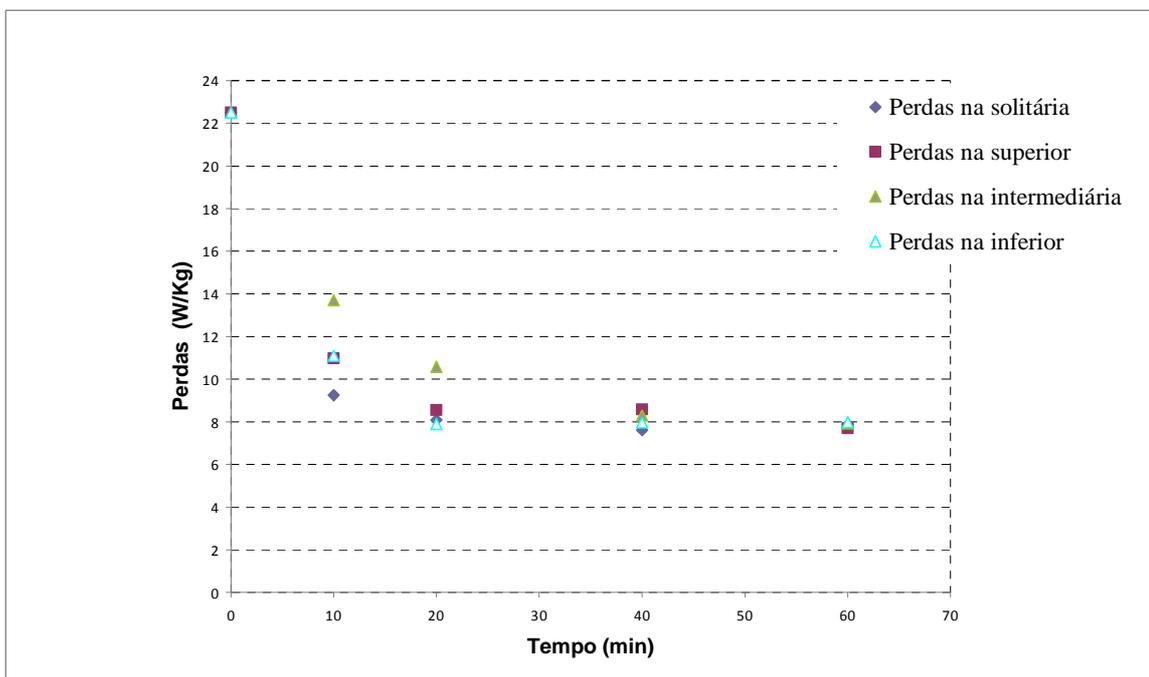


Figura 27. Perdas a 1,5T/60Hz em relação ao tempo no ensaio de ponto de orvalho de 5°C.

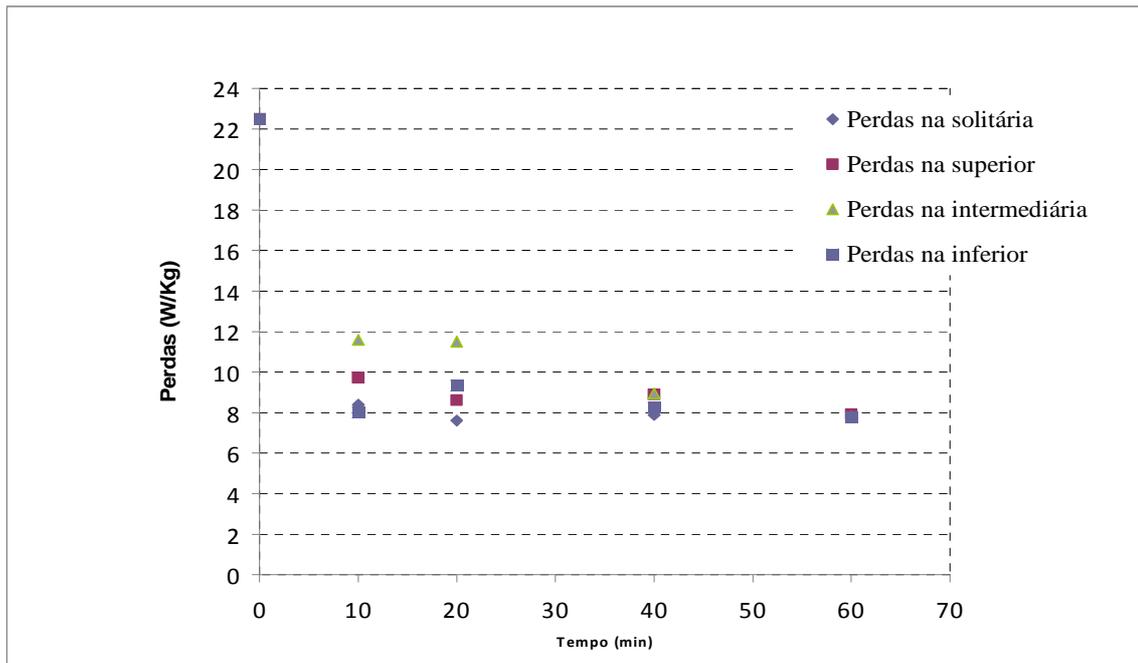


Figura 28. Perdas a 1,5T/60Hz em relação ao tempo no ensaio de ponto de orvalho de 15°C.

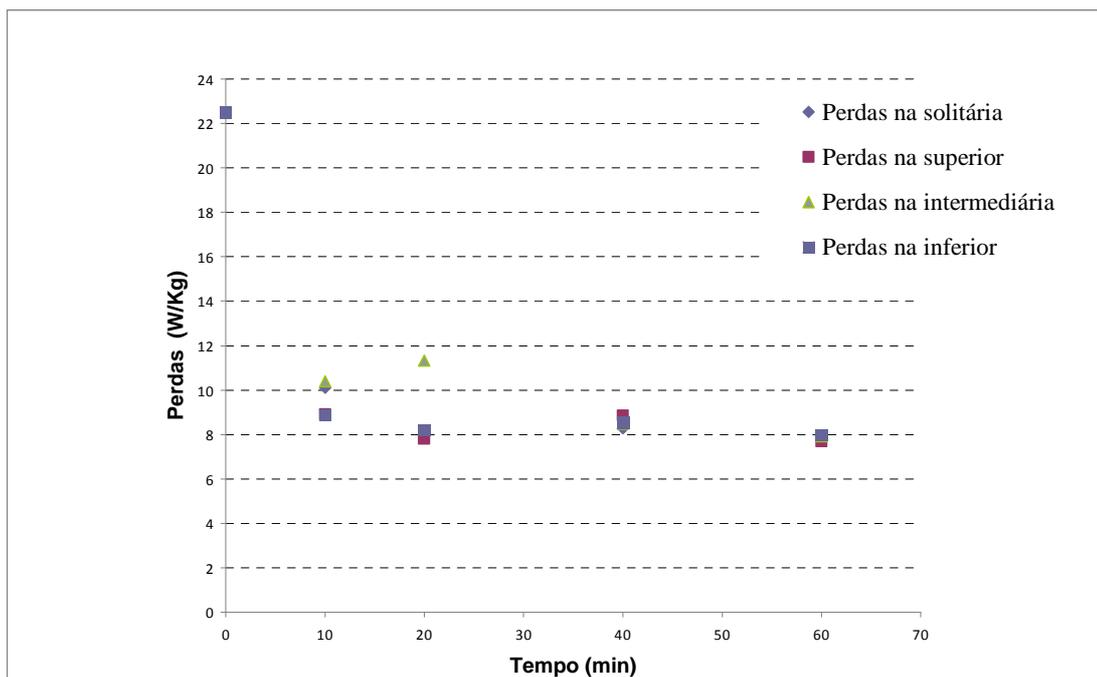


Figura 29. Perdas a 1,5T/60Hz em relação ao tempo no ensaio de ponto de orvalho de 25°C.

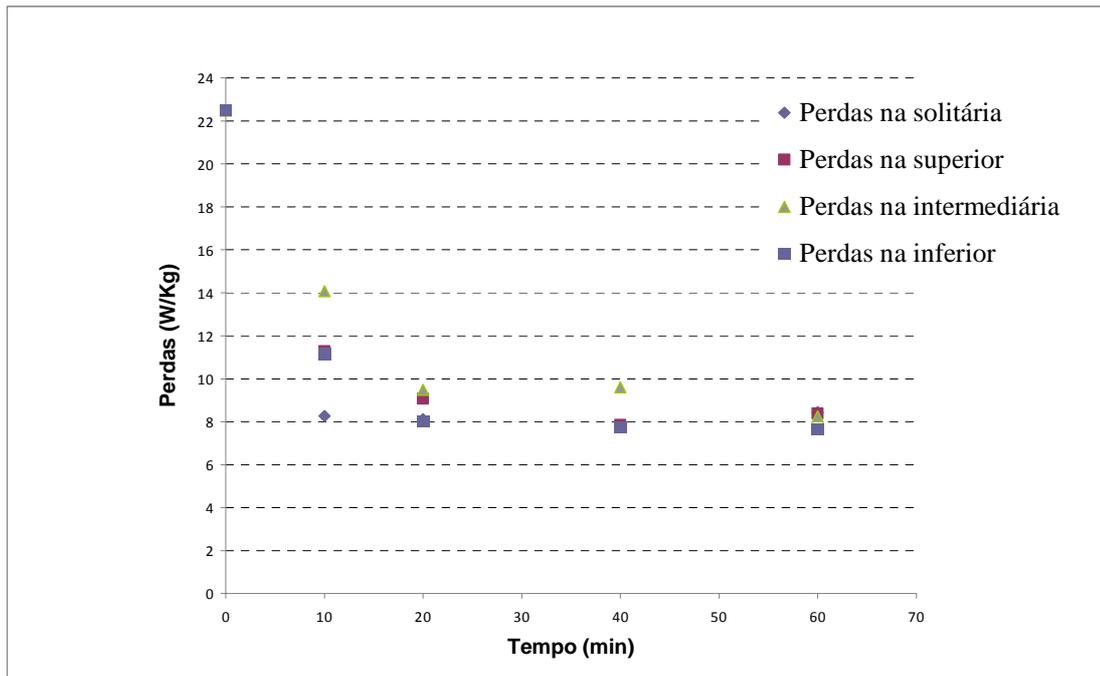


Figura 30. Perdas a 1,5T/60Hz em relação ao tempo no ensaio sem umidade.

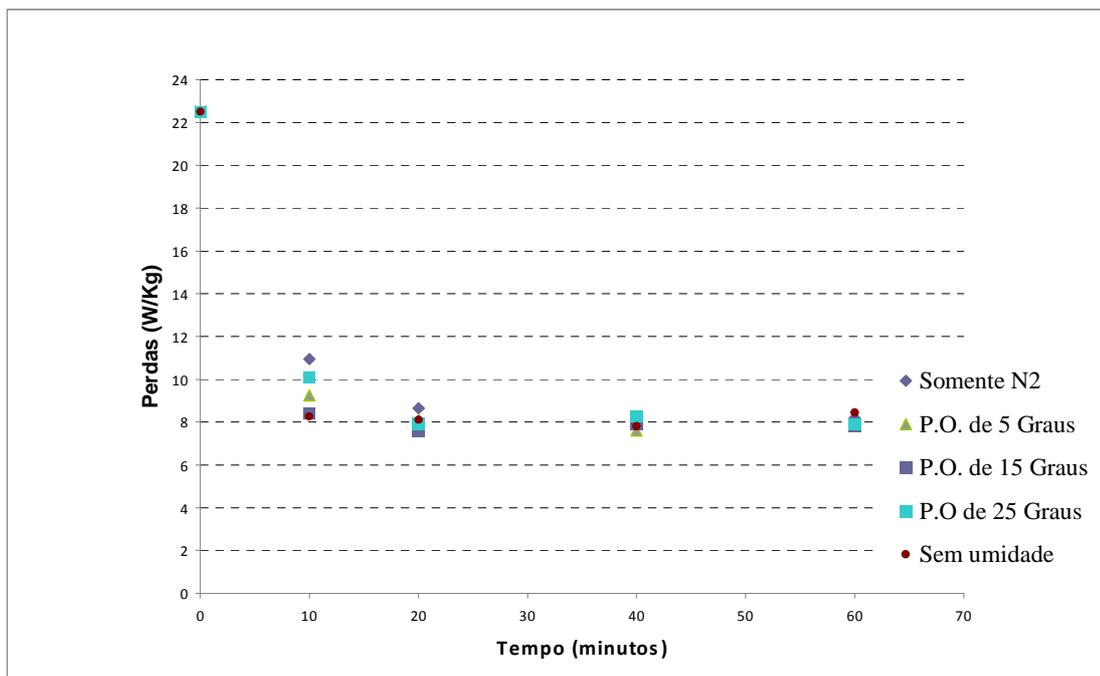


Figura 31. Perdas a 1,5T/60Hz em relação tipos de atmosferas no interior do forno, sendo as amostras “solitárias” analisadas.

Analisando os gráficos anteriores (figura 27, 28, 29,30 e 31), de perdas x tempo de recozimento, verifica-se que as perdas magnéticas são reduzidas e atingem um patamar de perda magnética, bem rapidamente.

O patamar atingido encontra-se na faixa de 8 W/Kg.

Após 10 minutos de recozimento, as perdas magnéticas (P15/60), em os todos ensaios, são reduzidos a aproximadamente 11 W/Kg. Nota-se que as lâminas intermediárias são aquelas que, geralmente, possuem maiores perdas, evidenciado nas figuras 27 a 30.

Deve-se considerar que uma parcela dos 8W/kg de Perdas totais (P15/60) atingidos no patamar, uma fração independe da microestrutura, ou seja, depende das Perdas parasíticas (P_p) - por definição, as Perdas parasíticas dependem da espessura da chapa e da sua resistividade elétrica do material. Podem ser calculadas a partir da equação 2 (LANDGRAF, 2001), resultando em 3,4W/kg (P15/60) para a espessura de 0,6mm:

$$P_p = (\pi \cdot B \cdot f \cdot e)^2 / (6 \cdot \rho \cdot d) \quad \text{Equação 2}$$

Onde B=indução magnética induzida; f=frequência; e= espessura; ρ = resistividade elétrica e d=densidade do aço;

5.2. Resultados e discussão da variação de teor de C em função do recozimento, e da posição no “pacote” e a influência do teor de carbono nas perdas magnéticas totais

Veremos a seguir a variação do teor de carbono para cada ensaio em função do tempo de patamar de cada ensaio:

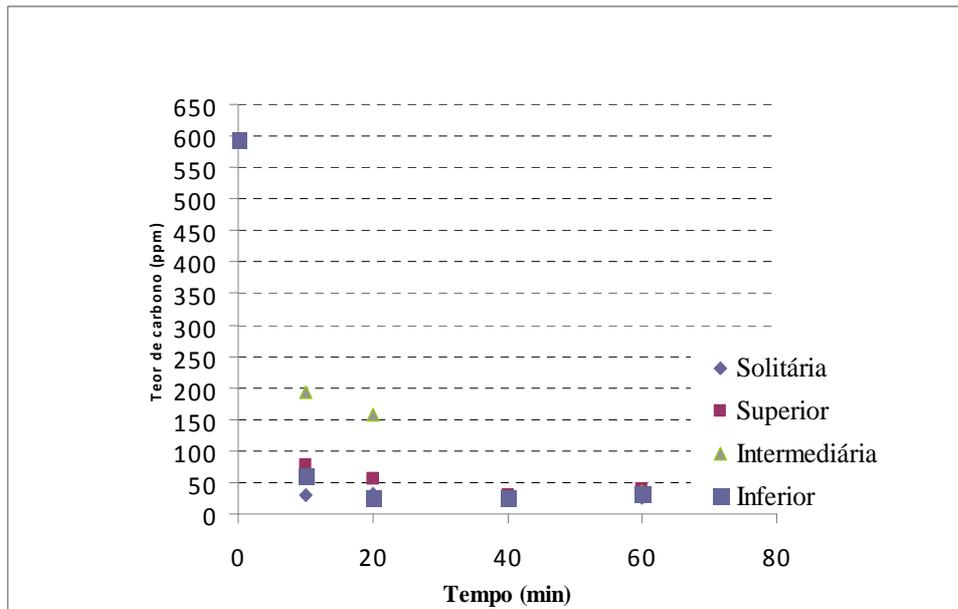


Figura 32. Variação do teor de carbono em função do tempo de recozimento descarbonetante no ensaio de ponto de orvalho de 5°C.

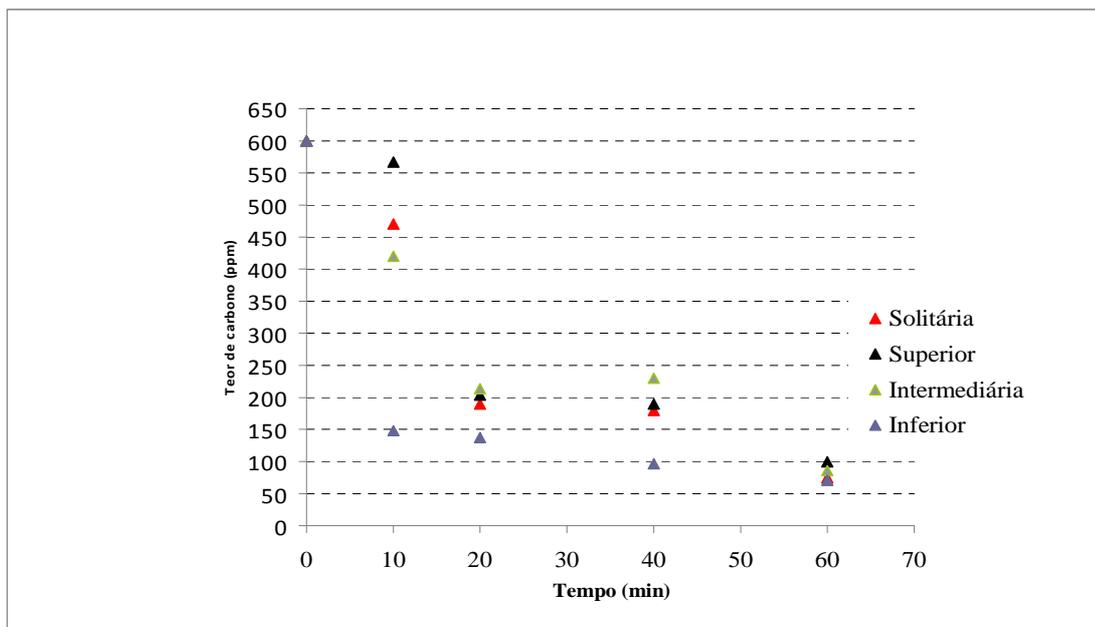


Figura 33. Variação do teor de carbono em função do tempo de recozimento descarbonetante no ensaio de ponto de orvalho de 15°C.

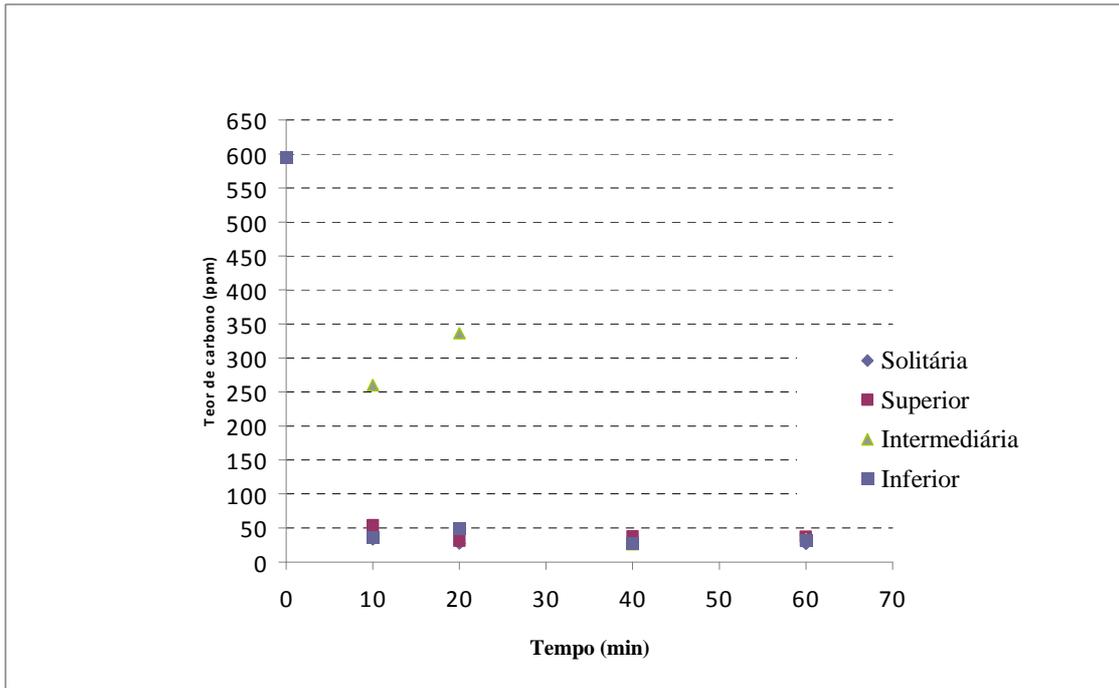


Figura 34. Variação do teor de carbono em função do tempo de recozimento descarbonetante no ensaio de ponto de orvalho de 25°C.

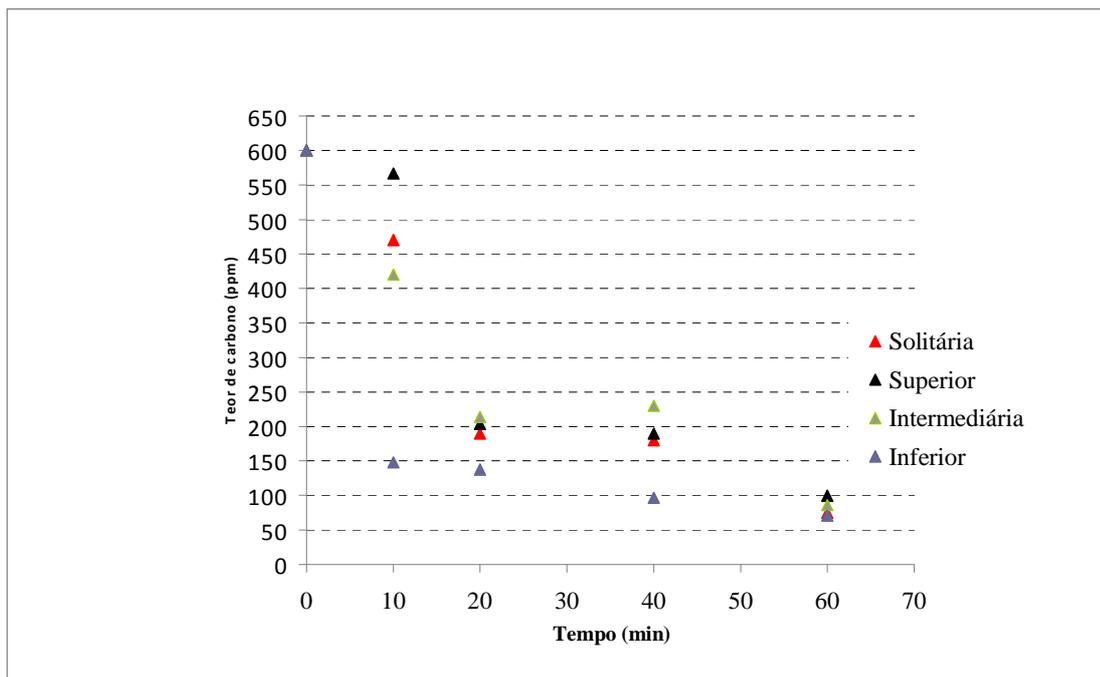


Figura 35. Variação do teor de carbono em função do tempo de recozimento no ensaio "sem umidade".

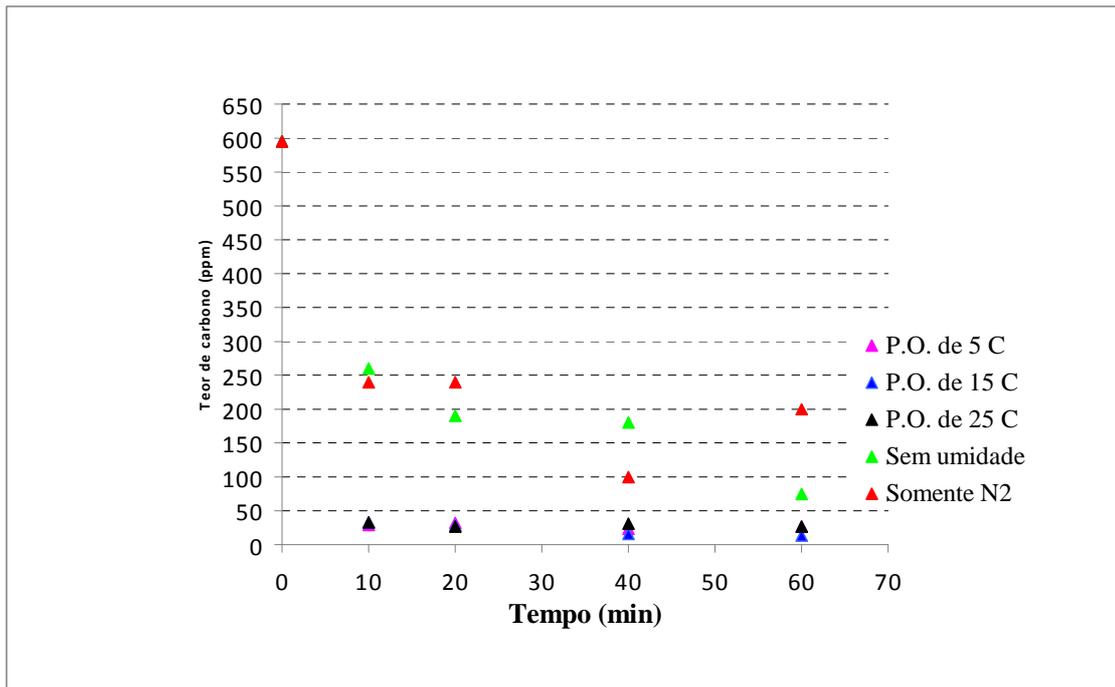


Figura 36. Variação do teor de carbono da lâmina solitária em função do tempo de recozimento nos ensaios de diferentes atmosferas.

Verifica-se que os pontos de orvalho de 15 e 25°C (Figuras 33 e 34, respectivamente) são os tratamentos térmicos descarbonetantes que mais retiram carbono do material, ou seja, são as atmosferas utilizadas mais descarbonetantes.

Nota-se que os maiores níveis nos teores de carbono (figuras 32 a 34) estão presentes nas lâminas “intermediária”, isto ocorre certamente devido ao bloqueio da interface material-gás presente nos pequenos espaços entre as lâminas do pacote.

Sobre a suspeita de haver umidade nos tanques de gases - N_2 e H_2 – utilizados durante os recozimentos, é confirmada através da análise de teor de carbono, já que conforme visto nas figuras 35 e 36, não são necessários grandes quantidades de umidade e nem muito tempo de recozimento final para que ocorra a reação da descarbonetação (SOENEN,2005).

Todos os recozimentos do presente trabalho foram realizados a 760°C.

E quando se utiliza umidade ao invés de vácuo (por exemplo), ou seja, quando se adiciona água no interior do forno (ocorre aumento do ponto de orvalho conforme teor de umidade no forno), ocorre descarbonetação e recristalização total do material.

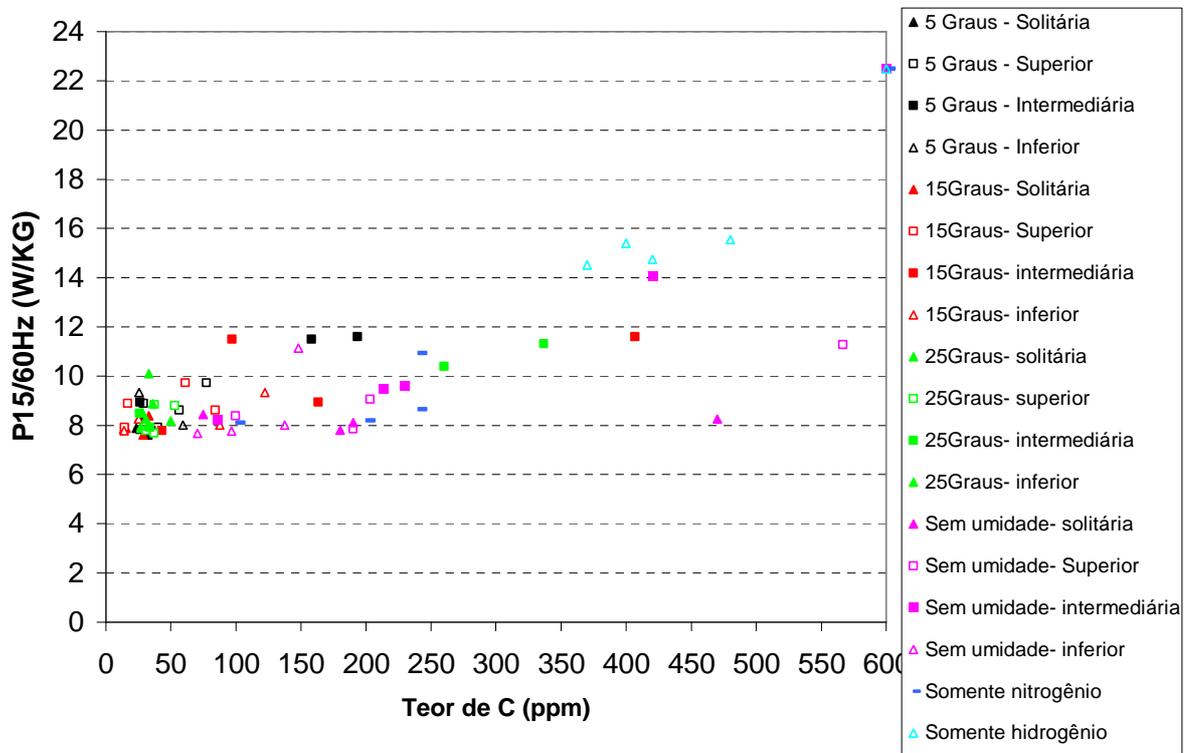


Figura 37. Variação das perdas magnéticas em função do teor de C, após diversos recozimentos descarbonetantes.

Nota-se que a redução do teor de carbono (figura 37) causa redução das perdas magnéticas totais nas amostras, mas com grande variação de resultados.

Verifica-se também que as amostras submetidas a tratamentos com de P.O. de 25°C (figura 37) são as amostras que possuem menores teores de C e baixas perdas magnéticas. E as amostras tratadas com atmosfera contendo somente “nitrogênio” são os ensaios com os maiores níveis de teor de C, no entanto as perdas magnéticas destes materiais têm geralmente intensidades bem próximas do patamar de perdas magnéticas obtidas (8 W/Kg).

5.3. Resultados e discussão da relação entre teor de carbono, microestrutura, perdas magnéticas e tamanho de grão do material

A Figura 38 mostra a micrografia do material (COSCORE 550) como foi recebido. Abaixo da foto, estão os dados desse material, de teor de carbono [ppm], perdas magnéticas a 1,5T/60Hz [W/Kg] e tamanho de grão [μm], nessa mesma ordem.

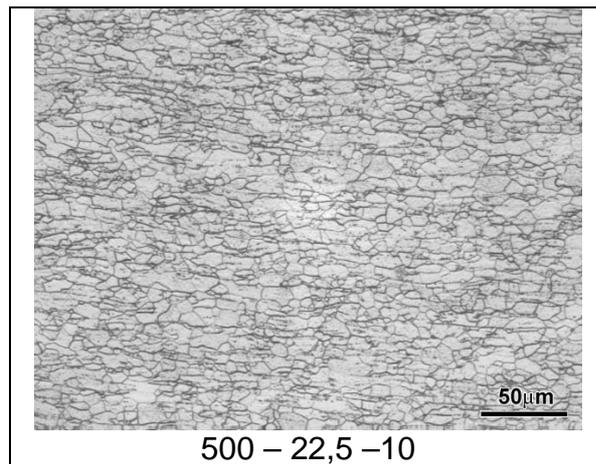


Figura 38. Micrografia e dados respectivos de teor de carbono, perdas a 1,5T/60Hz e tamanho de grão do “COSCORE 550” sem tratamento térmico. O material contém 500ppm de carbono, perdas de 22,5 W/kg, tamanho de grão 10 μm .

Conforme se verifica na figura 38, o material inicial (como foi recebido) possui teor de carbono alto (500ppm), tamanho de grão pequeno (10 μm) e possui perda magnética alta (22,5 W/Kg). Esta alta perda é proveniente do encruamento existente neste aço e também devido ao pequeno tamanho de grão presente na microestrutura do material () utilizado em todo presente trabalho, o “COSCORE 550”.

A seguir serão mostrados as micrografias das amostras de “COSCORE 550” submetidas à descarbonetação em atmosferas com diferentes graus de umidade.

A figura 39 mostra os resultados da descarbonetação a 760 $^{\circ}\text{C}$ do “COSCORE 550” sob ponto de orvalho (P.O.) de 5 $^{\circ}\text{C}$, a figura 40 os resultados desse aço sob P.O.=15 $^{\circ}\text{C}$, a figura 41 os resultados com P.O.=25 $^{\circ}\text{C}$, a figura 42 os resultados do recozimento

“sem umidade” (P.O. não detectável) e a figura 43 os resultados de recozimento “somente nitrogênio” (P.O. não detectável) utilizando somente lâminas “solitárias”.

Cada figura (39, 40, 41 e 42) contém os resultados de 16 amostras (todas longitudinais): cada ensaio é composto por 4 lâminas (uma solteira e 3 num “pacote”) recozidas, por 10, 20, 40 e 60 minutos.

Os resultados obtidos das lâminas de cada ensaio estão dispostos da seguinte forma: na vertical, isto é, nas colunas estão distribuídos os resultados de modo como as lâminas foram colocadas no interior do forno, ou seja, a primeira coluna do “pacote”, a lâmina do extremo esquerdo representa as lâminas “solitária”, a segunda coluna representa as lâminas “superior”, a terceira a “intermediária” e a quarta (extremo direito) são as lâminas “inferior”.

Na horizontal, as linhas estão dispostas em relação ao tempo. Isto é, na primeira linha da tabela estão os ensaios realizados durante 10 minutos, na segunda linha estão os ensaios de 20 minutos, na terceira linha estão os ensaios de 40 minutos e a última linha estão os ensaios de 60 minutos

Abaixo de cada foto estão descritos os valores de teor de carbono [ppm], perdas magnéticas a 1,5T/60Hz [W/Kg] e tamanho de grão [μm], respectivamente, obtidos da amostra analisada.

O aumento das micrografias - 12.5 x8 do microscópio ótico = aumento de 100 vezes - selecionado foi escolhido para permitir a observação de toda a espessura (0,6 mm) da lâmina em cada foto.

Lâmina Solteira

Lâmina Superior

Lâmina Intermediária

Lâmina Inferior

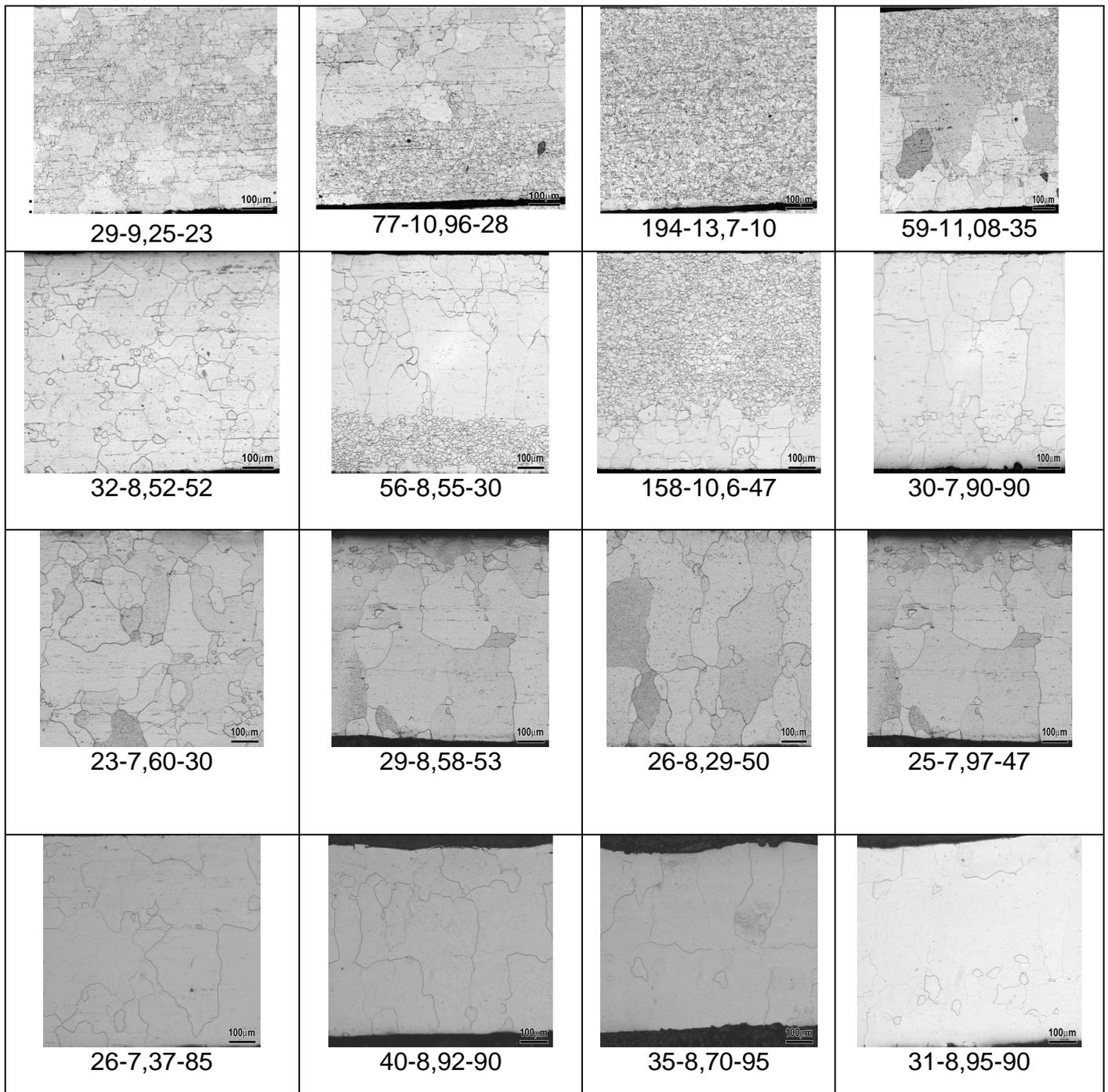


Figura 39. Micrografias, teor de carbono, perdas a 1,5T e tamanho de grão das lâminas após tratamento térmico de ponto de orvalho de 5°C, ou seja, $pH_2O/PH_2=0,086$.

A figura 39 mostra que as lâminas “intermediária”, nos tempos de 10 e 20 minutos de recozimento, praticamente não recristalizaram mas após esses tempos de recozimentos descarbonetantes (40 e 60 minutos), ocorre recristalização em grande parte da amostra.

As lâminas “intermediária” de 10 e 20 minutos (194 e 158 ppm de C, respectivamente) são as amostras com os maiores teores de C em comparação às outras amostras. O alto teor de C nestas amostras e o pequeno TG mostra que a taxa de descarbonetação afeta a recristalização do material e conseqüentemente reduz o crescimento de grão nessas amostras.

As outras amostras da figura 39 (“solitária”, “superior” e “inferior”) mostram redução do teor de C a níveis baixos (inferiores a 80ppm de C) mesmo em baixos tempos de recozimentos (10 e 20 minutos), isto ocorre em conjunto com a redução das perdas magnéticas. O crescimento de grão nessas amostras ocorre mais intensamente nos recozimentos mais longos (40 e 60 minutos).

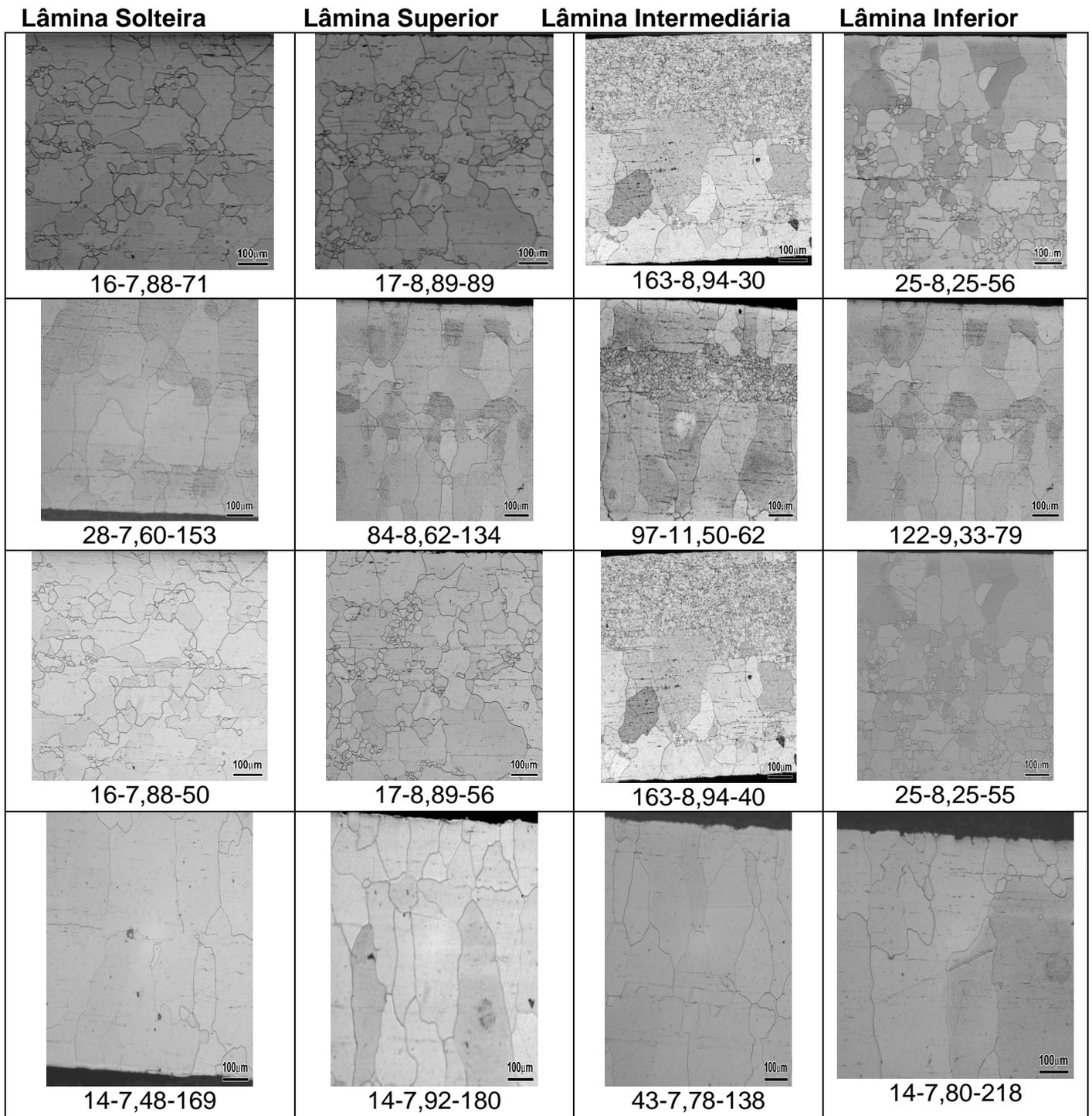


Figura 40. Micrografias, teor de carbono, perdas a 1,5T e tamanho de grão das lâminas após tratamento térmico de ponto de orvalho de 15°C, ou seja, $PH_2O/H_2=0,17$.

No recozimento descarbonetante de P.O. de 15°C (figura 40), os teores de C obtidos são menores que os obtidos no recozimento de P.O. de 5°C (figura 39), a níveis abaixo de 30ppm de C. Neste recozimento (P.O. de 15°C) são obtidos os maiores TG's em relação aos outros ensaios.

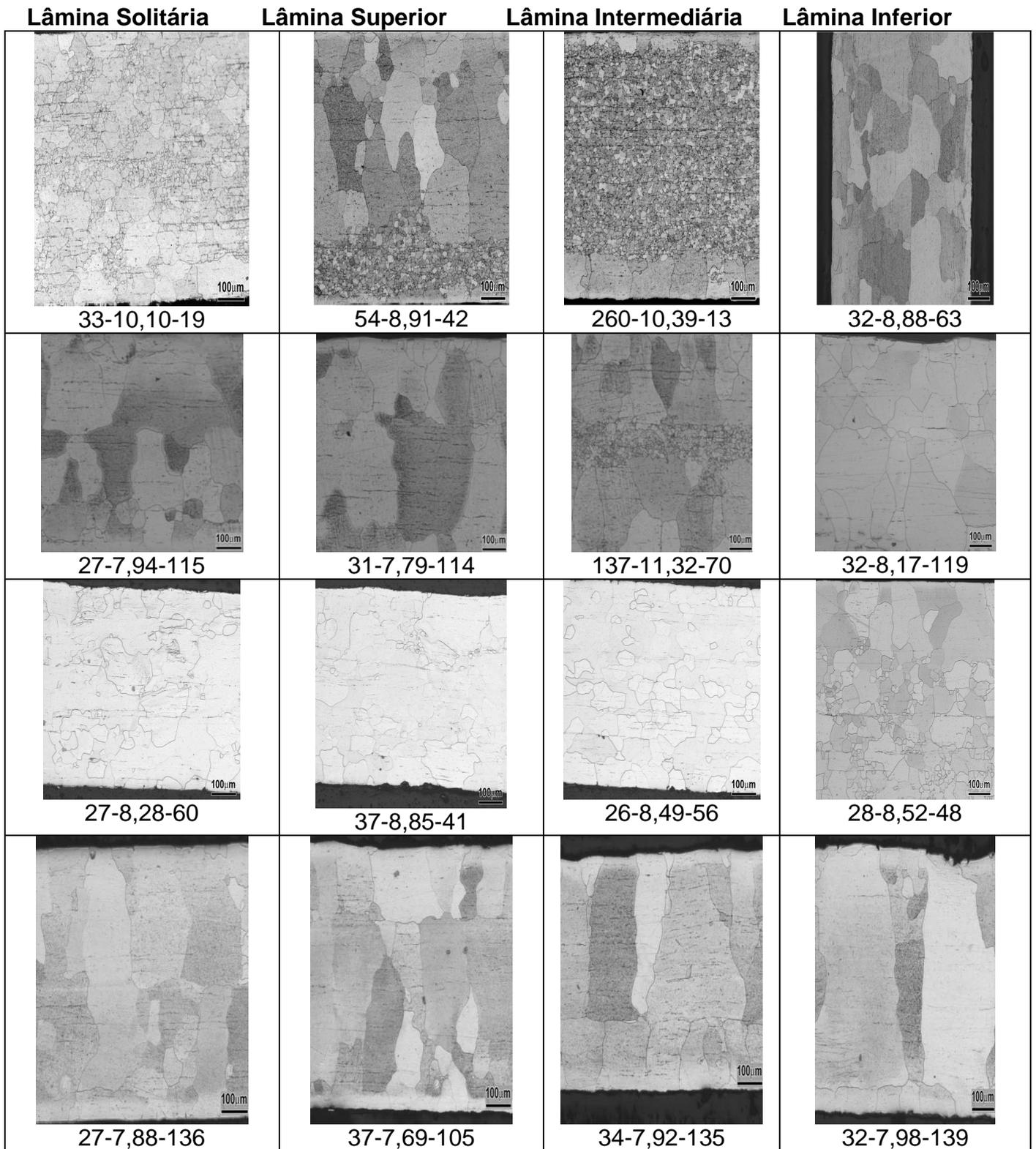


Figura 41. Micrografias, teor de carbono, perdas a 1,5T e tamanho de grão das lâminas após tratamento térmico de ponto de orvalho de 25°C, ou seja, $\text{PH}_2\text{O}/\text{H}_2=0,31$.

Em todos recozimentos descarbonetantes (5, 15 e 25°C) verifica-se que com mesmo tempos curtos de recozimento descarbonetante - com exceção das lâminas “intermediária” - ocorre redução do teor de C a níveis baixos (inferiores a 60ppm de C).

As lâminas “intermediária” (figuras 39 a 41) mostram grãos pequenos em parte de sua microestrutura, ou seja, ocorre nestas lâminas recristalização incompleta em algumas regiões da amostra.

A associação entre alto teor de carbono e recristalização incompleta pode ser associada ao bloqueio da recristalização pela existência de uma fração de austenita (fase rica em C) que restringe o crescimento da matriz ferrítica iniciando-se na superfície da amostra, na temperatura de recozimento de 760°C.

A pequena distância entre as superfícies das lâminas (lâminas intermediária - figuras 39 a 41) dificulta a troca da atmosfera local, possivelmente aumentando o potencial de carbono da atmosfera local e com isso restringindo a descarbonetação, tornando-a mais lenta.

Pode-se notar, em alguns casos, que em umas das superfícies das lâminas externas mostram grãos pequenos e do outro lado da lâmina, há a presença de grãos grandes, isto ocorre devido ao fenômeno de dificuldade de acesso da atmosfera do forno descarbonetante às superfícies internas das lâminas do “pacote”.

Verifica-se nas 3 figuras (39,40 e 41) que, as lâminas com maior tempo de recozimento descarbonetante (40 e 60 minutos) demonstram grande avanço da recristalização, associado à redução de carbono, resultando em menores valores de perdas magnéticas.

A seguir serão mostradas as amostras que foram tratadas sem adição de água, ou seja, sem o uso de umidade no interior do forno – presença somente de N₂ e H₂. Neste ensaio foi utilizado o forno “Lindberg”, da figura 20, e foi realizado do mesmo modo que foram feitos os ensaios de descarbonetação das figuras 27, 28 e 29. A atmosfera utilizada continha somente 90% de N_{2(g)} por 10% de H_{2(g)} e ausência de adição de água.

Este ensaio foi denominado de tratamento térmico “sem umidade” está demonstrado na figura 42.

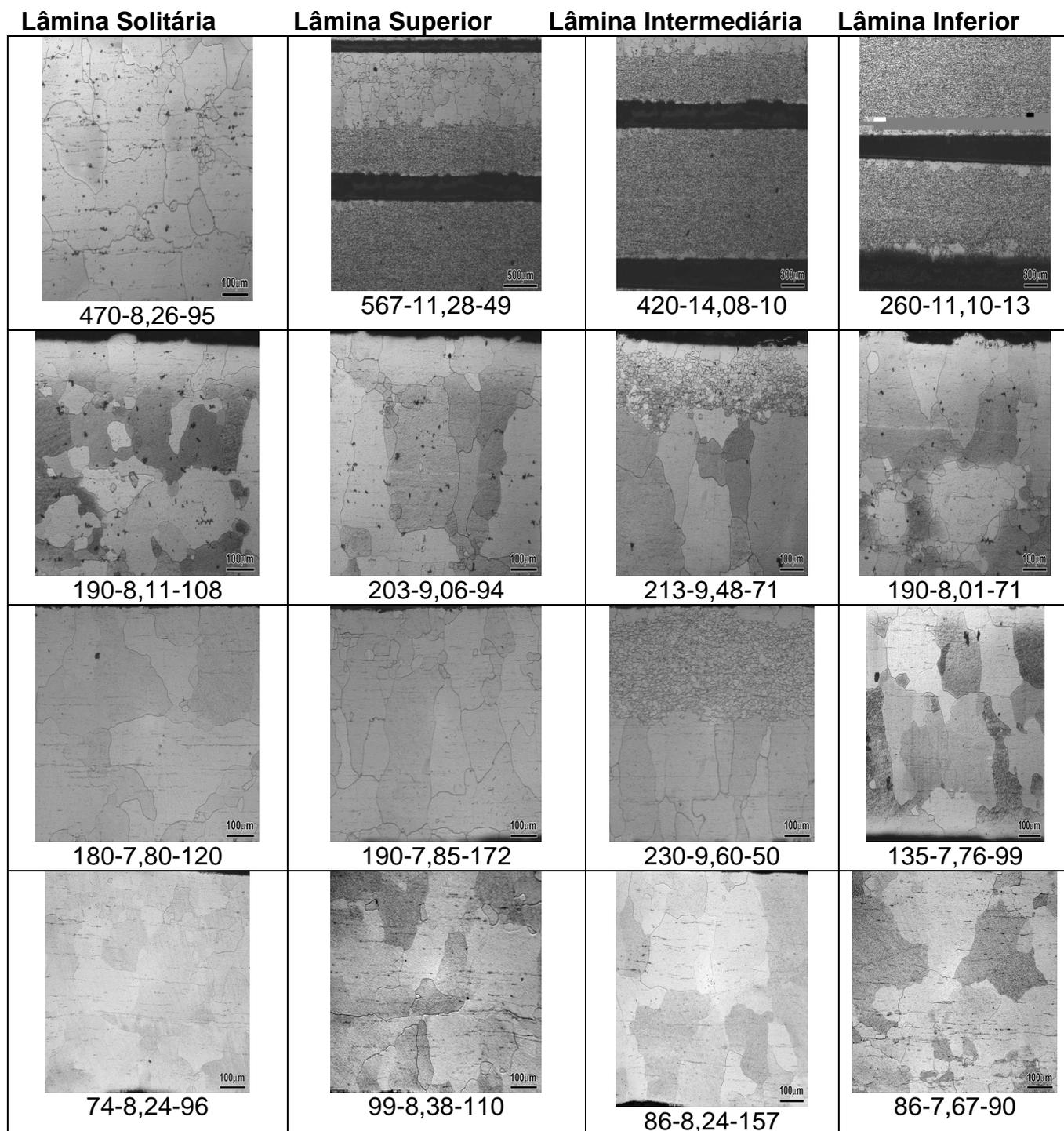


Figura 42. Micrografias, teor de carbono [ppm], perdas a 1,5T/60Hz e tamanho de grão das lâminas[μm] após tratamento térmico “sem umidade”, gases na proporção de 90%N₂ e 10%H₂.

Surpreendentemente, nota-se nos recozimentos da figura 42 que ocorre recristalização quase completa mesmo nos ensaios com atmosfera com N₂ e H₂

(recozimento “**sem umidade**”). Também redução do teor de carbono das amostras, isso pode ser atribuído à umidade, eventualmente presente nos tanques de nitrogênio e hidrogênio, utilizados em todos os recozimentos deste Trabalho.

A umidade presente nos tanques pode ser baixa mas possui uma quantidade capaz de descarbonetar o material, sendo isto demonstrado pelas análises de teor de carbono, expressas na figura 35.

O processo de descarbonetação dos recozimentos “sem umidade”, ocorre em menor intensidade que os recozimentos com atmosferas úmidas.

Em relação ao TG são obtidos nesse ensaio (“sem umidade”), níveis menores de TG’s que os recozimentos adicionando umidade.

Já em relação às perdas magnéticas dos recozimentos “sem umidade” (figura 42), são obtidos valores próximos (8W/Kg) às perdas magnéticas dos recozimentos contendo umidade, mesmo em tempos baixos (10 e 20 minutos).

Os experimentos a seguir (figura 43), foram realizados somente em uma lâmina no forno “Lindberg” (figura 20) utilizando como atmosfera somente N₂, ou seja, uma lâmina “solitária” para cada ensaio, este recozimento foi denominado recozimento “**somente nitrogênio**”.

O quadro da esquerda para a direita (figura 43) representa o tratamentos térmicos utilizando somente N₂, nos tempos de 10, 20, 40 e 60 minutos, respectivamente, abaixo das micrografias estão distribuídos, respectivamente, os dados de teor de carbono [ppm], perdas [W/Kg] e tamanho de grão [μm]:

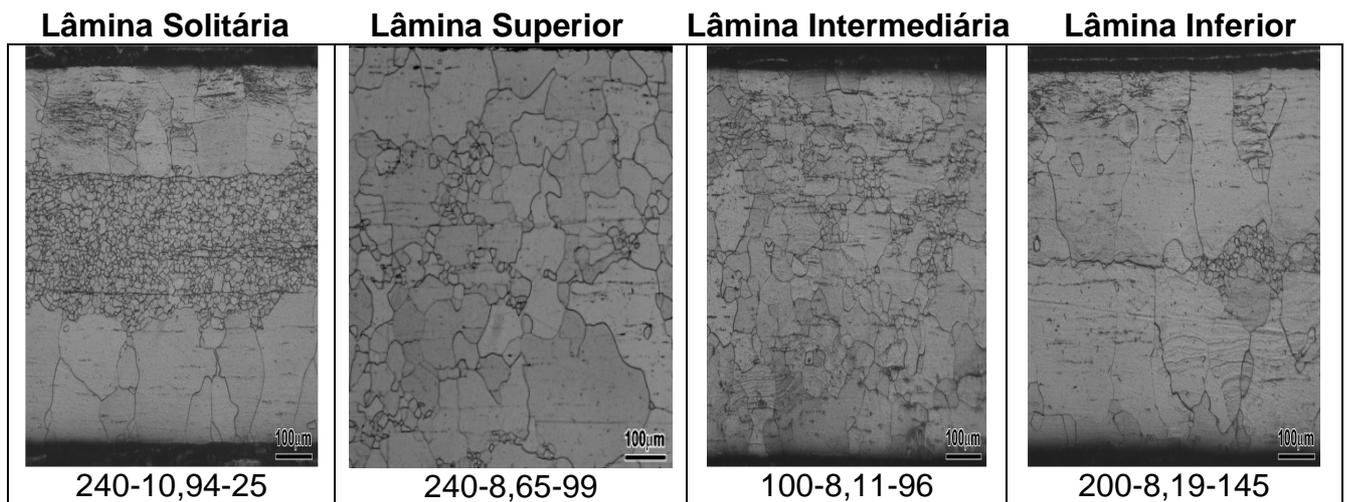


Figura 43. Micrografias, teor de carbono, perdas a 1,5T/60Hz e TG das lâminas após tratamento térmico tendo como atmosfera somente nitrogênio.

Analisando as fotos da figura 43, nota-se que ocorreu significativa recristalização em todas as amostras. Além disso, os dados confirmam que há uma forte ligação microestrutural com as propriedades magnéticas e com a composição química do material. O processo descarbonetante do recozimento “somente nitrogênio” provoca recristalização do material encruado (geralmente rescrystalização incompleta), e conseqüente aumento do tamanho de grão do aço recozido, demonstrados nas micrografias da figura 43.

Para verificar a “desconhecida” ação do hidrogênio sobre o teor de carbono do material analisado, foi realizado um experimento com “somente hidrogênio” em um forno tubular (forno da figura 26) durante 60 minutos a temperatura de 760°C, utilizando uma lâmina “solitária” e três empacotadas. Foram obtidos os seguintes resultados:

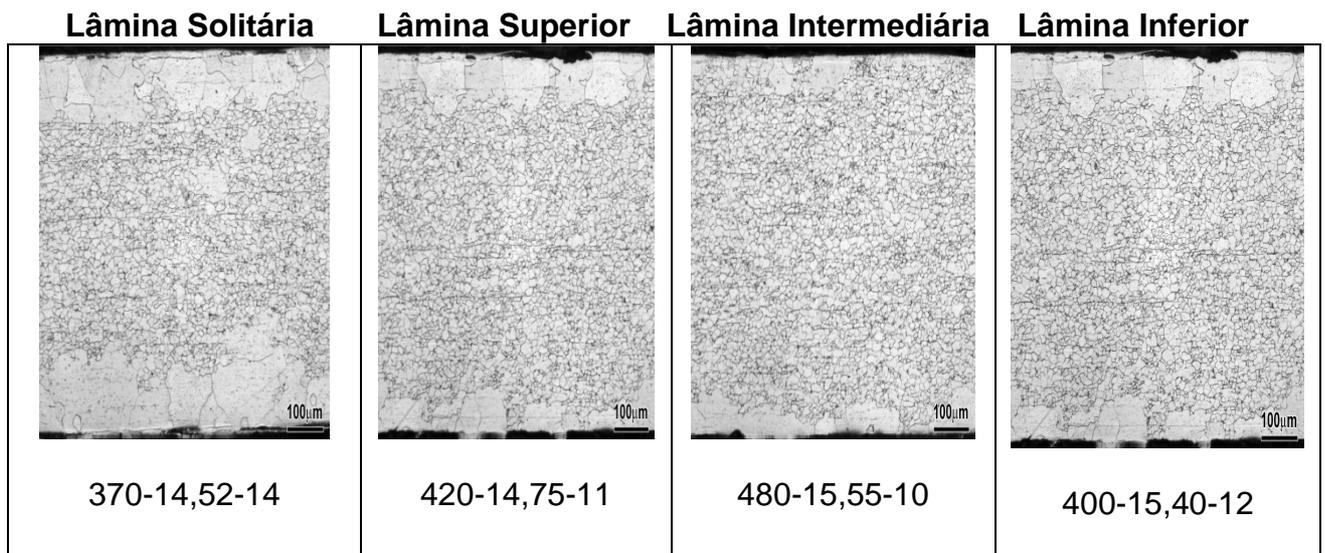


Figura 44. Micrografias, teor de carbono, perdas a 1,5T/60Hz e tamanho de grão das lâminas após tratamento térmico por 60 minutos tendo como atmosfera “somente hidrogênio”.

No Recozimento “somente hidrogênio” (figura 44), utiliza-se somente o gás hidrogênio como atmosfera do forno, nesse recozimento verifica-se que o teor de carbono foi pouco reduzido (na faixa de 450ppm de C final) em relação aos tratamentos anteriores, mas esse recozimento reduziu bastante as Perdas magnéticas.

Em termos de TG, nesse tipo de recozimento (ausente de umidade e presença de hidrogênio na atmosfera do forno), a fração volumétrica de grãos grandes presente é muito pequena, ou seja, praticamente esse recozimento não causa recristalização do material encruado.

No Recozimento “somente hidrogênio” (figura 44), o motivo pelo qual os grãos da superfície cresceram pode ser atribuído, ou a um maior encruamento na superfície ou a pequena descarbonetação evidenciada pela redução do teor de carbono presente na amostra inicial (500 a 600ppm para 300 a 400ppm de C).

A partir dos recozimentos, “sem umidade” e “somente nitrogênio”, conclui-se que há umidade nos tanques de nitrogênio, principal responsável pela descarbonetação das amostras recozidas “sem umidade” - presença de água nos tanques de nitrogênio utilizados, de 99,9%p/p de pureza.

Para verificar a importância da descarbonetação em relação à recristalização do material e à redução das Perdas magnéticas, o “COSCORE 550” foi tratado termicamente sob vácuo durante 10 horas a 760°C. Os resultados obtidos estão descritos a seguir (figura 45):

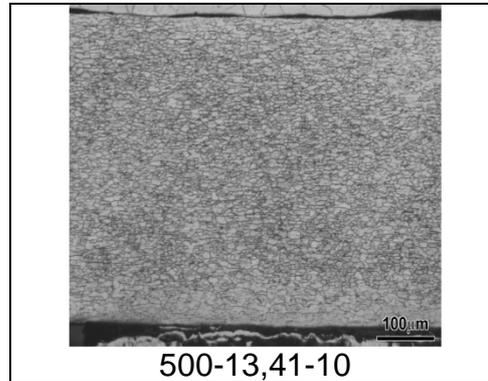


Figura 45. Micrografia, teor de carbono, perdas 1,5T/60Hz e tamanho de grão das lâminas após tratamento térmico a vácuo ($3,5 \cdot 10^{-5}$ mBar), durante 10 horas a 760°C.

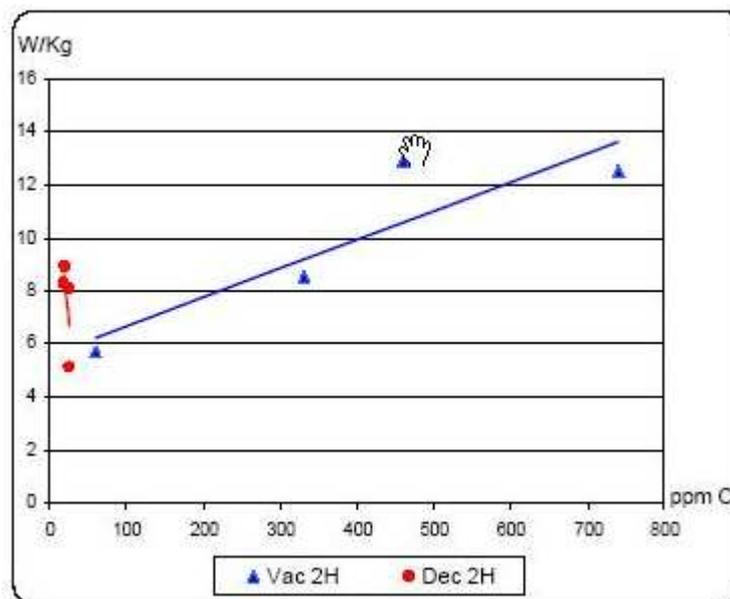


Figura 46. Variação de perdas magnéticas totais de aços recozido sob vácuo e sob recozimento descarbonetante, ambos durante 2 horas (MELQUÍADES,2006).

Nota-se que a microestrutura do material recozido a vácuo (figura 45) é a mesma que a inicial, grãos pequenos em toda a sua espessura, mas as perdas magnéticas diminuíram pela metade, certamente por causa do recozimento do material, isto é, devido à aniquilação de discordâncias do material que se encontrava inicialmente no material encruado, ocorre redução das perdas magnéticas.

Na figura 46 percebe-se que o recozimento a vácuo durante 2 horas, realizado por MEQUÍALDES (2006) no mesmo forno a vácuo deste presente Trabalho (figura 23) ocorreu descarbonetação do aço. Uma causa provável da descarbonetação do material pode ter sido entrada de ar no interior do forno a vácuo devido à falha no fechamento (isolamento em relação ao ambiente externo) do forno durante o recozimento.

5.4. Resultados e discussão do tamanho de grão em função do tempo de recozimento e em função das perdas magnéticas das amostras

A seguir serão demonstrados os gráficos do tamanho de grão (TG) médio das amostras versus tempo de recozimento dos recozimentos realizados (figuras 47 a 51).

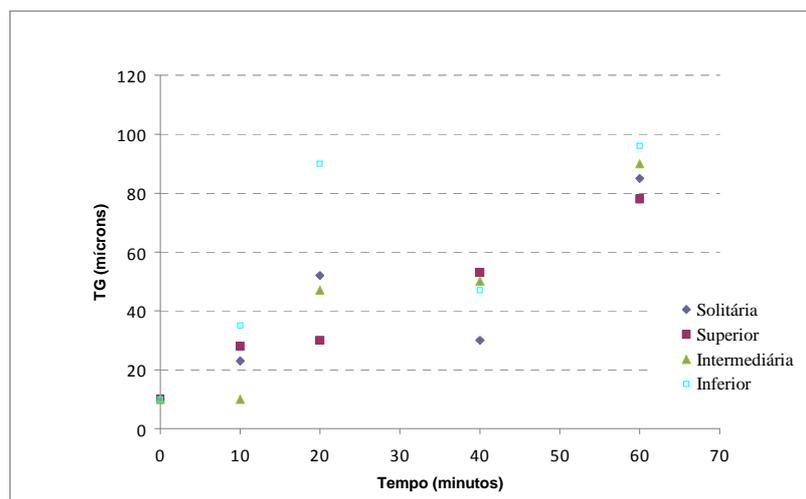


Figura 47. Tamanho de grão em função do tempo de tratamento de ponto de orvalho de 5°C.

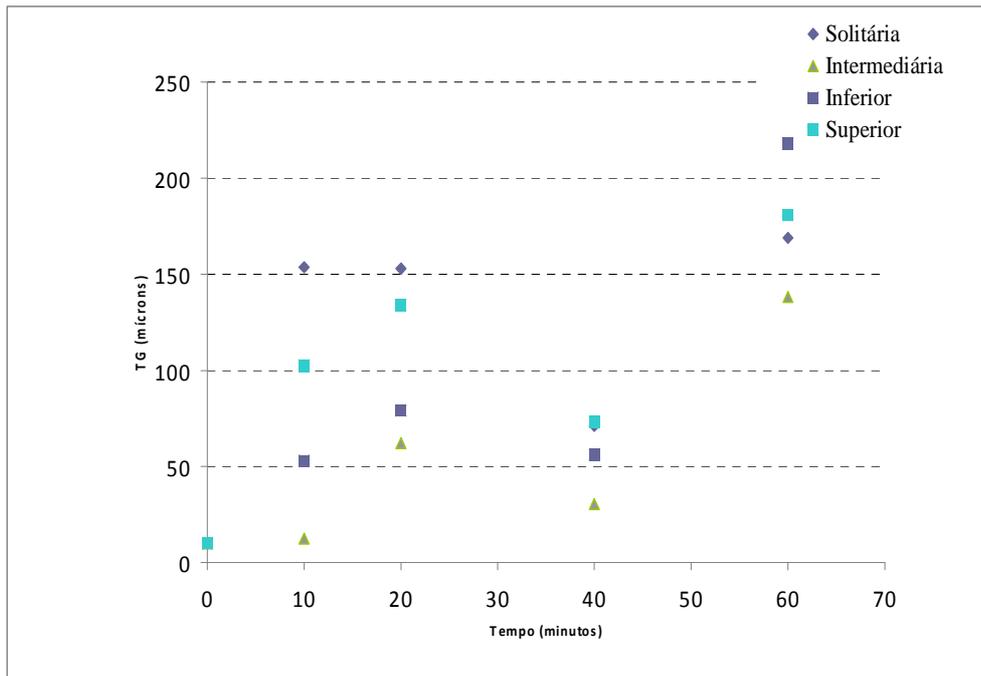


Figura 48. Tamanho de grão em função do tempo de tratamento de ponto de orvalho de 15°C.

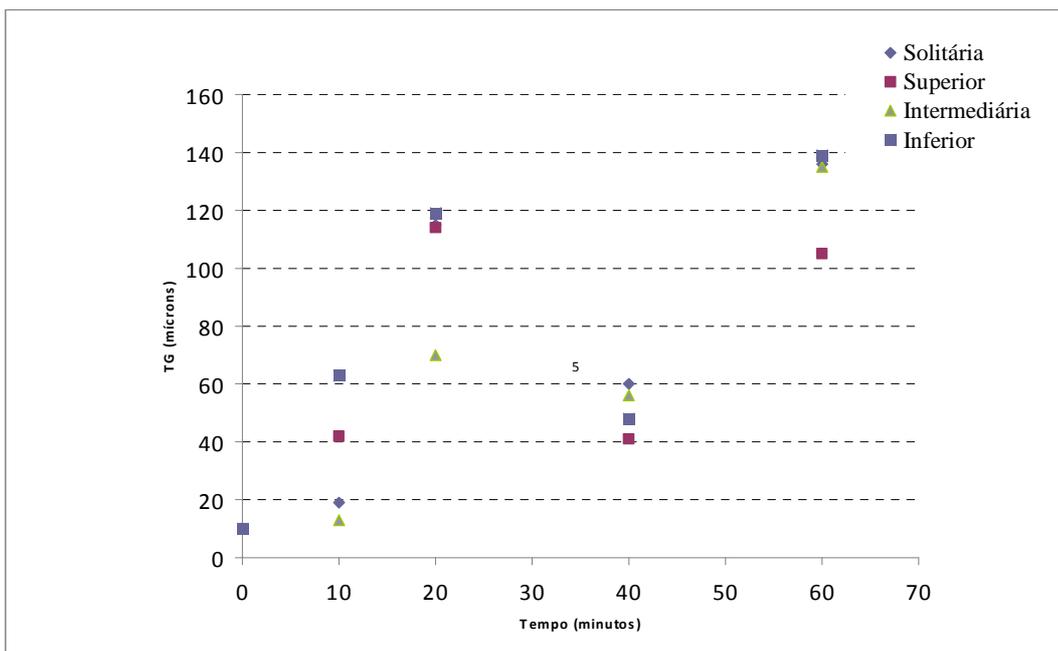


Figura 49. Tamanho de grão em função do tempo de tratamento de ponto de orvalho de 25°C.

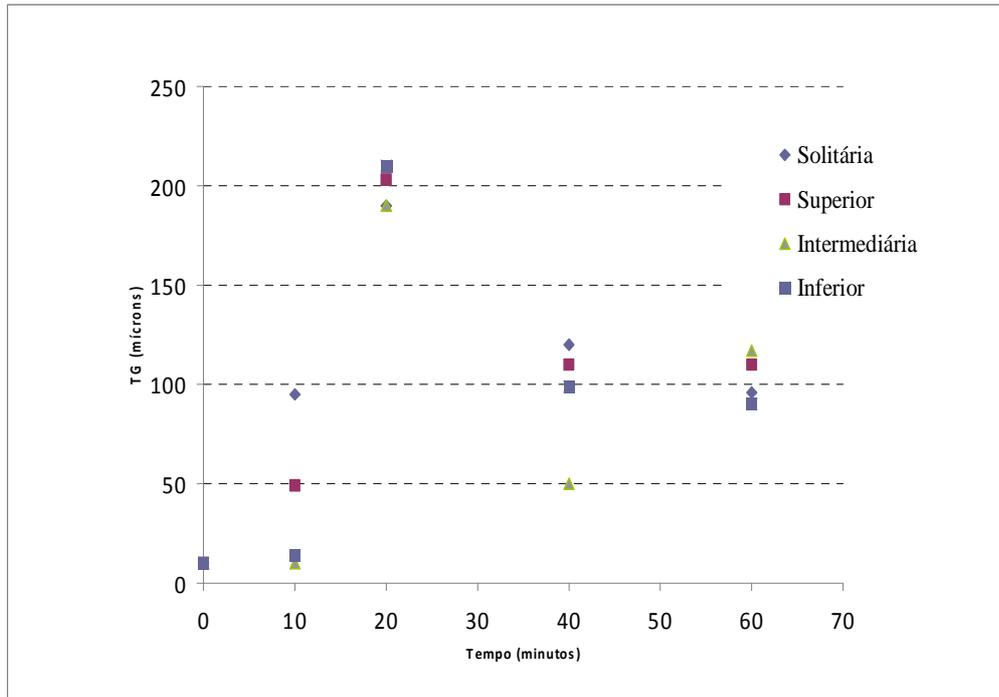


Figura 50. Tamanho de grão em função do tempo de tratamento “sem umidade”.

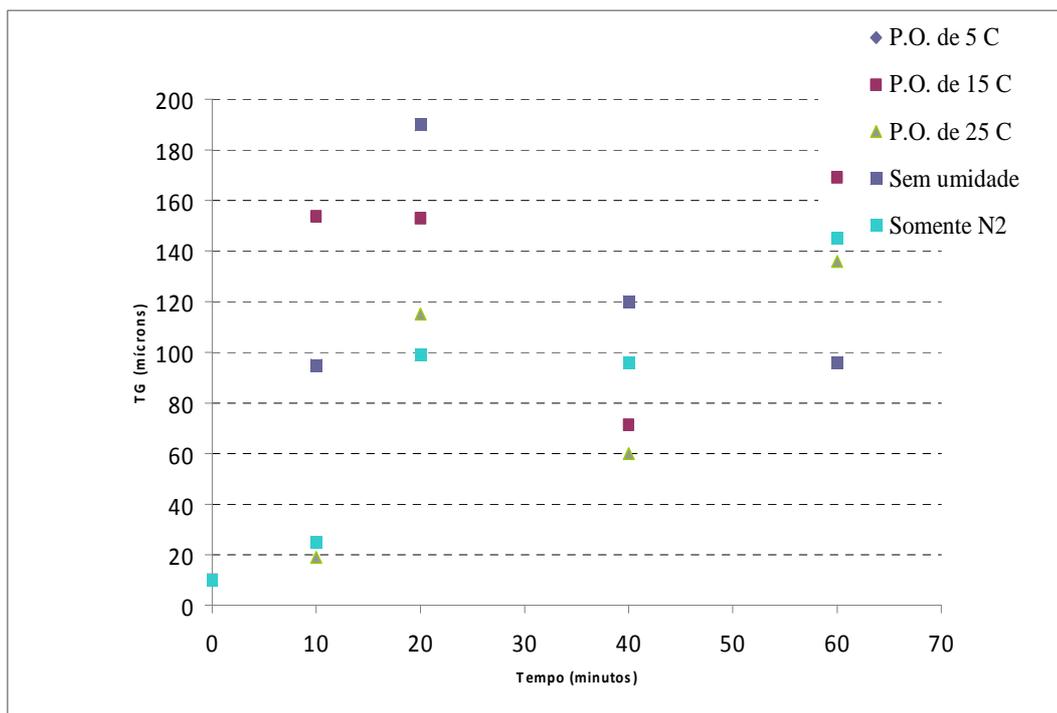


Figura 51. Tamanho de grão das lâminas solitárias em função do tempo de recozimento em diferentes atmosferas ponto de orvalho.

Verifica-se que nos experimentos que se utilizaram baixa umidade, ou seja, o recozimento de ponto de orvalho de 5°C (figura 47) e o recozimento “sem umidade”

(figura 50) resultam em grãos menores que 100 μm , devido à baixa descarbonetação e pouca recristalização do material nesses recozimentos.

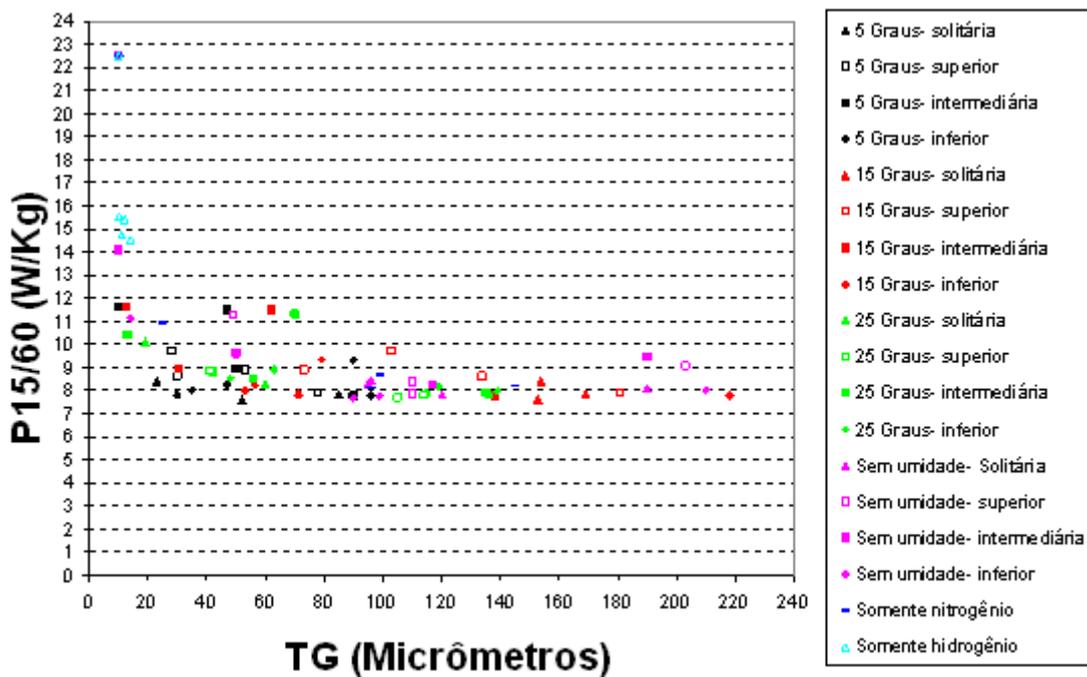


Figura 52. Variação das perdas magnéticas em função do tamanho de grão, após diversos recozimentos.

A partir da figura 52 nota-se que a redução das perdas magnéticas depende principalmente do recozimento descarbonetante, ou seja, o TG grande (acima de 100 μm) não é condição essencial para obter um material com baixas perdas magnéticas, uma vez que diversas amostras com TG final abaixo de 100 μm (figura 52) atingiram o nível de patamar de perdas magnéticas (P15/60) para o experimento (8W/Kg).

Verifica-se que os recozimentos de P.O. de 5 $^{\circ}\text{C}$ e os recozimentos “somente hidrogênio” (figura 52) forneceram materiais com TG menores de 100 μm .

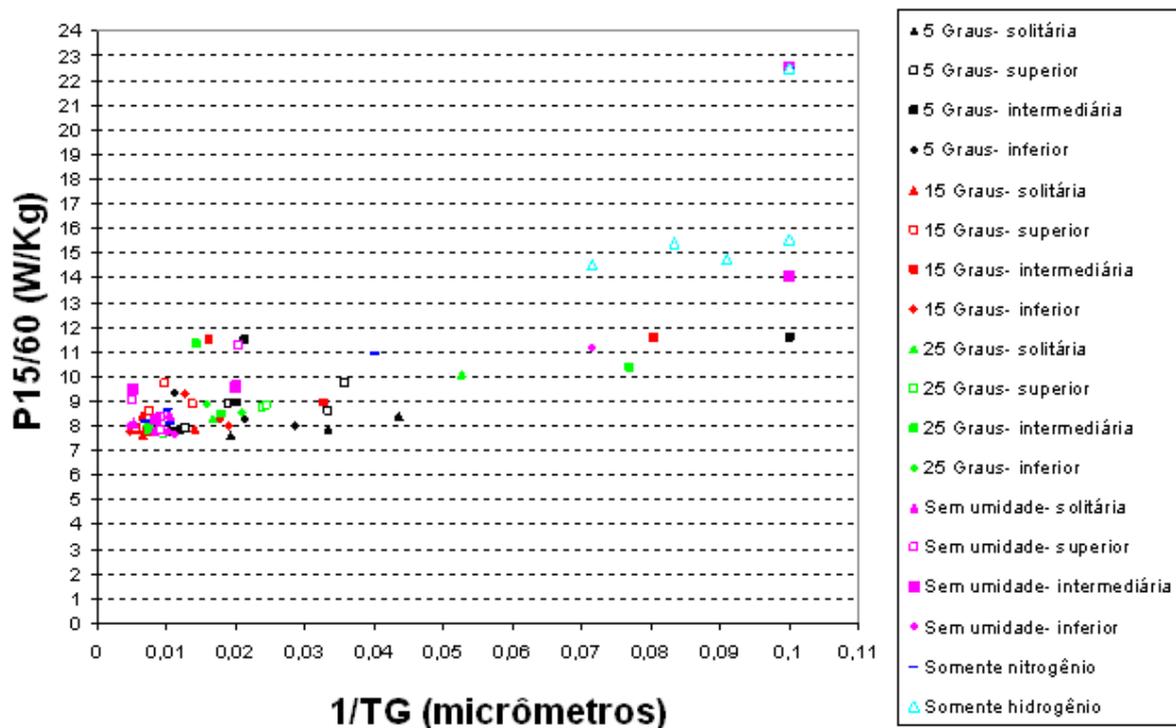


Figura 53. Variação das perdas magnéticas em função do inverso do tamanho de grão, após diversos recozimentos descarbonetantes.

A partir da figura 53 verifica-se que quanto maior o TG final do material, menores serão as perdas magnéticas, ou seja, os materiais com menores perdas são aqueles que possuem maiores TG's. O tratamento térmico "sem umidade" gerou maior número de amostras com grandes TG's e menores perdas magnéticas - confirmando o que foi dito anteriormente, ou seja, a redução das perdas magnéticas depende fundamentalmente do processo térmico realizado.

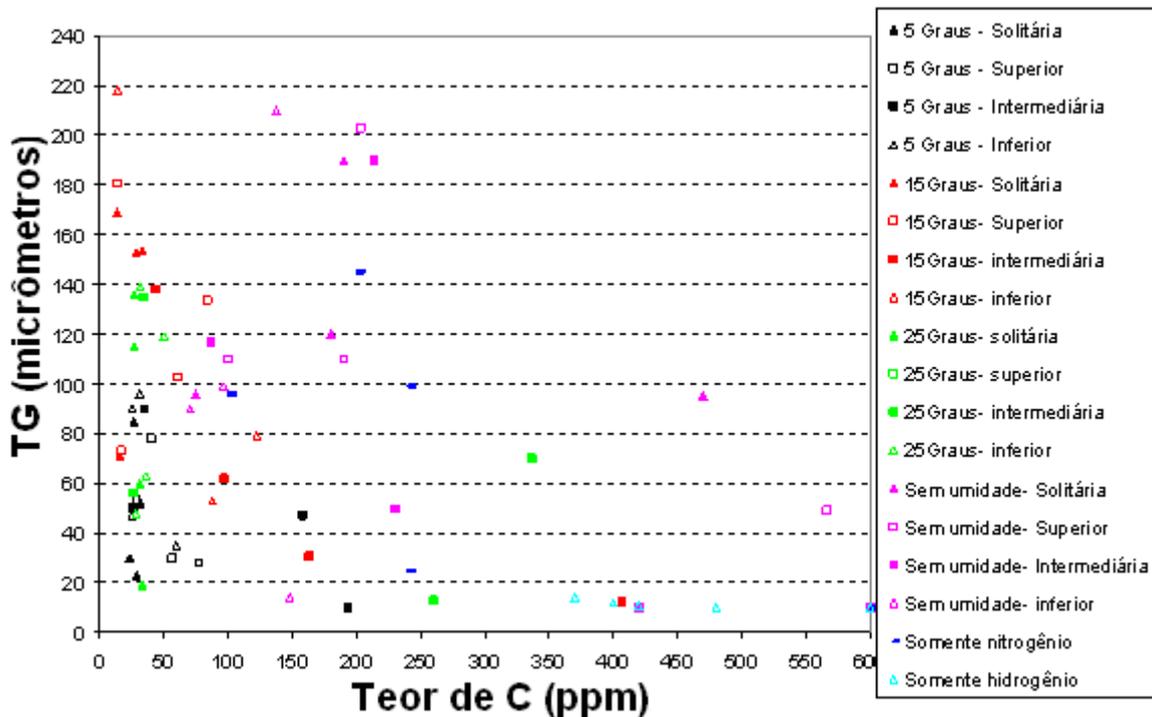
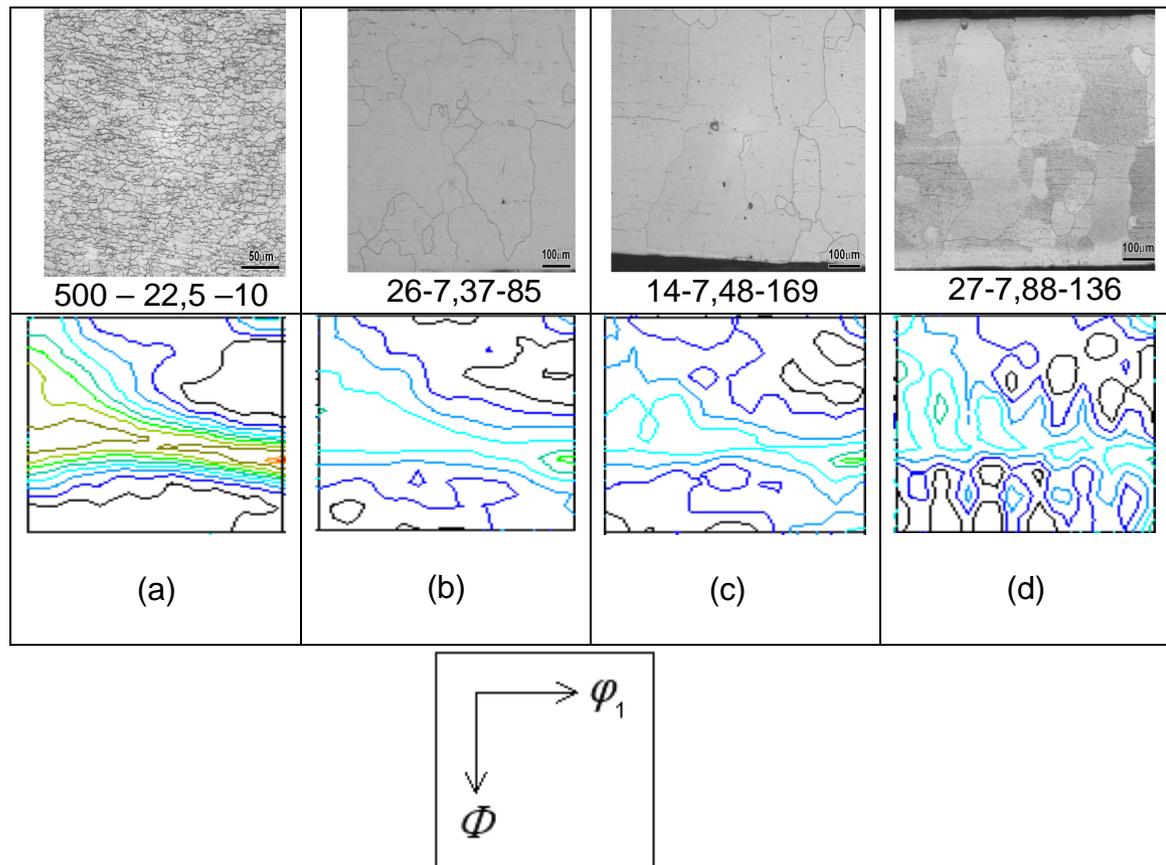


Figura 54. Variação do tamanho de grão em função do teor de C, após diversos recozimentos descarbonetantes.

Verifica-se na figura 54 que os tratamentos “somente nitrogênio” e “sem umidade” geram materiais finais com os maiores teores de C e o tratamento descarbonetante de P.O. de 25°C fornecem os aços com menores teores de carbono.

5.5. Resultados de texturas cristalográficas (ODF's)

A seguir serão demonstradas, as “ODF's” de $\varphi_2=45^\circ$ e micrografias das lâminas solitárias do “COSCORE 550” após os seguintes tratamentos térmicos: (a) Material sem tratamento; (b) Material descarbonetado durante 1 hora a ponto de orvalho igual a 5°C; (c) Material descarbonetado durante 1 hora a ponto de orvalho de 15°C; (d) Material descarbonetado durante 1 hora a ponto de orvalho de 25°C (figura 55):



Níveis de contorno: 1.0 2.0 3.0 4.0 5.0 6.0 7.0 8.0 9.0

(e)

Figura 55. ODF'S e Micrografias (com tamanho de grão medido) das lâminas solitárias de "COSCORE 550", sem recozimento e após recozimentos descarbonetantes. (a)Material sem tratamento (COSCORE 550);(b)Material descarbonetado durante 1 hora a ponto de orvalho igual a 5°C;(c)Material descarbonetado durante 1 hora a ponto de orvalho de 15°C; (d) Material descarbonetado durante 1 hora a ponto de orvalho de 25°C.

(e) Orientações e escalas de intensidades das ODF's utilizadas na figura

Verifica-se segundo as ODF's da figura 55, que as lâminas recozidas nas atmosferas com maior teor de umidade (ponto de orvalho de 25°C) há a ocorrência de aumento da intensidade da componente "Goss", (110)//[001]. Isto indica que o nível de descarbonetação causa variação da intensidade da textura final do material.

No ensaio no qual havia menor umidade (recozimento de ponto de orvalho de 5°C da figura 55) entre os recozimentos descarbonetantes, a sua textura assemelha-se a textura do material encruado, ou seja, ainda apresenta textura de deformação.

Deve-se notar que as intensidades das orientações cristalinas estão em escala de cores, conforme figura 55(e).

Verifica-se que conforme o nível de descarbonetação ocorre enfraquecimento da componente “Gama” e fortalecimento da componente “Goss”, figuras 55(c) e (d).

Aliás, a componente “Cubo rodado” (100)//{011} aparece em todas as “ODF’s” da figura 55, comprovando a afirmação de CASTRO (2008), a qual demonstra que os grãos de textura “Cubo rodado” são menos susceptíveis a recristalização.

6.Conclusões

Conclui-se que todas as amostras recozidas por 60 minutos apresentaram valores de Perdas magnéticas totais próximos entre si, variando de 7,5 a 8,5 W/Kg sob Indução 1,5T/60Hz.

Foi notado que independentemente da atmosfera em vários ensaios foram atingidos valores de perdas magnéticas na faixa de 7,5 a 8,5 W/Kg e muito rapidamente.

Através dos dados de teores de C verifica-se que o recozimento descarbonetante reduz o teor de carbono das amostras a níveis baixos rapidamente.

Conforme já discutido, para que a descarbonetação de um aço ocorra (recozimentos “sem umidade” e “somente nitrogênio”) não é necessário de uma grande quantidade de umidade. E que dependendo da aplicação, a umidade nos tanques de N₂ é uma quantidade suficiente para que ocorra descarbonetação do material. Se for adicionada umidade no interior do forno, o processo descarbonetante do aço é acelerado.

Em termos magnéticos, os recozimentos descarbonetantes de 1 hora (figuras 39 a 41) desse Trabalho fornecem perdas magnéticas muito boas para o material final, independente do ponto de orvalho utilizado (na faixa de 8 W/Kg a 1,5T/60Hz).

Neste Trabalho foi observado eficiência na retirada de carbono da matriz do aço encruado após recozimento descarbonetante (aço 500 ppm de C - descarbonetação – aço 50ppm) que provoca recristalização do material.

O recozimento a vácuo nesse material não altera microestrutura, nem o teor de carbono do “COSCORE 550”, mas as perdas magnéticas totais (figura 45) caem para 14W/kg, mais uma vez mostrando o impacto da recuperação nas Perdas magnéticas.

O recozimento a vácuo não causa aumento de tamanho de grão, devido a não-ocorrência de descarbonetação do material (500ppm de C final), ausência de recozimento descarbonetante (significativa redução de teor de C) confirma que a presença de carbono no aço funciona como âncora para o crescimento de grão e restringe a recristalização total do aço e conseqüente redução das perdas magnéticas.

Em relação ao Trabalho de Mestrado de MELQUÍADES (2006), o presente trabalho demonstra a importância do teor de carbono na evolução da microestrutura e das Perdas após recozimentos descarbonetantes.

Em relação à influência na textura, há indicações de que o aumento do ponto de orvalho da atmosfera descarbonetante leva a gradual aumento de intensidade da orientação cristalográfica (110)//[001], ou seja, a descarbonetação causa aumento da intensidade da textura “Goss” no material final.

7.Referências Bibliográficas

ANTONIONE, C. et al. "**Grain growth and secondary recrystalization**". Journal of Materials Science, vol.8, Chapman and Hall Ltd., p.1-10, 1973.

ANTONIONE, C. et al. "**Effect of slight deformations on grain growth on iron**". Journal of Materials Science vol 12, Chapman and Hall Ltd. p. 747-750, 1977.

ASHBROOK, R.W.; MARDER, A.R. "**The effect of initial carbide morphology and abnormal grain growth in decarburized low carbon steel**". Metallurgical Transactions val. 16A, p.897-902, 05/1985.

BARREIRO,J.A. "**Descarburación superficial de los aceros**". Tratamientos Térmicos de los Aceros. Editorial Dossat S.A.,8.ed.p.234-245,Madrid,1981.

CAMPOS, M.F. "**Microestrutura, textura e propriedades magnéticas em aços elétricos**". Tese (Doutorado)-Escola Politécnica, Universidade de São Paulo(USP), São Paulo-SP,2000.

CAMPOS, M.F. et al. "**Evolução da textura durante o processamento de aços elétricos 0,5%Si e 1,25%Si**". M&M Metalurgia e Materiais, v.59, n.538,p.13-16, 2003.

CAMPOS, M.F. et al. "**Effect of hot band grain size and intermediate annealing on defomation and recrystalization textures in low silicon electrical steels**". ISIJ International, vol., n.3, p.591-597, -2004.

CAMPOS, M.F; TEIXEIRA, J.C.; LANDGRAF, F.J.G. **“The optimum grain size for minimizing energy losses in iron”**. Journal of Magnetism and Magnetic Materials”. v.301,p.94-99, 2006.

CASTRO, N.A. **“Textura e recristalização de aços elétricos de grão não-orientado”**. São Paulo-SP: Escola Politécnica - USP, 2007. Tese(Doutorado)- Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica, São Paulo-SP,2008.

CASTRO, S.F.; LANDGRAF, F.J.G.; KESTENBACH, H.J. **“Crescimento de grão e formação de textura em aços elétricos semiprocessados”**. Anais do Congresso da ABM, p.3026-3033, 2006.

CHAUDHURY, A. et al. **“Low silicon non-grain-oriented electrical steel: Linking magnetic properties with metallurgical factors”**. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, v.313, p.21-28, 2007.

CHEONG, S.W.; HILINSKI, E.J.; ROLLETT, A.D. **“Grain Growth in a low loss cold-rolled motor lamination Steel”**. Metallurgical and Materials Transactions A,v.34A,06/2003.

HARATANI, T; et al. **“Contribution of shear banding to origin Goss texture in silicon iron”**. Metal Science, p.57-65,1984.

HONDA, K; KAYA, S. Sci. Rep. Tohoku Univ, v.15,p.721.

HONG, B.D.; et al. **“Effect of hot band annealing on magnetic properties in 3%Si” grain-oriented electrical steels**”. Steel Reseach International 76, n.6,p.448-449, 2005.

HOU, C.K. **“Effect of hot band temper rolling strain on the magnetic properties of low-carbon electrical steels”**. Journal of Magnetism and Magnetic Materials 162,291-300,1996.

KUBOTA, T. **“Recent progress in Non-oriented Silicon Steel”**. Steel Reseach International 76, n.6, 2005.

LANDGRAF, F.J.G. et al. **“Anysotropy of magnetic losses components in semiprocessed electrical steels”**. JOURNAL MAGN MAGN MATER 197: 380-381,1999.

LANDGRAF, F.J.G. Apostila **“Aços carbono e aços silício para fins elétricos”**. Capt. 6,7 e 8. Ed.IPT, São Paulo-SP, 2001.

LANDGRAF, F.J.G. **“Tamanho de grão e textura dos aços elétricos de grão não-orientado”**. Workshop sobre Textura e Relações de Orientação: Deformação plástica, recristalização, crescimento de grão. Ed. EPUSP, 2001.

LANDGRAF, F.J.G. et al.**“Magnetic properties of silicon steel with as-cast columnar structure”**. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 254-255, 364-366, 2003.

LANDGRAF, F.J.G.; et AL. **“Efeito do recozimento na microestrutura de aço elétrico semiprocessado”**. Anais do 60º Congresso da ABM, p.1707-1714, 2005.

LEICHT, J.; LANDGRAF, F.J.G.; CASTRO,N.A.; SILVA, E.C. **“Magnetic properties os 6,5% silicon content non-oriented electrical steels under SINE and PWM excitation”**. Soft Magnetic Materials and their applications - Reference Number: Lei 544.

LYUDKOVSKI, G. **“The effect of thermomechanical history upon the microstruture and Magnetic Properties of non-oriented silicon steels”**. Metallurgical Transactons, vol.17A, p1267-1275, 1986

MARRA, K. M. **“Cinética de descarbonetação de uma aço GNO semiprocessado e sua influência nas propriedades magnéticas e na susceptibilidade ao envelhecimento magnético”**. Tese (Doutorado)-Curso de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte-MG,2002.

MATSUMURA, K.; FUKUDA, B. **“Recent Development of non-oriented electrical steel sheets”**. IEEE Transactions on Magnetism, v.20,n.5, p.1533-1538,1984

MELQUÍADES, S.R. **“O efeito do carbono no aumento do tamanho de grão e nas propriedades magnéticas de aços elétricos semiprocessados após recozimento final”**. São Paulo-SP: Escola Politécnica-USP, 2006. Tese (Mestrado)-Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica, São Paulo-SP, 2006.

NAKAYAMA, T. et al **“Effects of manganese and sulfur contents and slab reheating temperatures on the magnetic properties of non-oriented semi-processed electrical steel sheet”**. Journal of Magnetism and Magnetic Materials 243, 55-61,2001.

OLDANI, C.R. **“Decarburization and grain growth kinetics during the annealing of electrical steels”**. Scripta Materialia, vol.35, n.11, p.1253-1257,1996.

PADILHA, A.F; SICILIANO Jr., F. **“Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura”**. p.12-59. Ed.ABM, São Paulo-SP, 2005.

PRY, R.H.; BEAN, C. P. **“Calculation of energy loss in magnetic sheet materials using a domain model”**. Journal of Applied Physics, v.29,n.3,p.532-533, 1958.

RANDLE, V. **“Strain induced Secondary recrystallization”**. Materials Science Forum, vol.113-115,p.189-194, 1993.

RANJAM, R.; JILES, D.C. e RASTOGI, P.K. **“Magnetic properties of decarburized steels: An investigation of the effects of grain size and carbon content”**. Transactions on Magnetism, vol. Mag-23,n.3, 05/1987.

RODRIGUES JR., D.L.R.; et al.**“O efeito da indução magnética sobre a equação de dependência entre perda histerética e tamanho de grão”**. Anais do 65º do Congresso da ABM, p.1790-1799, 2010.

ROSYPAL, F. **“Decarburization annealing of grain-oriented silicon steel with ALN as inhibitor”**. Journal of Magnetism and Magnetic Materials”. v.133,p.220-222,1994.

SHAPIRO, J.M. **“The relationship between structure, processing and magnetic properties of annealed-last electrical steels”**. In: Energy Efficient Electrical Steels, TMS-AIME, p.33-42,1981.

SHIOZAKI, M.; KUROSAKI, Y. **“The effects of grain size on the magnetic properties of non oriented, low silicon electrical steel”**. J. Materials Engineering, v.11,n.1, p.627-639, 1989.

SIDOR, Y; KOVAC, F.. **“Microstructural aspects of grain growth kinetics in non-oriented electrical steels”**. Materials Characterisation. n.55, p.1-11,2005.

SILVA, E.C. et al. **“Descarbonetação de aços elétricos em lâminas empacotadas”**. 62º Congresso da ABM, p.4101-4112, 2007.

SILVA, E.C. et al. **“Influência da etapa de descarbonetação nas propriedades magnéticas, microestruturais e química de aços semi-processados”**. In: 63º Congresso Anual da ABM, p. 3474-3489, 2008.

SILVA, EC. LANDGRAF, F.J.G.; CASTRO, N.A. **“Análise de textura cristalográfica de aços semiprocessados”**. Anais da ABM, 2009. CD-ROM.

SIDOR, Y; KOVAC, F. **“Microstructural aspects of grain growth kinetics in non-oriented electrical steels”**. Materials Characterization, n.55, p.1-11, 2005.

SOENEN, B.; JACOBS, S.; De WULF, M. **“Modelling decarburization in electrical steels”**. Steel Research International 76, n.6, p.425-428, 2005

SWISHER, J.H.; ENGLISH, A.T.; STOFFERS, R.C. **“Role of specific impurities on the magnetic properties of low-carbon steels”**. Transactions of the ASM, vol.62, p.257-262, 1969.

TAKANOHASHI, R. **“Effect of hot band grain size and intermediate annealing on magnetic properties and texture of non-oriented silicon steels”**. Journal of Magnetism and Magnetic Materials 304, 608-610, 2006.