

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

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGEM

ANÁLISE DE PARÂMETROS DE RECOZIMENTO ULTRA-RÁPIDO EM CHAPAS DE
AÇO ELÉTRICO DE GRÃO NÃO-ORIENTADO TOTALMENTE PROCESSADO

Diógenes Savi Mondo

Dissertação para obtenção do título de Mestre
em Engenharia

Porto Alegre
2008

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

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGEM

ANÁLISE DE PARÂMETROS DE RECOZIMENTO ULTRA-RÁPIDO EM CHAPAS DE
AÇO ELÉTRICO DE GRÃO NÃO-ORIENTADO TOTALMENTE PROCESSADO

DIÓGENES SAVI MONDO
Engenheiro Mecânico

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre
2008

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

Orientador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Banca Examinadora:

Prof. Dr. André Ronaldo Froehlich
Prof. Dr. Afonso Reguly
Prof. Dr. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann
Coordenador do PPGEM

Dedico este trabalho a todas as pessoas que trabalham para redução do consumo de energia do planeta.

AGRADECIMENTOS

À minha família e amigos por sempre estarem do meu lado.

Ao professor Telmo Roberto Strohaecker pela orientação e apoio.

Aos engenheiros Marc de Wulf e Nico Dewispelaere pela ajuda e apoio no trabalho, e a todo o os colegas do Centro de Pesquisa ArcerlorMittal Research Industry Gent, OCAS N.V, na cidade de Gent, Bélgica.

A todos os colegas do Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS, pela amizade e companheirismo.

RESUMO

O presente trabalho consiste de uma análise da influência de parâmetros empregados na etapa de recozimento ultra-rápido contínuo em chapas de aço elétrico de grão não-orientado totalmente processado, sobre as propriedades magnéticas e metalúrgicas. Os parâmetros estudados foram: taxa de aquecimento e resfriamento, bem como tempo e temperatura de encharque. Foram utilizados três tipos de materiais, com diferentes porcentagens em peso de silício e em duas espessuras distintas de chapas. Corpos-de-prova foram confeccionados para ensaios de simulação de recozimento ultra-rápido contínuo em um simulador termomecânico Gleeble. Os ensaios foram separados em oito grupos para facilitar a análise dos resultados. Para cada grupo, apenas um único parâmetro era variado, mantendo os demais constantes com o objetivo de avaliar a influência de cada parâmetro individualmente no comportamento dos resultados. A caracterização das propriedades consistiu em análise de perdas magnéticas, análise metalográfica e de textura. Por fim, foi realizado um modelamento estatístico para chapas de mesmo material e espessura, no caso 3,22 % de silício e 0,35 mm. As simulações foram realizadas com êxito, onde os ciclos térmicos propostos foram devidamente reproduzidos pelo simulador. As chapas apresentaram microestrutura ferrítica com grãos totalmente recristalizados e de tamanho heterogêneo. A temperatura de encharque foi o parâmetro que exerceu maior influência no tamanho de grão, com grãos crescendo acentuadamente com o aumento da temperatura. Quando ensaiadas com taxas de aquecimento mais rápidas e/ ou tempos de encharque mais longos, as chapas também apresentaram grãos crescentes, porém de maneira menos acentuada. Para taxas de resfriamento de 1 até 25 °C/s, as amostras apresentaram grãos ligeiramente maiores que o tamanho médio encontrado para as resfriadas mais rapidamente. Para os três tipos de aços utilizados, as perdas magnéticas apresentaram comportamento semelhante em relação ao parâmetro temperatura de encharque, com a presença de um valor ótimo para temperaturas em torno de 1040 °C, para as chapas 3,22 % Si e acima de 1060 °C para os demais (2,9 e 3,19 % Si). Tal comportamento foi observado para o material 3,22 % Si em relação ao tempo de encharque, com o valor mínimo de perda magnética quando as chapas foram encharcadas entre 80 e 120 s. Ainda para o mesmo material, a taxa de aquecimento que apresentou menor valor de perda magnética foi a de 400 °C/s, porém seu comportamento não é decisivo. Para taxas de resfriamento inferiores a 25 °C/s, observaram-se os menores valores de perdas magnéticas. Os resultados de textura encontrados nesse trabalho não foram conclusivos. As Funções Orientação Distribuição obtidas (apenas para as chapas de 3,22 % Si e 0,5 mm) indicam texturas de recristalização com a presença de componentes das fibras θ e γ conforme esperado, porém em baixas intensidades. Tal comportamento indica que estes aços possuem a orientação de seus cristais praticamente de maneira aleatória, não exercendo forte relação com as perdas magnéticas encontradas. Finalmente, o modelamento estatístico proposto apresentou resultado satisfatório para o tamanho de grão, porém não para as perdas magnéticas. De acordo com a regressão linear encontrada para o diâmetro médio dos grãos, a temperatura de encharque é o parâmetro mais influente, no entanto ambos tempo e temperatura acarretam no crescimento do grão à medida que aumentam.

ABSTRACT

The present work is an analysis of ultra-rapid annealing parameters influence on non-oriented fully processed electrical steel sheets in terms of magnetic and metallurgical properties. The experimental parameters were: heating and cooling rate as well as soaking time and temperature. Three materials grade were utilized with different silicon weight percent and sheet thickness. Samples have been made to ultra-rapid continuous annealing simulation tests using a Gleeble thermo mechanical simulator. Tests were separated into eight groups to facilitate the interpretation of the results. In each group, only one parameter has been changed to evaluate the influence of each parameter individually on the results behavior. The properties characterization consisted on magnetic losses, metallographic and texture analysis. Finally a statistics modeling was performed for samples from same material and thickness, in this case 3.22 % silicon content material 0.35 mm thick. Annealing simulations have been successfully carried out, which proposed thermal cycles were properly reproduced by the simulator. Sheets have shown ferritic microstructure with heterogeneous size fully recrystallized grains. Soaking temperature was the most influent parameter in terms of grain size, with increasement in grain size while soaking temperature raises. When samples were tested using higher heating rates and/or longer soaking times, sheets presented again increasing grain size, however less parameters influence was observed. For cooling rates from 1 up to 25 °C/s tests, samples presented grains slightly bigger than the medium size found from samples more rapid cooled. All steel grades presented similar magnetic loss behavior as function of soaking temperature, showing an optimal (minimum) value for temperatures around 1040 °C for 3.22 % Si material samples and above 1060 °C for 2,9 and 3.19 % Si. Such behavior was observed for 3.22 % Si material as function also of soaking time presenting optimum magnetic loss value for samples soaked between 80 and 120 seconds. Still concerning about 3.22 % Si electrical steel, the lowest magnetic loss values were observed for 400 °C/s as heating rate, however its behavior was not decisive, as well as for cooling rates lower than 25 °C/s. The acquired texture results in this work were not conclusive. The obtained Orientation Distributions Functions (only for 3.22 % Si 0.5 mm thick sheets) show recrystallization texture with the presence of θ and γ fibers as expected, but in low intensities. Such behavior leads to conclude that crystals of these steels are practically randomly oriented; and because of that, there was not strong relation to magnetic losses. Finally, the proposed statistics modeling presented satisfactory result for grain size, however not for magnetic losses. According to found linear regression of medium grains diameter, soaking temperature is the most influent parameter, although increasing both soaking time and temperature lead to grain growth.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	1
1.1. Objetivo	2
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
2.1. Materiais Magnéticos	4
2.2. Aços Elétricos.....	8
2.2.1. Propriedades Magnéticas.....	9
2.2.2. Relação Microestrutura – Propriedades Magnéticas	12
2.3. A Etapa de Recozimento Contínuo	18
2.4. Textura Cristalográfica.....	22
2.4.1. Função Distribuição Orientação (ODF)	23
2.4.2. A Textura dos Aços Elétricos.....	26
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	31
3.1. Fluxograma.....	31
3.2. Materiais	31
3.2.1. Caracterização Metalúrgica	33
3.3. Ensaio Gleeble	34
3.4. Análise das Perdas Magnéticas	39
3.5. Análise Metalográfica.....	39
3.6. Análise da Textura.....	39
3.7. Modelamento Estatístico	40
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	41
4.1. Ensaio Gleeble	41
4.2. Análise das Perdas Magnéticas	41
4.3. Análise Metalográfica.....	43
4.4. Correlação dos Resultados	45
4.4.1. Grupos A, B, C, D e D*.....	45
4.4.2. Grupos E e F.....	49
4.4.3. Grupos F, G e H.....	52
4.5. Análise da Textura.....	54
4.6. Modelamento Estatístico	56
5. CONCLUSÕES.....	59
REFERÊNCIAS	61
6. ANEXOS.....	67
6.1. Ensaio Gleeble	67
6.2. Perdas Magnéticas	71
6.3. Tamanho de Grão	75
6.4. Análise de Dados.....	83
6.5. Textura.....	84

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1: Distribuição das linhas de força para materiais (a) paramagnéticos (b) diamagnéticos e (c) ferromagnéticos. Adaptadas de Chiaverini (1988).....	5
Figura 2.2: Magnetismo atômico para material (a) magnético e (b) diamagnético. Adaptada de Filardo (2008).....	6
Figura 2.3: Imagem (a) mostrando domínios adjacentes separados por parede de Bloch de 180°, e (b) mostrando em detalhe a parede de domínio. Retirada de Bohn, 2005.	6
Figura 2.4: Diferença do alinhamento dos domínios magnéticos entre um material magnetizado e não. Adaptada de Filardo (2008).....	7
Figura 2.5: Aços elétricos presentes nos componentes A rotor e B estator de um motor elétrico. Adaptada de Buys (2006).	9
Figura 2.6: Exemplo de ciclos de histerese para diferentes materiais, onde, no gráfico (a), as perdas magnéticas, representadas pela área interna (em cinza), são menores. Adaptada de Soares (2008).....	11
Figura 2.7: Comparação entre perdas totais e suas componentes para seis aços elétricos diferentes. Adaptada de Landgraf (2001).....	12
Figura 2.8: Influência da adição de silício na resistividade elétrica (à esquerda) e nas propriedades mecânicas de aços (à direita). Retiradas de Chiaverini (1988).....	13
Figura 2.9: Influência do teor de impurezas de O, N e S nas perdas totais. Adaptada de Landgraf (2001).....	14
Figura 2.10: Influência da área de contornos de grão sobre as perdas. Adaptada de Metals Handbook vol 2, 1990.	15
Figura 2.11: Comportamento das perdas magnéticas e de suas componentes com o tamanho de grão. Adaptada de Landgraf (2001).....	16
Figura 2.12: Comportamento das perdas magnéticas com o tamanho de grão, para diferentes frequências de medição. Adaptada de Metals Handbook vol 2, 1990.....	16
Figura 2.13: Crescimento das perdas histeréticas (Ph) com o aumento da deformação plástica a frio. Adaptada de Landgraf (2001).	17
Figura 2.14: Influência do ângulo de corte nas perdas magnéticas. Os ângulos variam de 0 a 90° em relação à direção de laminação. Adaptada de Emura et al (2001).	17
Figura 2.15: Esquema do processo de fabricação dos aços elétricos GO. Retirada de Castro (2008).	18

Figura 2.16: Esquema do processo de fabricação dos aços elétricos GNO totalmente processados. Retirada de Castro (2008).	18
Figura 2.17: Esquema do processo de fabricação dos aços elétricos GNO semiprocessados. Retirada de Castro (2008).	19
Figura 2.18: Esquema da etapa de recozimento contínuo, bem como exemplos de ciclos de temperatura por tempo que podem ser empregados na fabricação de aços elétricos. Adaptada de Kawasaki Steel (2008).	20
Figura 2.19: Decréscimo das perdas com o aumento da taxa de aquecimento e temperatura de encharque. Adaptada de Duan et al (1996).	20
Figura 2.20: Aumento do TG e decréscimo de P15 com o aumento da temperatura de encharque. Adaptadas de Da Cunha e Paolinelli (2002).	21
Figura 2.21: Comportamento das perdas, à esquerda, e da permeabilidade magnética, à direita em função da taxa de aquecimento. Adaptada de Schoen (1990).	22
Figura 2.22: Chapa com orientação aleatória. Retirada de Silva (2007).	23
Figura 2.23: Ângulos de Euler φ_1 , Φ e φ_2 conforme notação de Bunge. Retirada de Silva (2007).	24
Figura 2.24: Componentes importantes das texturas de deformação e recristalização. Retirada de Padilha (2005).	25
Figura 2.25: Diagrama utilizado para análise de ODFs mostrando seção $\varphi_2=45^\circ$. Adaptada de Silva (2007).	25
Figura 2.26: Correspondência entre os eixos da chapa (K_A) e do cristalito (K_B). Retirada de Gandarilla et al (GANDARILLA ET AL, 1998).	26
Figura 2.27: Curvas de magnetização de um monocristal de ferro. Adaptada de Padilha (2005).	27
Figura 2.28: Orientação Goss. A seta indica a direção de laminação da chapa. Retirada de Silva (2007).	27
Figura 2.29: ODF mostrando texturas de recristalização típicas de aços elétricos GNO. Notação de Bunge. Adaptada de Emura et al (2001).	28
Figura 2.30: ODFs (a), (b) e (c) de amostras recozidas a 540, 740 e 980°C, respectivamente. Notação de Bunge. Adaptada de Cunha e Paolinelli (2003).	29
Figura 2.31: ODFs (a) e (b) de amostras recozidas a 540 e 740 °C, respectivamente. Notação de Bunge. Adaptada de Cunha e Paolinelli (2002).	29
Figura 2.32: Intensidades máximas das ODFs em função da temperatura de recozimento. Adaptada de Cunha e Paolinelli (2002).	30

Figura 2.33: Frações volumétricas das fibras alfa e gamma, bem como a relação entre as frações volumétricas das orientações (111)[112] e (111) [110]. Adaptada de Cunha e Paolinelli (2002).	30
Figura 3.1: Fluxograma do presente trabalho.	32
Figura 3.2: Diagrama do processamento dos aços elétricos totalmente processados.	33
Figura 3.3: Microestrutura ferrítica altamente deformada das chapas antes de sofrerem o tratamento de recozimento.	34
Figura 3.4: Simulador termo-mecânico Gleeble 1500 D utilizado para a simulação dos ciclos térmicos de recozimento.	35
Figura 3.5: Desenho esquemático indicando a geometria e dimensões propostas dos corpos de prova, bem como a zona de trabalho.	36
Figura 3.6: Ciclo térmico representativo dos ciclos propostos para o trabalho. TA (°C/s): Taxa de Aquecimento; tench (s): Tempo de Encharque; Tmax (°C): Temperatura Máxima; TR (°C/s): Taxa de Resfriamento (esta considerada até o patamar de aproximadamente 400 °C).	37
Figura 4.1: Ciclo térmico realizado para a amostra A1000-120 (TA=25°C/s, Tmax=1000°C, tench=120s e TR=12°C/s).	41
Figura 4.2: Ilustração do punção danificado utilizado para puncionar as amostras dos grupos A, B, C e D.	42
Figura 4.3: Diferença entre as perdas magnéticas das chapas puncionadas com o punção danificado e novo.	43
Figura 4.4: Micrografia da amostra A1000-120 apresentando microestrutura ferrítica com grãos recristalizados e de tamanho heterogêneo.	44
Figura 4.5: TG e P15 em função de Tmax para tench de 120 s (M32, 0,35 mm espessura, TA=25°C/s, TR=12°C/s, Tmax= 1000, 1020, 1040, 1060 e 1100°C).	46
Figura 4.6: TG e P15 em função de Tmax para tench de 60 s (M32, 0,35 mm espessura, TA=25°C/s, TR=12°C/s, Tmax= 1000, 1020, 1040, 1060 e 1100°C).	46
Figura 4.7: Comparação do diâmetro dos grãos entre as amostras ensaiadas durante encharques de 120 e 60 s (M32, 0,35 mm espessura, TA=25°C/s, TR=12°C/s, Tmax= 1000, 1020, 1040, 1060 e 1100°C).	47
Figura 4.8: TG e P15 em função de TA (M32, 0,35 mm espessura, Tmax=1020°C, ttotal=80s, TR=12°C/s, TA=25, 100, 200, 300 e 400°C/s).	48
Figura 4.9: TG e P15 em função de tench (M32, 0,35 mm espessura, TA=400°C/s, Tmax=1020°C, TR=12°C/s, tench=40, 60, 80, 100 e 120s).	48

Figura 4.10: TG e P15 em função de TR (M32, 0,35 mm espessura, TA=25°C/s, Tmax=1020°C, tench=60s, TR=1, 12, 25, 50, 75, 100, 150, 200, 250, 300, 350, 400, 450 e 500°C/s).....	49
Figura 4.11: TG e P15 em função de TR (M32, 0,35 mm espessura, TA=25°C/s, Tmax=1020°C, tench=60s, TR=5, 10, 15, 20, 25, 30, 40, 50, 75, 100 e 200°C/s).	50
Figura 4.12: Comparação entre os valores de perdas magnéticas para os grupos D e D*.....	50
Figura 4.13: TG e P15 em função de Tmax (M32, 0,35 mm espessura, TA=25°C/s, tench=60s, TR=15°C/s, Tmax=1000, 1010, 1020, 1030, 1040, 1050 e 1060°C).....	51
Figura 4.14: TG e P15 em função de Tmax (M32, 0,5 mm espessura, TA=25°C/s, tench=60s, TR=15°C/s, Tmax=1000, 1010, 1020, 1030, 1040, 1050 e 1060°C).....	52
Figura 4.15: Comparação entre perdas magnéticas para M32 com espessuras distintas.	52
Figura 4.16: TG e P15 em função de Tmax (M29, 0,5 mm espessura, TA=25°C/s, tench=60s, TR=15°C/s, Tmax=960, 980, 1000, 1020, 1040, 1060, 1080 e 1100°C).....	53
Figura 4.17: TG e P15 em função de Tmax (M31, 0,5 mm espessura, TA=25°C/s, tench=60s, TR=15°C/s, Tmax=960, 980, 1000, 1020, 1040, 1060, 1080 e 1100°C).....	54
Figura 4.18: Comparação entre perdas magnéticas para materiais distintos de mesma espessura.....	54
Figura 4.19: ODF da amostra A1000-120. Notação de Bunge.	56
Figura 4.20: Relação entre valores previstos e observados para a variável dependente <i>d</i>	57
Figura 4.21: Relação entre valores previstos e observados para a variável dependente <i>P15</i>	58
Figura 6.1: Ciclos térmicos realizados para as amostras do grupo A variando Tmax para dois tempos de encharque (M32, 0,35 mm espessura, TA=25°C/s, TR=12°C/s, Tmax= 1000, 1020, 1040, 1060 e 1100°C, tench=60 e 120s).....	67
Figura 6.2: Ciclos térmicos realizados para as amostras do grupo B variando a TA (M32, 0,35 mm espessura, Tmax=1020°C, ttotal=80s, TR=12°C/s, TA=25, 100, 200, 300 e 400°C/s)....	67
Figura 6.3: Ciclos térmicos realizados para as amostras do grupo C variando tench (M32, 0,35 mm espessura, TA=400°C/s, Tmax=1020°C, TR=12°C/s, tench=40, 60, 80, 100 e 120s).	68
Figura 6.4: Ciclos térmicos realizados para as amostras do grupo D variando TR (M32, 0,35 mm espessura, TA=25°C/s, Tmax=1020°C, tench=60s, TR=1, 12, 25, 50, 75, 100, 150, 200, 250, 300, 350, 400, 450 e 500°C/s).	68
Figura 6.5: Ciclos térmicos realizados para as amostras do subgrupo D* vaiando TR (M32, 0,35 mm espessura, TA=25°C/s, Tmax=1020°C, tench=60s, TR=5, 10, 15, 20, 25, 30, 40, 50, 75, 100 e 200°C/s). Três repetições foram realizados para cada conjunto de parâmetros.	69

Figura 6.6: Ciclos térmicos realizados para as amostras do grupo E variando Tmax (M32, 0,35 mm espessura, TA=25°C/s, tench=60s, TR=15°C/s, Tmax=1000, 1010, 1020, 1030, 1040, 1050 e 1060°C). Três repetições foram realizados para cada conjunto de parâmetros.....	69
Figura 6.7: Ciclos térmicos realizados para as amostras do grupo F variando Tmax (M32, 0,5 mm espessura, TA=25°C/s, tench=60s, TR=15°C/s, Tmax=1000, 1010, 1020, 1030, 1040, 1050 e 1060°C). Três repetições foram realizados para cada conjunto de parâmetros.....	70
Figura 6.8: Ciclos térmicos realizados para as amostras do grupo G variando Tmax (M29, 0,5 mm espessura, TA=25°C/s, tench=60s, TR=15°C/s, Tmax=960, 980, 1000, 1020, 1040, 1060, 1080 e 1100°C). Três repetições foram realizados para cada conjunto de parâmetros.....	70
Figura 6.9: Ciclos térmicos realizados para as amostras do grupo H (M31, 0,5 mm espessura, TA=25°C/s, tench=60s, TR=15°C/s, Tmax=960, 980, 1000, 1020, 1040, 1060, 1080 e 1100°C). Três repetições foram realizados para cada conjunto de parâmetros.....	71

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3.1: Porcentagem em peso dos principais elementos dos aços elétricos.	32
Tabela 3.2: Resultados de microdureza.	34
Tabela 3.3: Lista dos ensaios propostos.	37
Tabela 5.1: Parâmetros que representam os ciclos térmicos ideais. Obs.: Para os materiais M29 e M31, foi avaliada apenas a T _{max}	60
Tabela 6.1: Resultados de perdas magnéticas para as amostras do Grupo A (M32, 0,35 mm espessura, T _A =25°C/s, T _R =12°C/s).	71
Tabela 6.2: Resultados de perdas magnéticas para as amostras do Grupo B (M32, 0,35 mm espessura, T _{max} =1020°C, t _{total} =80s, T _R =12°C/s).	71
Tabela 6.3: Resultados de perdas magnéticas para as amostras do Grupo C (M32, 0,35 mm espessura, T _A =400°C/s, T _{max} =1020°C, T _R =12°C/s).	72
Tabela 6.4: Resultados de perdas magnéticas para as amostras do Grupo D (M32, 0,35 mm espessura, T _A =25°C/s, T _{max} =1020°C, t _{ench} =60s).	72
Tabela 6.5: Resultados de perdas magnéticas para as amostras do subgrupo D* (M32, 0,35 mm espessura, T _A =25°C/s, T _{max} =1020°C, t _{ench} =60s).	72
Tabela 6.6: Resultados de perdas magnéticas para as amostras do Grupo E (M32, 0,35 mm espessura, T _A =25°C/s, T _R =15°C/s, t _{ench} =60s).	73
Tabela 6.7: Resultados de perdas magnéticas para as amostras do Grupo F (M32, 0,5 mm espessura, T _A =25°C/s, T _R =15°C/s, t _{ench} =60s).	74
Tabela 6.8: Resultados de perdas magnéticas para as amostras do Grupo G (M29, 0,5 mm espessura, T _A =25°C/s, T _R =15°C/s, t _{ench} =60s).	74
Tabela 6.9: Resultados de perdas magnéticas para as amostras do Grupo H (M31, 0,5 mm espessura, T _A =25°C/s, T _R =15°C/s, t _{ench} =60s).	75
Tabela 6.10: Micrografias, bem como os valores de tamanho de grão, das amostras do grupo A (M32, 0,35 mm espessura, T _A =25°C/s, T _R =12°C/s).	76
Tabela 6.11: Micrografias, bem como os valores de tamanho de grão, das amostras do grupo B (M32, 0,35 mm espessura, T _{max} =1020°C, t _{total} =80s, T _R =12°C/s).	77
Tabela 6.12: Micrografias, bem como os valores de tamanho de grão, das amostras do grupo C (M32, 0,35 mm espessura, T _A =400°C/s, T _{max} =1020°C, T _R =12°C/s).	77
Tabela 6.13: Micrografias, bem como os valores de tamanho de grão, das amostras do grupo D (M32, 0,35 mm espessura, T _A =25°C/s, T _{max} =1020°C, t _{ench} =60s).	78

Tabela 6.14: Micrografias, bem como os valores de tamanho de grão, das amostras do subgrupo D* (M32, 0,35 mm espessura, TA=25°C/s, Tmax=1020°C, tench=60s).....	79
Tabela 6.15: Micrografias, bem como os valores de tamanho de grão, das amostras do grupo E (M32, 0,35 mm espessura, TA=25°C/s, TR=15°C/s, tench=60s).....	80
Tabela 6.16: Micrografias, bem como os valores de tamanho de grão, das amostras do grupo F (M32, 0,5 mm espessura, TA=25°C/s, TR=15°C/s, tench=60s).	80
Tabela 6.17: Micrografias, bem como os valores de tamanho de grão, das amostras do grupo G (M29, 0,5 mm espessura, TA=25°C/s, TR=15°C/s, tench=60s).	81
Tabela 6.18: Micrografias, bem como os valores de tamanho de grão, das amostras do grupo H (M31, 0,5 mm espessura, TA=25°C/s, TR=15°C/s, tench=60s).	82
Tabela 6.19: Resultados ANOVA entre espessura e P15.	83
Tabela 6.20: Resultados ANOVA entre % Si e P15.	83
Tabela 6.21: ODFs das amostras do grupo A (M32, 0,35 mm espessura, TA=25°C/s, TR=12°C/s). Notação de Bunge.	84
Tabela 6.22: ODFs das amostras do grupo B (M32, 0,35 mm espessura, Tmax=1020°C, TR=12°C/s, ttotal=80s). Notação de Bunge.	85
Tabela 6.23: ODFs das amostras do grupo C (M32, 0,35 mm espessura, Tmax=1020°C, TA=400°C/s, TR=12°C/s). Notação de Bunge.	85
Tabela 6.24: ODFs das amostras do grupo D (M32, 0,35 mm espessura, Tmax=1020°C, TA=25°C/s, tench=120s). Notação de Bunge.	86

1. INTRODUÇÃO

Dentre os materiais magnéticos, os aços elétricos, ou siliciosos, são os mais utilizados no mundo. No Brasil, estes aços envolvem dois setores importantes da economia: a siderurgia e a indústria da eletricidade. Aproximadamente, um por cento da produção anual de aços é destinado para fins elétricos.

Estes aços surgiram em 1880 juntamente com a indústria da eletricidade, porém, no Brasil, começaram a ser fabricados em 1956 pela ACESITA. Os aços elétricos são utilizados por terem uma qualidade única, não disponível em outros materiais metálicos, poliméricos e tão pouco cerâmicos: a capacidade de amplificar milhares de vezes um campo magnético externamente aplicado (LANDGRAF, 2001). Essa propriedade é o que viabiliza a existência da maioria das máquinas elétricas tais como motores, geradores e transformadores.

A característica que torna os aços elétricos atrativos para tal aplicação são suas baixas perdas magnéticas. Sucintamente, as perdas representam à dissipação de energia, em forma de calor no processo de inversão da magnetização, ou ainda, a área interna da curva de histerese, que representa a diferença entre a indução magnética (intensidade magnética no interior do material) e a intensidade do campo magnético externo que a criou (LANDGRAF, 2001).

O aço elétrico ideal é aquele que pode ser magnetizado em seu maior nível de indução com o menor campo magnético externo e apresentar a menor quantidade de perdas totais (BRISSONNEAU, P., 1984).

Estes podem ser aços de grão orientado (GO) ou de grão não orientado (GNO), no qual a principal diferença entre eles está na textura cristalográfica. Os GO apresentam uma textura pronunciada com excelentes propriedades magnéticas na direção de laminação da chapa, tornando-os adequados para o uso em núcleos estáticos, onde o fluxo magnético coincide com a direção de laminação, como no caso dos transformadores. Já os GNO são os mais adequados quando o campo magnético muda constantemente de direção, como no caso de motores elétricos (METALS HANDBOOK VOL 2, 1990).

Os aços GNO são subdivididos em três grupos principais: aços “totalmente processados”, “semiprocessados” e ABNT 1006 (LANDGRAF, 2001, MELQUIADES, 2006). A diferença entre eles reside na necessidade ou não de serem recozidos após o corte das chapas, tratamento este a ser realizado pelo usuário.

As propriedades magnéticas desses materiais são extremamente afetadas por parâmetros tais como: composição química, distribuição e tamanho de precipitados, tamanho

de grão, densidade de discordâncias, textura, entre outros (METALS HANDBOOK VOL 2, 1990).

Alguns desses parâmetros, como tamanho de grão e textura, afetam acentuadamente as perdas magnéticas e estão diretamente ligados com a etapa do processo de fabricação chamada de recozimento contínuo. Após laminados a quente e a frio, os aços são submetidos a tratamentos térmicos em fornos contínuos de aquecimento com encharque e resfriamento a temperaturas e tempos controlados, parâmetros estes que são variados dependendo do produto final desejado. Essa etapa promove o alívio das tensões provenientes do trabalho a frio e é quando ocorre a recristalização e crescimento de grão do material, garantindo assim propriedades magnéticas e metalúrgicas adequadas. Com o intuito de aumentar a produtividade, buscando ainda melhorar a textura de aços elétricos grão não-orientado, melhorando assim suas propriedades magnéticas, foi desenvolvido e patenteado em 1990, um método chamado de recozimento ultra-rápido contínuo, onde se tornou possível realizar este tratamento térmico na ordem de 50 vezes mais rápido que o recozimento contínuo convencional (SCHOEN, 1990).

1.1. Objetivo

Este trabalho busca analisar os parâmetros do processo de recozimento ultra-rápido contínuo (taxa de aquecimento e resfriamento, bem como temperatura e tempo de encharque) em chapas de aço elétrico de grão não-orientado totalmente processado. A idéia é buscar o conjunto de parâmetros que apresentem as melhores propriedades magnéticas e metalúrgicas, para serem empregados em uma linha de produção, bem como estudar a relação entre cada parâmetro envolvido com os resultados. Para tal, foi utilizado um simulador termomecânico Gleeble, que simula condições reais de uma linha de recozimento ultra-rápido contínuo em atmosfera controlada.

Partindo de duas determinações impostas pela usina siderúrgica: o volume anual de produção de aços elétricos e o tempo de operação dos fornos de recozimento; e da análise dos resultados de simulação de recozimento, cabe à usina ajustar basicamente três variáveis do processo: velocidade da linha, comprimento dos fornos de recozimento e potência dos indutores. As duas primeiras variáveis são dependentes do tempo de encharque, já a potência dos indutores está ligada à taxa de aquecimento e a temperatura de encharque. Em outras

palavras, significa dizer que o conjunto de parâmetros, que levam a um produto com menores perdas magnéticas, pode acarretar em aceleração ou desaceleração da linha, alongamento ou redução de tamanho dos fornos, ou até mesmo aumento ou diminuição da potência dos indutores utilizados.

Por razões econômicas, os números que envolvem a área de siderurgia de aços elétricos justificam por si só qualquer projeto de pesquisa. Encontrar parâmetros de recozimento que aliem boas propriedades metalúrgicas, menores perdas magnéticas e custo reduzido de produção é o objetivo de todo pesquisador. Porém, não se trata de uma tarefa simples, requerendo assim cada vez mais esforços e investimentos em pesquisa nessa área.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Materiais Magnéticos

As propriedades magnéticas dos aços e ligas são de grande importância na engenharia. Entre tantas outras propriedades, as perdas magnéticas estão intimamente ligadas à eficiência de equipamentos elétricos. Em outras palavras, com o consumo de energia elétrica. Até meados da década de 80, empresas de produtos elétricos, baseadas em suas experiências industriais, produziam produtos fundamentados basicamente em conhecimentos empíricos. Com o desenvolvimento da aplicação desses produtos, foi despertado o interesse pelo estudo destes materiais, visando o melhor entendimento dos fenômenos que cercam o magnetismo e suas correlações com as condições do material, como a composição química e a estrutura (CHIAVERINI, 1988, FILARDO, 2008).

As propriedades magnéticas estão diretamente relacionadas com a habilidade que alguns materiais, tais como o ferro, o níquel, o cobalto e algumas de suas ligas e compostos, têm de adquirir um alto e permanente momento magnético. Características como esta propiciam aplicações em equipamentos elétricos devido, principalmente, à possibilidade de utilização de materiais de tamanho e peso reduzidos, diminuindo perdas, aumentando assim sua eficiência. Estes materiais são os chamados *ferromagnéticos*, pois quando submetidos a um campo magnético qualquer, se orientam na direção do campo, ficando fortemente magnetizados. O ferro é o elemento ferromagnético mais importante e mais amplamente utilizado, sendo constituinte essencial de todos os circuitos magnéticos de máquinas elétricas, bem como de suas peças estruturais. Por outro lado, materiais *paramagnéticos* se orientam também de maneira paralela ao campo, mas são fracamente magnetizados. Já os materiais *diamagnéticos* apresentam orientação normal ao campo externo. A Figura 2.1 ilustra essas características em termos de distribuição das linhas de força para os três grupos. Por apresentarem efeitos magnéticos relativamente fracos, ambos (para e diamagnéticos) são considerados como materiais não magnéticos. Os gases nobres, por seus íons terem camadas eletrônicas completas e os sólidos ligados ionicamente, por também terem suas últimas camadas completas, são exemplos de materiais diamagnéticos (METALS HANDBOOK VOL 2, 1990, RODRÍGUEZ, 1998).

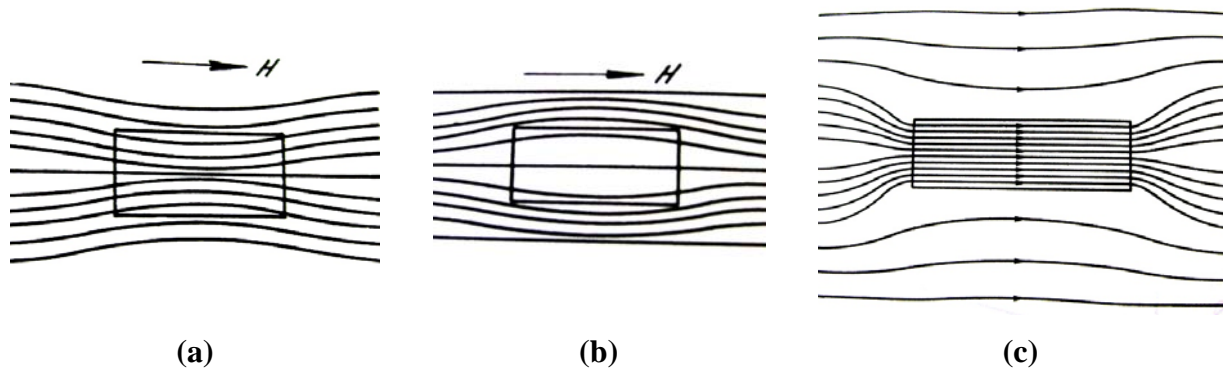


Figura 2.1: Distribuição das linhas de força para materiais (a) paramagnéticos (b) diamagnéticos e (c) ferromagnéticos. Adaptadas de Chiaverini (1988).

Estudos teóricos mostraram que o efeito ferromagnético depende do spin dos elétrons. Para materiais paramagnéticos, os elétrons se encontram girando em torno de si próprios, comportando-se como um dipolo elementar. O estado de mínima energia num sistema atômico se estabelece quando certa parcela desses ímãs elementares está orientada em uma direção específica e outra equivalente em sentido oposto. Para apresentar a propriedade ferromagnética, é necessário que o número de spins eletrônicos (momento magnético devido ao spin), paralelos ao campo aplicado, ultrapasse o número de antiparalelos (Figura 2.2(a)). Caso seja igual, trata-se de um material diamagnético (Figura 2.2(b)). Assim sendo, os elementos já citados apresentam propriedades ferromagnéticas por possuírem órbitas de alta densidade eletrônica não saturadas (órbitas *d* e *f*), de modo que o equilíbrio entre os spins eletrônicos não se verifica. Para que ocorra o estado de mínima energia nessas órbitas, duas condições devem ser respeitadas: 1) que o material esteja no estado sólido; 2) que a relação entre as distâncias interatômicas e os raios das órbitas citadas esteja dentro de certos limites. Quando satisfeitas essas condições, é permitida a interação com elétrons de átomos ferromagnéticos vizinhos tendendo a orientá-los mutuamente em uma determinada direção. Esse efeito se estende a pequenos volumes do cristal, delimitando os chamados “domínios magnéticos”, regiões na ordem de 10^{-9} cm². Portanto, cada grão ou cristal de um material ferromagnético, mesmo na ausência de um campo magnetizante externo, encontra-se dividido em domínios magnéticos com características de dipolos elementares. Eles são separados por zonas de transição chamadas de paredes de domínios onde a direção de magnetização se afasta da orientação do próprio domínio, tendendo a se orientar de acordo com o domínio adjacente. Estas paredes podem ser descritas pelos ângulos entre os vetores de magnetização de saturação dos domínios do qual a parede se separa, sendo classificadas em paredes de 180° e de não-180° (BOHN, 2004, BOHN, 2005, CULLITY, 1972). A Figura 2.3(a) ilustra

domínios adjacentes separados por uma parede de 180° , chamada de parede de Bloch (CULLITY, 1972). A idéia essencial da parede de Bloch é que toda mudança na direção dos momentos magnéticos entre domínios magnetizados em diferentes direções se dá de um modo gradual sobre muitos planos atômicos, conforme a Figura 2.3(b). A Figura 2.4 mostra um material magnético desmagnetizado, onde os domínios estão orientados ao acaso (Figura 2.4(a)). Já a Figura 2.4(b) apresenta estes domínios alinhados devido à presença de um campo magnético. Se este alinhamento magnético é permanentemente retido após a retirada do campo externo, o material é chamado de *material magnético duro*, caso contrário é designado como *material magnético mole*. Materiais mecanicamente duros tendem a ser magneticamente duros devido à presença de tensões residuais que evitam a redistribuição ao acaso dos domínios. Por outro lado, o material normalmente perde essa ordenação quando submetido ao recozimento, visto que a atividade térmica promove a desorientação dos domínios (METALS HANDBOOK VOL 2, 1990).

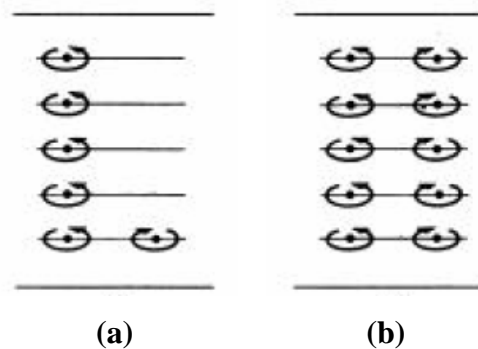


Figura 2.2: Magnetismo atômico para material (a) magnético e (b) diamagnético. Adaptada de Filardo (2008).

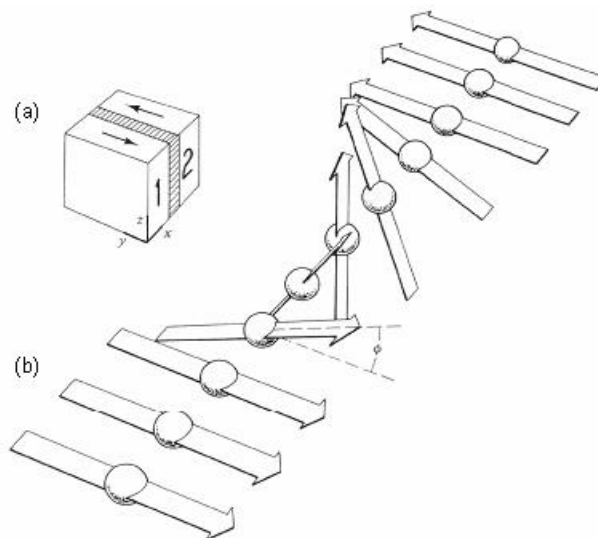


Figura 2.3: Imagem (a) mostrando domínios adjacentes separados por parede de Bloch de 180° , e (b) mostrando em detalhe a parede de domínio. Retirada de Bohn, 2005.

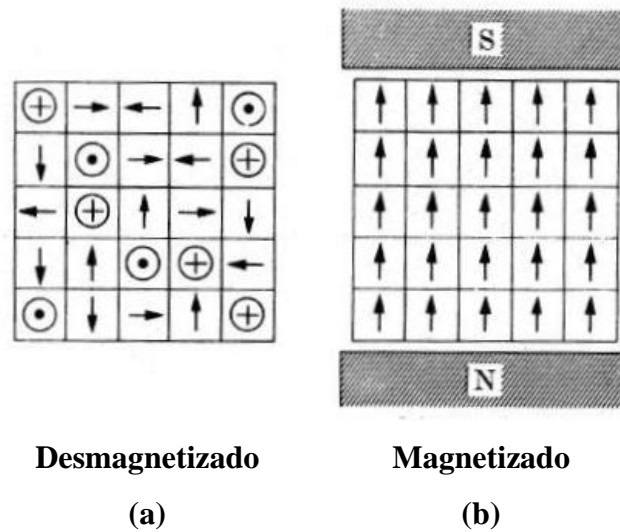


Figura 2.4: Diferença do alinhamento dos domínios magnéticos entre um material magnetizado e não. Adaptada de Filardo (2008).

Atualmente, os materiais magnéticos desempenham um papel muito importante em aplicações tecnológicas como em dispositivos eletromagnéticos (geradores, motores, transformadores, relógios, computadores, eletrodomésticos, etc), dispositivos eletroacústicos (fones, alto-falantes, agulhas magnéticas, discos compactos, microfones de telefones, toca-disco, etc), instrumentos de medição (galvanômetros e balanças), dispositivos de torque (medidores de potência elétrica, ultracentrifugadora, etc), entre outros. Eles são utilizados em duas categorias: *Ímãs permanentes* e *materiais macios*. Os ímãs permanentes são aqueles que têm a propriedade de reter um campo magnético constante; enquanto que os materiais macios (ou materiais de alta permeabilidade) são utilizados para produzir um alto fluxo magnético gerado por uma corrente elétrica ou uma grande indução magnética devido a um campo externo. Vários materiais de alta permeabilidade são utilizados atualmente dependendo da aplicação. Em dispositivos de baixa frequência (motores, geradores, transformadores e reatores entre outros) (RODRÍGUEZ, 1998, METALS HANDBOOK VOL 2, 1990), os materiais mais comuns são os chamados *aços elétricos* (ou aços siliciosos). Estes aços são de grande importância para a indústria de produtos elétricos, e serão abordados no tópico seguinte.

2.2. Aços Elétricos

Os aços elétricos são os materiais magnéticos mais utilizados no mundo. O Brasil tem grande participação nesse mercado, tanto como consumidor e produtor. Eles abrangem dois setores importantes da economia brasileira: a siderurgia e a indústria da eletricidade. Empresas siderúrgicas como a Acesita (ACESITA, 2007), CSN (CSN, 2008) e Usiminas (USIMINAS, 2008) direcionam parte de sua produção para esses aços, enquanto que faculdades e pesquisadores têm dado cada vez mais destaque a esse tema, visto que esses materiais se apresentam imprescindíveis para questões como a crise energética (REVISTA PESQUISA FAPESP, 1998). Com uma produção anual de 300 mil toneladas (IBS, 2007), esses aços representam pouco mais de um por cento do volume total de aços produzidos no país.

Estes aços são divididos em duas grandes famílias: aços de grão orientado (GO) e os de grão não orientado (GNO). A principal diferença entre eles está na textura cristalográfica. Os aços GO, desenvolvidos pelo metalúrgico americano Norman Goss em 1933 (GOSS, 1934), apresentam uma textura pronunciada com excelentes propriedades magnéticas na direção de laminação da chapa, tornando-os adequados para o uso em núcleos estáticos, onde o fluxo magnético coincide com a direção de laminação, como no caso dos transformadores. Por outro lado, quando o campo magnético muda constantemente de direção, como no caso de motores elétricos, os aços GNO, desenvolvidos pelo metalúrgico inglês Robert Hadfield em 1900 (WIKIPÉDIA, 2008), são os mais adequados. A Figura 2.5 ilustra a presença destes aços em um motor elétrico WEG. Estes equipamentos são de extrema importância na matriz energética mundial, pois consomem aproximadamente 50% da energia elétrica produzida no mundo (VASCONCELOS, 1998). A textura cristalográfica para os aços elétricos será tratada posteriormente.

Pesquisas recentes, como a de Oda et al (ODA, 2008) apontam que estes aços GNO podem ser empregados também em dispositivos elétricos de veículos equipados com motores híbridos.

Outro estudo, divulgado por centros de pesquisa do Grupo Arcelor (REVISTA CLIENTES, 2006), reside na possibilidade de substituição de aços GO por GNO em transformadores, exclusivamente por questões econômicas, visto que o aço de grão não orientado é mais barato por ser mais simples de ser fabricado. Com as fortes altas dos preços das matérias-primas, as empresas de transformadores se viram na necessidade de repensar

alguns conceitos, como este, até então inquestionáveis. Um exemplo disso é a comprovação de que para transformadores de até 400 kVA, aproximadamente, os aços GNO substituem plenamente os GO. Entretanto, para transformadores maiores e com maior potência, a utilização de aços GO é indispensável.



Figura 2.5: Aços elétricos presentes nos componentes A rotor e B estator de um motor elétrico. Adaptada de Buys (2006).

Os aços GNO são subdivididos em três grupos principais: aços “totalmente processados”, “semiprocessados” e finalmente os aços ABNT 1006 (LANDGRAF, 2001, MELQUÍADES, 2006). O primeiro grupo constitui os aços mais caros, contendo silício como elemento de liga, cuja principal característica é a de não necessitarem de tratamento térmico de recozimento após a estampagem das lâminas. Os “semiprocessados” podem ou não apresentar silício como elemento de liga e necessitam, após a estampagem, da realização do recozimento a ser feito pelo usuário. Por fim, os aços ABNT 1006 são os mais baratos entre os três e são usados como os semiprocessados, entretanto apresentam os piores rendimentos.

2.2.1. Propriedades Magnéticas

As duas principais características que guiam as propriedades magnéticas dos aços elétricos são: permeabilidade magnética e perdas magnéticas.

A permeabilidade magnética é a propriedade que torna os aços elétricos capazes de amplificar milhares de vezes um campo magnético externamente aplicado. De acordo com Landgraf (LANDGRAF, 2001), a palavra permeabilidade reflete a idéia que os engenheiros

elétricos do século XIX faziam do fenômeno, ou seja, uma medida da facilidade com que o fluxo magnético atravessa o material. A permeabilidade magnética, medida em Tesla (T), é a relação entre o valor da indução magnética (B), ou seja, a intensidade do campo magnético no interior do material e a intensidade do campo magnético (H) que a criou. É adimensional e a Equação 2.1 mostra como pode ser calculada.

$$\mu = \frac{B}{\mu_0 \cdot H} \quad (2.1)$$

onde $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7} \text{ henry} / m$.

No caso específico dos motores elétricos, esta propriedade é responsável direta pelo torque que é ditado pelo campo magnético existente entre a fresta do estator e o rotor, conhecida como entreferro. Portanto, está relacionada às “perdas no cobre” das máquinas elétricas, ou seja, a dissipação por efeito Joule associado à corrente elétrica necessária para a magnetização do material e para a criação do campo magnético no entreferro.

Como a magnetização não é um fenômeno reversível e considerando que a maioria das aplicações dos aços elétricos se dá em máquinas excitadas em corrente alternada, surge um segundo parâmetro de seleção desses aços: as perdas magnéticas. O fato do material ser magnetizado e desmagnetizado constantemente leva a ocorrência de histerese. Proveniente do termo grego “*hysterein*”, que significa “estar atrasado”, a histerese reflete a idéia de que a indução magnética B está sempre atrasada em relação ao campo H. Este fenômeno, aliado com a circulação de correntes elétricas parasitas induzidas pela variação do fluxo magnético no interior do material, provoca a dissipação de energia no processo de inversão da magnetização. Essa dissipação de energia são as chamadas perdas magnéticas, ou “perdas no ferro”. Como as perdas no ferro costumam ser maiores que as perdas no cobre, as perdas magnéticas são o principal parâmetro de seleção desses materiais. Ela pode ser calculada como a área interna da curva de histerese, conforme mostrado na Figura 2.6.

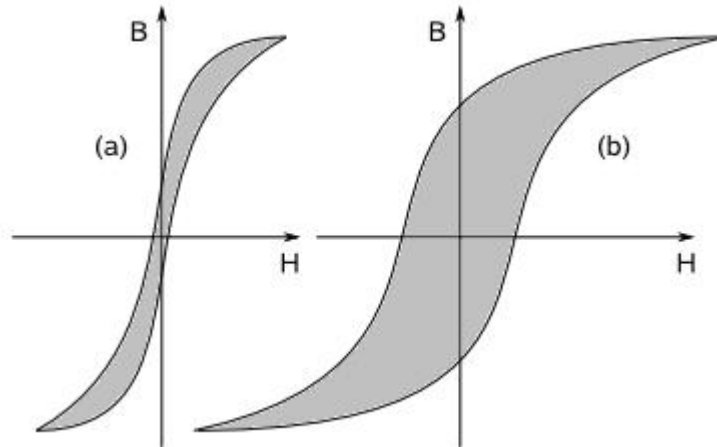


Figura 2.6: Exemplo de ciclos de histerese para diferentes materiais, onde, no gráfico (a), as perdas magnéticas, representadas pela área interna (em cinza), são menores. Adaptada de Soares (2008).

As perdas magnéticas podem ser separadas em três parcelas: perdas histeréticas (P_h), perdas parasíticas (P_p) e as perdas anômalas (P_a), também chamadas de perdas de excesso. O componente histerético (também subdividido em perdas histeréticas de baixa e alta indução (LANDGRAF ET AL, 2008)) corresponde à área da curva de histerese quase-estática (frequência baixa, 0,005 Hz) multiplicado pela frequência. A parcela parasítica está associada às correntes de Foucault geradas pela variação da indução no material e pode ser calculada analiticamente de acordo com a Equação 2.2.

$$P_p = \frac{(\pi \cdot B \cdot f \cdot e)^2}{6 \cdot d \cdot \rho} \quad (2.2)$$

onde P_p , perdas parasíticas em W/Kg

B , indução máxima do ensaio, em T

e , espessura da lâmina, em m

f , frequência de ensaio, em Hz

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

d , densidade, em kg/m^3 .

O terceiro componente são as perdas de excesso ou anômalas, as quais podem ser consideradas como proporcionais às perdas magnéticas (PRY e BEAN, 1958). Porém, Ban e Bertotti (BAN e BERTOTTI, 1988) sugeriram que as perdas em excesso estariam relacionadas ao componente histerético.

A Figura 2.7 apresenta uma comparação de valores de perdas magnéticas a 1,5 T e 60 Hz, e seus componentes, para seis aços elétricos utilizados no Brasil. Pode-se observar que a

realização de um recozimento (indicado na Figura como SR para sem recozimento e CR para com recozimento) pode reduzir drasticamente as perdas magnéticas para os aços ABNT 1006, enquanto que a adição de silício pode diminuir ainda mais suas perdas. Por fim, o aço do tipo grão orientado (GO) apresenta o menor valor de perda magnética, abaixo de 2 W/kg.

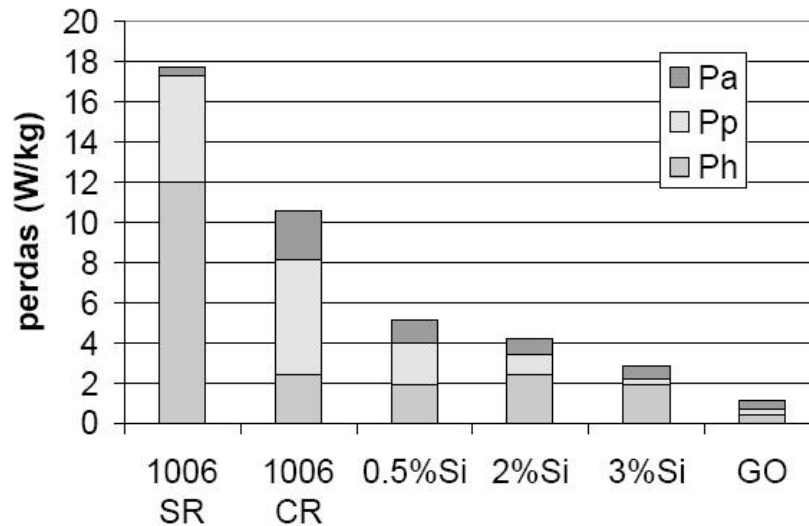


Figura 2.7: Comparação entre perdas totais e suas componentes para seis aços elétricos diferentes. Adaptada de Landgraf (2001).

É notório que a microestrutura tem grande influência nas perdas histeréticas e anômalas, enquanto que a espessura e resistividade têm influência sobre as perdas parasíticas (LANDGRAF, 2001). Assim sendo, observando ainda a Figura 2.7, a redução das perdas parasíticas e histeréticas com a realização do recozimento nos aços ABNT 1006 se deve ao fato do recozimento diminuir a densidade de discordâncias e aumentar o tamanho de grão. A adição de silício, por aumentar a resistividade elétrica, permite uma considerável redução nas perdas parasíticas.

2.2.2. Relação Microestrutura – Propriedades Magnéticas

Conforme Landgraf (LANDGRAF, 2001), os cinco parâmetros microestruturais que exercem maior efeito sobre as propriedades magnéticas dos aços elétricos são:

- Composição química;
- Distribuição/tamanho de precipitados;

- Tamanho de grão;
- Densidade de discordâncias;
- Textura.

O principal efeito da composição química é alterar a resistividade elétrica, o que afeta as perdas parasíticas. Os elementos químicos mais importantes são o silício e o alumínio, os quais, além de serem estabilizadores da ferrita, aumentam a resistividade do aço, diminuindo a componente parasítica das perdas magnéticas. O gráfico à esquerda da Figura 2.8 mostra o aumento da resistividade elétrica do ferro com a adição de silício. Já o gráfico à direita da mesma figura mostra que o silício, acima de certos teores e em determinadas temperaturas, torna o material frágil e difícil de ser trabalhado. Normalmente, os grupos de aços com as menores perdas do mercado, possuem valores maiores que 3 % de Si e 0,6 % de Al. Em alguns casos Si+Al podem exceder a 4 % (DA CUNHA e PAOLINELLI, 2008, BÖLLING ET AL, 1989). O controle do teor de carbono também é importante, pois provoca o “envelhecimento magnético”, isto é, a precipitação de carbonetos ao longo do tempo, aumentando as perdas histeréticas, gerando um decréscimo nas propriedades e no rendimento dos motores. A maneira de se evitar esse fenômeno é garantir chapas com teores de carbono inferiores a 0,003% (METALS HANDBOOK VOL 2, 1990, CHAUDHURY ET AL, 2007, MARRA e BUONO, 2006, MELQUÍADES, 2006, SHIMANAKA ET AL, 1982).

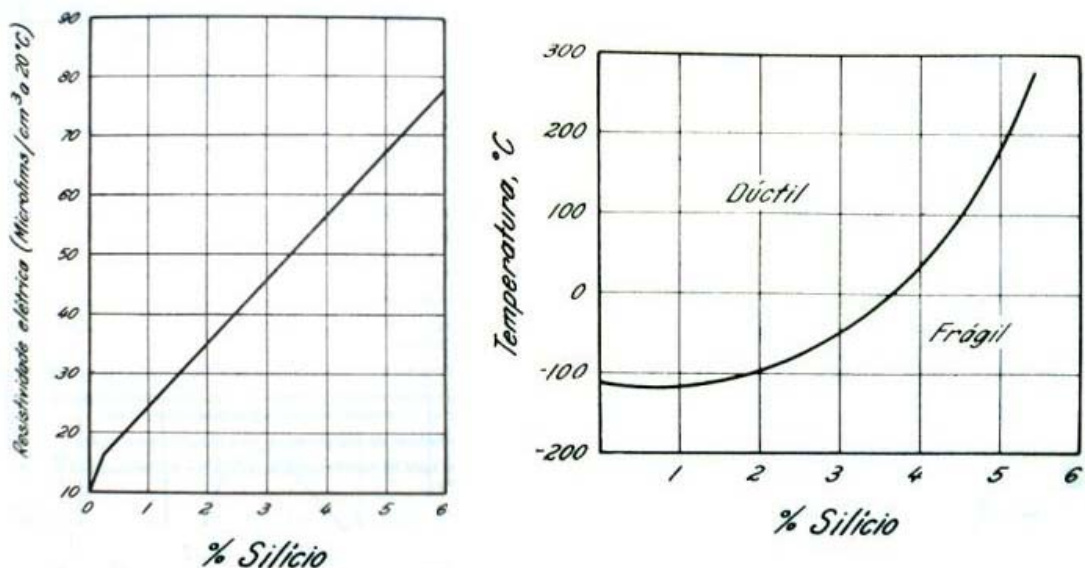


Figura 2.8: Influência da adição de silício na resistividade elétrica (à esquerda) e nas propriedades mecânicas de aços (à direita). Retiradas de Chiaverini (1988).

Nitretos, sulfetos e óxidos, que permanecem após o processo de refino do aço, interferem direta e indiretamente nas perdas magnéticas. De maneira direta, a interferência se dá através do aumento do componente histerético das perdas, devido ao ancoramento das partículas nas paredes dos domínios, exigindo campos mais altos para movê-las. Landgraf (LANDGRAF, 2001) afirmou que existe uma faixa de tamanho teórico que tem maior impacto negativo no ancoramento das paredes, esta faixa é de dimensão próxima a da própria parede de domínio (100 nm (PODURETS e SHILSTEIN, 2001)). Indiretamente, estes precipitados prejudicam através de seus efeitos na restrição ao crescimento de grão e na aleatorização da textura. A Figura 2.9 apresenta claramente o aumento das perdas totais (medidas a 1,5 T e 50 Hz) com o aumento do teor de impurezas de oxigênio, nitrogênio e enxofre. Entretanto, Jenkins e Lindenmo (JENKINS e LINDENMO, 2008) mencionaram que os precipitados também podem ter efeito positivo nos aços elétricos. Segundo eles, este efeito estaria diretamente relacionado com a recristalização secundária e formação de textura Goss dos aços GO, que seriam beneficiadas caso o tamanho destes precipitados ultrapassassem 100 nm.

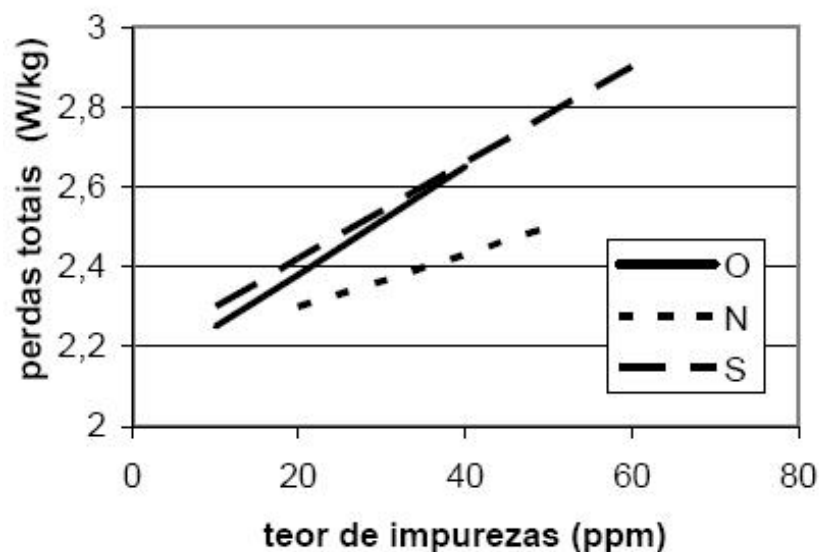


Figura 2.9: Influência do teor de impurezas de O, N e S nas perdas totais. Adaptada de Landgraf (2001).

O tamanho de grão tem grande influência nas perdas magnéticas, pois o campo coercivo (campo magnético necessário para retornar a indução magnética B a zero, ou seja, a largura da curva de histerese) é proporcional ao inverso do tamanho de grão. Os contornos de grão são centros de ancoramento para o movimento dos domínios magnéticos, pois a estrutura de domínios de um grão está acoplada ao grão vizinho e uma parede de domínio em um grão

só se moverá se a parede do grão vizinho se mover de forma similarmente acoplada. Assim sendo, microestrutura refinada apresenta maiores perdas (Figura 2.10). A Figura 2.11 exemplifica o comportamento das perdas magnéticas e de suas parcelas, medidas a 1,5 T e 60 Hz, em relação ao tamanho de grão para um aço 2 % de silício. Quanto maior o tamanho de grão, menor é a parcela histerética das perdas, pois essa é diretamente proporcional ao campo coercivo, entretanto crescem as perdas em excesso. Devido a esse fenômeno, considera-se que existe um tamanho de grão ótimo, com valor entre 100 e 150 μm (METALS HANDBOOK VOL 2, 1990, LANDGRAF, 2001, SHIMANAKA ET AL, 1982). É importante ressaltar que o tamanho de grão ótimo varia com a resistividade do material e com a frequência de trabalho (Figura 2.12). Um modelo sugerido por de Campos et al (DE CAMPOS ET AL, 2006) prevê que o tamanho de grão ótimo diminui se a resistividade diminuir ou a frequência aumentar.

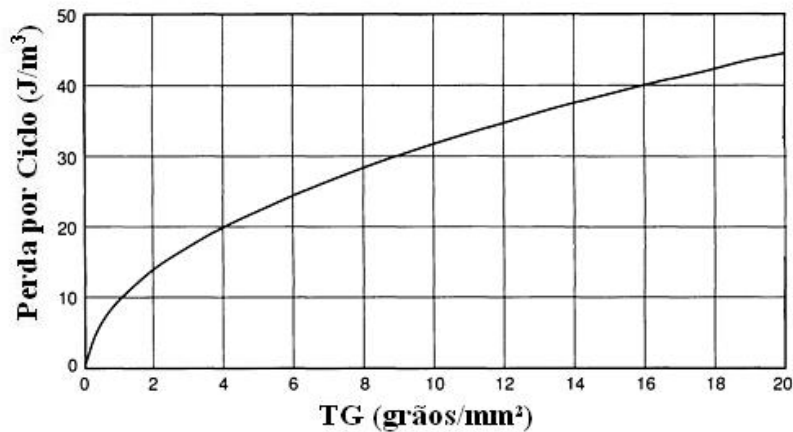


Figura 2.10: Influência da área de contornos de grão sobre as perdas. Adaptada de Metals Handbook vol 2, 1990.

A deformação plástica afeta significativamente as perdas totais, principalmente por seu efeito nas perdas histeréticas (LANDGRAF ET AL, 2000). A Figura 2.13 mostra o crescimento das perdas histeréticas (P_h) para um aço 2 % de silício, medidas a 1,5 T e 60 Hz, tanto na direção longitudinal DL quanto transversal DT, conforme aumenta a porcentagem de deformação a frio. Já as perdas em excesso (P_{exc}) não apresentam variação significativa. A realização de um tratamento posterior de alívio de tensões em temperaturas em torno de 700°C não afeta no tamanho de grão, porém promove uma redução significativa nas perdas (LANDGRAF e EMURA, 2002).

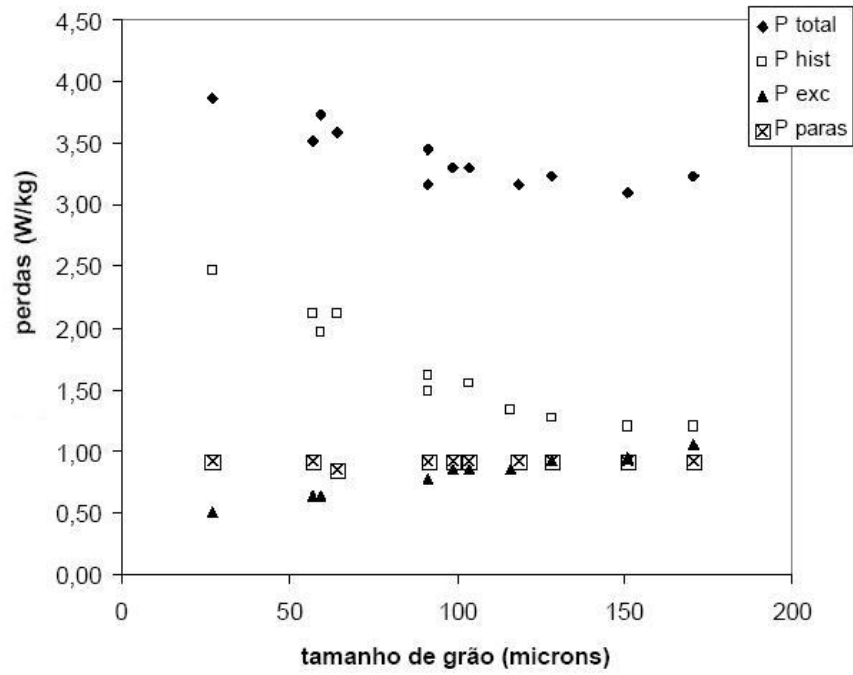


Figura 2.11: Comportamento das perdas magnéticas e de suas componentes com o tamanho de grão. Adaptada de Landgraf (2001).

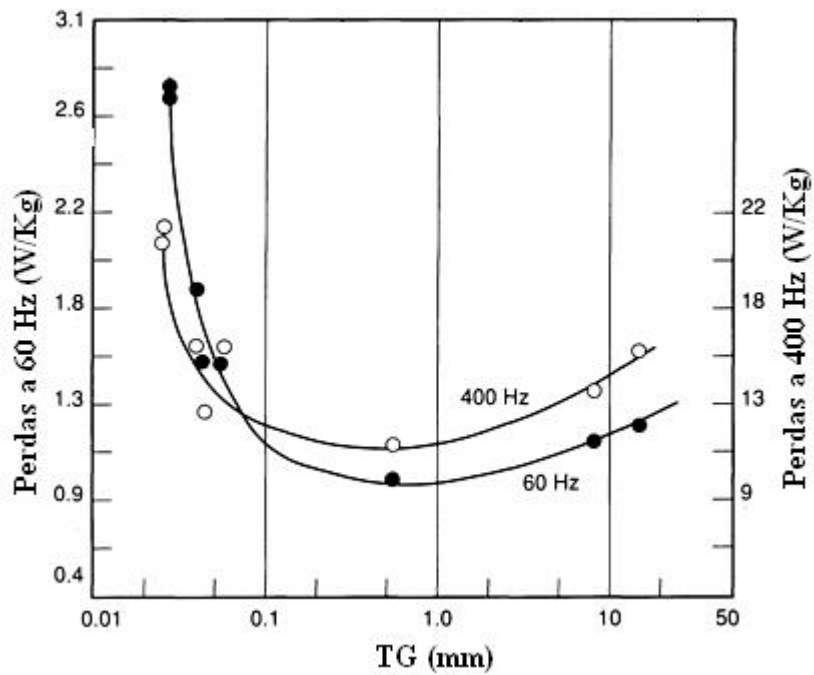


Figura 2.12: Comportamento das perdas magnéticas com o tamanho de grão, para diferentes freqüências de medição. Adaptada de Metals Handbook vol 2, 1990.

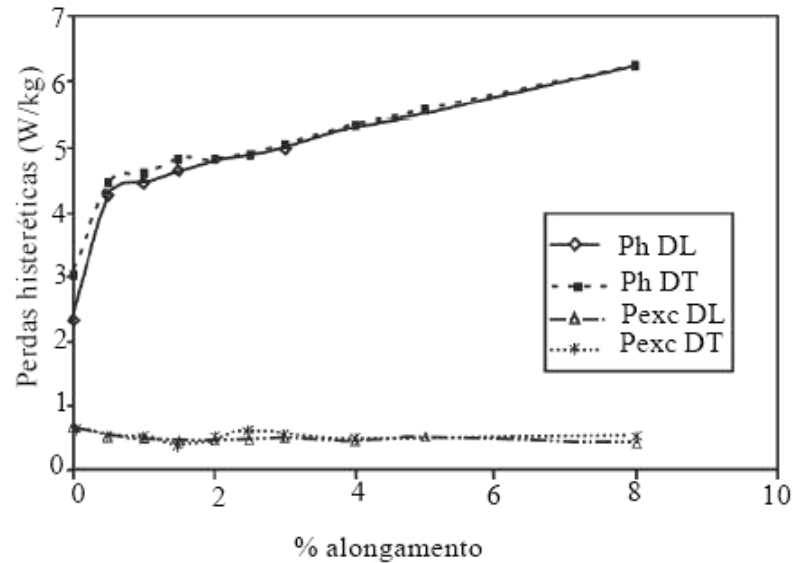


Figura 2.13: Crescimento das perdas histeréticas (Ph) com o aumento da deformação plástica a frio. Adaptada de Landgraf (2001).

Normalmente, os menores valores de perdas magnéticas são obtidos paralelamente à direção de laminação. Experimentos de Emura et al (EMURA ET AL, 2001) mostram que apenas as perdas histeréticas sofrem influência da direção de laminação das chapas. A Figura 2.14 mostra que estas apresentaram seu menor valor, medido a 60 Hz, para a direção de laminação (ângulo 0°), conforme esperado, aumentando até um ângulo de 30° , para então estabilizar para ângulos maiores. As perdas totais seguem este comportamento. Já as perdas parasíticas e anômalas apresentaram comportamento praticamente constante. Estes comportamentos indicam que a anisotropia das perdas totais provêm do componente quase-estático.

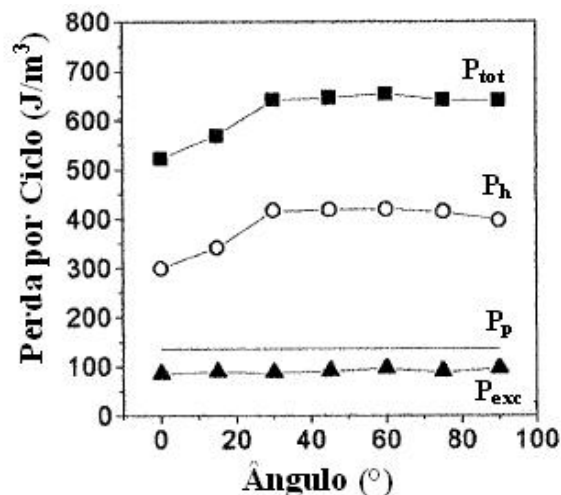


Figura 2.14: Influência do ângulo de corte nas perdas magnéticas. Os ângulos variam de 0 a 90° em relação à direção de laminação. Adaptada de Emura et al (2001).

2.3. A Etapa de Recozimento Contínuo

As Figuras 2.15 a 2.17 apresentam, de forma esquemática, as etapas de fabricação dos aços elétricos GO, GNO totalmente processado e semiprocessado, respectivamente, encontrados na literatura. Até a etapa de recozimento contínuo, o processo é o mesmo para os diferentes tipos de aços elétricos, porém alguns parâmetros diferem como temperatura e espessura da chapa. No caso dos aços totalmente processados, após essa etapa o material é então bobinado, estando pronto para ser estampado e aplicado na montagem dos núcleos de motores.

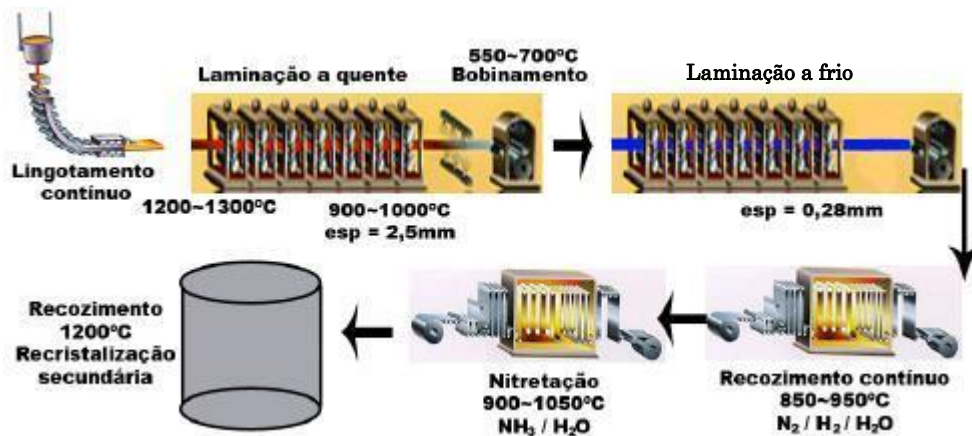


Figura 2.15: Esquema do processo de fabricação dos aços elétricos GO. Retirada de Castro (2008).

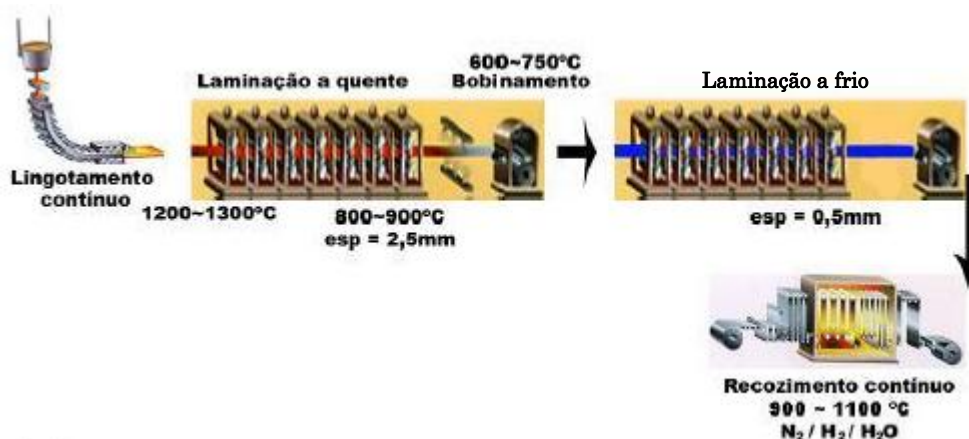


Figura 2.16: Esquema do processo de fabricação dos aços elétricos GNO totalmente processados. Retirada de Castro (2008).



Figura 2.17: Esquema do processo de fabricação dos aços elétricos GNO semiprocessados. Retirada de Castro (2008).

Após receberem o trabalho a frio, as chapas se encontram encruadas. O recozimento então é realizado para o alívio de tensões internas no material, garantindo assim as propriedades mecânicas e metalúrgicas desejadas (METALS HANDBOOK VOL 2, 1990). O *recozimento contínuo* consiste no aquecimento até uma temperatura acima da zona crítica, encharque e, finalmente, o resfriamento. É neste processo que ocorre a recristalização, ou seja, a formação de grãos livres de deformação e o crescimento de grão. Recebe a denominação de contínuo, pois as chapas, depois de desenroladas das bobinas, são soldadas e submetidas continuamente através das etapas de aquecimento, encharque e resfriamento, para enfim serem cortadas e rebobinadas. A Figura 2.18 mostra um exemplo de uma linha de recozimento contínuo, que pode ter até 300 metros de comprimento, bem como diagramas temperatura por tempo mostrando possíveis ciclos térmicos (representados pelos números 1, 2 e 3).

Duan et al (DUAN ET AL, 1996) mostraram que as perdas magnéticas de um aço elétrico GNO especificado como V530-50 A (medidas a 1,5 T e 50 Hz) diminuem para taxas de aquecimento mais rápidas e temperaturas de encharque maiores, sem tempo de encharque (tempo zero) e tempos de encharque de 30 e 60 s. A Figura 2.19 mostra seus resultados obtidos. Os autores concluíram que o tratamento de recozimento para alcançar propriedades magnéticas otimizadas seria com uma taxa de aquecimento acima de 300°C/s , temperatura de encharque de 1000°C , porém não permanecendo por nenhum tempo nessa temperatura.

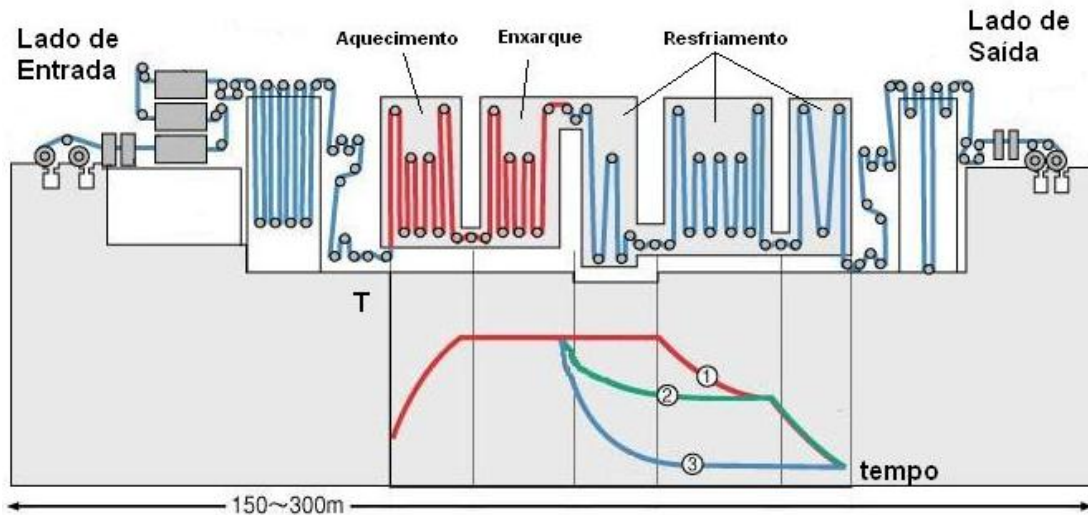


Figura 2.18: Esquema da etapa de recozimento contínuo, bem como exemplos de ciclos de temperatura por tempo que podem ser empregados na fabricação de aços elétricos. Adaptada de Kawasaki Steel (2008).

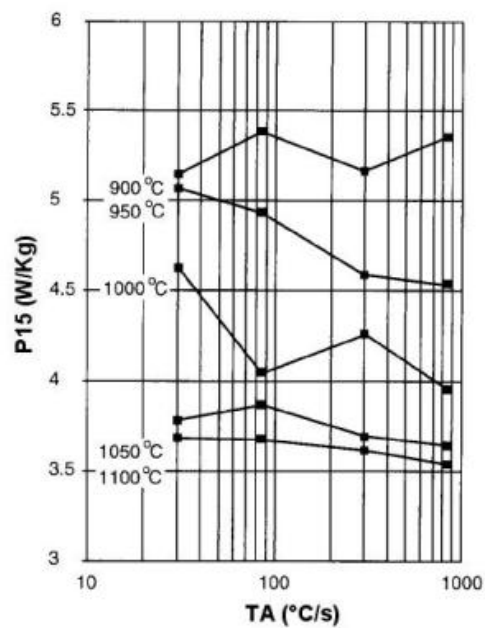


Figura 2.19: Decréscimo das perdas com o aumento da taxa de aquecimento e temperatura de enxarque. Adaptada de Duan et al (1996).

Já Cunha e Paolinelli (CUNHA e PAOLINELLI, 2002) realizaram experimentos em chapas de aço elétrico GNO 2 % Si em um forno de recozimento contínuo, sob atmosfera de hidrogênio, utilizando temperaturas de enxarque (T_{max}) de 540 a 980 °C, e obtiveram resultados ilustrados na Figura 2.20. De acordo com seus experimentos, o tamanho de grão aumentou e as perdas (medidas a 1,5 T e 60 Hz) diminuíram com o aumento da temperatura de enxarque. Este comportamento das perdas é coerente com os resultados obtidos por Duan, embora as faixas de temperatura bem como outros parâmetros de ensaio utilizados fossem

diferentes. Eles ainda mencionam que, para temperaturas por volta dos 740° C, o material recristaliza 100 %.

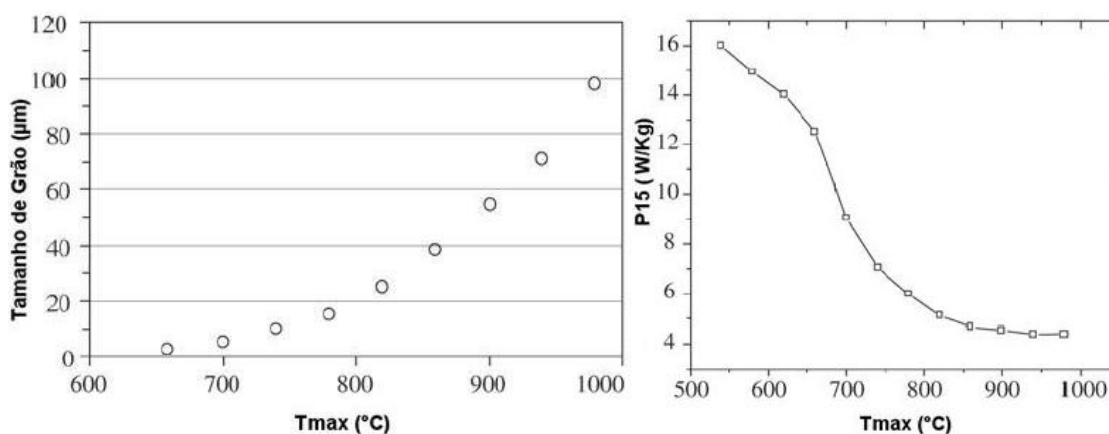


Figura 2.20: Aumento do TG e decréscimo de P15 com o aumento da temperatura de encharque. Adaptadas de Da Cunha e Paolinelli (2002).

Os mesmos autores (CUNHA E PAOLINELLI, 2003) realizaram experimentos semelhantes, porém dessa vez em chapas de aço GNO 3 % de Si, e obtiveram resultados que confirmam os anteriores. Observaram novamente que, à medida que a temperatura de encharque é maior, as perdas diminuem e o tamanho de grão cresce. Neste caso, o material recristalizou 100 % em temperaturas na faixa dos 850 °C.

Em 1990, Jerry W. Schoen desenvolveu e patenteou métodos de tratamento térmico ultra-rápido para aços GO (SCHOEN e MARGERUM, 1990) e GNO (SCHOEN, 1990). No caso de recozimento ultra-rápido para GNO, este pode ser realizado entre os estágios da laminação a frio ou após, substituindo o recozimento contínuo convencional. Dentre seus experimentos, o conjunto preferido de parâmetros consistia em um aquecimento acima de uma taxa de 262 °C/s, com encharque em temperaturas entre 750 e 1150 °C por tempos entre zero a 5 minutos. Segundo o autor, o rápido aquecimento tem como função otimizar a textura das chapas e pode ser alcançado por indução solenoidal, fluxo transversal, aquecimento resistivo, sistemas a laser ou plasma, entre outros. A Figura 2.21 ilustra a diminuição das perdas e o aumento da permeabilidade magnética com o aumento da taxa de aquecimento para aços GNO com 2 % Si. Altas temperaturas de encharque são utilizadas para aumentar a produtividade e promover o crescimento de grão. Finalmente, o controle do tempo de encharque é efetivo para o controle da direção das propriedades magnéticas desenvolvidas nas chapas. Tempos breves de encharque promovem isotropia de propriedades magnéticas, ou seja, propriedades otimizadas na direção de laminação das chapas, como no caso dos aços

GO. Estendendo o tempo de encharque se obtêm chapas com propriedades uniformes em ambas as direções, como no caso dos GNO. Porém ambos, quando “ultra” rapidamente recozidos, apresentam menores perdas e maiores permeabilidades comparados com o processo convencional.

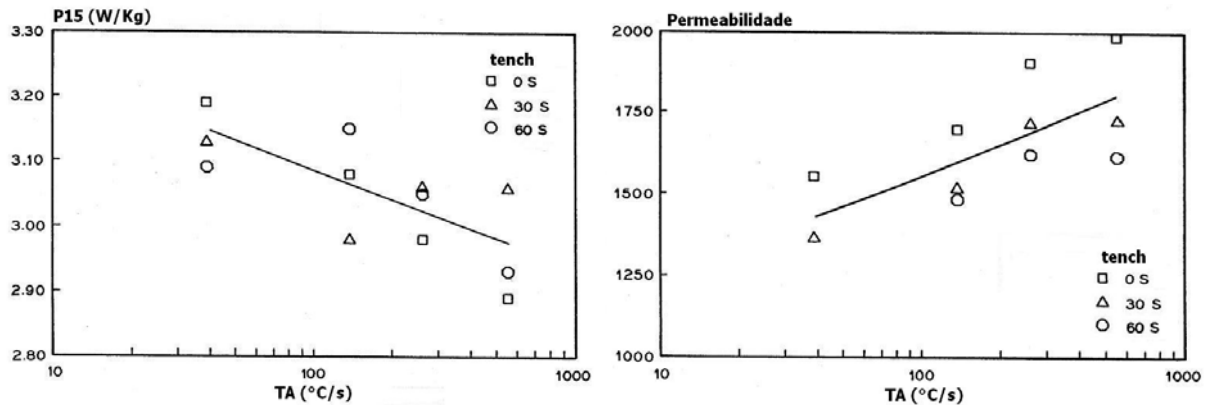


Figura 2.21: Comportamento das perdas, à esquerda, e da permeabilidade magnética, à direita em função da taxa de aquecimento. Adaptada de Schoen (1990).

Estes aços finalmente são revestidos com filmes superficiais de alta rigidez dielétrica (que diferem para GO e GNO), que lhes proporcionam ainda mais diminuição nas perdas por correntes parasitas geradas no núcleo de máquinas elétricas (ACESITA, 2004).

2.4. Textura Cristalográfica

Para materiais policristalinos, suas propriedades estão diretamente ligadas, entre outros parâmetros, à forma, tamanho e orientação dos grãos. Cada grão possui uma orientação própria, ou de maneira mais adequada, significa dizer que cada grão possui um plano e uma direção com orientações próprias. As diferenças de orientação são habitualmente da ordem de dezenas de graus (SILVA, 2007). Considerando o material de um modo global, as orientações de seus grãos podem estar concentradas ao redor de alguma orientação ou de algumas orientações particulares. Quando isso acontece, estamos diante do caso de o material apresentar uma *orientação preferencial* ou *textura cristalográfica*. Assim sendo, o termo textura é sinônimo de orientação preferencial. Quando o material não apresenta uma

orientação preferencial, diz-se que este apresenta orientação aleatória, conforme pode ser visto na Figura 2.22.

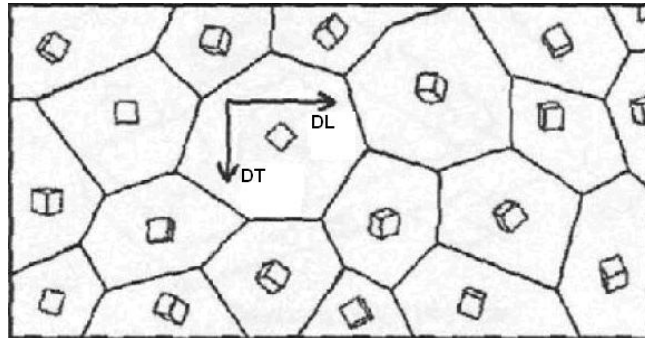


Figura 2.22: Chapa com orientação aleatória. Retirada de Silva (2007).

Materiais conformados mecanicamente apresentam a chamada orientação de deformação, obtida pelo deslizamento de planos cristalinos decorrente da deformação plástica ao qual eles foram submetidos. O recozimento, quando realizado a elevadas temperaturas, causa frequentemente a recristalização levando ao aparecimento da chamada orientação de recristalização. Esta geralmente difere da orientação de deformação e não é afetada pelo subsequente crescimento normal de grão. Entretanto, em temperaturas ainda mais altas, pode ocorrer durante o recozimento e após a recristalização, crescimento exagerado de grãos ou recristalização secundária. Nesse caso, a textura resultante é geralmente diferente das texturas de deformação e recristalização (PADILHA, 2005).

A notação de textura é geralmente através de sua orientação representada pelo par: {plano} <direção>, para família de planos e direções e (plano) [direção], para uma orientação específica.

2.4.1. Função Distribuição Orientação (ODF)

Existem vários métodos para representar textura. Dentre eles, a Função Orientação de Distribuição (ODF) pode descrever plenamente texturas cristalográficas. Representações por figuras de pólo, por exemplo, são incompletas, pois se referem apenas à distribuição estatística de uma única direção. As ODFs, por outro lado, são representações tridimensionais. No entanto, para se construir uma ODF, por exemplo, de um material de estrutura CCC, são necessárias pelo menos três diferentes figuras de pólo, referentes a três planos diferentes

(LÖW, 2006, SILVA, 2007). Ambas, figuras de pólo e ODFs são obtidas, além de outros métodos, pela técnica de difração de raios-X.

As ODFs especificam a frequência de ocorrência de determinadas orientações em um espaço tridimensional. Este espaço é definido por três ângulos de Euler, os quais constituem um conjunto de três rotações consecutivas que precisam ser aplicadas a cada cristalito para tornar o seu eixo cristalográfico $\langle 100 \rangle$ coincidente com o eixo da amostra ou chapa. Ou seja, os eixos $[100]$, $[010]$ e $[001]$ tornarem-se coincidentes com os eixos longitudinal (DL), transversal (DT) e normal (DN) da chapa. Existem dois sistemas de notação para os ângulos de Euler. Um foi proposto por Bunge, onde se utiliza os ângulos φ_1 , Φ e φ_2 e será utilizado neste trabalho. O outro sistema foi proposto por Roe e utiliza ângulos defasados em relação à notação de Bunge. A Figura 2.23 ilustra a notação de Bunge.

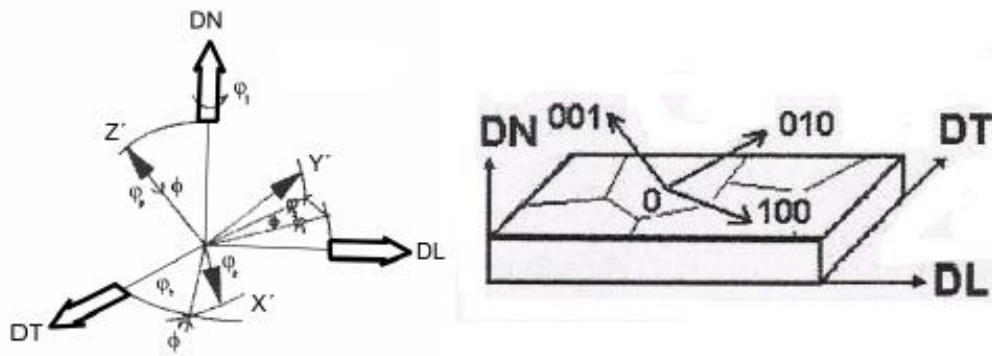


Figura 2.23: Ângulos de Euler φ_1 , Φ e φ_2 conforme notação de Bunge. Retirada de Silva (2007).

As orientações cristalográficas mais significantes das texturas de deformação e recristalização em materiais CCC, de acordo com a notação de Bunge, estão apresentadas no cubo da Figura 2.24. No entanto, a textura é normalmente representada bidimensionalmente por seções de φ_2 constante, no qual, para aços baixo carbono, costuma ser utilizado o corte $\varphi_2=45^\circ$, conforme mostra a Figura 2.25. A unidade de textura cristalográfica geralmente utilizada é a intensidade relativa de “x” vezes o material aleatório. Uma determinada orientação de uma chapa processada pode apresentar, por exemplo, 10 vezes o material aleatório. Isso quer dizer que grãos com essa orientação aumentaram no material, à custa de uma outra orientação, que diminuiu. Podem existir orientações com intensidade menor do que 1, ou seja, menor que a do material aleatório (SILVA, 2007).

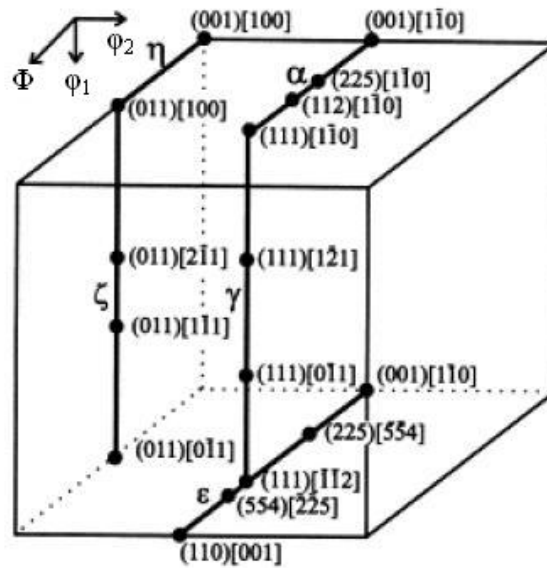


Figura 2.24: Componentes importantes das texturas de deformação e recristalização. Retirada de Padilha (2005).

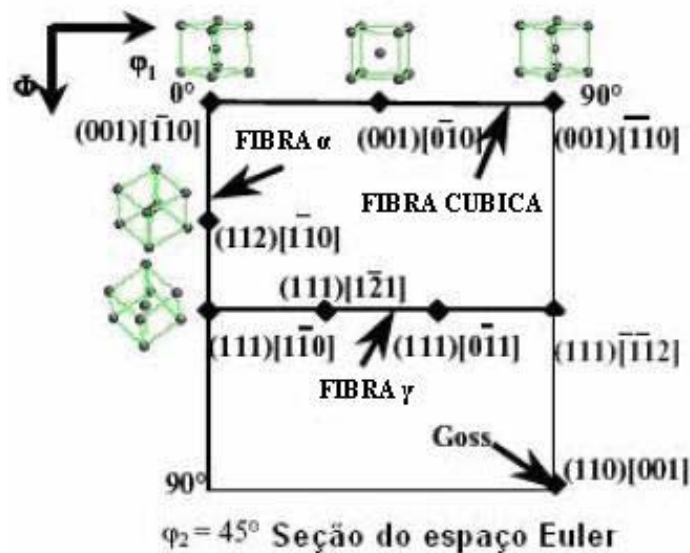


Figura 2.25: Diagrama utilizado para análise de ODFs mostrando seção $\varphi_2=45^\circ$. Adaptada de Silva (2007).

A orientação de um cristal isolado pode ser entendida com o auxílio da Figura 2.26. Nela se observam dois sistemas de eixos K_A e K_B , que são correspondentes aos eixos da chapa e do cristalito, respectivamente. Deve-se sempre manter a orientação contendo o plano em questão (hkl) paralelo ao plano longitudinal (DL) da chapa e a direção em questão no sentido da direção de laminação da chapa. Ou seja, por exemplo, se um cristal está com uma orientação $(110) [001]$, significa que o sistema de coordenadas K_B girará quantas vezes forem necessárias até que o plano (110) se torne paralelo ao plano longitudinal da chapa e a direção $[001]$ no mesmo sentido de laminação.

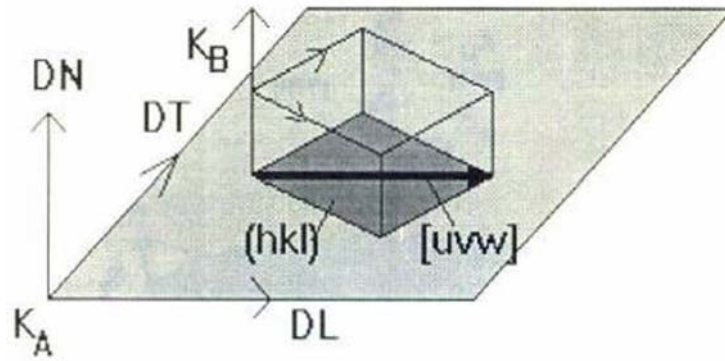


Figura 2.26: Correspondência entre os eixos da chapa (K_A) e do cristalito (K_B). Retirada de Gandarilla et al (GANDARILLA ET AL, 1998).

De acordo com Bowen (BOWEN, 1990), as análises quantitativas de textura usando ODFs permitem a identificação sem ambigüidades de todas as orientações, bem como a obtenção da fração volumétrica de cada orientação e da intensidade absoluta destas orientações.

2.4.2. A Textura dos Aços Elétricos

A textura é um parâmetro fundamental quando se estuda os aços elétricos, além de ser critério de diferenciação entre os aços elétricos de grão orientado e não orientado. Embora um deles seja denominado não orientado, ambos apresentam textura.

A Figura 2.27 mostra curvas de magnetização para um monocristal de ferro, onde pode ser observado que é mais fácil magnetizar o ferro na direção $\langle 100 \rangle$ que em quaisquer outras direções, pois o eixo de magnetização espontânea nos cristais de Fe- α é o $\langle 001 \rangle$. Ou seja, a direção $a=[100]$ necessita valores baixos de campo magnético para atingir a saturação, sendo a direção desejada na fabricação dos aços elétricos GO e GNO (METALS HANDBOOK VOL 2, 1990).

Os aços GO apresentam uma textura pronunciada, cujos cristais estão preferencialmente dispostos segundo a orientação $(110)[001]$, também chamada de textura *Goss* (Figura 2.28) (GOSS, 1934). Devido à textura com direção $[001]$ paralela à direção de laminação e plano diagonal do cubo (110) paralelo ao plano da chapa, os aços GO apresentam excelentes propriedades magnéticas na direção de laminação da chapa, tornando-os adequados

para o uso em núcleos estáticos, onde o fluxo magnético coincide com a direção de laminação, característica dos transformadores (LANDGRAF, 2001).

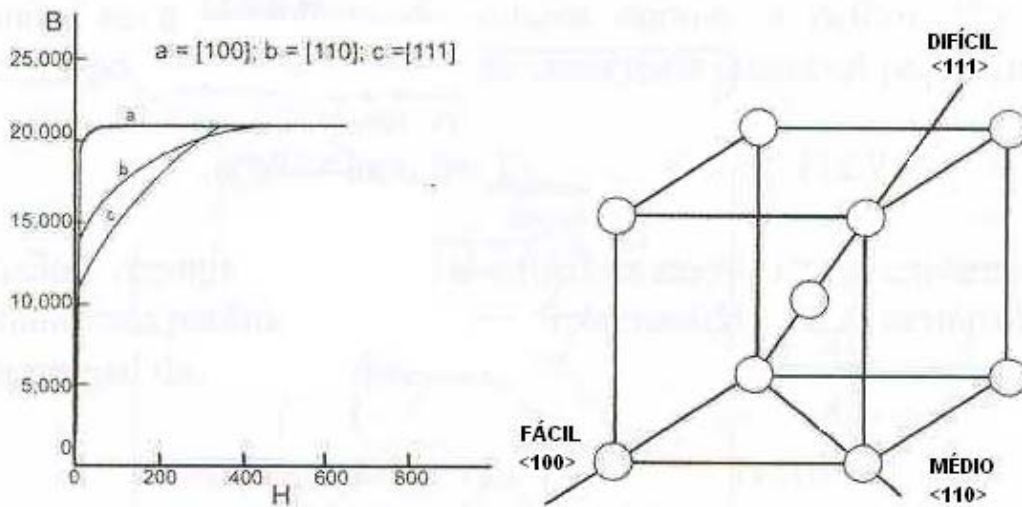


Figura 2.27: Curvas de magnetização de um monocristal de ferro. Adaptada de Padilha (2005).

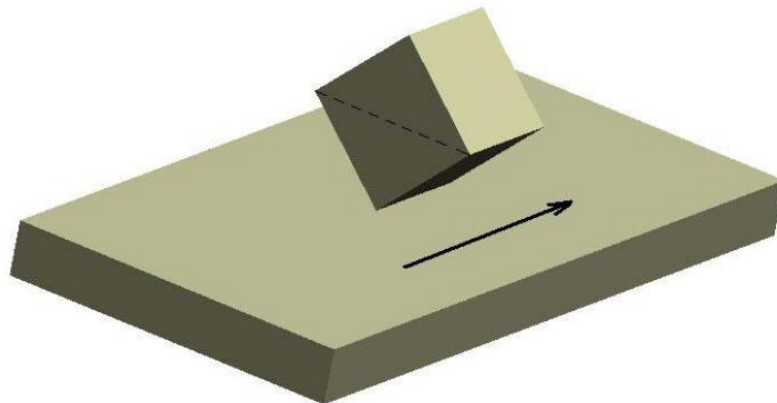


Figura 2.28: Orientação Goss. A seta indica a direção de laminação da chapa. Retirada de Silva (2007).

Por outro lado, em motores elétricos, onde o rotor gira constantemente, necessita-se de isotropia de propriedades magnéticas, característica dos aços GNO. Portanto, a textura ideal deverá ter grãos da família $\{100\}$ paralelos à superfície da chapa, mas com as direções $\langle 100 \rangle$ disposta aleatoriamente. Utiliza-se a textura ideal para aços GNO como sendo a textura fibra $\{100\}\langle 0vw \rangle$ (SILVA, 2007). Na representação por ODF, a fibra cúbica, ou fibra θ , é a desejada por conter a família de direções $\langle 100 \rangle$ de mais fácil magnetização, entretanto deve-se evitar a fibra γ pois contém $\langle 111 \rangle$ que é a mais difícil de ser magnetizada.

A Figura 2.29 apresenta uma ODF de um aço elétrico GNO 2 % Si. O componente Goss, bem como componentes das fibras γ e cúbica, aparecem com intensidades de 4, 5 e 5, respectivamente.

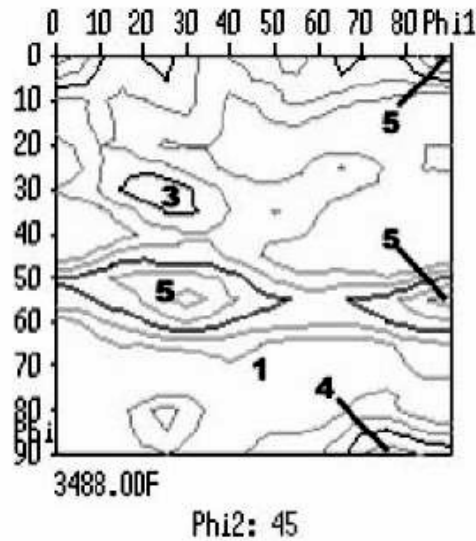


Figura 2.29: ODF mostrando texturas de recristalização típicas de aços elétricos GNO. Notação de Bunge. Adaptada de Emura et al (2001).

O recozimento é de grande importância na formação da textura dos aços elétricos. Durante esta etapa, a taxa de aquecimento e resfriamento, bem como a temperatura e o tempo de encharque exercem grande influência sobre a textura formada. Dentre eles, a taxa de aquecimento é a mais importante, pois acarreta mudanças no comportamento da recuperação e recristalização do material. Porém sua influência ainda não é claramente conhecida (PARK ET AL, 2003).

A Figura 2.30 apresenta ODFs de aço elétrico GNO 3 % Si, obtido de um estudo de Cunha e Paolinelli (CUNHA e PAOLINELLI, 2003). As ODFs (a), (b) e (c) são de chapas recozidas a 540, 740 e 980 °C, respectivamente. A ODF (a) apresentou componentes das fibras α e γ , com maior intensidade para a orientação (111)[112]. Com o aumento da temperatura de recozimento, aumentou-se a fração recristalizada de material e, com isso, observou-se uma diminuição da intensidade da fibra γ e um aumento para a fibra η (fibra da componente Goss). Finalmente, com o recozimento a uma temperatura de 980 °C, o crescimento de grão ocasionou um enfraquecimento ainda maior das fibras α e γ , tendendo a redistribuir a orientação dos cristais.

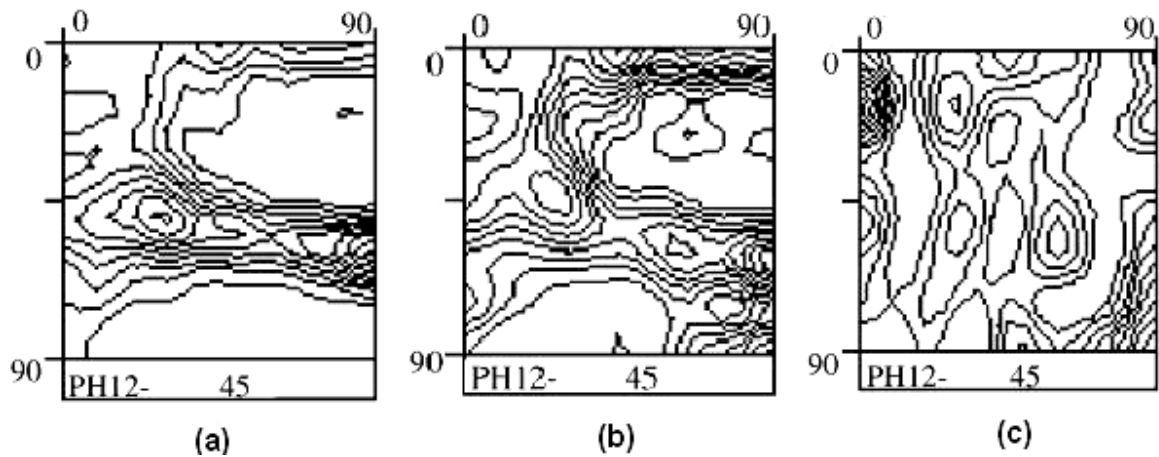


Figura 2.30: ODFs (a), (b) e (c) de amostras recozidas a 540, 740 e 980°C, respectivamente. Notação de Bunge. Adaptada de Cunha e Paolinelli (2003).

O mesmo comportamento foi observado em outro trabalho dos mesmos autores, porém para o aço GNO 2 % Si, recozidos a 540 e 700 °C. Com o aumento da temperatura de recozimento, observou-se novamente enfraquecimento das fibras α e γ (Figura 2.31). Por outro lado, a Figura 2.32 mostra que para temperaturas de recozimento superiores a 700 °C (até aproximadamente 900 °C), a intensidade máxima das ODFs volta a crescer, fato este relacionado com o crescimento de grão pós recristalização (CUNHA e PAOLINELLI, 2002). As frações volumétricas plotadas na Figura 2.33 confirmam esse comportamento.

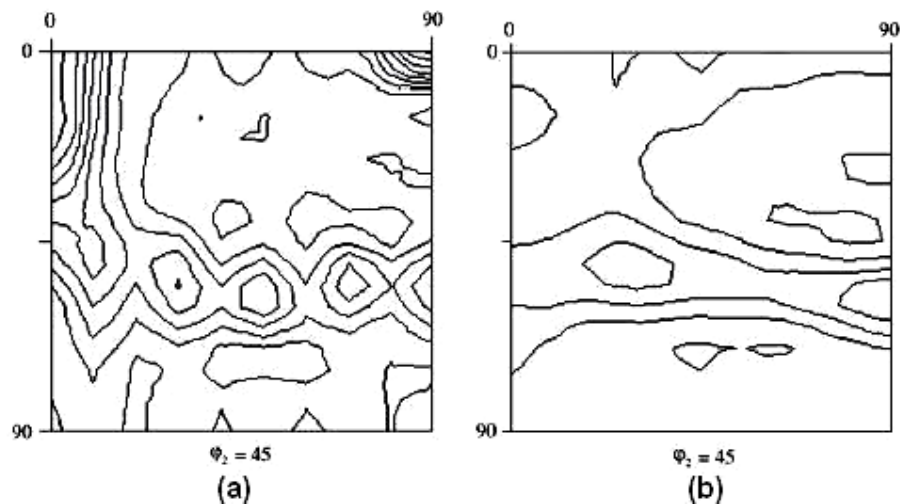


Figura 2.31: ODFs (a) e (b) de amostras recozidas a 540 e 740 °C, respectivamente. Notação de Bunge. Adaptada de Cunha e Paolinelli (2002).

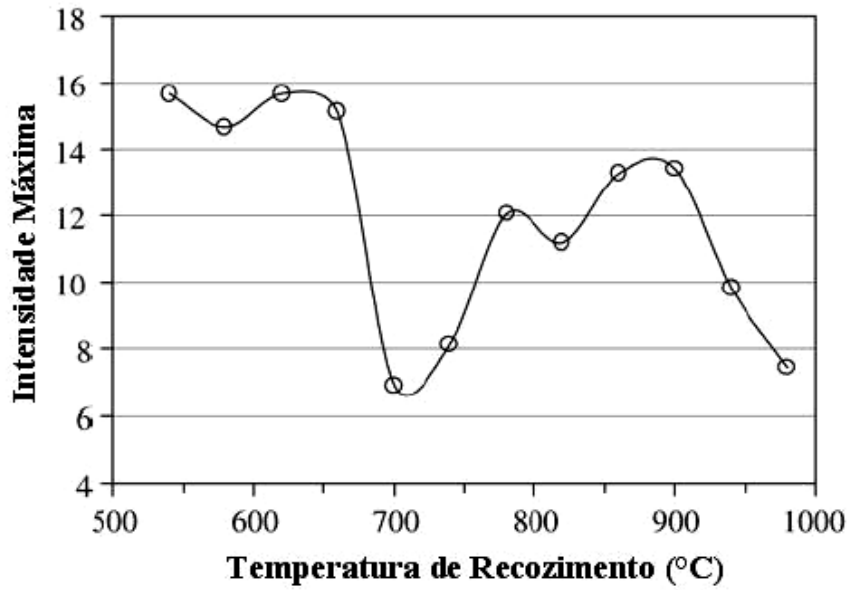


Figura 2.32: Intensidades máximas das ODFs em função da temperatura de recozimento. Adaptada de Cunha e Paolinelli (2002).

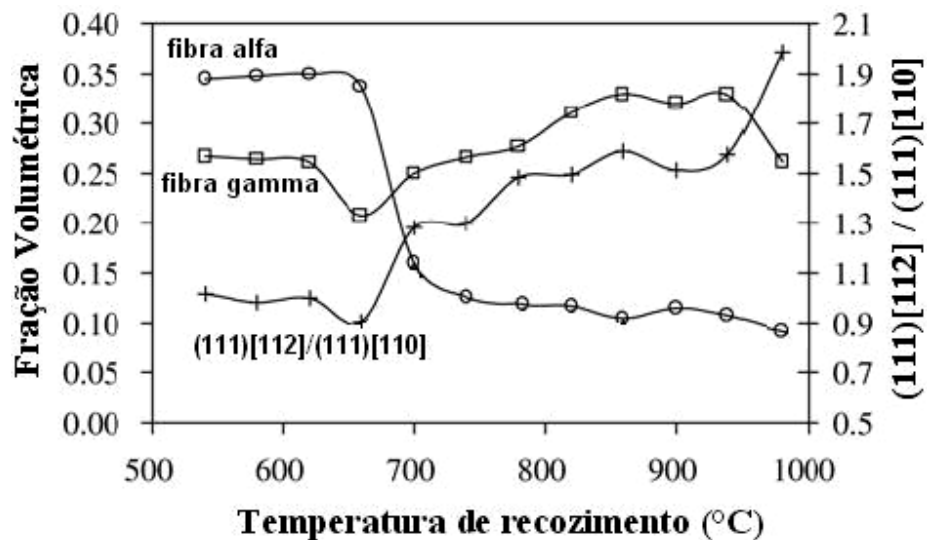


Figura 2.33: Frações volumétricas das fibras alfa e gamma, bem como a relação entre as frações volumétricas das orientações (111)[112] e (111) [110]. Adaptada de Cunha e Paolinelli (2002).

Uma excelente alternativa para melhorar a textura em aços GNO advém da invenção de Schoen (SCHOEN, 1990), já comentada anteriormente. Quando a chapa laminada a frio é submetida ao recozimento ultra-rápido, os cristais contendo $\{100\}$ e $\{110\}$, que são as direções de fácil magnetização (ver Figura 2.27) e por isso desejáveis para esses aços, são melhores desenvolvidos.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1. Fluxograma

A Figura 3.1 apresenta, esquematicamente, o fluxograma das atividades realizadas no desenvolvimento deste estudo. O trabalho consiste em simular o processo de recozimento ultra-rápido contínuo em chapas laminadas de aço elétrico com grão não-orientado, com o intuito de avaliar o comportamento dos parâmetros envolvidos na etapa de recozimento contínuo em relação às propriedades do produto final. Após esta etapa de recozimento, os aços podem então serem chamados de totalmente processados. Os parâmetros analisados foram: taxa de aquecimento e de resfriamento, tempo e temperatura de encharque, enquanto que as propriedades medidas e discutidas foram: perdas magnéticas, tamanho de grão e textura. Partindo-se de chapas laminadas de aços elétricos GNO, estas foram cortadas e dobradas para a confecção de corpos de prova para simulação do tratamento térmico. Depois de simuladas, foram puncionadas amostras para análise de perdas magnéticas e efetuados cortes metalográficos para medição de tamanho de grão e avaliação da textura. Detalhes de cada etapa serão abordados nos tópicos seguintes.

3.2. Materiais

Neste trabalho, três tipos distintos de aços elétricos grão não-orientado totalmente processado foram utilizados. São eles denominados por M32, M29 e M31. A Tabela 3.1 apresenta a composição química, em porcentagem de massa, de C e Si nesses aços. Estes contêm ainda determinadas quantidades de elementos tais como Al, Mn, P, Sn, Sb, S, N, O, entre outros.

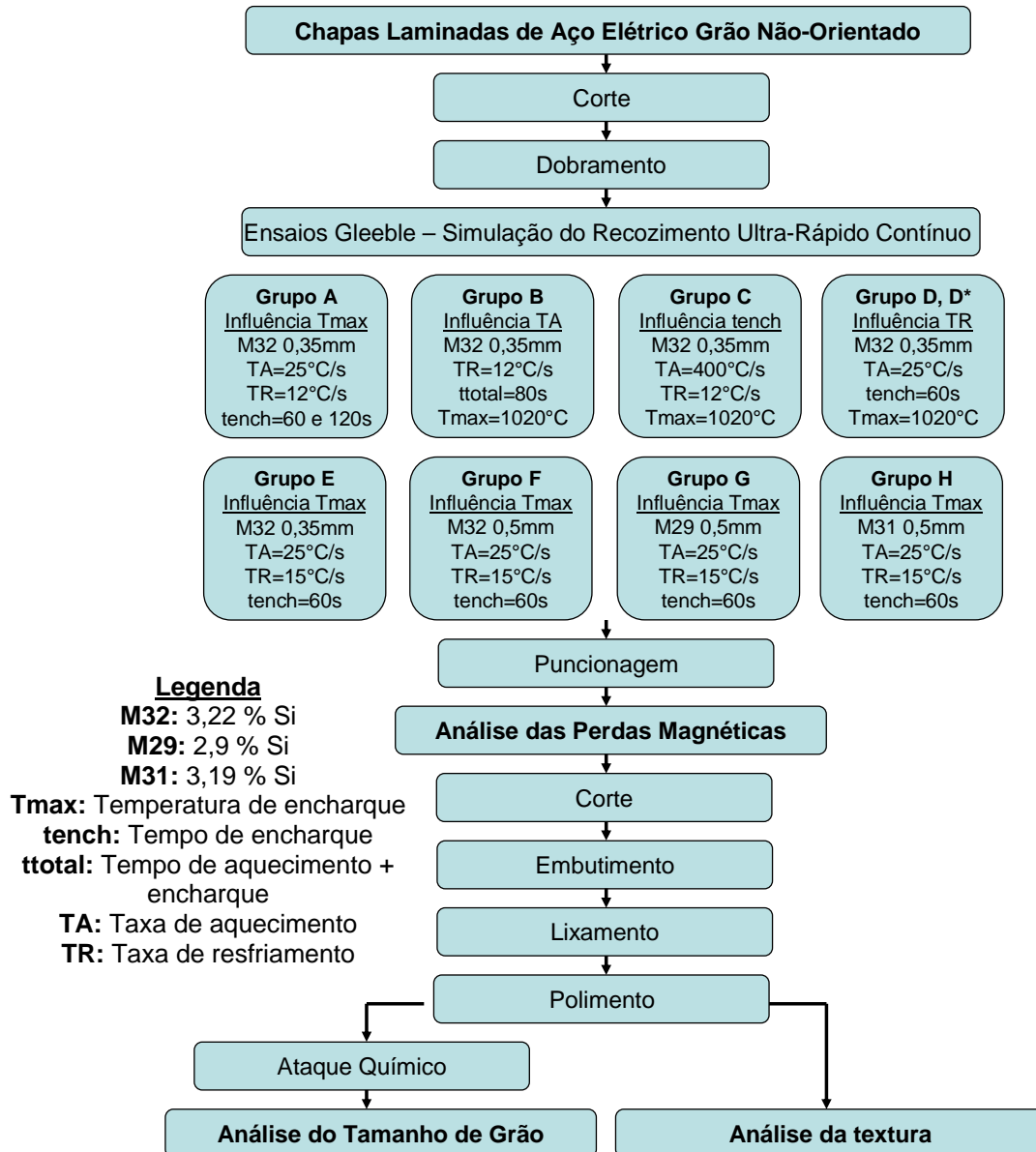


Figura 3.1: Fluxograma do presente trabalho.

Tabela 3.1: Porcentagem em peso dos principais elementos dos aços elétricos.

Material	C	Si
M32	0,003	3,22
M29	0,003	2,9
M31	0,0026	3,19

O gráfico esquemático da Figura 3.2 mostra o diagrama de processamento destes aços. Após o lingotamento contínuo, a placa (*slab*) é reaquescida até uma temperatura de aproximadamente 1150°C para, então, ser laminada a quente e recozida em bateladas a uma temperatura de aproximadamente 800°C. Posteriormente as chapas são resfriadas e laminadas

a frio até a espessura desejada para, finalmente, passarem pelo processo final de recozimento Ultra-Rápido contínuo.

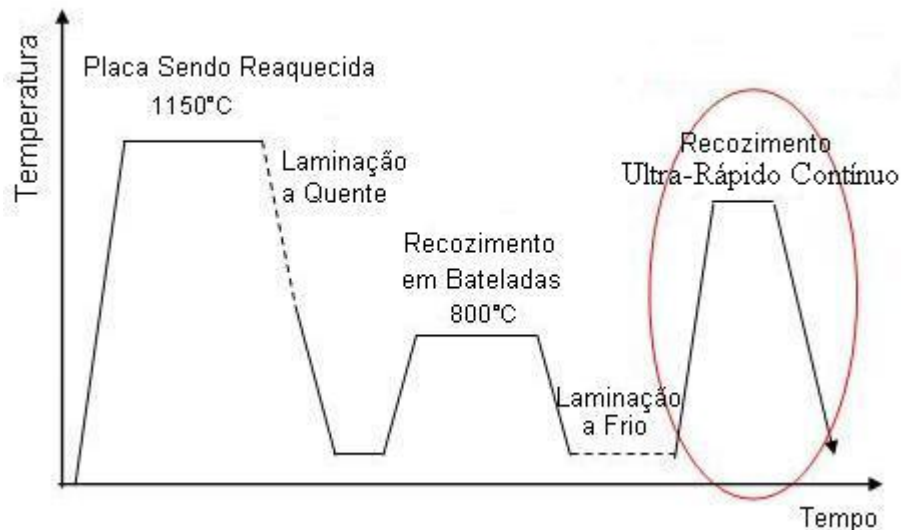


Figura 3.2: Diagrama do processamento dos aços elétricos totalmente processados.

3.2.1. Caracterização Metalúrgica

A caracterização metalúrgica das chapas, antes de sofrerem o recozimento, baseou-se em análise metalográfica e ensaio de microdureza.

3.2.1.1. Análise metalográfica

Para a análise metalográfica, foi retirada uma amostra, do material M32 em sentido longitudinal ao de laminação, da chapa como recebida. Esta foi preparada segundo procedimento padrão de metalografia, que consistiu em lixamento (lixas com granulometria de 80, 120, 320, 400, 600, 1200) e polimento (panos de 4 μm e 1 μm) com pasta de diamante, segundo a norma NBR13284 (ABNT NBR13284, 1995) e atacada com nital 4% segundo a norma NBR8108 (ABNT NBR8108, 1983), a fim de revelar a microestrutura do material. A micrografia do material foi obtida em um microscópio ótico AXIOVERT 200M MAT com uma câmera ZEISS acoplada ao software AXIOVION 4.5. A micrografia da Figura 3.3

mostra microestrutura ferrítica altamente deformada, proveniente do trabalho a frio que as chapas sofrem durante sua manufatura.

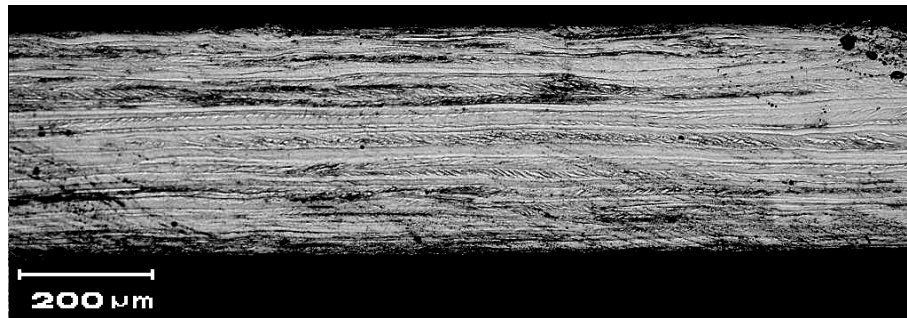


Figura 3.3: Microestrutura ferrítica altamente deformada das chapas antes de sofrerem o tratamento de recozimento.

3.2.1.2. Ensaio de microdureza

Para a realização do ensaio de microdureza foi utilizado um microdurômetro da marca Struers, na escala Vickers (HV) com carga de 200gf, de acordo com a Norma NBR NM188 (ABNT NBR NM188–(05/1999)). Foram realizadas cinco endentações aleatórias, na mesma amostra utilizada para a análise metalográfica, e a Tabela 3.2 apresenta os resultados obtidos.

Tabela 3.2: Resultados de microdureza.

Endentação	1	2	3	4	5	Média±SD
HV	360	354	351	358	356	356±4

3.3. Ensaios Gleeble

Os ensaios de simulação da etapa de recozimento ultra-rápido contínuo foram realizados em um simulador termo/mecânico Gleeble 1500 D ilustrado na Figura 3.4. Este simulador é um instrumento que permite a simulação de ciclos térmicos e/ou mecânicos, tais como tratamentos térmicos, soldagem e conformação em uma larga faixa de temperatura (REGULY, 1999).

As temperaturas são controladas por um sistema computacional, onde é possível realizar tratamentos térmicos programados através de resistências diretas, gerando aquecimento uniforme na superfície da amostra. A distribuição da corrente elétrica pelo material é gerada pela sua geometria e pela configuração das garras de fixação. As medições de temperaturas são feitas por termopares tipo S soldados na superfície na região central da amostra. Um sinal de retorno é capaz de controlar precisamente o calor imposto no sistema baseado na temperatura instantânea.

Garras de cobre, refrigeradas por água, foram utilizadas neste trabalho. Grande parte do calor é extraída uniaxialmente, por condução térmica, através das garras de fixação, gerando gradientes térmicos ao longo da zona livre (distância entre as garras).

A vantagem de se usar aquecimento resistivo direto a aquecimento indutivo é um aquecimento uniforme ao longo da espessura da amostra, da superfície ao núcleo da amostra (REGULY, 1999).

A Figura 3.5 mostra, esquematicamente, a geometria e as dimensões propostas dos corpos-de-prova utilizados. Esta geometria e dimensões utilizadas basearam-se em resultados de ensaios realizados previamente com diferentes configurações de geometria/dimensão. As chapas foram dobradas para evitar deformações durante os ensaios. Os experimentos foram realizados em uma atmosfera inerte de gás hélio injetado em uma câmara em vácuo.



Figura 3.4: Simulador termo-mecânico Gleeble 1500 D utilizado para a simulação dos ciclos térmicos de recozimento.

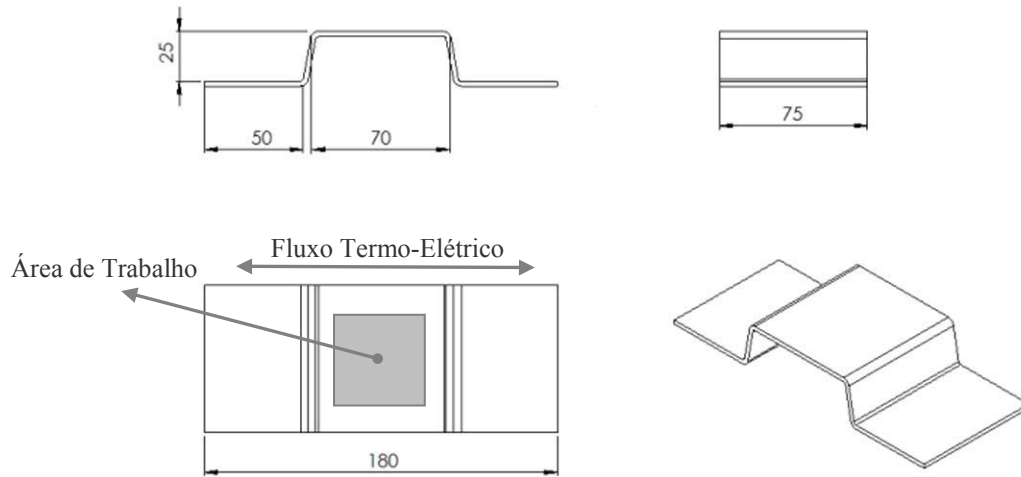


Figura 3.5: Desenho esquemático indicando a geometria e dimensões propostas dos corpos de prova, bem como a zona de trabalho.

Os ensaios foram separados em oito grupos para facilitar a análise. Para cada grupo, variou-se um único parâmetro, mantendo todos os outros constantes, com o objetivo de analisar a influência de cada parâmetro individualmente nas propriedades finais. Os parâmetros envolvidos na simulação do tratamento térmico, além da análise da porcentagem de silício e da espessura, que serão estudados no presente trabalho, são:

- Temperatura máxima ou de encharque (T_{max}), em $^{\circ}C$;
- Taxa de aquecimento (TA), em $^{\circ}C/s$;
- Taxa de Resfriamento (TR), em $^{\circ}C/s$;
- Tempo de encharque (tench), em s.

A Figura 3.6 ilustra, esquematicamente, os ciclos térmicos propostos para os grupos. Os grupos A, B, C e D variam, respectivamente, a T_{max} , TA, tench e TR para o material M32 0,5 mm de espessura. Para estes grupos, realizou-se um ensaio de simulação para cada conjunto de parâmetros, exceto para o subgrupo D* onde foram realizadas três vezes cada ensaio. Os grupos E, F, G e H variam T_{max} para todos, entretanto foram utilizados diferentes espessuras de chapa (0,35 mm espesso para o grupo E e 0,5 mm para os demais) e diferentes materiais (M32 para os grupos E e F, e M29 e M31 para os grupos G e H respectivamente). Para estes também se realizou três repetições para cada ensaio.

A Tabela 3.3 apresenta a lista dos ensaios propostos, bem como seus parâmetros, no qual para cada ensaio foi associado um código.

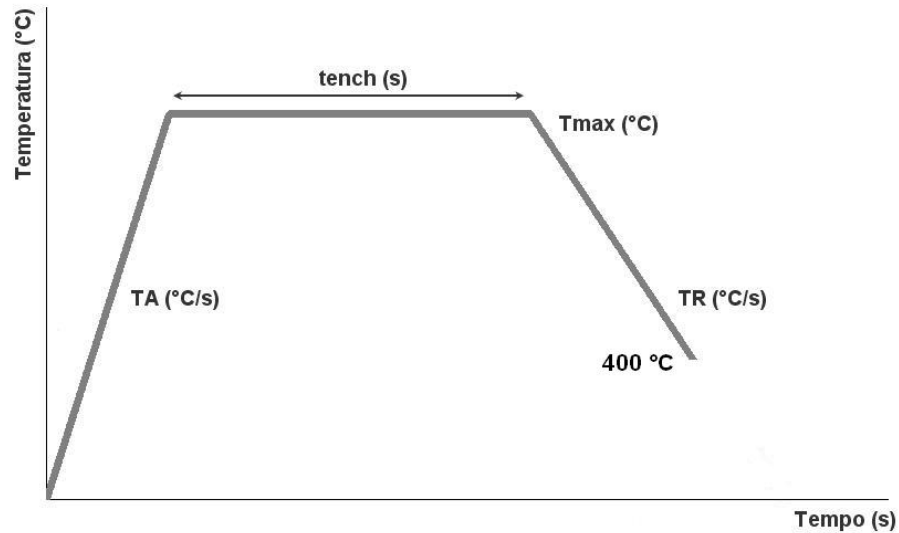


Figura 3.6: Ciclo térmico representativo dos ciclos propostos para o trabalho. TA (°C/s): Taxa de Aquecimento; tench (s): Tempo de Encharque; Tmax (°C): Temperatura Máxima; TR (°C/s): Taxa de Resfriamento (esta considerada até o patamar de aproximadamente 400 °C).

Tabela 3.3: Lista dos ensaios propostos.

Código da Amostra	Material	Espessura (mm)	TA (°C/s)	TR (°C/s)	Tmax (°C)	tench (s)
A1000-120	M32	0,35	25	12	1000	120
A1020-120					1020	
A1040-120					1040	
A1060-120					1060	
A1100-120					1100	
A1000-60					1000	60
A1020-60					1020	
A1040-60					1040	
A1060-60					1060	
A1100-60					1100	
B25	M32	0,35	25	12	1020	80 (total)
B100			100			
B200			200			
B300			300			
B400			400			
C40	M32	0,35	400	12	1020	40
C60						60
C80						80
C100						100
C120						120
D1	M32	0,35	25	1	1020	60
D12				12		
D25				25		
D50				50		
D75				75		
D100				100		
D150				150		
D200				200		
D250				250		
D300				300		
D350	350					

Código da Amostra	Material	Espessura (mm)	TA (°C/s)	TR (°C/s)	Tmax (°C)	tench (s)
D400	M32	0,35	25		1020	60
D450						
D500						
D*5						
D*10						
D*15						
D*20						
D*25						
D*30						
D*40						
D*50						
D*75						
D*100						
D*200						
E1000						
E1010	1010					
E1020	1020					
E1030	1030					
E1040	1040					
E1050	1050					
E1060	1060					
F1000	M32	0,5	25	15	1000	60
F1010					1010	
F1020					1020	
F1030					1030	
F1040					1040	
F1050					1050	
F1060					1060	
G960	M29	0,5	25	15	960	60
G980					980	
G1000					1000	
G1020					1000	
G1040					1020	
G1060					1040	
G1080					1080	
G1100					1100	
H960	M31	0,5	25	15	960	60
H980					980	
H1000					1000	
H1020					1020	
H1040					1040	
H1060					1060	
H1080					1080	
H1100					1100	

3.4. Análise das Perdas Magnéticas

As perdas magnéticas totais foram medidas segundo a norma DIN EN 60404-2 (DIN EN 60404-2) em um quadro de Epstein padrão com um enrolamento primário responsável pela criação do campo magnético e um enrolamento secundário responsável pela medida da densidade de fluxo magnético nas amostras que formam o núcleo (BATISTELA ET AL, 2000). Foram puncionadas amostras quadradas de 50 mm de lado para a realização dos ensaios e estes foram realizados a uma indução magnética máxima de 1,5 T e frequência de 50 Hz. Foi utilizado o software LabVIEW8 para a aquisição dos dados.

3.5. Análise Metalográfica

Para a análise microestrutural, foram retiradas amostras de todos os ensaios na seção longitudinal à direção de laminação das chapas exatamente na região onde foram soldados os termopares. Estas foram preparadas segundo a norma NBR13284 (ABNT NBR13284, 1995) e atacada com nital 4% segundo a norma NBR8108 (ABNT NBR8108, 1983). Após, cinco micrografias de distintas regiões foram obtidas em um microscópio ótico AXIOVERT 200M MAT com uma câmera ZEISS acoplada ao software AXIOVION 4.5. Para a medição do tamanho de grão a Norma ASTM E112-96 (ASTM E112-96, 1996) do método de interceptação linear foi utilizada. Foram assumidos grãos equiaxiais para a determinação do seu valor físico.

3.6. Análise da Textura

Para a análise da textura, foram retiradas amostras de selecionados ensaios em seção longitudinal à direção de laminação das chapas. Estas foram embutidas de topo, lixadas e polidas até a metade da espessura e ensaiadas em um difratômetro de raios-X, onde foram captadas diagramas de Função Orientação de Distribuição (ODFs).

3.7. Modelamento Estatístico

Para a análise estatística, foram utilizadas as amostras recozidas dos grupos de A a D (chapas de M32, 0,35 mm espessura). O software STATISTICA foi utilizado para a análise dos resultados. Regressões lineares foram modeladas para o tamanho de grão d , em μm , e as perdas magnéticas $P15$, em W/Kg como variáveis dependentes simultaneamente da temperatura máxima T_{max} , em $^{\circ}\text{C}$, e do tempo de encharque t_{ench} , em s.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Ensaio Gleeble

As simulações foram realizadas com sucesso. Para os gráficos de temperatura versus tempo adquiridos dos termopares, os ciclos começam em temperaturas por volta dos 35 °C devido ao aquecimento, remanescente de um ensaio para outro das garras de cobre que suportam os corpos de prova. Para muitos casos, estes ciclos foram interrompidos em qualquer temperatura abaixo do patamar de 400 °C, visto que abaixo desse valor, nenhuma mudança microestrutural ocorre nesses materiais. Todos os ciclos realizados estão apresentados em anexo, seção 6.1. A Figura 4.1 apresenta o ciclo térmico para a amostra do grupo A código A1000-120.

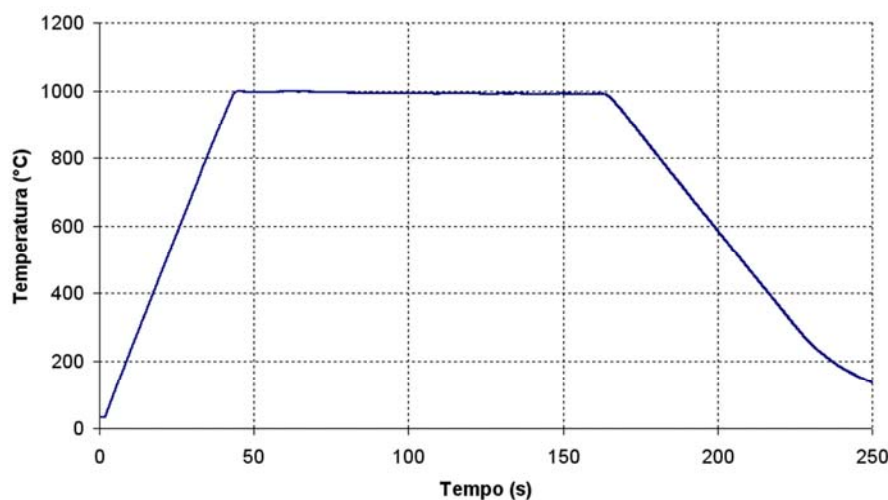


Figura 4.1: Ciclo térmico realizado para a amostra A1000-120 ($T_A=25^\circ\text{C/s}$, $T_{\text{max}}=1000^\circ\text{C}$, $t_{\text{ench}}=120\text{s}$ e $T_R=12^\circ\text{C/s}$).

4.2. Análise das Perdas Magnéticas

Alguns fatores exercem grande influência nas perdas magnéticas, dentre eles pode-se citar composição química, presença de precipitados, tamanho de grão, discordâncias, textura,

deformação plástica, entre outros (LANDGRAF, 2001), já comentados no tópico revisão bibliográfica.

Depois de simuladas, as amostras são puncionadas para a retirada de corpos de prova para ensaios de perdas magnéticas (ver Figura 3.1). Este trabalho se deparou diante a um imprevisto relacionado a esta etapa de puncionagem. As amostras inicialmente puncionadas (grupos A, B, C e D) apresentavam “rebarbas” e encruamento localizado nas extremidades, provenientes de uma puncionagem grosseira. O punção inicialmente utilizado (ilustrado na Figura 4.2) se apresentava danificado, provavelmente por haver sido utilizado para puncionar outras chapas extremamente espessas. Este punção foi substituído por um punção novo e para análise da diferença das perdas magnéticas, uma chapa teste foi puncionada três vezes com cada um deles e após medida suas perdas. O gráfico da Figura 4.3 ilustra claramente a diferença entre valores de perdas magnéticas para amostras da mesma chapa. Portanto, para as amostras puncionadas com o punção danificado, acredita-se que os valores absolutos de perdas magnéticas não são confiáveis, porém os comportamentos em relação às variáveis independentes são.



Figura 4.2: Ilustração do punção danificado utilizado para puncionar as amostras dos grupos A, B, C e D.

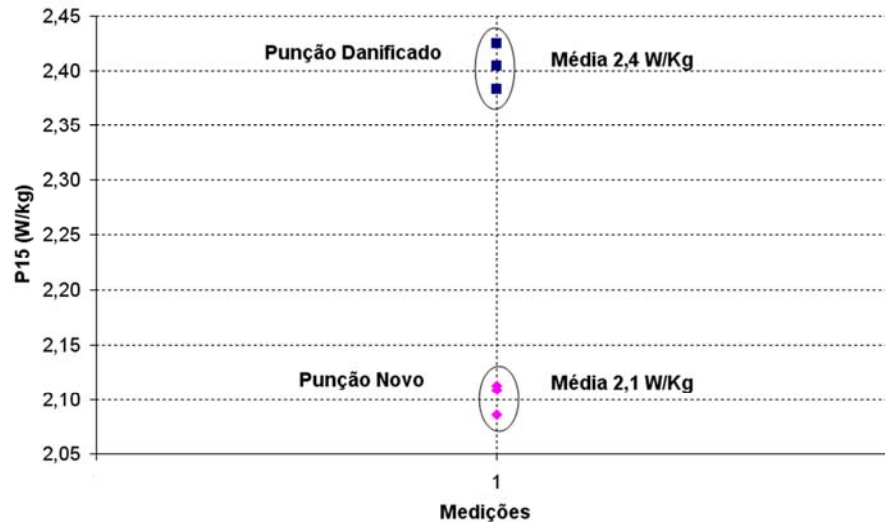


Figura 4.3: Diferença entre as perdas magnéticas das chapas puncionadas com o punção danificado e novo.

As amostras dos grupos D*, E, F, G e H foram puncionadas com o punção novo, portanto não apresentaram problemas de “rebarbas” e/ou encruamento localizado, apresentando então valores mais próximos às perdas reais destes materiais.

O tópico de correlação dos resultados discutirá a influência dos parâmetros de recozimento sobre as perdas magnéticas e os valores absolutos das perdas para cada amostra podem ser vistos no tópico 6.2.

4.3. Análise Metalográfica

As chapas apresentaram microestrutura ferrítica, devido aos teores extremamente baixos de carbono nos materiais e a presença de silício que estabiliza a ferrita. Observaram-se claramente os contornos de grão totalmente recristalizados com tamanho heterogêneo, conforme exemplifica a micrografia da Figura 4.4, retirada da amostra código A1000-120. O tamanho de grão das amostras não foi afetado pelo imprevisto referente à etapa de puncionagem já comentada no tópico anterior.

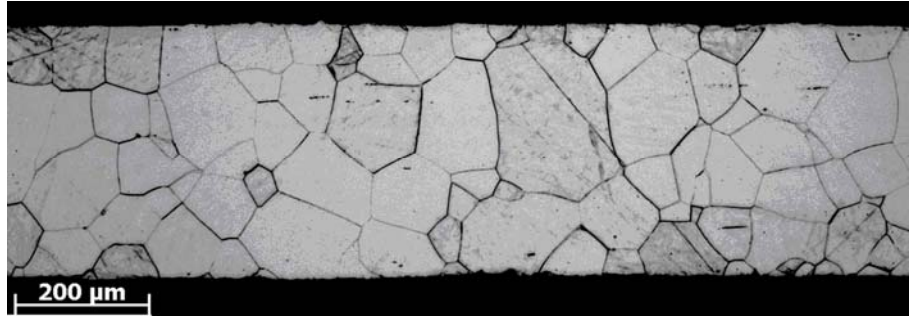


Figura 4.4: Micrografia da amostra A1000-120 apresentando microestrutura ferrítica com grãos recrystalizados e de tamanho heterogêneo.

Experimentos de Cunha e Paolinelli mostraram que, para aços elétricos de grão não orientado, a temperatura de encharque (T_{max}) em que ocorreu a recrystalização completa era em torno de $740\text{ }^{\circ}\text{C}$ para um aço 2 % Si (CUNHA e PAOLINELLI, 2002) e entre 850 e $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ para um aço 3 % Si (CUNHA e PAOLINELLI, 2003). Neste trabalho, semelhantes composições de Si foram utilizadas e a menor T_{max} utilizada foi de $960\text{ }^{\circ}\text{C}$ (acima da T_{max} de recrystalização completa), que significa dizer que todas as microestruturas obtidas neste trabalho são totalmente recrystalizadas.

O crescimento de grão se dá pelo “salto” de átomos de um lado para outro do contorno de grão, ou seja, os grãos maiores crescem, à medida que menores encolhem, aumentando assim o tamanho médio dos grãos (CALLISTER, 2000).

O fato dos mesmos apresentarem tamanhos heterogêneos está ligado à recrystalização secundária, ou crescimento anormal de grão. Devido aos contornos servirem como obstáculos para os alinhamentos dos domínios magnéticos, grãos extremamente grandes tornam-se imprescindíveis, pois à medida que o grão cresce, diminui a área de contorno fazendo com que as perdas totais tendam a diminuir. No entanto, à medida que os grãos crescem, crescem as perdas em excesso. Devido a isso a literatura sugere um tamanho de grão ótimo, que estaria entre 100 a $150\text{ }\mu\text{m}$ (LANDGRAF, 2001).

O tópico de correlação dos resultados discutirá sobre a influência dos parâmetros de recozimento sobre o tamanho de grão e todas as micrografias podem ser vistas em anexo, seção 6.3.

4.4. Correlação dos Resultados

Os tópicos a seguir são uma tentativa de correlacionar os resultados de tamanho de grão (TG) e perda magnética (P15) em função dos parâmetros de recozimento para cada grupo.

4.4.1. Grupos A, B, C, D e D*

As Figuras 4.5 e 4.6 apresentam comportamento similares do TG e P15 em função da temperatura de encharque (T_{max}) para amostras do grupo A, ensaiadas com tempo de encharque de 120 e 60 segundos, respectivamente.

Para ambos, o diâmetro dos grãos recristalizados tende a crescer com o aumento da T_{max} de recozimento. No entanto, a Figura 4.7 mostra que os grãos são sempre maiores para $t_{ench}=120$ s em comparação com tempo de encharque reduzido pela metade. O diâmetro médio dos grãos varia de aproximadamente 90 até 160 μm para simulações realizadas com temperaturas de recozimento entre 1000 a 1100 $^{\circ}\text{C}$

Já as perdas magnéticas apresentaram os menores valores para recozimentos realizados a 1040 $^{\circ}\text{C}$, em torno de 2,4 e 2,3 W/Kg para t_{ench} de 120 e 60 s, respectivamente. Este comportamento de perdas magnéticas pode estar relacionado com o fato destes aços possuírem tamanho de grão ótimo, uma vez que quanto maior o tamanho de grão, menor será a parcela histerética, porém crescem as perdas em excesso (LANDGRAF, 2001). Este TG ótimo estaria em torno de 110 μm para as amostras ensaiadas, estando assim dentro da faixa de TG ótimo mencionada na literatura, que está entre 100 e 150 μm (LANDGRAF, 2001, SHIMANAKA ET AL, 1982)

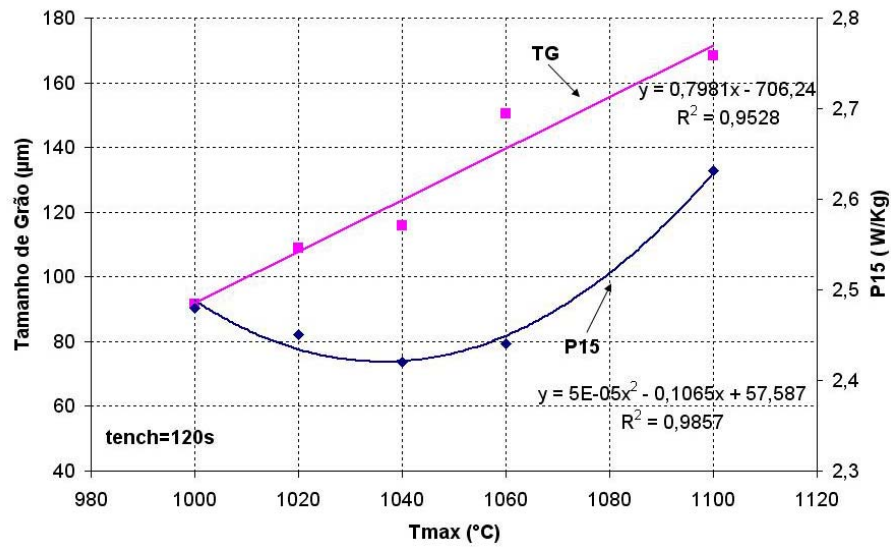


Figura 4.5: TG e P15 em função de Tmax para tench de 120 s (M32, 0,35 mm espessura, TA=25°C/s, TR=12°C/s, Tmax= 1000, 1020, 1040, 1060 e 1100°C).

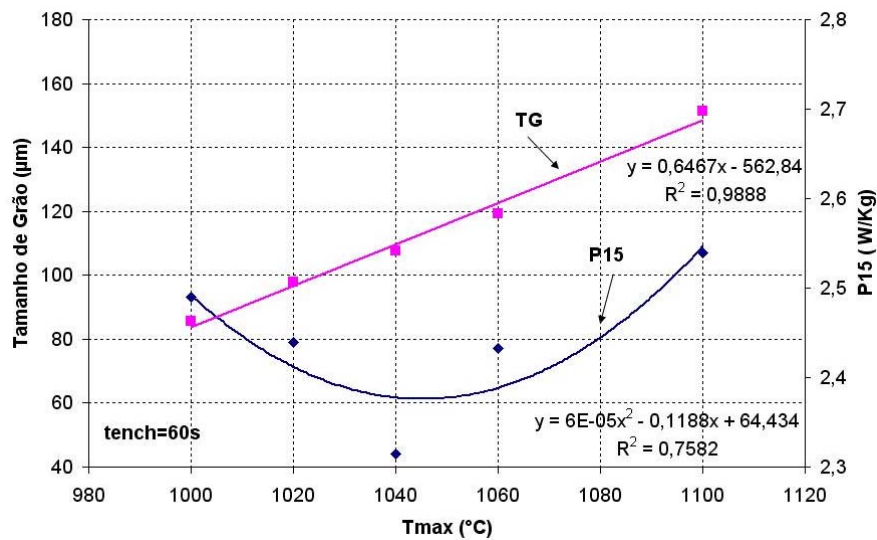


Figura 4.6: TG e P15 em função de Tmax para tench de 60 s (M32, 0,35 mm espessura, TA=25°C/s, TR=12°C/s, Tmax= 1000, 1020, 1040, 1060 e 1100°C).

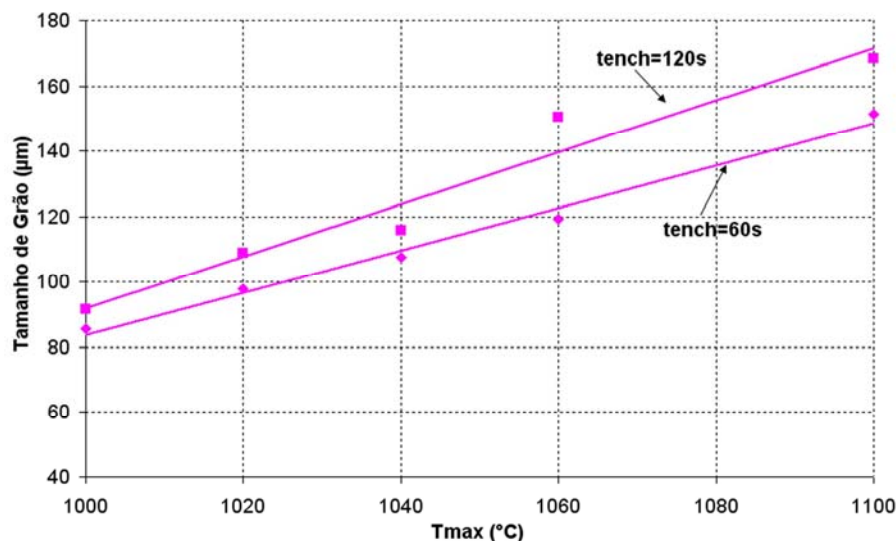


Figura 4.7: Comparação do diâmetro dos grãos entre as amostras ensaiadas durante encharques de 120 e 60 s (M32, 0,35 mm espessura, TA=25°C/s, TR=12°C/s, T_{max}= 1000, 1020, 1040, 1060 e 1100°C).

A Figura 4.8 apresenta o comportamento do TG e P15 em função da taxa de aquecimento (TA) para as amostras do grupo B. Neste grupo, é importante ressaltar que o tempo total utilizado, desde o início do aquecimento, foi de 80 s, ou seja, para taxas de aquecimento mais rápidas, conseqüentemente os tempos de encharque são mais longos, conforme ilustrado pelos ciclos térmicos mostrados na Figura 6.2. Observou-se uma leve tendência de crescimento do TG, bem como uma leve tendência de decréscimo de P15, à medida que se aqueceram mais rapidamente as amostras. Estes resultados apresentaram comportamento coerente com os encontrados por Duan et al (DUAN ET AL, 1996) e Schoen (SCHOEN, 1990), ainda que alguns parâmetros difiram entre os ensaios. De acordo com os resultados obtidos, crê-se que a taxa de aquecimento não exerce influência decisiva sobre ambos TG e P15, embora qualquer diminuição nas perdas seja de certa importância. O menor valor de P15 (~2,35 W/Kg) e o maior valor de TG (~110 µm) foram obtidos quando ensaiados com uma TA de 400 °C/s.

A Figura 4.9 apresenta o comportamento de TG e P15 em função do tempo de encharque (tench) para as amostras do grupo C. Observou-se uma tendência de crescimento do TG, bem como uma significativa redução nas perdas, à medida que se recoziam as amostras com tempos de encharque mais longos. Observaram-se os menores valores de perdas, abaixo de 2,35 W/Kg, para tempos de encharque superiores a 80 s.

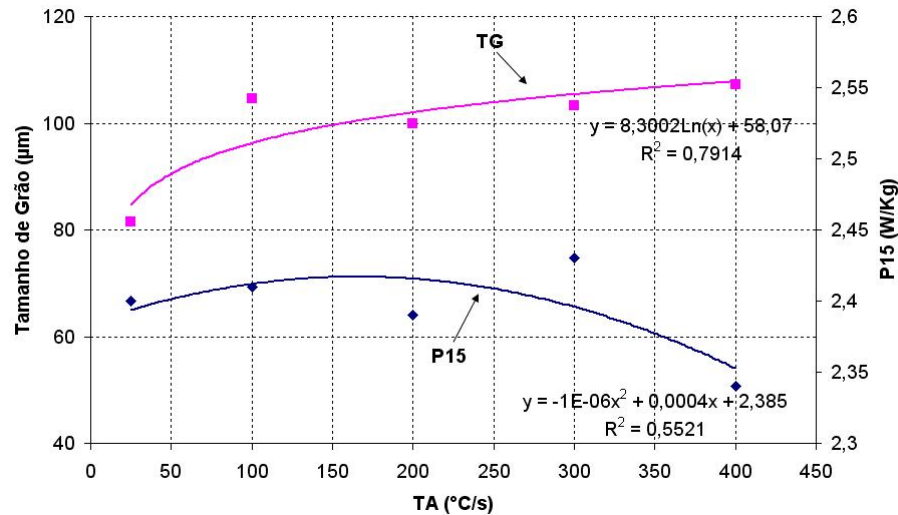


Figura 4.8: TG e P15 em função de TA (M32, 0,35 mm espessura, $T_{max}=1020^{\circ}\text{C}$, $t_{total}=80\text{s}$, $TR=12^{\circ}\text{C/s}$, $TA=25, 100, 200, 300$ e 400°C/s).

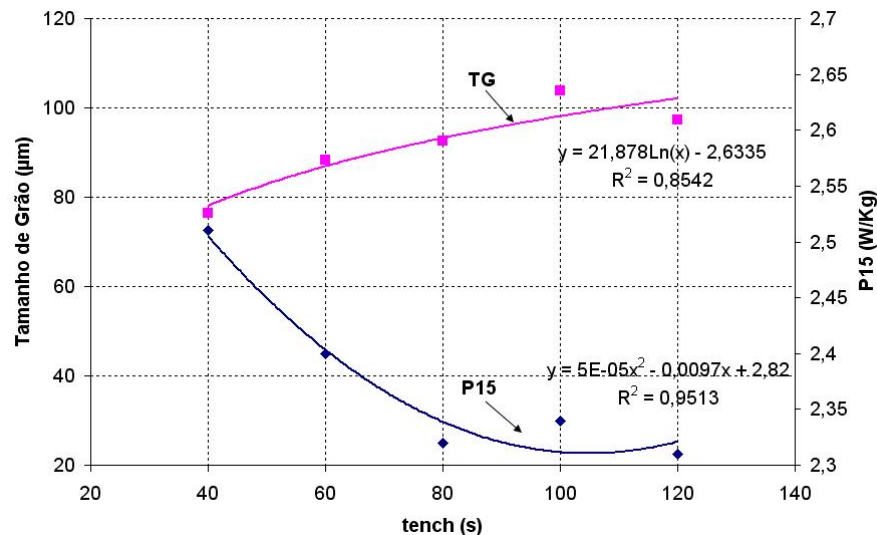


Figura 4.9: TG e P15 em função de tench (M32, 0,35 mm espessura, $TA=400^{\circ}\text{C/s}$, $T_{max}=1020^{\circ}\text{C}$, $TR=12^{\circ}\text{C/s}$, $tench=40, 60, 80, 100$ e 120s).

As Figuras 4.10 e 4.11 apresentam os comportamentos de TG e P15 em função da taxa de resfriamento (TR) para as amostras dos grupos D e D*, respectivamente.

Para as amostras do grupo D (Figura 4.10), foram observados valores altos de TG (acima de $100\ \mu\text{m}$) e baixos de P15 ($\sim 2,4\ \text{W/Kg}$) para as amostras resfriadas lentamente, a taxas menores que $25\ ^{\circ}\text{C/s}$. Para resfriamentos mais rápidos (utilizando jato de ar comprimido) não foram observadas variações significativas tanto de TG quanto P15, os quais mantiveram-se praticamente constantes, em torno de $90\ \mu\text{m}$ e $2,5\ \text{W/Kg}$, respectivamente.

Já para o grupo D*, apenas o comportamento das perdas foi semelhante ao encontrado para o grupo D, ou seja, valores baixos de P15 ($\sim 2,2\ \text{W/Kg}$) para as amostras resfriadas a

taxas menores que $25\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, e constante para taxas mais rápidas ($\sim 2,3\text{ W/Kg}$). Os resultados de TG se apresentaram constante para quaisquer taxas de resfriamento, com valor médio de $90\text{ }\mu\text{m}$.

A Figura 4.12 apresenta uma comparação dos valores de P15 para os grupos D e D*. Observou-se uma diferença de $0,2$ a $0,3\text{ W/Kg}$ a mais para os valores de perdas magnéticas para as amostras do grupo D, quando comparadas com as respectivas do grupo D*. Porém com comportamentos semelhantes em relação à variável taxa de resfriamento. Este fato deve estar associado, além do erro inferido ao processo de simulação no Gleeble e à medição de P15, principalmente às amostras do grupo D* terem sido puncionadas com o punção novo (já discutido no tópico 4.2).

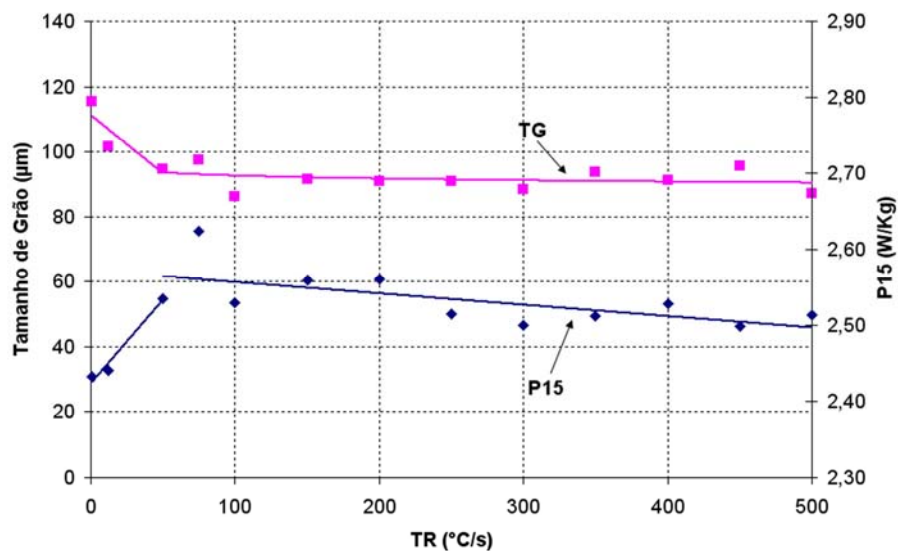


Figura 4.10: TG e P15 em função de TR (M32, 0,35 mm espessura, $T_A=25^{\circ}\text{C/s}$, $T_{\text{max}}=1020^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{ench}}=60\text{s}$, $\text{TR}=1, 12, 25, 50, 75, 100, 150, 200, 250, 300, 350, 400, 450$ e 500°C/s).

4.4.2. Grupos E e F

A Figura 4.13 apresenta o comportamento de TG e P15 em função da T_{max} para as amostras do grupo E. Novamente, as variáveis dependentes apresentaram comportamentos semelhantes aos já observados no Grupo A, ou seja, crescimento dos grãos com o aumento da T_{max} e a presença de um valor mínimo de perda magnética, aproximadamente a uma T_{max} entre 1020 e $1030\text{ }^{\circ}\text{C}$, associado a um TG ótimo de levemente inferior a $100\text{ }\mu\text{m}$.

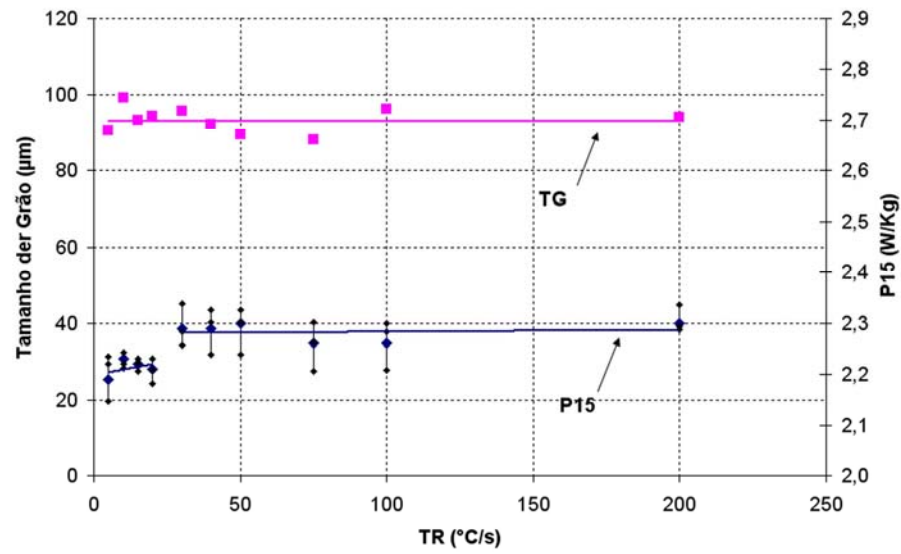


Figura 4.11: TG e P15 em função de TR (M32, 0,35 mm espessura, $T_A=25^\circ\text{C/s}$, $T_{\text{max}}=1020^\circ\text{C}$, $t_{\text{ench}}=60\text{s}$, $TR=5, 10, 15, 20, 25, 30, 40, 50, 75, 100$ e 200°C/s).

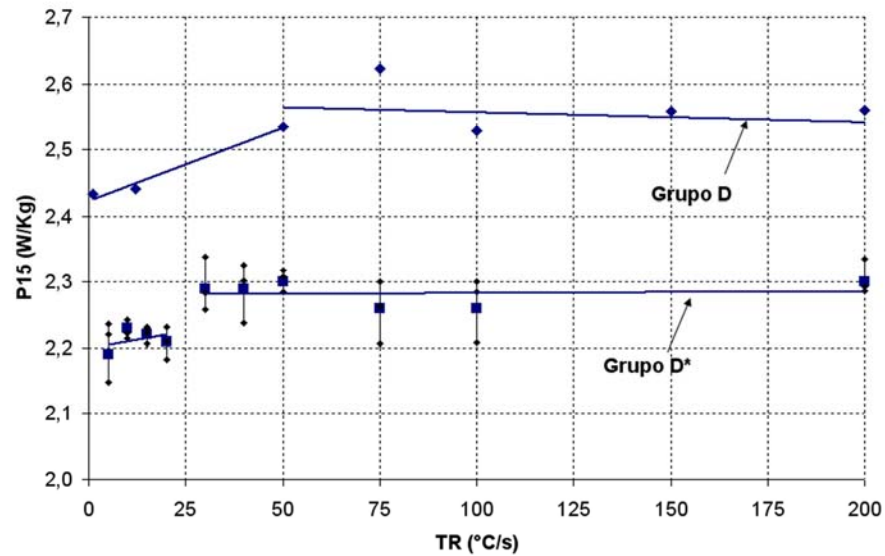


Figura 4.12: Comparação entre os valores de perdas magnéticas para os grupos D e D*.

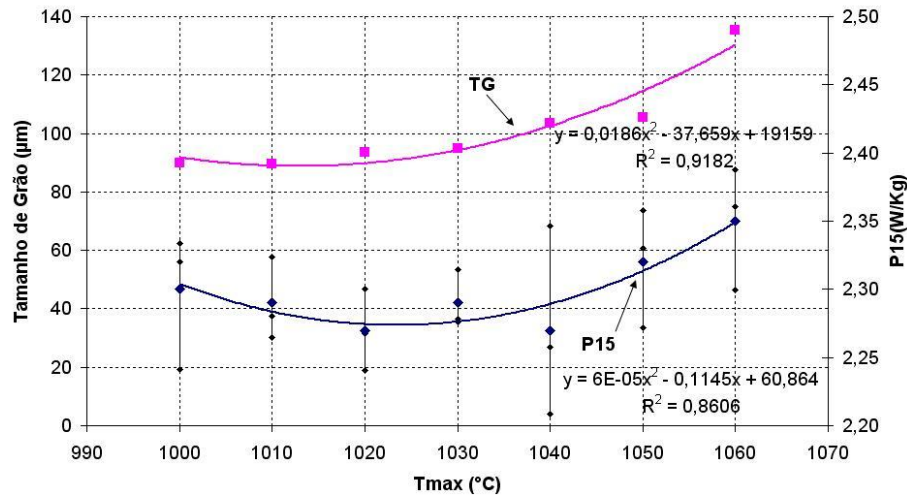


Figura 4.13: TG e P15 em função de Tmax (M32, 0,35 mm espessura, TA=25°C/s, tench=60s, TR=15°C/s, Tmax=1000, 1010, 1020, 1030, 1040, 1050 e 1060°C).

Já a Figura 4.14 apresenta o comportamento de TG e P15 em função da Tmax para as amostras do grupo F. Observou-se tendência de crescimento dos grãos com Tmax, bem como decréscimo das perdas. Porém, foram observadas perdas com valores elevados, devido à utilização de chapas mais espessas, conforme pode ser visto na comparação entre P15 para diferentes espessuras, ilustrada na Figura 4.15. É importante ressaltar que o quadrado da espessura da chapa é diretamente proporcional ao componente parasítico das perdas magnéticas (LANDGRAF, 2001), ilustrado pela Equação 2.2.

$$P_p = \frac{(\pi \cdot B \cdot f \cdot e)^2}{6 \cdot d \cdot \rho} \quad (2.2)$$

onde Pp, perdas parasíticas em W/Kg

B, indução máxima do ensaio, em T

e, espessura da lâmina, em m

f, frequência de ensaio, em Hz

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

d, densidade, em kg/m^3 .

Pela análise de dados realizada com a utilização da ferramenta ANOVA do software Excel, observou significativa relação entre espessura da chapa e perda magnética, ver Anexos seção 6.4.

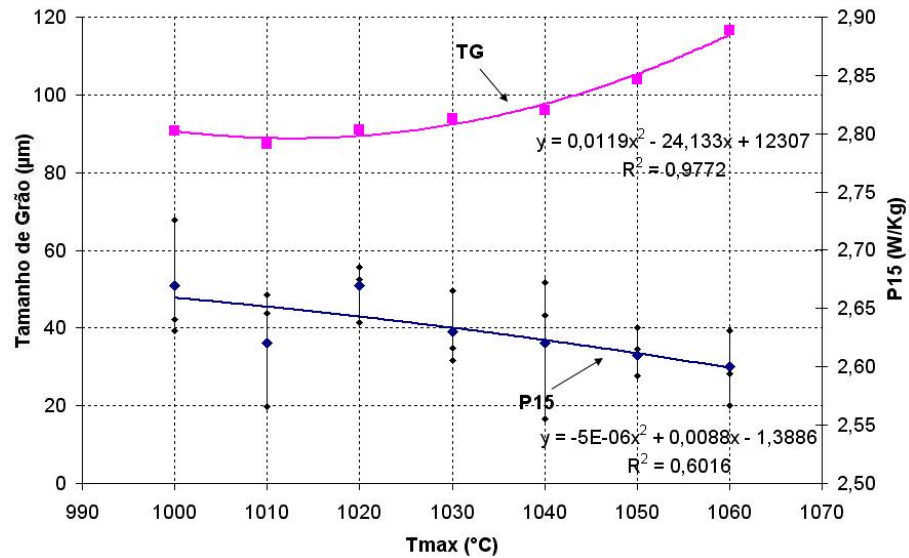


Figura 4.14: TG e P15 em função de Tmax (M32, 0,5 mm espessura, TA=25°C/s, tench=60s, TR=15°C/s, Tmax=1000, 1010, 1020, 1030, 1040, 1050 e 1060°C).

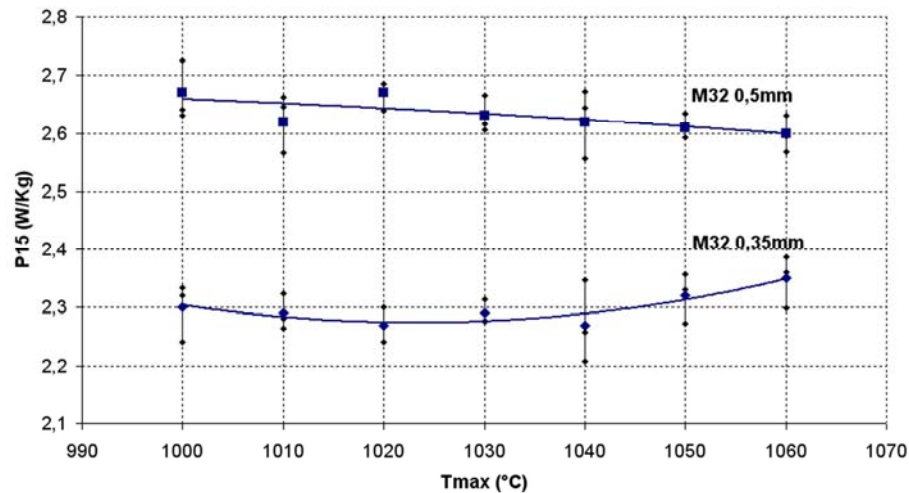


Figura 4.15: Comparação entre perdas magnéticas para M32 com espessuras distintas.

4.4.3. Grupos F, G e H

Paras as chapas mais espessas (0,5 mm), foram observados comportamentos já esperados de TG e P15.

Novamente, o TG aumenta drasticamente com temperaturas de recozimento mais altas e as perdas apresentam temperaturas em que seus valores são mínimos. No entanto agora, diferentemente de chapas mais finas (0,35 mm), observou-se mínimos valores de P15 para

Tmax mais altas, entre 1040 e 1080 °C. As Figuras 4.14, 4.16 e 4.17 ilustram estes comportamentos.

Já a Figura 4.18 compara valores de P15 para diferentes materiais com mesma espessura. As amostras do material M29 (Si=2,9 % em massa) apresentaram valores maiores de perdas, justamente por apresentarem menor quantidade Si (M32 – Si=3,22 % e M31 – Si=3,19 %), visto que esse elemento tem forte influência na resistividade elétrica de aços elétricos (LANDGRAF, 2001). Novamente, pela análise de dados realizada com a utilização da ferramenta ANOVA do software Excel, observou significativa relação entre % Si e perda magnética, ver Anexos seção 6.4. Outra curiosidade que pode ser observada nessa comparação é que todas as curvas apresentaram comportamentos semelhantes, nas respectivas faixas de temperaturas de recozimento, induzindo a concluir que se fossem ensaiadas amostras de M32 0,5 mm em temperaturas abaixo de 1000 °C e acima de 1060 °C provavelmente apresentariam comportamento semelhante às curvas de M31 e M29.

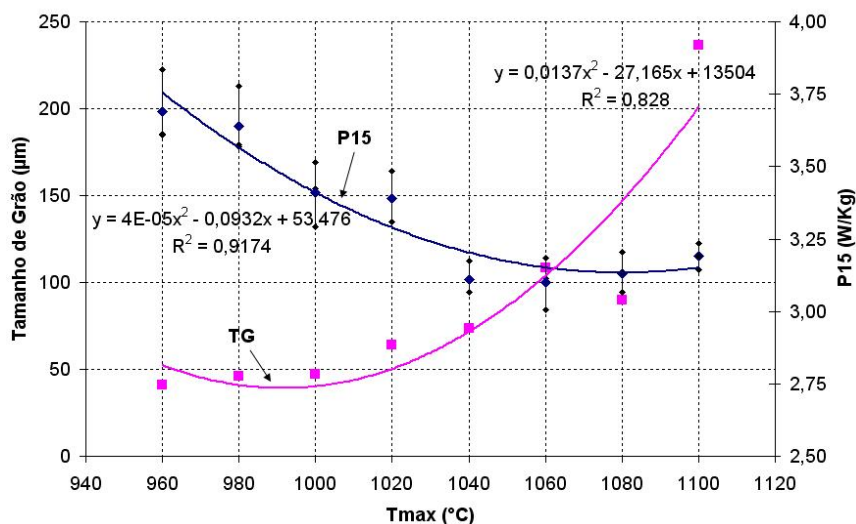


Figura 4.16: TG e P15 em função de Tmax (M29, 0,5 mm espessura, TA=25°C/s, tench=60s, TR=15°C/s, Tmax=960, 980, 1000, 1020, 1040, 1060, 1080 e 1100°C).

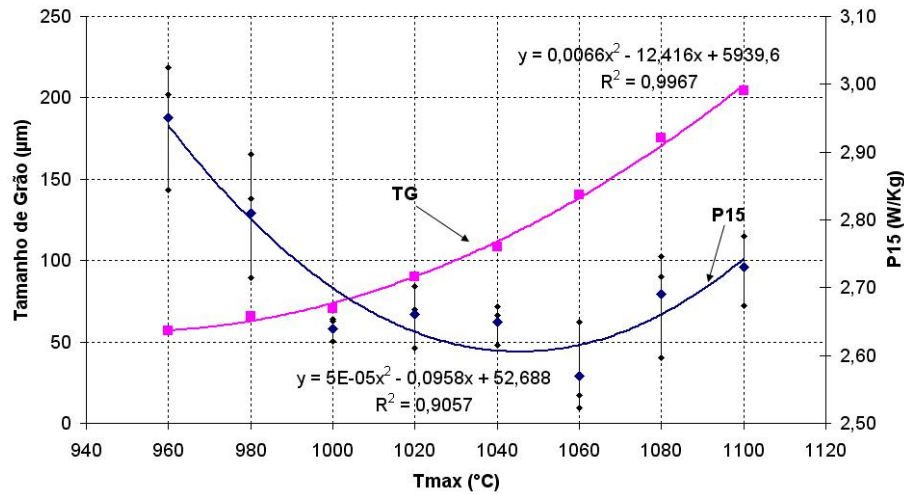


Figura 4.17: TG e P15 em função de Tmax (M31, 0,5 mm espessura, TA=25°C/s, tench=60s, TR=15°C/s, Tmax=960, 980, 1000, 1020, 1040, 1060, 1080 e 1100°C).

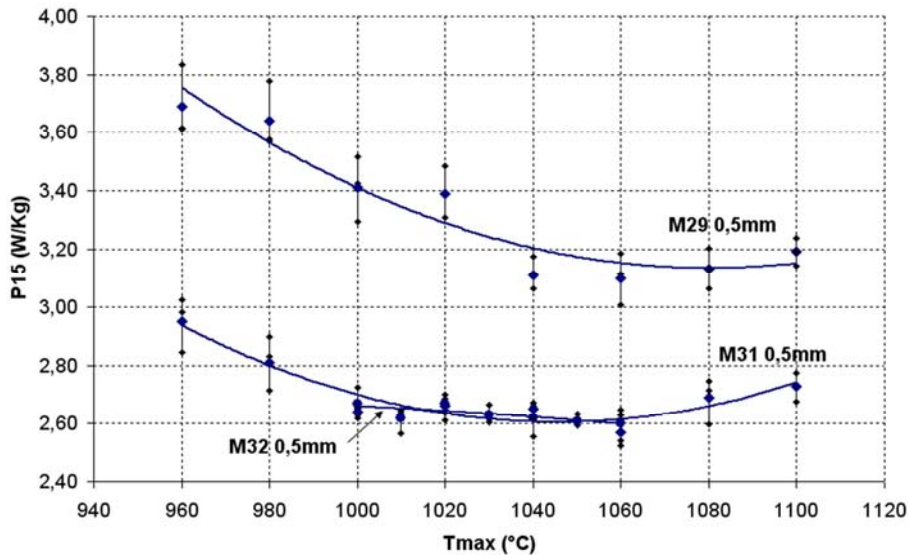


Figura 4.18: Comparação entre perdas magnéticas para materiais distintos de mesma espessura.

4.5. Análise da Textura

O recozimento é de grande importância na formação da textura dos aços elétricos. Os parâmetros envolvidos exercem grande influência sobre a textura formada. Dentre eles, sabe-se que a taxa de aquecimento é a mais importante, pois acarreta mudanças no comportamento da recuperação e recristalização do material. No entanto, a influência dos parâmetros ainda não é claramente conhecida (PARK ET AL, 2003).

Experimentos de Cunha e Paolinelli (CUNHA e PAOLINELLI, 2003, CUNHA e PAOLINELLI, 2002) mostraram que o crescimento de grão, alcançado quando as chapas são recozidas acima da temperatura em que a recristalização é completa, ocasiona um enfraquecimento das fibras α e γ , tendendo a redistribuir a orientação dos cristais.

Os resultados de textura encontrados nesse trabalho não foram conclusivos. As ODFs obtidas tratam-se de texturas de recristalização com a presença de componentes das fibras θ e γ conforme esperado, porém em baixas intensidades com a máxima intensidade observada de 5. A fibra cúbica, ou fibra θ , é a desejada por conter a família de direções $\langle 100 \rangle$ de mais fácil magnetização, entretanto deve-se evitar a fibra γ pois contém $\langle 111 \rangle$ que é a mais difícil de ser magnetizada (SILVA, 2007), conforme ilustra a Figura 4.19. Nela, as letras a, b e c representam as famílias de direções de fácil, moderada e difícil magnetização, para um monocristal de ferro. Isto se deve ao fato da família de direções $[100]$ necessitarem de menor intensidade de campo magnético externo para atingir a indução magnética de saturação, sendo então mais facilmente magnetizáveis. Segundo Schoen (SCHOEN, 1990), o recozimento ultra-rápido proporciona melhora significativa na textura de aços GNO, porém as baixas intensidades encontradas nesse trabalho indicam que estes aços possuem a orientação de seus cristais praticamente de maneira aleatória, não exercendo forte relação com as perdas magnéticas encontradas. A ODF à esquerda da Figura 4.20 apresenta foi retirada da amostra A1000-120 e exemplifica os resultados de textura encontrados neste estudo. Esta deve ser analisada sobrepondo-a sobre o diagrama à direita na mesma Figura, correspondendo então os componentes encontrados com os existentes no diagrama, já comentado na seção 2.4.1. As demais ODFs encontradas estão apresentadas em anexo, seção 6.5.

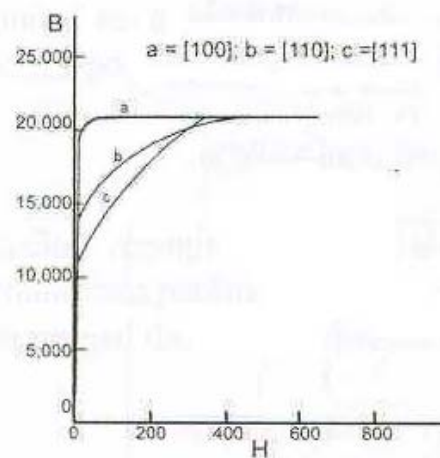


Figura 4.19: Curvas de magnetização de um monocristal de ferro. Adaptada de Padilha (2005).

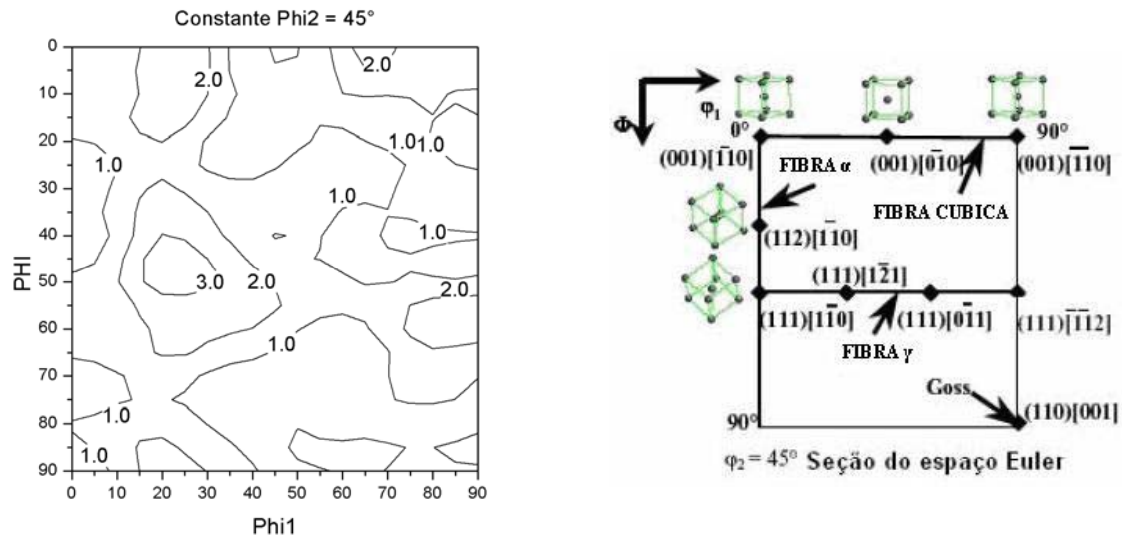


Figura 4.20: ODF da amostra A1000-120. Notação de Bunge.

4.6. Modelamento Estatístico

Após a análise do comportamento das perdas magnéticas e do tamanho de grão como função dos parâmetros do processo de recozimento ultra-rápido contínuo, todos os dados, relativos às chapas de M32 com espessura de 0,35 mm, foram coletados para o modelamento de regressões lineares do diâmetro médio dos grãos (d) e das perdas magnéticas (P15) como variáveis dependentes da temperatura de recozimento (T_{max}) e do tempo de encharque (tench).

Conforme pode ser observado na relação entre os valores previstos e observados para a variável dependente d , mostrado na Figura 4.21, e no fator R^2 apresentado na Equação 4.1, obteve-se um razoável modelo. A equação matemática que descreve a relação entre as variáveis está ilustrada na Equação 4.1.

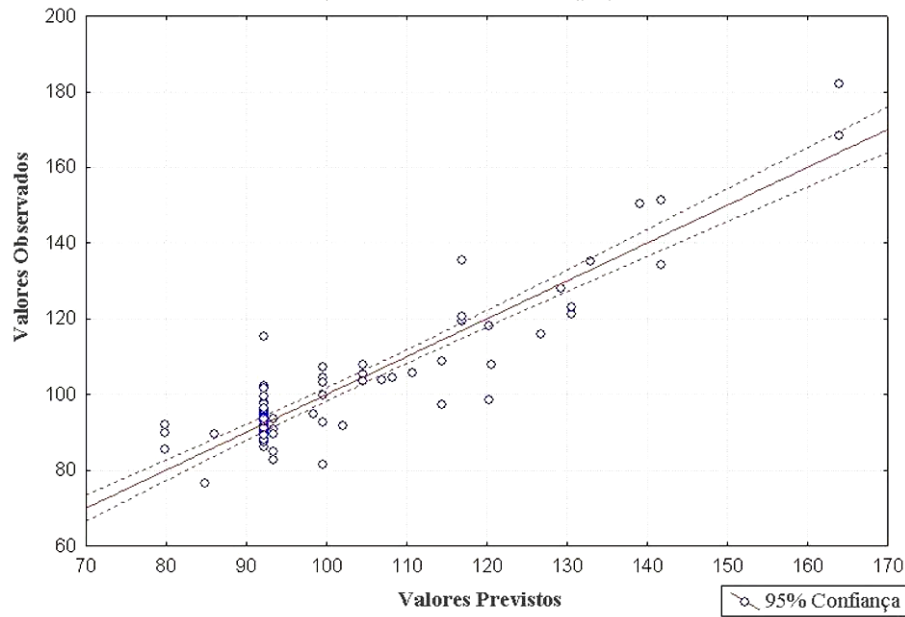


Figura 4.21: Relação entre valores previstos e observados para a variável dependente d .

$$d(\mu m) = -561.653 + 0.619 \cdot T \max(^{\circ}C) + 0.370 \cdot tench(s) \quad (4.1)$$

$$R^2(\text{ajustado}) = 0.86434927$$

Já a variável dependente P15 não pôde ser descrita pelo modelo proposto, conforme pode ser observado, tanto na má relação entre os valores previstos e observados da Figura 4.22, como pelo baixo valor de R^2 encontrado para a equação matemática ilustrada na Equação 4.1. Este modelo insatisfatório pode estar ligado a fatores, tais como: o funcionamento inadequado das amostras, acarretando em erros nos valores absolutos encontrados de perdas magnéticas, e principalmente devido às perdas não poderem ser linearmente modeladas em relação à temperatura e tempo de encharque.

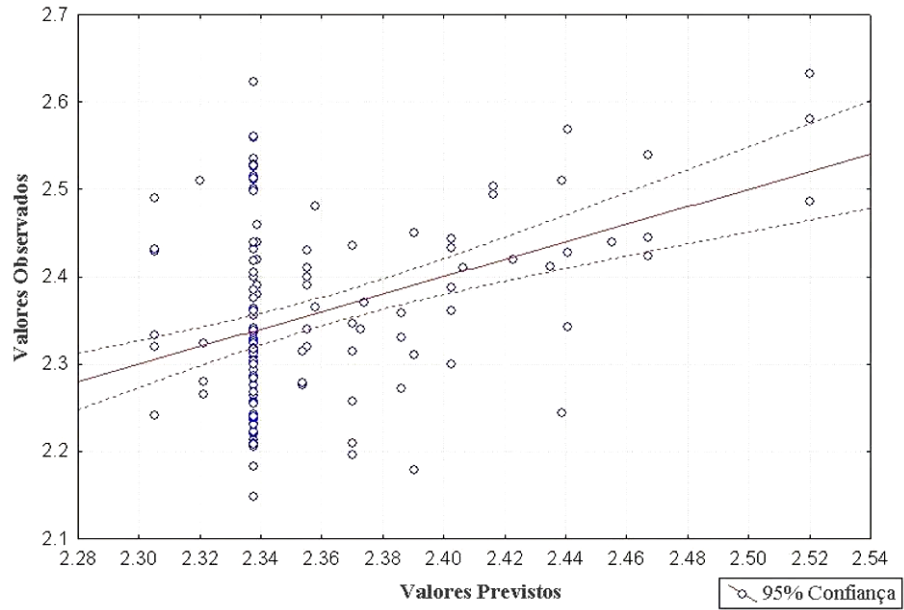


Figura 4.22: Relação entre valores previstos e observados para a variável dependente $P15$.

$$P15\left(\frac{W}{Kg}\right) = 0.63 + 0.001622 \cdot T \max(^{\circ}C) + 0.000384 \cdot tench(s) \quad (4.2)$$

$$R^2 (ajustado) = 0.18759331$$

5. CONCLUSÕES

De posse dos resultados obtidos e da análise dos parâmetros de recozimento ultra-rápido, realizados por simulação em chapas de aço elétrico de grão não-orientado totalmente processado, as seguintes conclusões podem ser apontadas:

- As simulações foram realizadas com sucesso. A geometria e as dimensões propostas para os corpos-de-prova obtiveram êxito, não acarretando deformação ou empenando as chapas, fatos estes que comprometeriam suas perdas magnéticas;
- Os ciclos térmicos propostos foram satisfatoriamente reproduzidos pelo simulador Gleeble, não apresentando variações significativas de temperatura, durante os ensaios, que pudessem interferir nos resultados encontrados;
- Acredita-se que os corpos-de-prova puncionados com o punção danificado apresentaram significativa diferença do valor absoluto de perda magnética em relação aos seus valores reais. Porém, o comportamento em relação a qualquer parâmetro de recozimento pôde ser considerado;
- As chapas apresentaram microestrutura ferrítica com grãos totalmente recristalizados de tamanho heterogêneo. O tamanho de grão das amostras não foi afetado pelo imprevisto referente à etapa de puncionagem;
- A temperatura de encharque exerceu a maior influência, dentre os parâmetros estudados, no tamanho de grão dos aços utilizados, com grãos crescendo severamente com o aumento da temperatura. Quando ensaiadas com taxas de aquecimento mais rápidas e/ ou tempos de encharque mais longos, as chapas apresentaram grãos crescentes novamente, porém de maneira menos acentuada. Para taxas de resfriamento de até 25 °C/s, as chapas apresentaram grãos ligeiramente maiores que o tamanho médio encontrado para as ensaiadas com taxas mais rápidas de resfriamento;
- Para os aços M32, as perdas magnéticas apresentaram comportamento semelhante em relação aos parâmetros temperatura e tempo de encharque, com a presença de um valor mínimo de P15 para temperaturas em torno de 1040 °C e tempo entre 80 e 120 s. Ainda que de maneira não decisiva, as perdas diminuiriam com o aumento da taxa de aquecimento, com o menor valor de perda para TA=400 °C/s. Para taxas

de resfriamento inferiores a 25 °C/s, observaram-se os menores valores de perdas magnéticas.

- Para os demais aços (M29 e M31), as perdas magnéticas apresentaram comportamentos semelhantes aos já comentados, entretanto com valores mínimos para temperaturas mais elevadas, acima de 1060 °C;
- As perdas magnéticas apresentaram ainda menores valores para espessuras menores de chapas e composições químicas com teores maiores de Si;
- De acordo com os resultados obtidos, a Tabela 5.1 apresenta o conjunto de parâmetros, dos quais apresentaram os menores valores de perdas magnéticas, que representam os ciclos térmicos ideais a serem empregados:

Tabela 5.1: Parâmetros que representam os ciclos térmicos ideais. Obs.: Para os materiais M29 e M31, foi avaliada apenas a Tmax.

Material/Parâmetro	TA (°C/s)	Tmax (°C)	tench (s)	TR (°C/s)
M32 (0,35 mm)	400	1040	80	25
M32 (0,5 mm)	25	1060	60	15
M29 (0,5 mm)				
M31 (0,5 mm)				

- Os resultados de textura encontrados nesse trabalho não foram conclusivos. As ODFs obtidas tratam-se de texturas de recristalização com a presença de componentes das fibras θ e γ conforme esperado, porém em baixas intensidades. Tal comportamento indica que estes aços possuem a orientação de seus cristais praticamente de maneira aleatória, não exercendo forte relação com as perdas magnéticas encontradas;
- O modelamento estatístico proposto apresentou satisfatório resultado para o tamanho de grão, porém não para as perdas magnéticas. De acordo com a regressão encontrada para o diâmetro médio dos grãos, a temperatura de encharque é o parâmetro mais influente, no entanto ambos tempo e temperatura acarretam no crescimento do grão à medida que aumentam.

REFERÊNCIAS

ABNT, Associação Brasileira de Normas Técnicas. **NBR 8108: Ataque com reativos metalográficos em ligas ferrosas**, 1983.

ABNT, Associação Brasileira de Normas Técnicas. **NBR13284 - Preparação de Corpos-de-Prova para Análise Metalográfica**, 1995.

ABNT, Associação Brasileira de Normas Técnicas. **NBR NM188–(05/1999) Materiais metálicos - Dureza Vickers - Parte 1: Medição de Dureza Vickers**

ACESITA S. A. Grupo ArcelorMittal. **Cadernos de Assistência Técnica**, caderno 04, setembro 2004.

ACESITA S. A. Grupo ArcelorMittal. **Catálogo de Aços Elétricos**, ed. 1, maio 2007.

ASTM, American Society for Testing and Materials. **ASTM E112-96: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size**, 1996.

BAN, G. e BERTOTTI, G. Dependence on Peak Induction and Grain Size of Power Losses in Nonoriented SiFe Steels. **Journal of Applied Physics**, 1988, v. 64, p. 5361-5363.

BATISTELA, N. J.; LUZ, M. V. F.; SADOWSKI, N.; CARLSON, R.; BASTOS, J. P. A.; PENG, P. K.; OLIVEIRA, A. M. de. **Uma metodologia de caracterização magnética de aço silício e aplicações na predição das perdas magnéticas sob regimes de indução senoidal e distorcido**. In: Congresso Regional de Ensayos No Destructivos y Estructurales - 3 a 5 de Outubro, 2000, Mar Del Plata. Anais de Congresso, 2000. p. 283-288.

BOHN, F.; Gündel, A.; Severino, A. M.; Landgraf, F. J. G.; Sommer, R. L. Propriedades Magnéticas de Aços Elétricos de Grão Não-Orientado. **XVI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**. Nov/dez 2004.

BOHN, F.; **Magnetostricção e Ruído Barkhausen em Aços Elétricos de Grão Não-Orientado**. 2005. 107f. (Mestrado em Física) – Programa de Pós-Graduação em Física, Universidade Federal de Santa Maria, 2005.

BÖLLING, F., GÜNTHER, K. e HUNEUS, H. Magnetic Properties of Low Loss Non-Oriented Electrical Steel Sheet of Thin Gauge and at High Frequencies. **Physica Scripta**. Vol. 39, 764-766, 1989.

BOWEN, A. W. Texture Development in High Strength Aluminum Alloys. **Materials Science & Technology**, 1990, ed. 6, p. 1058-1071.

BRISSONNEAU, P. Non-Oriented Electrical Sheets. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, 1984, v.34, p. 38-46.

BUYS, Bruno. Desenvolvimento de Aços Elétricos para Abrir Novos Mercados. **Inovação Uniemp**, nov./dez. 2006, vol.2, no.5, p.18-19. ISSN 1808-2394.

CALLISTER, W. D. JR. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 2000, 5ª edição, p. 125.

CAMPOS, M. F. de; TEIXEIRA, J. C.; LANDGRAF, F. J. G. The Optimum Grain Size for Minimizing Energy Losses in Iron. **Journal of Magnetic Materials** 301, 2006, p. 94-99.

CASTRO, N. A. **Controle da Textura e Microestrutura Durante o Processamento de Aços Elétricos Semiprocessados**. 145f. (Doutorado em Engenharia) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2008.

CHAUDHURY, A.; KHATIRKAR, R.; VISWANATHAN, N.N.; SINGAL, V.; INGLE, A.; JOSHI, S.; SAMAJDAR, I. Low silicon non-grain-oriented electrical steel: Linking magnetic properties with metallurgical factors. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials** 313, 2007, p. 21–28.

CHIAVERINI, Vicente. Aços e Ferros Fundidos. **ABM - Associação Brasileira de Metais**, 4ª edição, 1977, p. 361-380.

CSN, Companhia Siderúrgica Nacional. **Catálogo de Laminados a Frio**, 2008.

CULLITY B. D. **Introduction to Magnetic Materials**. Addison-Wesley, New York, 1972.

CUNHA, Marco A. da e PAOLINELLI, Sebastião C. Effect of the Annealing Temperature on the Structure and Magnetic Properties of 2% Si Steel. **Materials Research**, Jul./set. 2002, vol.5, no.3, p.373-378. ISSN 1516-1439.

CUNHA, Marco A. da e PAOLINELLI, Sebastião C. Effect of the Annealing Temperature on the Structure and Magnetic Properties of 3% Si Non-Oriented Steel. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, 2003, 254-255, 379-381.

CUNHA, Marco A. da e PAOLINELLI, Sebastião C. Low Core Loss Non-Oriented Silicon Steels, **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, 2008, v.320, p.2485-2489, doi:10.1016/j.jmmm.2008.04.054.

DIN EN 60404-2: **Magnetic materials - Part 2: Methods of measurement of the magnetic properties of electrical steel sheet and strip by means of an Epstein frame** (IEC 60404-2:1996); German version EN 60404-2:1998.

DUAN, X.; HUNEUS, H.; KOCHMANN, T.; LEURIDAN, K.; KACZMAREK, R.; PROTAT, F. Effect of Annealing Temperature and Heating Rate on the Magnetic and Mechanical Properties of Electrical Steel. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, 1996, v. 160, p.133-135.

EMURA, M.; CAMPOS, M. F. de; LANDGRAF, F. J. G.; TEIXEIRA, J. C.; Angular Dependence of Magnetic Properties of 2 % Silicon Electrical Steel. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, 2001, 226-230, p. 1524-1526.

FILARDO, J. V. **Perdas Magnéticas**. Universidade Federal do Paraná. Disponível em <www.eletrica.ufpr.br/piazza/materiais/JulianoFilardo.pdf>. Acesso em 22 abril 2008.

GANDARILLA, F. C.; CEREIJO, F. C.; COBAS, L. F.; GOMEZ, J. P.; Textura Cristalográfica. **Revista Mexicana de Física**, jun. 1998, ed. 44 (3), p. 222-230.

GOSS, N. P.; Electrical Sheet and Method for its Manufacture and Test, **U. S. Patent 1965559**, 1934.

IBS – **Instituto Brasileiro de Metalurgia**. Disponível em: <<http://www.ibs.org.br/mercado.asp>>. Acesso em 07 agosto 2008.

JENKINS, K. e LINDENMO, M. Precipitates in Electrical Steels. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials** **320**, 2008, pp. 2423–2429, doi:10.1016/j.jmmm.2008.03.062.

KAWASAKY STEEL. **An Introduction to Iron and Steel Processing**. Disponível em <<http://www.jfe-21st-cf.or.jp/index2.html>>. Acesso em 24 junho 2008.

LANDGRAF, F. J. G.; CAMPOS, M. F. de; LEICHT, J. Hysteresis Loss Subdivision. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, 2008, doi:10.1016/j.jmmm.2008.04.003.

LANDGRAF, F. J. G. e EMURA, M. Losses and Permeability Improvement by Stress Relieving of Fullyprocessed Electrical Steels With Small Deformations. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, 2002, v. 242, p. 152-156.

LANDGRAF, F. J. G.; EMURA, M.; ITO, K.; CARVALHO, P. S. G. Effect of Plastic Deformation on the Magnetic Properties of Non-Oriented Electrical Steels. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, 2000, 215-216, p. 94-96.

LANDGRAF, F. J. G. Propriedades Magnéticas de Aços para Fins Elétricos. **Nobre Consultoria**, 2001. Disponível em <<http://www.nobreconsultoria.com.br/artigos/Acos%20Eletricos.pdf>>. Acesso em 23 abril 2008.

LÖW, M. **Estudo do Desenvolvimento da Textura Durante a Recristalização Primária de Aços Ferríticos por Difração de Raios X e Difração de Elétrons Retroespalhados**. 150f. (Doutorado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Autarquia Associada à Universidade de São Paulo, 2006.

MARRA, K. M. e BUONO, V. T. Variação das Perdas Magnéticas Durante Envelhecimento de um Aço Elétrico. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, jul.-set. 2006, v. 3, n. 1, p. 36-39.

MELQUÍADES, S. R. **O Efeito do Carbono no Aumento do Tamanho de Grão e nas Propriedades Magnéticas de Aços Elétricos Semiprocessados após o Recozimento Final**. 148f. (Mestrado em Engenharia) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2006.

METALS HANDBOOK: PROPERTIES AND SELECTION: NONFERROUS ALLOYS AND SPECIAL-PURPOSE MATERIALS, **ASM INTERNATIONAL**, Vol 2, pag. 2304-2327, 1990.

ODA, Y.; KOHNO, M.; HONDA, A. Recent Development of Non-Oriented Electrical Steel Sheet for Automotive Electrical Devices, **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, 2008, doi: 10.1016/j.jmmm.2008.03.054.

PADILHA, A. F. Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura. **Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais**, 2005, 232f, 3ª ed. revisada e ampliada.

PARK, J. T.; SZPUNAR, J. A.; CHA, S. Y. Effect of Heating Rate on the Development of Annealing Texture in Nonoriented Electrical Steels. **ISIJ International**, 2003, vol. 43, no. 10, p. 1611-1614.

PODURETS, K. M. e SHILSTEIN, S. S. Measurement of the Domain Wall Thickness in Silicon Iron Using the Adiabatic Spin-Flip Effect on Neutron Refraction. **Physica B**, 2001, v. 297, pp. 263-367.

PRY, R. H.; BEAN, C. P. Calculation of the Energy Loss in Magnetic Sheet Materials Using a Domain Model. **Journal of Applied Physics**, 1958, v.29, p.532-533.

REGULY, A. **Fragilidade a Têmpera em Aços SAE 5160**. 117f. (Doutorado em Engenharia) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalurgia e Materiais, Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 1999.

REVISTA CLIENTES. **A Inovação Técnica como Resposta aos Desafios Econômicos**. ArcelorMittal, dez 2006, p.10-11.

REVISTA PESQUISA FAPESP. **Aço Elétrico Mais Eficientes**, out 1998, ed 36. Disponível em <http://www.revistapesquisa.fapesp.br/novo_site/extras/imprimir.php?id=491&bid=1>. Acesso em 17 jul. 2008.

RODRÍGUEZ, Gustavo J. Bracho. O Porque de Estudarmos os Materiais Magnéticos. **Revista Brasileira de Ensino de Física**, dez. 2008, vol.20, no.4, p. 315-320.

SCHOEN, W., Jerry. Ultra-Rapid Annealing of Nonoriented Electrical Steel, **U. S. Patent 4898627**, 1990.

SCHOEN, W., Jerry e MAGERUM, E., David. Ultra-Rapid Heat Treatment of Oriented Electrical Steel, **U. S. Patent 4898626**, 1990.

SHIMANAKA, H.; ITO, Y.; MATSUMURA, K.; FUKUDA, B. Recent development on non-oriented electrical steel sheets. **Journal of Magnetic Materials**, 1982, v. 26, p. 57-64.

SILVA, M. C. A. da. **Avaliação da Textura e da Microestrutura de Formação de um Aço Elétrico GNO com 1,25% de Si Laminado a Frio**. 210f. (Doutorado em Engenharia) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2007.

SOARES, M. **Eletromagnetismo II-60: Magnetismo de Materiais**. Disponível em <<http://www.mspc.eng.br/elemag/eletrm0260.shtml>>. Acesso em 15 maio 2008.

USIMINAS. **Catálogo de Produtos – Tiras a Frio**, 2008.

VASCONCELOS, Y. Inovações nos Aços, **Revista Pesquisa Fapesp**, ed 95, jan 2004. Disponível em <<http://www.revistapesquisa.fapesp.br/index.php?art=2360&bd=1&pg=1&lg=>>>. Acesso em 15 abril 2008.

WIKIPÉDIA. **Aço-Silício de Grão Não Orientado**. Disponível em <http://pt.wikipedia.org/wiki/A%C3%A7o-sil%C3%ADcio_de_gr%C3%A3o_n%C3%A3o_orientado> . Acesso em 17 jun. 2008.

6. ANEXOS

6.1. Ensaio Gleeble

As Figuras 6.1 a 6.9 apresentam os ciclos térmicos, obtidos no simulador Gleeble, para os Grupos de A a H, respectivamente.

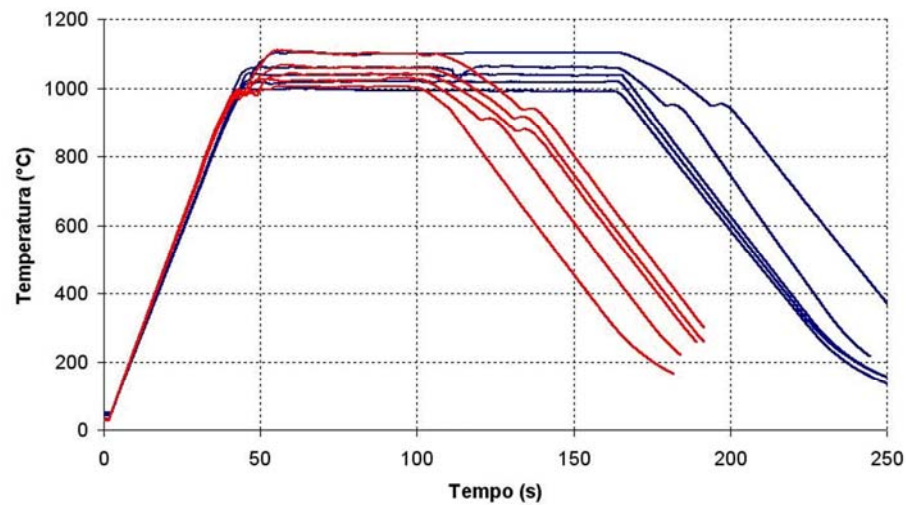


Figura 6.1: Ciclos térmicos realizados para as amostras do grupo A variando T_{max} para dois tempos de encharque (M32, 0,35 mm espessura, $T_A=25^\circ\text{C/s}$, $T_R=12^\circ\text{C/s}$, $T_{max}=1000, 1020, 1040, 1060$ e 1100°C , $t_{ench}=60$ e 120s).

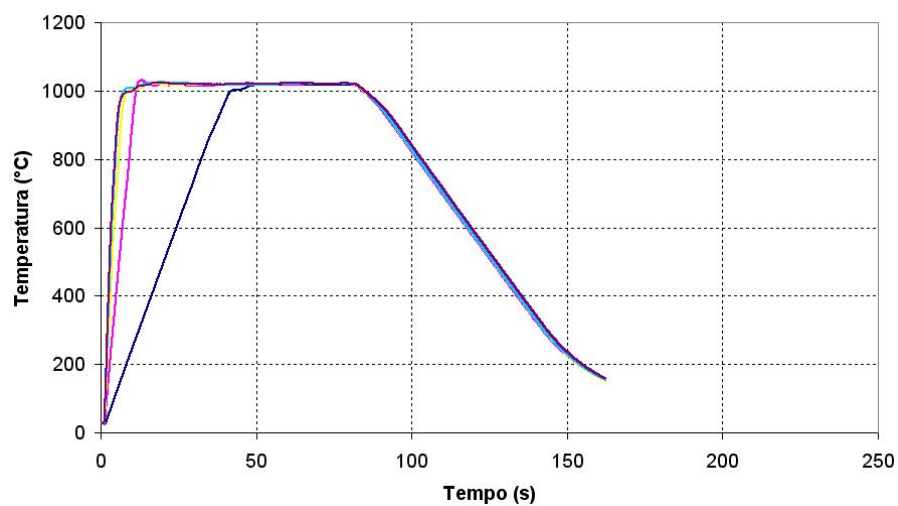


Figura 6.2: Ciclos térmicos realizados para as amostras do grupo B variando a T_A (M32, 0,35 mm espessura, $T_{max}=1020^\circ\text{C}$, $t_{total}=80\text{s}$, $T_R=12^\circ\text{C/s}$, $T_A=25, 100, 200, 300$ e 400°C/s).

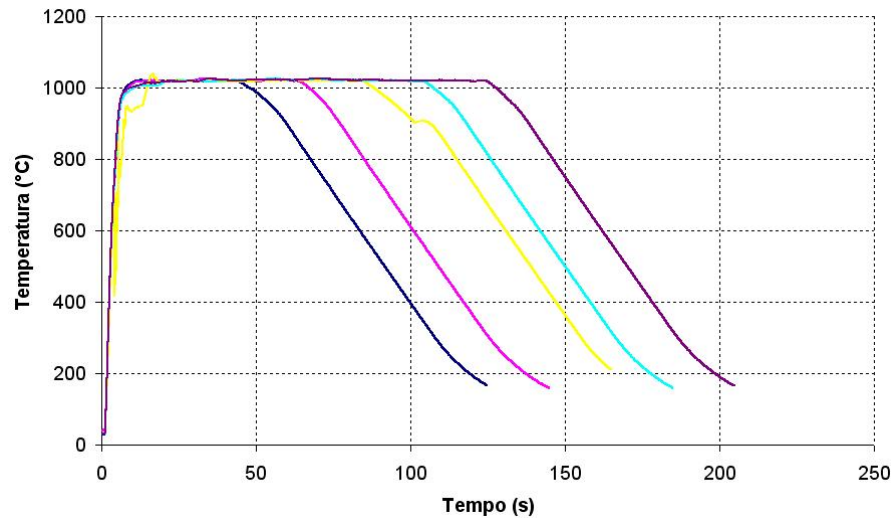


Figura 6.3: Ciclos térmicos realizados para as amostras do grupo C variando tench (M32, 0,35 mm espessura, $T_A=400^\circ\text{C/s}$, $T_{\text{max}}=1020^\circ\text{C}$, $T_R=12^\circ\text{C/s}$, tench=40, 60, 80, 100 e 120s).

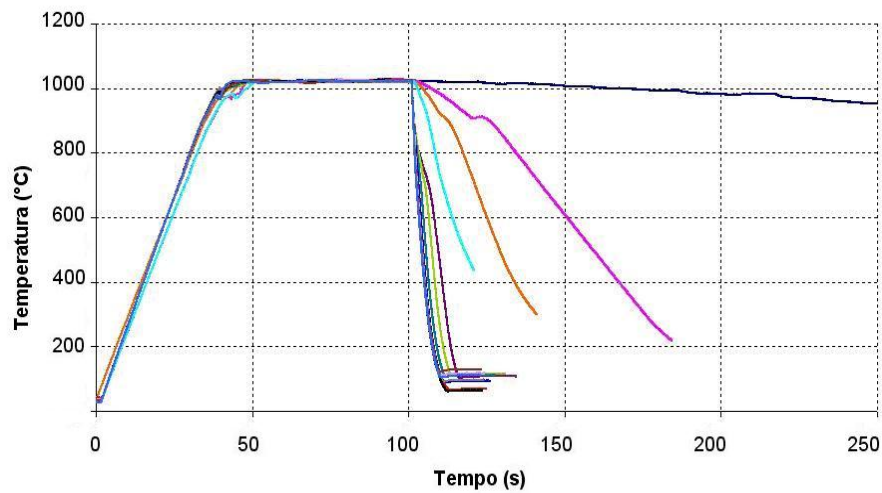


Figura 6.4: Ciclos térmicos realizados para as amostras do grupo D variando TR (M32, 0,35 mm espessura, $T_A=25^\circ\text{C/s}$, $T_{\text{max}}=1020^\circ\text{C}$, tench=60s, $T_R=1, 12, 25, 50, 75, 100, 150, 200, 250, 300, 350, 400, 450$ e 500°C/s).

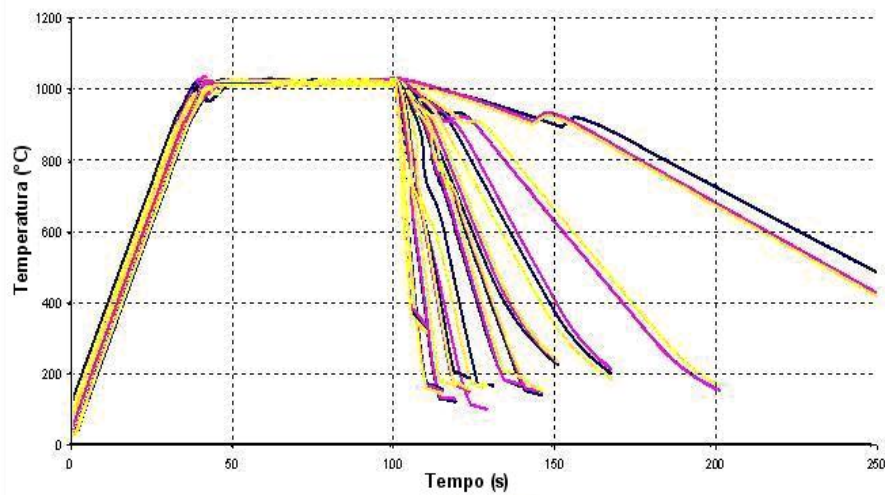


Figura 6.5: Ciclos térmicos realizados para as amostras do subgrupo D* variando TR (M32, 0,35 mm espessura, $T_A=25^\circ\text{C/s}$, $T_{\text{max}}=1020^\circ\text{C}$, $t_{\text{ench}}=60\text{s}$, TR=5, 10, 15, 20, 25, 30, 40, 50, 75, 100 e 200°C/s). Três repetições foram realizadas para cada conjunto de parâmetros.

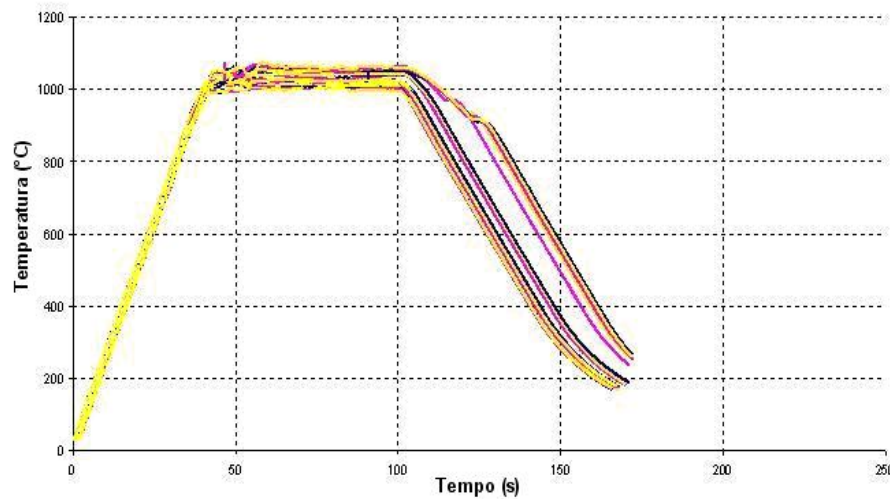


Figura 6.6: Ciclos térmicos realizados para as amostras do grupo E variando T_{max} (M32, 0,35 mm espessura, $T_A=25^\circ\text{C/s}$, $t_{\text{ench}}=60\text{s}$, TR= 15°C/s , $T_{\text{max}}=1000, 1010, 1020, 1030, 1040, 1050$ e 1060°C). Três repetições foram realizadas para cada conjunto de parâmetros.

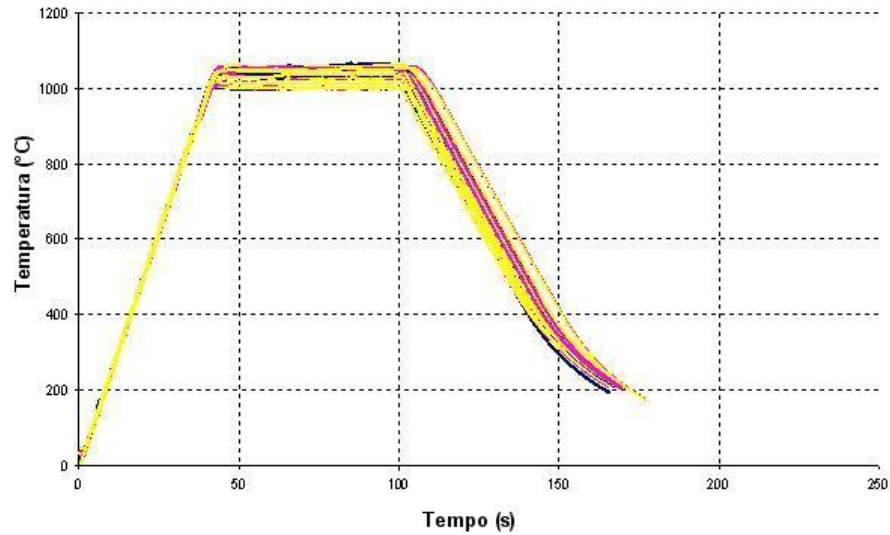


Figura 6.7: Ciclos térmicos realizados para as amostras do grupo F variando T_{max} (M32, 0,5 mm espessura, $T_A=25^\circ\text{C/s}$, $t_{ench}=60\text{s}$, $T_R=15^\circ\text{C/s}$, $T_{max}=1000, 1010, 1020, 1030, 1040, 1050$ e 1060°C). Três repetições foram realizadas para cada conjunto de parâmetros.

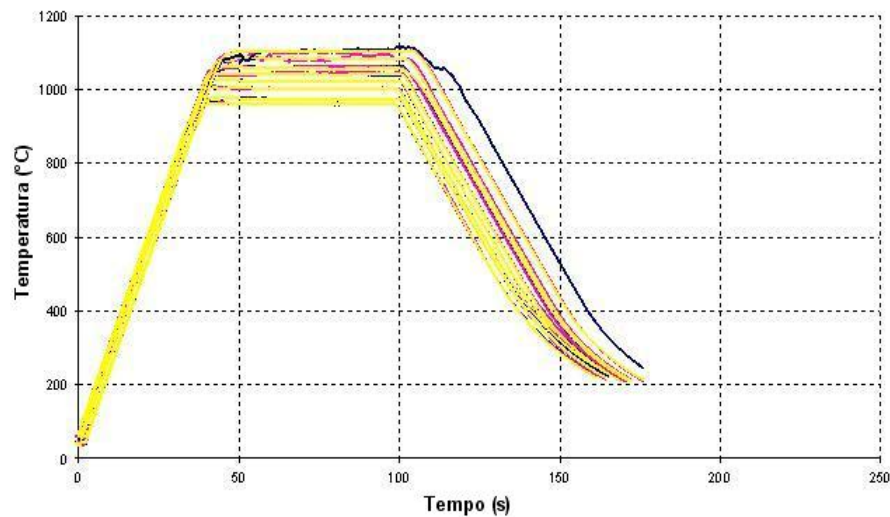


Figura 6.8: Ciclos térmicos realizados para as amostras do grupo G variando T_{max} (M29, 0,5 mm espessura, $T_A=25^\circ\text{C/s}$, $t_{ench}=60\text{s}$, $T_R=15^\circ\text{C/s}$, $T_{max}=960, 980, 1000, 1020, 1040, 1060, 1080$ e 1100°C). Três repetições foram realizadas para cada conjunto de parâmetros.

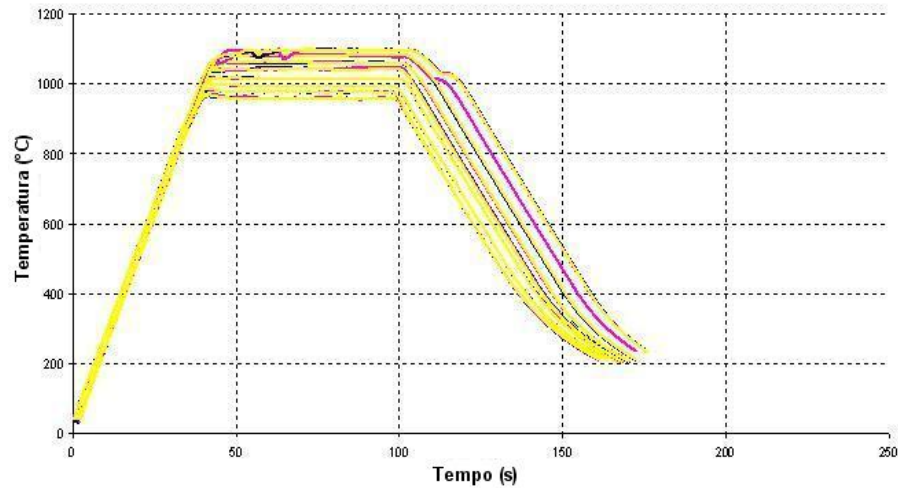


Figura 6.9: Ciclos térmicos realizados para as amostras do grupo H (M31, 0,5 mm espessura, $T_A=25^\circ\text{C/s}$, $t_{\text{ench}}=60\text{s}$, $T_R=15^\circ\text{C/s}$, $T_{\text{max}}=960, 980, 1000, 1020, 1040, 1060, 1080$ e 1100°C). Três repetições foram realizadas para cada conjunto de parâmetros.

6.2. Perdas Magnéticas

As Tabelas 6.1 a 6.9 apresentam os resultados de perdas magnéticas, bem como de espessura de chapa medida, para os Grupos de A a H, respectivamente.

Tabela 6.1: Resultados de perdas magnéticas para as amostras do Grupo A (M32, 0,35 mm espessura. $T_A=25^\circ\text{C/s}$, $T_R=12^\circ\text{C/s}$).

Código da Amostra	T_{max} ($^\circ\text{C}$)	tench (s)	Espessura medida (mm)	P15 (W/kg)
A1000-120	1000	120	0,375	2,48
A1020-120	1020		0,344	2,45
A1040-120	1040		0,326	2,42
A1060-120	1060		0,356	2,44
A1100-120	1100		0,355	2,63
A1000-60	1000	60	0,354	2,49
A1020-60	1020		0,349	2,44
A1040-60	1040		0,349	2,31
A1060-60	1060		0,353	2,43
A1100-60	1100		0,353	2,54

Tabela 6.2: Resultados de perdas magnéticas para as amostras do Grupo B (M32, 0,35 mm espessura. $T_{\text{max}}=1020^\circ\text{C}$, $t_{\text{total}}=80\text{s}$, $T_R=12^\circ\text{C/s}$).

Código da Amostra	T_A ($^\circ\text{C/s}$)	Espessura Medida (mm)	P15 (W/kg)
B25	25	0,341	2,40
B100	100	0,351	2,41
B200	200	0,346	2,39

B300	300	0,347	2,43
B400	400	0,343	2,34

Tabela 6.3: Resultados de perdas magnéticas para as amostras do Grupo C (M32, 0,35 mm espessura, TA=400°C/s, Tmax=1020°C, TR=12°C/s).

Código da Amostra	tench (s)	Espessura Medida (mm)	P15 (W/kg)
C40	40	0,348	2,51
C60	60	0,350	2,40
C80	80	0,346	2,32
C100	100	0,344	2,34
C120	120	0,355	2,31

Tabela 6.4: Resultados de perdas magnéticas para as amostras do Grupo D (M32, 0,35 mm espessura, TA=25°C/s, Tmax=1020°C, tench=60s).

Código da Amostra	TR (°C/s)	Espessura Medida (mm)	P15 (W/kg)
D1	1	0,340	2,43
D12	12	0,349	2,44
D25	25	0,348	2,34
D50	50	0,352	2,54
D75	75	0,346	2,62
D100	100	0,349	2,53
D150	150	0,348	2,56
D200	200	0,354	2,56
D250	250	0,349	2,51
D300	300	0,349	2,50
D350	350	0,350	2,51
D400	400	0,348	2,53
D450	450	0,347	2,50
D500	500	0,347	2,51

Tabela 6.5: Resultados de perdas magnéticas para as amostras do subgrupo D* (M32, 0,35 mm espessura, TA=25°C/s, Tmax=1020°C, tench=60s).

Código da Amostra	TR (°C/s)	Espessura Medida (mm)	P15 (W/kg)	P15 Média±SD
D*5(a)	5	0,351	2,21	2,19±0,038
D*5(b)		0,345	2,15	
D*5(c)		0,346	2,22	
D*10(a)	10	0,342	2,21	2,23±0,015
D*10(b)		0,345	2,22	
D*10(c)		0,346	2,24	
D*15(a)	15	0,348	2,23	2,22±0,013
D*15(b)		0,347	2,22	
D*15(c)		0,345	2,21	
D*15(d)		0,345	2,23	
D*20(a)	20	0,343	2,21	2,21±0,024
D*20(b)		0,347	2,18	
D*20(c)		0,349	2,23	

D*25(a)	25	0,347	2,32	2,33±0,02
D*25(b)		0,348	2,33	
D*25(c)		0,350	2,36	
D*30(a)	30	0,346	2,28	2,29±0,041
D*30(b)		0,350	2,34	
D*30(c)		0,348	2,26	
D*40(a)	40	0,346	2,33	2,29±0,046
D*40(b)		0,348	2,30	
D*40(c)		0,344	2,24	
D*50(a)	50	0,349	2,32	2,3±0,017
D*50(b)		0,343	2,31	
D*50(c)		0,342	2,29	
D*75(a)	75	0,347	2,26	2,26±0,048
D*75(b)		0,344	2,21	
D*75(c)		0,350	2,30	
D*100(a)	100	0,343	2,21	2,26±0,049
D*100(b)		0,344	2,30	
D*100(c)		0,343	2,28	
D*200(a)	200	0,344	2,29	2,3±0,026
D*200(b)		0,349	2,34	
D*200(c)		0,347	2,29	

Tabela 6.6: Resultados de perdas magnéticas para as amostras do Grupo E (M32, 0,35 mm espessura, TA=25°C/s, TR=15°C/s, tench=60s).

Código da Amostra	Tmax (°C)	Espessura Medida (mm)	P15 (W/kg)	P15 Média±SD
E1000(a)	1000	0,343	2,32	2,3±0,049
E1000(b)		0,341	2,24	
E1000(c)		0,348	2,33	
E1010(a)	1010	0,343	2,28	2,29±0,03
E1010(b)		0,348	2,32	
E1010(c)		0,344	2,26	
E1020(a)	1020	0,345	2,27	2,27±0,029
E1020(b)		0,348	2,24	
E1020(c)		0,348	2,30	
E1030(a)	1030	0,364	2,31	2,29±0,021
E1030(b)		0,364	2,28	
E1030(c)		0,365	2,28	
E1040(a)	1040	0,361	2,35	2,27±0,07
E1040(b)		0,359	2,21	
E1040(c)		0,365	2,26	
E1050(a)	1050	0,343	2,36	2,32±0,043
E1050(b)		0,345	2,27	
E1050(c)		0,342	2,33	
E1060(a)	1060	0,341	2,39	2,35±0,044
E1060(b)		0,344	2,30	
E1060(c)		0,345	2,36	

Tabela 6.7: Resultados de perdas magnéticas para as amostras do Grupo F (M32, 0,5 mm espessura, TA=25°C/s, TR=15°C/s, tench=60s).

Código da Amostra	Tmax (°C)	Espessura Medida (mm)	P15 (W/kg)	P15 Média±SD
F1000(a)	1000	0,477	2,73	2,67±0,052
F1000(b)		0,458	2,63	
F1000(c)		0,474	2,64	
F1010(a)	1010	0,477	2,57	2,62±0,051
F1010(b)		0,470	2,65	
F1010(c)		0,467	2,66	
F1020(a)	1020	0,471	2,67	2,67±0,024
F1020(b)		0,477	2,69	
F1020(c)		0,476	2,64	
F1030(a)	1030	0,477	2,67	2,63±0,031
F1030(b)		0,478	2,61	
F1030(c)		0,476	2,62	
F1040(a)	1040	0,474	2,56	2,62±0,06
F1040(b)		0,478	2,67	
F1040(c)		0,479	2,64	
F1050(a)	1050	0,478	2,63	2,61±0,02
F1050(b)		0,477	2,59	
F1050(c)		0,471	2,62	
F1060(a)	1060	0,477	2,57	2,6±0,031
F1060(b)		0,477	2,63	
F1060(c)		0,476	2,59	

Tabela 6.8: Resultados de perdas magnéticas para as amostras do Grupo G (M29, 0,5 mm espessura, TA=25°C/s, TR=15°C/s, tench=60s).

Código da Amostra	Tmax (°C)	Espessura Medida (mm)	P15 (W/kg)	P15 Média±SD
G960(a)	960	0,511	3,83	3,69±0,128
G960(b)		0,510	3,61	
G960(c)		0,506	3,61	
G980(a)	980	0,506	3,57	3,64±0,114
G980(b)		0,506	3,78	
G980(c)		0,510	3,58	
G1000(a)	1000	0,510	3,29	3,41±0,111
G1000(b)		0,510	3,42	
G1000(c)		0,510	3,52	
G1020(a)	1020	0,510	3,39	3,39±0,087
G1020(b)		0,513	3,48	
G1020(c)		0,509	3,31	
G1040(a)	1040	0,509	3,07	3,11±0,054
G1040(b)		0,511	3,10	
G1040(c)		0,511	3,17	
G1060(a)	1060	0,513	3,18	3,1±0,089
G1060(b)		0,509	3,11	

G1060(c)		0,505	3,01	
G1080(a)	1080	0,510	3,13	3,13±0,068
G1080(b)		0,505	3,07	
G1080(c)		0,513	3,20	
G1100(a)	1100	0,505	3,19	3,19±0,047
G1100(b)		0,511	3,14	
G1100(c)		0,514	3,24	

Tabela 6.9: Resultados de perdas magnéticas para as amostras do Grupo H (M31, 0,5 mm espessura, TA=25°C/s, TR=15°C/s, tench=60s).

Código da Amostra	Tmax (°C)	Espessura Medida (mm)	P15 (W/kg)	P15 Média±SD
H960(a)	960	0,465	3,02	2,95±0,094
H960(b)		0,468	2,84	
H960(c)		0,470	2,98	
H980(a)	980	0,467	2,71	2,81±0,092
H980(b)		0,467	2,90	
H980(c)		0,469	2,83	
H1000(a)	1000	0,463	2,65	2,64±0,018
H1000(b)		0,464	2,65	
H1000(c)		0,465	2,62	
H1020(a)	1020	0,464	2,61	2,66±0,046
H1020(b)		0,467	2,67	
H1020(c)		0,468	2,70	
H1040(a)	1040	0,468	2,67	2,65±0,029
H1040(b)		0,466	2,66	
H1040(c)		0,471	2,62	
H1060(a)	1060	0,472	2,65	2,57±0,068
H1060(b)		0,470	2,52	
H1060(c)		0,469	2,54	
H1080(a)	1080	0,469	2,75	2,69±0,078
H1080(b)		0,470	2,60	
H1080(c)		0,471	2,72	
H1100(a)	1100	0,469	2,73	2,73±0,05
H1100(b)		0,469	2,78	
H1100(c)		0,471	2,67	

6.3. Tamanho de Grão

As Tabelas 6.10 a 6.18 apresentam as micrografias, bem como os valores de tamanho de grão, dos Grupos de A a H, respectivamente.

Tabela 6.10: Micrografias, bem como os valores de tamanho de grão, das amostras do grupo A (M32, 0,35 mm espessura, TA=25°C/s, TR=12°C/s).

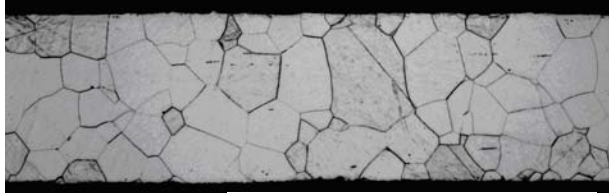
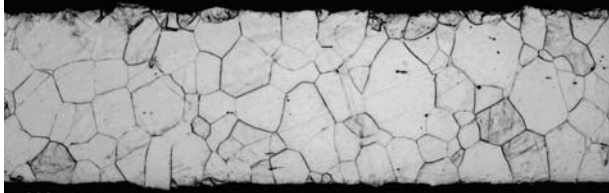
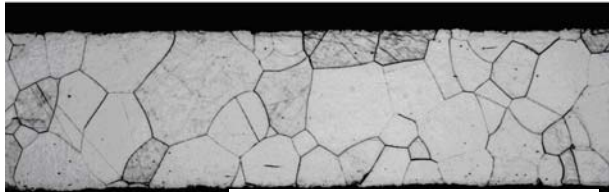
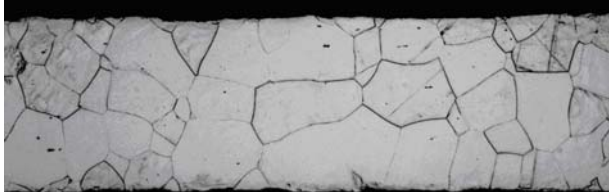
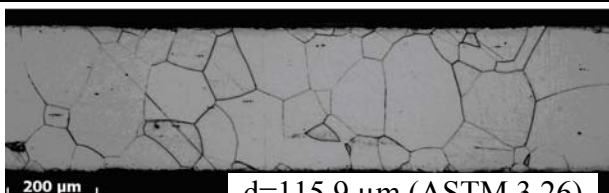
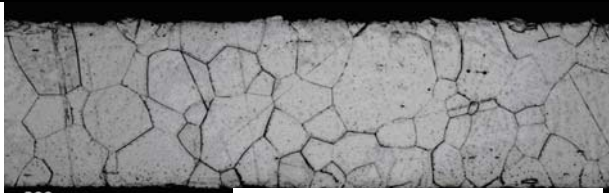
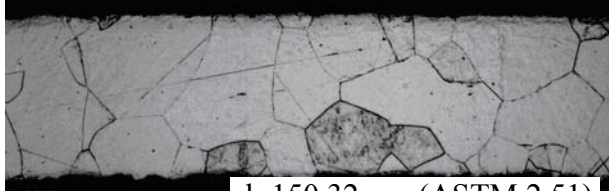
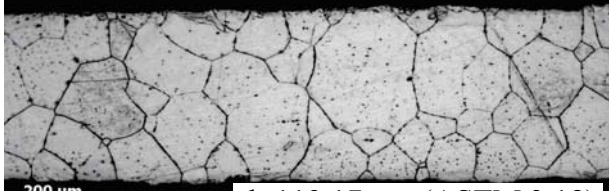
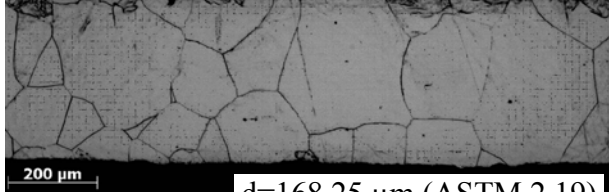
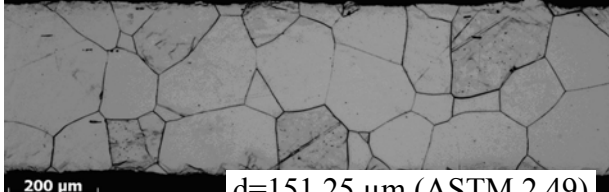
<p>A1000-120 ($T_{max}=1000^{\circ}\text{C}$, $t_{ench}=120s$)</p>  <p>200 μm</p> <p>d=91,57 μm (ASTM 3,94)</p>	<p>A1000-60 ($T_{max}=1000^{\circ}\text{C}$, $t_{ench}=60s$)</p>  <p>200 μm</p> <p>d=85,61 μm (ASTM 4,14)</p>
<p>A1020-120 ($T_{max}=1020^{\circ}\text{C}$, $t_{ench}=120s$)</p>  <p>200 μm</p> <p>d=108,76 μm (ASTM 3,44)</p>	<p>A1020-60 ($T_{max}=1020^{\circ}\text{C}$, $t_{ench}=60s$)</p>  <p>200 μm</p> <p>d=97,94 μm (ASTM 3,75)</p>
<p>A1040-120 ($T_{max}=1040^{\circ}\text{C}$, $t_{ench}=120s$)</p>  <p>200 μm</p> <p>d=115,9 μm (ASTM 3,26)</p>	<p>A1040-60 ($T_{max}=1040^{\circ}\text{C}$, $t_{ench}=60s$)</p>  <p>200 μm</p> <p>d=107,69 μm (ASTM 3,48)</p>
<p>A1060-120 ($T_{max}=1060^{\circ}\text{C}$, $t_{ench}=120s$)</p>  <p>200 μm</p> <p>d=150,32 μm (ASTM 2,51)</p>	<p>A1060-60 ($T_{max}=1060^{\circ}\text{C}$, $t_{ench}=60s$)</p>  <p>200 μm</p> <p>d=119,17 μm (ASTM 3,18)</p>
<p>A1100-120 ($T_{max}=1100^{\circ}\text{C}$, $t_{ench}=120s$)</p>  <p>200 μm</p> <p>d=168,25 μm (ASTM 2,19)</p>	<p>A1100-60 ($T_{max}=1100^{\circ}\text{C}$, $t_{ench}=60s$)</p>  <p>200 μm</p> <p>d=151,25 μm (ASTM 2,49)</p>

Tabela 6.11: Micrografias, bem como os valores de tamanho de grão, das amostras do grupo B (M32, 0,35 mm espessura, $T_{max}=1020^{\circ}C$, $t_{total}=80s$, $TR=12^{\circ}C/s$).

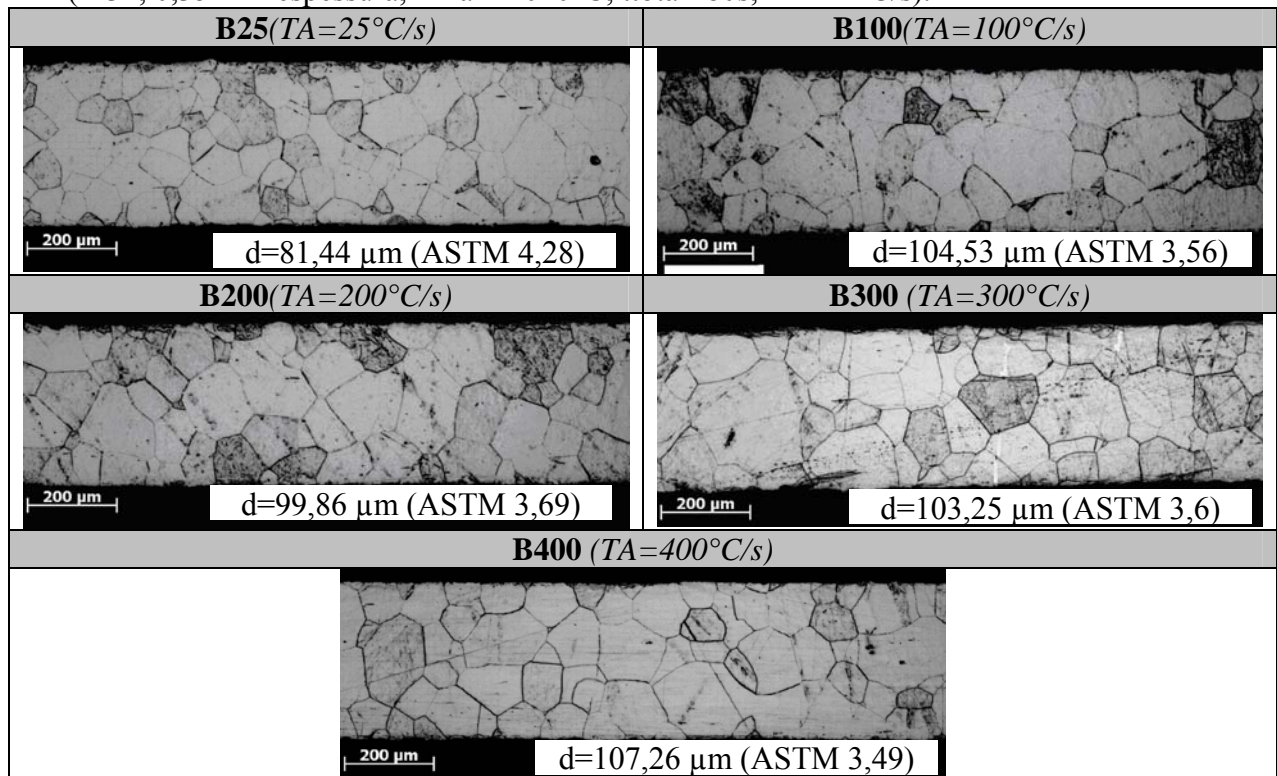


Tabela 6.12: Micrografias, bem como os valores de tamanho de grão, das amostras do grupo C (M32, 0,35 mm espessura, $TA=400^{\circ}C/s$, $T_{max}=1020^{\circ}C$, $TR=12^{\circ}C/s$).

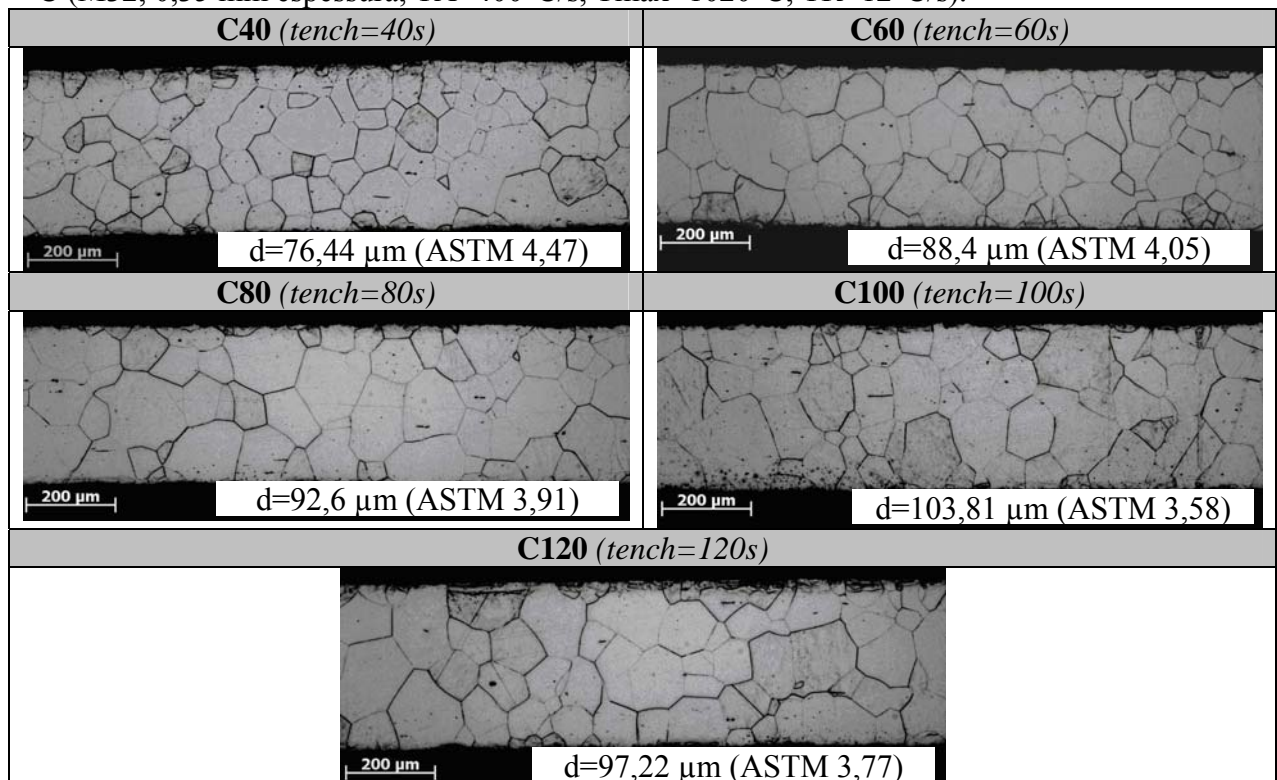
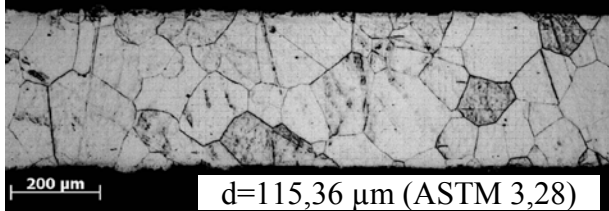
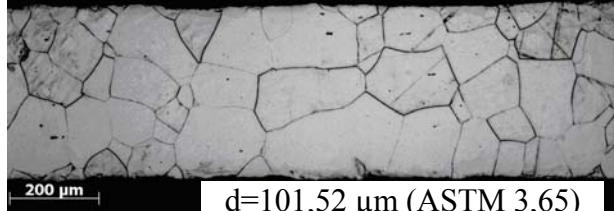
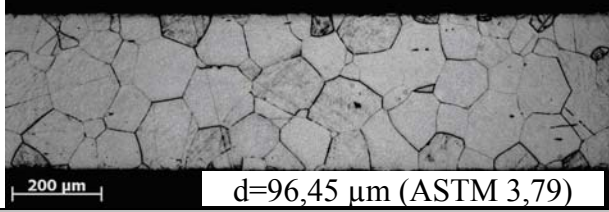
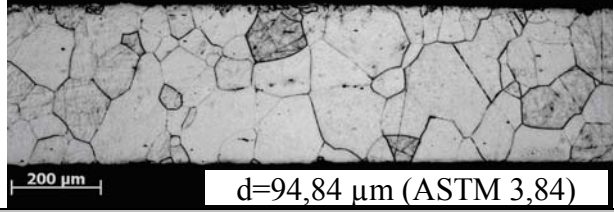
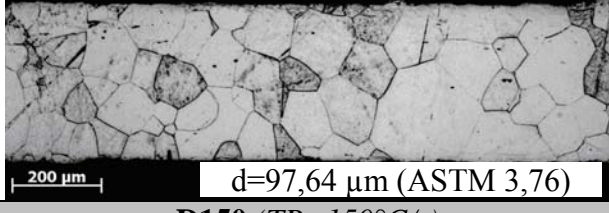
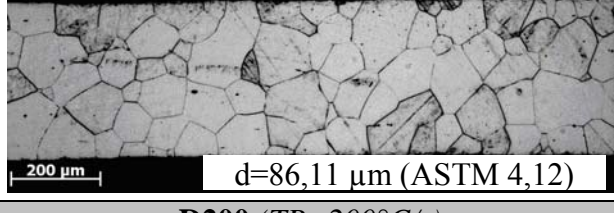
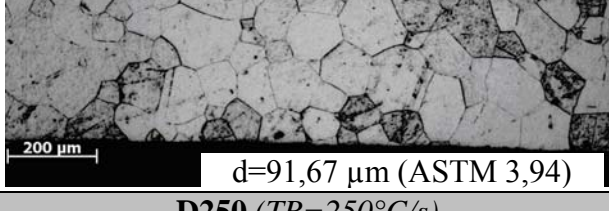

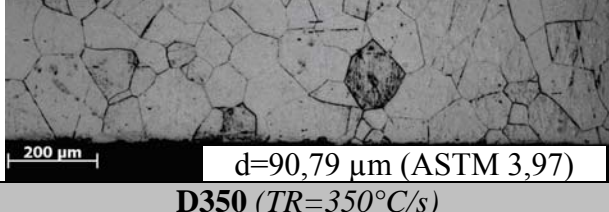
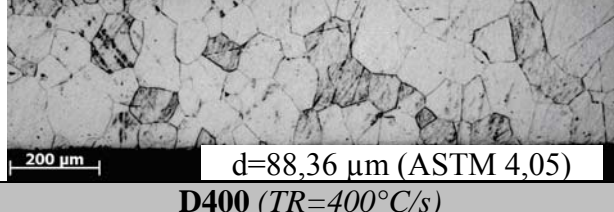
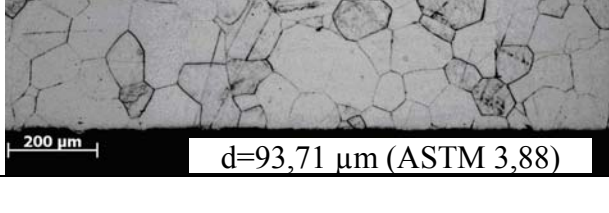
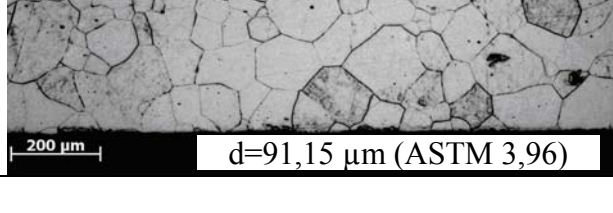


Tabela 6.13: Micrografias, bem como os valores de tamanho de grão, das amostras do grupo D (M32, 0,35 mm espessura, TA=25°C/s, Tmax=1020°C, tench=60s).

<p>D1 ($TR=1^{\circ}C/s$)</p>  <p>200 μm</p> <p>d=115,36 μm (ASTM 3,28)</p>	<p>D12 ($TR=12^{\circ}C/s$)</p>  <p>200 μm</p> <p>d=101,52 μm (ASTM 3,65)</p>
<p>D25 ($TR=25^{\circ}C/s$)</p>  <p>200 μm</p> <p>d=96,45 μm (ASTM 3,79)</p>	<p>D50 ($TR=50^{\circ}C/s$)</p>  <p>200 μm</p> <p>d=94,84 μm (ASTM 3,84)</p>
<p>D75 ($TR=75^{\circ}C/s$)</p>  <p>200 μm</p> <p>d=97,64 μm (ASTM 3,76)</p>	<p>D100 ($TR=100^{\circ}C/s$)</p>  <p>200 μm</p> <p>d=86,11 μm (ASTM 4,12)</p>
<p>D150 ($TR=150^{\circ}C/s$)</p>  <p>200 μm</p> <p>d=91,67 μm (ASTM 3,94)</p>	<p>D200 ($TR=200^{\circ}C/s$)</p>  <p>200 μm</p> <p>d=91,06 μm (ASTM 3,96)</p>
<p>D250 ($TR=250^{\circ}C/s$)</p>  <p>200 μm</p> <p>d=90,79 μm (ASTM 3,97)</p>	<p>D300 ($TR=300^{\circ}C/s$)</p>  <p>200 μm</p> <p>d=88,36 μm (ASTM 4,05)</p>
<p>D350 ($TR=350^{\circ}C/s$)</p>  <p>200 μm</p> <p>d=93,71 μm (ASTM 3,88)</p>	<p>D400 ($TR=400^{\circ}C/s$)</p>  <p>200 μm</p> <p>d=91,15 μm (ASTM 3,96)</p>

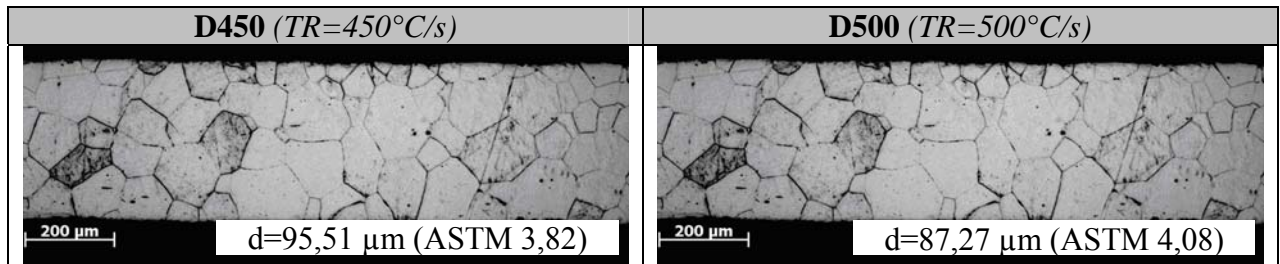
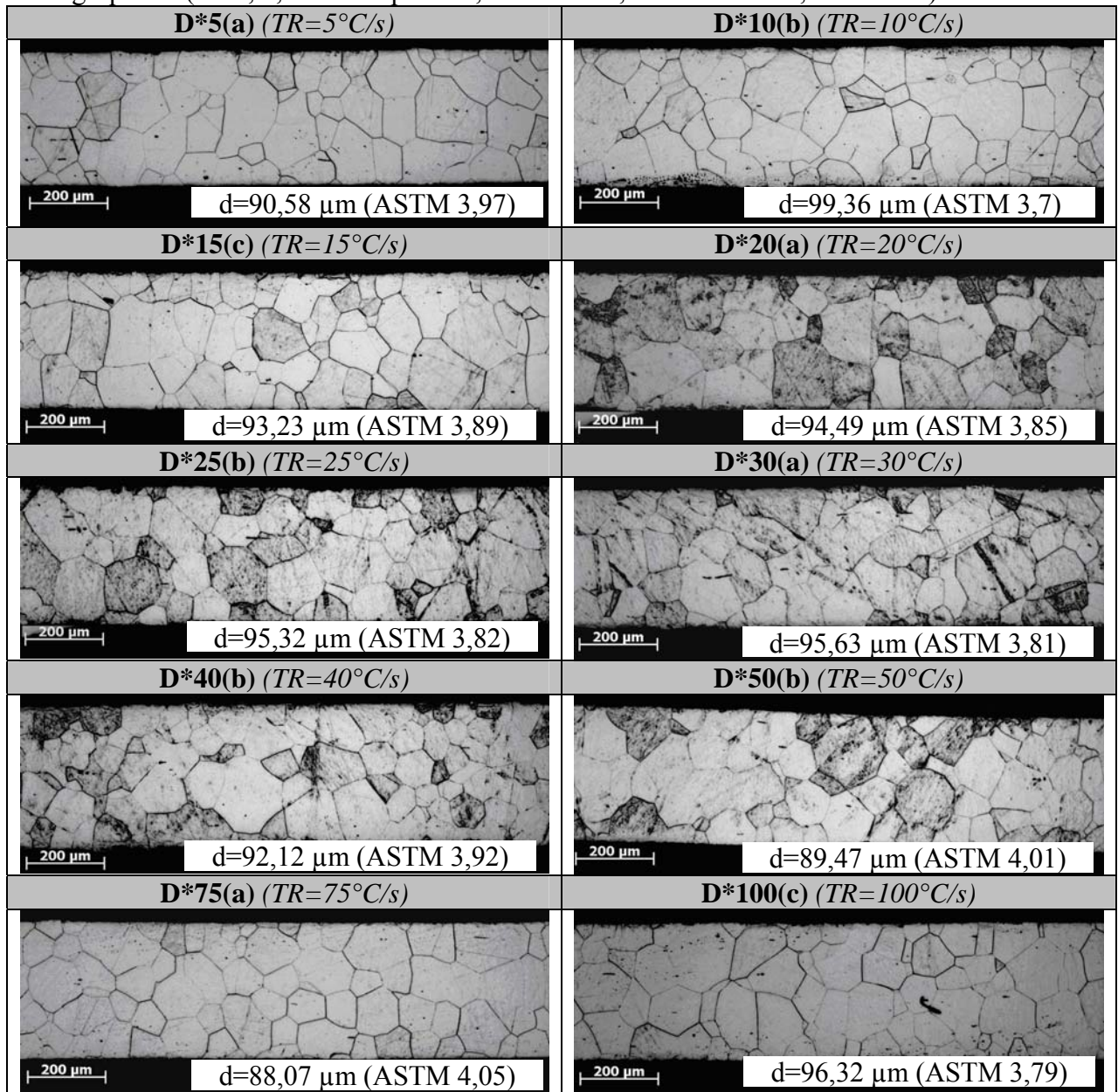


Tabela 6.14: Micrografias, bem como os valores de tamanho de grão, das amostras do subgrupo D* (M32, 0,35 mm espessura, $TA=25^{\circ}C/s$, $T_{max}=1020^{\circ}C$, $t_{ench}=60s$).



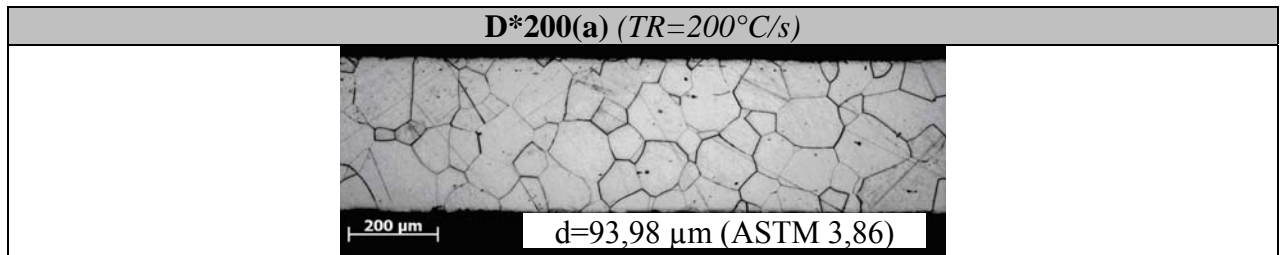


Tabela 6.15: Micrografias, bem como os valores de tamanho de grão, das amostras do grupo E (M32, 0,35 mm espessura, $TA=25^{\circ}C/s$, $TR=15^{\circ}C/s$, $t_{ench}=60s$).

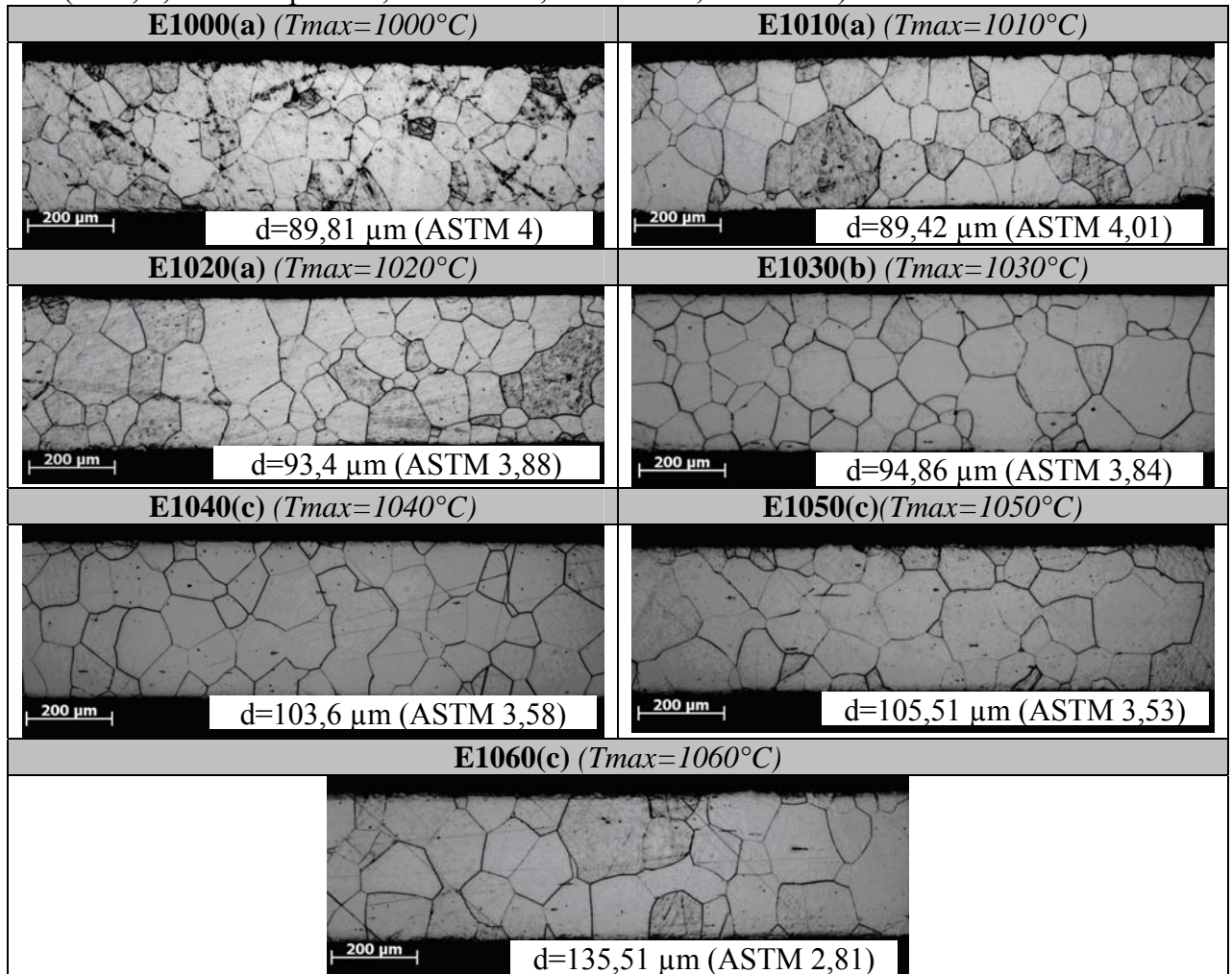
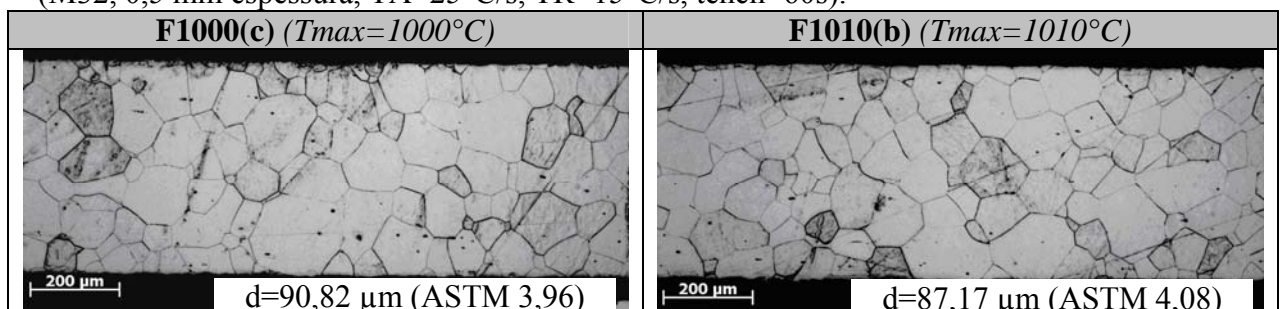


Tabela 6.16: Micrografias, bem como os valores de tamanho de grão, das amostras do grupo F (M32, 0,5 mm espessura, $TA=25^{\circ}C/s$, $TR=15^{\circ}C/s$, $t_{ench}=60s$).



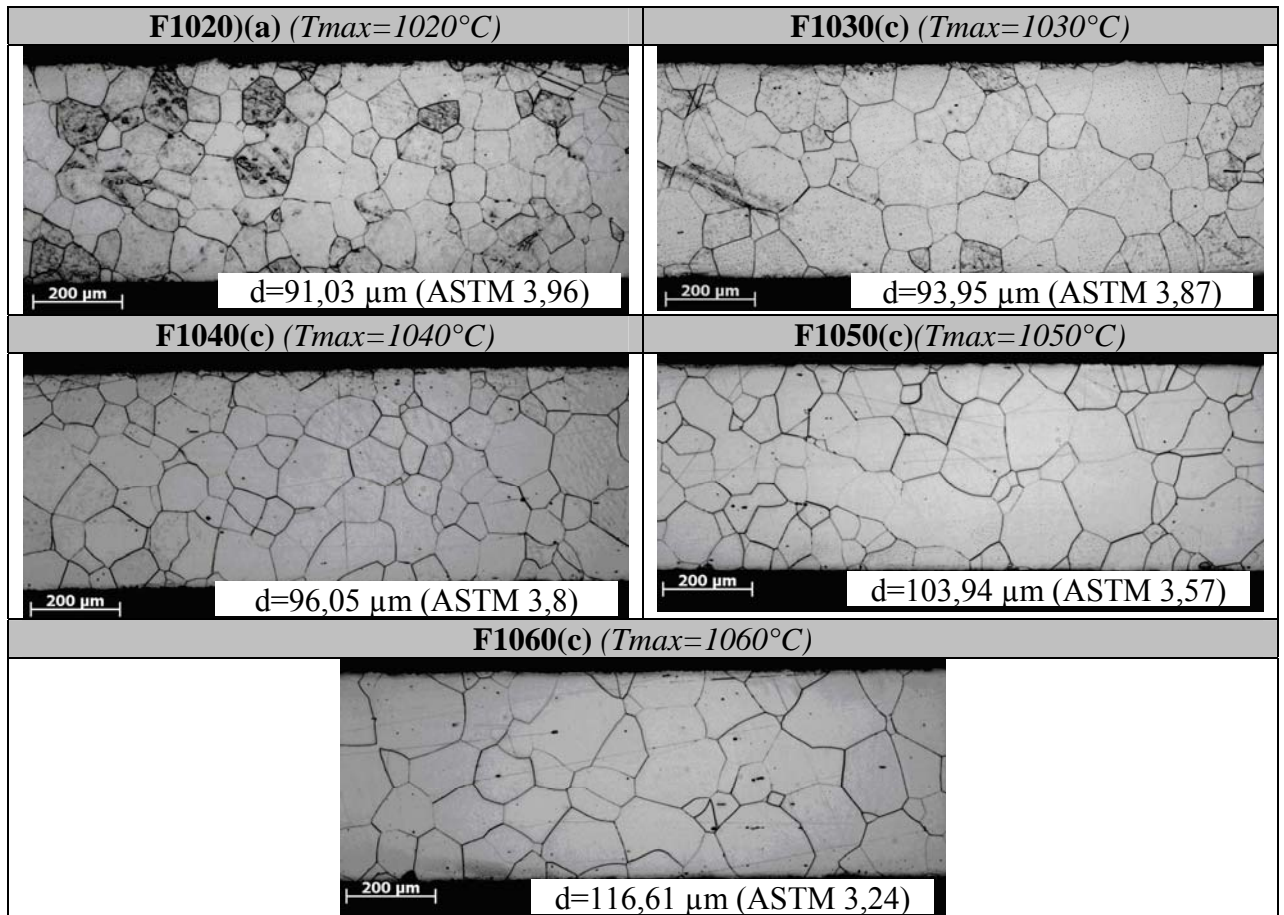
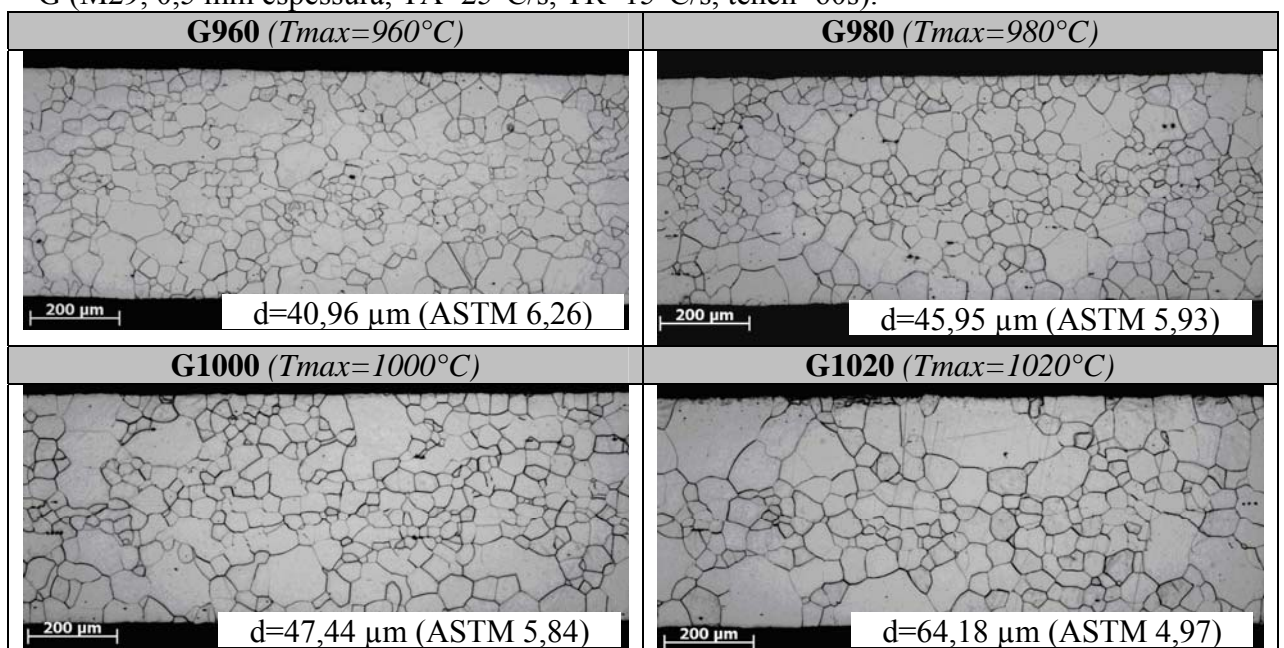


Tabela 6.17: Micrografias, bem como os valores de tamanho de grão, das amostras do grupo G (M29, 0,5 mm espessura, $T_A=25^{\circ}\text{C/s}$, $T_R=15^{\circ}\text{C/s}$, $t_{ench}=60\text{s}$).



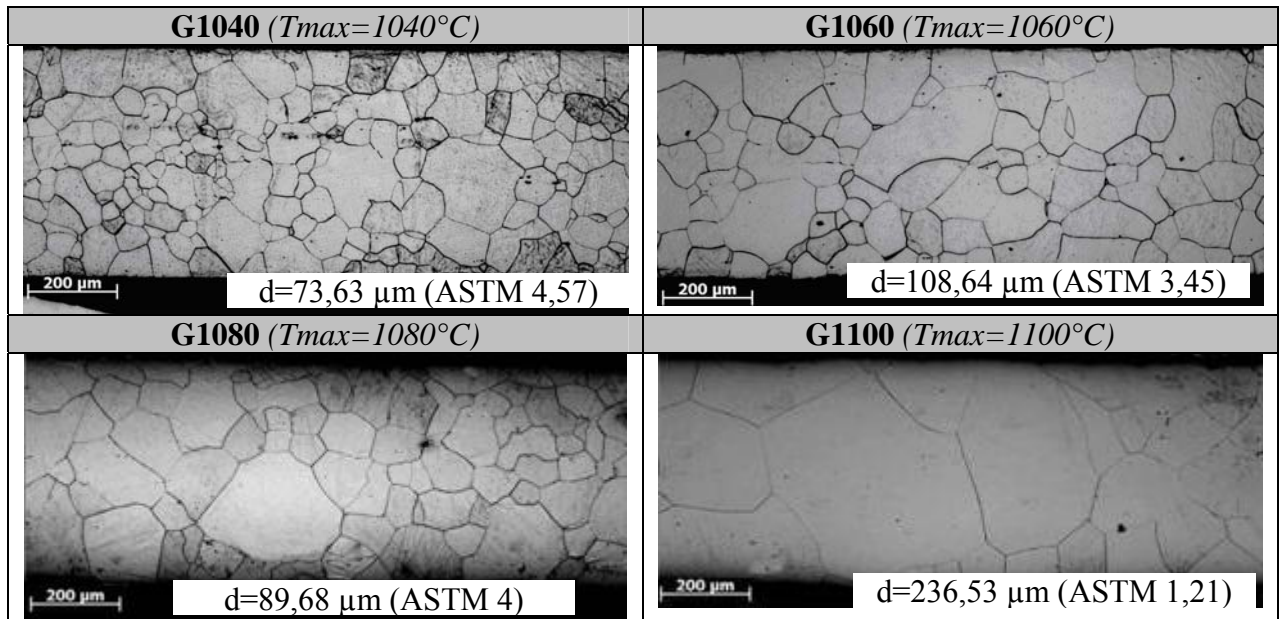
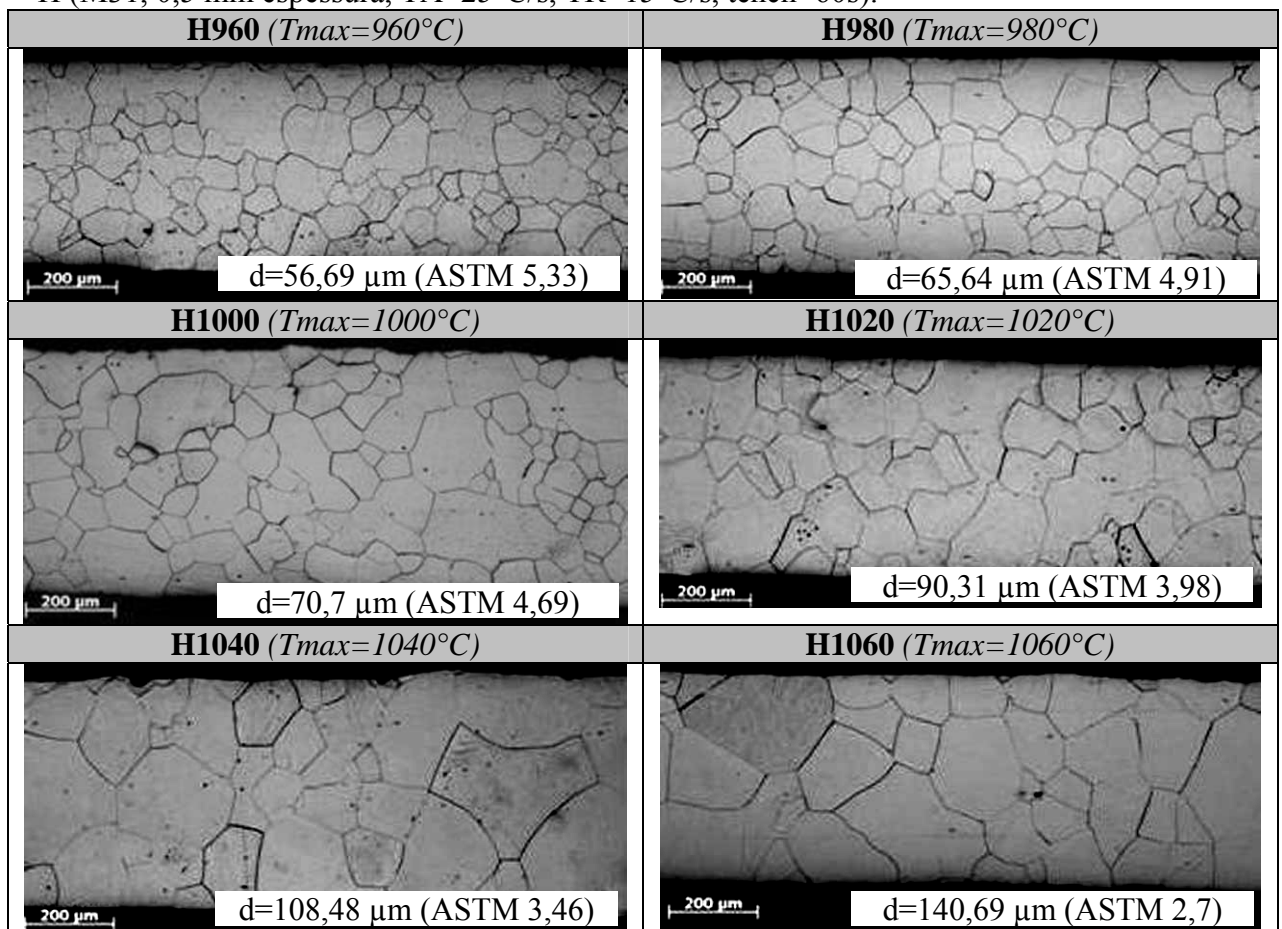
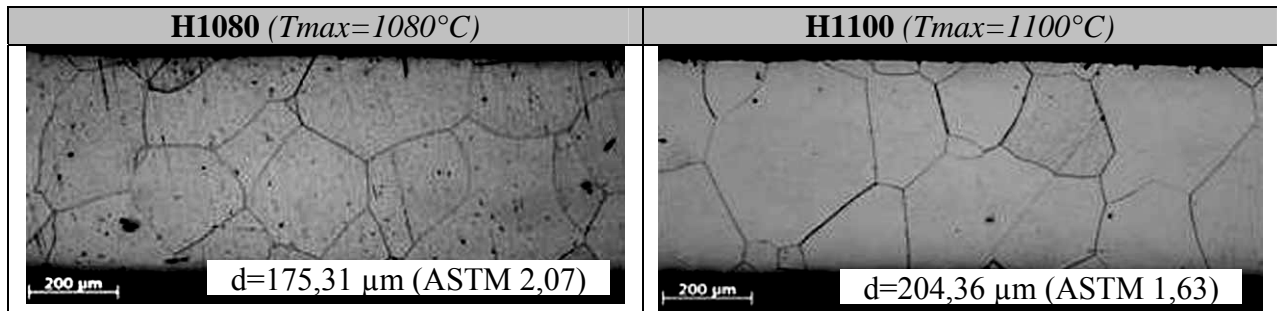


Tabela 6.18: Micrografias, bem como os valores de tamanho de grão, das amostras do grupo H (M31, 0,5 mm espessura, $T_A=25^{\circ}\text{C/s}$, $T_R=15^{\circ}\text{C/s}$, $t_{ench}=60\text{s}$).





6.4. Análise de Dados

Para a análise da significância da diferença entre os valores encontrados de P15 para distintas espessuras de chapa e porcentagens em peso de silício dos aços, a ferramenta ANOVA do software Excel foi utilizada. Os resultados estão representados nas Tabelas 6.19 e 6.20, para a análise de dados da espessura e da % Si, respectivamente. Caso o teste F encontrado seja maior que F tabelado, o parâmetro é significativo.

Tabela 6.19: Resultados ANOVA entre espessura e P15.

Fonte da variação	Soma dos Quadrados	GDL	Médias Quadradas	Teste F	valor-P	F tabelado
espessura	1,173342857	1	1,173342857	643,3472585	7,34613E-21	4,195971707
Tmax	0,004314286	6	0,000719048	0,394255875	0,876392502	2,445259395
Interações	0,02232381	6	0,003720635	2,040034813	0,093388843	2,445259395
Dentro	0,051066667	28	0,00182381			
Total	1,251047619	41				

Tabela 6.20: Resultados ANOVA entre % Si e P15.

Fonte da variação	Soma dos Quadrados	GDL	Médias Quadradas	Teste F	valor-P	F tabelado
% Si	3,075616667	2	1,537808333	398,5680346	3,88645E-19	3,402826105
Tmax	0,160608333	3	0,053536111	13,87544996	1,87644E-05	3,008786572
Interações	0,12685	6	0,021141667	5,479481641	0,001083331	2,508188824
Dentro	0,0926	24	0,003858333			
Total	3,455675	35				

6.5. Textura

As Tabelas 6.21 a 6.24 apresentam as ODFs das amostras selecionadas dos Grupos de A a D, respectivamente.

Tabela 6.21: ODFs das amostras do grupo A (M32, 0,35 mm espessura, TA=25°C/s, TR=12°C/s). Notação de Bunge.

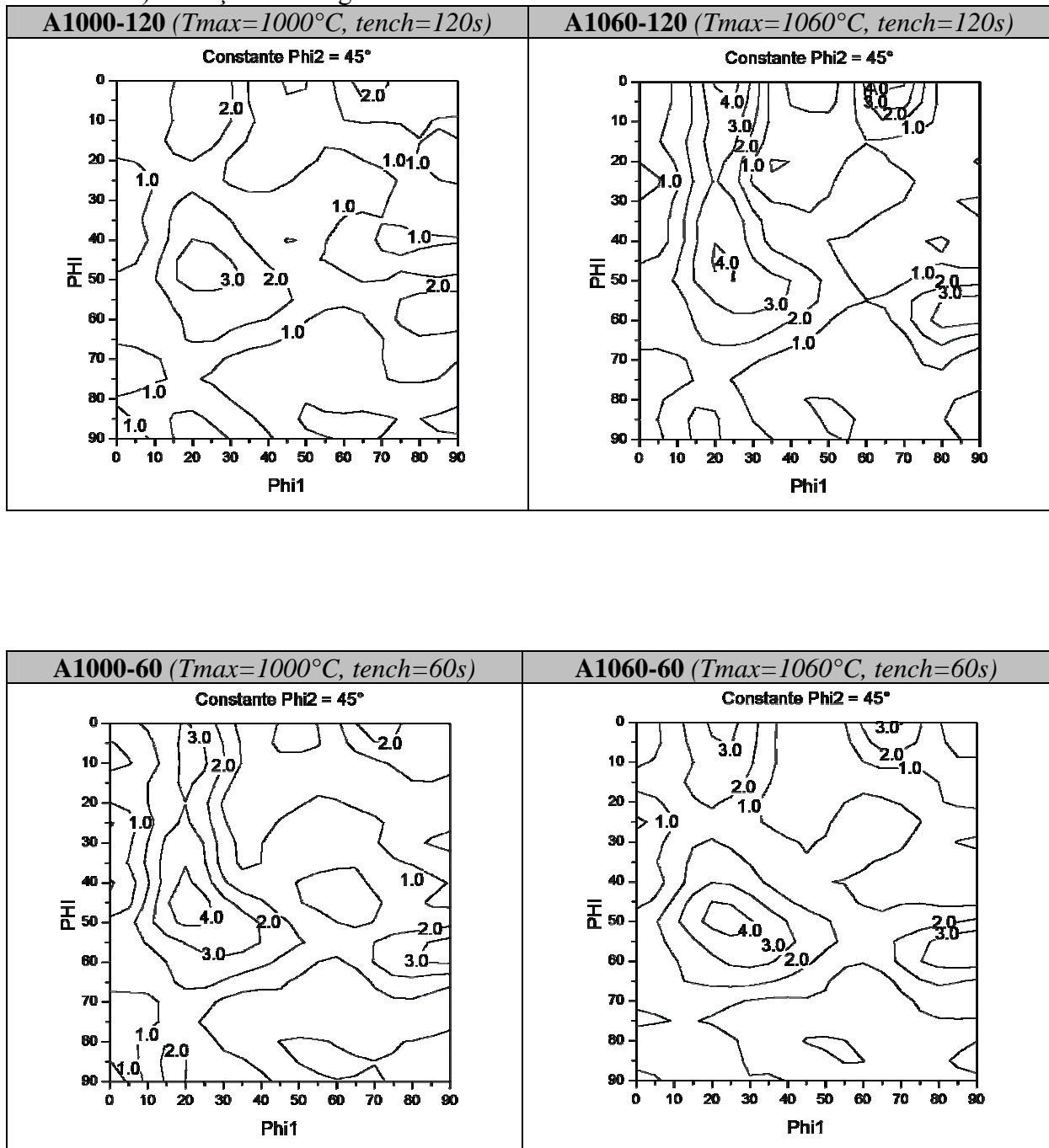


Tabela 6.22: ODFs das amostras do grupo B (M32, 0,35 mm espessura, $T_{max}=1020^{\circ}\text{C}$, $TR=12^{\circ}\text{C/s}$, $t_{total}=80\text{s}$). Notação de Bunge.

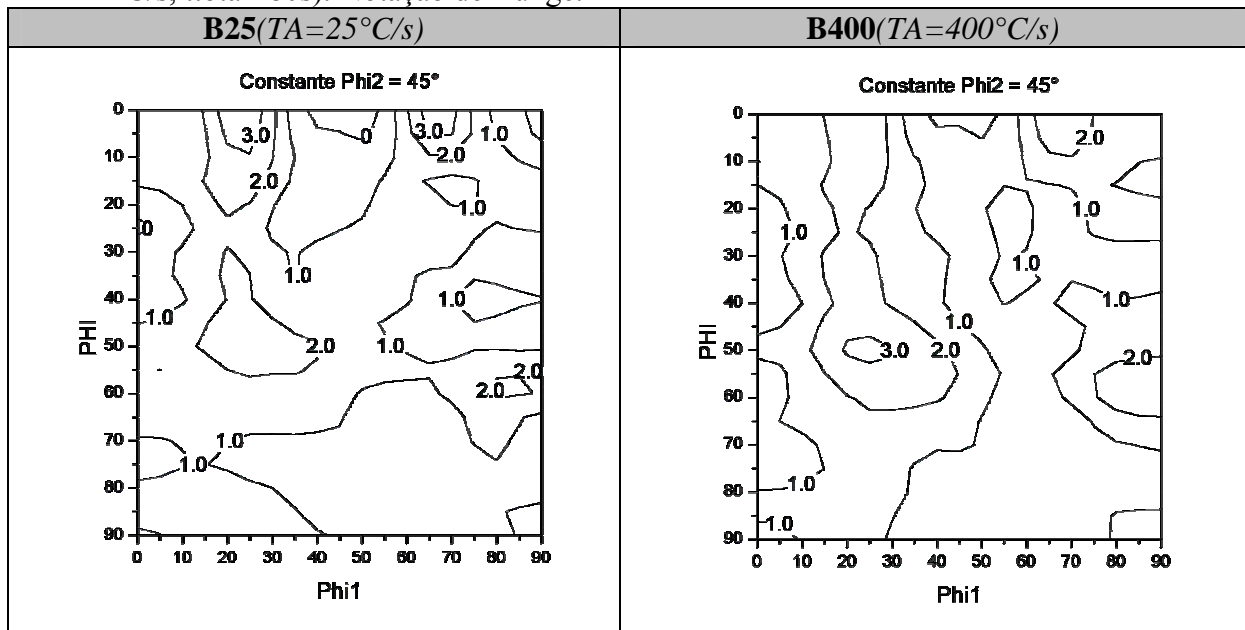


Tabela 6.23: ODFs das amostras do grupo C (M32, 0,35 mm espessura, $T_{max}=1020^{\circ}\text{C}$, $TA=400^{\circ}\text{C/s}$, $TR=12^{\circ}\text{C/s}$). Notação de Bunge.

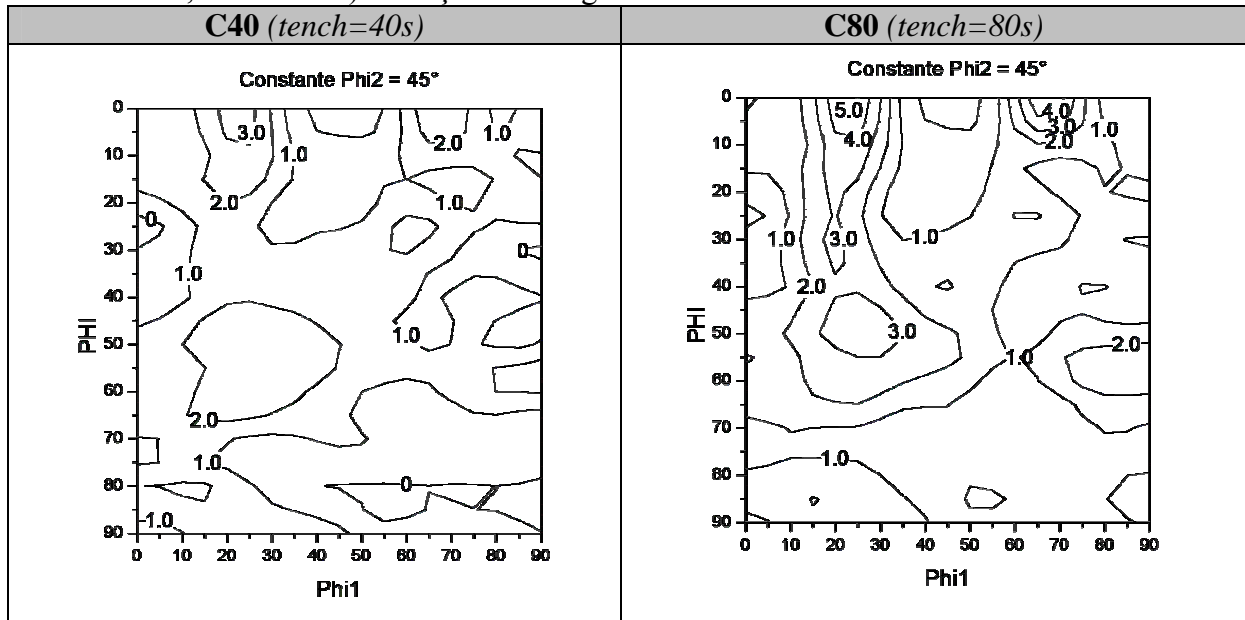


Tabela 6.24: ODFs das amostras do grupo D (M32, 0,35 mm espessura, $T_{max}=1020^{\circ}\text{C}$, $T_A=25^{\circ}\text{C/s}$, $t_{ench}=120\text{s}$). Notação de Bunge.

