

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS**  
**Escola de Engenharia**  
**Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas**

Sérgio Silveira de Vasconcellos Júnior

**ANÁLISE DO EFEITO DO GRAU DE REDUÇÃO SOBRE AS  
PROPRIEDADES MAGNÉTICAS E MECÂNICAS DO AÇO ELÉTRICO DE  
GRÃO NÃO ORIENTADO 3,3%Si**

Belo Horizonte

2023

Sérgio Silveira de Vasconcellos Júnior

**ANÁLISE DO EFEITO DO GRAU DE REDUÇÃO SOBRE AS  
PROPRIEDADES MAGNÉTICAS E MECÂNICAS DO AÇO ELÉTRICO DE  
GRÃO NÃO ORIENTADO 3,3%Si**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Área de Concentração: Metalurgia Física.

Orientador: Prof. Dr. Leandro de Arruda Santos

Coorientador: Prof. MSc. José Rogério de Oliveira Júnior

Belo Horizonte

2023

V331a

Vasconcellos Júnior, Sérgio Silveira de.

Análise do efeito do grau de redução sobre as propriedades magnéticas e mecânicas do aço elétrico de grão não orientado 3,3%Si [recurso eletrônico] / Sérgio Silveira de Vasconcellos Júnior. - 2023.

1 recurso online (105 f.: il., color.) : pdf.

Orientador: Leandro de Arruda Santos.

Coorientador: José Rogério de Oliveira Júnior.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Anexos: f. 100-105.

Inclui bibliografia.

Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia física - Teses. 3. Aço - Propriedades magnéticas - Teses. 4. Aço - Propriedades mecânicas - Teses. 5. Veículos elétricos- Teses. I. Santos, Leandro de Arruda. II. Oliveira Júnior, José Rogério de. III. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. IV. Título.

CDU: 669(043)



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS**  
**ESCOLA DE ENGENHARIA**  
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica,  
Materiais e de Minas da UFMG - Mestrado Profissional

**UFMG**

**ANÁLISE DO EFEITO DO GRAU DE REDUÇÃO SOBRE AS  
PROPRIEDADES MAGNÉTICAS E MECÂNICAS DO AÇO  
ELÉTRICO DE GRÃO NÃO ORIENTADO 3,3%Si**

**SÉRGIO SILVEIRA VASCONCELLOS JÚNIOR**

Dissertação de mestrado submetida à Comissão Examinadora designada pelo Colegiado do Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da UFMG – Mestrado Profissional da Universidade Federal de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Aprovada em 23 de março de 2023.

Por:

\_\_\_\_\_  
**Prof. Leandro de Arrada Santos (UFMG)**  
Orientador

\_\_\_\_\_  
**José Rogério de Oliveira Júnior (Aperam)**  
Coorientador

\_\_\_\_\_  
**Prof. Witor Wolf (UFMG)**

\_\_\_\_\_  
**Tarcisio Reis de Oliveira (Aperam)**

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço primeiramente a minha amada esposa Lidiane Soares Barros Vasconcellos por estar ao meu lado, me dando apoio, incentivando, motivando, pela paciência e por ser meu alicerce em todos os momentos durante a trajetória deste projeto.

A minha família, meus pais Lucrecia Marques e Sérgio Vasconcelos e meus irmãos Filipe Cesar, Larissa Duarte pelo incentivo e apoio. Em especial a minha irmã Thais Karen pelas dicas de escrita e correções da dissertação. E a Luna pelo companheirismo nos estudos.

Ao professor Dr. Leandro Arruda pela orientação, pelo tempo, paciência, ensinamentos, dicas assertivas e toda ajuda que forneceu.

Ao pesquisador coorientador e amigo MSc. José Rogério pela ajuda na escolha do tema, na condução do projeto e por todas as discussões técnicas.

Aos profissionais Marcio Ferreira, Fernando Brasil e Fernando Torres pela oportunidade, apoio e incentivo.

A toda equipe de controle de processo e metalurgia, em especial aos colegas, Paulo Mussi, Victor Torres, Daniel Eugênio, Diogo Castro e Pedro Paulo por cuidar das rotinas do trabalho e por todo apoio.

Ao pesquisador PhD. Tarcisio Reis de Oliveira por toda ajuda, por fazer parte da minha construção profissional e pela participação na banca.

Aos colegas Dirceni Amorim, Fabrício Alcântara, Paulo Cesar e Daniella Gomes pelas ideias, discussões técnicas, tempo, dicas assertivas e sugestões.

Aos colegas Caio Cesar, Rafael Fialho, Fabrício Cordeiro, Danilo Oliveira e pela ajuda e parceria.

Aos pesquisadores Sebastião Paolinelli e Marco Antonio, pela ajuda na definição do tema, planejamento experimental e por todo conhecimento fornecido.

A equipe do centro de pesquisa, Luciana, Michella, Beatriz, Débora, Paulo Jose, Marcos, Leandro, Ronie, Johnatan, Guilherme, Rodrigo, Kessia, Francisco, Claudio e Anderson pela ajuda na realização dos ensaios, pela paciência e por toda ajuda.

A equipe do laboratório integrado pela ajuda nos ensaios e preparação das amostras.

A empresa Aperam America do Sul S.A. pela oportunidade, por todos os recursos fornecidos e por permitir a realização deste projeto.

E a todos que de alguma forma contribuíram diretamente e indiretamente na realização deste trabalho.

## RESUMO

Neste trabalho avaliou-se o efeito do grau de redução a quente e a frio sobre as propriedades magnéticas e mecânicas do aço elétrico de grão não orientado (GNO) com 3,3%Si. Para isto, amostras de esboço de 28mm, foram submetidas em laboratório à laminação a quente de acabamento para espessuras de 2,5, 2,1, 1,5 e 1,2mm, recozidas, decapadas, laminadas a frio para espessuras de 0,50 e 0,25mm e novamente recozidas. Os recozimentos inicial e final foram realizados à temperatura fixa de 1000°C e 940°C, respectivamente. A determinação das propriedades magnéticas foi feita utilizando o método de chapa única em um medidor de propriedades magnéticas, as propriedades mecânicas através do ensaio de tração, a fração volumétrica das fibras  $\alpha$ ,  $\gamma$  e  $\eta$  por difração de raios-X, a microestrutura e o tamanho de grão através de microscopia óptica. Os resultados demonstraram que o comportamento do  $B_{50}$  e do limite de escoamento tendem a ser antagônicos com forte influencia da relação  $\eta/\gamma$  e do tamanho de grão nestes parâmetros. Por último, a redução a frio na qual se obtém o melhor balanço entre a perda magnética (1T/400Hz), a indução  $B_{50}$  e o limite de escoamento foi de 83,3% para 0,25mm e 66,7% para 0,50mm, em ambos os casos para a mesma espessura a quente de 1,50mm.

**Palavras-chave:** Aço Elétrico, Veículos Elétricos, GNO, Textura, Perda Magnética, Grau de Redução a Frio, Laminação a Quente.

## ABSTRACT

In this work, the effect of cold and hot reduction degrees on the magnetic and mechanical properties of Non-Grain Oriented electrical steel (NGO) with 3.3wt%Si was evaluated. For this purpose, 28mm rough samples were submitted in laboratory to finishing hot rolling for thicknesses of 2.5, 2.1, 1.5 and 1.2mm. After that, they were hot band annealed, pickled, cold rolled to thicknesses of 0.50 and 0.25mm and final annealed. Hot band and final annealing are done at a fixed temperature of 1000°C and 940°C, respectively. Magnetic properties were determined by using a single sheet tester, the mechanical properties by tensile test, the volumetric fraction of the fibers  $\alpha$ ,  $\gamma$  e  $\eta$  by X-ray diffraction, the microstructure and the grain size measurements by optical microscopy. The results demonstrated that the behavior of B50 and yield strength tended to be antagonistic with strong influence of the  $\eta/\gamma$  ratio and grain size on these parameters. Finally, the cold rolling reduction which obtains the best balance between magnetic properties (core loss at 1T/400Hz and B50) and mechanical properties (yield strength) is 83.3% for 0.25mm and 66.7% for 0.50mm, both cases for the same hot thickness of 1.50mm.

**Keywords:** Electrical Steel, Electric Vehicles, NGO, Texture, Core Loss, Cold Rolling Reduction, Hot Rolling.



## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 – Curva de magnetização em três direções distintas em um monocristal de ferro, $H$ = Intensidade campo magnético e $J$ = Campo magnético (CURRIE, 1994) ....	24
Figura 3.2 - Esquema de uma chapa exemplificando a componente de mais fácil magnetização com a face do cubo paralela à superfície da chapa (DA SILVA, 2007) .....	24
Figura 3.3 – Relação entre torque, energia e velocidade em motor elétrico para as faixas de funcionamento dos veículos (Adaptado de WANG, 2018) .....	26
Figura 3.4 - Ciclo de histerese para materiais magnéticos. (BOHN, 2004) .....	29
Figura 3.5 - Curva de indução mostrando a separação das regiões de baixa e alta indução (BOHN, 2004) .....	30
Figura 3.6 - Perda magnética de diversos tipos de aços elétricos e a contribuição de cada parcela de perda na perda magnética total, ( $P_a$ ) perda anômala, ( $P_h$ ) perda por histerese e ( $P_p$ ) perda corrente parasita (LANDGRAF, 1999) .....	31
Figura 3.7 – Relação entre a perda magnética (W/kg) com a indução magnética (T) e a frequência (Hz), para um aço GNO 2%Si (Adaptado de PEREIRA ET AL, 2010) .....	31
Figura 3.8 - Aumento da energia dissipada (J/m <sup>3</sup> ) em função da indução magnética (T) (LANDGRAF, 1999) .....	32
Figura 3.9 - Comparação da curva de histerese com a mudança da frequência de teste (MEURER, 2005) .....	32
Figura 3.10 – (a) Quadro Epstein para medição propriedades magnéticas (b) esquema da sobreposição das lâminas montagem quadro (Adaptado de SILVA JR, 2007) .....	33
Figura 3.11 – Equipamento para medição de propriedades magnéticas por chapa única (SILVA JR, 2007) .....	34
Figura 3.12 – Representação Ângulos de Euler ( $\phi_1$ , $\Phi$ , $\phi_2$ ), conforme notação Bunge, a relação com eixos do cristal e as direções DL, DT e DN (Adaptado de DAFE, 2010)..	35
Figura 3.13 – Localização das principais orientações para a seção $\phi_2=45^\circ$ (Adaptado de LI et al, 2021) .....	36
Figura 3.14 – Curva Tensão x Deformação (Adaptado de LOVATO NETO, 2006).....	38
Figura 3.15 – Amostra para ensaio de tração ASTM <sup>[40]</sup> .....	39
Figura 3.16 – Variação das propriedades mecânicas em função da deformação a frio (Adaptado de DIETER, 1999).....	40
Figura 3.17 – Influencia do tamanho de grão aço 2%Si, sobre as perda total ( $P_t$ ); perda histerética ( $P_h$ ); Perda corrente parasita ( $P_e$ ); Perda anômala ( $P_a$ ) (Adaptado de LANDGRAF, 1999).....	41

Figura 3.18 – Influencia do tamanho de grão na perda magnética em aços elétricos com vários teores de silício (Adaptado de SHIKAMANA ET AL, 1982).....	41
Figura 3.19 - Tamanho de grão ótimo em função da frequência de teste e do teor de silício para um aço GNO com espessura de 0,23mm (OLIVEIRA JR, 2018 Apud PAOLINELLI, 2015).....	42
Figura 3.20 – Influência percentual em massa dos elementos químicos em solução sólida no limite de escoamento (OLIVEIRA JR, 2018 Apud KRAUSS, 2005) .....	43
Figura 3.21 – Influência do teor de silício no $B_{50}$ comparando um aço de espessura 0,5mm com 2,0% e 3,3% Si (OLIVEIRA JR, 2018 apud PAOLINELLI, 2015).....	44
Figura 3.22 – Influência do teor de silício na perda magnética, à esquerda para frequência de 50Hz e à direita para 350Hz (Adaptado de SHIKAMANA ET AL, 1982)	44
Figura 3.23 - Comparação das parcelas de perda magnética, com frequência de 50Hz (à esquerda) e 1000Hz (à direita) alterando %Mn, (Pa) perda anômala, (Ph) perda por histerese e (Pe) perda por corrente parasita. (Adaptado de SCHULTE et al, 2018) ....	45
Figura 3.24 – Aumento da perda magnética (%) em função do teor de carbono, tratamento 210°C por 24h (OLIVEIRA JR, 2014 apud MARRA) .....	46
Figura 3.25 – Evolução do tamanho de grão para diferentes espessura e temperaturas de laminação a quente para um aço com 3,0 % de Si (DAFÉ, 2010) .....	48
Figura 3.26 – Micrografia de um aço GNO com 2,0%Si após laminação a quente em um laminador tipo Steckel para espessura 2,3mm e temperatura de 1120°C (PAOLINELLI, 2008) .....	49
Figura 3.27 – Evolução da perda magnética e da indução $B_{50}$ para diferentes temperaturas de laminação a quente em um aço com 3,0%Si (DAFÉ, 2010) .....	50
Figura 3.28 – Evolução da perda magnética e da indução $B_{50}$ para diferentes temperaturas de laminação a quente em um aço com 2,0%Si, com recozimento inicial a 1030°C (PAOLINELLI, 2008).....	51
Figura 3.29 – Evolução da perda magnética e da indução $B_{50}$ para diferentes temperaturas de laminação a quente em um aço com 2,0%Si, sem recozimento inicial (PAOLINELLI, 2008) .....	51
Figura 3.30 – Fração volumétrica das fibras para diferentes temperaturas de laminação a quente em um aço com 2,0%Si condições com (CR1) e sem (SR1) recozimento inicial (PAOLINELLI, 2008).....	52
Figura 3.31 – Evolução da perda magnética ( $P_{15/60}$ ) e a indução $B_{50}$ com a variação da temperatura de recozimento final em um aço GNO com 2%Si (PAOLINELLI, 2008)...	53

Figura 3.32 – Fração volumétrica das fibras para diferentes temperaturas de recozimento final aço com 2%Si (PAOLINELLI, 2008) .....	54
Figura 3.33 – Distribuição das parcelas de perda magnética com variação da temperatura de recozimento final para duas espessuras de laminação, aço GNO 3,3%Si (OLIVEIRA JR ET AL, 2022) .....	54
Figura 3.34 – Fração volumétrica das fibras $\eta$ , $\alpha$ e $\gamma$ após redução a frio e avaliando a influência da temperatura de laminação a quente (Adaptado de DAFÉ, 2010).....	56
Figura 3.35 - Efeito da redução a frio na indução magnética (%) para diferentes espessuras (Adaptado de SEIL, 2019).....	56
Figura 3.36 - Indução magnética e perda magnética em função do grau de redução a frio para diversas temperaturas de laminação a quente (Adaptado de DAFÉ, 2010)...	57
Figura 3.37 - Efeito da redução a frio no tamanho de grão final (DAFÉ, 2010).....	58
Figura 4.1 – Fluxo de produção da laminação a quente da Aperam .....	59
Figura 4.2 - Esquema de corte do esboço à esquerda e amostra após o corte à direita .....	60
Figura 4.3 – Esquema dos processos termomecânicos em estudo .....	61
Figura 4.4 – Fluxograma da amostragem após as etapas de processamento .....	61
Figura 4.5 – Monitoramento da temperatura da amostra antes da laminação à quente após o enformamento entre passes .....	63
Figura 4.6 – Esquema das etapas realizadas durante a simulação da laminação à quente no laboratório .....	64
Figura 4.7 – Plano de corte (à esquerda) e plano medição da espessura (à direita) ...	64
Figura 4.8 – Curva de aquecimento, encharque e resfriamento para diferentes espessuras para o recozimento inicial.....	65
Figura 4.9 – Amostra após laminação a frio, espessura final e largura 100mm .....	66
Figura 4.10 – Forno contínuo, medidor de ponto de orvalho e monitoramento contínuo da tração de processamento, durante o processamento das amostras .....	67
Figura 5.1 - Micrografia amostra de esboço aumento de 25x .....	70
Figura 5.2 - Análise de camada das superfícies superior e inferior das amostras após laminação a quente, com as medições de espessura da camada de carepa para as diferentes espessuras, ampliação de 500x, sendo: (a) 2,5mm; (b) 2,1mm; (c) 1,5mm; (d) 1,2mm.....	71
Figura 5.3 – Micrografia amostras laminadas a quente para diferentes espessuras, ampliação de 25x, sendo: (a) 2,5mm; (b) 2,1mm; (c) 1,5mm; (d) 1,2mm.....	72
Figura 5.4 – Micrografia das amostras (b) e (d) com ampliação de 500x.....	72

Figura 5.5 – Limite de resistência e limite de escoamento em função do grau redução a quente .....	73
Figura 5.6 – Relação entre as frações volumétricas das fibras $\alpha$ , $\eta$ e $\gamma$ na superfície da amostra com o grau de redução a quente .....	75
Figura 5.7 – Relação entre as frações volumétricas das fibras $\alpha$ , $\eta$ e $\gamma$ no centro da amostra com o grau de redução a quente .....	75
Figura 5.8 – ODF's com $\phi_2$ $0^\circ$ e $45^\circ$ para as diferentes espessuras laminadas a quente na superfície da amostra. Sendo: (a) 2,5mm; (b) 2,1mm; (c) 1,5mm; (d) 1,2mm .....	76
Figura 5.9 – ODF's com $\phi_2$ $0^\circ$ e $45^\circ$ para as diferentes espessuras laminadas a quente no centro da amostra. Sendo: (a) 2,5mm; (b) 2,1mm; (c) 1,5mm; (d) 1,2mm .....	76
Figura 5.10 – Análise de camada das superfícies superior e inferior das amostras após recozimento inicial e decapagem para cada espessura, ampliação de 500x, sendo: (a) 2,5mm; (b) 2,1mm; (c) 1,5mm; (d) 1,2mm .....	77
Figura 5.11 – Micrografia das amostras após recozimento inicial para cada espessura, ampliação de 25x, sendo: (a) 2,5mm; (b) 2,1mm; (c) 1,5mm; (d) 1,2mm .....	78
Figura 5.12 – Limite de resistência, escoamento e tamanho de grão em função do grau de redução a quente após recozimento inicial .....	78
Figura 5.13 – Relação entre as frações volumétricas das fibras $\alpha$ , $\eta$ e $\gamma$ na superfície da amostra com o grau de redução a quente após recozimento inicial .....	79
Figura 5.14 – Relação entre as frações volumétricas das fibras $\alpha$ , $\eta$ e $\gamma$ no centro da amostra com o grau de redução a quente após recozimento inicial .....	80
Figura 5.15 – ODF's com $\phi_2$ $0^\circ$ e $45^\circ$ para as diferentes espessuras após recozimento inicial na superfície da amostra. Sendo: (a) 2,5mm; (b) 2,1mm; (c) 1,5mm; (d) 1,2mm .....	81
Figura 5.16 – ODF's com $\phi_2$ $0^\circ$ e $45^\circ$ para as diferentes espessuras após recozimento inicial no centro da amostra. Sendo: (a) 2,5mm; (b) 2,1mm; (c) 1,5mm; (d) 1,2mm .....	81
Figura 5.17 – Micrografia das amostras após recozimento final, ampliação de 50x, sendo: (a) 1,2 para 0,25mm; (b) 1,5 para 0,25mm; (c) 2,1 para 0,25mm; (d) 2,5 para 0,25mm .....	82
Figura 5.18 – Limite de resistência, limite de escoamento e tamanho de grão em função do grau de redução a frio após recozimento final .....	83
Figura 5.19 – Relação entre as frações volumétricas das fibras $\alpha$ , $\eta$ e $\gamma$ e do tamanho de grão final com o grau de redução a frio após recozimento final .....	83

Figura 5.20 – ODF's com $\phi_2$ 0° e 45° para as diferentes espessuras após recozimento final na superfície da amostra. Sendo: (a) 1,2 para 0,25mm; (b) 1,5 para 0,25mm; (c) 2,1 para 0,25mm; (d) 2,5 para 0,25mm .....	84
Figura 5.21 – Relação entre a perda magnética 1T/400Hz, a indução magnética $B_{50}$ e as frações volumétricas de $\eta/\gamma \times 10$ com o grau de redução a frio após recozimento final .....	85
Figura 5.22 – Relação entre o limite de escoamento e a indução magnética $B_{50}$ com o grau de redução a frio após recozimento final .....	85
Figura 5.23 – Relação entre o limite de escoamento, perda magnética 1T/400Hz e a indução magnética $B_{50}/100$ com o grau de redução a frio .....	86
Figura 5.24 - Micrografia das amostras após recozimento final, ampliação de 50x, sendo: (a) 1,2 para 0,5mm; (b) 1,5 para 0,5mm; (c) 2,1 para 0,5mm; (d) 2,5 para 0,5mm .....	87
Figura 5.25 – Limite de resistência, escoamento e tamanho de grão em função do grau de redução a frio após recozimento final .....	88
Figura 5.26 – Relação entre as frações volumétricas das fibras $\alpha$ , $\eta$ e $\gamma$ com o grau de redução a frio após recozimento final .....	88
Figura 5.27 – ODF's com $\phi_2$ 0° e 45° para as diferentes espessuras após recozimento final na superfície da amostra. Sendo: (a) 1,2 para 0,50mm; (b) 1,5 para 0,50mm; (c) 2,1 para 0,50mm; (d) 2,5 para 0,50mm .....	89
Figura 5.28 – Relação entre perda magnética 1T/400Hz, indução magnética $B_{50}$ e as frações volumétricas de $\eta/\gamma \times 10$ com o grau de redução a frio após recozimento final	90
Figura 5.29 – Relação entre o limite de escoamento e a indução magnética $B_{50}$ com o grau de redução a frio após recozimento final .....	90
Figura 5.30 – Relação entre perda magnética 1T/400Hz, indução magnética $B_{50}$ e o limite de escoamento com o grau de redução a frio após recozimento final .....	91
Figura 5.31 – Relação entre as frações volumétricas das fibras com o grau de redução a frio após recozimento final espessuras de 0,50mm e 0,25mm .....	92
Figura 5.32 – Relação entre limite de escoamento e a indução magnética $B_{50}$ com o grau de redução a frio após recozimento final espessuras de 0,50mm e 0,25mm .....	92
Figura 5.33 – Relação entre perda magnética e o tamanho de grão final com o grau de redução a frio após recozimento final espessuras de 0,50mm e 0,25mm .....	93

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Notação das principais fibras de interesse para o aço elétrico, componente e ângulos de Bunge (Adaptado de HUMPHREYS, 2004 e VIANA, 2002) .....	36
Tabela 4.1 – Composição Química (% em peso) do Aço em estudo .....	59
Tabela 4.2 – Detalhamento das principais variáveis para todas as condições testadas .....	60
Tabela 4.3 – Plano de passe laminação a quente .....	63
Tabela 4.4 – Redução a frio para as espessuras de 0,25mm e 0,50mm .....	66

## LISTA DE QUADROS

Quadro 3.1 – Propriedade magnética e mecânica norma DIN EN10303:2016-02 e valores de qualidade assegurada da Aperam South America <sup>[11-33]</sup> .....	26
Quadro 4.1 – Técnicas e tipos de análises a serem realizadas por amostra .....	62

## LISTA DE NOTAÇÕES

EV:	Veículos elétricos
HEV:	Veículos elétricos híbridos
FCV:	Veículos com célula de combustível
CO <sub>2</sub> :	Dióxido de carbono
GNO:	Aço elétrico de grão não orientado
GO:	Aço elétrico de grão orientado
BQ:	Espessura de bobina laminada a quente
$\eta$ :	Fibra Eta
$\gamma$ :	Fibra Gamma
$\alpha$ :	Fibra Alfa
G:	Componente Goss
$\theta$ :	Fibra Theta
<uvw>:	Índices de Miller para direções cristalográficas
{khl}:	Índices de Miller para plano cristalográfico
DT:	Direção transversal à chapa
DN:	Direção normal ao plano ou face da chapa
DL:	Direção de laminação
H:	Campo magnético
B:	Indução magnética
$\mu$ :	Permeabilidade magnética
Pt:	Perda magnética
Pp:	Perda magnética por corrente parasita
Ph:	Perda por histerese
Pa:	Perda anômala
$e$ :	Espessura de lâmina
$f$ :	Frequência
$\rho$ :	Resistividade
$d$ :	Densidade
K:	Constante para cálculo da perda por histerese
Mr:	Valor de magnetização de remanência
Hc:	Campo coercitivo
T:	Tesla
Hz:	Hertz



B <sub>50</sub> :	Indução magnética a um campo de intensidade 5000A/m
μm:	Micrômetro
DRX:	Difratômetro de raios-X
ODF:	Orientation Distribution Function
SST:	Single Sheet Tester
f(g):	Função que descreve as ODF's
dV(g):	Volume de uma específica orientação dg em torno de g
g:	Orientação cristalina
V:	Volume total de interesse
Z:	Parâmetro de Zener-Hollomon
Q:	Energia de ativação
E:	Taxa de deformação
R:	Constante universal dos gases
σ <sub>0</sub> :	Tensão de escoamento
σ <sub>1</sub> :	Tensão de atrito que se opõe ao movimento das discordâncias
K':	Extensão do empilhamento das discordâncias
D:	Diâmetro do grão
Fe:	Elemento químico ferro
Si:	Elemento químico silício
Mn:	Elemento químico manganês
C:	Elemento químico carbono
Mo:	Elemento químico molibdênio
Al:	Elemento químico alumínio
S:	Elemento químico enxofre
P:	Elemento químico fósforo
N:	Elemento químico nitrogênio
HCl:	Ácido clorídrico
H <sub>2</sub> :	Gás hidrogênio usado na atmosfera do forno
N <sub>2</sub> :	Gás nitrogênio usado na atmosfera do forno
LE:	Limite de escoamento
LR:	Limite de resistência
E:	Módulo de elasticidade

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	<b>20</b>
<b>2 OBJETIVOS</b> .....	<b>22</b>
2.1 Objetivo Geral .....	22
2.2 Objetivos Específicos.....	22
<b>3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>23</b>
3.1 Aços Elétricos .....	23
3.1.1 Aço Elétrico de Grão Não Orientado.....	23
3.1.2 Aplicação em motores elétricos para veículos elétricos.....	25
3.2 Propriedades magnéticas.....	27
3.2.1 Processo de magnetização.....	28
3.2.2 Propriedades magnéticas dos aços elétricos .....	30
3.2.3 Caracterização das propriedades magnéticas .....	33
3.3 Textura cristalográfica.....	34
3.3.1 Análise de textura cristalográfica via difração de raios-X.....	37
3.4 Propriedades Mecânicas .....	37
3.5 Influência do tamanho de grão e da composição química nas propriedades magnéticas e mecânicas do aço .....	40
3.5.1 Silício .....	43
3.5.2 Manganês.....	45
3.5.3 Alumínio .....	45
3.5.4 Carbono.....	46
3.5.5 Demais elementos e elementos residuais .....	46
3.6 Influência dos processos de fabricação nas propriedades do aço.....	47
3.6.1 Laminação a quente .....	47
3.6.2 Recozimento inicial e final .....	50
3.6.3 Laminação a frio.....	55
<b>4 METODOLOGIA</b> .....	<b>59</b>
4.1 Materiais .....	59
4.2 Fluxo de processamento .....	59

4.3 Métodos .....	60
4.3.1 Laminação a quente .....	62
4.3.2 Recozimento Inicial .....	65
4.3.3 Laminação a frio .....	65
4.3.4 Recozimento final.....	67
4.3.4 Propriedades magnéticas.....	68
4.3.5 Textura .....	68
4.3.6 Propriedades mecânicas .....	68
4.3.7 Caracterização microestrutural.....	69
<b>5 RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>70</b>
5.1 Caracterização do material de partida - Esboço .....	70
5.2 Caracterização do material após laminação a quente .....	70
5.3 Caracterização do material após recozimento inicial .....	76
5.4 Caracterização do material após recozimento final .....	82
5.4.1 Caracterização do material com espessura 0,25mm .....	82
5.4.2 Caracterização do material com espessura 0,50mm .....	86
5.4.3 Análise dos resultados compilados .....	91
<b>6 CONCLUSÕES .....</b>	<b>94</b>
<b>7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>95</b>
<b>8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>96</b>
<b>ANEXOS.....</b>	<b>100</b>

## 1 INTRODUÇÃO

Com o crescente aumento da demanda de mercado e com os tratados globais para redução de emissão de dióxido de carbono ( $\text{CO}_2$ ) e a constante busca pela redução do consumo de combustíveis, tem-se observado avanço na busca por soluções eficientes para aplicações automotivas.

Em termos de redução da emissão de  $\text{CO}_2$ , que se dá em grande parte pela redução do consumo de combustíveis fósseis, o mercado automotivo tem migrado para o desenvolvimento e produção cada vez maior de veículos elétricos (EV), veículos elétricos híbridos (HEV) e veículos com célula de combustível (FCV). Portanto, a energia elétrica passa a representar uma parcela cada vez maior do consumo de energia em automóveis<sup>[1]</sup>.

O aço elétrico de grão não orientado (GNO) é usado no núcleo dos motores de tração dos veículos elétricos e híbridos. Esses motores necessitam ter alta eficiência na faixa de velocidade em que o veículo é dirigido, o que significa ter perda magnética baixa, e ao mesmo tempo precisam ter elevado torque, para garantir a aceleração nos veículos compatível com sua aplicação no mercado. Quando o motor opera em frequências acima de 400Hz, uma força centrífuga elevada atua na parte periférica do rotor, exigindo que a chapa de aço elétrico empregada nesse rotor apresente resistência mecânica adequada. Dessa forma, o aço elétrico de grão não orientado deve apresentar baixa perda magnética, elevada indução magnética ( $B_{50}$ ) para garantir um torque elevado com o limite de escoamento e resistência compatíveis às solicitações mecânicas impostas<sup>[3,4]</sup>.

Em frequências mais elevadas (400Hz), para o caso de aço GNO em aplicações automotivas, a componente dominante é a corrente parasita, diferente do que ocorre quando se trabalha em frequências mais baixas (50Hz), onde a perda dominante é a perda por histerese<sup>[4,5]</sup>.

A componente parasítica da perda magnética depende da espessura e resistividade do aço. Portanto, espessuras menores, laminadas a frio, para uma mesma espessura laminada a quente, apresentam perdas por corrente parasita mais baixa. Por outro lado, a redução da espessura tem efeito secundário que é a dificuldade do alcance de

valores elevados de indução magnética, devido a obtenção de orientação cristalográfica desfavorável, que se deve a uma redução a frio mais elevada (grau de redução)<sup>[4]</sup>.

A redução a frio também exerce um papel fundamental nas propriedades mecânicas do aço. Para reduções a frio mais elevadas, para uma mesma temperatura de recozimento final, é esperado menores tamanhos de grão e conseqüentemente maiores valores de limite de escoamento e resistência são alcançados<sup>[6]</sup>.

Tudo isso leva ao seguinte questionamento: Qual é o grau de redução ótimo de uma bobina laminada, na qual seja possível obter o melhor equilíbrio entre as propriedades mecânicas e magnéticas?

Embora muitos trabalhos<sup>[10-16-19-27]</sup>, tenham sido realizados de forma a determinar os melhores resultados em termos de propriedades magnéticas para o aço em questão, são escassas as pesquisas relacionadas à obtenção do equilíbrio entre as propriedades mecânicas e magnéticas através da obtenção de um grau de redução ótimo alterando a espessura da bobina laminada a quente em laminadores reversíveis com apenas um estágio de laminação a frio. Logo, o objetivo central deste trabalho é encontrar o equilíbrio entre propriedades mecânicas e magnéticas variando-se o grau de redução entre 50% e 90%.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivo Geral**

Analisar o efeito do grau de redução a quente e a frio sobre as características microestruturais, propriedades magnéticas e mecânicas em amostras de um aço de grão não orientado com 3,3%Si destinado a aplicações automotivas.

### **2.2 Objetivos Específicos**

- Avaliar o comportamento das propriedades mecânicas do material após as etapas de laminação a quente, frio e recozimento inicial e final;
- Determinar as propriedades magnéticas finais variando o grau de redução entre 50% e 90% com apenas um estágio de laminação a frio;
- Avaliar o efeito da textura, do grau de redução e da microestrutura nas propriedades magnéticas e mecânicas do material.

## 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 3.1 Aços Elétricos

Os aços elétricos são materiais usados nas indústrias de transformadores, motores elétricos, compressores herméticos, geradores de energia, reatores e reprocessadores. São divididos em dois grupos: os aços GO (Grão Orientado) e GNO (Grão Não-Orientado). Neste trabalho será dada ênfase ao aço GNO totalmente processado.

O aço elétrico de grão não orientados é uma liga de Fe-Si ou Fe-Si-Al que pode ser classificado em dois grupos segundo Landgraf<sup>[6]</sup>: os semi processados (onde o tratamento térmico final é feito fora da usina) e o totalmente processados, que passam etapas de laminação a quente, recozimento inicial, decapagem, laminação e frio e recozimento final antes de sua aplicação final.

#### 3.1.1 Aço Elétrico de Grão Não Orientado

O aço GNO possui baixa anisotropia. Por isto, são utilizados em núcleo de geradores e motores elétricos, onde o fluxo magnético muda de direção e sentido durante o funcionamento do equipamento<sup>[6-11]</sup>.

Em relação às propriedades requeridas para esse aço, a perda magnética e a permeabilidade são os principais parâmetros de controle. Sobre essas propriedades Landgraf<sup>[6]</sup> afirma que a maximização da permeabilidade é o desafio do processamento desse aço e os controles dos parâmetros de processo devem ser feitos de maneira a obter textura ideal. Essa afirmação é completada por Paolinelli<sup>[19]</sup>, aços GNO que apresentam simultaneamente baixa perda magnética e alta densidade de fluxo magnético são de grande interesse, pois proporcionam melhor desempenho e eficiência na faixa de operação das máquinas elétricas.

Sobre a textura deste aço, Rodrigues<sup>[20]</sup> e Dafé<sup>[10]</sup> dizem que deve-se maximizar a fração  $\eta$ ,  $\eta$ -*fiber*  $\{hkl\} \langle 100 \rangle$  ou  $\langle 100 \rangle // DL$  e reduzir a incidência de  $\gamma$ ,  $\gamma$ -*fiber*  $\langle 111 \rangle // DN$ . Da Silva, M.<sup>[21]</sup> completa essa informação dizendo que único plano que contém duas direções  $\langle 100 \rangle$  é o plano  $\{100\}$ , e que essa textura significa todos os

grãos com o plano (100) paralelos a superfície da chapa e a direção [001] distribuída aleatoriamente em todas as direções do plano da chapa. Isso se dá devido aos eixos [100] serem o de mais fácil magnetização no ferro  $\alpha$ , que pode ser observado na figura 3.1. Como no aço GNO, o campo aplicado se dá em todas as direções, estes eixos devem estar distribuídos aleatoriamente paralelos à superfície da chapa.

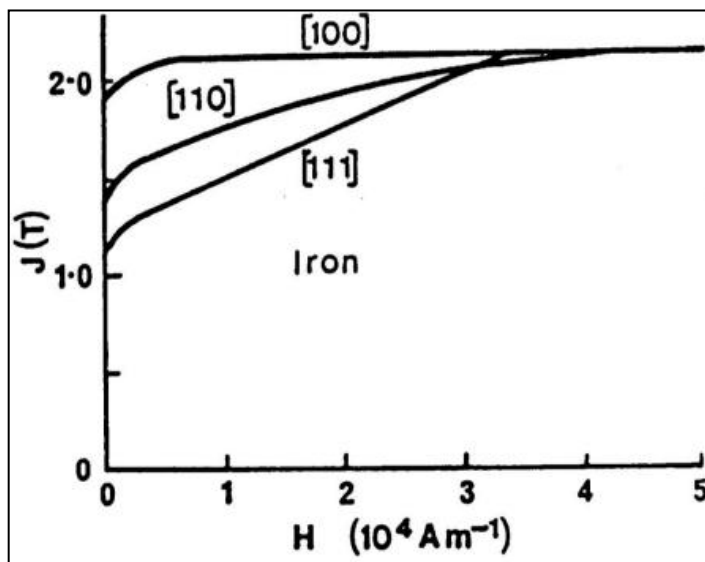


Figura 3.1 – Curva de magnetização em três direções distintas em um monocristal de ferro,  $H$  = Intensidade campo magnético e  $J$  = Campo magnético (CURRIE, 1994)

A figura 3.2 contém um exemplo cuja face {100} do cubo é paralela a superfície da chapa e a direção  $\langle 100 \rangle$  é paralela à direção de laminação (DL)<sup>[21]</sup>. Onde: DT = direção transversal a chapa, DN = direção normal ao plano ou face da chapa e DL = direção de laminação.

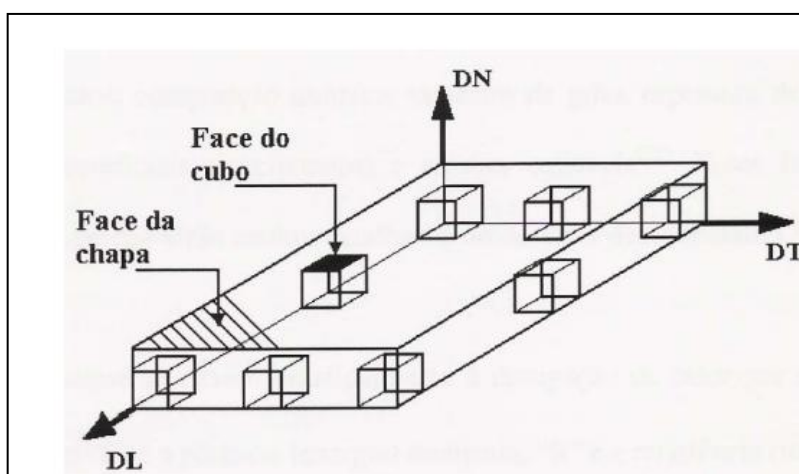


Figura 3.2 - Esquema de uma chapa exemplificando a componente de mais fácil magnetização com a face do cubo paralela à superfície da chapa (DA SILVA, 2007)



### 3.1.2 Aplicação em motores elétricos para veículos elétricos

Com o crescente aumento da demanda de mercado e com os tratados globais para redução de emissão de monóxido de carbono ( $\text{CO}_2$ ) e a constante busca pela redução do consumo de combustíveis, tem-se aumentado a busca por soluções eficientes<sup>[1]</sup> para aplicações automotivas.

Em termos de redução da emissão de  $\text{CO}_2$ , que se dá em grande parte pela redução do consumo de combustíveis fósseis, o mercado automotivo tem migrado para o desenvolvimento e produção cada vez maior de veículos elétricos (EV), veículos elétricos híbridos (HEV) e veículos com célula de combustível (FCV). Portanto, a energia elétrica passa a representar uma parcela cada vez maior do consumo de energia em automóveis<sup>[1-3]</sup>.

Em motores elétricos para essa aplicação é necessário que o motor opere em frequências mais elevadas (geralmente acima de 400Hz), desta forma uma força centrífuga elevada atua na parte periférica do rotor, exigindo que a chapa de aço elétrico empregada nesse rotor apresente resistência mecânica adequada<sup>[5]</sup>.

Pela figura 3.3 nota-se que na partida do veículo (região I) o torque necessário para vencer a inércia é maior. Este é o momento de maior consumo de energia. Após início do movimento, o torque necessário para manter o movimento reduz a medida que a velocidade aumenta e o consumo de energia permanece constante (II). A partir da última etapa (III) para a maior velocidade e menor toque a energia consumida é reduzida<sup>[2]</sup>.

Nessa mesma figura temos um exemplo de regime constante de ganho de velocidade. O uso do veículo no dia a dia ocorre em ciclos de aceleração e desaceleração, com alta e baixa velocidade e o torque de um motor está diretamente ligado ao campo magnético entre o estator e o rotor. Por isso a necessidade do motor elétrico para aplicações automotivas apresentar baixa perda magnética, a elevada frequência e alta indução magnética ( $B_{50}$ ), que melhoram a eficiência do motor, autonomia do veículo e torque. Além de um limite de escoamento e resistência compatíveis às solicitações mecânicas impostas<sup>[4-5-16-17]</sup>.

Essas são as características que diferem o aço para este tipo de aplicação das aplicações convencionais<sup>[5]</sup>.

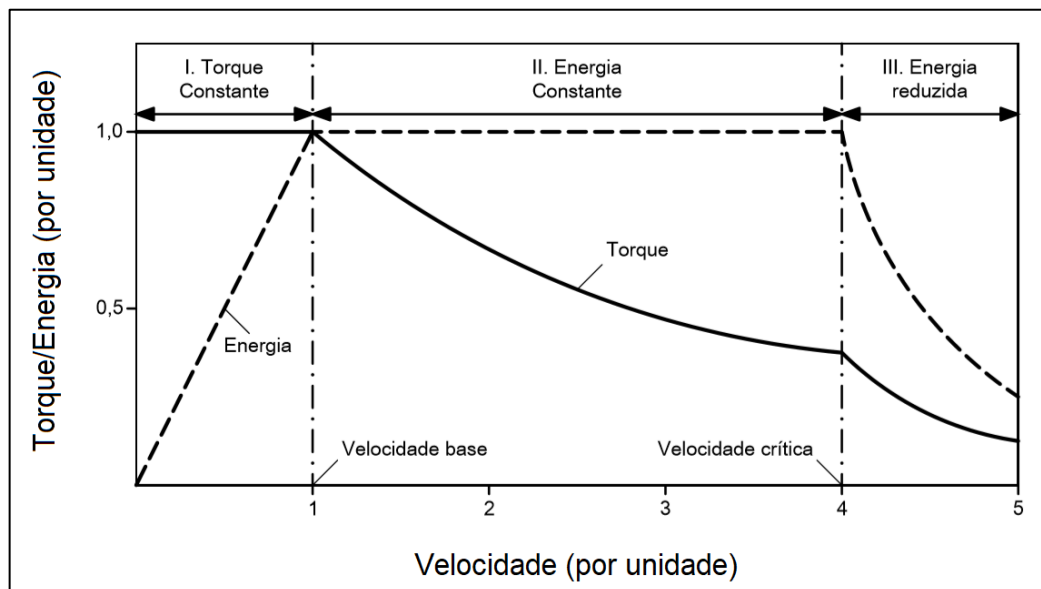


Figura 3.3 – Relação entre torque, energia e velocidade em motor elétrico para as faixas de funcionamento dos veículos (Adaptado de WANG, 2018)

Os valores especificados para este tipo de aplicação podem ser obtidos com auxílio do quadro 3.1 quem faz um comparativo entre a norma DIN EM 10303 com a norma de valores assegurados da empresa Aperam South America.

Quadro 3.1 – Propriedade magnética e mecânica norma DIN EN10303:2016-02 e valores de qualidade assegurada da Aperam South America<sup>[11-33]</sup>

Local	Classe	Espessura [mm]	Perda <sup>1</sup> [W/kg]	$B_{50}$ <sup>2</sup> [T]	LE <sup>3</sup> [MPa]	LR <sup>4</sup> [MPa]
DIN	NO 25-14	0,25	14	1,59	390	470
	NO 25-17		17	1,60	320	430
Aperam	NO 25-14		14	1,62	400	500
DIN	NO 30-16	0,30	16	1,59	370	450
	NO 30-19		19	1,60	320	430
Aperam	NO 30-16		16	1,64	400	500

1: Perda magnética total máxima a 1T/400Hz, medida na longitudinal e na transversal;

2: Indução magnética mínima a 5000A/m;

3: Limite de escoamento mínimo com 0,2% de deformação na direção longitudinal;

4: Limite de resistência mínimo na direção longitudinal.

### 3.2 Propriedades magnéticas

A capacidade de amplificar o campo magnético ( $H$ ) externamente aplicado através do aumento da densidade de fluxo magnético ou indução magnética ( $B$ ) é conhecida como permeabilidade magnética ( $\mu$ )<sup>[5-6-19]</sup>, medida em (H/m) é dada pela seguinte equação:

$$\mu = \frac{B}{H} \quad (3.1)$$

A indução magnética ( $B$ ) é a indução apresentada pelo material quando submetido a um campo magnético, que pode ser medida em diferentes campos magnéticos de intensidades, por exemplo, 2500 ( $B_{25}$ ), 5000 ( $B_{50}$ ) e 10000 ( $B_{100}$ )A/m. O mais usado para o aço GNO é o  $B_{50}$ .

No processo de magnetização ocorre um dispêndio de energia denominado perda magnética ( $P_t$ ), dada em (W/kg) em alguns momentos também expressa por ( $J/m^3$ ), que é composta pela soma de três parcelas de perda, sendo:

$$P_t = P_h + P_p + P_a \quad (3.2)$$

A perda por corrente parasita ( $P_p$ ) é o resultado da circulação de correntes parasitas ou de *Foucault* no núcleo ferromagnético<sup>[5-19]</sup>, que pode ser calculada pela seguinte equação:

$$P_p = (\pi e B f)^2 / 6 \rho d \quad (3.3)$$

Onde  $e$  é a espessura da lâmina (m),  $B$  é a indução magnética (T),  $f$  é a frequência (Hz),  $\rho$  é a resistividade ( $\Omega.m$ ) e  $d$  é a densidade do material ( $kg/m^3$ ).

É importante notar a influência da espessura, quanto mais fina a chapa que compõe o circuito, menor a perda parasita, essa é uma das razões para se utilizar espessuras cada vez menores em máquinas elétricas<sup>[5]</sup>.

Já a resistividade elétrica é dependente dos elementos de liga como, por exemplo, silício (Si), alumínio (Al) e manganês (Mn) que melhoram essa propriedade no aço<sup>[16-18]</sup> e será apresentada na equação 3.10.

A perda por histerese ( $Ph$ ) resulta do fenômeno da histerese magnética, que está relacionada à energia residual resultante, após um ciclo de magnetização, na qual demanda energia adicional para retornar a zero quando o campo magnético é retirado<sup>[19]</sup>, dada pela seguinte equação:

$$Ph = Kf \oint BdH \quad (3.4)$$

Onde  $K$  é constante,  $f$  é a frequência (Hz),  $B$  é a indução magnética (T) e  $H$  o campo magnético (A/m).

Essa parcela de perda é muito sensível à microestrutura do aço, beneficiando-se do aumento do tamanho de grão, redução dos teores de elementos formadores de inclusões não metálicas tais como os sulfetos, nitretos e óxidos e da melhoria da orientação cristalográfica dentro da chapa<sup>[22]</sup>.

Por fim, a perda anômala ( $Pa$ ) está associada ao movimento não conservativo das paredes dos domínios magnéticos (alinhamento dos momentos magnéticos em uma única direção), durante o processo de magnetização, quanto maior o tamanho do domínio maior é a velocidade da parede e conseqüentemente maior a perda anômala<sup>[19]</sup>.

### 3.2.1 Processo de magnetização

O processo de magnetização, também chamado de laço de histerese, trata-se de um ciclo no qual, partindo-se de uma amostra inicialmente desmagnetizada e submetendo a um campo magnético externo, com intensidade crescente, a sua magnetização, irá aumentar até um valor de saturação, a partir do qual esse campo externo não gera variação significativa no valor de magnetização. O ciclo continua quando diminui-se o valor do campo aplicado e a magnetização retorna ao valor de remanescência ( $Mr$ ) invertendo o sentido do campo, figura 3.4. A magnetização continua a diminuir passando por um ponto denominado de campo coercitivo ( $Hc$ ) e por fim atingindo seu

valor de saturação no sentido oposto ao original. Para fechar o ciclo, reduzindo-se o campo a zero, a magnetização atinge remanescência negativa ( $-M_r$ ) e aumentando-se o campo no sentido positivo a magnetização passa por  $+H_c$  (ponto zero) e finaliza o ciclo retornando para o ponto de saturação original. Isso significa, que o material permanece magnetizado mesmo na ausência de um campo externo<sup>[19-22]</sup>.

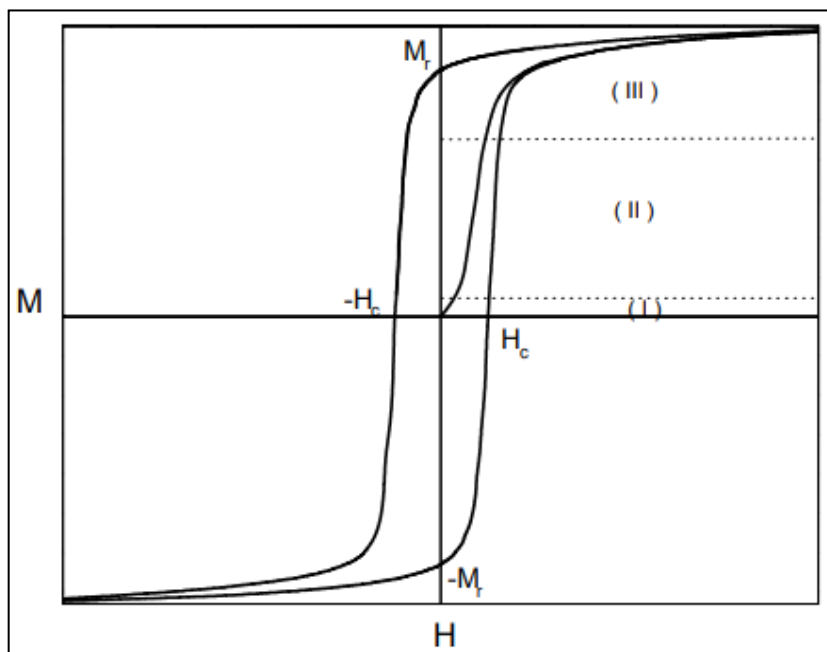


Figura 3.4 - Ciclo de histerese para materiais magnéticos. (BOHN, 2004)

Outra informação importante na figura 3.4 são as etapas que envolvem o ciclo de magnetização: Em (I) estado inicial, onde dependendo da intensidade do campo aplicado o processo pode ser reversível na magnetização; (II) movimentação das paredes, magnetização irreversível, nesta região, o processo de magnetização ocorre, em grande escala, por deslocamentos das paredes de domínios e em menor intensidade, por rotação deles; (III) rotação de domínios, onde ocorre à rotação da magnetização, o que gera o formato de “joelho” da curva, região que marca a transição entre a predominância da magnetização, ao final dela a região de saturação técnica onde o aumento do campo produzirá variações muito pequenas da magnetização<sup>[6- 22]</sup>.

Outra forma de avaliar a curva de magnetização é relacioná-la a indução magnética, figura 3.5. Assim é possível entender a subdivisão existente em termos de valores de indução, o valor de aproximadamente 0,8T marca a transição entre alta indução e baixa indução. Como visto na figura anterior esse valor é exatamente transição entre a

predominância da magnetização do movimento de paredes para o de rotação da magnetização e alinhamento da direção de mais fácil magnetização com o campo magnético resultando em melhores propriedades magnéticas<sup>[6-22]</sup>.

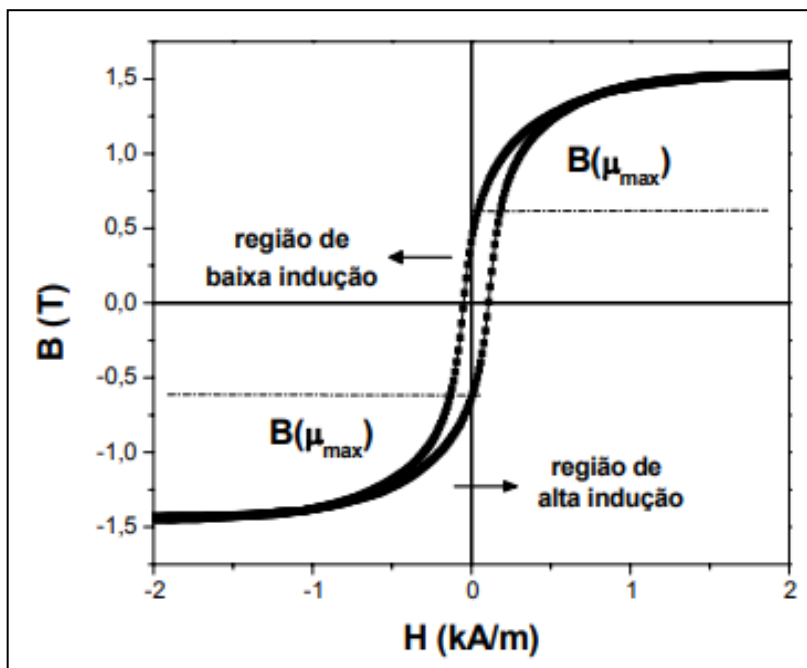


Figura 3.5 - Curva de indução mostrando a separação das regiões de baixa e alta indução (BOHN, 2004)

### 3.2.2 Propriedades magnéticas dos aços elétricos

Como forma de demonstrar a relação entre as parcelas de perda magnética e ao final a perda total, Langraf<sup>[6]</sup> comparou diversos tipos de aços para fins elétricos que foi apresentado na figura 3.6, incluindo o aço com 3% de Si, composição aproximada ao aço estudado neste trabalho. Primeiramente foi apresentado um aço ABNT 1006 sem recozimento (SR) tem perdas de 18W/kg já esse mesmo após recozimento (1006 CR) reduz o valor de perdas para 10W/kg. A adição de silício e alumínio ao aço primeiro a (0,5%Si e 2,0%Si) aumentam a resistividade elétrica e reduz a intensidade das correntes parasitas e assim reduzir as perdas até 4,2W/kg. A redução da espessura de 0,5mm para 0,3mm com aumento para 3%Si é capaz de reduzir as perdas para 2,8W/kg, por último um aço tipo grão-orientado alcança em torno de 1,0W/kg na direção de laminação.

Nota-se, também pela mesma figura, no caso do aço com 3%Si, que a parcela da perda por histerese (Ph) é a principal parcela da perda total e a perda por corrente parasita reduz na medida em que aumenta-se o percentual de Si do aço, o que está relacionado à resistividade elétrica do aço, conforme citado anteriormente.

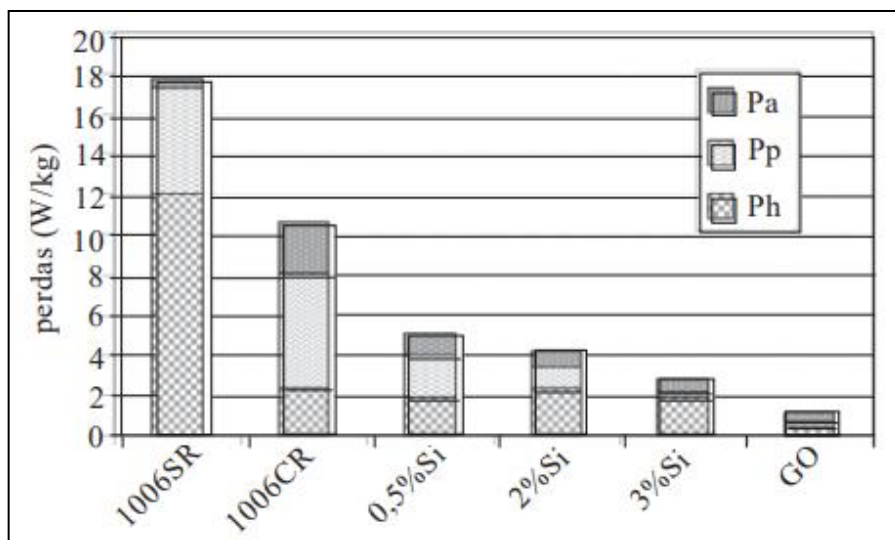


Figura 3.6 - Perda magnética de diversos tipos de aços elétricos e a contribuição de cada parcela de perda na perda magnética total, (Pa) perda anômala, (Ph) perda por histerese e (Pp) perda corrente parasita (LANDGRAF, 1999)

Pereira et al<sup>[23]</sup> comparou na figura 3.7, para um aço GNO com 2%Si, o efeito da frequência e da indução na perda magnética total, onde, para maiores valores de frequência a perda magnética aumenta. O mesmo ocorre para a indução magnética.

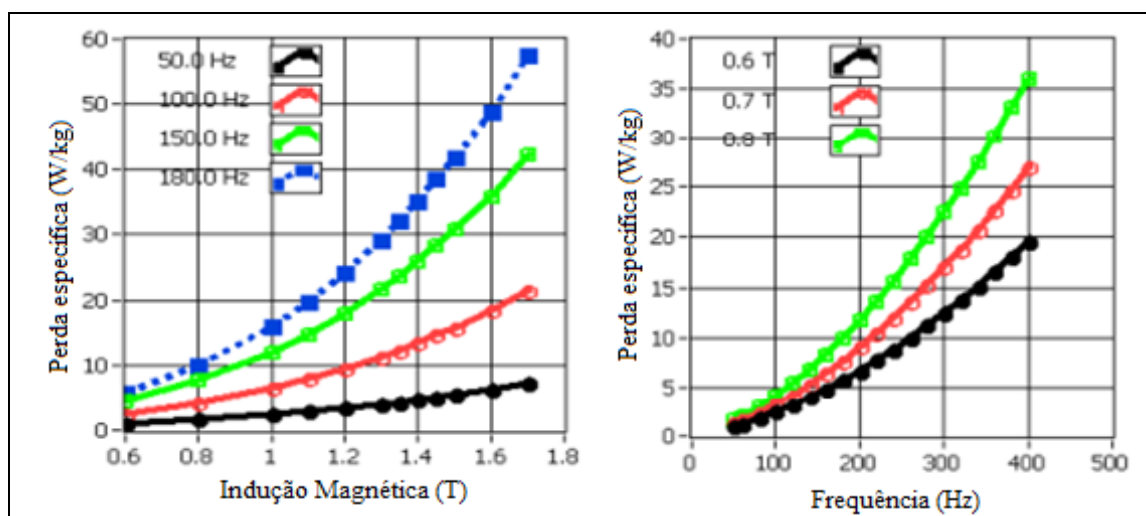


Figura 3.7 – Relação entre a perda magnética (W/kg) com a indução magnética (T) e a frequência (Hz), para um aço GNO 2%Si (Adaptado de PEREIRA ET AL, 2010)

Esse comportamento de aumento da perda com o aumento da indução, também foi indicado por Langraf<sup>[6]</sup> na figura 3.8. Convencionalmente os valores de perda a 1,0T e a 1,5T são as mais utilizadas.

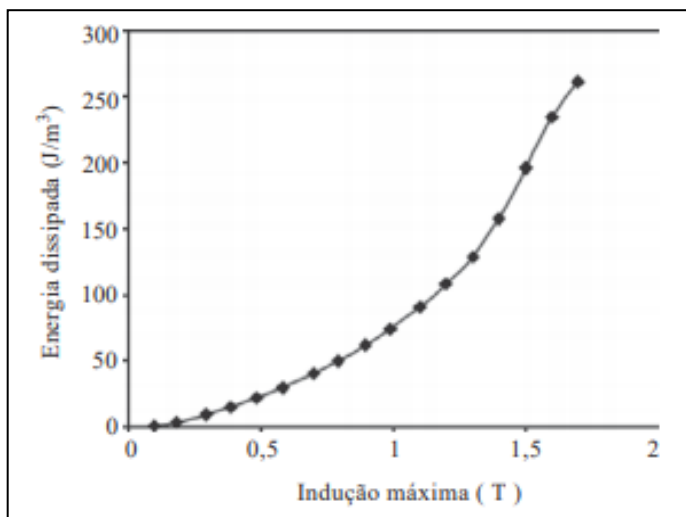


Figura 3.8 - Aumento da energia dissipada (J/m<sup>3</sup>) em função da indução magnética (T) (LANDGRAF, 1999)

Para entender o comportamento entre frequência e o campo magnético Meurer<sup>[8]</sup> realizou ensaio de perda magnética alterando frequência de teste, com o valor de indução fixado em 0,8T de forma a gerar a curva de histerese para cada frequência testada. Observa-se que o comportamento do campo magnético altera e após atingir a frequência de 260Hz, torna-se 'oval', ver figura 3.9. Essa mudança de comportamento muda a componente principal da perda magnética de histerética para parasítica.

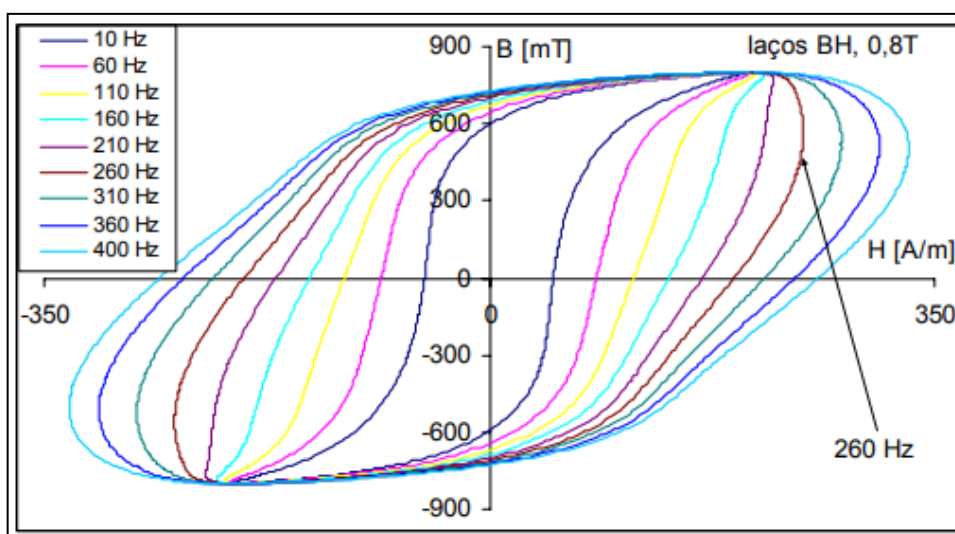


Figura 3.9 - Comparação da curva de histerese com a mudança da frequência de teste (MEURER, 2005)



### 3.2.3 Caracterização das propriedades magnéticas

As perdas magnéticas em campos alternados podem ser mensuradas de diversas formas. Dentre os aparelhos mais utilizados estão o quadro de Epstein e o Teste de Chapa Única (Single Sheet Tester – SST)<sup>[10-24]</sup>.

A norma brasileira NBR 5161<sup>[41]</sup> indica como referência o quadro de Epstein para a caracterização magnética de aço laminado, mostrado na figura 3.10. Este quadro é um dispositivo eletromagnético que possui dois enrolamentos: O primário responsável pela geração do campo magnético e o secundário pela medição do fluxo magnético induzido. Cada enrolamento é composto por quatro bobinas, ligadas em série. As amostras de aço a serem caracterizadas são introduzidas no interior dos enrolamentos, formando o circuito magnético do dispositivo<sup>[24]</sup>.

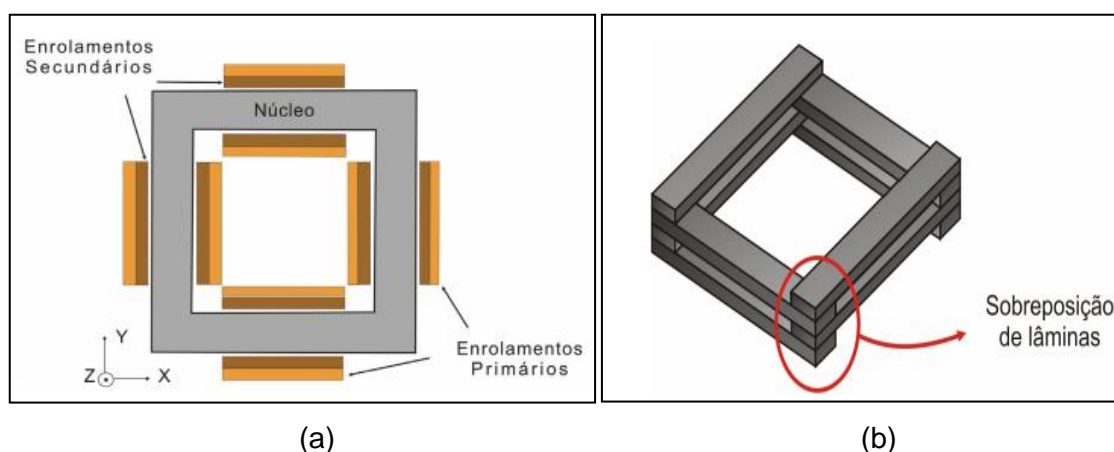


Figura 3.10 – (a) Quadro Epstein para medição propriedades magnéticas (b) esquema da sobreposição das lâminas montagem quadro (Adaptado de SILVA JR, 2007)

O método chapa única na figura 3.11 assemelha ao Epstein, porém utiliza apenas uma amostra e empregam-se métodos diretos de medição de campo magnético. Esse equipamento possui seu próprio circuito magnético, sendo a amostra colocada como complemento ou fechamento do circuito global<sup>[10]</sup>. Dentre as configurações possíveis, a mais recomendada pelas normas internacionais é a de duplo circuito magnético<sup>[24]</sup>.

Conforme Silva Jr<sup>[24]</sup> dos métodos citados anteriormente o quadro de Epstein a magnetização no circuito magnético é mais homogênea do que no Chapa Única (SST), esse último se destaca por dois fatores: as medições são realizadas de maneira mais simples e mais rápida do que no quadro de Epstein; é um ensaio mais

econômico em termos de custo da obtenção da amostra, pois este utiliza menor quantidade de amostras.

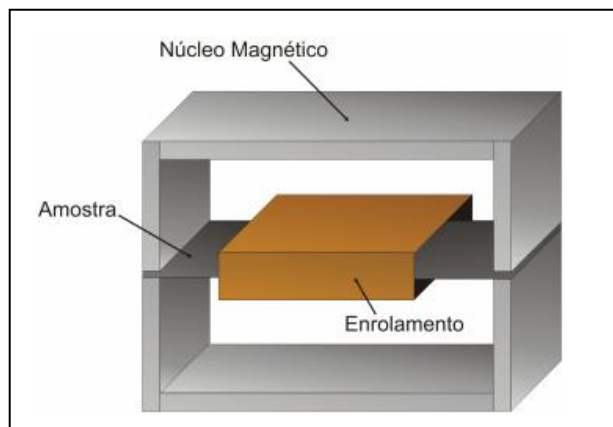


Figura 3.11 – Equipamento para medição de propriedades magnéticas por chapa única (SILVA JR, 2007)

### 3.3 Textura cristalográfica

Textura cristalográfica trata-se de uma orientação cristalográfica preferencial dentro de um volume determinado de material, formado por componentes. Uma componente é a orientação cristalina ideal próxima da qual a orientação de um grupo de grãos se agrupam. O estudo da cristalografia de um material permite fazer conexões com as propriedades do material<sup>[12, 28]</sup>.

A intensidade da textura cristalográfica e a intensidade relativa das componentes variam de acordo com a composição química, deformação plástica (grãos sofrem rotação durante a deformação), recristalização (novos grãos surgem com novas orientações) e transformações de fase<sup>[12, 28]</sup>.

A textura de um material policristalino é descrita quantitativamente pela função distribuição de orientações (ODF). Esta função,  $f(g)$ , Segundo Bunge<sup>[29]</sup> descreve a densidade de probabilidade de se encontrar uma determinada orientação dentro de uma fração de volume diferencial em relação a um sistema de coordenadas adotado como referência, que é dada pela seguinte expressão:

$$f(g)dg = \frac{dV(g)}{V} \quad (3.5)$$

Sendo,  $g$  uma orientação cristalina,  $V$  o volume total de interesse e  $dV(g)$  o volume de uma orientação específica  $dg$  em torno de  $g$ . Sendo essa distribuição independente do tamanho, forma e localização dos cristalitos que compõem o material<sup>[29]</sup>.

Dessa forma, quando um material não apresenta nenhuma orientação preferencial, significa que os cristalitos estão distribuídos aleatoriamente ao longo de todo o material  $f(g) = 1$ .

Para se definir a orientação  $g$  define-se um sistema de coordenadas baseada nos ângulos de Euler, onde realizam-se rotações consecutivas dos eixos [100], [010] e [001] da célula unitária do cristal, de maneira a torná-los coincidentes com os eixos DL (direção de laminação), DT (direção transversal) e DN (direção normal) da amostra, respectivamente<sup>[10-12-13-28]</sup>. A notação de Bunge, para os ângulos de Euler  $\phi_1$ ,  $\Phi$  e  $\phi_2$  é apresentada na figura 3.12.

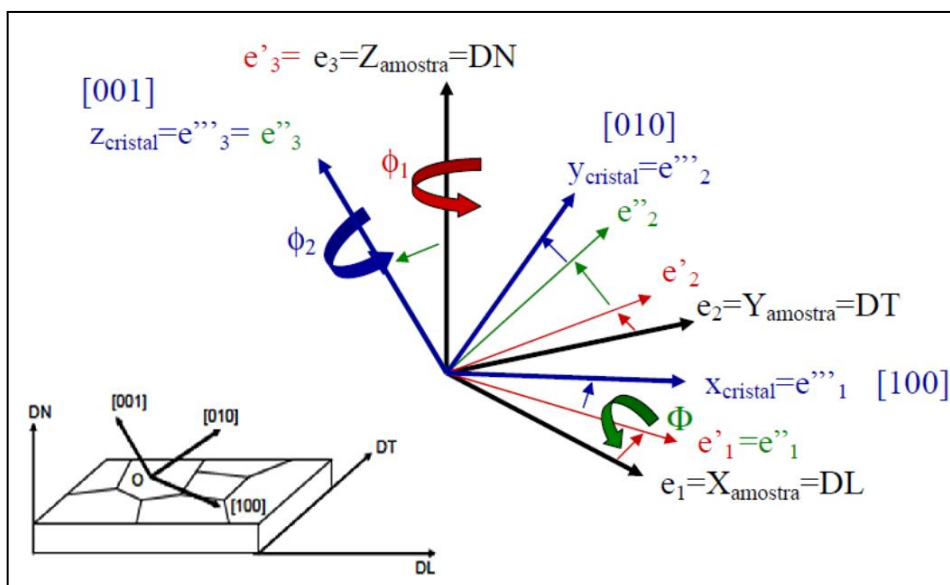


Figura 3.12 – Representação Ângulos de Euler ( $\phi_1$ ,  $\Phi$ ,  $\phi_2$ ), conforme notação Bunge, a relação com eixos do cristal e as direções DL, DT e DN (Adaptado de DAFE, 2010)

No caso de chapas laminadas, a componente é representada pelo plano cristalino  $\{hkl\}$ , que é paralelo ao plano da chapa, e pela direção  $\langle uvw \rangle$  que pertence ao plano citado e é paralelo à direção de laminação. Dessa forma, as posições do cristal em relação aos eixos de referência no material ficam fixadas<sup>[10]</sup>.



### 3.3.1 Análise de textura cristalográfica via difração de raios-X

A técnica de difração de raios-X, no caso de materiais policristalinos, proporciona uma informação da macrotextura, na qual os grãos do policristal são analisados simultaneamente como uma população estatística simples. Ela é utilizada para determinação do grau e da distribuição da orientação através de uma varredura na amostra. Onde são fixados os planos cristalinos a se observar e a amostra é movimentada, de forma a obter a distribuição de intensidades no espaço através de referenciais. Os detectores do equipamento captam as intensidades difratadas, satisfazendo a lei de Bragg, e as frações volumétricas correspondentes a uma dada orientação cristalográfica são medidas<sup>[10-12-25]</sup>.

O conjunto de dados é comumente denominado de figuras de polo do plano que se analisou. A descrição da textura com o auxílio de figuras de polo diretas é muito útil, mas as informações que elas contêm são incompletas e semiquantitativas, já que representam apenas os planos  $\{hkl\}$  difratados pelo material. Uma descrição mais completa da textura deve incluir informação sobre a distribuição das orientações dos cristais dadas por um plano e uma direção:  $\{hkl\}$  e a fração volumétrica de cada orientação presente. Isto pode ser obtido com o auxílio da Função de Distribuição de Orientações Cristalinas (ODF)<sup>[12]</sup>.

A descrição da textura cristalográfica através da ODF é a forma mais completa, pois se trata de uma representação tridimensional. Para a construção de uma ODF para um material cúbico de corpo centrado são necessárias pelo menos três figuras de polo de planos cristalinos diferentes<sup>[10]</sup>.

## 3.4 Propriedades Mecânicas

O comportamento mecânico de metais, no caso de limite de escoamento e resistência, alongamento total e uniforme, podem ser obtidos através do ensaio de tração, os quais são normalmente realizados à temperatura ambiente<sup>[7]</sup>.

No ensaio de tração, um corpo de prova com geometria adequada e área da seção transversal  $A_0$ , é submetido a uma força axial crescente,  $F$ , até que ocorra a ruptura do material. A força e a variação do comprimento, definido como alongamento  $\delta$  são registrados a cada pequeno intervalo de tempo durante o teste, e podem ser expressas em termos de tensão e deformação<sup>[7-39]</sup>.

Uma curva de Tensão x Deformação, figura 3.14, é construída tendo a deformação  $\varepsilon$ , obtida pela divisão do alongamento do corpo de prova  $\delta$  pelo seu comprimento original  $L_0$ <sup>[31-39]</sup>, em que:

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (3.6)$$

$$\varepsilon = \frac{\delta}{L_0} \quad (3.7)$$

Segundo Dieter<sup>[7]</sup> e citado por Cetlin<sup>[31]</sup> para o caso onde não há o patamar entre as regiões elástica e plástica, o limite de escoamento (LE) é determinado pela tensão correspondente à interseção da curva tensão-deformação com uma linha paralela à porção elástica da curva, deslocada de uma deformação específica. Na maioria das normas, o deslocamento é especificado como uma deformação de 0,2 também demonstrado na figura 3.14.

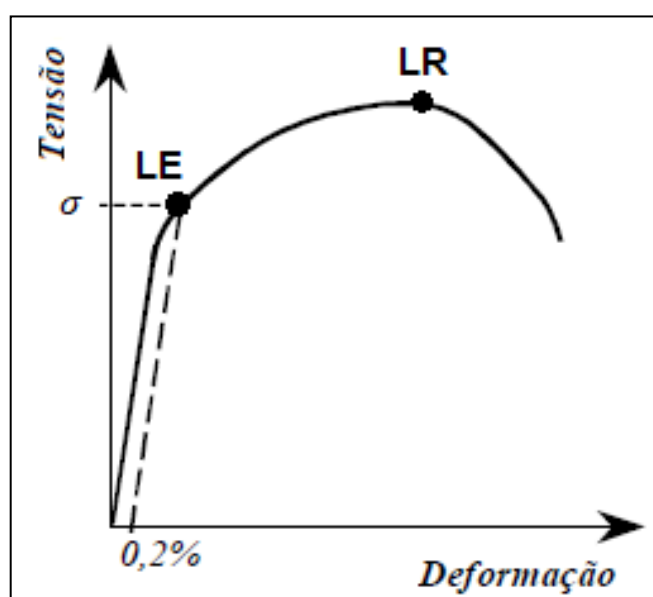


Figura 3.14 – Curva Tensão x Deformação (Adaptado de LOVATO NETO, 2006)

Já o limite de resistência a tração ( $\sigma_r$  ou LR), é calculado através da carga máxima ( $F_{m\acute{a}x}$ ) dividida pela área inicial da seção transversal inicial do corpo de prova ( $A_0$ ), dada pela seguinte equação<sup>[31-39]</sup>:

$$\sigma_r = \frac{F_{m\acute{a}x}}{A_0} \quad (3.8)$$

Para a realização deste ensaio é necessário realizar a preparação do corpo de prova, que é normatizada pela ASTM E8M<sup>[40]</sup> e pode ser verificado pela figura 3.15. Onde, T = espessura do corpo de prova; C = Largura da garra; G = comprimento do extensômetro; W = Largura do corpo de prova; R = Raio de concordância; L = comprimento total; A = Comprimento útil do corpo de prova; B = Comprimento da garra.

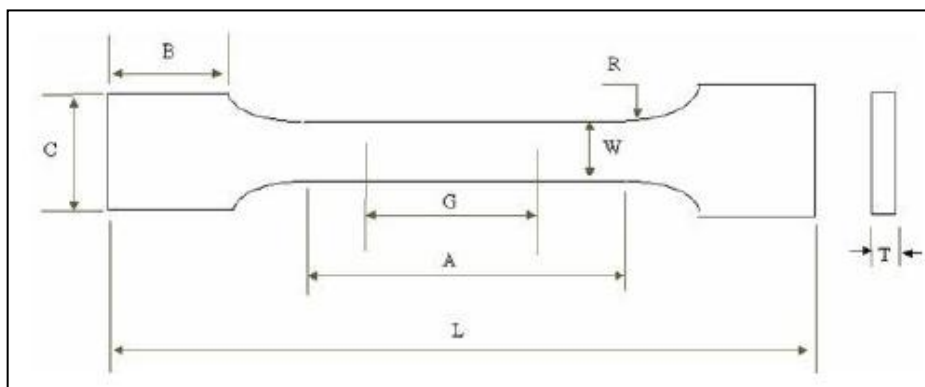


Figura 3.15 – Amostra para ensaio de tração ASTM<sup>[40]</sup>

Segundo Reed-Hill<sup>[32]</sup> a resistência mecânica de metais pode ser influenciada por diversas condições dentre elas: deformação através do mecanismo de encruamento relacionado ao aumento de defeitos na rede cristalina; contorno de grão; partículas em solução sólida e de segunda fase e maclação.

A deformação a frio, provoca aumento do encruamento do material<sup>[31-32]</sup> que em sua grande maioria relacionam-se ao movimento e interação de discordâncias ao longo da estrutura do material. Em uma primeira etapa a deformação ocorre pelo deslizamento dos planos cristalinos ativada pela interação das discordâncias com defeitos de ponto e pela interação de discordâncias com outras discordâncias, em uma segunda etapa o surgimento de novos planos de deslizamento e interação destes novos planos com os planos anteriores, o que provoca aumento da resistência mecânica do material com o

aumento da deformação. A figura 3.16 mostra a mudança das propriedades mecânicas do material com o aumento da deformação a frio.

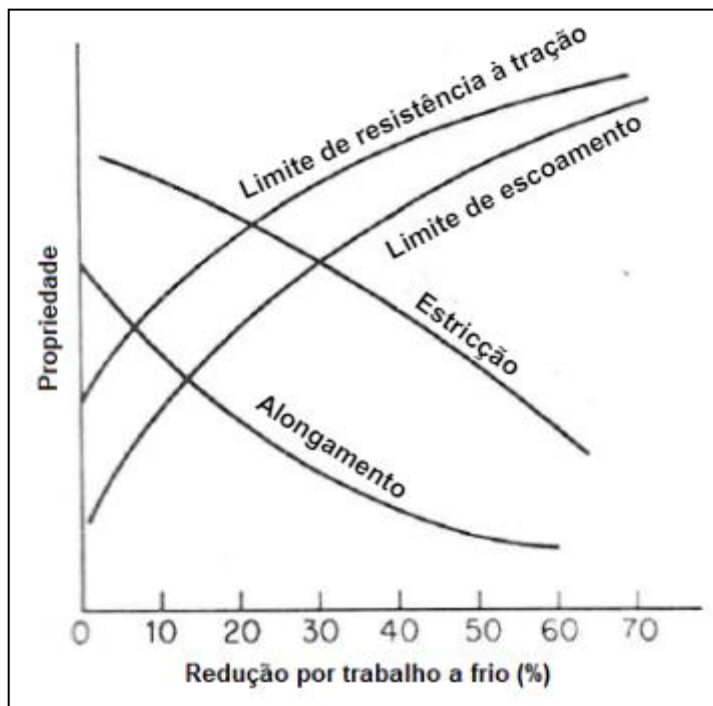


Figura 3.16 – Variação das propriedades mecânicas em função da deformação a frio (Adaptado de DIETER, 1999)

### 3.5 Influência do tamanho de grão e da composição química nas propriedades magnéticas e mecânicas do aço

Segundo Landgraf<sup>[6]</sup> contornos de grão atuam como centros de ancoramento, visto que uma parede de domínio em um grão só se moverá se a do grão vizinho mover-se acopladamente. Sendo assim, o tamanho de grão desempenha um papel importante nas perdas magnéticas.

Um maior tamanho de grão, por exemplo, reduz a parcela de perda por histerese, mas a perda por corrente anômala tende a aumentar, fenômeno relacionado ao aumento na velocidade das paredes dos domínios, dessa forma é de grande importância obter um tamanho de grão ótimo. O tamanho de grão ótimo e sua influencia na perda magnética foi estudado por diversos autores, dentre eles, Shikamana<sup>[42]</sup>, Landgraf<sup>[6]</sup>, Leuning<sup>[4]</sup>, Dafé<sup>[10]</sup>, Rodrigues<sup>[20]</sup>, Pedrosa<sup>[45]</sup> e Paolinelli<sup>[19]</sup>.



Nas figuras 3.17 e 3.18 temos a evolução da perda magnética com o tamanho de grão final. Nota-se pela figura 3.17 que um maior tamanho de grão reduz a parcela de perda total através da redução da perda por histerese (que para a condição de teste 1,5T a 60Hz representa a maior parcela de perda). Já na figura 3.18 pode-se perceber que, dependendo do teor de silício no aço, o tamanho de grão ótimo pode variar e até mesmo aumentar o valor da perda magnética.

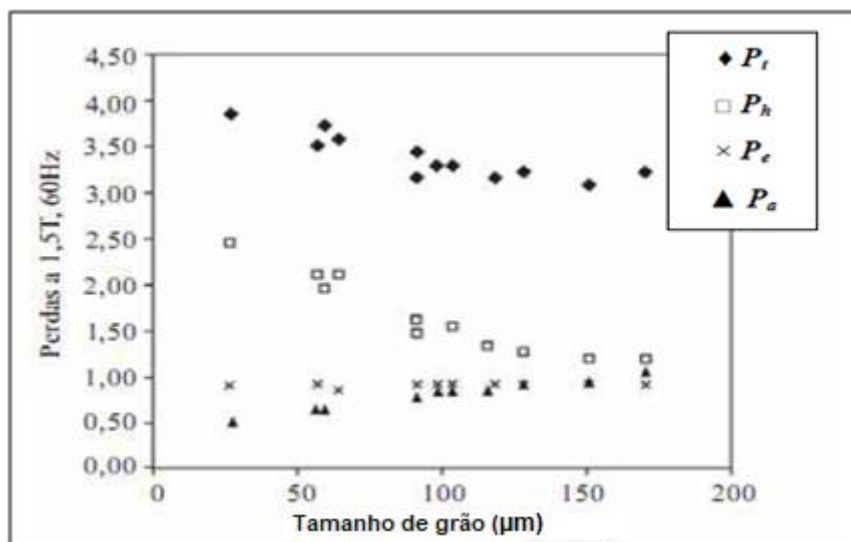


Figura 3.17 – Influencia do tamanho de grão aço 2%Si, sobre as perda total ( $P_t$ ); perda histerética ( $P_h$ ); Perda corrente parasita ( $P_e$ ); Perda anômala ( $P_a$ ) (Adaptado de LANDGRAF, 1999)

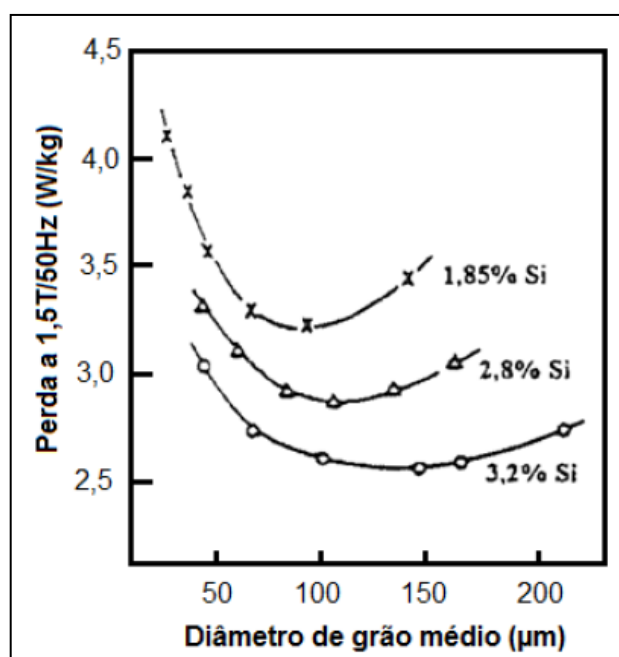


Figura 3.18 – Influencia do tamanho de grão na perda magnética em aços elétricos com vários teores de silício (Adaptado de SHIKAMANA ET AL, 1982)

Oliveira Jr<sup>[35]</sup> apud Paolinelli observaram pela figura 3.19 que independente do teor de silício o tamanho de grão ótimo reduz na medida em que se aumenta a frequência de ensaio, tornando-se constante acima de 1500Hz.

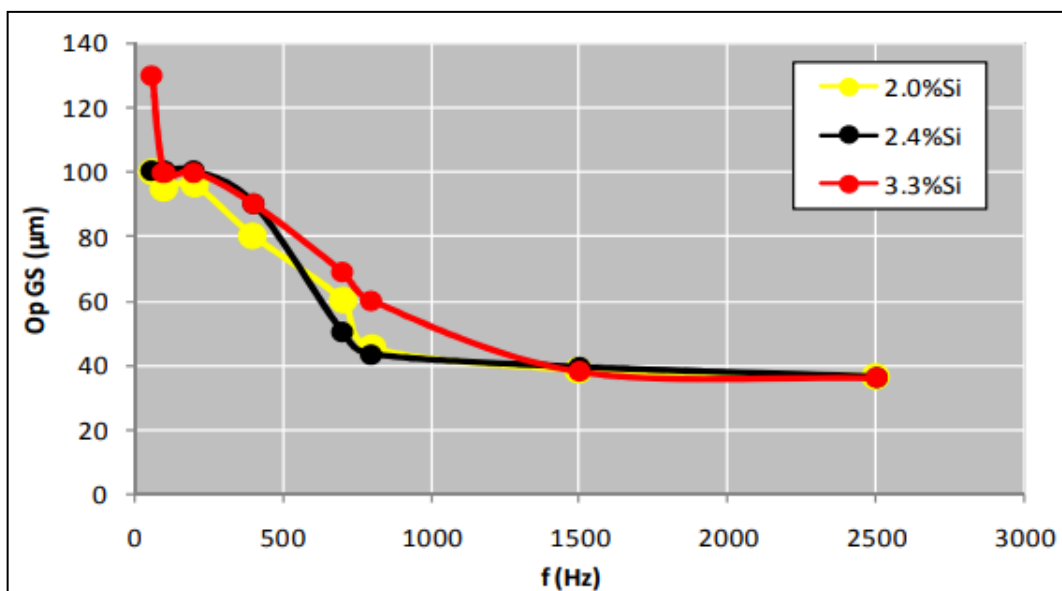


Figura 3.19 - Tamanho de grão ótimo em função da frequência de teste e do teor de silício para um aço GNO com espessura de 0,23mm (OLIVEIRA JR, 2018 Apud PAOLINELLI, 2015)

Adicionalmente o tamanho de grão, influencia na resistência mecânica do material. Pela equação de Hall-Patch (3.9), pode-se calcular o limite de escoamento,  $\sigma_0$  (MPa), baseado no tamanho de grão, onde à medida que se reduz o tamanho de grão, o limite de escoamento aumenta, sendo  $\sigma_1$  tensão de atrito que se opõe ao movimento das discordâncias (MPa),  $K'$  constante que representa a extensão do empilhamento das discordâncias (MPa  $\mu\text{m}^{1/2}$ ) e  $D$  o diâmetro do grão ( $\mu\text{m}$ ).

$$\sigma_0 = \sigma_1 + K'D^{-1/2} \quad (3.9)$$

Além da influência do tamanho de grão na resistência mecânica, os elementos químicos também influem neste parâmetro. Tal variação segundo Rodrigues<sup>[20]</sup> e Oliveira Jr<sup>[35]</sup> está relacionada a forma que estes elementos químicos atuam no aço, que pode ser: os que entram em solução sólida na estrutura cristalográfica do ferro, como o silício, o manganês e alumínio, apresentado na figura 3.20; e os que formam partículas de segunda fase ou intersticiais, como o carbono e nitrogênio.

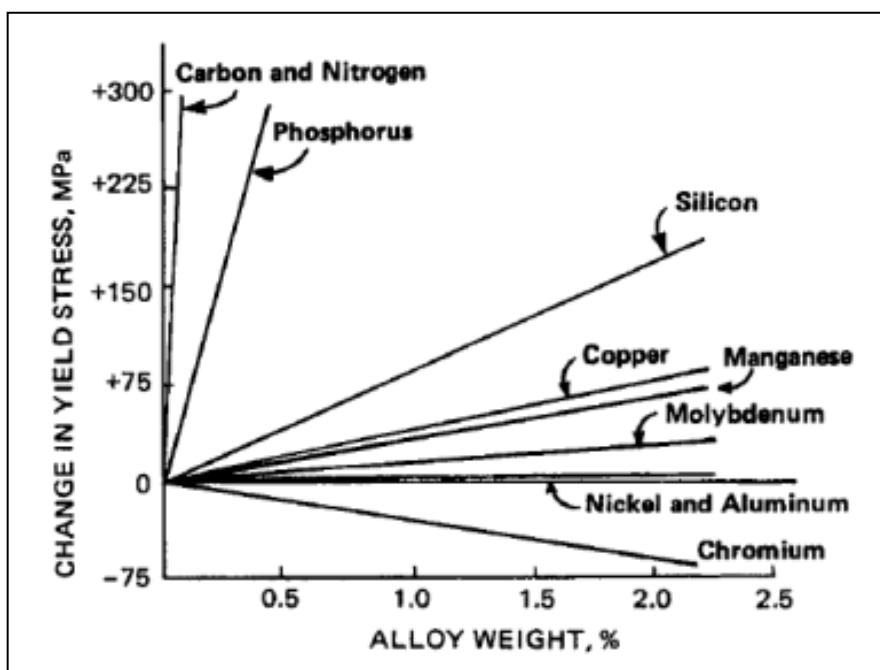


Figura 3.20 – Influência percentual em massa dos elementos químicos em solução sólida no limite de escoamento (OLIVEIRA JR, 2018 Apud KRAUSS, 2005)

Além do efeito citado, alguns elementos químicos alteram a resistividade elétrica. De forma que quanto maior a resistividade menor as perdas parasíticas<sup>[10-20]</sup> e seu valor pode variar de  $12\mu\Omega\text{cm}$  para o aço baixíssimo carbono até  $50\mu\Omega\text{cm}$  nos aços com 3,5% em massa de Si<sup>[20]</sup> sendo calculada pela seguinte equação:

$$\rho = 10,7 + 3,4(\%Mn) + 16(\%P) + 11(\%Al + \%Si) - 13(\%O) \quad (3.10)$$

Sendo:  $\rho$  a resistividade elétrica ( $\mu\Omega\text{cm}$ ) e % representa o percentual em massa do elemento.

### 3.5.1 Silício

Elemento adicionado ao aço para melhorar a resistividade elétrica, atua na redução da parcela de perda magnética por correntes parasitas. Afeta diretamente as propriedades mecânicas como resistência à tração e limite de escoamento tornando o material mais frágil, o que compromete a laminação a frio em teores próximos de 3,5%. Por outro lado, maiores percentuais reduzem a permeabilidade e a indução magnética, apresentado na figura 3.21, fenômeno está relacionado à redução da polarização na saturação, que é uma propriedade intrínseca ao material. Provoca

redução da perda magnética, independente da frequência de ensaio, ver figura 3.22 e por último reduz a densidade do aço<sup>[9-10-19-20]</sup>.

Pela figura 3.21, para todas as temperaturas de recozimento final o aumento do %Si de 2,0 para 3,3% piora o resultado de  $B_{50}$  e ao mesmo tempo pela figura 3.22 esse aumento reduz a perda magnética, tanto a 50Hz quanto a 350Hz, conforme já dito anteriormente.

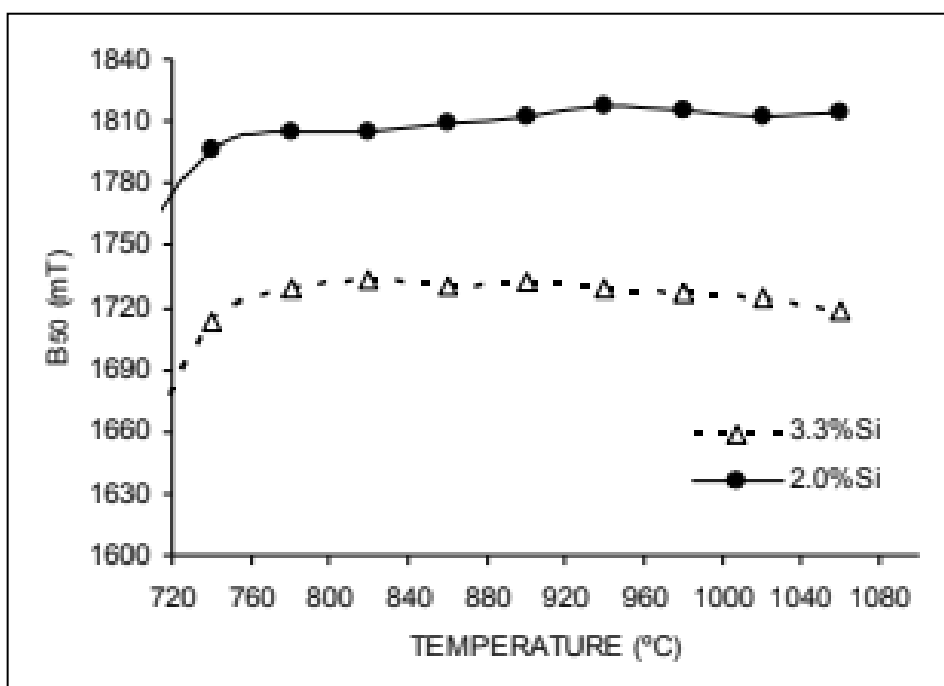


Figura 3.21 – Influência do teor de silício no  $B_{50}$  comparando um aço de espessura 0,5mm com 2,0% e 3,3% Si (OLIVEIRA JR, 2018 apud PAOLINELLI, 2015)

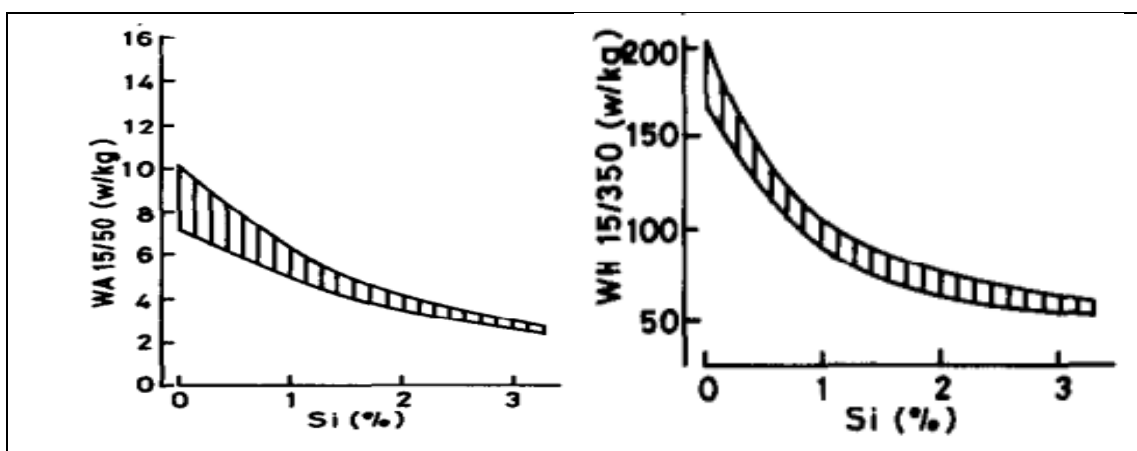


Figura 3.22 – Influência do teor de silício na perda magnética, à esquerda para frequência de 50Hz e à direita para 350Hz (Adaptado de SHIKAMANA ET AL, 1982)

### 3.5.2 Manganês

O manganês é adicionado ao aço para promover melhoria nas propriedades mecânicas, aumentando o limite de resistência. Contribui ainda para a formação de textura apropriada para as propriedades magnéticas<sup>[19-20]</sup>.

Tamanhos de grãos menores são alcançados com maiores teores de manganês o que aumenta a perda magnética por histerese<sup>[5-19]</sup>. Maiores adições de Mn aumentam a resistividade do aço, o que reduz a parcela por correntes parasitas<sup>[9-20]</sup>.

Na figura 3.23 tem-se a influência do teor de Mn para cada componente da perda magnética para menor e maior frequência. Em frequência de 50Hz a principal parcela relativa à perda total é a perda por histerese (Ph), aumentos no percentual de Mn aumentaram sua participação e já em frequência de 1000Hz o valor da perda total é numericamente maior e reduziu à medida que houve aumento do Mn, já a componente principal passa parasítica (Pe)<sup>[5-18]</sup>.

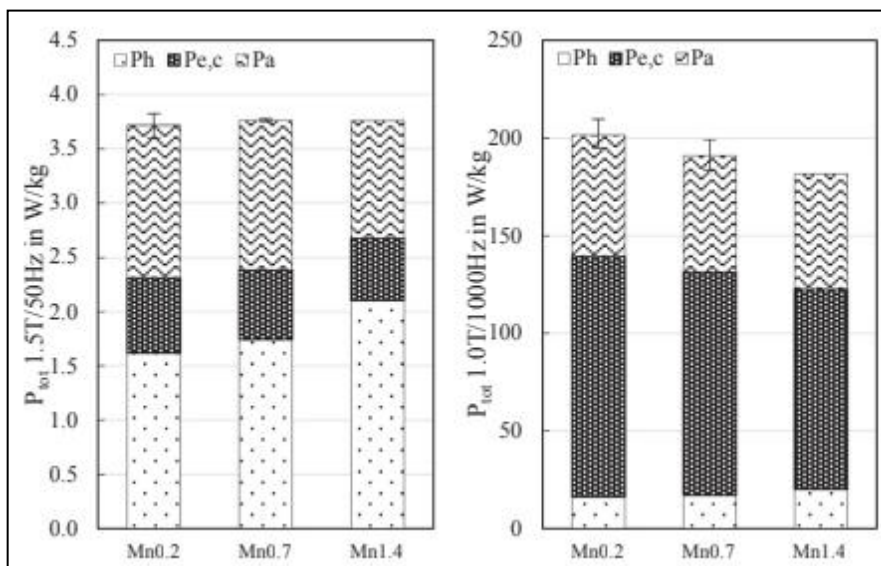


Figura 3.23 - Comparação das parcelas de perda magnética, com frequência de 50Hz (à esquerda) e 1000Hz (à direita) alterando %Mn, (Pa) perda anômala, (Ph) perda por histerese e (Pe) perda por corrente parasita. (Adaptado de SCHULTE et al, 2018)

### 3.5.3 Alumínio

Alumínio melhora a resistividade do aço, conforme equação 3.9 e tem forte influência na redução da densidade do aço para maiores percentuais. Em alguns casos utiliza-se

para reduzir as perdas magnéticas, porém leva a efeitos indesejáveis de redução da indução magnética. Da mesma forma que o Si, esse elemento em teores acima de 1% em massa dificulta a laminação a frio do material, devido aumento do limite de resistência e da dureza do material<sup>[20]</sup>.

### 3.5.4 Carbono

Carbono possui elevada capacidade de endurecimento por solução sólida, entretanto durante um tratamento térmico simples, pode deixar a solução sólida para segregar em deslocamentos ou precipitar como carbonetos. Por isso, objetivam-se teores deste elemento abaixo de 0,0025%, como forma de diminuir o fenômeno de envelhecimento magnético que vai afetar a movimentação dos domínios magnéticos<sup>[9-20]</sup>, apresentado na figura 3.24 em um aço semi-processado tratado a 210°C por 24h. Para teor de Si acima de 3,0% em massa este fenômeno é reduzido devido à estabilização dos carbonetos metaestáveis e inibição da precipitação da cementita após recozimento final<sup>[9-20]</sup>.

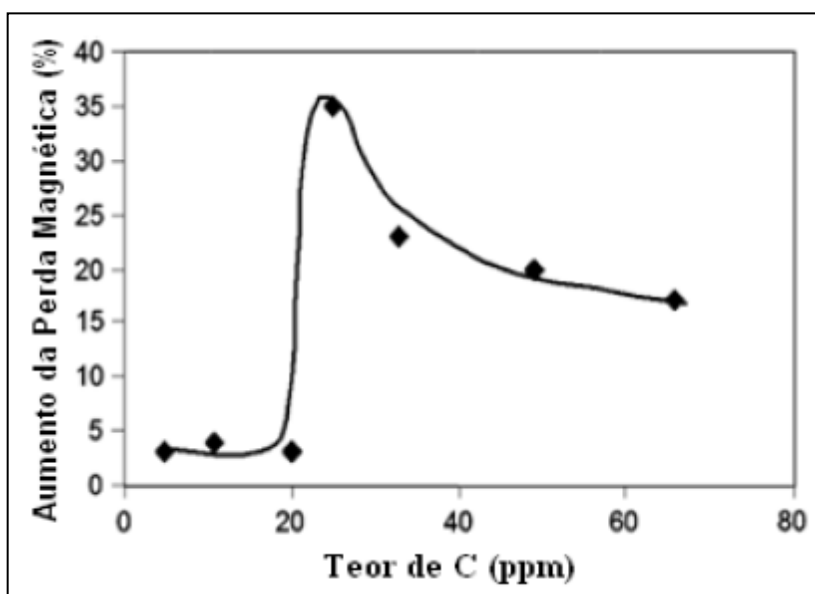


Figura 3.24 – Aumento da perda magnética (%) em função do teor de carbono, tratamento 210°C por 24h (OLIVEIRA JR, 2014 apud MARRA)

### 3.5.5 Demais elementos e elementos residuais

Fósforo é o elemento que mais eleva a resistividade do aço. Comporta-se de forma similar ao Si em termos de elevação da fragilidade do material<sup>[20]</sup>.

Teores de enxofre, nitrogênio, molibdênio e oxigênio têm efeito direto no processo de fabricação, pois formam precipitados e/ou inclusões. As inclusões aumentam as perdas magnéticas por histerese impedindo o crescimento de grão e, portanto, piorando as propriedades magnéticas<sup>[20]</sup>.

### **3.6 Influência dos processos de fabricação nas propriedades do aço**

#### **3.6.1 Laminação a quente**

Nesta etapa, partindo-se de uma placa lingotada submetida a reaquecimento, inicia-se a laminação de desbaste, na qual a espessura é reduzida de valores acima de 200mm para uma nova espessura denominada de esboço, geralmente abaixo de 35mm.

A laminação a quente de acabamento ocorre na Aperam em laminador tipo Steckel, esse esboço é reduzido para a espessura final laminada a quente, processo esse que varia de acordo com a temperatura de laminação, composição química do material e características específicas do processo de fabricação.

Em relação à temperatura de laminação a deformação pode ocorrer: no campo bifásico ou no campo monofásico isso vai conduzir a textura cristalográfica típica da fase ou da mistura de fases presentes<sup>[10-12]</sup>.

Quando a laminação ocorre na fase austenítica, acima da temperatura de recristalização, há formação de uma textura cristalográfica fraca na ferrita resultante. Dependendo do tipo de laminador usado pode ocorrer recristalização estática o que enfraquece ainda mais a textura cristalográfica<sup>[10]</sup>. Em temperaturas abaixo da recristalização desta fase, a área de contornos de grão aumenta e é introduzida alta heterogeneidade de deformação, aumentando-se assim os sítios de nucleação da ferrita, proporcionando-se assim o refino dos grãos. Além disso, há formação de textura cristalográfica de recristalização intensa na fase ferrítica resultante, que também vai depender da intensidade de deformação acumulada antes dessa recristalização<sup>[10]</sup>.

No campo bifásico, a microestrutura é composta de grãos heterogêneos. Pode haver deformação e rotação dos cristais da matriz austenítica, transformação dela em ferrita e deformação com rotação com possível recristalização da ferrita. De forma que a orientação cristalográfica resultante é complexa em função dos mecanismos citados<sup>[10]</sup>.

Por último, no campo ferrítico, haverá formação de grãos grosseiros, pois a ferrita sofrerá apenas recuperação. Além disso, o tamanho de grão irá aumentar após cada passe de laminação realizado<sup>[10]</sup>.

O tamanho de grão laminado a quente, foi estudado por Dafé<sup>[10]</sup>, é apresentado na figura 3.25, para um aço com 3,0%Si, onde para todas as espessuras laminadas a quente o aumento da temperatura de laminação aumentou o tamanho de grão. Um maior tamanho de grão nesta etapa, aumenta a probabilidade de geração de bandas de cisalhamento durante a deformação a frio provocará a nucleação de grãos com orientação Goss e Cubo, uma vez que grãos com orientação  $\gamma$ , que são indesejáveis após recozimento final, nucleiam nos contornos de grão originais. Yashiki<sup>[34]</sup> e Cunha et al<sup>[27]</sup> reforçam que o aumento do tamanho de grão nesta etapa pode acarretar uma melhora na indução magnética do produto final visto que provoca redução na área superficial dos contornos de grão o que conduz a redução na fração volumétrica de grãos com orientação  $\gamma$ .

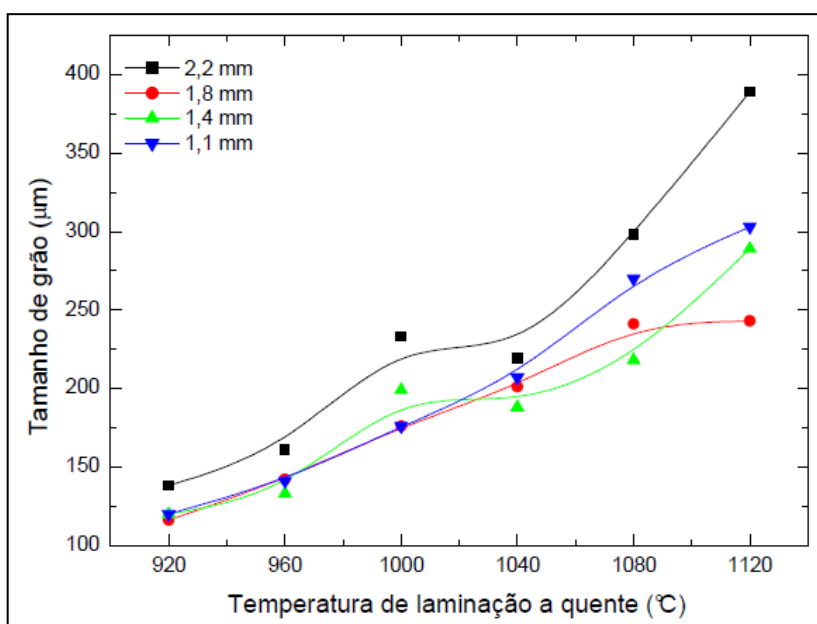


Figura 3.25 – Evolução do tamanho de grão para diferentes espessura e temperaturas de laminação a quente para um aço com 3,0 % de Si (DAFÉ, 2010)



O parâmetro Zener-Hollomon ( $Z$ ) é a taxa de deformação  $\dot{\epsilon}$  corrigida pela temperatura absoluta de deformação  $T$ . Através dele é possível relacionar o tamanho de grão inicial com o tamanho de grão recristalizado após a laminação a quente e pode ser descrito pela seguinte equação:

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (3.11)$$

Sendo:  $Q$  a energia de ativação,  $R$  a constante universal dos gases.

A figura 3.26, apresenta uma micrografia de um aço GNO com 2% de Si após laminação a quente em um laminador reversível tipo Steckel, partindo de um esboço com 25mm e atingindo espessura final de 2,3mm a uma temperatura de 1120°C. Notam-se grãos heterogêneos com a presença de bandas de deformação.

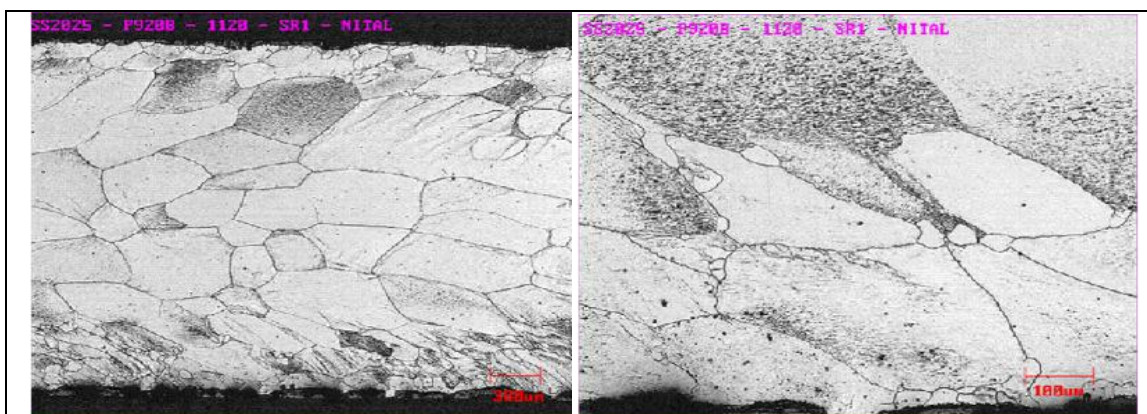


Figura 3.26 – Micrografia de um aço GNO com 2,0%Si após laminação a quente em um laminador tipo Steckel para espessura 2,3mm e temperatura de 1120°C (PAOLINELLI, 2008)

Adicionalmente a temperatura de laminação, quanto menor, mais intensa é a deformação no campo ferrítico e, conseqüentemente, maior é o fortalecimento da fibra  $\alpha$ , especialmente a componente  $\{100\}\langle 011\rangle$  e menos intensa a fibra  $\gamma$ <sup>[6]</sup>. O fortalecimento da fibra  $\alpha$  nesta etapa é prejudicial, pois ela armazena pouca energia na deformação a frio e, nas interfaces com grãos com orientações pertencentes à fibra  $\gamma$ , há nucleação de grãos com orientações da fibra  $\gamma$ . Uma maior fração da fibra  $\gamma$  aumenta a possibilidade de geração de orientação de Goss na etapa de recozimento final<sup>[12-19]</sup>.

O efeito da temperatura de laminação à quente também foi estudado por Dafé<sup>[10]</sup>, para o aço com 3,0%Si. Essa informação foi apresentada na figura 3.27, onde é possível observar que os melhores resultados em relação a perda magnética e o  $B_{50}$  simultaneamente foram para a temperatura de 1000°C, para espessura laminada a frio de 0,50mm e com recozimento final a 1020°C.

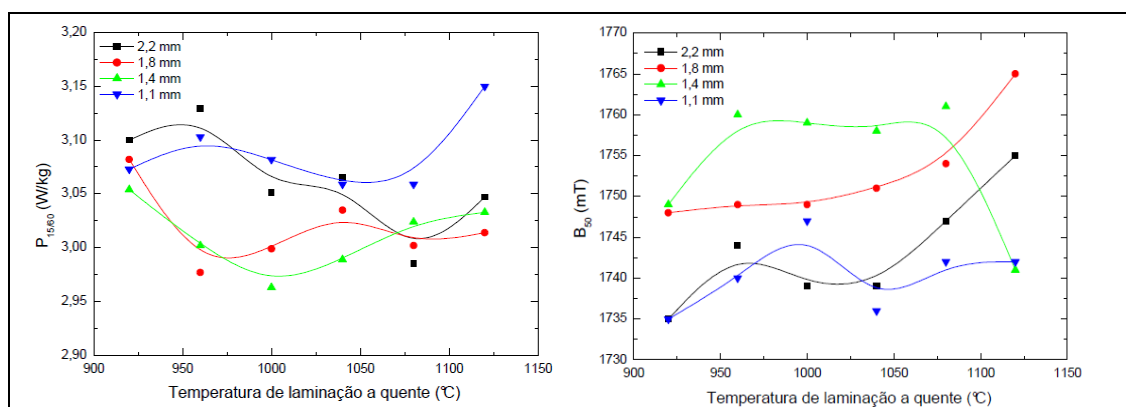


Figura 3.27 – Evolução da perda magnética e da indução  $B_{50}$  para diferentes temperaturas de laminação a quente em um aço com 3,0%Si (DAFÉ, 2010)

### 3.6.2 Recozimento inicial e final

O recozimento inicial, segundo Paolinelli<sup>[19]</sup> tende a equalizar a estrutura de grãos oriundas de um laminador reversível como o caso do Steckel, caso haja variação de temperatura durante laminação entre as posições do material, situação bastante comum neste tipo de laminador. Essa equalização pode gerar possíveis benefícios às propriedades magnéticas, pois o recozimento inicial homogeneiza as propriedades ao longo do material para que este seja submetido a um recozimento final.

Nas figuras 3.28 e 3.29 temos a evolução das propriedades magnéticas  $B_{50}$  e a perda magnética a 1,5T/60Hz com a variação da temperatura de laminação à quente para um aço GNO com 2%Si comparando-se dois cenários: um com recozimento inicial a 1030°C na figura 3.28 e outro sem recozimento inicial na figura 3.29, ambas após recozimento final à 940°C, espessura inicial de 2,3mm e final de 0,5mm. Nota-se a partir das figuras uma tendência de redução da perda magnética até 1000°C com recozimento e a 1040°C sem recozimento, pontos de menor valor da perda, a partir daí um acréscimo em ambos. A indução  $B_{50}$  tem seus valores aumentados

continuamente com o acréscimo da temperatura em ambos os casos, porém a partir de 1000°C este acréscimo é mais acentuado.

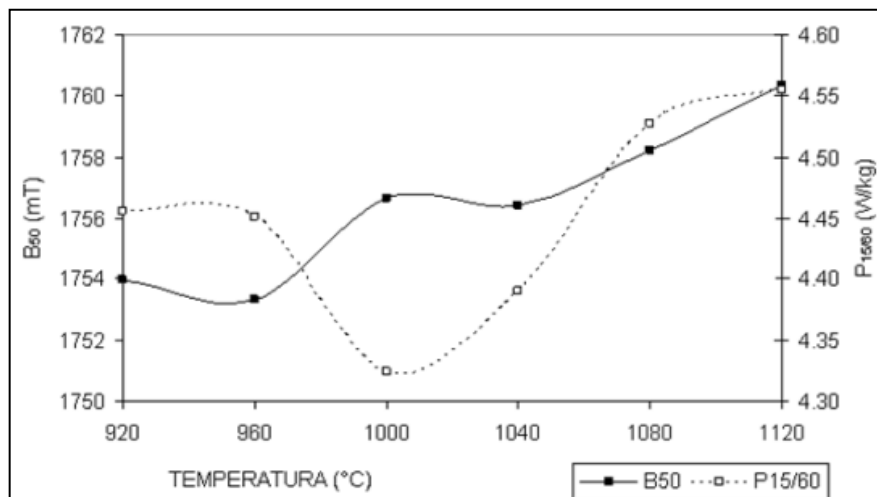


Figura 3.28 – Evolução da perda magnética e da indução  $B_{50}$  para diferentes temperaturas de laminação a quente em um aço com 2,0%Si, com recozimento inicial a 1030°C (PAOLINELLI, 2008)

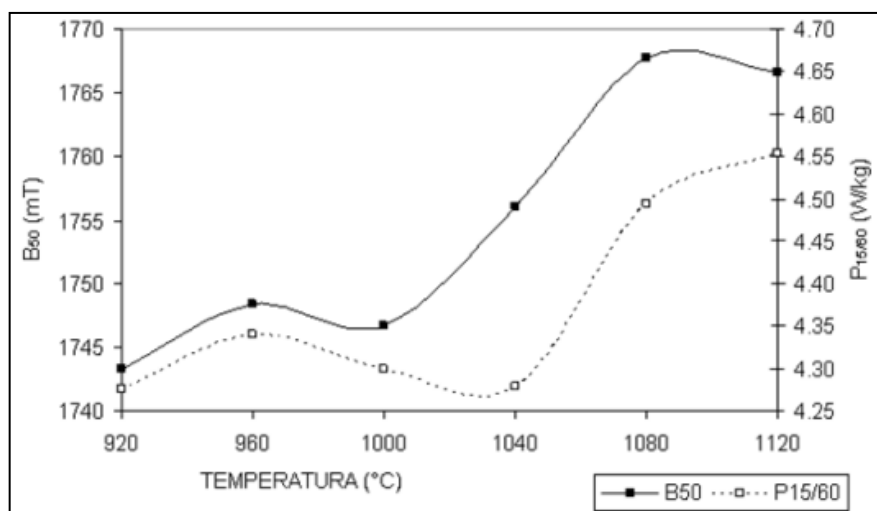


Figura 3.29 – Evolução da perda magnética e da indução  $B_{50}$  para diferentes temperaturas de laminação a quente em um aço com 2,0%Si, sem recozimento inicial (PAOLINELLI, 2008)

O efeito mais notório ocorre nas frações volumétrica das fibras  $\alpha$  e  $\gamma$ , no estudo<sup>[19]</sup>, para o mesmo aço citado anteriormente, percebe-se através da figura 3.30 que ocorre redução da fibra  $\alpha$  e aumento da fibra  $\gamma$  quando comparado a situação sem recozimento inicial (SR1) e com recozimento inicial (CR1). Essa redução da fração volumétrica de  $\alpha$  e aumento de  $\gamma$  é dita pelo autor como benéfica para obtenção de textura adequada após recozimento final.

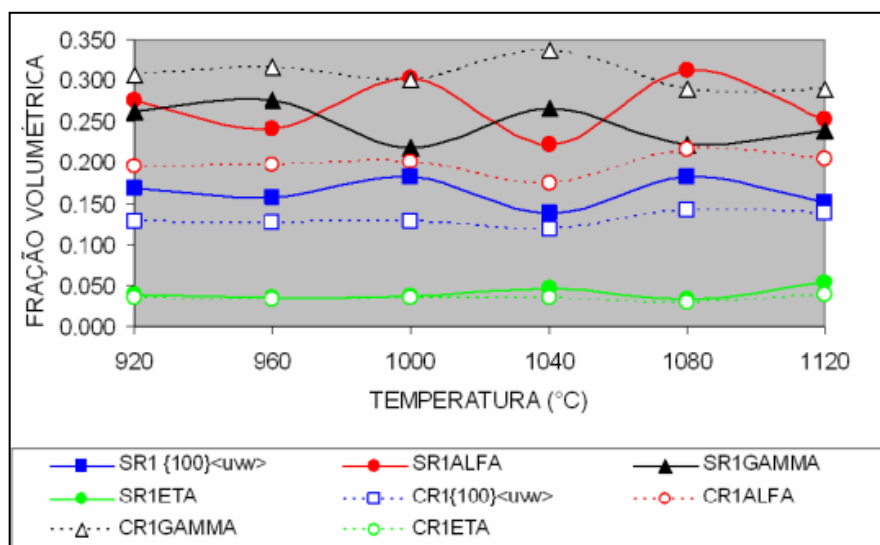


Figura 3.30 – Fração volumétrica das fibras para diferentes temperaturas de laminação a quente em um aço com 2,0%Si condições com (CR1) e sem (SR1) recozimento inicial (PAOLINELLI, 2008)

Dependendo da temperatura na qual o recozimento ocorre, pode-se conduzir à alteração textura de deformação, à geração de componentes muito intensas ou, simplesmente, não alterar a textura cristalográfica de deformação<sup>[10]</sup>.

No recozimento final, um aço deformado, pode ter recuperação e/ou recristalização. O que vai depender do grau de deformação no qual o material foi submetido durante a laminação a frio, do tempo e da temperatura na qual é realizado o recozimento<sup>[11-30]</sup>.

O recozimento abaixo da temperatura de recristalização provoca apenas recuperação e pode ou não provocar mudanças na textura. Já em temperatura acima da recristalização, dependendo do tempo, promove a recristalização e eventualmente o crescimento de grão, que pode gerar orientação cristalográfica preferencial completamente diferente da gerada pela laminação, que pode inclusive, levar o material a ter ausência de textura, como por outro lado desenvolver componentes extremamente intensas ou até mesmo não alterar a textura de partida<sup>[11-30]</sup>.

A alteração da textura de deformação, durante a recristalização, se dá devido aos mecanismos de nucleação e crescimento de grãos. Estes novos grãos formados possuem menor energia acumulada, pois tem menor densidade de discordâncias, e foram formados através da eliminação de defeitos cristalinos com migração de

contornos de alto ângulo<sup>[11-30]</sup>. Este fenômeno recebe o nome de recristalização primária, e a textura resultante deste processo denominado textura de recristalização.

Pode ocorrer também em temperaturas elevadas um crescimento exagerado de grãos, onde alguns poucos grãos crescem consumindo seus vizinhos menores. Este fenômeno é chamado de recristalização secundária<sup>[11-30]</sup>.

A figura 3.31 ilustra o que foi dito anteriormente demonstrando a evolução da perda magnética ( $P_{15/60}$ ) e a indução  $B_{50}$  com a variação da temperatura de recozimento final em um aço GNO com 2%Si, espessura de 0,5mm. Nota-se que acima de 680°C ocorre um maior aumento no valor de  $B_{50}$  e redução da perda magnética. Foi relatado pelo autor<sup>[19]</sup> que o comportamento das propriedades magnéticas deste aço, com relação à temperatura de recozimento final, impossibilita o alcance simultâneo da mais alta indução magnética com a mais baixa perda magnética alcançada.

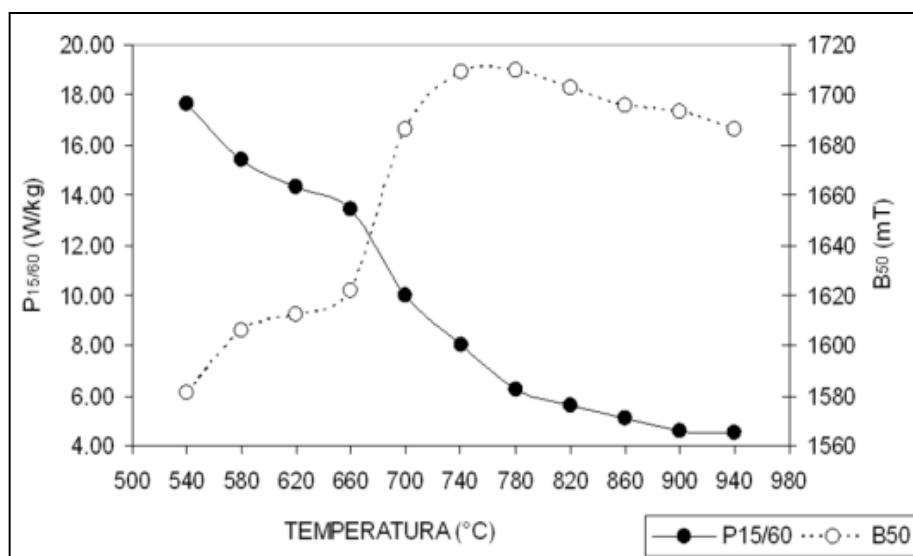


Figura 3.31 – Evolução da perda magnética ( $P_{15/60}$ ) e a indução  $B_{50}$  com a variação da temperatura de recozimento final em um aço GNO com 2%Si (PAOLINELLI, 2008)

Na figura 3.32, pode-se observar a fração volumétrica das fibras para o mesmo material descrito anteriormente. Após a mesma temperatura citada, ocorre aumento da fração volumétrica de  $\eta$  redução de  $\alpha$  e aumento de  $\gamma$ .

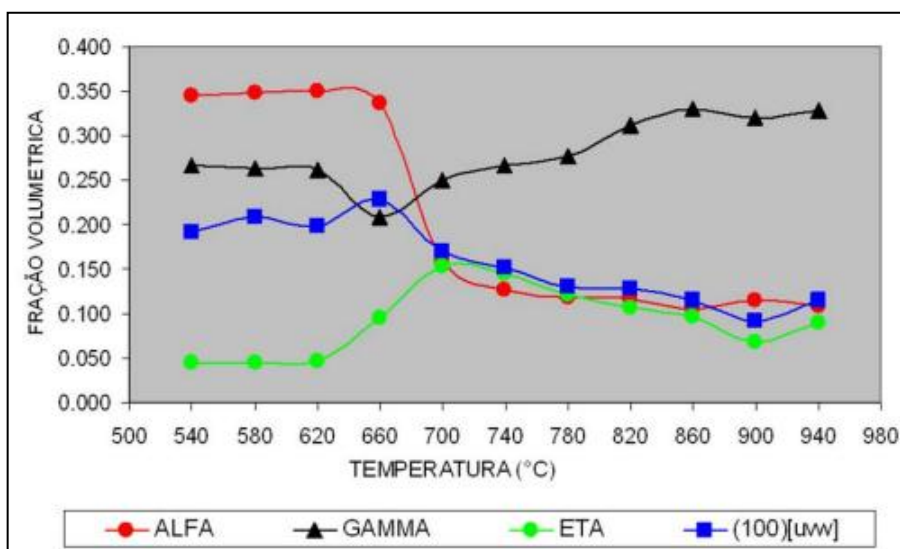


Figura 3.32 – Fração volumétrica das fibras para diferentes temperaturas de recozimento final aço com 2%Si (PAOLINELLI, 2008)

Por último, o recozimento final tem papel importante na redução das perdas por histerese, pois elimina as discordâncias do processo de laminação a frio e provoca crescimento de grão, que é um dos gatilhos para redução desta parcela de perda<sup>[27-43]</sup>. A figura 3.33 ilustra a distribuição das parcelas de perda magnética com variação da temperatura de recozimento final para duas espessuras de laminação, nota-se que para todas as frequências e espessuras, ocorre redução da parcela de perda por histerese (Ph) com o aumento da temperatura de recozimento final. Percebe-se também o aumento da parcela corrente parasita (Pe) com o aumento da frequência de teste, conforme já descrito no capítulo anterior.

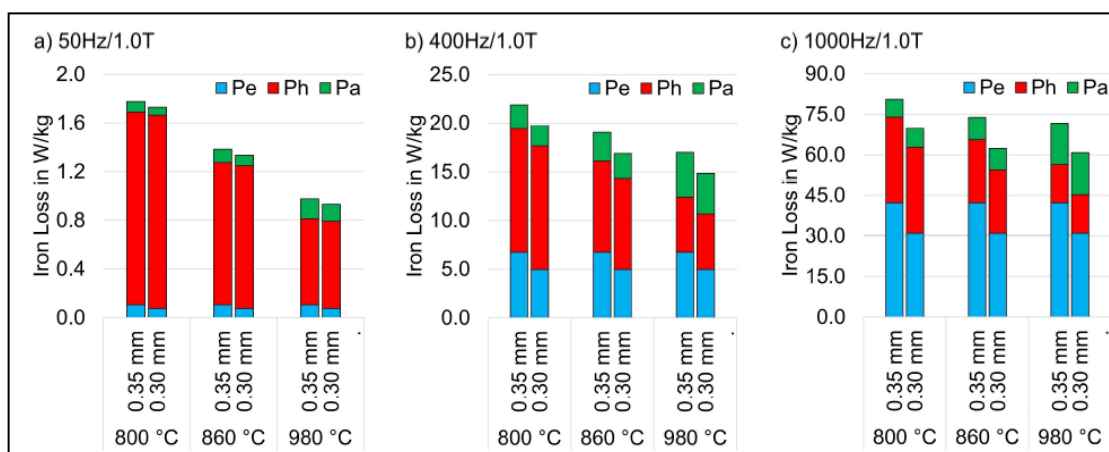


Figura 3.33 – Distribuição das parcelas de perda magnética com variação da temperatura de recozimento final para duas espessuras de laminação, aço GNO 3,3%Si (OLIVEIRA JR ET AL, 2022)

### 3.6.3 Laminação a frio

Laminação é o processo de conformação mecânica no qual consiste na passagem do material entre cilindros a fim de obter redução na espessura do material, o que acarreta em um aumento no seu comprimento. Na laminação o material é submetido a grandes tensões compressivas e tensões cisalhantes superficiais resultantes do atrito entre os cilindros e o material. Devido ao trabalho com elevadas cargas, restrições de equipamentos e ao encruamento do material, em muitos casos é necessário que a redução da espessura ocorra em vários passes de laminação<sup>[7-31]</sup>.

Segundo Reed-Hill<sup>[32]</sup> o termo a frio indica que o processo é realizado em uma temperatura abaixo da temperatura de recristalização do material, essa temperatura vai depender da temperatura de fusão do material.

A deformação plástica neste processo ocorre principalmente por sistemas de deslizamentos de planos cristalinos determinados. Nele o reticulado cristalino sofre rotação, por deslizamento de planos ou por maclação, para orientações mais favoráveis, estabelecendo a denominada textura de deformação<sup>[21-28]</sup>.

Essa textura vai depender principalmente da orientação inicial dos grãos antes da deformação, do grau de deformação aplicado, do caminho da deformação adotado e da temperatura em que o material foi deformado<sup>[30]</sup>. Em relação ao grau de deformação, ele irá favorecer a obtenção da textura de recristalização após recozimento final, pois os sítios de nucleação tem forte relação com as bandas de deformação e/ou de cisalhamento<sup>[21]</sup>.

Outro fator relacionado à laminação é a espessura final do material, espessuras menores, laminadas a frio, apresentam perdas por correntes parasitas mais baixas, conforme já apresentado na figura 3.33, pois a perda por corrente parasita depende da espessura<sup>[5]</sup>.

Por outro lado, a redução da espessura tem um efeito secundário que é a dificuldade do alcance de valores elevados de indução magnética, devido a dificuldade de obtenção de orientação cristalográfica adequada<sup>[5]</sup>. Isso foi estudado por Dafe<sup>[10]</sup> em um aço GNO contendo 3,0%Si, onde, variou-se o grau de redução a frio através da

variação da espessura e temperaturas de laminação avaliando-se a fração volumétrica das fibras  $\eta$  e  $\alpha$ . Pela figura 3.34 percebeu-se que, quanto maior a redução a frio a fração volumétrica de  $\eta$  reduziu, enquanto a fração volumétrica de  $\alpha$  teve tendência de aumentar para todas as temperaturas de laminação a quente avaliadas pelo autor, o mesmo efeito citado ocorreu para a fibra  $\gamma$ .

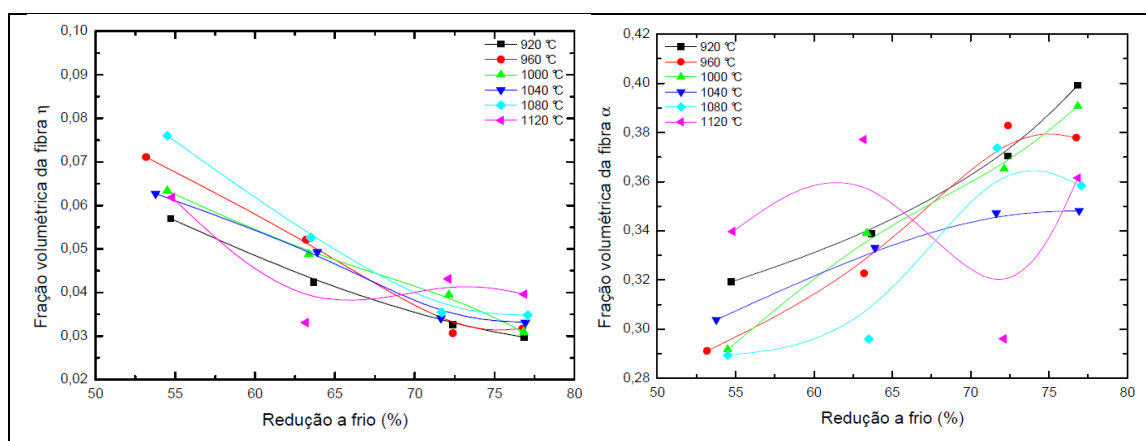


Figura 3.34 – Fração volumétrica das fibras  $\eta$ ,  $\alpha$  e  $\gamma$  após redução a frio e avaliando a influência da temperatura de laminação a quente (Adaptado de DAFÉ, 2010)

A afirmação foi confirmada em um trabalho realizado por Seil<sup>[16]</sup>. No trabalho ele variou a espessura da bobina laminada a quente e o grau de redução a frio, figura 3.35, obtendo-se, para um grau de redução abaixo de 82%, melhores valores de indução magnética  $B_{50}$ . E na medida em que a espessura diminuiu o valor da indução magnética  $B_{50}$  também diminuiu.

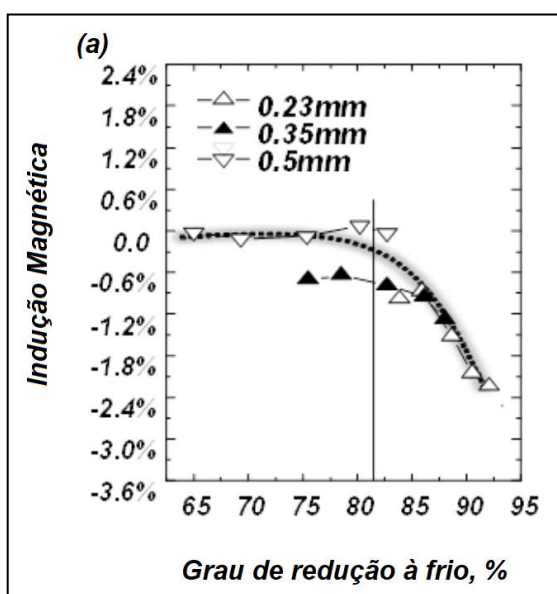


Figura 3.35 - Efeito da redução a frio na indução magnética (%) para diferentes espessuras (Adaptado de SEIL, 2019)



Para o grau de redução a frio da ordem de 68%, associado à temperatura de laminação a quente de 1000°C, para um aço com 3,0%Si Dafé<sup>[10]</sup> obteve os maiores valores de  $B_{50}$  e menores valores de perda magnética a 1,5T/60Hz, figura 3.36.

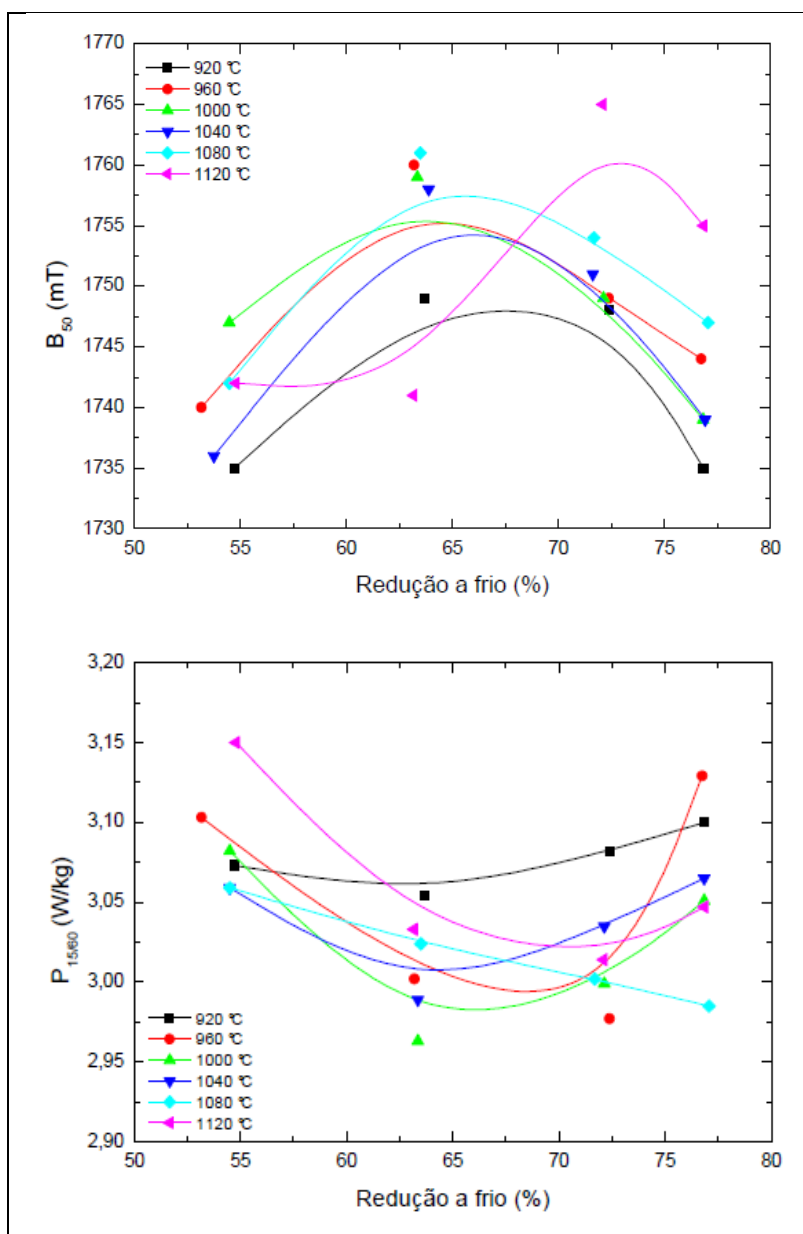


Figura 3.36 - Indução magnética e perda magnética em função do grau de redução a frio para diversas temperaturas de laminação a quente (Adaptado de DAFÉ, 2010)

A redução a frio também exerce um papel fundamental nas propriedades mecânicas do aço. Para reduções a frio mais elevadas são esperados menores tamanhos de grão e conseqüentemente maiores valores de limite de escoamento e resistência mecânica são alcançados após recozimento final<sup>[7-16]</sup>.

De forma geral o tamanho de grão final reduz com o aumento do grau de redução, essa informação foi obtida por<sup>[10]</sup> e demonstrada na figura 3.37, onde observou-se que o aumento do encruamento provado pelo aumento do grau de redução, gera um maior número de sítios potenciais a nucleação, como bandas de cisalhamento, isso implica em maior dificuldade de crescimento de grão na etapa final de processamento.

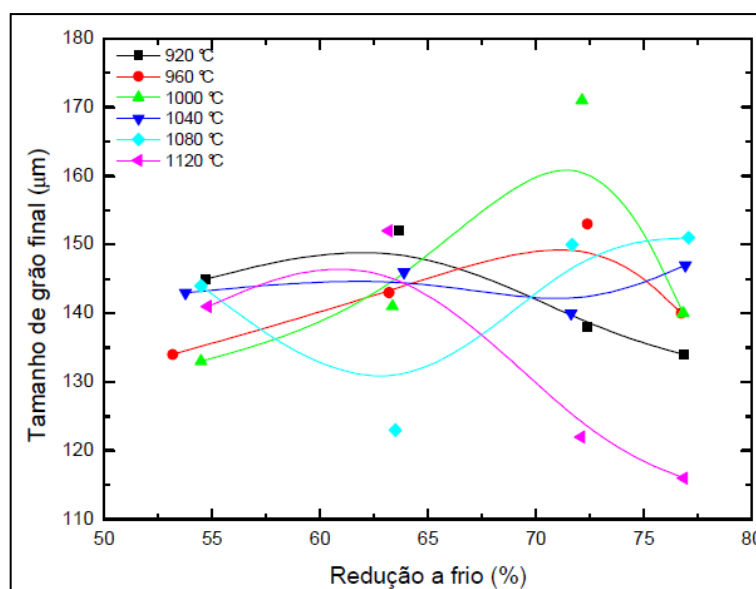


Figura 3.37 - Efeito da redução a frio no tamanho de grão final (DAFÉ, 2010)

Por último, com o aumento da redução a frio e adição de ligas Mn e Si, o material se torna cada vez mais frágil, tornando-se difícil de ser trabalhado a frio<sup>[20]</sup>. Conforme já citado no tópico de composição química.

## 4 METODOLOGIA

### 4.1 Materiais

Amostra de esboço, de aço silício grão não orientado 3,3%Si, após laminação no laminador desbastador Rougher, de espessura aproximada de 28mm e com composição química percentual, descrita na tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Composição Química (% em peso) do Aço em estudo

Fe	C	Si	Al	Mn	S	P	N
Balanço	0,0023	3,28	0 – 1,0	0 – 1,5	0,0002	0,015	0,002

### 4.2 Fluxo de processamento

Os aços elétricos na Aperam começam no circuito a quente. Como a empresa é integrada o primeiro equipamento é o alto-forno, responsável pela transformação da matéria-prima em ferro gusa, em seguida o produto segue para a Aciaria onde são obtidos padrões adequados de composição química. Em seguida é realizado o lingotamento contínuo e transformação do aço líquido em placas.

Na laminação a quente essas placas são reaquecidas a temperaturas acima de 1100°C. Na sequência descarepadas e laminadas em um laminador Rougher do tipo quádruplo reversível, a fim de reduzir a espessura da placa em 7 passes de uma espessura de 200mm para 28mm (chamado de esboço), um esquema destas etapas foi construído e apresentado na figura 4.1. Após essa etapa, a ponta do esboço, foi cortada na própria linha de produção, e recolhida para posterior preparação.

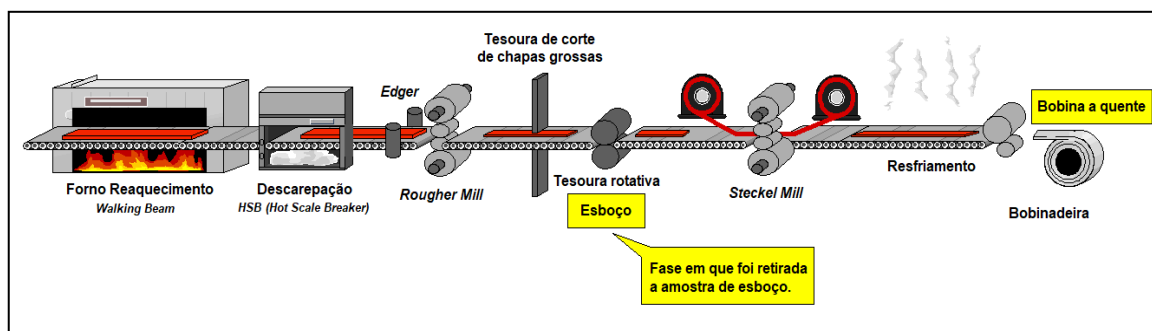


Figura 4.1 – Fluxo de produção da laminação a quente da Aperam

### 4.3 Métodos

As amostras foram preparadas na oficina mecânica da Aperam com dimensões de 100mmx70mmx28mm (largura, comprimento e espessura), conforme esquema da figura 4.2, sendo 18 amostras usadas para realização dos ensaios, ver Anexo II.

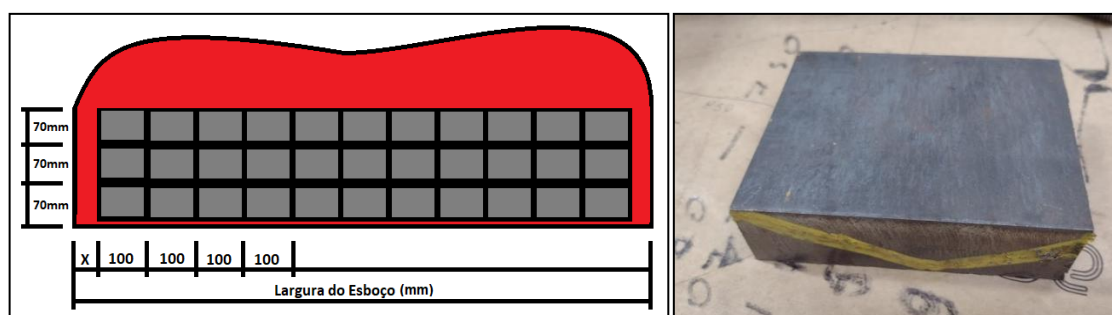


Figura 4.2 - Esquema de corte do esboço à esquerda e amostra após o corte à direita

As etapas seguintes visam simular em laboratório, os processos de fabricação existentes na linha de fabricação deste aço. Elas serão: laminação a quente, recozimento inicial, laminação a frio e recozimento final.

Para facilitar o entendimento destas etapas, construíram-se esquemas descritos a seguir: Informações principais das condições de processamento (total de 8 condições distintas), ver tabela 4.2; Detalhamento dos processos termomecânicos estudados, através da figura 4.3; Fluxograma do plano de amostragem, ver figura 4.3, e análises a serem realizadas após cada processamento detalhadas no quadro 4.1.

Tabela 4.2 – Detalhamento das principais variáveis para todas as condições testadas

Variável	Unidade	Condição							
		A	B	C	D	E	F	G	H
Espessura do Esboço	mm	28,0	28,0	28,0	28,0	28,0	28,0	28,0	28,0
Temperatura Laminação Quente	°C	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000
Espessura Laminada a Quente	mm	1,00	1,50	2,00	2,50	1,00	1,50	2,00	2,50
Temperatura Recozimento Inicial	°C	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000
Espessura Laminada a Frio	mm	0,25	0,25	0,25	0,25	0,50	0,50	0,50	0,50
Temperatura Recozimento Final	°C	940	940	940	940	940	940	940	940

As temperatura de laminação de 1000°C foi escolhida baseada nos resultados dos trabalhos de Dafé<sup>[10]</sup> e Paolinelli<sup>[19]</sup> onde para um aço com 3%Si, laminado a frio para espessura de 0,50mm, obteve-se os melhores resultados simultaneamente de perda magnética e indução magnética.

As espessuras de laminação a quente e frio foram escolhidas de forma a alcançar reduções entre 50 e 90%. Além disso, nos trabalhos de Dafé<sup>[10]</sup> e Seil<sup>[16]</sup>, a redução ótima no primeiro caso foi da ordem de 63% e no segundo abaixo de 82%, ambos em aço com 3,0%Si.

O recozimento inicial foi baseado nos trabalhos de Pedrosa<sup>[45]</sup> e Paolinelli<sup>[19]</sup> e também como forma de replicar os resultados obtidos nessa dissertação para o ambiente industrial, uma vez que um laminador reversível como o caso do Steckel pode apresentar variações de temperatura ao longo do comprimento do material. Já a temperatura de recozimento final foi baseada nos resultados Cunha et al<sup>[27]</sup> onde o valor de 940°C, em aço com 2%Si, apresentou menor perda magnética.

Em nenhum dos trabalhos citados as propriedades mecânicas do aço foram avaliadas.

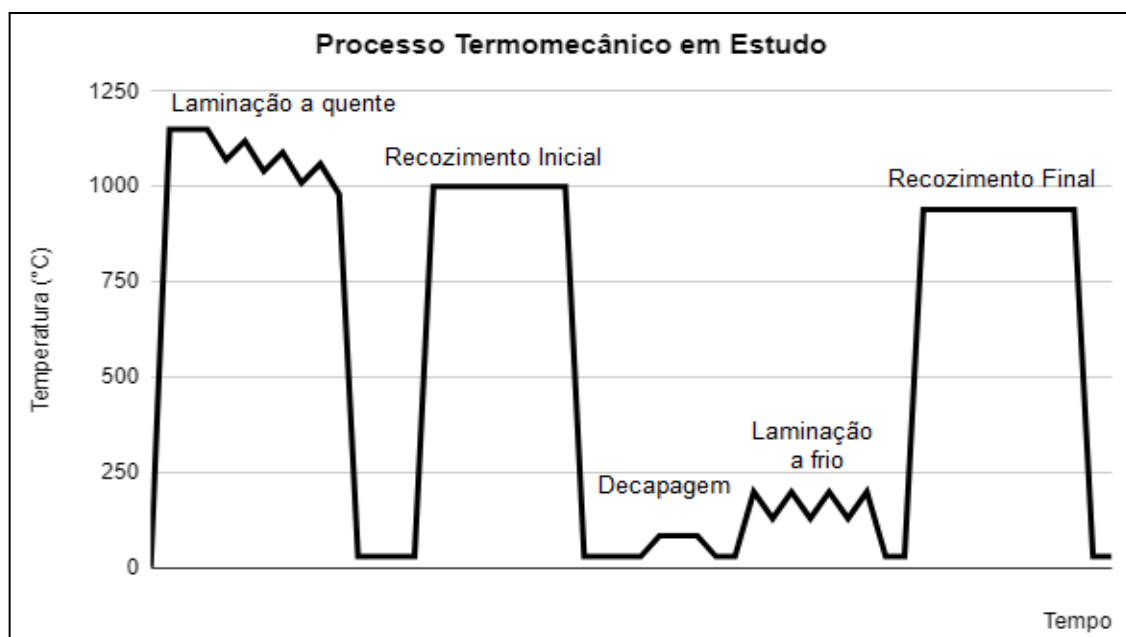


Figura 4.3 – Esquema dos processos termomecânicos em estudo

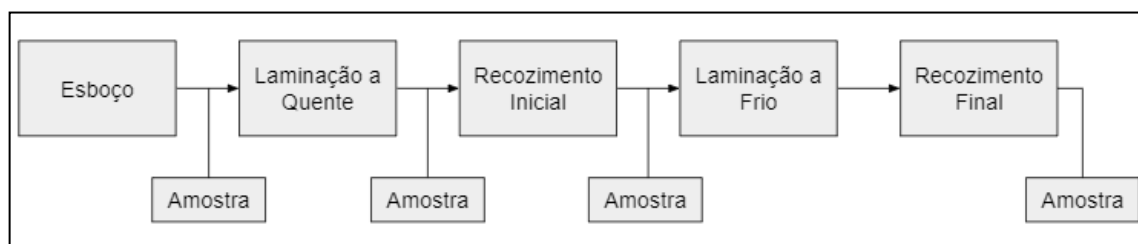


Figura 4.4 – Fluxograma da amostragem após as etapas de processamento

Quadro 4.1 – Técnicas e tipos de análises a serem realizadas por amostra

<b>Amostra</b>	<b>Técnica de análise</b>	<b>Tipo</b>
Esboço	Microscopia Óptica	Micrografia
Laminada a quente	Microscopia Óptica	Análise de camada
		Micrografia
	DRX	Textura / Fração Volumétrica
	Ensaio mecânico	Tração
Recozimento inicial	Microscopia Óptica	Análise de camada
		Micrografia / Tamanho de grão
	DRX	Textura / Fração Volumétrica
	Ensaio mecânico	Tração
Recozimento final	Microscopia Óptica	Micrografia / Tamanho de grão
	DRX	Textura / Fração Volumétrica
	Ensaio mecânico	Tração
	Ensaio magnéticos	Perda e Indução magnética

#### 4.3.1 Laminação a quente

As amostras foram aquecidas durante 16 minutos até a temperatura de 1150°C, mantendo-se por mais 2 minutos em encharque, a curva obtida pode ser observada no Anexo I. Utilizou-se para isto um forno mufla, que possui aquecimento por resistência elétrica.

A temperatura foi controlada por termopar tipo K com espessura de 1,00m e comprimento de 8m inserido no centro da espessura da amostra e após a retirada da amostra do forno a temperatura foi medida com pirômetro óptico com feixe de laser modelo Rayger 3i do fabricante Raytek, utilizando emissividade 0,95.

Após esta etapa, as amostras foram processadas em um laminador duo reversível do fabricante FENN, um plano de passe foi estabelecido para cada grupo de amostras a ser laminada e apresentado na tabela 4.3, que contém o número de passes e grau de redução a quente previsto, variando entre 91,1% e 96,4%.

Após cada passe de laminação as amostras foram inseridas em forno estacionário tipo mufla atmosfera de ar aquecimento por resistência elétrica onde permaneceram por 5

minutos (300s) de forma a manter a temperatura em 1000°C durante todos os passes de laminação, simulando o reaquecimento do laminador Steckel. A temperatura foi monitorada com o mesmo pirômetro óptico já citado anteriormente. A figura 4.5 apresenta a medição de temperatura sendo registrada com o pirômetro óptico após a amostra ser retirada do forno mufla e já pronta para realizar um passe de laminação. Os valores de temperatura, bem como as cargas de laminação e espessuras previstas a cada passe, foram registrados no Anexo III.

Tabela 4.3 – Plano de passe laminação a quente

Amostra	Grau de redução por passe [%] - Plano de laminação							Redução Total [%]	Espessura Final [mm]
	1	2	3	4	5	6	7		
Grupo 2,5	39,3%	38,8%	38,5%	37,5%	37,5%	-	-	91,1%	2,50
Grupo 2,0	39,3%	38,8%	38,5%	37,5%	50,0%	-	-	92,9%	2,00
Grupo 1,5	39,3%	38,8%	38,5%	37,5%	37,5%	40,0%	-	94,6%	1,50
Grupo 1,0	39,3%	38,8%	38,5%	37,5%	37,5%	40,0%	33,3%	96,4%	1,00

Finalizando-se o último passe de laminação as amostras foram resfriadas até a temperatura de 550°C, com uso de ar comprimido, a pressão de 1kgf/mm<sup>2</sup>, em seguida inseridas em forno mufla, onde permaneceram a esta temperatura por 2h. Simulando o resfriamento e bobinamento que ocorrem na linha de produção.



Figura 4.5 – Monitoramento da temperatura da amostra antes da laminação à quente após o enformamento entre passes

Um esquema das etapas, descritas anteriormente, foi construído de forma a facilitar o entendimento e foi apresentado na figura 4.6.

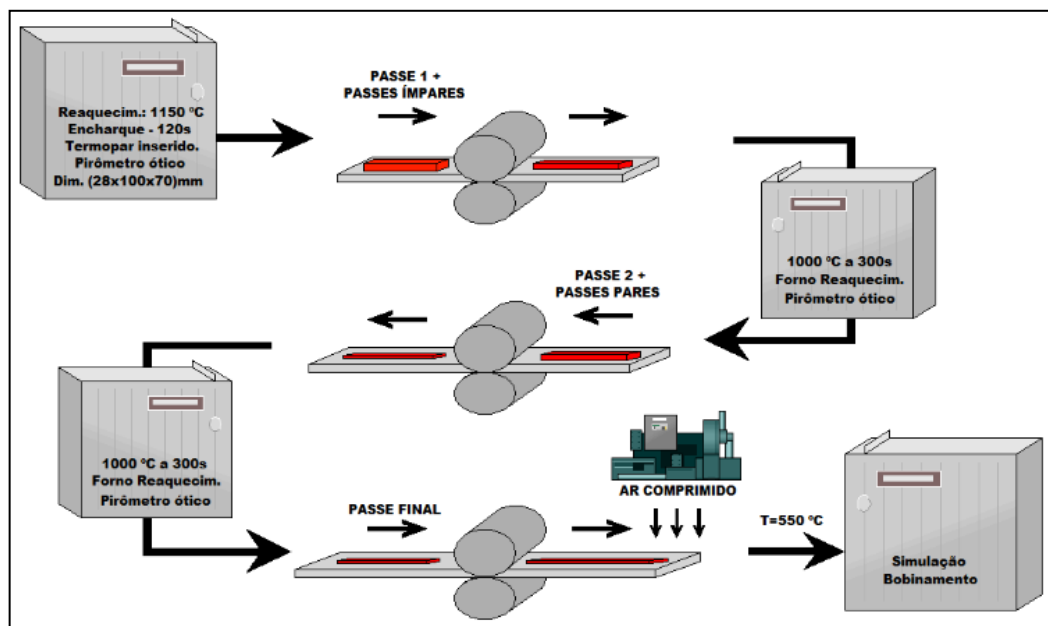


Figura 4.6 – Esquema das etapas realizadas durante a simulação da laminação à quente no laboratório

Após o completo resfriamento das amostras, as mesmas foram então cortadas nas dimensões de 100mm de largura por 320mm de comprimento, identificadas, adicionando um número à frente do código inicial para cada divisão (ex. AM1.1, AM1.2...), para isso levou-se em conta o comprimento necessário das amostras e também as dimensões dos equipamentos a serem utilizados nas etapas posteriores. O esquema de corte das amostras e do local das medições foi apresentado na figura 4.7. A espessura medida foi apresentada no Anexo IV, utilizando-se micrômetro digital com resolução centesimal da marca Mitutoyo, realizando-se seis medições por amostra. A partir da medição de espessura as amostras foram selecionadas para seguir para as próximas etapas.

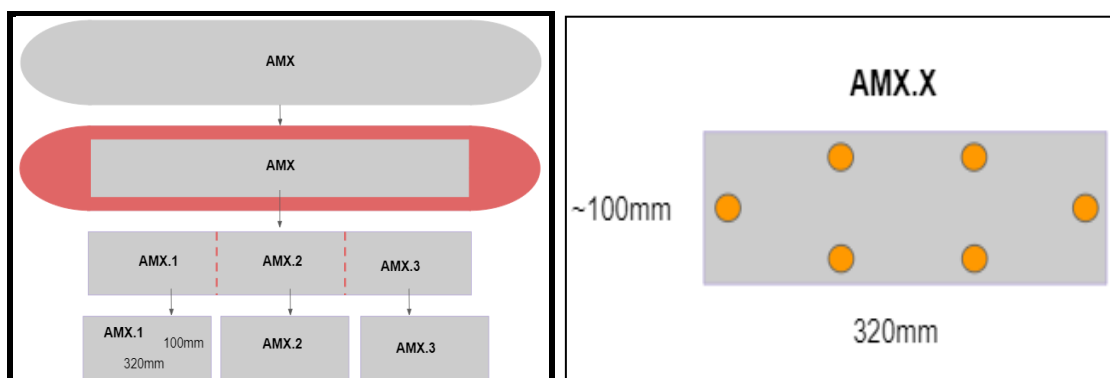


Figura 4.7 – Plano de corte (à esquerda) e plano medição da espessura (à direita)



### 4.3.2 Recozimento Inicial

As amostras seguiram para o recozimento inicial, que foi realizado a temperatura de 1000°C com encharque de 90 segundos, a medição de temperatura foi realizada por termopar tipo K com espessura de 1,00m, resfriadas à temperatura ambiente. A curva obtida para cada espessura de amostra foi apresentada na figura 4.8.

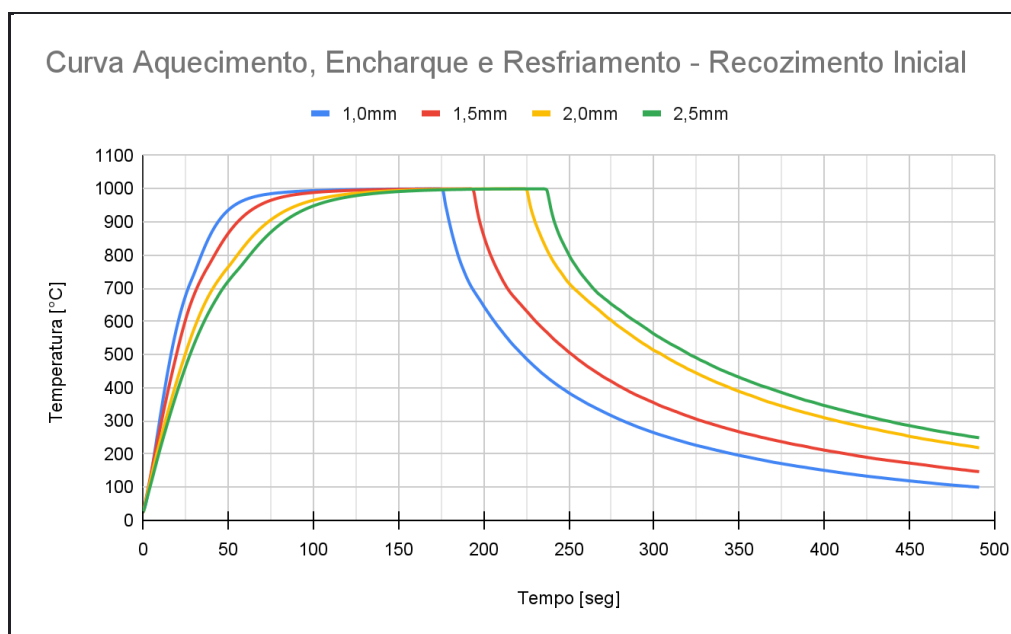


Figura 4.8 – Curva de aquecimento, encharque e resfriamento para diferentes espessuras para o recozimento inicial

A carepa superficial foi removida através de decapagem utilizando solução contendo 20% de HCL à temperatura de 60°C, por aproximadamente 5 minutos, foi adicionado à essa solução aproximadamente 0,01% de inibidor de decapagem, do tipo Hexametileno Tetramina, simulando as condições existentes na linha de produção.

Ao final, realizou-se inspeção visual e análise da camada superficial, via microscópio óptico, de forma a garantir que a carepa da superfície tivesse sido totalmente removida pela decapagem.

### 4.3.3 Laminação a frio

A laminação a frio foi realizada em duas etapas: sendo a primeira laminando todas as amostras para 1,0mm, usando-se a configuração duo na cadeira de laminação; e a

segunda etapa, trocando-se os cilindros para a configuração quadro (devido restrições físicas do laminador). Para efetuar a laminação, as amostras foram aquecidas até a temperatura de 120°C durante 5 minutos para reduzir a fragilidade a frio. Ao final da laminação, as amostras foram embebidas em óleo mineral como proteção contra oxidação.

A laminação foi finalizada e a figura 4.9 apresenta uma foto da superfície da amostra após a laminação. Nesta etapa foi alcançado as espessuras finais de 0,25mm (grupo 1) e 0,50mm (grupo 2), apresentadas na tabela 4.4, e abrangeu os graus de redução a frio entre 50 e 90%.



Figura 4.9 – Amostra após laminação a frio, espessura final e largura 100mm

Tabela 4.4 – Redução a frio para as espessuras de 0,25mm e 0,50mm

Condição	Espessuras [mm]		Redução a Frio [%]
	Inicial	Final	
Grupo 1	2,50	0,25	90,0
	2,00	0,25	87,5
	1,50	0,25	83,3
	1,00	0,25	75,0
Grupo 2	2,50	0,50	80,0
	2,00	0,50	75,0
	1,50	0,50	66,7
	1,00	0,50	50,0

#### 4.3.4 Recozimento final

Antes da última etapa de processamento as amostras tiveram o óleo de laminação removido através de lavagem (desengraxamento), que foi realizada com detergente AM-2610 do fabricante Quaker.

Em seguida enviadas ao recozimento final. Que foi realizado a temperatura de 940°C em um forno elétrico contínuo COMBUSTOL FECE-470, com retorta de 14m, aquecimento por resistência elétrica com 2,2m úteis e câmara de resfriamento por água recirculante, a velocidade de 1,20m/min para a espessura de 0,50mm e a 2,20m/min para a espessura de 0,25mm em uma atmosfera de 75% de H<sub>2</sub> e 25% N<sub>2</sub>, ponto de orvalho objetivado inferior a -30°C, onde permaneceram por 50s e 75s respectivamente. A vazão dos gases foi medida pelo medidor Calomat 6 da Siemens e o ponto de orvalho DewMaster da EdgeTech. As fotos dos equipamentos foi apresentada na figura 4.10. A temperatura foi monitorada por termopar tipo K. A temperatura, vazão de H<sub>2</sub>, ponto de orvalho e carga de bobinamento, trazidas no Anexo V.



Figura 4.10 – Forno contínuo, medidor de ponto de orvalho e monitoramento contínuo da tração de processamento, durante o processamento das amostras

A passagem da amostra pelo forno foi realizada através de uma tira na qual a ponta das amostras foi soldada com uma solda por resistência e foram bobinadas à uma tração de aproximadamente 12kgf.

#### 4.3.4 Propriedades magnéticas

Os testes magnéticos foram realizados no laboratório de ensaios magnéticos do centro de pesquisa da Aperam. As amostras com espessura final foram cortadas na dimensão de 305mm na direção de laminação e 30mm na direção transversal, descartando-se as bordas das amostras. Cada grupo das condições testadas em triplicata.

O ensaio foi realizado com chapa única (*single sheet*), na direção de laminação da amostra, no equipamento da fabricante Brockhaus, modelo MPG200D, na condição de teste 1,0T a 400Hz e indução magnética a 5000A/m.

#### 4.3.5 Textura

Para análise da fração volumétrica de fibras as amostras foram cortadas na dimensão 50mm x 50mm, embutidas e lixadas, após essa etapa o polimento foi realizado com sílica coloidal e em seguida atacadas químico com peróxido de hidrogênio 95% e HF 5% durante 60s após limpa com algodão embebido em nital 5%. Elas foram analisadas na superfície (contempla no máximo 10% da espessura do material) e centro da espessura (metade da espessura da amostra) para as amostras laminadas a quente e com recozimento inicial e centro da espessura após laminação a frio. Ambas realizadas no DRX do fabricante Philips modelo X'Pert, com tratamento de dados para geração das ODF's usando o software OIM.

#### 4.3.6 Propriedades mecânicas

As amostras foram preparadas com a dimensão de 300mm na direção de laminação por 20mm de largura na direção transversal e usinadas conforme padrão ASTM E8/E8M.

Em seguida foram ensaiadas no laboratório de ensaios mecânicos do centro de pesquisa da Aperam no equipamento máquina de tração 5583 do fabricante Instron.

Cada grupo das condições foi testado em triplicata. Utilizaram-se os valores de limite de escoamento a 0,2% e o limite de resistência para cada condição.

#### 4.3.7 Caracterização microestrutural

A preparação das amostras seguiu as seguintes etapas: corte, embutimento, lixamento, polimento e ataque químico. As amostras foram cortadas no sentido de laminação, embutidas e lixadas. Após o lixamento, foram polidas.

As amostras após laminação a quente, recozimento inicial e decapagem, foram niqueladas antes do embutimento e analisadas em duas etapas, uma antes do ataque químico e outra após análise inicial no microscópio óptico, com ataque níquel 5% por 20 segundos. Foram então lavadas com álcool 100% e secadas com ar quente e enviadas novamente ao microscópio óptico.

As micrografias foram feitas na seção longitudinal à direção de laminação ao longo da espessura. O equipamento utilizado foi o microscópio modelo DMRM do fabricante Leica, com capacidade de ampliação de até 1000X, que pertence ao Laboratório do Centro de Pesquisa da Aperam South America.

O tamanho de grão foi realizado através de contagem dos grãos pelo método de diâmetro equivalente seguindo a norma ASTM E112.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 Caracterização do material de partida - Esboço

A amostra de esboço foi analisada utilizando-se microscópio óptico com 25x. A figura 5.1 ilustra as regiões superior, centro e inferior do esboço com 28mm de espessura.

Percebe-se a microestrutura heterogênea composta por grãos ferríticos. Nota-se os grãos alongados e a microestrutura totalmente heterogênea em relação à distribuição do tamanho de grão ao longo da superfície superior, inferior e região central.

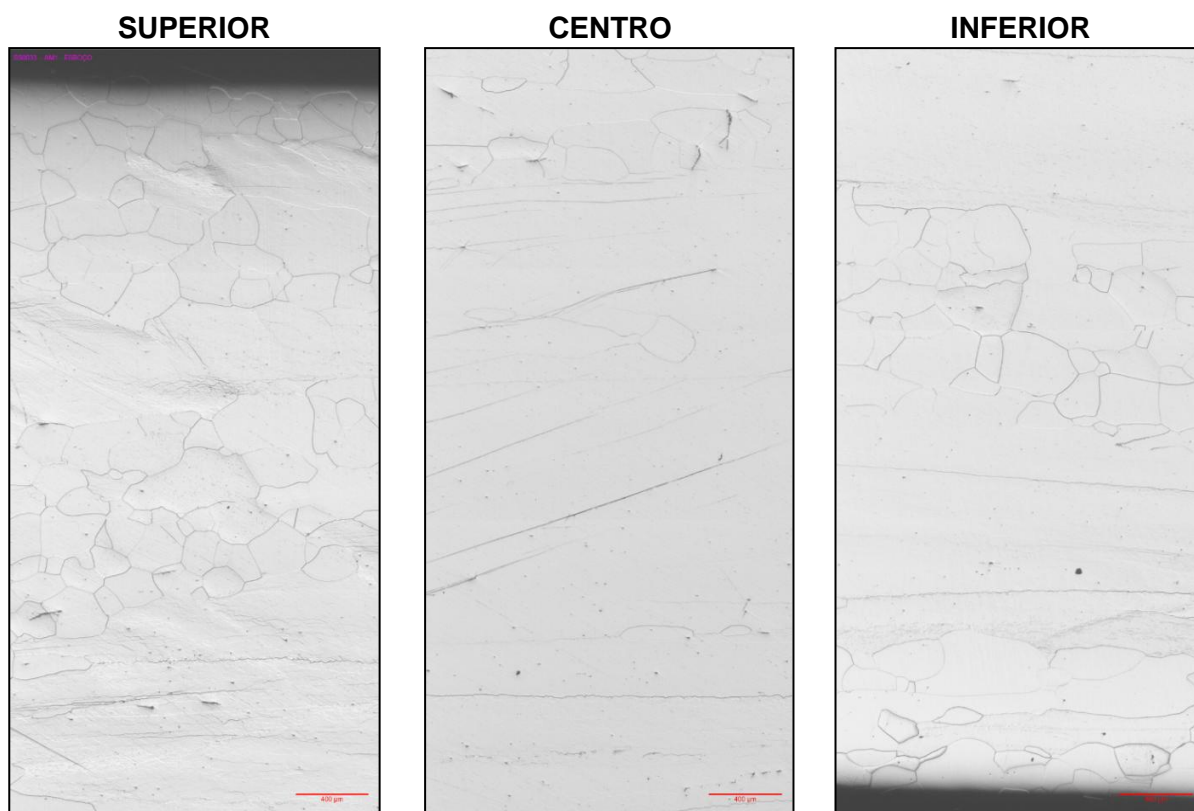


Figura 5.1 - Micrografia amostra de esboço aumento de 25x

### 5.2 Caracterização do material após laminação a quente

As espessuras médias obtidas após laminação a quente foram de: 2,5mm; 2,1mm; 1,5mm; 1,2mm.

Para a amostra com espessura de 1,00mm a espessura real obtida ficou em 1,2mm, pois operou próximo ao limite do laminador.

Utilizando-se ampliação de 500x, a espessura da camada de carepa ao longo do comprimento das amostras foi medida e apresentada na figura 5.2, o valor médio foi de 3,7 $\mu$ m, não foi percebido variação carepa em função da espessura.

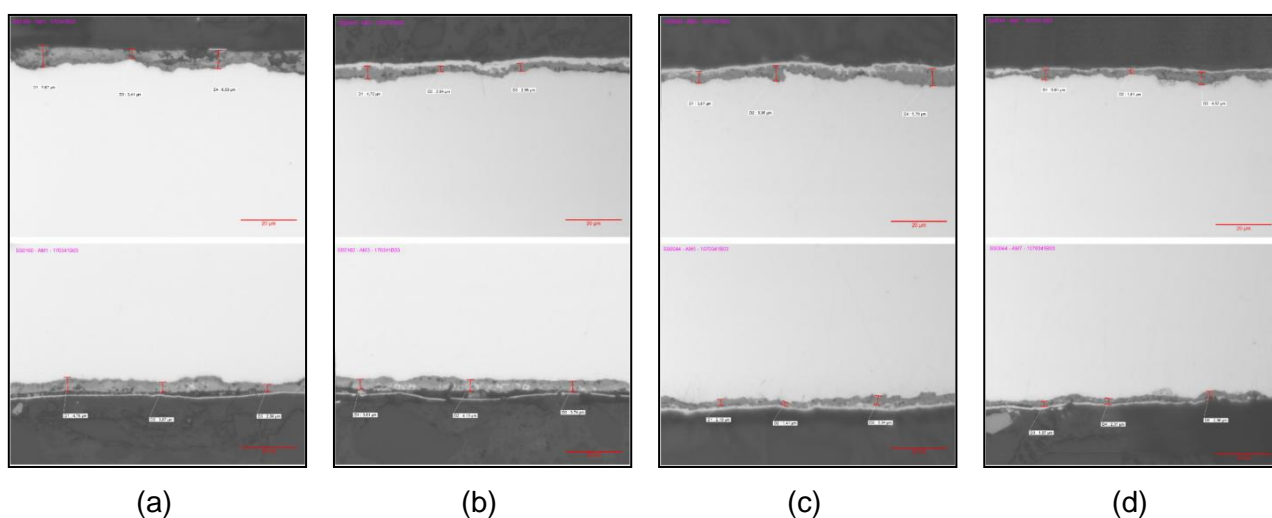


Figura 5.2 - Análise de camada das superfícies superior e inferior das amostras após laminação a quente, com as medições de espessura da camada de carepa para as diferentes espessuras, ampliação de 500x, sendo: (a) 2,5mm; (b) 2,1mm; (c) 1,5mm; (d) 1,2mm

A figura 5.3 contém as micrografias obtidas para as amostras laminadas a quente para cada espessura, utilizou-se ampliação de 25x. É possível notar que o grau de recristalização aumentou na medida em que a espessura diminuiu (ou o grau de redução a quente aumentou).

Percebe-se também, para todas as espessuras, que os grãos mais próximos do centro da espessura estão alongados, deformados e com maior tamanho, enquanto que na superfície percebe-se a formação de bandas de deformação, o que indica que a deformação foi heterogênea, isso pode ser melhor observado na figura 5.4 com ampliação de 500x para as amostras (b) e (d).

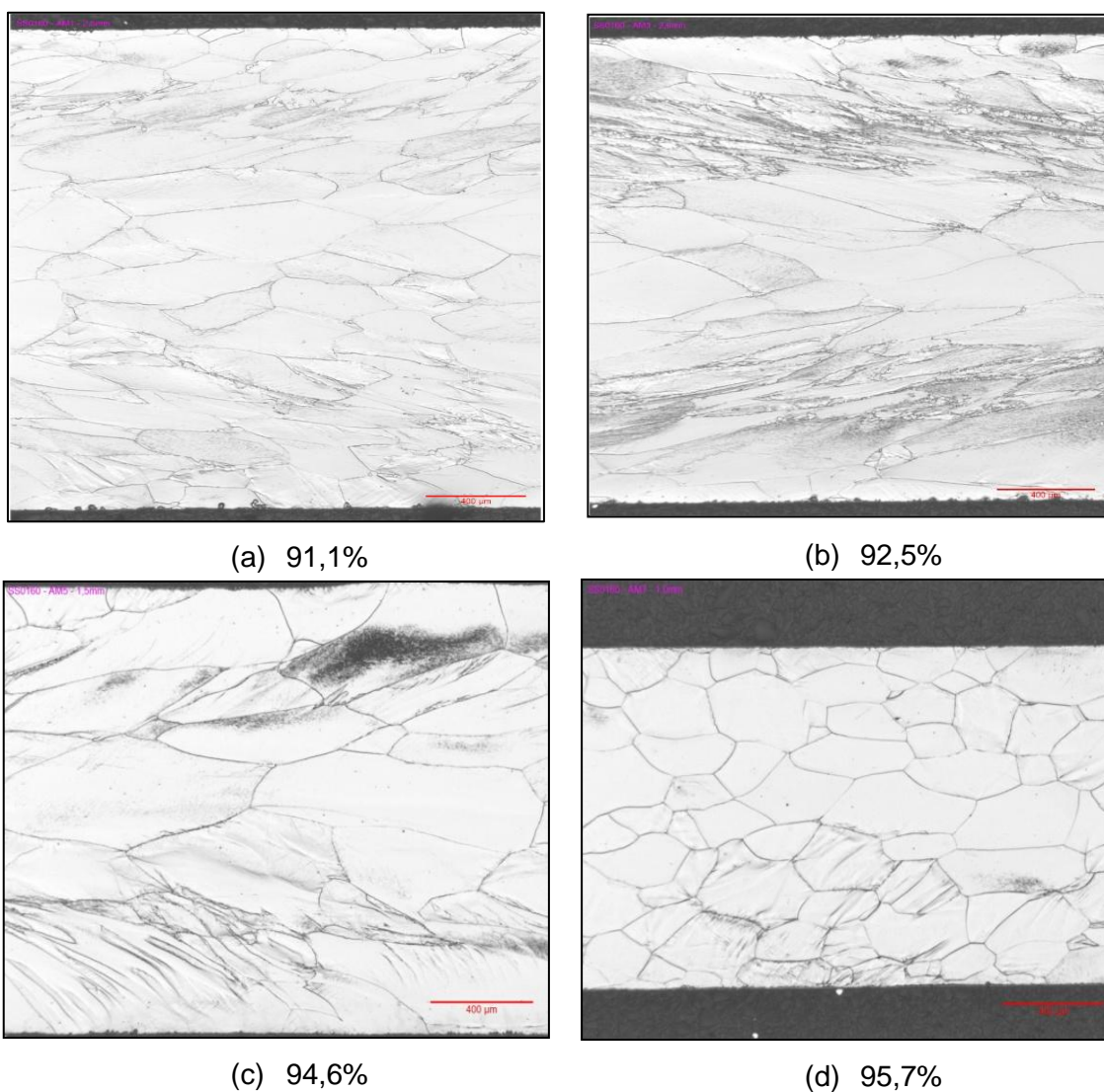


Figura 5.3 – Micrografia amostras laminadas a quente para diferentes espessuras, ampliação de 25x, sendo: (a) 2,5mm; (b) 2,1mm; (c) 1,5mm; (d) 1,2mm

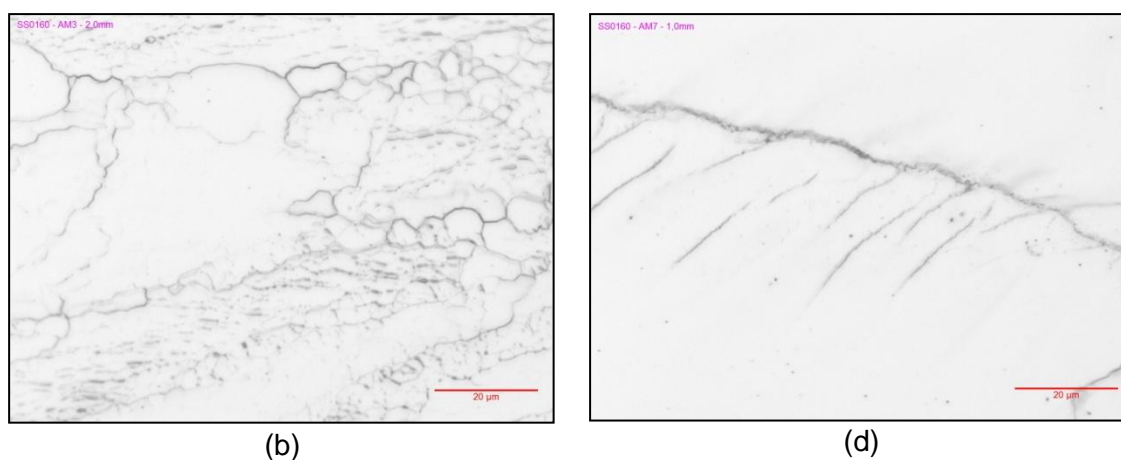


Figura 5.4 – Micrografia das amostras (b) e (d) com ampliação de 500x



Padilha et al<sup>[30]</sup> diz que as bandas de deformação são formadas entre partes diferentes de um mesmo grão que sofreram rotações diferentes durante a deformação devido à utilização de diversos sistemas de escorregamento. Sandim<sup>[46]</sup> confirma tal condição e complementa que existem dois mecanismos propostos para o surgimento delas: no primeiro a deformação pode ser acomodada pela ativação de mais de um conjunto de sistemas de deslizamento, o que leva a rotação do cristal em várias direções minimizando a energia requerida para a deformação e o segundo serem formadas quando diferentes regiões do mesmo grão experimentam deformações distintas, desde que a energia consumida dentro destas bandas seja menor que a exigida para promover deformação heterogênea do cristal.

Embora o tamanho de grão nesta etapa não tenha sido medida, percebe-se pela metalografia da figura 5.3, que houve tendência de redução do tamanho de grão com o aumento do grau de redução. Pela equação (3.9) a redução do tamanho de grão conseqüentemente aumenta o limite de escoamento e resistência do material.

A partir da figura 5.5, nota-se que tanto o limite de resistência, quanto o limite de escoamento aumentaram com o aumento no grau de redução, alcançando seu maior valor para a redução de 95,7%, confirmando-se o que foi dito anteriormente.

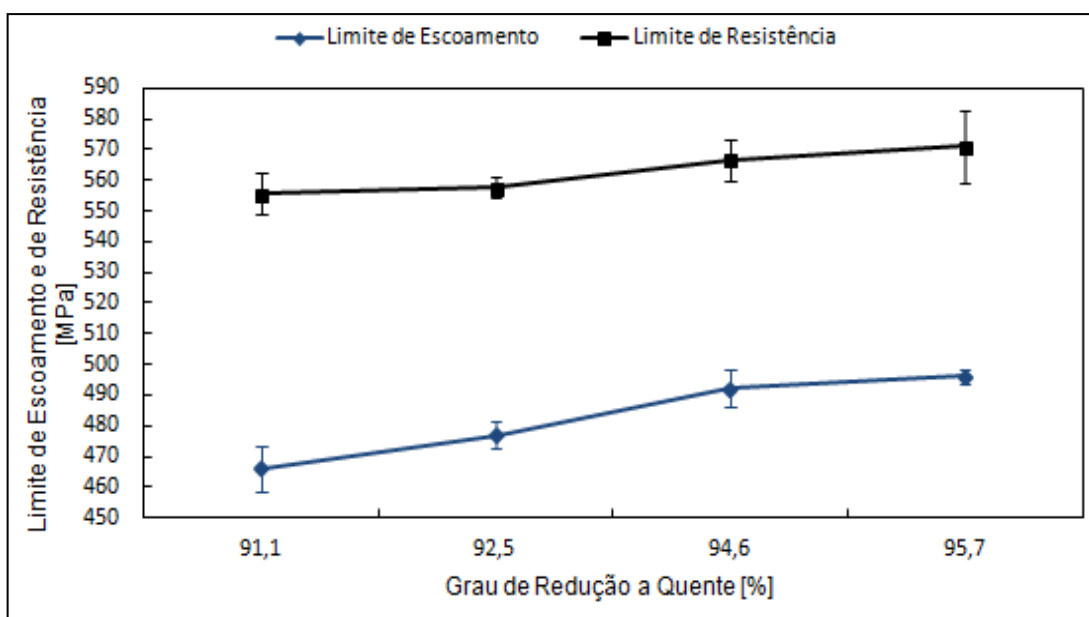


Figura 5.5 – Limite de resistência e limite de escoamento em função do grau redução a quente

A figura 5.6 apresenta às frações volumétricas das fibras  $\alpha$ ,  $\eta$  e  $\gamma$  na superfície das amostras, onde é possível perceber que ocorre redução da fração volumétrica da fibra  $\alpha$  gradativamente à medida que o grau de redução a quente aumenta. A fibra  $\eta$  aumentou com a redução de 91,1% para 92,5% e após teve leve redução, mantendo-se praticamente constante na sequência. Já a fibra  $\gamma$  teve comportamento inverso ao da fibra  $\eta$ .

Ainda em relação às frações volumétricas, agora no centro da amostra, apresentado na figura 5.7. Percebe-se redução da fração volumétrica da fibra  $\alpha$  com o aumento do grau de redução a quente até 94,6% e na sequência ocorre aumento desta fibra. A fibra  $\eta$  aumenta com o aumento do grau de redução até 94,6% e após tem uma grande redução. Já a fibra  $\gamma$  tem o comportamento similar ao da fibra  $\alpha$  e inverso ao da fibra  $\eta$ .

Dafé<sup>[10]</sup> em seu estudo com um aço contendo 3%Si, avaliou no centro da amostra laminada à quente, a fração volumétrica das fibras  $\alpha$ ,  $\gamma$  e  $\eta$ . Foi relatado pelo autor que a fibra  $\alpha$  apresentou a maior fração volumétrica dentre as demais e que esta reduziu com o aumento do grau de redução. As mudanças em  $\gamma$  foram pouco significativas. E por último  $\eta$  aumentou com o aumento do grau de redução. De acordo com Paolinelli<sup>[19]</sup> uma menor fração volumétrica da fibra  $\alpha$  nesta etapa, pode contribuir para redução da fração da fibra  $\gamma$  após recozimento final. Uma vez que as componentes da fibra  $\alpha$  possuem baixo fator de Taylor e apresentam uma tendência à nucleação de grãos com orientações pertencentes à fibra  $\gamma$  principalmente nas interfaces das fibras  $\alpha$ - $\gamma$ .

Nota-se que a textura da superfície e a região central das amostras apresentaram diferenças, figuras 5.6 e 5.7 respectivamente e podem ser confirmadas pelas ODF's das figuras 5.8 e 5.9. Tal diferença está relacionada ao tipo de textura obtida na superfície ser preferencialmente de cisalhamento, como Latão e Goss, alcançando a intensidade máxima de 8,45 para espessura de 1,5mm. No centro da amostra percebe-se redução da intensidade máxima das fibras em todas as espessuras, obtendo-se o valor de 7,57, também na amostra de 1,5mm, valor menor do que o obtido na superfície. Nota-se também a ocorrência de fibras tipo Cubo para espessura de 2,5mm na região central. A espessura de 1,2mm na região central apresentou o menor valor de intensidade máxima dentre todas as amostras com valor de 3,5.

Para a espessura de 2,5mm nota-se a presença em maior intensidade de fibras tipo  $\alpha$  e  $\gamma$ , e na medida em que o grau de redução aumenta essas duas fibras reduzem dando espaço as componentes da fibra  $\eta$ , conforme já dito anteriormente. Esse comportamento foi similar na superfície e centro da amostra.

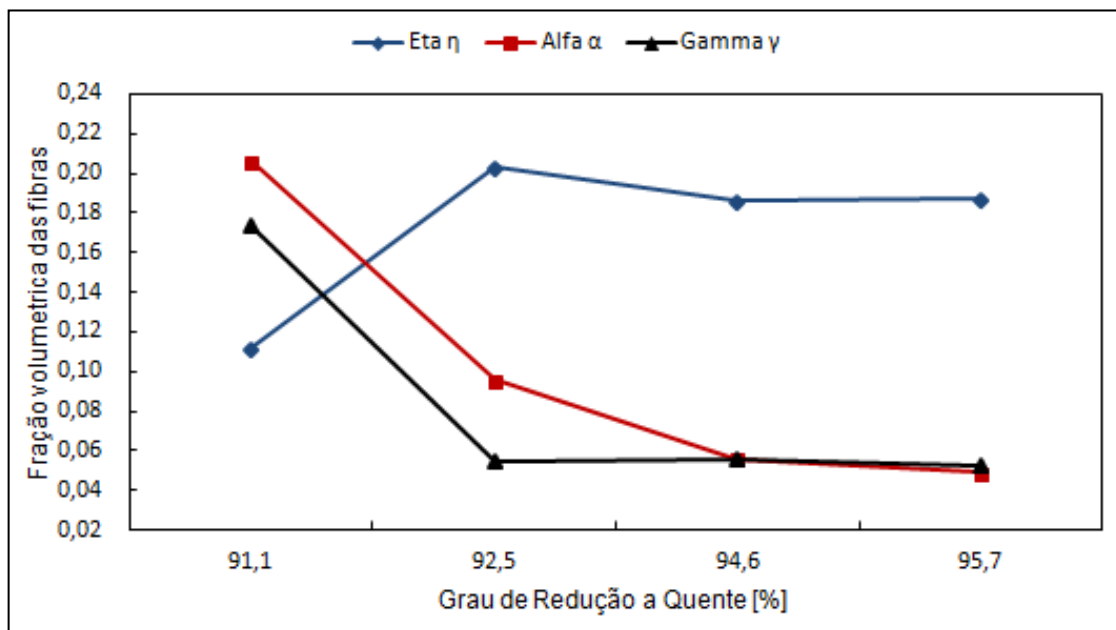


Figura 5.6 – Relação entre as frações volumétricas das fibras  $\alpha$ ,  $\eta$  e  $\gamma$  na superfície da amostra com o grau de redução a quente

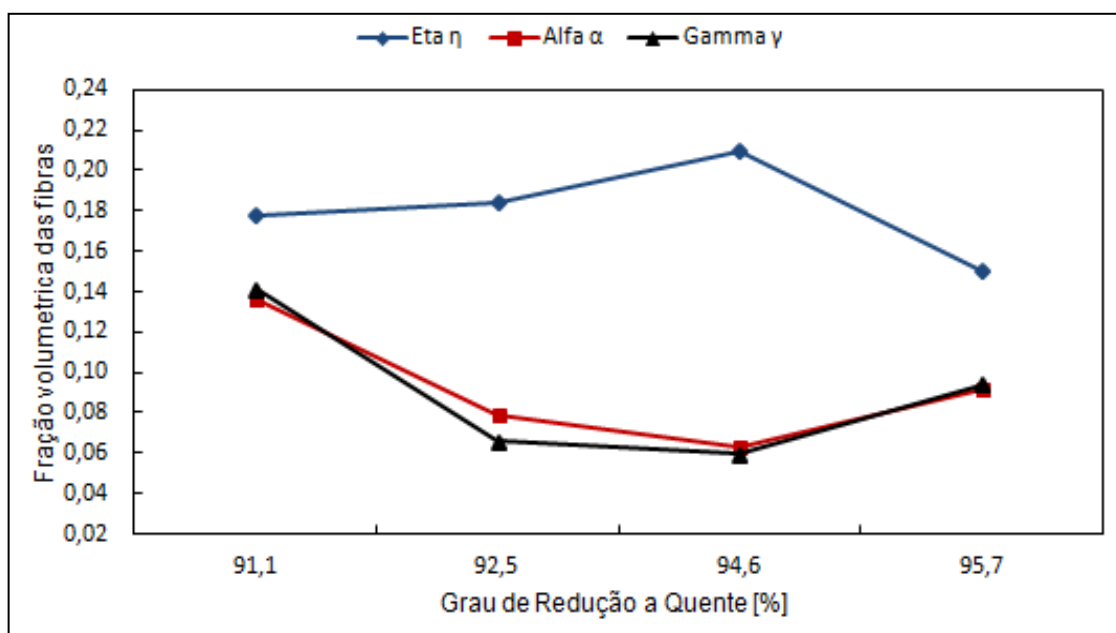


Figura 5.7 – Relação entre as frações volumétricas das fibras  $\alpha$ ,  $\eta$  e  $\gamma$  no centro da amostra com o grau de redução a quente

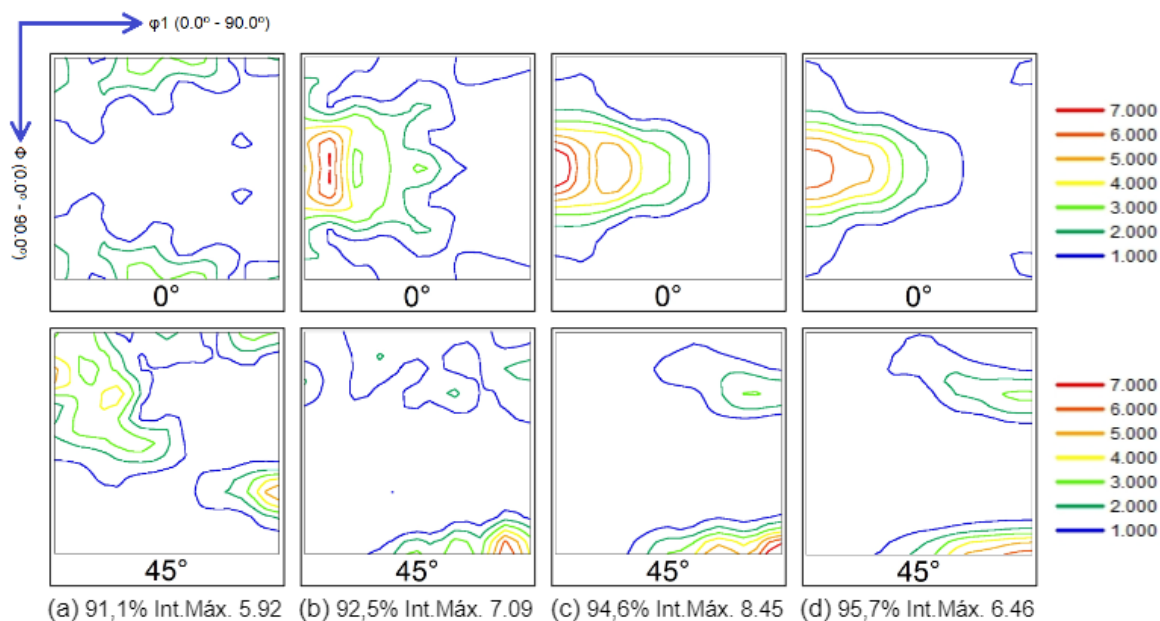


Figura 5.8 – ODF's com  $\phi_2$   $0^\circ$  e  $45^\circ$  para as diferentes espessuras laminadas a quente na superfície da amostra. Sendo: (a) 2,5mm; (b) 2,1mm; (c) 1,5mm; (d) 1,2mm

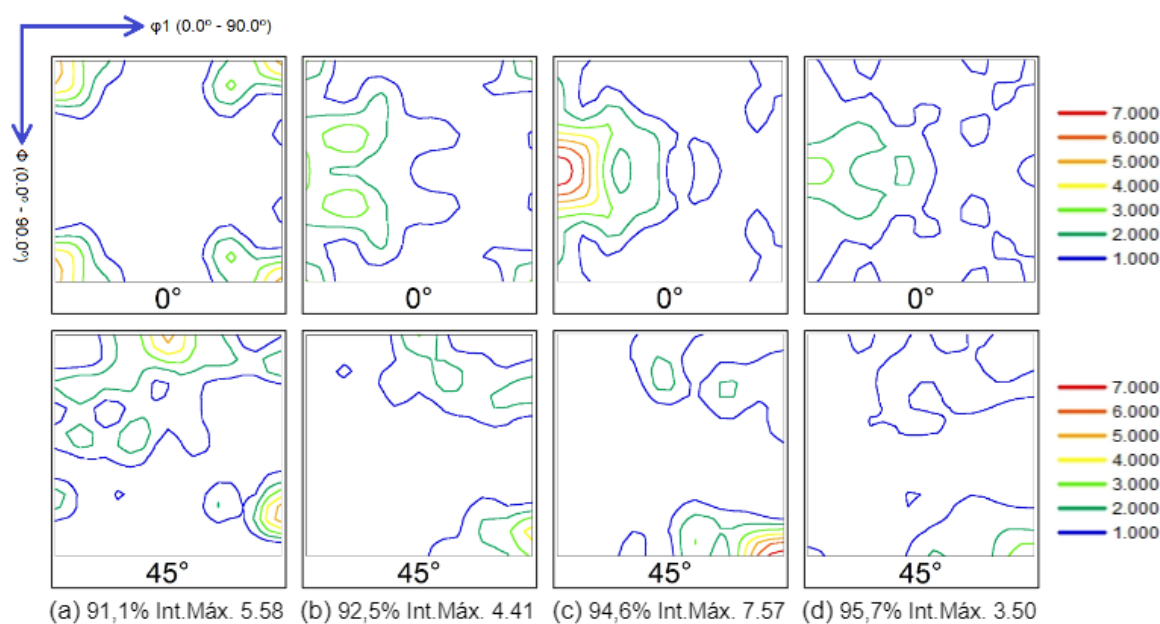


Figura 5.9 – ODF's com  $\phi_2$   $0^\circ$  e  $45^\circ$  para as diferentes espessuras laminadas a quente no centro da amostra. Sendo: (a) 2,5mm; (b) 2,1mm; (c) 1,5mm; (d) 1,2mm

### 5.3 Caracterização do material após recozimento inicial

Após o recozimento inicial, as amostras foram decapadas para remover os óxidos superficiais, conforme evidenciado na figura 5.2. As análises da superfície de camada

após esta etapa foram apresentadas na figura 5.10. As imagens foram realizadas com aumento de 500x. É possível perceber, que em todas as amostras, em ambas as superfícies (superior e inferior) a camada de óxido (carepa) foi completamente removida.

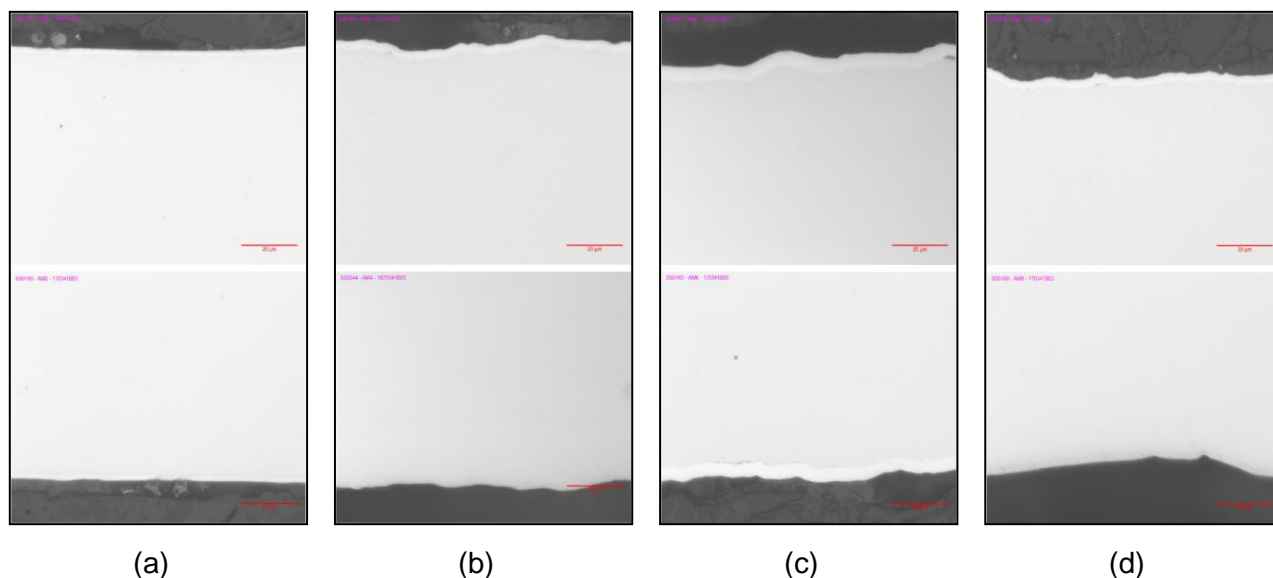


Figura 5.10 – Análise de camada das superfícies superior e inferior das amostras após recozimento inicial e decapagem para cada espessura, ampliação de 500x, sendo: (a) 2,5mm; (b) 2,1mm; (c) 1,5mm; (d) 1,2mm

Em relação à microestrutura, percebe-se através das micrografias, figura 5.11, com ampliação de 25x, que houve recristalização dos grãos, heterogeneidade nos tamanhos e tendência de reduzir o tamanho de grão na medida em que o grau de redução aumentou, exceto para 92,5%, da figura 5.12, muito provavelmente devido a uma heterogeneidade no tamanho de grão da amostra laminada a quente ou até mesmo alguma variação no processo que não tenha sido detectada mesmo com todos os controles e monitoramentos estabelecidos.

Além disto, para menores reduções, amostra (a) figura 5.11, percebe-se na região central da amostra, grãos ligeiramente deformados o que não ocorreu para reduções maiores como na amostra (d) da mesma figura.

Nota-se, pela figura 5.12, que o limite de resistência, considerando-se a margem de erro, praticamente não teve variação. Já o limite de escoamento teve sutil aumento com aumento do grau de redução e com a diminuição do tamanho de grão.

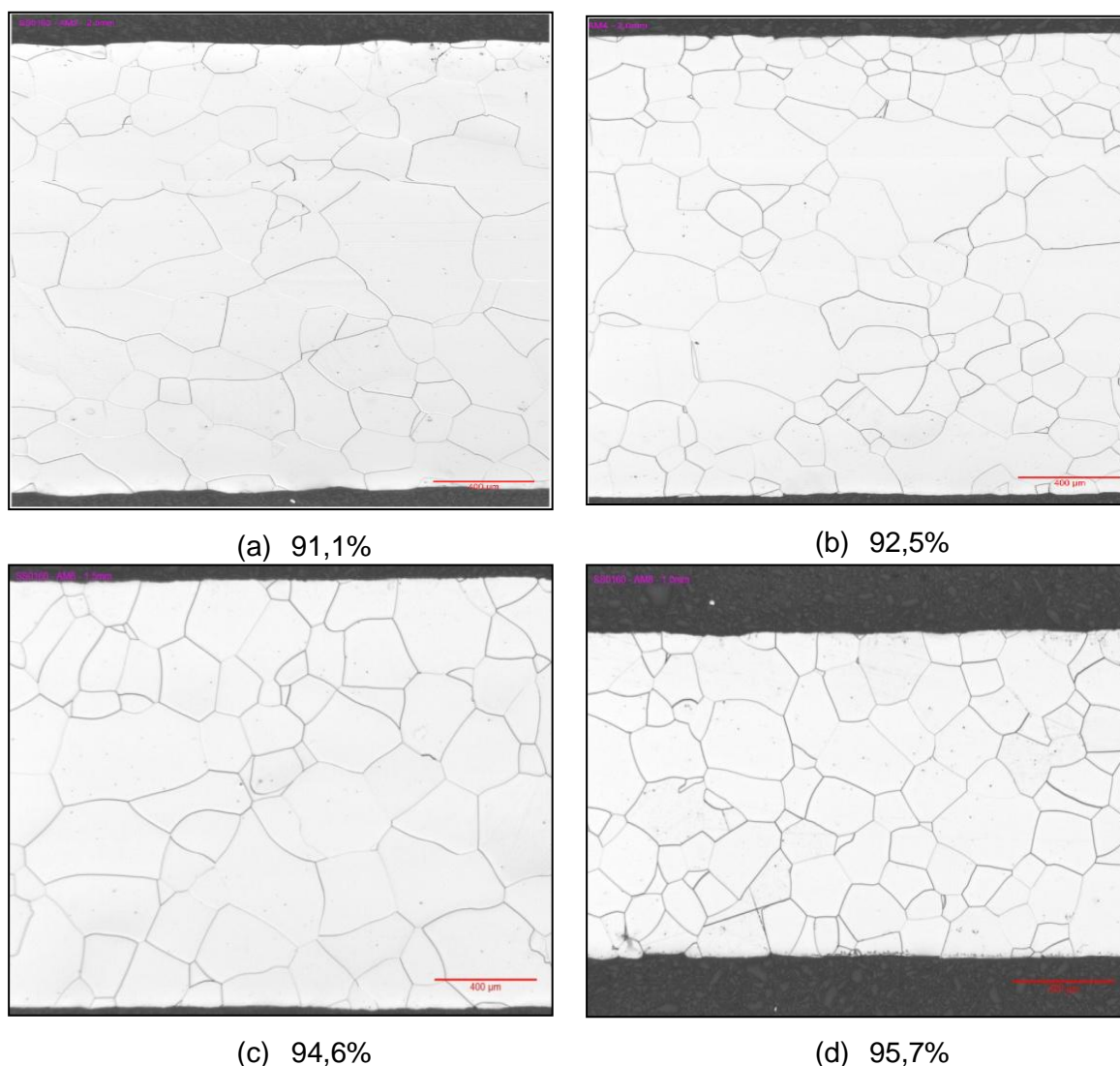


Figura 5.11 – Micrografia das amostras após recozimento inicial para cada espessura, ampliação de 25x, sendo: (a) 2,5mm; (b) 2,1mm; (c) 1,5mm; (d) 1,2mm

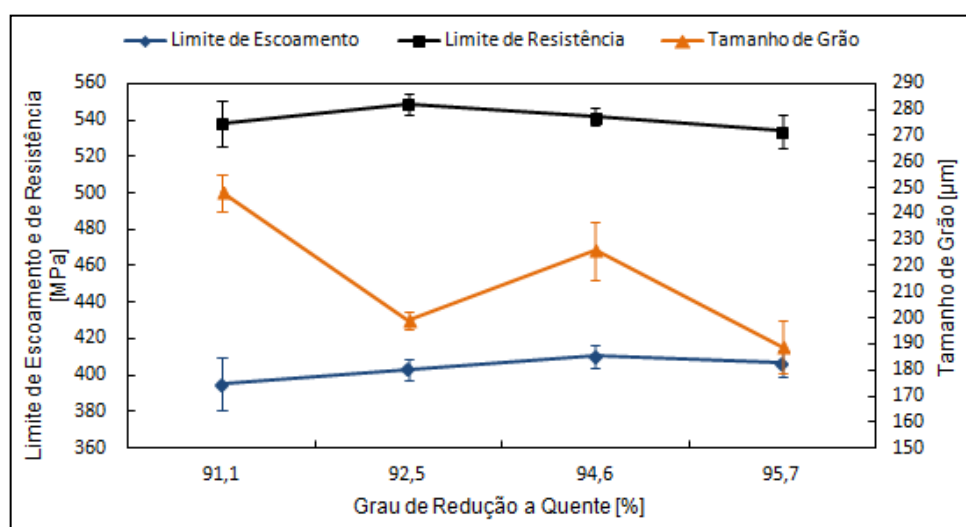


Figura 5.12 – Limite de resistência, escoamento e tamanho de grão em função do grau de redução a quente após recozimento inicial

Segundo Hutchinson<sup>[44]</sup> o aumento do tamanho de grão antes da deformação a frio pode aumentar drasticamente a formação de bandas de cisalhamento. Dafé<sup>[10]</sup> elaborou um diagrama semiquantitativo ilustrando a intensidade de bandas de cisalhamento em função do diâmetro de grão inicial e do percentual de redução a frio para um aço de grão não orientado com 3%Si. No estudo o diâmetro de grão inicial variou de 100 a 400  $\mu\text{m}$  e o percentual de redução a frio variou no intervalo de 50% a 80%. De acordo com os autores, as amostras com os diâmetros de grãos maiores e submetidos às reduções a frio mais elevadas apresentam maior tendência de formação de bandas de cisalhamento. Além disso, o percentual de redução a frio apresentou um maior efeito na formação das bandas em relação ao diâmetro de grão inicial.

Em relação a fração volumétrica das fibras, na superfície, exposto na figura 5.13, percebe-se inicialmente aumento de  $\alpha$  e  $\eta$  de 91,1% para 92,5% e em seguida ambos reduzem constantemente. E a fibra  $\gamma$  teve crescimento constante com o aumento do grau de redução a quente.

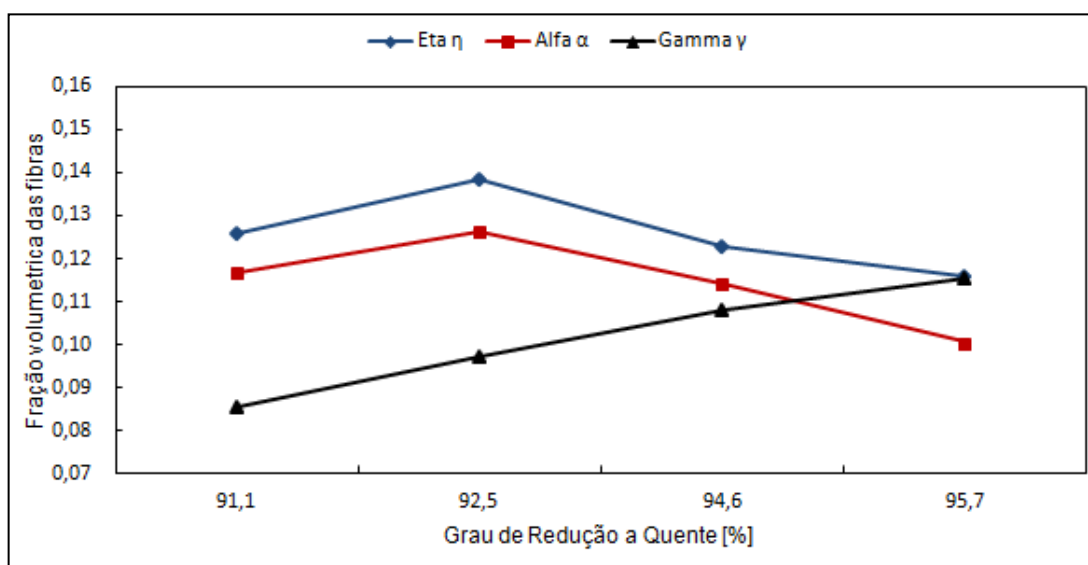


Figura 5.13 – Relação entre as frações volumétricas das fibras  $\alpha$ ,  $\eta$  e  $\gamma$  na superfície da amostra com o grau de redução a quente após recozimento inicial

Já em relação a fração volumétrica, no centro, exposto na figura 5.14, percebe-se que ocorre redução constante da fibra  $\alpha$ . Redução de  $\eta$  e  $\gamma$  de 91,1% para 92,5%, aumento de 92,5% para 94,6% em seguida ambos reduzem para 95,7%, com comportamento similar das fibras  $\eta$  e  $\gamma$ , porém com intensidades diferentes.

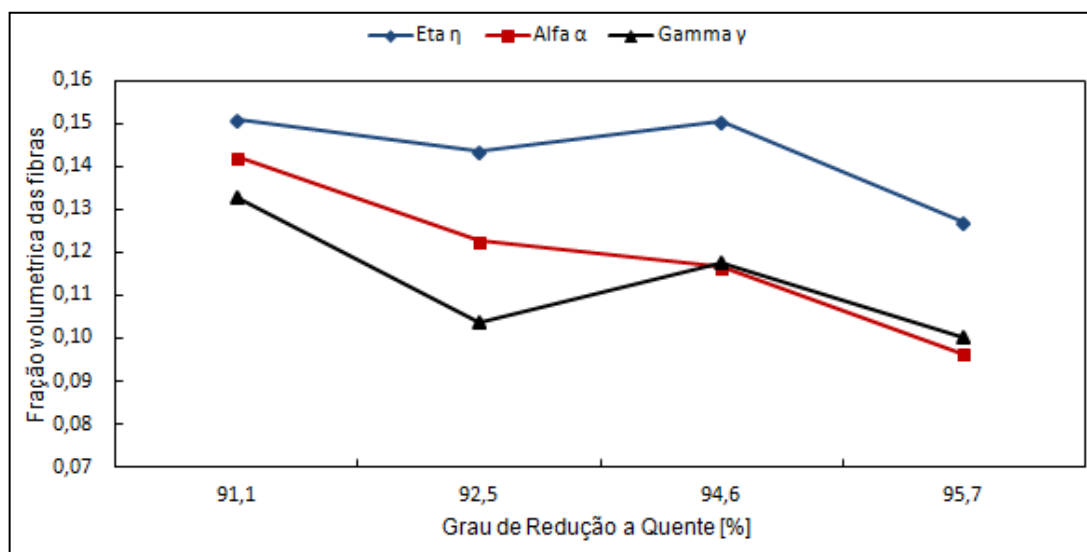


Figura 5.14 – Relação entre as frações volumétricas das fibras  $\alpha$ ,  $\eta$  e  $\gamma$  no centro da amostra com o grau de redução a quente após recozimento inicial

Conforme relatado por Paolinelli<sup>[19]</sup> e Pedrosa<sup>[45]</sup> o recozimento inicial é benéfico sobre o ponto de vista da orientação cristalográfica pois reduz a fração volumétrica da fibra  $\alpha$  e aumenta a fração da fibra  $\gamma$ . O acréscimo na fração volumétrica da fibra  $\gamma$ , cujas orientações pertinentes apresentam maior fator de Taylor, aumenta a probabilidade de geração de bandas de cisalhamento após laminação a frio, onde orientações pertencentes à fibra  $\eta$  são geradas após recozimento final, o que contribui para melhoria da orientação cristalográfica final.

Segundo Padilha<sup>[30]</sup> a etapa de recozimento pode gerar orientação cristalográfica preferencial completamente diferente da gerada pela laminação. A textura de deformação altera devido à recristalização, através dos mecanismos de nucleação e crescimento de grãos. Os novos grãos formados possuem menor energia acumulada, pois possuem menor densidade de discordâncias e são formados através da eliminação de defeitos cristalinos e migração de contornos de alto ângulo.

Essa informação pode ser observada com auxílio das ODF's, figuras 5.15 e 5.16, percebe-se a formação da textura de recozimento diferente da textura obtida na etapa de laminação a quente.

Pela equação (3.5) quando  $f(g) > 1$ , considera-se que o material apresenta textura preferencial. Na superfície os valores de intensidade máxima das fibras reduziram em relação ao obtido na laminação a quente, alcançando o maior valor de 5,66 para



espessura de 1,2mm. No centro da amostra percebe-se novamente a ocorrência de fibras  $\theta$  para espessura de 2,5mm com valor de intensidade máxima de 7,44, valor maior do que observado após laminação a quente. À medida em que houve aumento do grau de redução também se reduziu o valor do pico para 4,96 na espessura de 1,2mm.

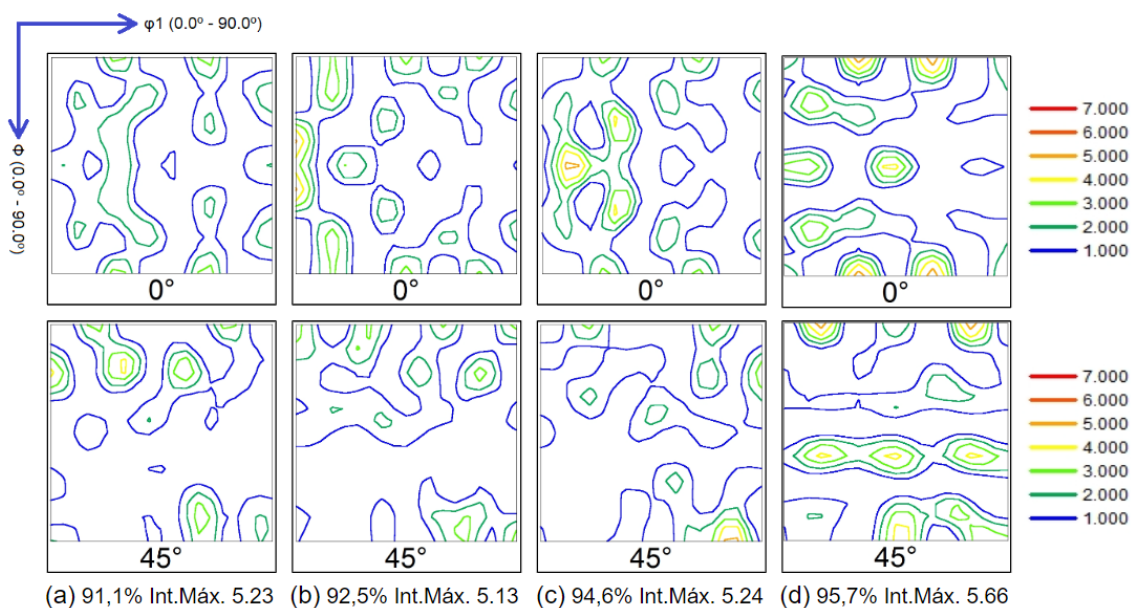


Figura 5.15 – ODF's com  $\phi_2$   $0^\circ$  e  $45^\circ$  para as diferentes espessuras após recozimento inicial na superfície da amostra. Sendo: (a) 2,5mm; (b) 2,1mm; (c) 1,5mm; (d) 1,2mm

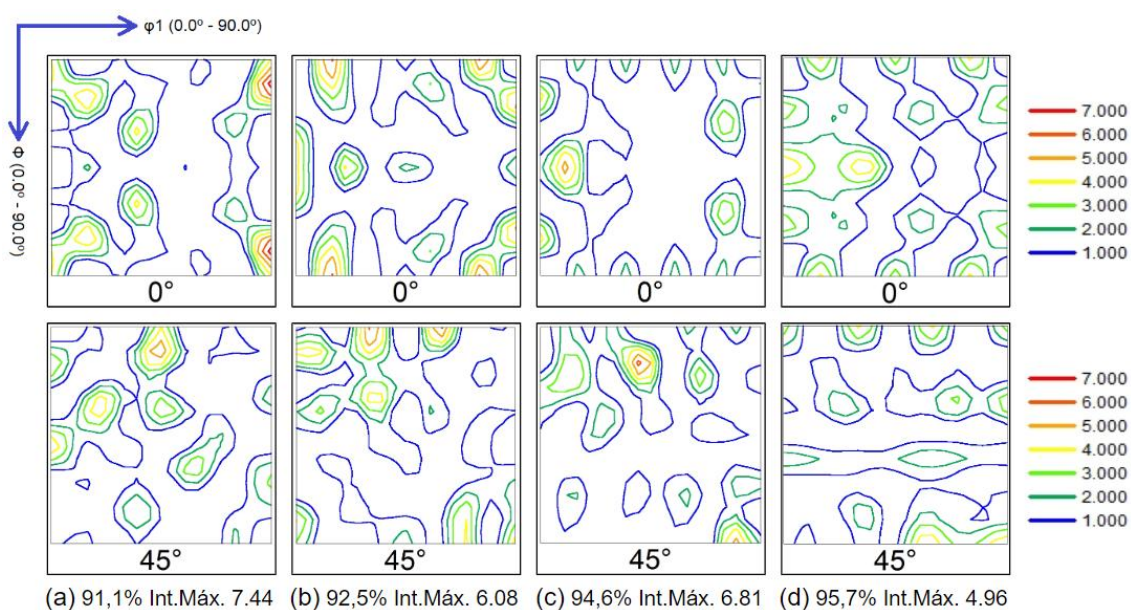


Figura 5.16 – ODF's com  $\phi_2$   $0^\circ$  e  $45^\circ$  para as diferentes espessuras após recozimento inicial no centro da amostra. Sendo: (a) 2,5mm; (b) 2,1mm; (c) 1,5mm; (d) 1,2mm

## 5.4 Caracterização do material após recozimento final

### 5.4.1 Caracterização do material com espessura 0,25mm

Em relação às micrografias para a espessura de 0,25mm, percebem-se os grãos recristalizados, heterogêneos e que houve redução de tamanho na medida em que o grau de redução aumentou. Essa redução do tamanho de grão já era esperada conforme já citado anteriormente<sup>[10-38-44]</sup>. Isso pode ser confirmado pelas micrografias da figura 5.17 com ampliação de 50x e medição do tamanho de grão na figura 5.18.

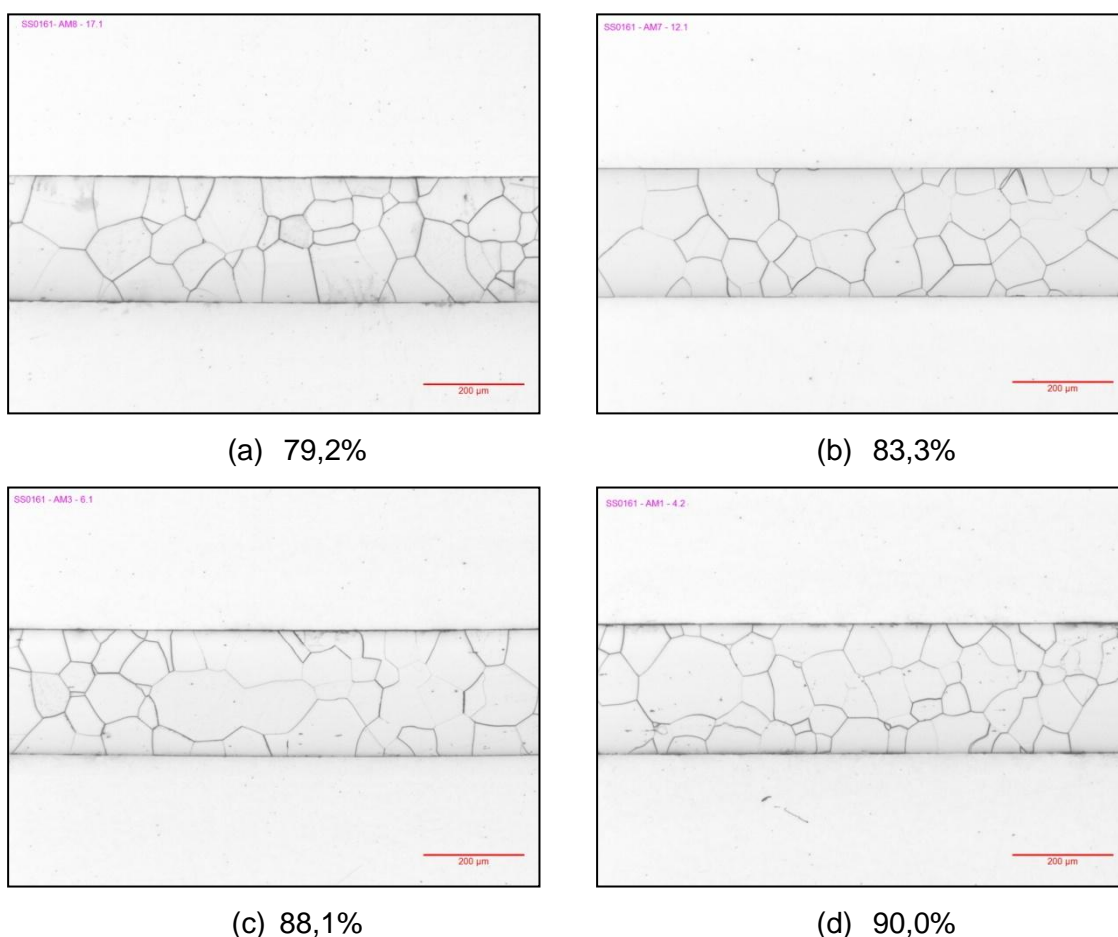


Figura 5.17 – Micrografia das amostras após recozimento final, ampliação de 50x, sendo: (a) 1,2 para 0,25mm; (b) 1,5 para 0,25mm; (c) 2,1 para 0,25mm; (d) 2,5 para 0,25mm

Em relação à resistência mecânica, tanto o limite de resistência quanto o limite de escoamento aumentaram com o aumento do grau de redução a frio. Esse comportamento era esperado uma vez que o tamanho de grão final reduziu e que houve aumento das frações volumétricas de  $\alpha$  e  $\gamma$ , fibras que favorecem a resistência

mecânica, com redução de  $\eta$  figuras 5.18 e 5.19. Percebe-se também pela figura 5.19, que o comportamento das fibras  $\alpha$  e  $\gamma$  é bastante similar para todos os graus de redução devido a componente  $\{111\} \langle 110 \rangle$ , mas com intensidades diferentes.

De forma geral, foi possível verificar que há uma diminuição do tamanho de grão após recozimento final para os graus de redução mais elevados. Segundo Dafé<sup>[10]</sup>, isto ocorre devido ao maior encruamento e conseqüentemente, à geração de maior número de sítios potenciais a nucleação, como bandas de cisalhamento formadas após laminação a frio, o que implica em maior dificuldade de crescimento de grãos nesta etapa de processamento.

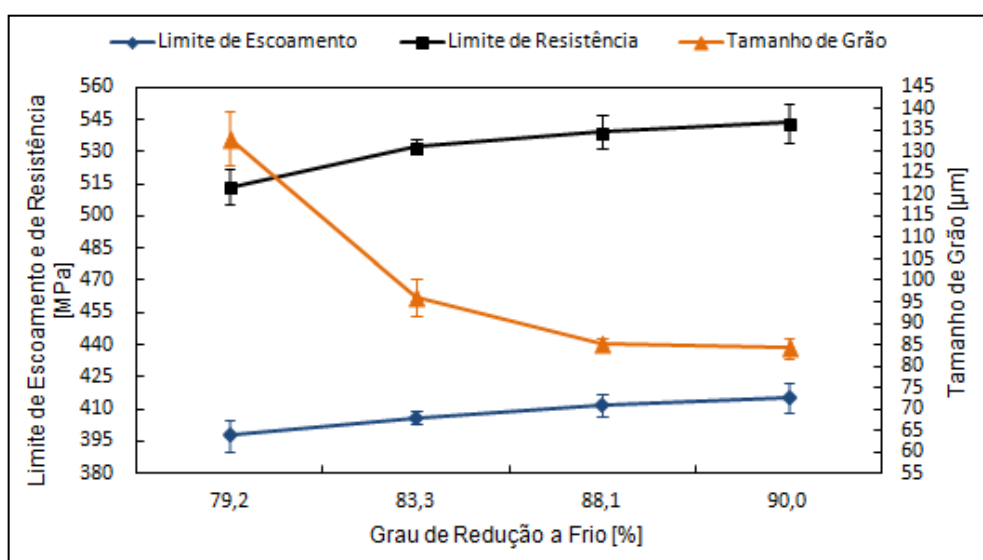


Figura 5.18 – Limite de resistência, limite de escoamento e tamanho de grão em função do grau de redução a frio após recozimento final

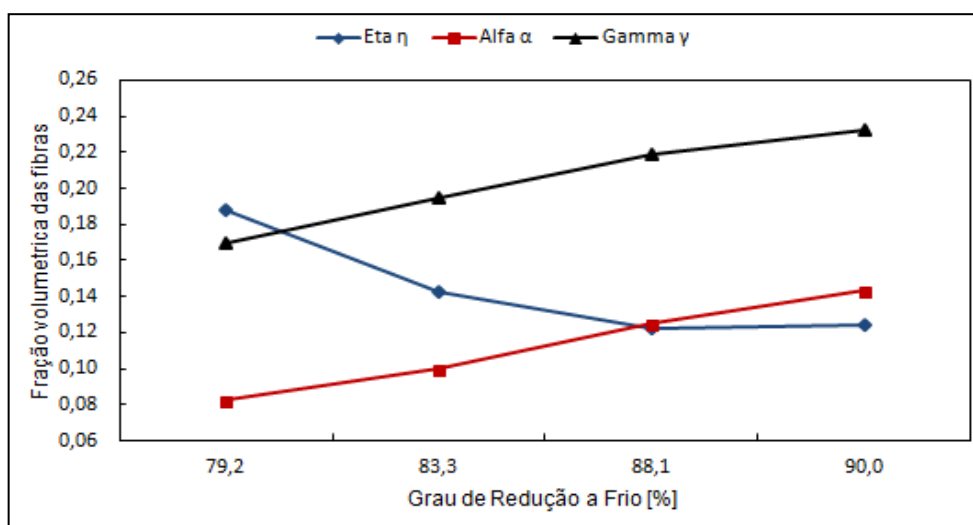


Figura 5.19 – Relação entre as frações volumétricas das fibras  $\alpha$ ,  $\eta$  e  $\gamma$  e do tamanho de grão final com o grau de redução a frio após recozimento final

Pela ODF da figura 5.20, nota-se aumento das fibras  $\alpha$  e  $\gamma$  e aumento de intensidade da fibra Cubo com o aumento do grau de redução com  $\phi_2$  45°. Já em  $\phi_2$  0° menor grau de redução como na amostra (a) favoreceu a presença da fibra  $\eta$  como já apresentado na figura 5.19.

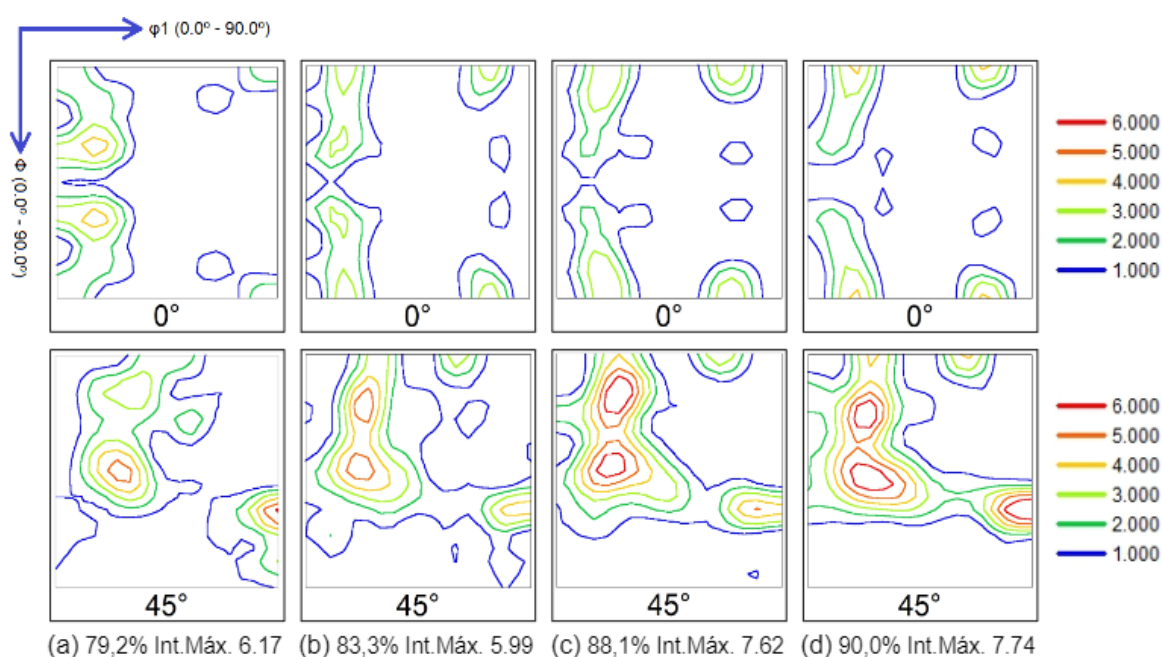


Figura 5.20 – ODF's com  $\phi_2$  0° e 45° para as diferentes espessuras após recozimento final na superfície da amostra. Sendo: (a) 1,2 para 0,25mm; (b) 1,5 para 0,25mm; (c) 2,1 para 0,25mm; (d) 2,5 para 0,25mm

Avaliando-se a perda magnética  $P_{1T/400Hz}$  (W/kg), a indução magnética  $B_{50}$  (mT) e a relação da fibra Eta/Gamma com o grau de redução a frio, pela figura 5.21. Nota-se que o aumento da relação Eta/Gamma ocorreu para menor grau de redução e foi benéfico para o  $B_{50}$ , conforme já havia sido citado pelos autores<sup>[10-20-21]</sup>.

Já a perda magnética, apresentada na mesma figura, teve ligeira alteração e foi influenciada pelo tamanho de grão final e pela relação Eta/Gamma. Para maiores tamanhos de grão a perda magnética reduziu. Isso se deu pela redução da parcela de perda por histerese conforme já relatado por<sup>[20-22]</sup>. E também pela redução da perda anômala, associada ao movimento não conservativo das paredes dos domínios magnéticos durante a magnetização, quanto maior o tamanho do domínio maior é a velocidade da parede e conseqüentemente maior a perda anômala<sup>[19]</sup>.

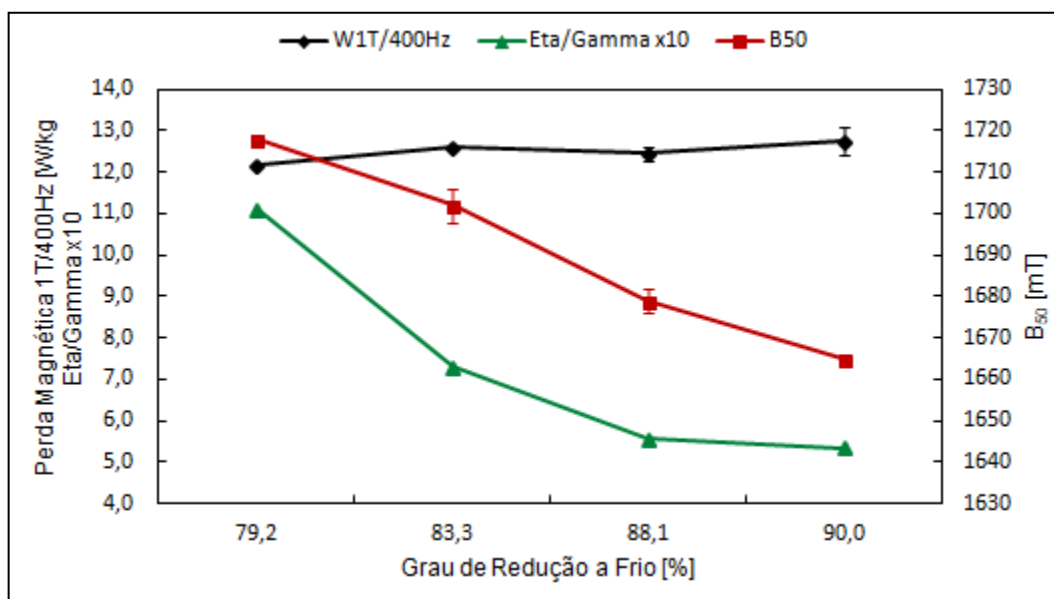


Figura 5.21 – Relação entre a perda magnética 1T/400Hz, a indução magnética  $B_{50}$  e as frações volumétricas de  $\eta/\gamma \times 10$  com o grau de redução a frio após recozimento final

Como dito anteriormente, o  $B_{50}$  sofreu forte influência da textura do material, da mesma forma o limite de escoamento. Ambos tiveram comportamento antagônico, na medida em que o limite de escoamento aumentou, com o aumento do grau de redução a frio, o  $B_{50}$  reduziu, figura 5.22. Para estabelecer uma relação entre estes dois parâmetros, considera-se o Quadro 3.1 como a referência (400MPa de LE). Dessa forma, pode-se dizer que a redução na qual foi possível obter ao mesmo tempo o maior valor de  $B_{50}$  e o maior valor de limite de escoamento foi de 83,3%.

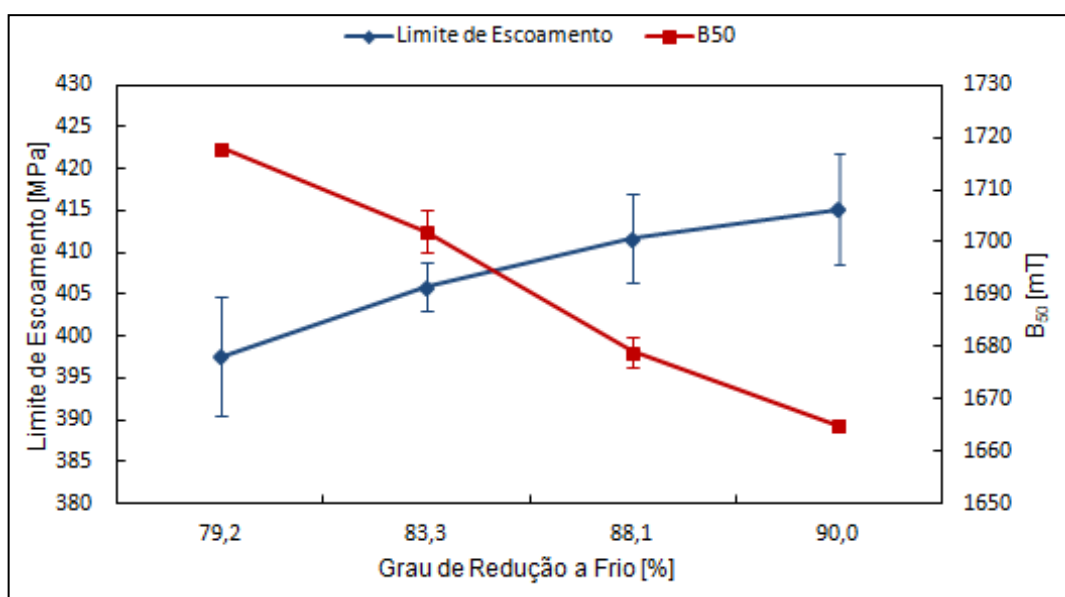


Figura 5.22 – Relação entre o limite de escoamento e a indução magnética  $B_{50}$  com o grau de redução a frio após recozimento final

Extrapolando-se os valores de perda magnética,  $B_{50}$  e limite de escoamento, apresentado na figura 5.23, é possível avaliar a melhor relação entre estes três parâmetros, ou seja, o ‘ponto ótimo’.

Mantendo-se a referência do LE em 400MPa. Pode-se dizer que para a espessura de 0,25mm o grau de redução de 83,3%, espessura de 1,5mm, teve a melhor relação entre estes três parâmetros (maior  $B_{50}$ , LE >400MPa e menor perda).

Também é importante perceber que o menor grau de redução a frio (79,2%) apresenta o maior valor de  $B_{50}$ , a menor perda magnética, porém com o menor valor de limite de escoamento. Por outro lado, o maior grau de redução (90,0%) apresenta o menor valor de  $B_{50}$ , maior perda magnética e o maior valor no limite de escoamento.

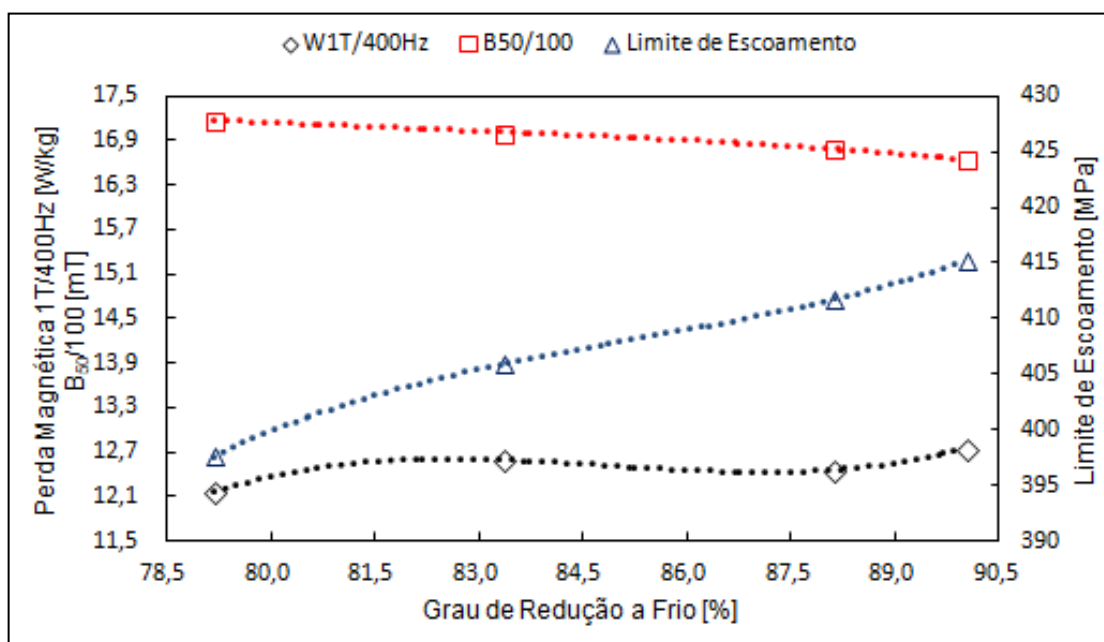


Figura 5.23 – Relação entre o limite de escoamento, perda magnética 1T/400Hz e a indução magnética  $B_{50}/100$  com o grau de redução a frio

#### 5.4.2 Caracterização do material com espessura 0,50mm

Em relação às micrografias para a espessura de 0,50mm, percebe-se os grãos recristalizados, heterogêneos e que houve tendência de redução de tamanho na medida em que o grau de redução aumentou. Exceto para o grau de redução 66,7% que apresentou comportamento diferente dos demais, muito provavelmente devido a

um maior tamanho de grão da amostra após recozimento e uma menor redução a frio, ou até mesmo alguma variação no processo. Isso pode ser verificado pelas micrografias da figura 5.24 com ampliação de 50x e medição do tamanho de grão na figura 5.25.

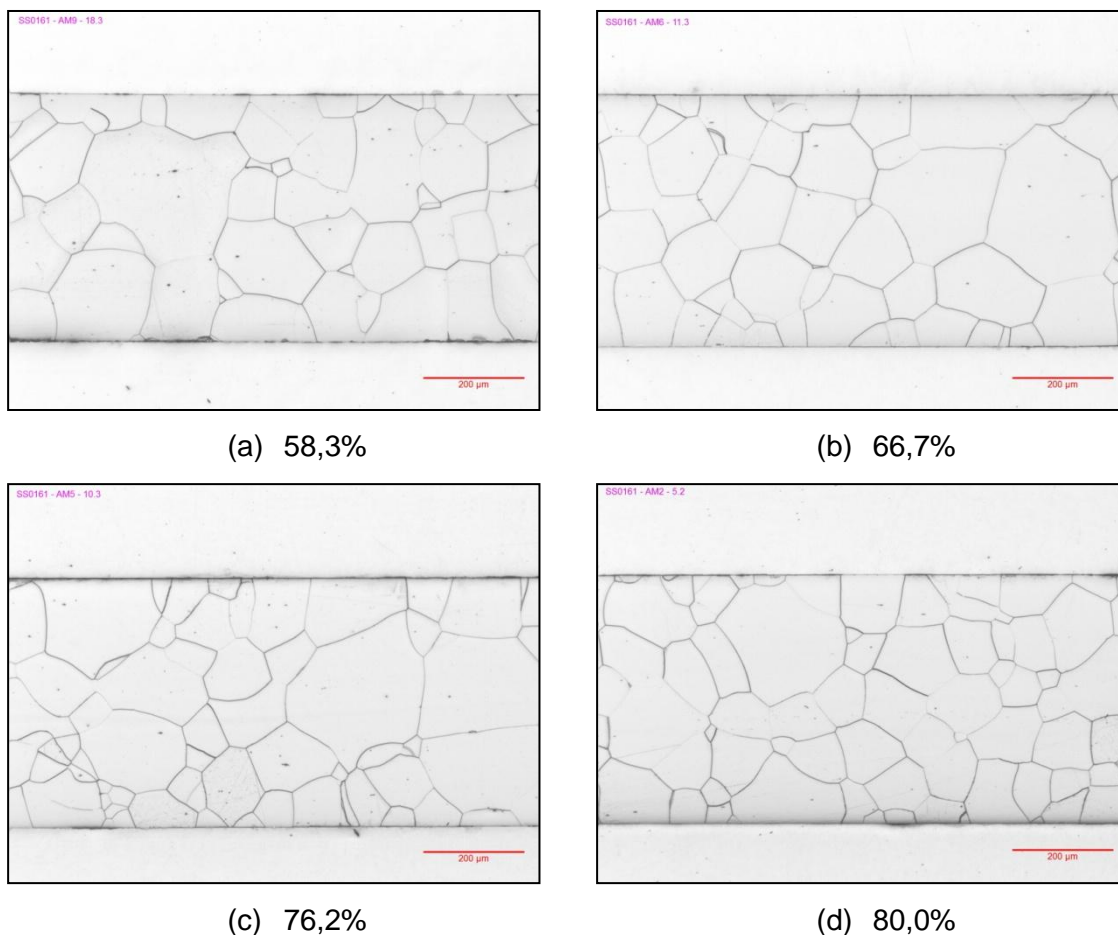


Figura 5.24 - Micrografia das amostras após recozimento final, ampliação de 50x, sendo: (a) 1,2 para 0,5mm; (b) 1,5 para 0,5mm; (c) 2,1 para 0,5mm; (d) 2,5 para 0,5mm

Em relação à resistência mecânica, figura 5.25, tanto o limite de resistência e de escoamento, tiveram comportamento diferente do material com espessura de 0,25mm. Partindo de 58,3% de redução, houve queda no valor do limite de resistência para o grau de redução a frio de 66,7%. Já o limite de escoamento aumentou levemente com o aumento do grau de redução a frio, até o grau de redução de 76,2%, a partir daí, houve leve redução do limite de escoamento. Esse comportamento não era esperado e não seguiu o efeito do tamanho de grão final, similar ao que ocorreu para a espessura de 0,25mm.

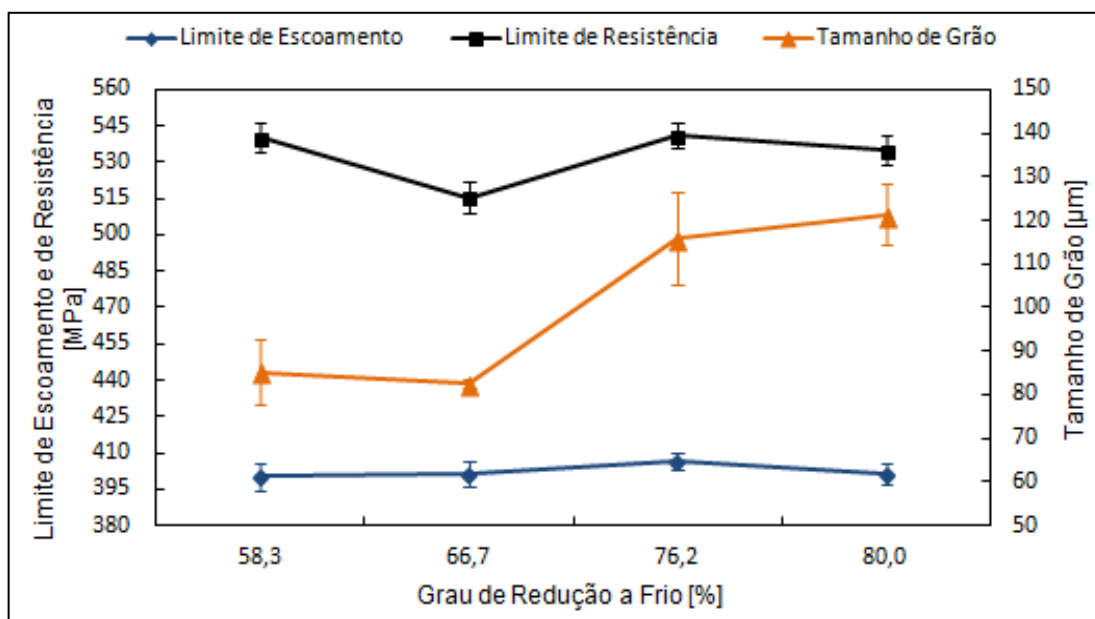


Figura 5.25 – Limite de resistência, escoamento e tamanho de grão em função do grau de redução a frio após recozimento final

Percebe-se pela figura 5.26 que a fibra  $\eta$  aumentou com a redução de 58,3% para 66,7% e reduziu a partir daí. Já a fibra  $\gamma$  teve comportamento oposto ao da fibra  $\eta$ , comportamento similar ao observado na superfície da bobina após laminação a quente. A fibra  $\alpha$  reduziu à medida que o grau de redução aumentou até a redução de 76,2% e em seguida leve aumento para redução de 80%.

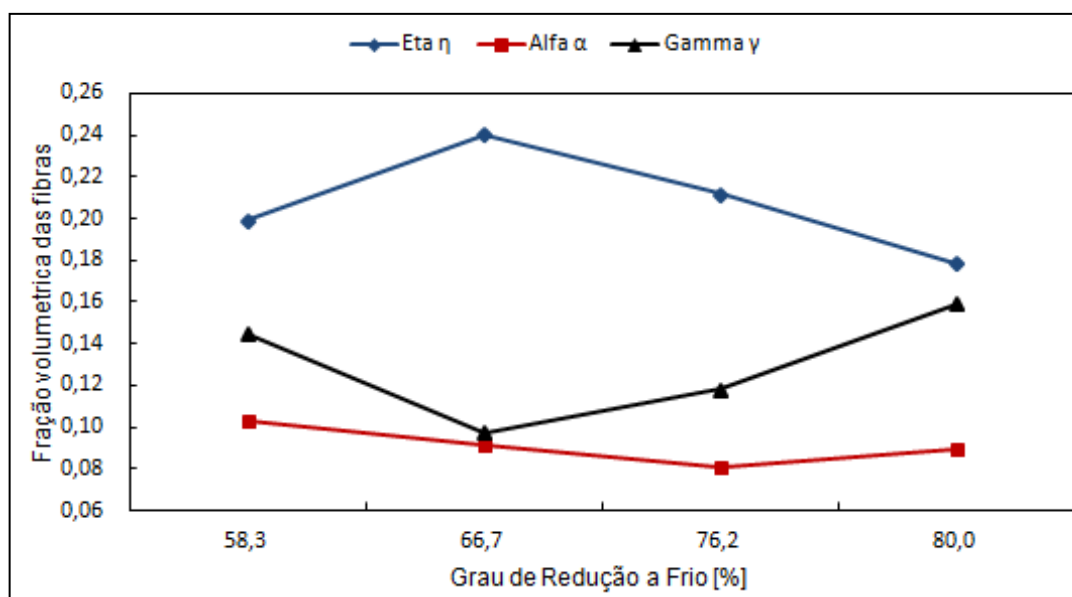


Figura 5.26 – Relação entre as frações volumétricas das fibras  $\alpha$ ,  $\eta$  e  $\gamma$  com o grau de redução a frio após recozimento final



Essas informações também podem ser complementadas pela ODF da figura 5.27, nota-se rotação de Goss para fibra  $\gamma$  e rotação de Cubo para Cubo rodado. A fibra  $\alpha$  apresentou baixa intensidade em todos os graus de reduções e  $\gamma$  conforme já citado anteriormente aumentando com o grau de redução.

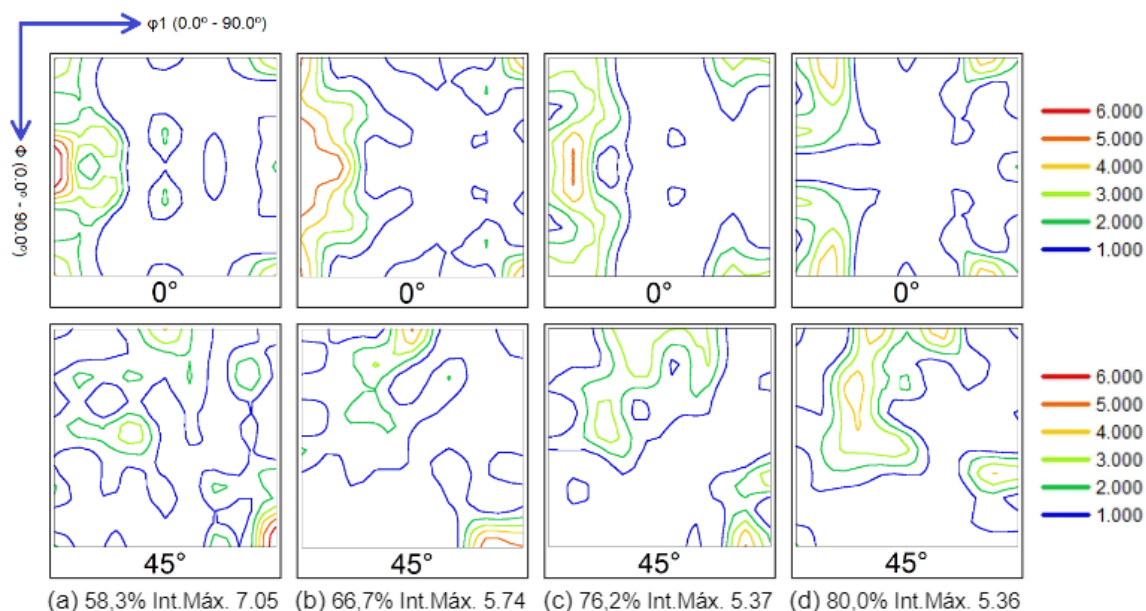


Figura 5.27 – ODF's com  $\phi_2$  0° e 45° para as diferentes espessuras após recozimento final na superfície da amostra. Sendo: (a) 1,2 para 0,50mm; (b) 1,5 para 0,50mm; (c) 2,1 para 0,50mm; (d) 2,5 para 0,50mm

Avaliando-se a perda magnética  $P_{1T/400Hz}$  (W/kg), a indução magnética  $B_{50}$  (mT) e a relação da fibra Eta/Gamma na figura 5.28, com o grau de redução a frio. Nota-se que o  $B_{50}$  mais uma vez foi fortemente influenciado pela relação Eta/Gamma, de forma que quanto maior a fibra  $\eta$  e menor for a fibra  $\gamma$  melhor foi a indução magnética. Entre 58,3% e 66,7% de grau de redução, o comportamento da indução magnética e da relação Eta/Gamma mudou, dando a impressão de ter ultrapassado o ponto ótimo de redução a frio para essa condição, algo que não ocorreu no material laminado a frio para 0,25mm (que não alcançou esse grau de redução).

O comportamento do  $B_{50}$  em relação ao limite de escoamento não seguiu a tendência observada para a espessura de 0,25mm, nota-se pela figura 5.29, que o valor de  $B_{50}$  tem seu menor valor para 58,3% de redução e o LE tem seu menor valor em 80% de redução.

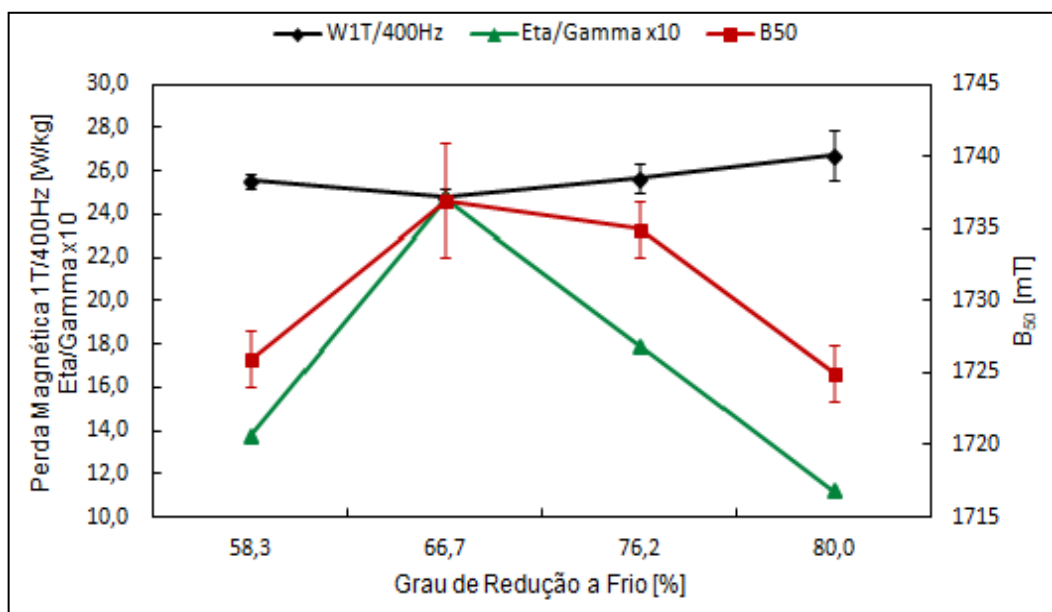


Figura 5.28 – Relação entre perda magnética 1T/400Hz, indução magnética  $B_{50}$  e as frações volumétricas de  $\eta/\gamma \times 10$  com o grau de redução a frio após recozimento final

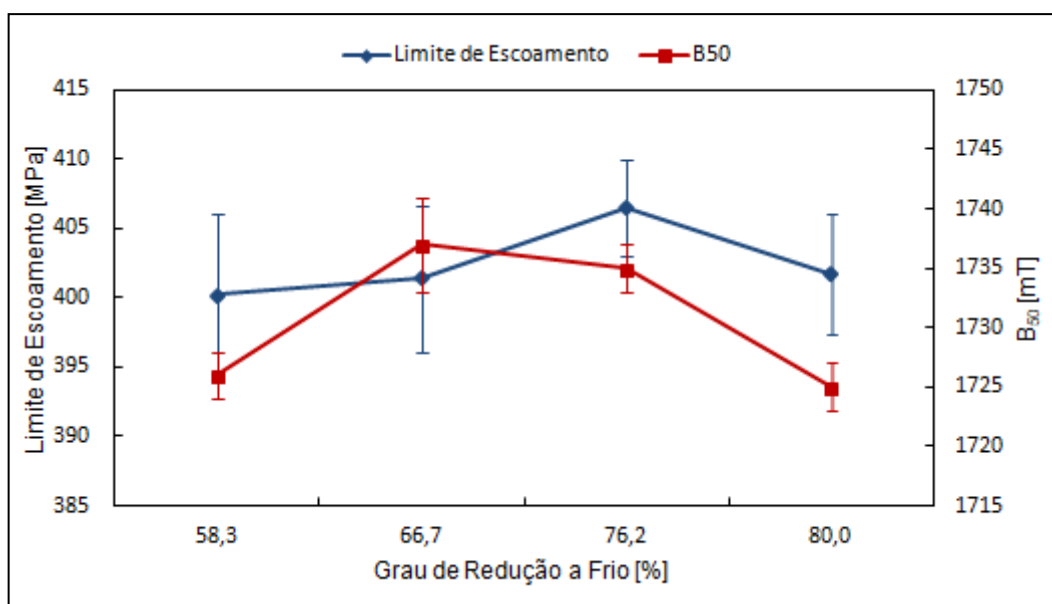


Figura 5.29 – Relação entre o limite de escoamento e a indução magnética  $B_{50}$  com o grau de redução a frio após recozimento final

Extrapolando-se os valores de perda magnética,  $B_{50}$  e limite de escoamento, apresentado na figura 5.30, é possível avaliar a melhor relação entre estes três parâmetros, ou seja, o 'ponto ótimo'.

Pode-se dizer que a espessura de 0,50mm o grau de redução de 66,7%, espessura de 1,5mm, teve a melhor relação entre estes três parâmetros (maior  $B_{50}$ , considerando a referência de  $LE > 400$ MPa da espessura de 0,25mm e menor perda).

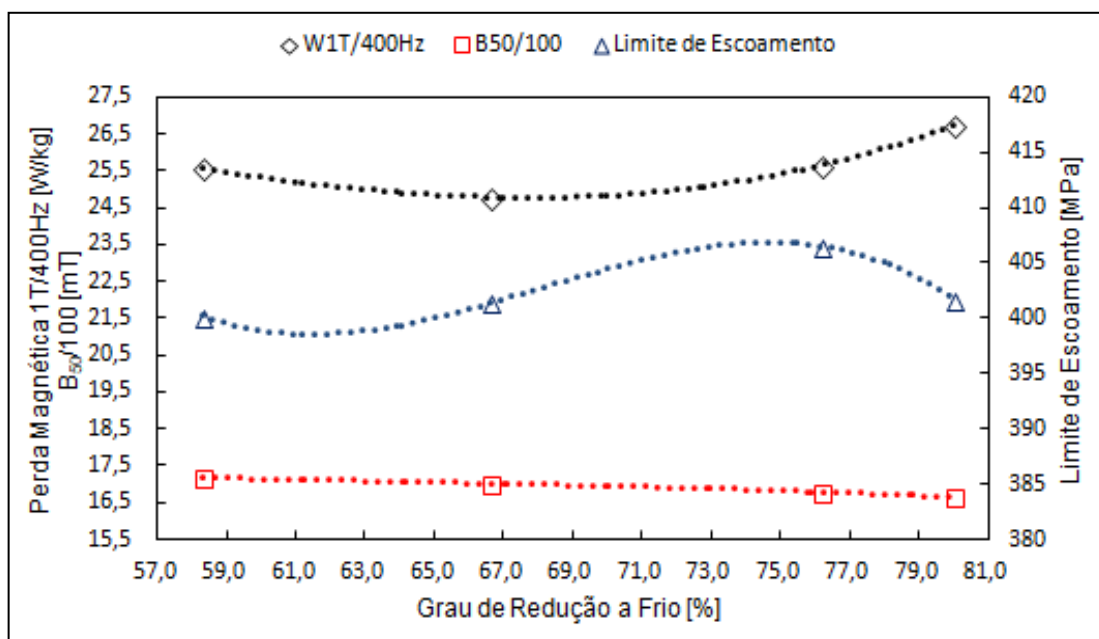


Figura 5.30 – Relação entre perda magnética 1T/400Hz, indução magnética B<sub>50</sub> e o limite de escoamento com o grau de redução a frio após recozimento final

#### 5.4.3 Análise dos resultados compilados

Extrapolando-se os resultados obtidos para as espessuras de 0,50mm e 0,25mm foi possível observar o comportamento da fração volumétrica das fibras principais, figura 5.31. Da indução magnética B<sub>50</sub> e do limite de escoamento, figura 5.32. Da perda magnética e do tamanho de grão na figura 5.33. Desta vez, abrangendo os graus de redução entre 58,3 e 90%.

Notam-se na figura 5.31 algumas informações importantes. A fração volumétrica das fibras é fortemente influenciada pelo grau de redução e entre os graus de redução similares para as duas espessuras (80% para o 0,5mm e 79,2% para o 0,25mm) as frações volumétricas de  $\eta$ ,  $\alpha$  e  $\gamma$  tiveram praticamente o mesmo valor.

A relação entre B<sub>50</sub> e o limite de escoamento, figura 5.32, fica nítido a influência do grau de redução e da espessura final no seu resultado. O limite de escoamento teve comportamento antagônico ao B<sub>50</sub> para a espessura de 0,25mm o que não ocorreu para a espessura de 0,5mm, mecanismo este que precisa ser melhor estudado para essa espessura.

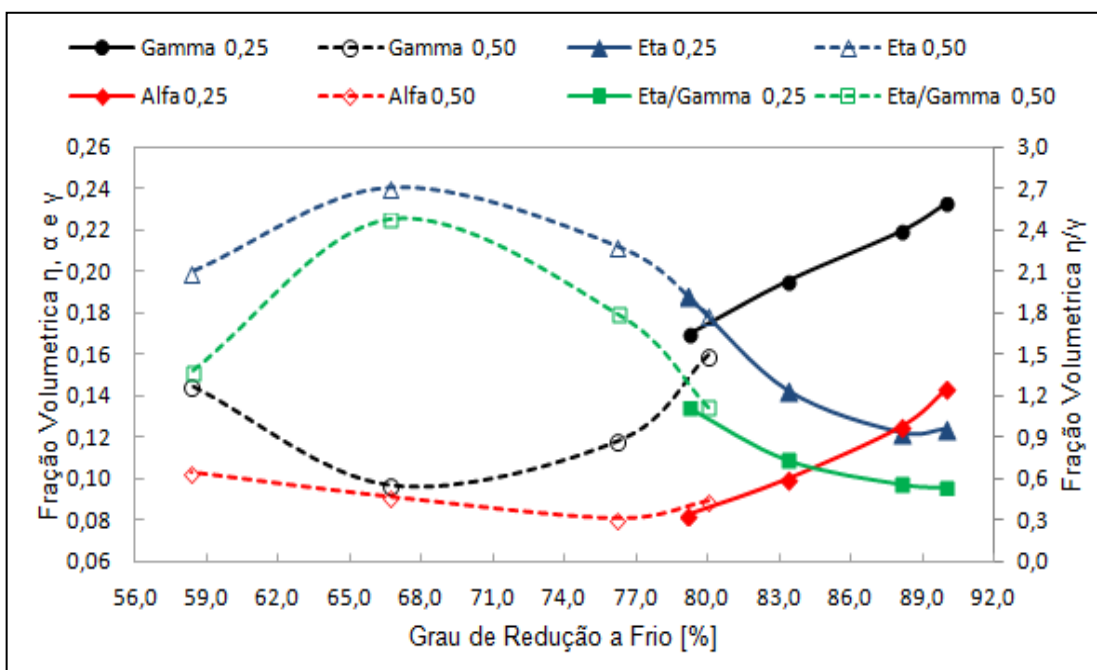


Figura 5.31 – Relação entre as frações volumétricas das fibras com o grau de redução a frio após recozimento final espessuras de 0,50mm e 0,25mm

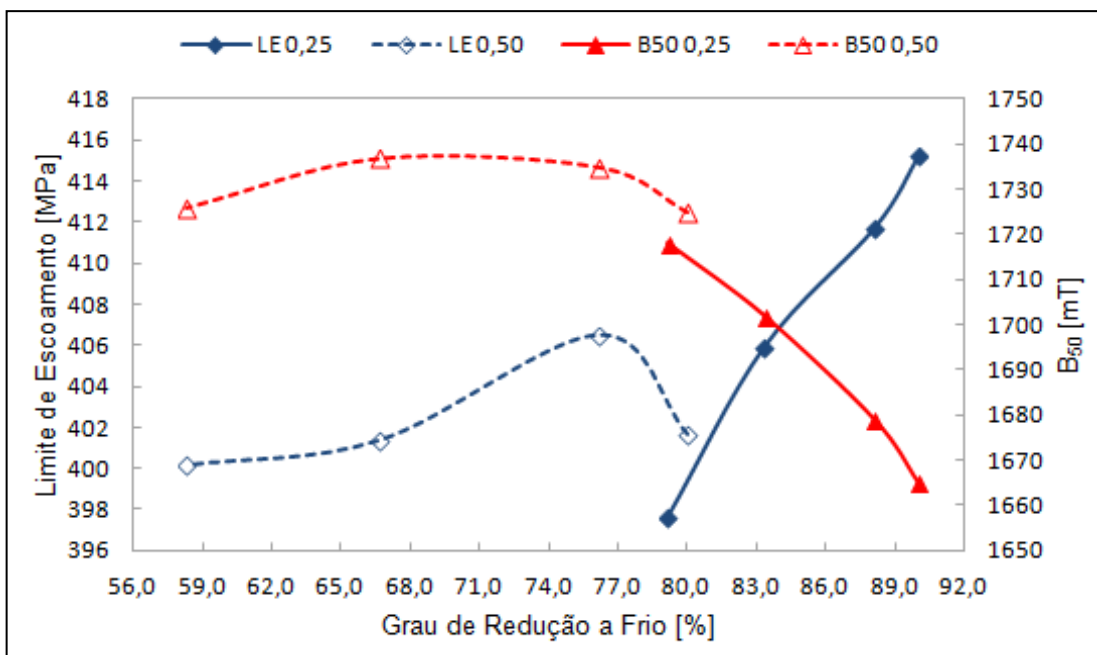


Figura 5.32 – Relação entre limite de escoamento e a indução magnética  $B_{50}$  com o grau de redução a frio após recozimento final espessuras de 0,50mm e 0,25mm

Por último a perda magnética, é extremamente influenciada pela espessura do material e conforme já citado, também é influenciada pelo tamanho de grão final, e conforme citado por vários autores<sup>[4-10-19-20-35-36]</sup> existe um tamanho de grão ótimo que

proporciona o menor valor de perda. Este valor foi da ordem de  $96\mu\text{m}$  para a espessura de  $0,25\text{mm}$  e da ordem de  $82\mu\text{m}$  para espessura de  $0,50\text{mm}$ , figura 5.33.

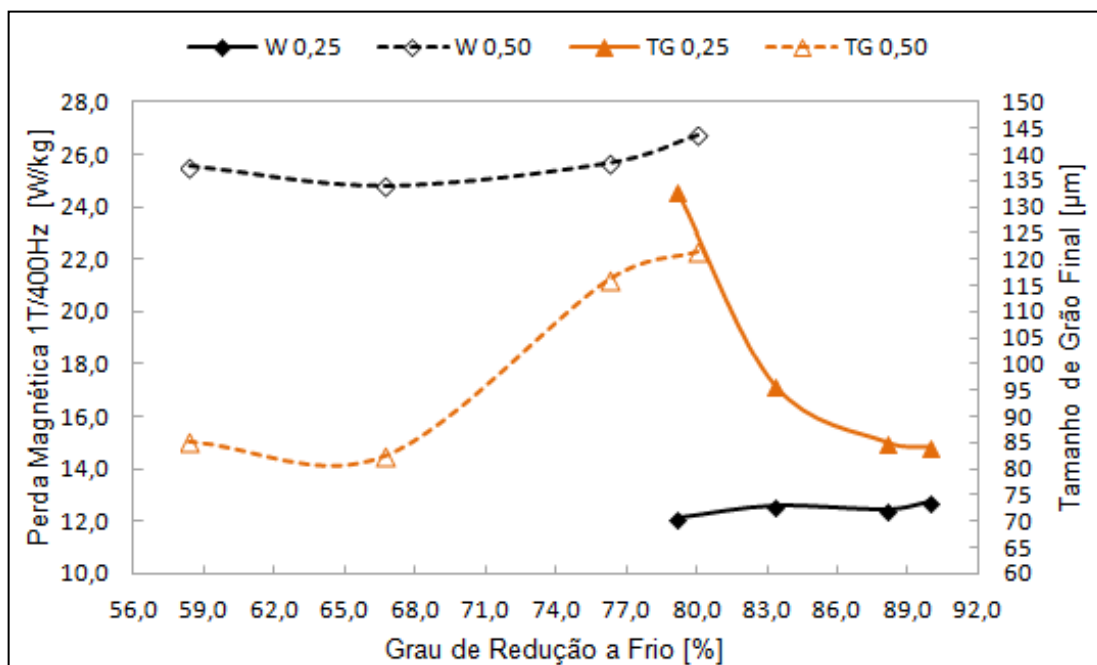


Figura 5.33 – Relação entre perda magnética e o tamanho de grão final com o grau de redução a frio após recozimento final espessuras de  $0,50\text{mm}$  e  $0,25\text{mm}$

Relacionando-se os resultados obtidos com os valores especificados citados no quadro 3.1, para a espessura de  $0,25\text{mm}$ , em todos os graus de redução avaliados a perda magnética atendeu a especificação ficando abaixo de  $14\text{W/kg}$  (embora o valor de norma seja na longitudinal + transversal e o avaliado no trabalho seja na longitudinal) o  $B_{50}$  também atendeu para todos os graus de redução, ficando acima de  $1620\text{mT}$ . Já o LE, apenas para espessura de  $1,2\text{mm}$  não atendeu (ou  $58,3\%$  de redução a frio) valor acima de  $400\text{Mpa}$ , todas as demais espessuras atenderam.

Para a espessura de  $0,50\text{mm}$  não há especificação definida para alta frequência, uma vez que o mercado tem a tendência de espessuras mais finas para essa aplicação, conforme já citado sua influencia na redução da perda magnética. Essa espessura foi usada nessa dissertação para permitir extrapolação dos resultados e avaliação do comportamento do material em graus de redução mais abrangentes.

## 6 CONCLUSÕES

Na etapa de laminação a quente a formação das bandas de cisalhamento e a sua alteração é dependente do grau de redução e este influi diretamente na resistência mecânica do material nesta etapa de processamento. Após o processamento termomecânico completo do material, avaliando-se os resultados finais, a espessura laminadas à quente de 1,5mm se mostrou a melhor considerando-se a melhor relação entre perda magnética, indução  $B_{50}$  e limite de escoamento, em ambas as espessuras laminadas à frio.

O recozimento inicial para a temperatura de 1000°C promoveu a recristalização do material e alterou totalmente a textura laminada a quente, além de reduzir os valores de limite de escoamento e resistência para todas as espessuras laminadas à quente.

Em relação à textura final, foi possível observar que o comportamento da fração volumétrica das fibras é fortemente influenciada pelo grau de redução. Entre os graus de redução similares para as duas espessuras (80% para o 0,5mm e 79,2% para o 0,25mm) as frações volumétricas de  $\eta$ ,  $\alpha$  e  $\gamma$  tiveram praticamente a mesmo valor.

Em relação aos valores de  $B_{50}$  foi influenciado principalmente pela relação  $E\eta/\Gamma$ . Quanto maior o valor dessa relação maior foi o valor de  $B_{50}$ . Tal efeito foi observado para ambas as espessuras finais.

O limite de escoamento, após recozimento final, teve comportamento antagônico ao obtido para o  $B_{50}$  para a espessura de 0,25mm o que não ocorreu para a espessura de 0,5mm, mecanismo este que precisa ser mais bem estudado para essa espessura.

A perda magnética foi influenciada pelo tamanho de grão e o tamanho ótimo que proporciona o menor valor de perda e melhor balanço com o  $B_{50}$  e LE, foi da ordem de 96 $\mu$ m para a espessura de 0,25mm e 82 $\mu$ m para espessura de 0,50mm.

Para o grau de redução a frio em torno de 66,7% para a espessura de 0,50mm, foi possível obter ao mesmo tempo o maior valor de  $B_{50}$ , o maior valor de limite de escoamento e a menor perda magnética. E para espessura de 0,25mm o grau de redução de 83,3% teve a melhor relação entre estes três parâmetros.

## 7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Analisar o efeito de variação da espessura do esboço, de forma a alterar o grau de redução durante laminação a quente de acabamento. Avaliar como a fração volumétrica das fibras  $\alpha$ ,  $\eta$  e  $\gamma$  comportam e se é possível obter frações volumétricas ideais destas fibras alterando este parâmetro.

Estudar o efeito de variação da temperatura de laminação a quente nas propriedades mecânicas e magnéticas, de forma a melhorar as propriedades finais do material.

Entender o efeito de variação da temperatura e do tempo de recozimento inicial nas propriedades mecânicas no processo de laminação a frio na obtenção das propriedades finais do material.

Estudar a formação das fibras após laminação a frio e avaliar o efeito da formação de bandas de cisalhamento na obtenção da textura ideal após recozimento final.

Estudar o efeito de variação da temperatura de recozimento final nas propriedades mecânicas e magnéticas do material, principalmente para a espessura de 0,50mm.

## 8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] HONDA, A., et al. ***Eletrical Steel for Motors of Electric and Hybrid Vehicles***. Kawasaki Steel Technical Report No. 48, 2003.
- [2] WANG, Tianshi, **Finite-Control-Set Model Predictive Control of Axially Laminated Flux-Switching Permanent Magnet Machine With Extended Voltage Space Vectors**. Tese de Doutorado, Sydney: University of Technology Sydney, 2018.
- [3] SENDA, K., et al. ***Eletrical Steel for Advanced Automobiles - Core Materials for Motors, Generators and Hi-Frequency Reactors***. JFE Technical Report No. 4, 2004.
- [4] LEUNING, N., et al. ***Effect of grain size and magnetic texture on iron-loss components in GNO electrical steel at different frequencies***. Journal of Magnetism and Magnetic Materials. Institute of Electrical Machines (IME), Germany, 2018.
- [5] OLIVEIRA JUNIOR, J. R., PAOLINELLI, S. C., et al. ***Development of high grades non-grain oriented silicon steel with improved mechanical properties for high frequency applications***. In: VMM – International Conference on Magnetism and Metallurgy, 8th, 2018, Dresden, Germany.
- [6] LANDGRAF, F. J. G. ***Propriedades Magnéticas de Aços para fins Elétricos***. Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo. São Paulo, 1999.
- [7] DIETER, GE. ***Metalurgia Mecânica***. Segunda Edição. Editora Guanabara Dois. Parte II Fundamentos de Metalurgia - capítulo 6: Mecanismos de Endurecimento, p. 170, 1997.
- [8] MEURER, E. J. ***Estudo das perdas magnéticas interlaminares em máquinas elétricas***. Dissertação de Mestrado, Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina, 2005.
- [9] OLIVEIRA JUNIOR, José Rogério De. ***Estudo do envelhecimento magnético em aços silício de grão não orientado 2%Si***. Dissertação de Mestrado, Belo Horizonte: UFMG, 2014.
- [10] DAFÉ, Sara S. F. ***Influência do Processamento Termomecânico Sobre a Formação de Bandas de Cisalhamento e Propriedades Magnéticas de um Aço de Grão Não-Orientado com 3% Si***. Dissertação de Mestrado, Ouro Preto: UFOP, 2010.
- [11] APERAM S.A. ***Aços Elétricos***. Cadernos Técnicos
- [12] REZENDE, J. E. ***Evolução da Microestrutura e Textura com a Temperatura de Acabamento de um Aço GNO com 1,3% Si***. Dissertação de Mestrado. Ouro Preto: UFOP, 2003.
- [13] VIANA, Carlos S. C. LOPES. A. M. ***Texturas de Transformações de fase***. Rio de Janeiro: IME, 2002.
- [14] CURRIE, R. A. ***Ferromagnetic Materials - Structure and Properties***. London: Academic Press, 1994.



- [15] ENGLER, O. R. V. **Introduction to texture analysis. Macrotecture, microtexture, and orietation mapping.** 2ed. New York: Taylor & Francis Group, 2010.
- [16] SEIL, L., COOMAN BURNO C. D. **Cold Rolling Reduction Dependence of the Recrystallization Texture of 3% Si Non-oriented Electrical Steel.** Journal of Physics: Conf. Series. 2019.
- [17] SENDA, K., et al. **Electrical Steels and Their Evaluation for Automobile Motors.** Steel Research Laboratory, JFE Steel Corporation. 2019.
- [18] SCHULTE, M., et al. **Effect of manganese in high silicon alloyed non-oriented electrical steel sheets.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2018.
- [19] PAOLINELLI, Sebastião C. **Estudo da Influência da Temperatura de Laminação a Quente e Acabamento Sobre as Estruturas e Propriedades Magnéticas de Aços GNO com 2 e 3% de Si.** Tese de Doutorado. Ouro Preto, UFOP, 2008.
- [20] RODRIGUES, Marcio F., et al. **Texture and magnetic properties improvement of a 3% Si non-oriented electrical steel by Sb addition.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2012.
- [21] SILVA, Maria C. A. **Avaliação da textura e da microestrutura de deformação de um aço elétrico GNO com 1,25% de Si laminado a frio.** Tese de Doutorado São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2007.
- [22] BOHN, F., et al. **Propriedades Magnéticas de Aços Elétricos de Grão Não-Orientado.** Cbecimat. XVI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2004.
- [23] PEREIRA, I., et al. **Análise e Medição de Propriedades Magnéticas dos Materiais em Diferentes Frequências e com Correção de Harmônicos.** XVIII Congresso Brasileiro de Automática. Universidade do Estado de Santa Catarina, Joinville: UDESC, 2010.
- [24] SILVA JR, P. A. **Bancada para Ensaios de Materiais Ferromagnéticos em Chapa Única Sob Campos Rotacionais.** Tese de Doutorado. Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina, 2007.
- [25] HUMPHREYS, F. J.; HATEHERLY, M. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena.** Second edition. UK: Elsevier, 2004. Cap.3. 75p.
- [26] LI, Zhi-Hong, et al. **Dependence of Recrystallization Behavior and Magnetic Properties on Grain Size Prior to Cold Rolling in High Silicon Non-Oriented Electrical Steel.** Journal of Alloys and Compounds, China, 2021.
- [27] CUNHA, M. A., PAOLINELLI, S. C. **Effect of the Annealing Temperature on the Structure Magnetic Properties of 3% Silicon Non-Oriented Steel.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2003.

- [28] RODRIGUES, Jean C. **Estudo da Textura Cristalográfica em um Aço de Grão Não Orientado com 3,3% Si via EBSD**. Dissertação de Mestrado: Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte: UFMG, 2011.
- [29] BUNGE, H. J. **Texture analysis in materials science mathematical methods**. Led., Butterworths, 1982.
- [30] PADILHA, A. F., SICILIANO Jr., F., **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, São Paulo, 1996.
- [31] HELMAN, H. CETLIN, P.R. **Fundamentos de Conformação Mecânica dos Metais**. 2 ed. Belo Horizonte: FCO, 1993. 261p.
- [32] REED-HILL, R. E. **Princípios de Metalurgia Física**. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982. 774p.
- [33] DEUSTCHES INSTITUT FUR NORMUNG, **DIN EN 10303:2016-02 – Thin magnetic steel strip and sheet for use at medium frequencies**. Berlim, 2016.
- [34] YASHIKI, H. AND KANEKO, T., **The effect of hot band annealing on the magnetic properties of low Si non-oriented electrical steels sheets**. The Sumitomo Search 44, Dec, 1990.
- [35] OLIVEIRA JR, J. R. **Desenvolvimento de aços GNO para motores de veículos híbridos e elétricos**. Relatório Técnico. Acervo Aperam. 2018.
- [36] LANGRAF, F.J.G., et al. **Tamanho de grão e textura dos aços elétricos de grão não-orientado**. Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. 2001.
- [37] KRAUSS, G. **Steels: processing; structure, and performance**. 3. ed. Ohio: ASM International, 2005. p. 602
- [38] HARATANI, T.; HUTCHINSON, W. B.; DILLAMORE, I. L.; BATE, P. **Contribution of shear banding to origin of Goss texture in silicon steel**. Metal Science, vol.18, p. 57-65, Feb.1984.
- [39] LOVATO NETO, C. **Simulação numérica da laminação a frio no laminador Sendzimir Número 2 da Acesita**. Dissertação de Mestrado. Belo Horizonte, UFMG, 2006.
- [40] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/8M. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. 2022.
- [41] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, ABNT-NBR 5161. **Produtos laminados planos de aço para fins elétricos – Verificação das propriedades**. 1977.
- [42] SHIMANAKA, H. et al. **Recent development of non-oriented electrical steel sheets**. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, v. 26, p. 57-64, March 1982.

[43] OLIVEIRA Jr, J. R. BATISTA, V. A. A. ; MAIA, T. A. C. ; SANTOS, M. P. ; PAOLINELLI, S. C. **Electromagnetic and mechanical performance evaluation of non-grain oriented electrical steel for traction motors**. International Electric Steel Sheet. Aachen. 2022

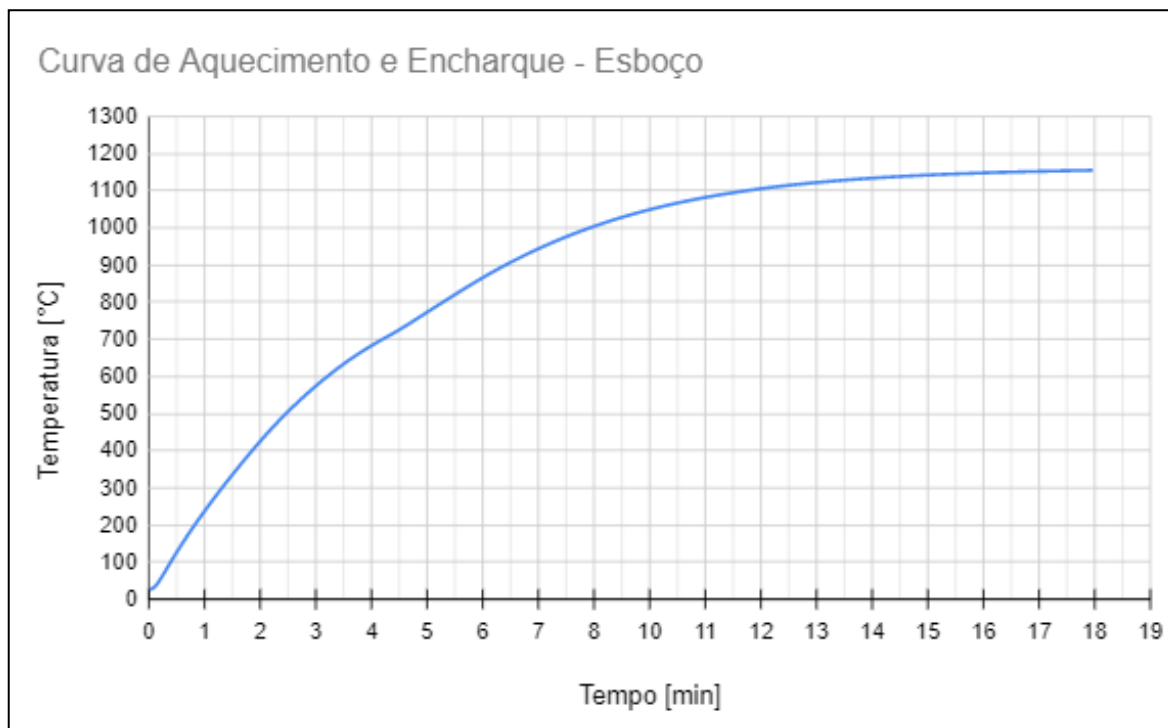
[44] HUTCHINSON, B. **Deformation microstructures and textures in steels**. Philos Trans R Soc A Math Phys Eng Sci. 1999;357:1471–85.

[45] PEDROSA, Josiane S. M. **Influência do Recozimento Inicial na Evolução da Estrutura Durante o Recozimento Final e Propriedades Magnéticas dos Aços GNO com 2,2% Si e 3,4% Si**. Dissertação de Mestrado, Ouro Preto: UFOP, 2014.

[46] SANDIM, H. R. Z. **Textura e relações de orientação**. Segunda Edição. Capítulo 2: Heterogeneidades de deformação: Uma visão microscópica, p. 24, 2003.

## ANEXOS

## ANEXO I - Curvas de aquecimento e encharque esboço – material de partida



## ANEXO II – Planejamento Experimental Global

Amostra	T Reaq. (°C)	T Lamin. (°C)	Esp. Esboç. (mm)	Esp. Quente (mm)	T. Resfr. (°C)	Medir Esp.	Corte	Ensaio L. Quente	T. Reocz. Ini. (°C)	Ensaio Rec. Ini.	Esp. Frio (mm)	T. Reocz. Fim (°C)	Ensaio Rec. Fim
AM1	1150	1000	28	2,50	550	SIM	SIM	SIM	1000	-	-	-	-
AM2	1150	1000	28	2,50	550	SIM	SIM	-	1000	SIM	-	-	-
AM3	1150	1000	28	2,50	550	SIM	SIM	-	1000	-	0,50	940	SIM
AM4	1150	1000	28	2,50	550	SIM	SIM	-	1000	-	0,50	940	SIM
AM5	1150	1000	28	2,50	550	SIM	SIM	-	1000	-	0,25	940	SIM
AM6	1150	1000	28	2,00	550	SIM	SIM	SIM	1000	-	-	-	-
AM7	1150	1000	28	2,00	550	SIM	SIM	-	1000	SIM	-	-	-
AM8	1150	1000	28	2,00	550	SIM	SIM	-	1000	-	0,50	940	SIM
AM9	1150	1000	28	2,00	550	SIM	SIM	-	1000	-	0,50	940	SIM
AM10	1150	1000	28	2,00	550	SIM	SIM	-	1000	-	0,25	940	SIM
AM11	1150	1000	28	1,50	550	SIM	SIM	SIM	1000	-	-	-	-
AM12	1150	1000	28	1,50	550	SIM	SIM	-	1000	SIM	-	-	-
AM13	1150	1000	28	1,50	550	SIM	SIM	-	1000	-	0,50	940	SIM
AM14	1150	1000	28	1,50	550	SIM	SIM	-	1000	-	0,25	940	SIM
AM15	1150	1000	28	1,00	550	SIM	SIM	SIM	1000	-	-	-	-
AM16	1150	1000	28	1,00	550	SIM	SIM	-	1000	SIM	-	-	-
AM17	1150	1000	28	1,00	550	SIM	SIM	-	1000	-	0,50	940	SIM
AM18	1150	1000	28	1,00	550	SIM	SIM	-	1000	-	0,25	940	SIM

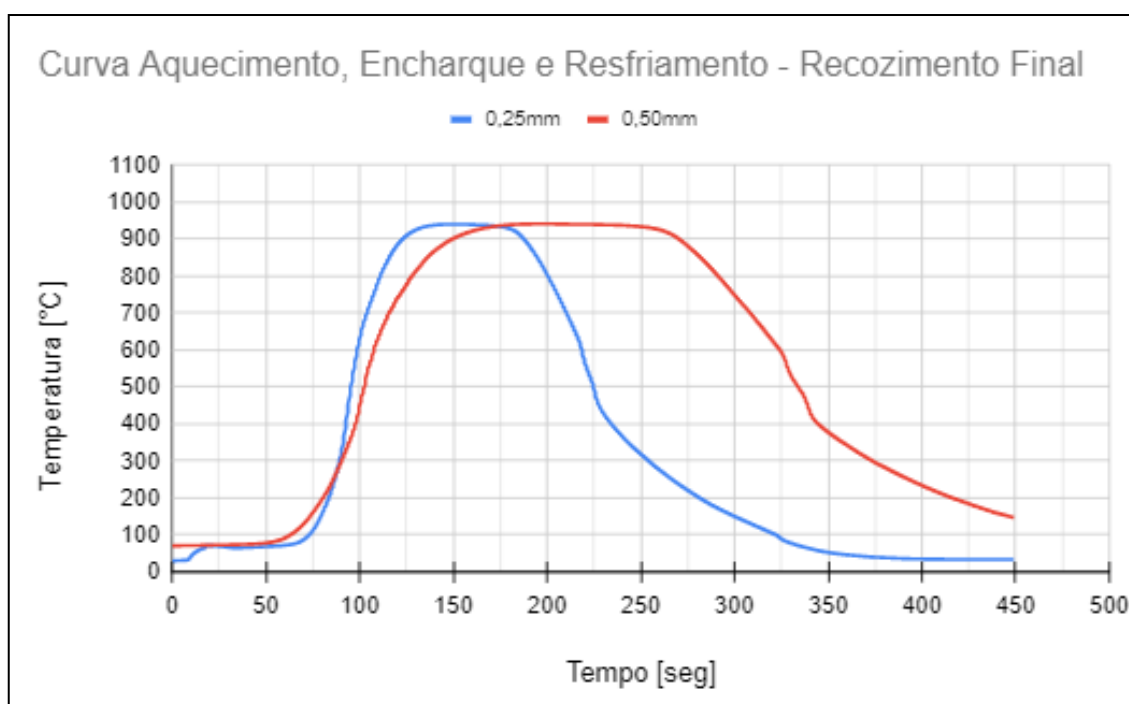
**ANEXO III - Temperatura, Espessuras e Carga de Laminação por passe durante laminação a quente**

CODIGO AMOSTRA	Espessura [mm] por Passe								Temperaturas [°C] por passe							Carga de laminação [t] por passe						
	V0	1	2	3	4	5	6	7	1	2	3	4	5	6	7	1	2	3	4	5	6	7
AM1	28,0	17,0	10,4	6,4	4,0	2,5	-	-	994	1006	993	1003	983	-	-	5,03	14,43	22,41	38,44	41,26	-	-
AM2	28,0	17,0	10,4	6,4	4,0	2,5	-	-	990	1000	996	1002	983	-	-	6,60	14,86	12,59	22,28	49,57	-	-
AM3	28,0	17,0	10,4	6,4	4,0	2,5	-	-	980	1008	950	988	982	-	-	5,46	17,16	13,92	17,28	53,31	-	-
AM4	28,0	17,0	10,4	6,4	4,0	2,5	-	-	990	995	996	995	982	-	-	3,59	8,62	12,78	44,06	52,69	-	-
AM5	28,0	17,0	10,4	6,4	4,0	2,5	-	-	1020	997	990	1000	991	-	-	-	12,60	24,61	44,11	49,01	-	-
AM6	28,0	17,0	10,4	6,4	4,0	2,0	-	-	1000	1005	1001	972	990	-	-	5,85	12,70	23,40	32,97	67,16	-	-
AM7	28,0	17,0	10,4	6,4	4,0	2,0	-	-	1018	988	983	990	990	-	-	8,25	15,55	10,81	34,13	69,50	-	-
AM8	28,0	17,0	10,4	6,4	4,0	2,0	-	-	1000	1005	1000	998	986	-	-	9,70	15,95	17,65	21,41	80,46	-	-
AM9	28,0	17,0	10,4	6,4	4,0	2,0	-	-	1028	1006	997	1000	990	-	-	2,32	9,99	28,44	43,84	80,65	-	-
AM10	28,0	17,0	10,4	6,4	4,0	2,0	-	-	1002	1005	1000	990	980	-	-	3,81	12,68	21,13	22,26	68,29	-	-
AM11	28,0	17,0	10,4	6,4	4,0	2,5	1,5	-	1020	998	994	991	985	980	-	5,37	9,44	22,17	38,14	47,83	72,48	-
AM12	28,0	17,0	10,4	6,4	4,0	2,5	1,5	-	1027	990	998	993	985	979	-	7,05	10,58	18,40	16,13	54,89	87,91	-
AM13	28,0	17,0	10,4	6,4	4,0	2,5	1,5	-	1020	1005	995	994	980	990	-	2,45	12,87	15,19	27,18	58,34	90,81	-
AM14	28,0	17,0	10,4	6,4	4,0	2,5	1,5	-	1012	1002	994	994	990	988	-	7,44	-	26,67	45,63	56,42	90,87	-
AM15	28,0	17,0	10,4	6,4	4,0	2,5	1,5	1,0	1012	994	992	997	987	1030	998	6,59	11,83	14,87	21,38	57,39	89,17	115,01
AM16	28,0	17,0	10,4	6,4	4,0	2,5	1,5	1,0	1010	997	996	998	983	1005	1002	8,25	11,55	7,54	23,36	63,34	98,04	129,48
AM17	28,0	17,0	10,4	6,4	4,0	2,5	1,5	1,0	1020	1002	986	1000	981	1010	1001	6,95	-	28,15	33,49	62,64	99,18	133,61
AM18	28,0	17,0	10,4	6,4	4,0	2,5	1,5	1,0	1015	1006	997	1000	983	1013	997	6,85	7,79	16,16	34,42	62,19	100,05	132,08



**ANEXO V - Temperatura, Velocidade, Atmosfera, Ponto de Orvalho P.O e Carga de Bobinamento por amostra e Curva de Aquecimento, Encharque e Resfriamento na linha continua de recozimento final**

Espess. [mm]	Grupo	Temperat [°C]	Velocidade [m/min]	N2 [%]	H2 [%]	Carga [kg]	P.O [°C]
0,50	grupo 2,5	940	1,20	25	74,6	12	-34,4
0,50	grupo 2,0	940	1,20	25	74,6	12	-34,4
0,50	grupo 1,5	940	1,20	25	74,6	12	-34,4
0,50	grupo 1,0	940	1,20	25	74,6	12	-34,4
0,25	grupo 2,5	940	2,20	25	74,8	12	-37,2
0,25	grupo 2,0	940	2,20	25	74,8	12	-37,2
0,25	grupo 1,5	940	2,20	25	74,8	12	-37,2
0,25	grupo 1,0	940	2,20	25	74,8	12	-37,2





ANEXO VI – Principais notações das fibras (a)  $\phi_2 = 0^\circ$  e (b)  $\phi_2 = 45^\circ$ 