

OK

CONSULTA  
FD-3248

São Paulo  
2002

Dissertação apresentada à Escola Politécnica  
da Universidade de São Paulo para obtenção  
do título de Mestre em Engenharia Naval e  
Departamento de Engenharia Naval e  
Oceânica.

**INFLUÊNCIA DO PROCESSO DE FABRICAÇÃO NAS PROPRIEDADES  
MAGNÉTICAS, MECÂNICAS E NA MICROESTRUTURA DE AÇOS  
ELETRICOS DE GRÃO NÃO ORIENTADO.**

**CLAUDINEI FERREIRA**

**INFLUÊNCIA DO PROCESSO DE FABRICAÇÃO NAS PROPRIEDADES  
MAGNÉTICAS, MECÂNICAS E NA MICROESTRUTURA DE AÇOS  
ELETRICOS DE GRÃO NÃO ORIENTADO.**

**CLAUDINEI FERREIRA**

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

Área de Concentração:  
Engenharia Naval e Oceânica.

Orientador:  
Prof. Dr. Claudio Ruggieri

São Paulo  
2002

**“Ao Senhor Jesus que me capacitou, pois por mim  
eu nada teria conseguido. A Ele seja toda a Glória,  
toda a Honra e todo o Louvor”.**

À minha esposa Fernanda pelo estímulo, pelas orações e pela sua incansável compreensão.

Aos meus pais, que sempre me incentivaram a estudar.

Ao amigo e orientador Prof. Dr. Cláudio Ruggieri.

Ao amigo e "co-orientador", muitas vezes quase um pai, Prof. Dr. Ângelo Fernando Padilha.

Ao amigo e conselheiro Prof. Dr. Fernando José Gomes Landgraf.

Ao amigo Dr. Nelson Batista de Lima pela sua pronta colaboração.

À Brasmetal WaelzHolz pelo fornecimento das amostras e ensaios realizados, aqui representada pelo amigo MSc. Eng. Antenor Ferreira Filho.

À SEW pela colaboração e apoio em todo o tempo, aqui representada pelo amigo Teogº Paulo Sérgio P. Loureiro.

À CSN pela colaboração na execução dos ensaios de Epsstein aqui representada pelo amigo Eng. Werner Volfrain Wolgein.

À Panambra pela colaboração na execução dos ensaios metalográficos aqui representada pelos amigos Carlos Alberto T.V. Fazano e Oscar A. Souza Filho.

A todos os amigos que direta e indiretamente, colaboraram para a execução desse trabalho.

## AGRADECIMENTOS

Os aços para fins elétricos são utilizados em larga escala na fabricação de estatores e rotores de motores elétricos. Atualmente devido às necessidades mundiais de economia de energia elétrica e à grande pressão exercida pelos governos com a fixação de valores máximos de consumo de energia, torna-se inevitável o aprimoramento do processamento e da qualidade dos aços utilizados para estes fins. Deve-se procurar aumentar ao máximo o rendimento dos motores devido à sua grande contribuição no consumo de energia elétrica.

O objetivo central desse estudo é a investigação das propriedades magnéticas nesta classe de aços, visto que as propriedades magnéticas desempenham um papel muito importante na aplicação desses materiais. Inicialmente, são apresentados os mecanismos, as características da deformação plástica e as modificações microestruturais, principalmente na escala da subestrutura de discordâncias, que ocorrem durante a recuperação e a recristalização. Em seguida, são discutidos os dois tipos de crescimento de grão: normal (ou contínuo) e anormal (ou descontínuo), e o papel de pequenas deformações no aparecimento de grãos exageradamente grandes durante o posterior recozimento. Em seguida, são apresentados e discutidos os resultados obtidos durante a fase experimental que consistiu na preparação de amostras com diferentes graus de redução para um Aço tipo ABNT 1006 e um Aço com 2 % de Si, submetidos subsequentemente a um tratamento térmico de decarboxonação e recristalização. Finalmente são discutidos os efeitos das propriedades físico-químicas e os fenômenos associados a elas em cada uma das parcelas das perdas (histerética, parasítica e anômala); a partir da técnica de separação de perdas. O trabalho conclui com uma apresentação de sugestões para futuras pesquisas.

## RESUMO

## ABSTRACT

The Electrical steels are used in wide climbs in the production of stators and rotors to electric motors.

The central objective of that study is the investigation of the magnetic properties in this class of steels, because the magnetic properties became a very important part in the application of those materials. Initially the mechanisms, the characteristics of the plastic deformation and the microstructural modifications are discussed, mainly in the scale of the substructure of the deformed structure that happen during the recovery and the recrystallization. Soon afterwards, the two types of grain growth are discussed: normal (or continuous) and abnormal (or discontinuous).

The paper of small deformations in the occurrence of grains exaggeratedly big during the subsequent annealing it is also discussed.

Finally, it is discussed the effect of the physicochemical properties and the phenomena associated to them in each one of the portions of the core losses: hysteretic, parasitic and anomalous; from the technique of separation of losses.

## SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	1
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1	Generalidades sobre os aços para fins elétricos.....	3
2.2	Teorias sobre formação de discordâncias, nucleação e crescimento de grão durante a recristalização.....	4
2.2.1	Encruamento.....	4
2.2.2	Recuperação e recristalização.....	6
2.3	Fatores que afetam as perdas.....	8
2.3.1	As perdas magnéticas.....	8
2.3.2	As perdas magnéticas e a curva de histérese.....	10
2.3.2.1	A curva de histérese e o processo de magnetização e desmagnetização.....	11
2.3.2.2	As perdas magnéticas e sua separação em componentes.....	13
2.3.3	Efeito das características do material.....	19
2.3.3.1	Composição química.....	19
2.3.3.2	Resistividade elétrica.....	23
2.3.3.3	Espessura.....	24
2.3.4	História termomecânica.....	26
2.3.4.1	Deformação plástica.....	26
2.3.4.2	Recozimento.....	27
2.3.5	Efeitos da microestrutura.....	28
2.3.5.1	Tamanho de grão.....	28
2.3.5.2	Textura.....	31
2.3.5.3	Discordâncias.....	33
2.3.6	Efeitos de variáveis do ensaio.....	34
2.3.6.1	Frequência de excitação.....	34
3	Materiais e Métodos.....	36
3.1	Materiais.....	36
3.2	Métodos Experimentais.....	36
3.2.1	Tratamento térmico de recozimento e descarbonetação.....	39
3.2.2	Medidas Magnéticas.....	40
4	Resultados e Discussões.....	42
4.1	Resultados da Análise Metalográfica.....	43
4.2	PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	58
4.2.1	Propriedades Mecânicas do Aço Si e do ABNT 1006 antes e após o Tratamento Térmico.....	58
4.3	FATORES QUE AFETAM AS PERDAS.....	65

4.3.1	Composição das perdas magnéticas.....	65
4.4	Efeito de características do material.....	69
4.4.1	Deformação plástica.....	69
4.5	Recozimento.....	70
4.6.5	Efeitos da microestrutura.....	72
4.6.5.1	Tamanho de grão.....	72
4.6	Efeito das variáveis de Ensaio.....	75
4.6.1	Frequência de excitação.....	75
4.7	Textura.....	79
5	Conclusões.....	85
6	Sugestões para trabalhos futuros.....	85
<b>Apêndice 1 – O Ensaio de Epstein.....</b>		<b>90</b>



Tabela 1: Separação de perdas a 1,5T, 60Hz, em seis aços diferentes [22].	15
Tabela 2: Efeito do recozimento nas perdas magnéticas a 1,0 T e 60 Hz.	27
Tabela 3: Composições e propriedades mecânicas de ambos os aços no estado inicial	36
Tabela 4: Sequência de passes de encruamento aplicados ao Aço a partir do estado Laminado à quente(BQ).	36
Tabela 5: Propriedades obtidas após recozimento intermediário.	37
Tabela 6: Características das Amostras de Aço Si.	38
Tabela 7: Características das Amostras do ABNT 1006.	38
Tabela 8: Dureza Vickers antes e após o recozimento.	61
Tabela 9: Limite de escoamento antes e depois do recozimento.	64
Tabela 10: Separação de perdas a 1,5T, 60Hz, para o aço silício.	66
Tabela 11: Separação de perdas a 1,5T, 60Hz, para o ABNT 1006.	67
Tabela 12: Perdas Totais antes e após o recozimento.	70
Tabela 13: Tamanho de Grão(µm) antes e após o recozimento.	73
Tabela 14: Orientações cristalográficas das amostras de aços elétricos.	84

## LISTA DE TABELAS

## LISTA DE FIGURAS

7	Figura 1: Relação entre a tração restaurada percentual e a tração recristalizada percentual para aços baixo carbono.
10	Figura 2: Comparação das curvas de histerese determinadas na condição quase estática de 0,005 Hz e a 60 Hz.
11	Figura 3: Curvas de magnetização e histerese quase-estática de aço com 0,5%Si.
12	Figura 4: Energia acumulada no ramo ascendente da curva de histerese.
12	Figura 5: Energia devolvida e energia dissipada no segmento do ciclo de histerese.
14	Figura 6: Efeito do teor de silício e espessura nas componentes de perdas a 1,5T, 60Hz, de seis aços elétricos com diferentes microestruturas.
16	Figura 7: Efeito da frequência na energia dissipada por ciclo, na faixa entre 1 e 100Hz.
19	Figura 8: Efeito do teor de Silício na resistividade elétrica de aços laminados após o recocimento em caixa.
20	Figura 9: Efeito do teor de silício nas perdas magnéticas medidas a 1,0 e 1,5 T e 50Hz, após o recocimento em caixa.
21	Figura 10: Efeito do Silício na permeabilidade relativa após recocimento em caixa[35].
21	Figura 11: Efeito do teor de silício sobre a dureza(HR30T) após recocimento em caixa.
21	Figura 12: Efeito do teor de silício sobre o Tamanho de grão após recocimento em caixa.
22	Figura 13: Efeito de diversos elementos químicos na resistividade elétrica do ferro.
23	Figura 14: Efeito da espessura sobre o valor das perdas.
24	Figura 15: Efeito da espessura em quatro aços com diferentes resistividades elétricas.
25	Figura 16: Efeito da deformação plástica nas perdas magnéticas a 1,0 e 1,5 T, 60 Hz.
26	Figura 17: Efeito da indução máxima no tamanho de grão.
29	Figura 18: Efeito do tamanho de grão nas perdas anômalas.
30	Figura 19: Efeito do tamanho de grão nas perdas anômalas ("excess loss") a 50Hz.
31	Figura 20: Efeito das perdas sobre o ângulo de retirada das amostras.
32	Figura 21: Curvas de histerese quase estáticas de aço 0,5%Si.
33	Figura 22: Efeito da frequência nas perdas.
35	Figura 23: Ciclo térmico Utilizado no Tratamento de Recocimento e Descarbonetação.
40	Figura 24: Micrografia da Amostra 0. Aço Silício Grau de redução 0%. Estado Recozido (700°C/8 h). Ataque nital 4%. Aumento 100X.
44	Figura 25: Micrografia da Amostra 0. Aço Silício- Grau de redução 0%. Estado Recozido e Descarbonetado. Ataque nital 4%. Aumento 100X.
44	Figura 26: Micrografia da Amostra 01. Aço Silício. Grau de redução 6%. Estado Encruado (SP).Ataque nital 4%. Aumento 100X.
45	Figura 27: Micrografia da Amostra 01. Aço Silício. Grau de redução 6%. Estado Recozido e Descarbonetado. Ataque nital 4%. Aumento 100X.
45	Figura 28: Micrografia da Amostra 02. Aço Silício. Grau de redução 9%. Estado Encruado (SP).Ataque nital 4%. Aumento 100X.
46	Figura 29: Micrografia da Amostra 02. Aço Silício. Grau de redução 9%. Estado Recozido e Descarbonetado - Ataque nital 4%. Aumento 100X.

59	.....	Termico.....
58	.....	Figura 53: Dureza Vickers X Grau de redução do ABNT antes do Tratamento Termico.....
57	.....	Figura 52: Dureza Vickers X Grau de redução do Ago Si antes do Tratamento Descarbonetado. Ataque nital 4%. Aumento 100X.....
57	.....	Figura 51: Micrografia da Amostra 15. ABNT 1006 no estado Recozido e submetido a 700 °C/8 h). Ataque Nital. Aumento 200X.....
56	.....	Figura 50: Micrografia da Amostra 15. ABNT 1006. Estado encruado(antes de ser Descarbonetado. Ataque nital 4%. Aumento 100X.....
56	.....	Figura 49: Micrografia da Amostra 14. Ago Silício. Estado Recozido e submetido a ( 700 °C/8 h). Ataque nital 4%. Aumento 200X.....
55	.....	Figura 48: Micrografia da Amostra 14. Ago Silício no estado encruado antes de ser Recozido e Descarbonetado.....
55	.....	Figura 47: Micrografia da Amostra 12. ABNT 1006. Grau de redução 20 %. Estado Encruado. Ataque nital 4%. Aumento 100X.....
54	.....	Figura 46: Micrografia da Amostra 12. ABNT 1006. Grau de redução 20 %. Estado Recozido e Descarbonetado.....
54	.....	Figura 45: Micrografia da Amostra 11. ABNT 1006. Grau de redução 16 %. Estado Encruado. Ataque nital 4%. Aumento 100X.....
53	.....	Figura 44: Micrografia da Amostra 11. ABNT 1006. Grau de redução 16 %. Estado Recozido e Descarbonetado. Ataque Nital.....
53	.....	Figura 43: Micrografia da Amostra 10. ABNT 1006. Grau de redução 12 %. Estado Encruado. Ataque nital 4%. Aumento 100X.....
52	.....	Figura 42: Micrografia da Amostra 10. ABNT 1006. Grau de redução 12 %. Estado Recozido e Descarbonetado. Ataque Nital.....
52	.....	Figura 41: Micrografia da Amostra 09. ABNT 1006. Grau de redução 9 %. Estado Encruado. Ataque nital 4%. Aumento 100X.....
51	.....	Figura 40: Micrografia da Amostra 09. ABNT 1006. Grau de redução 9 %. Estado Recozido e Descarbonetado. Ataque Nital.....
51	.....	Figura 39: Micrografia da Amostra 08. ABNT 1006. Grau de redução 6 %. Estado Encruado. Ataque nital 4%. Aumento 100X.....
50	.....	Figura 38: Micrografia da Amostra 08. ABNT 1006. Grau de redução 6 %. Estado Recozido e Descarbonetado. Ataque Nital. Aumento 100 X.....
50	.....	Figura 37: Micrografia da Amostra 07. ABNT 1006. Grau de redução 0 %. Estado Recozido (700 °C/8h). Ataque nital 4%. Aumento 100X.....
49	.....	Figura 36: Micrografia da Amostra 07. ABNT 1006 Grau de redução 0 %. Estado Recozido e Descarbonetado . Ataque nital 4%. Aumento 100X.....
49	.....	Figura 35: Micrografia da Amostra 05. Ago Silício. Grau de redução 20 %. Estado Encruado. Ataque nital 4%. Aumento 100X.....
48	.....	Figura 34: Micrografia da Amostra 05. Ago Silício. Grau de redução 20 %. Estado Recozido e Descarbonetado. Ataque nital 4%. Aumento 100X.....
48	.....	Figura 33: Micrografia da Amostra 04. Ago Silício. Grau de redução 16 %. Estado Encruado (SP). Ataque nital 4%. Aumento 100X.....
47	.....	Figura 32: Micrografia da Amostra 04. Ago Silício Grau de redução 16 %. Estado Recozido e Descarbonetado. Ataque nital 4%. Aumento 100X.....
47	.....	Figura 31: Micrografia da Amostra 03. Ago Silício. Grau de redução 12 %. Estado Encruado (SP). Ataque nital 4%. Aumento 100X.....
47	.....	Figura 30: Micrografia da Amostra 03. Ago Silício Grau de redução 12 %. Estado

Figura 54: Dureza Vickers X Grau de redução do Aço Si após o Tratamento Térmico.....	60
Figura 58: Propriedades Mecânicas X Grau de redução Aço Si após o Tratamento Térmico.....	63
Figura 60: Perdas separadas X Grau de redução do Aço Si após o Tratamento Térmico.....	66
Figura 61: Parcela de cada perda no Aço Si X Grau de Redução(%). .....	67
Figura 62: Perdas separadas X Grau de redução ABNT 1006 após o Tratamento Térmico.....	68
Figura 63: Parcela de cada perda no ABNT 1006 X Grau de Redução(%). .....	68
Figura 64: Perdas em função do grau de redução 0%, 6%, 9%, 12%, 16% e 20% Aço Si Encruado. Secão Longitudinal.....	69
Figura 66: Comparativo: Perdas no Aço Si antes e após o Tratamento Térmico.....	71
Figura 67: Comparativo de Perdas no ABNT 1006 antes e após o Tratamento Térmico.....	71
Figura 68: Perdas separadas em Histéricas, Parasíticas e Anômalas X Tamanho de Grão. Aço Silício após o Tratamento Térmico.....	74
Figura 70 : Comparação do efeito da frequência de excitação nas perdas dos Aços Silício e ABNT 1006. ....	76
Figura 73: Função distribuição de orientações da amostra 0 encruada. ....	79
Figura 74: Função distribuição de orientações da amostra 0 recozida. ....	80
Figura 75: Função distribuição de orientações da amostra 05 encruada. ....	80
Figura 76: Função distribuição de orientações da amostra 5 recozida. ....	81
Figura 77: Função distribuição de orientações da amostra 7 encruada. ....	81
Figura 78: Função distribuição de orientações da amostra 7 recozida. ....	82
Figura 79: Função distribuição de orientações da amostra 12 encruada. ....	82
Figura 80: Função distribuição de orientações da amostra 12 recozida. ....	83

## LISTA DE ABREVIATURAS

Associação brasileira de Normas Técnicas	ABNT
American Society for Test and Materials	ASTM
Cúbico de corpo centrado	CCC
Cúbico de face centrada	CFC
Encruado	Enc.
Instituto de Pesquisas Tecnológicas	IPT
Matéria-Prima	MP
Não Aplicado .	N.A.
Recozida	Recoz.
Skin pass	Sp

## LISTA DE SIMBOLOS

B	Indução em Teslas
B <sub>m</sub>	Indução máxima em Teslas
f	Frequência em Hertz
H	Campo expresso em A/m
H <sup>hist</sup>	Campo coercivo dado por $H_{hist} = P_h * d / 4 \cdot B_m \cdot f$
J	Polariização magnética
J <sup>máx</sup>	Polariização magnética máxima
μ 15	Permeabilidade medida à 1,5 T e 60 Hz.
P <sub>a</sub>	Perdas anômalas expressas em W/Kg
P <sub>h</sub>	Perdas Histeréticas expressas em W/Kg
P <sub>pc</sub>	Perdas Parasíticas Clássicas expressas em W/Kg

# 1 INTRODUÇÃO

Os aços para fins elétricos são utilizados em larga escala na fabricação de estatores e rotores de motores elétricos. Atualmente devido às necessidades mundiais de economia de energia elétrica e à grande pressão exercida pelos governos com a fixação de valores máximos de consumo de energia, torna-se inevitável o aprimoramento do processamento e da qualidade dos aços utilizados para estes fins. Deve-se procurar aumentar ao máximo o rendimento dos motores devido à sua grande contribuição no consumo de energia elétrica. Os motores são os responsáveis pelo uso de aproximadamente 50 % de toda a eletricidade gerada no mundo [1].

Existem vários fatores que afetam as propriedades magnéticas. Dentre eles estão a composição química e a microestrutura que está associada às variáveis de grau de conformação e do tratamento térmico de recristalização e descarbonetação. Estes mecanismos e seus efeitos serão discutidos no capítulo 2. Neste trabalho foi estudado o efeito do grau de redução e do posterior recocimento de descarbonetação e recristalização sobre a dureza, propriedades magnéticas, mecânicas e na microestrutura de dois aços totalmente processados, um baixo carbono ABNT 1006 e um aço com 2 % de Si, utilizados na fabricação de estatores e rotores de motores elétricos. Este estudo foi realizado em escala industrial, nas mesmas condições de laminação utilizadas para obtenção de tiras laminadas a frio, assim como os tratamentos térmicos de recocimento de recristalização e descarbonetação.

O objetivo central desse estudo é a investigação das propriedades magnéticas nesta classe de aços, visto que as propriedades magnéticas desempenham um papel muito importante na aplicação desses materiais. Inicialmente, são apresentados os mecanismos, as características da deformação plástica e as modificações microestruturais, principalmente na escala da subestrutura de discordâncias, que ocorrem durante a recuperação e a recristalização. Em seguida, são discutidos os dois tipos de crescimento de grão: normal (ou contínuo) e anormal (ou descontínuo). O papel de pequenas deformações no aparecimento de grãos exageradamente grandes durante o posterior recocimento também é discutido. Em seguida, são apresentados e

discutidos os resultados obtidos durante a fase experimental que consistiu na preparação de amostras com diferentes graus de redução para ambos os aços e que depois foram submetidos ao tratamento térmico de descarbonetação e recristalização. Finalmente são discutidos os efeitos das propriedades físico-químicas e os fenômenos associados a elas em cada uma das parcelas das perdas(histerética, parasítica e anômala); a partir da técnica de separação de perdas. O trabalho conclui com uma apresentação de sugestões para futuras pesquisas.



## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Essa revisão bibliográfica tem por objetivo explicar os fenômenos envolvidos durante o processo de recristalização e crescimento de grão a partir da energia acumulada durante o trabalho a frio ou encruamento uma vez que estes são os principais mecanismos envolvidos no processamento de aços, especialmente os aços para fins elétricos. Uma vez que os fenômenos que influenciam essa classe de aços já foram amplamente discutido na literatura internacional e nacional essa revisão não pretende esgotar o assunto, mas somente apresentar os principais aspectos envolvidos nessa pesquisa.

Serão apresentados separadamente os fenômenos de encruamento, recristalização, recuperação e crescimento de grão nos aços e assim como o efeito das características físicas, microestruturais e dos ensaios em cada uma das parcelas de perdas que foi amplamente utilizada nesse trabalho com o objetivo de explicar os fenômenos ocorridos com as amostras obtidas experimentalmente.

### 2.1 Generalidades sobre os aços para fins elétricos

Basicamente, existem dois tipos de aços para fins elétricos; os de grãos orientados (GO) e os de grãos não orientados (GNO). Os aços GO têm forte anisotropia nas suas propriedades magnéticas e são utilizados principalmente em transformadores. Os aços GNO apresentam maior isotropia em suas propriedades magnéticas e são utilizados quando o campo magnético é aplicado em todas as direções paralelas ao plano da chapa como no caso dos motores elétricos. Os aços GNO podem ainda ser classificados em:

- Aços totalmente processados: são aços ao silício onde suas propriedades magnéticas são desenvolvidas plenamente pelo fabricante do aço. Na maioria de suas aplicações, ele pode ser utilizado sem qualquer tratamento posterior. Possui excelente valor de permeabilidade em altas induções e baixo valor médio de perdas.

de transição estão confinadas dentro dos grãos e os subdividem ou fragmentam em deformação, devido à utilização de diferentes sistemas de deslizamento. As bandas entre partes diferentes de um mesmo grão que sofreram diferentes rotações durante a caracterizadas por deformações heterogêneas do reticulado [4]. Elas são formadas frequentemente encontradas na microestrutura de metais deformados e são Essas bandas de transição ou bandas de deformação são heterogeneidades de 40% de redução por compressão em ferro puro com granulagem grosseira.

mostram a presença de grande quantidade de bandas de transição, após a aplicação de deformação do ferro puro com auxílio da técnica de Kossel de difração de raios-X, defeitos cristalinos. Estudos de Inokuti e Doherty [3] sobre as heterogeneidades de celular de discordâncias, o ferro apresenta outras heterogeneidades na distribuição de defeito de empilhamento [2]. Após a deformação plástica Alem da distribuição numerosos sistemas de escorregamento (estrutura cristalina CCC) e alta energia de arranjo celular de discordâncias após a deformação plástica, por apresentar estado encruado do ferro puro. O ferro puro tem grande propensão à formação de um Podemos considerar o estado encruado dos aços baixo carbono muito similar ao

## 2.2.1 Encruamento

### durante a recristalização.

## 2.2 Teorias sobre formação de discordâncias, nucleação e crescimento de grão

- Aços não processados: são os aços tipo ABNT 1006/1008 de qualidade comercial submetidos à tratamento térmico de descarbonetação e crescimento de grão nos quais é possível obter redução de cerca de 50% nas perdas magnéticas. Mesmo com o tratamento térmico adequado, as propriedades magnéticas não são tão boas quando comparadas aos semiprocessados em função da composição química diferenciada. São os aços de mais baixo custo.
- São processados para terem grande crescimento de grão neste recozimento.
- Aços semiprocessados: são aços onde as propriedades magnéticas devem ser desenvolvidas pelo usuário através de um tratamento térmico de recozimento.

várias regiões. A banda tem espessura de poucos micrômetros e no seu interior as células de discordâncias são menores e mais alongadas. As diferenças de orientação entre regiões vizinhas, distantes entre si de poucos micrômetros, podem atingir dezenas de graus. No caso do ferro puro mencionado anteriormente, Inokuti e Doherty [3] encontraram diferenças de orientação de cerca de 50° entre regiões adjacentes distantes poucos micrômetros entre si, em ambos os lados da banda. Tais bandas de transição são locais preferenciais para a nucleação da recristalização.

Do ponto de vista da deformação plástica, as principais diferenças entre o ferro puro, os aços baixo carbono e aços ao Silício são a presença de soluto em solução sólida e os aços baixo carbono e aços ao Silício são a presença de soluto em solução sólida e de partículas de inclusões não metálicas. Os campos de tensão elástica dos elementos em solução sólida interagem com os campos de tensão das discordâncias diminuindo a sua mobilidade. Por esta razão, existe uma tendência para que as soluções sólidas apresentem densidades de discordâncias mais altas e mais homogeneamente distribuídas, em comparação com os respectivos metais puros. Por outro lado, a quantidade de soluto em solução sólida nos aços para fins elétricos é muito baixa, principalmente nos aços ao carbono que são os que apresentam interações mais fortes com as discordâncias [5]. Por exemplo, as diferenças entre o estado encruado de um aço carbono após a descarbonetação e do ferro puro não são significativas [6]. A presença de partículas indeformáveis plasticamente também contribui para o aumento da densidade de discordâncias da matriz, especialmente das discordâncias geometricamente necessárias ao redor das partículas [7]. Esses arranjos de discordâncias ao redor das partículas podem facilitar a nucleação da recristalização, conforme será discutido no item 2.2.2.

Do exposto acima, pode-se concluir que a energia armazenada na deformação, a qual é o potencial termodinâmico para a recristalização, é maior nos aços baixo carbono do que no ferro puro, pois os aços tendem a apresentar densidade mais alta e distribuição mais homogênea de discordâncias que o ferro puro, para o mesmo grau e condições de deformação.

Finalmente, é relevante mencionar que a textura presente antes da deformação também influencia a energia armazenada durante a deformação. Durante a deformação a frio, uma pequena fração da energia utilizada na deformação é armazenada no cristal na forma de energia elástica associada com os defeitos cristalinos e, principalmente, com o campo de tensões existentes ao redor das discordâncias. Graos com diferentes orientações ativam diferentes sistemas de deslizamento com diferentes interações entre si, ocasionando diferenças de energia armazenada após a deformação. Em agos baixo carbono, Borbély e co-autores [8] verificaram ocorrer a seguinte sequência de energia armazenada  $W$  para graos com orientação paralela à direção de laminação:  $W(110) < W(111) < W(112) < W(100)$ . A energia armazenada, como já dito, é o potencial termodinâmico ("driving force") para a recristalização e, portanto, a dependência com a orientação influencia a textura de recristalização.

## 2.2.2 Recuperação e recristalização

A recuperação engloba vários processos termicamente ativados que reduzem a energia armazenada no metal durante a deformação a frio pela redução do número e pelo rearranjo de defeitos cristalinos. A recuperação não envolve a migração de contornos de alto ângulo, portanto o cristal deformado retém sua identidade cristalográfica, ou seja, sua textura, embora a densidade e a distribuição de defeitos cristalinos sejam alteradas.

Os principais mecanismos que levam à recuperação são:

- Redução do número de defeitos puntiformes por reações entre eles e entre aglomerados de defeitos puntiformes;
- Aniquilamento de discordâncias de sinais opostos, bem como a redução do tamanho de anéis de discordâncias;
- Rearranjo de discordâncias formando distribuições energeticamente mais favoráveis (sub-contornos), onde os campos de tensões podem ser reduzidos ou

anulados por campos de sinais opostos. Estes rearranjos são atualmente denominados genericamente de poligonização [10].

Uma característica importante do processo de restauração de propriedades do ferro e dos aços baixo carbono deformados é o papel desempenhado pela acentuada recuperação, conforme demonstrado experimentalmente por Michalak e Paxton [11], para monocristais e policristais de ferro puro. Hinojosa e co-autores [12] confirmaram este comportamento em aços baixo carbono. A Figura 1, apresentada em seguida que foi extraída da referência [13], representa a proporção da fração recuperada em função da parcela rescrializada e mostra, por exemplo, que para uma fração volumétrica percentual de 50%, o amolecimento ou restauração supera 80%. A recuperação desempenha um papel importante tanto nos metais e ligas com estrutura cristalina CCC [14] como nos metais e ligas com estrutura CFC e alta energia de defeito de empilhamento [15].

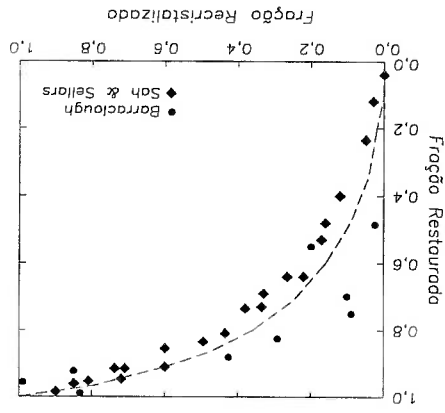


Figura 1: Relação entre a fração restaurada percentual e a fração rescrializada percentual para aços baixo carbono.

Nos dois grupos de materiais (CCC e CFC), os processos de rearranjo de discordâncias envolvendo escalada ("dislocation climb") e escorregamento com desvio ("dislocation cross-slip") são facilitados.

A recristalização pode ser definida como a migração de contornos de alto ângulo "varrendo a microestrutura" e absorvendo defeitos cristalinos. Os mecanismos de

rearranjo de discordâncias por processos de recuperação, de modo a formar uma região com baixa densidade de defeitos associada a um contorno de alto ângulo com alta mobilidade (e, portanto, capaz de migrar rapidamente sobre a matriz encruada), são definidos como nucleação da recristalização. A etapa seguinte, de migração dos contornos de alto ângulo formados durante o recozimento ou preexistente, pode ser considerada como a etapa de crescimento das regiões recristalizadas. As heterogeneidades de deformação são regiões que contêm grande quantidade de defeitos cristalinos e distorções no reticulado e são locais preferenciais para ocorrência da nucleação da recristalização. Essas regiões contêm os "núcleos em potencial" ou "embrões", que são formados na deformação plástica. Conforme já foi mencionado, o potencial termodinâmico para a recristalização (a migração de contornos de alto ângulo) é a energia armazenada durante a deformação plástica na forma de defeitos cristalinos.

## 2.3 Fatores que afetam as perdas

### 2.3.1 As perdas magnéticas

O valor das perdas magnéticas depende de:

- Características eletromagnéticas do ensaio (indução máxima e frequência de excitação);
- Características físicas da amostra (espessura, direção da amostra em relação à direção de laminação, resistividade elétrica e densidade);
- Características microestruturais do material (densidade de discordâncias, tamanho de grão, textura, distribuição de tamanho de inclusões e precipitados).

Existem na literatura duas formas bem distintas para correlacionar essas variáveis com o valor de perdas. Uma delas é essencialmente empírica, cuja validade acaba por ser restrita ao intervalo das variáveis investigadas em cada trabalho [ 16, 17,18].

A equação abaixo, por exemplo, proposta por Stephenson [16], a partir da análise de 100 amostras de aço tipo 1006 descreve o valor das perdas na forma :

$$P = -0,49 - 0,55\% Mn - 2,9\% P + 9,8\% S + 4,9\% O - 0,022d + 209t + 6222 (-0,026) \quad (2.3.1)$$

onde: P é o valor das perdas a 1,5T, 60Hz, em W/lb, d é o tamanho de grão, em microns, t é a espessura em polegadas e % Mn, P, S e O representam os teores desses elementos no aço.

Esse tipo de abordagem é interessante por permitir a predição das perdas magnéticas em aços ao carbono, porém a sua validade é restrita ao tipo de aço analisado.

Outra maneira (que foi a escolhida para ser utilizada neste trabalho) baseia-se no modelo de separação de perdas, que admite que o valor total das perdas magnéticas pode ser separado em três parcelas:

- **Histerética**, assim chamada, pois esta ligada à energia dissipada durante a histerese magnética do material,
- **Parasítica** que esta ligada à energia dissipada pela circulação de correntes elétricas parasíticas no interior da amostra,
- **Anômala**, que tem sido considerada proporcional às perdas parasíticas e cujo caráter ainda esta em discussão, pois recentemente Bertotti et al [20] sugeriram que as perdas anômalas estariam relacionadas às perdas histeréticas.

Uma das coisas mais importantes em se separar as perdas é que cada fenômeno esta mais relacionado com uma das parcelas das perdas. O efeito das variáveis físicas, por exemplo, esta relacionada às perdas parasíticas.

### 2.3.2 As perdas magnéticas e a curva de histerese.

As perdas magnéticas são o critério de controle mais importante dos aços elétricos utilizados em corrente alternada para motores, geradores, transformadores, medidores de energia, etc. Como descrito no apêndice A, as perdas são normalmente medidas em um quadro de Epstein, através de um wattímetro, que é um instrumento que mede o valor médio do produto da corrente elétrica do circuito primário pela tensão do circuito secundário do quadro de Epstein.

É possível obter o mesmo valor de perdas através da determinação da curva de histerese: a área do interior da curva de histerese, com  $H$  em A/m e  $B$  em Tesla, resulta na energia dissipada por ciclo, J/m<sup>3</sup> ciclo. Esse valor, multiplicado pelos 60 ciclos por segundo e dividido pela densidade em kg/m<sup>3</sup>, resulta no valor das perdas em W/kg.

Quando a histerese é determinada na condição quase-estática, em frequência da ordem de 0,005 Hz, a área da histerese é menor do que aquela determinada a 60Hz, como mostra a Figura 2 extraída de [22]. Essa diferença está associada à circulação de correntes parasíticas no interior do aço.

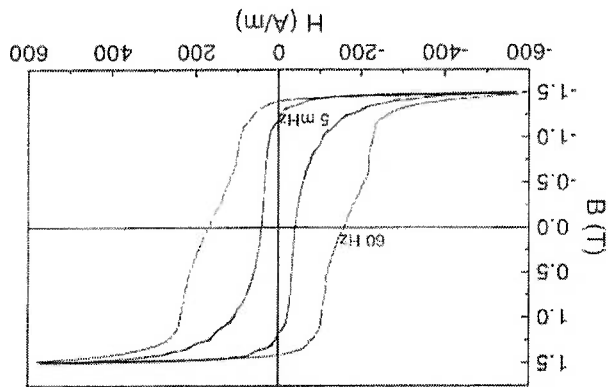


Figura 2: Comparação das curvas de histerese determinadas na condição quase estática de 0,005 Hz e a 60 Hz.



### 2.3.2.1 A curva de histerese e o processo de magnetização e desmagnetização.

É sabido que diferentes processos atuam ao longo da curva de magnetização e de histerese, os principais deles são a movimentação de paredes e a rotação de domínios.

A curva de magnetização quase-estática praticamente se junta ao ramo ascendente da curva de histerese, nas proximidades do "joelho" da curva de magnetização, como mostra a Figura 3.

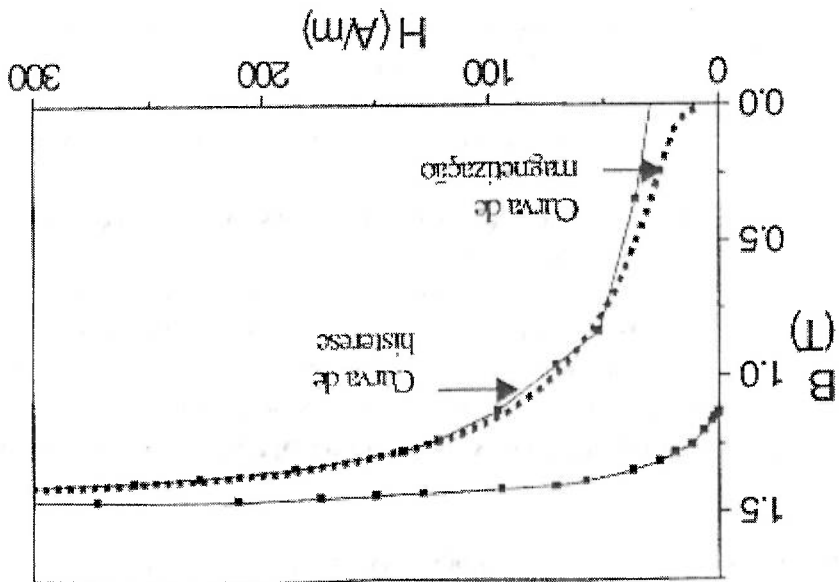


Figura 3: Curvas de magnetização e histerese quase-estática de aço com 0,5%Si.

A energia gasta para magnetizar o material até a indução máxima é dada pela área  $B(A/m) * H(T)$ , conforme mostra a figura 4. Após atingir a indução máxima, o ramo descendente devolve parte da energia gasta na magnetização.

Como o ramo descendente da curva não volta exatamente sobre o ramo ascendente, a energia efetivamente dissipada é a diferença entre as duas áreas, como mostra a figura 5.

A energia dissipada na área cinza da curva de histerese quase-estática está associada a mudanças bruscas da magnetização, mesmo quando a variação do campo  $H$  é lenta. Isso é fácil de se imaginar na região abaixo do "joelho" da curva, onde predomina a movimentação irreversível das paredes de domínio. Uma parede de domínio presa a um defeito não se move, apesar do aumento do campo  $H$ , enquanto não atingir o campo crítico necessário para vencer aquela barreira. Atingido o campo crítico, a parede se move rápida e irreversivelmente. Como o ramo descendente da curva de histerese entre a indução máxima e a remanência não volta exatamente sobre o ramo ascendente, isso demonstra que ocorre dissipação de energia mesmo na região onde predomina a rotação de

Figura 5: Energia devolvida e energia dissipada no segmento do ciclo de histerese

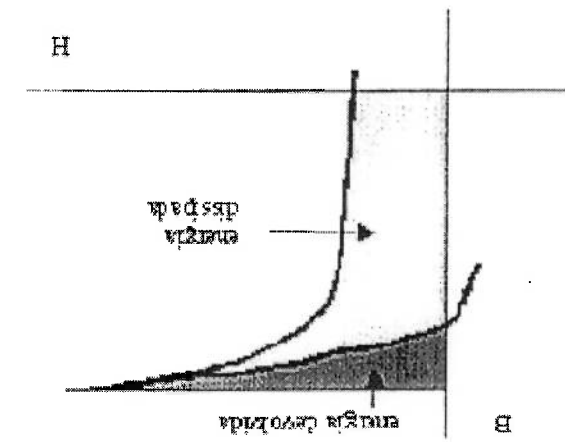
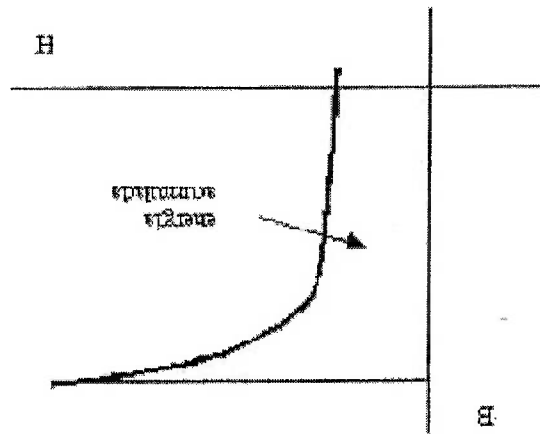


Figura 4: Energia acumulada no ramo ascendente da curva de histerese



domínios. A rotação de domínios que ocorre acima do joelho é predominantemente reversível e, portanto sem dissipação de energia. A dissipação de energia naquela região pode ser atribuída a uma parcela de rotação irreversível dos domínios [19] ou à movimentação de paredes de domínio durante a aniquilação de domínios, no ramo ascendente, ou ainda na nucleação de novos domínios, no ramo descendente [20].

### 2.3.2.2 As perdas magnéticas e sua separação em componentes

A principal necessidade do conhecimento prévio das perdas magnéticas está relacionada ao fato de que elas são um dado importante quando o fabricante de máquinas quando se vai selecionar produtos, ou fornecedores.

É sabido que as propriedades magnéticas vão afetar o desempenho da máquina, só que a medida de perdas em uma determinada amostra não avalia exclusivamente a qualidade do processamento do aço, mas leva em conta um conjunto de efeitos que devem ser discriminados, para melhor comparar os materiais.

Esse conjunto de valores se torna mais facilmente avaliável quando se faz a separação das perdas magnéticas em três parcelas:

- A perda histerética,  $P_h$  (relativa à área da curva de histerese);
- A perda parasítica,  $P_p$  devido às correntes de Foucault, que pode ser calculada analiticamente;
- A perda anômala,  $P_a$  é definida como sendo as diferenças entre perdas totais  $P_t$  e

Portanto:

$$P_a = P_t - P_h - P_p$$

(2.1)

Geralmente, as perdas anômalas têm sido consideradas como proporcionais às perdas parasíticas [20], mas recentemente [21] sugeriu que as perdas anômalas estariam relacionadas à componente histerética.

Experimentalmente, observou-se uma estreita relação entre a microestrutura e as componentes histerética e anômala. Por exemplo, a separação de perdas ofereceu uma abordagem interessante para a constatação de que o valor das perdas magnéticas totais é minimizado para um tamanho de grão ótimo, ao redor de 150  $\mu\text{m}$ .

A espessura e a resistividade elétrica, por outro lado, têm seu efeito concentrado nas perdas parasíticas. Assim, uma das principais utilidades da separação de perdas é fornecer dados para poder discutir como reduzir perdas elétricas nos aços.

Tomando como exemplo seis 6 diferentes materiais, com diferentes teores de silício, com perdas totais (a 1,5T e 60Hz) variando entre 3,9 e 10,6 W/kg. A Figura 6 e a Tabela 1 (extraídos de [27]) mostram que a maior parte da diferença se concentra nas perdas parasíticas. As perdas histeréticas variam entre 1,9 e 2,7 W/kg, e as anômalas entre 0,6 e 2,5 W/kg.

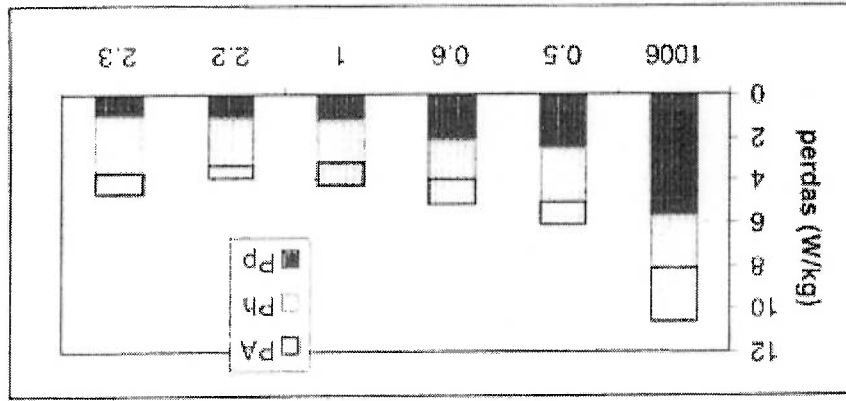


Figura 6: Efeito do teor de silício e espessura nas componentes de perdas a 1,5T, 60Hz, de seis aços elétricos com diferentes microestruturas.

A figura 6 está baseada nos dados apresentados na Tabela 1, a seguir.

Amostra	Ptotais	Pp	2.3.2.1	Pa	Resistividade	Espessura	Tamanho de Grão
	W/kg	W/kg	W/kg	W/kg	$\mu\Omega \cdot \text{cm}$	mm	$\mu\text{m}$
ABNT 1006	10,6	5,7	2,4	2,5	12,3	0,64	300
0,5%SI	6,1	2,5	2,5	1,1	20,4	0,55	119
0,5%SI	5,1	2,1	1,9	1,1	20,7	0,50	145
1,0%SI	4,3	1,2	2,0	1,1	28,0	0,45	109
2,2%SI	3,9	1,1	2,2	0,6	39,9	0,50	48
2,3%SI	4,6	1,0	2,7	0,9	41,6	0,48	55

Tabela 1: Separação de perdas a 1,5T, 60Hz, em seis agos diferentes [22].

Essa grande variação das perdas parasíticas está diretamente ligada às diferenças de resistividade elétrica e espessura, como será visto logo a seguir no item 2.3.2.3.

A diferença entre as perdas histeréticas dos diferentes agos depende do tamanho de grão e de outras variáveis microestruturais, discutido mais à frente.

Os resultados de separação de perdas apresentados na tabela 1 acima foram produzidos considerando as perdas histeréticas determinadas pela área da histerese levantada pelo método quase-estático. Esse é o método mais usado na literatura internacional. É importante notar, entretanto, que existem outros métodos de separação, que resultam em valores diferentes de perdas histeréticas, que acabam afetando os valores de perdas anômalas.

Um dos métodos bastante utilizados é aquele aqui chamado de método "normalizado" (pois se baseia na norma NBR 5161). Segundo essa norma, a componente histerética é obtida extrapolando medidas feitas nas frequências de 50 e 60Hz. Sens e Ueti [23] sugeriram melhorar a estimativa das parcelas utilizando uma faixa maior de frequências (por exemplo, de 30 a 100 Hz). O método assume que a variação das perdas totais com a frequência pode ser descrita pela equação (2.2), que

pressupõe uma componente linear (perdas histeréticas) e uma componente quadrática (perdas parasíticas).

$$P_t = a f + b f^2$$

(2.2)

Essa metodologia está exemplificada na Figura 7 (obtida através da extrapolação dos dados de perdas da amostra 01 recozida de Aço Si com 6 % de grau de redução), que representa a variação das perdas por ciclo (perdas dividido pela frequência) em função da frequência para o aço Si para a amostra recozida com 6 % de grau de redução, na direção longitudinal.

Nessa condição, o coeficiente angular corresponde à constante "b" e a intersecção com o eixo y dá o valor da constante "a".

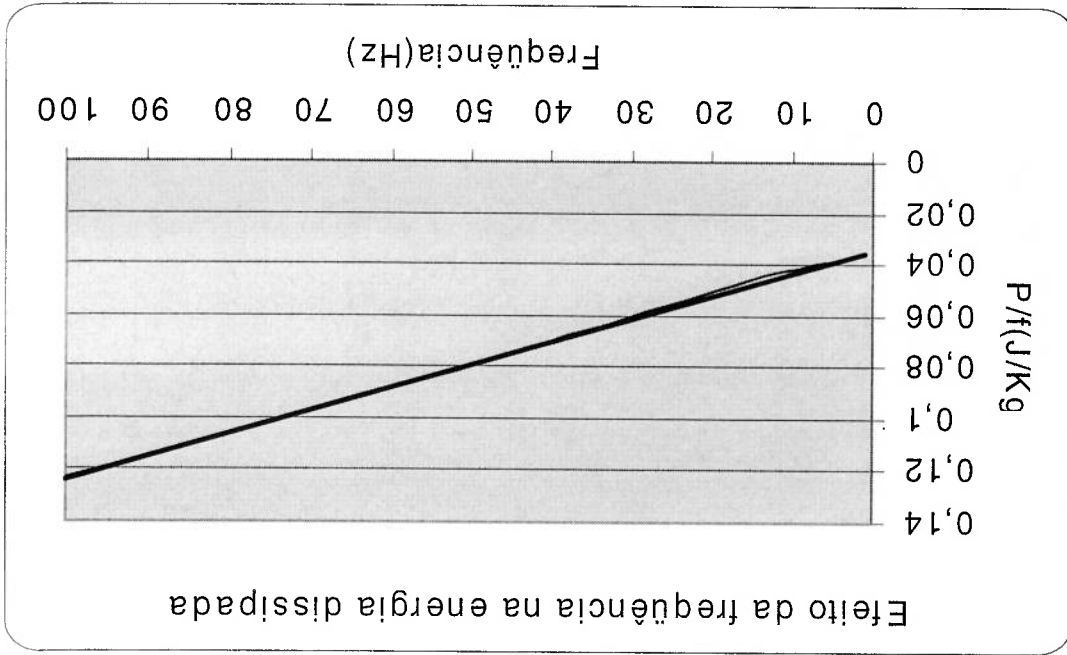


Figura 7: Efeito da frequência na energia dissipada por ciclo, na faixa entre 1 e 100Hz.

O valor de "a" foi obtido através da extrapolação dos valores das perdas a 1, 16, 50, 60 e 100 Hz. Assim a constante "a" (que é igual a  $P_h/f$ ) foi obtida extrapolando-se linearmente os valores obtidos entre 1 e 100Hz da curva para  $f=0$ , através do método normalizado.

Observando-se a Figura 7 pode-se notar que a reta extrapolada superestima os valores de perdas em frequências abaixo de 10 Hz. Esse método ainda é usado por vários autores da literatura internacional.

O pesquisador italiano Giorgio Bertotti [24, 25, 26] propôs uma metodologia diferente das outras já mencionadas, a qual assume que o efeito da frequência nas perdas anômalas tem expoente  $3/2$ , diferentemente do método normalizado que assume expoente 2. Sua metodologia tem a vantagem de descrever bem o efeito da frequência pelo menos entre 1 e 100 Hz, e não apenas entre 30 e 100Hz, como o método normalizado.

### 2.3.2.2 As perdas parasíticas clássicas

Nas aplicações em corrente alternada a 60Hz, o material é magnetizado e desmagnetizado 60 vezes por segundo. Como a chapa de aço é um bom condutor elétrico, essa variação do fluxo induz a passagem de corrente elétrica no interior da chapa, dissipando energia por efeito Joule.

A variação do fluxo magnético vai induzir uma diferença de potencial elétrico no material, e a corrente elétrica que circulará dependerá da resistividade elétrica do material. Essas correntes parasíticas são também conhecidas como correntes de Foucault ("eddy currents"). A equação(2.3) exibida na próxima página, desenvolvida teoricamente e que foi extraída da referência [27], permite calcular o valor das perdas parasíticas:

onde:

$$P_p \equiv \frac{6 \cdot d \cdot p}{\pi \cdot B \cdot f \cdot e^2} \quad (2.3)$$

$P_p$ : perdas parasíticas serão dada em W/kg quando  $B_{max}$ , indução máxima do ensaio, em T;  $e$ : espessura da lâmina, em m;  $f$ : frequência de ensaio, em Hz;  $p$ : resistividade elétrica, em  $\Omega \cdot m$ ;  $d$ : densidade, em  $kg/m^3$

É interessante notar que a intensidade da corrente dependerá da espessura das chapas que compõe o circuito magnético. Quanto mais fina a chapa, menor a corrente elétrica. Essa é uma das principais razões de utilizar-se chapas finas nas máquinas elétricas.

### 2.3.2.2.3 As perdas anômalas

A componente anômala é o resultado da diferença entre o valor total da perda magnética e as duas componentes determináveis, histerética e parasítica. Alguns autores consideram que a componente anômala seria proporcional à componente parasítica. A correlação das perdas anômalas com variáveis físicas ou microestruturais é muito menos discutida na literatura. Afirma-se que as perdas anômalas crescem com o tamanho de grão [25, 26], e que são proporcionais às perdas parasíticas [20]: Bertotti desenvolveu um modelo [27] que relaciona as perdas anômalas (por ele chamadas de perdas de excesso) com o tamanho de grão, condutividade e perdas histeréticas. Segundo esse modelo, as perdas anômalas são descritas pela equação (2.4), adaptada por [27] apud Ban et Bertotti[33]:

$$P_a = 8 \cdot B_{Max} \cdot f \cdot T_G \cdot (2 \cdot p \cdot G_w \cdot J_s > H_{hist} \cdot f)^{1/2} / d \quad (2.4)$$

Onde:

$P_a$ : perdas anômalas, é dado em W/kg  $B_{max}$  é a indução máxima do ensaio, em T  
 $f$ : frequência de excitação, em Hz  
 $p$ : condutividade elétrica, em  $\mu\Omega/m$   
 $G_w$ : coeficiente adimensional = 0,1356.  
 $T_G$ : tamanho de grão, em microns



<JS>: valor da polarização magnética média, (JS) = 0,85 . JS  
 $H_{hst}$ : campo coercivo dado por  $H_{hst} = P_h \cdot d / 4 \cdot B_m \cdot f$   
 d: densidade, em kg/m<sup>3</sup>

É interessante notar que a equação acima prevê que as perdas anômalas são diretamente proporcionais ao tamanho de grão e à raiz quadrada da condutividade elétrica.

O efeito das variáveis de processo no comportamento das perdas anômalas será discutido mais à frente.

### 2.3.3 Efeito das características do material

#### 2.3.3.1 Composição química

O efeito da composição química é bastante importante. As principais classes de aços elétricos de grão não orientado são diferenciadas basicamente pelo seu teor de silício, alumínio e fósforo.

O efeito isolado do Silício sobre a resistividade pode ser visto na figura 8 [34].

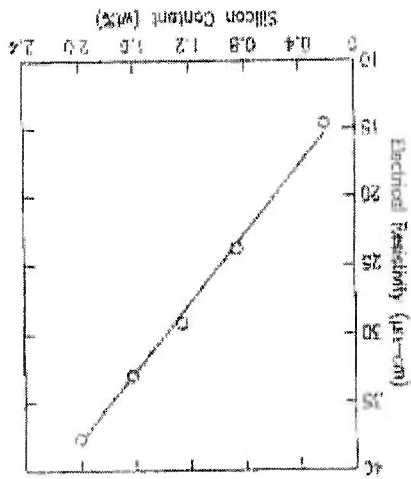
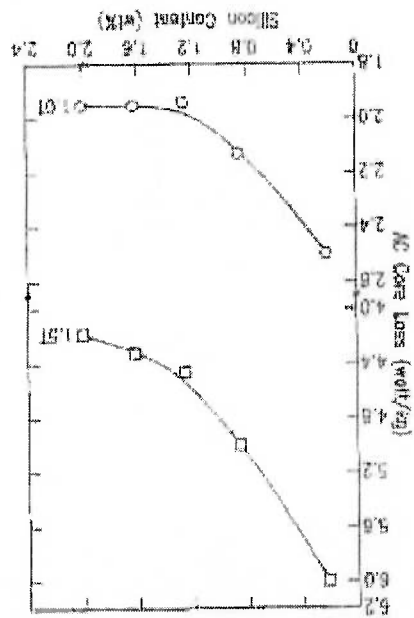


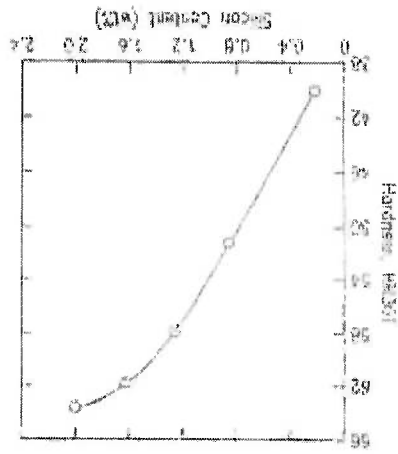
Figura 8: Efeito do teor de Silício na resistividade elétrica de aços laminados após o recozimento em caixa.

Figura 9: Efeito do teor de silício nas perdas magnéticas medidas a 1,0 e 1,5 T e 50Hz, após o recozimento em caixa. Existe também um efeito da adição desses elementos reduzindo a polarização de saturação magnética, que afeta principalmente a permeabilidade. O efeito do teor de silício sobre a permeabilidade pode ser visto na figura 10. Esse efeito, entretanto, tende a ser encoberto pelo efeito da textura cristalográfica do material[27].



O valor das perdas também são afetadas pelo efeito do Silício na resistividade, conforme pode ser visto na figura 9 abaixo[34].

Figura 11: Efeito do teor de silício sobre a dureza(HR30T) após recozimento em caixa.



Existem ainda outra duas variáveis a serem diretamente afetadas pelo teor de silício que são a dureza (Figura 11) e o Tamanho de grão (Figura 12), isso é o tamanho de grão aumenta a medida que aumentamos o teor de silício alcançando um valor de 38,5 µm a partir daí o tamanho de grão aumenta a medida que adiciona-se silício, já com a dureza o efeito é sempre linear e diretamente proporcional, ou seja, quanto maior o teor de silício maior a dureza[34].

Figura 10: Efeito do Silício na permeabilidade relativa após recozimento em caixa[35].

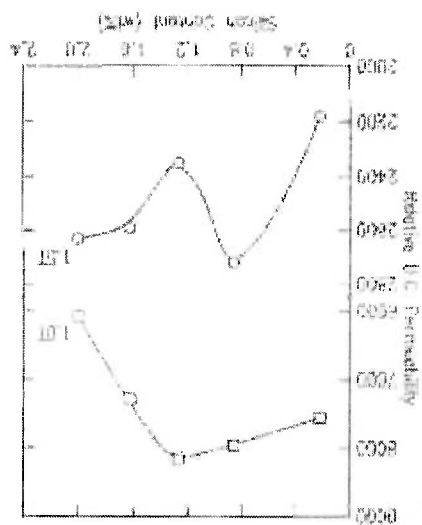
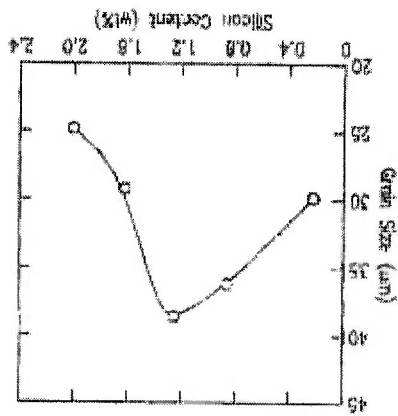


Figura 12: Efeito do teor de silício sobre o Tamanho de grão após recozimento em caixa.



A adição de elementos de liga ou a presença de alguns outros elementos que são impurezas, como o carbono, enxofre, nitrogênio e oxigênio, afeta diretamente a resistividade elétrica do aço e outras propriedades essencialmente por formarem pequenas partículas no interior do aço (carboneto de ferro, sulfeto de manganês e nitreto de alumínio, óxido de silício e de alumínio).

O aspecto do efeito da composição química na resistividade pode ser observado na figura 13, do item 2.3.5.2 logo abaixo.

### 2.3.3.2 Resistividade elétrica

O valor da resistividade elétrica, que tem efeito tão importante nas perdas parasíticas e nas anômalas, é determinado basicamente pela composição química. A Figura 13 mostra o efeito da adição de diferentes elementos na resistividade elétrica do ferro.

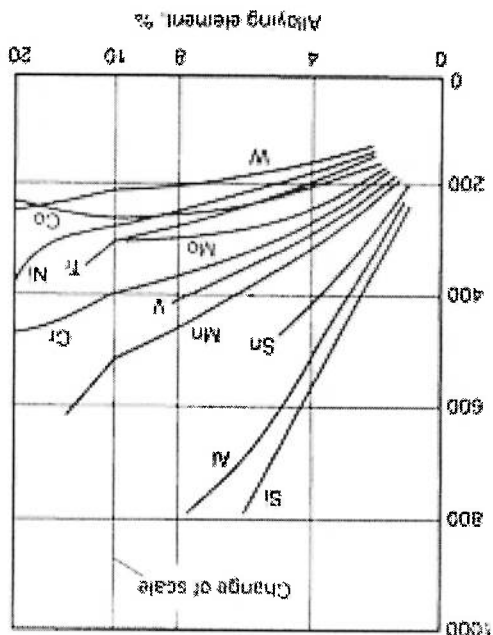


Figura 13: Efeito de diversos elementos químicos na resistividade elétrica do ferro.

Existem algumas equações para descrever a mudança da resistividade do ferro com a composição. A seguinte equação é proposta pela norma ABNT 5161:

$$\rho (\mu\Omega \cdot \text{cm}) = 10.7 + 3.4(\% \text{Mn}) + 16 (\% \text{P}) + 11(\% \text{Si} + \text{Al}) - 13(\% \text{O}) \quad (2.5)$$

O efeito dos teores de silício e alumínio são determinantes na resistividade elétrica. A figura 8 acima mostrou que a resistividade dos aços sem adição de silício à liga resistividade da ordem de  $12 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ , passando para  $40 \mu\Omega \cdot \text{cm}$  com a adição de 2,4 %Si, esse efeito também pode ser observado na Tabela 1 da página 15.

As perdas parasíticas são afetadas diretamente, e assim as perdas parasíticas de um aço 1006 serão 3,5 vezes maiores que as de um aço com 2,3%Si, como pode ser também observado na figura 6 da página 14 e na Tabela 1 da página 15.

### 2.3.3.3 Espessura

As perdas magnéticas totais são muito sensíveis à espessura da chapa (como pode ser visto na figura 14 (extraída de [36] apud [16]) através do efeito das perdas parasíticas, pois como pode ser observado na equação 2.3 a espessura é uma das variáveis a mais afetar as perdas parasíticas. Existem dados sobre esse efeito na literatura, mas são difíceis de juntar num conjunto único que permita uma visualização clara dos efeitos.

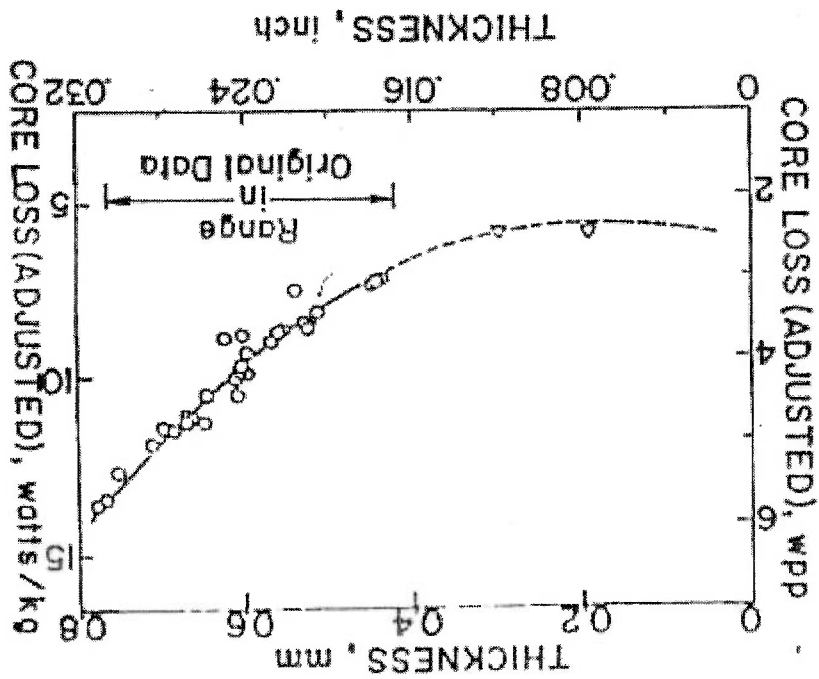


Figura 14: Efeito da espessura sobre o valor das perdas.

O texto adaptado de [27] abaixo foi quase que totalmente transcrito da referência e trata do efeito da espessura. “A Figura 15 abaixo extraída de [27] foi construída com base num modelamento simplificado, para destacar o efeito da espessura na perda magnética. É interessante notar que o efeito absoluto da espessura depende muito da resistividade elétrica do aço.

A Figura 15 (semelhantes aos aços da Tabela 2) foi construída com base no modelo de separação de perdas, para perdas a 1,5T, 60Hz, com as seguintes hipóteses:

a) Assume-se uma microestrutura constante, que resultaria numa componente histerética de valor constante, no valor de 2,5W/kg.

b) Assume-se que a componente anômala só varia com a resistividade elétrica, pois a microestrutura foi assumida constante. Admitiu-se que as perdas anômalas seguem

a equação  $PA = 30/p$ , para  $p$  dado em  $\mu\Omega \cdot \text{cm}$ .

c) A componente parasítica foi calculada com base na equação (2.3).

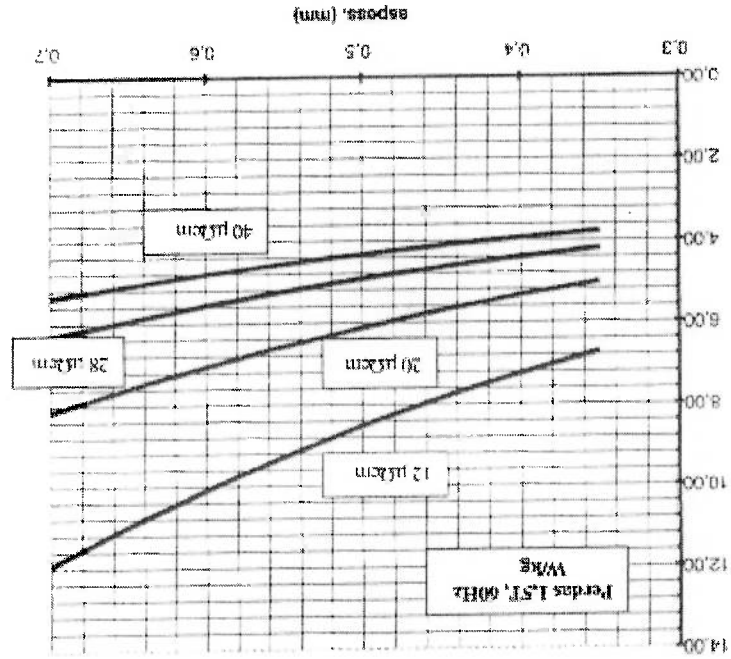


Figura 15: Efeito da espessura em quatro agos com diferentes resistividades elétricas.

A Figura 15 foi construída com base num modelo bastante simplificado do comportamento dos agos, porém os resultados experimentais disponíveis na literatura confirmam sua validade.

2.3.4 História termomecânica

- deformação plástica
- recozimento

2.3.4.1 Deformação plástica

A deformação plástica, mesmo em pequena intensidade, aumenta muito as perdas, pois introduz defeitos cristalinos e tensões elásticas a eles associados. A Figura 16, abaixo, mostra que as perdas a 1,0T passam de 6 para 7,5W/kg, com apenas 4% de deformação. Assim, qualquer dobramento das amostras altera bastante o valor das perdas, e deve ser evitado.

Observando-se a Figura 16 nota-se que, como no caso do efeito da deformação na permeabilidade as perdas na direção de laminação (DL) aumentam mais que as perdas na transversal, mesmo quando no estado inicial as perdas na direção de laminação são menores.

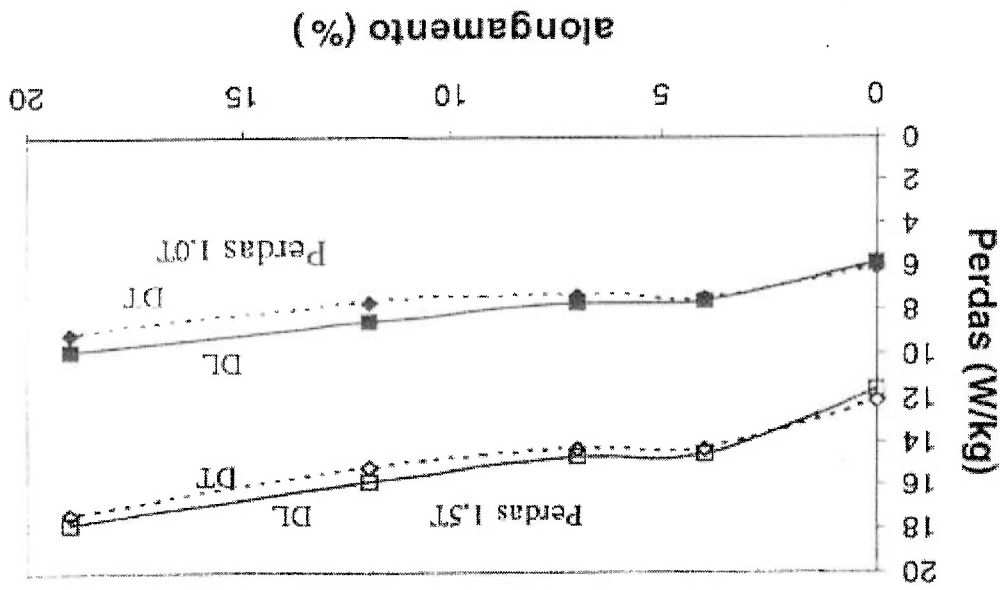


Figura 16: Efeito da deformação plástica nas perdas magnéticas a 1,0 e 1,5 T, 60 Hz.



### 2.3.4.2 Recozimento

Áços Laminaados a frio para fins elétricos requerem um Tratamento Térmico de Recozimento para descarbonetar o aço, para otimizar o crescimento de grão e a textura e para proteger o aço. A atmosfera final de recozimento precisa prevenir a oxidação e injeção de carbono, a fim de prevenir uma degradação nas propriedades magnéticas de aços elétricos.

As propriedades magnéticas requeridas em aços para fins elétricos são baixas perdas por inversão de magnetismo e altas permeabilidades. O recozimento diminui muito as perdas magnéticas. Esse efeito é muito forte nos aços tipo "semiprocessados", reduzindo as perdas pela metade, pois elimina os defeitos cristalinos e as tensões elásticas associadas, resulta em tamanho de grão maior e em geral melhora a textura cristalina.

O efeito é bem menor nos aços GNO tipo "totalmente processados", como mostra a Tabela 2 (adaptada de [27]). Esse efeito será detalhadamente discutido no item 3.7.2.

Tabela 2: Efeito do recozimento nas perdas magnéticas a 1,0 T e 60 Hz.

Perdas totais Antes do recozimento	Perdas totais após o recozimento	
	Perdas 1,0 T, 60Hz(W/Kg)	
1006 efervescente	9,4	4,4
1006 semi-processado	7,3	3,4
0,5 % Si, semi-processado	7,0	3,8
1,5 % Si semi-processado	8,6	2,8
2,2% Si, semi-processado	2,1	1,9

## 2.3.5 Efeitos da microestrutura

A principal razão é que a microestrutura tem um grande efeito na movimentação das paredes de domínio o que por sua vez tem um grande efeito sobre o comportamento histerético das propriedades magnéticas[35]. Adicionalmente, propriedades como coercitividade e remanência assim como a diferencial máxima de permeabilidade e perda histerética são diretamente afetados pela microestrutura.

Um importante fator do efeito da microestrutura sobre as propriedades magnéticas é o tamanho de grão, isto é o diâmetro médio de grão. Quando o tamanho de grão cresce, o tamanho efetivo do comprimento dos contornos de grão diminui contribuindo para a diminuição da movimentação das paredes de domínio[35].

Os efeitos intrínsecos do tamanho de grão serão melhor discutidos no item 2.3.6.3 abaixo e também nas discussões dos resultados das amostras experimentais (capítulo 4).

### 2.3.5.1 Tamanho de grão

O tamanho de grão é a variável mais conhecida e importante no controle do valor das perdas magnéticas totais. A Figura 17 mostra que o aumento do tamanho de grão reduz muito as perdas magnéticas totais entre 15 e 50  $\mu\text{m}$ , dá o mínimo valor de perdas em torno de 150  $\mu\text{m}$  e passa a aumentar as perdas acima disso. Esse resultado, obtido em amostras de aço com 0,5%Si [27], é bastante semelhante a outros publicados na literatura internacional [28, 29, e outros].

Essa figura mostra que a existência de um tamanho de grão ótimo está ligada ao fato de que, apesar das perdas histeréticas serem continuamente reduzidas com o aumento do tamanho de grão, as perdas anômalas crescem, e a soma das duas dá um valor mínimo em torno de 150  $\mu\text{m}$ [13,28].

Deve-se também levar em conta que a avaliação do efeito do tamanho de grão nas perdas é sempre complicado pelas mudanças de textura que acompanham os processos de variação do tamanho de grão. No caso do figura 16, assim como na

figura 17 os diferentes tamanhos de grão foram obtidos por meio de passes de encruamento com diferentes deformações, antes do recozimento final, que resultam em diferentes texturas, como se pode notar pelas medidas de B50 nas direções de laminação.

Hou [34] demonstra em seu trabalho que o teor de silício influencia o tamanho de grão após o recozimento como pode ser visto na Figura 12 da página 23, enquanto que Shimazaki e colaboradores [13] mostram resultados que indicam que o tamanho de grão ótimo varia com o teor de silício, variando de 100 microns para um aço com 1,85%Si para 160 microns para aço com 3,2%Si. O Figura 16, entretanto, é conflitante com esses resultados, assim como os resultados de Shiozaki e Kurosaki [29], que confirmaram um tamanho ótimo de 150 microns.

O tamanho de grão ótimo depende também da indução máxima onde as perdas são determinadas, como mostra a Figura 17 [29] ( que resulta nas mínimas perdas a 50Hz, para aço com 0,8%Si+0,2%Al. Os números correspondem ao tamanho de grão ótimo) dos mesmos autores da Nippon Steel [29]. Quanto maior a indução, menor o tamanho de grão ótimo.

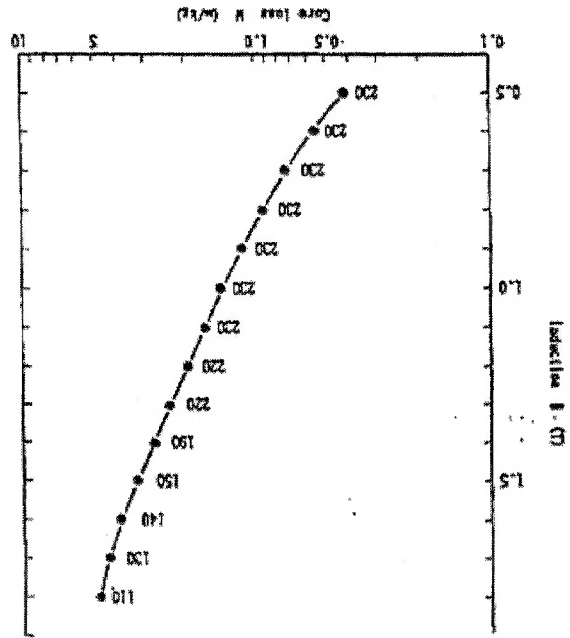


Figura 17: Efeito da indução máxima no tamanho de grão.

O aumento das perdas anômalas com o aumento do tamanho de grão, mostrado nas Figuras 16 é bem conhecido. A equação proposta por Bertotti (equação 2.4) indica um crescimento linear com o tamanho de grão, enquanto Shiozaki e Kurozaki [29] propõe um crescimento com a raiz quadrada do tamanho de grão.

A Figura 18 compara os resultados experimentais com os calculados teoricamente segundo a equação (2.4). É interessante notar que Bertotti a construiu teoricamente, sem nenhum fator de ajuste, e no entanto numa certa faixa de tamanhos de grão os resultados estão bem próximos. O alto valor das perdas anômalas para o tamanho de grão de 15 microns é o que mais se diferencia da previsão teórica.

Ban e Bertotti [18] discutiram o efeito do tamanho de grão nas perdas anômalas. Comparando resultados experimentais e teóricos na Figura 19, relativa a um aço com 1,8%Si. Ali também se nota que a diferença a 1,5T é maior para o menor tamanho de grão (20 $\mu$ m, mas não ocorreu a inflexão observada na Figura 18. Os valores de perdas anômalas da Figura 18 variam de 0,25 a 0,5W/kg a 50Hz, correspondendo a 0,32 a 0,65W/kg a 60Hz, um pouco abaixo dos valores apresentados na Tabela 1 da página 15.

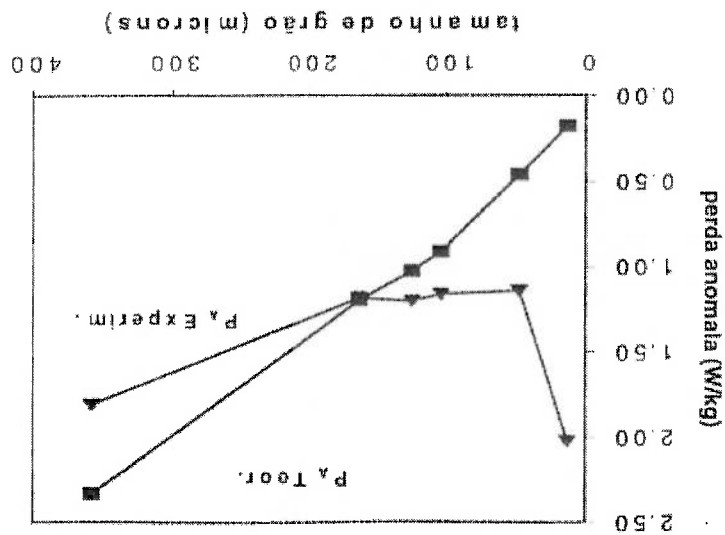
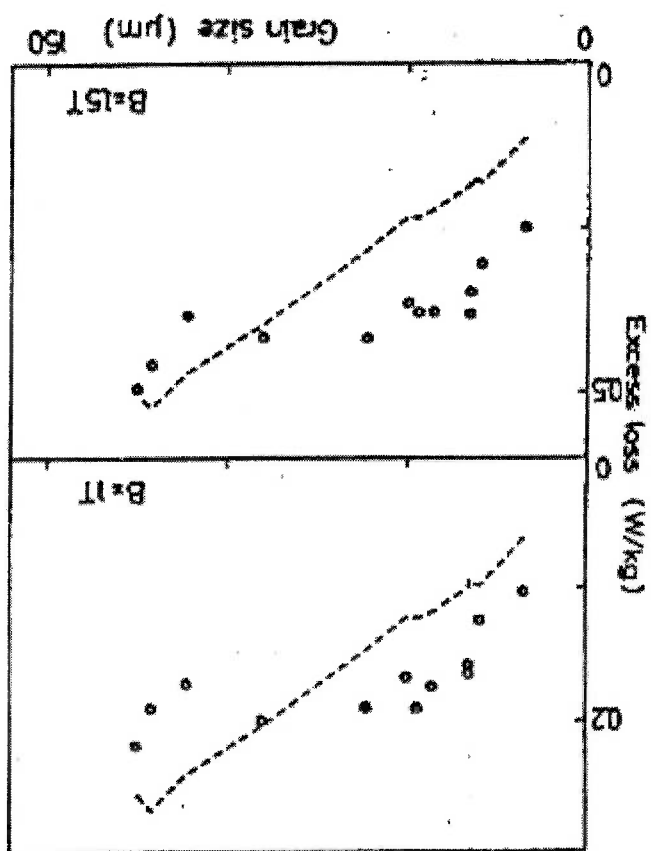


Figura 18: Efeito do tamanho de grão nas perdas anômalas.

O efeito da textura nas perdas é bastante forte. No caso extremo, do aço de grão-orientado, as perdas a 1,5T, 60Hz, são da ordem de 1W/kg na direção de laminação, e de 4,5W/kg na direção transversal, como mostra a tabela 10. O valor das perdas histéricas na direção de laminação é de 0,4W/kg, o que dá uma referência de valor mínimo para essa propriedade. Na direção transversal as perdas histéricas são da ordem de 2,2W/kg, semelhantes aos valores típicos obtidos nos aços GNO, apesar do tamanho de grão ser da ordem de 10.000 microns. O valor das perdas anômalas na direção transversal também é muito alto, mais alto que o dos aços GNO de teor de silício similar.

### 2.3.5.2 Textura

Figura 19: Efeito do tamanho de grão nas perdas anômalas ("excess loss") a 50Hz.



A Figura 20 mostra o efeito do ângulo de retirada das amostras sobre o valor das perdas nas curvas de histerese quase-estática nas duas direções. O comportamento da histerese tem características interessantes. Mesmo na direção de laminação a curva tem "bico", ou seja, pode-se falar em componentes de "altas induções". Muito diferente é o comportamento da curva de histerese na direção transversal.

O efeito da textura nos aços GNO também pode ser examinado comparando-se as perdas na direção de laminação e na direção transversal. As perdas na transversal são sempre maiores que as perdas na longitudinal, como pôde ser visto na Figura 10. Ali se nota também que a maior parte da anisotropia das perdas totais está concentrada nas perdas histeréticas. A Figura 21 compara as curvas de histerese quase-estática nas duas direções, para um aço com 0,5%Si (30).

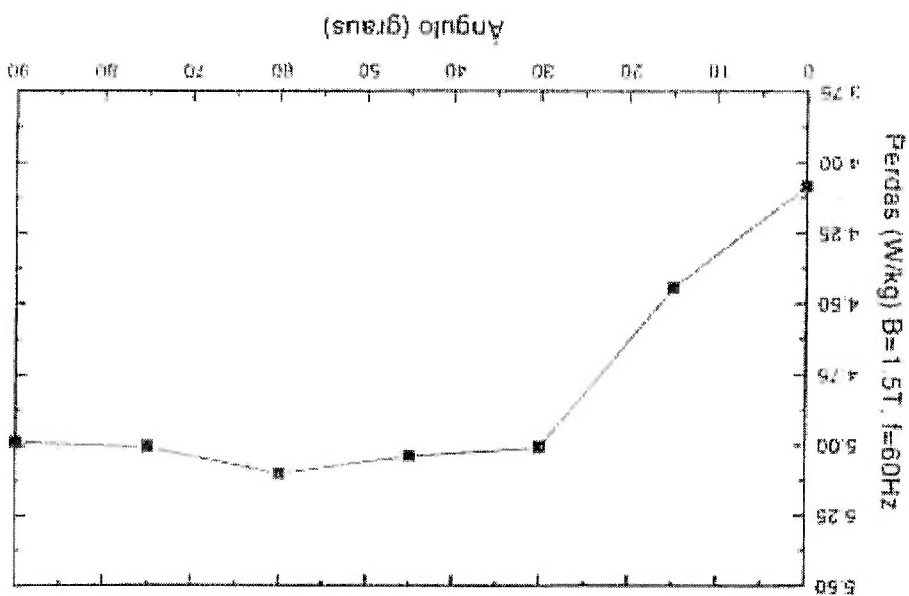


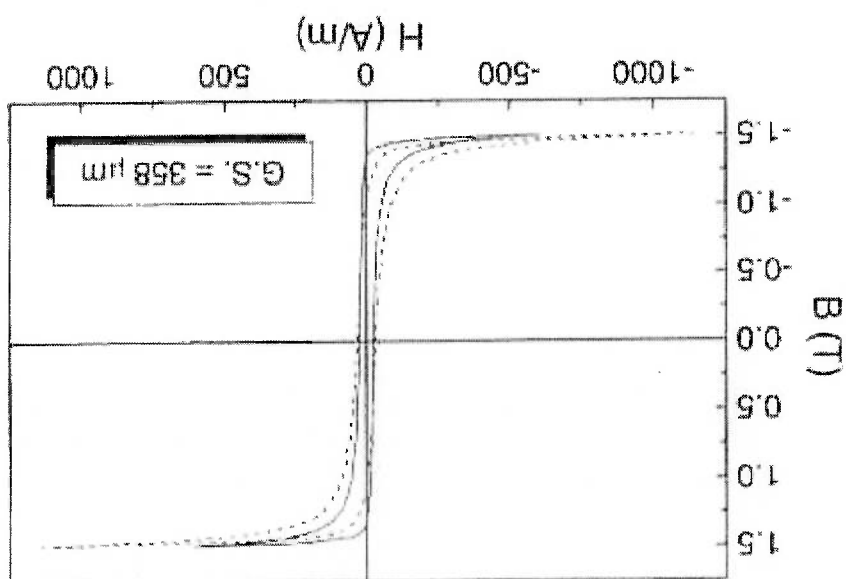
Figura 20: Efeito das perdas sobre o ângulo de retirada das amostras.

O efeito das estruturas de discordâncias nas perdas não está bem estabelecido. Conhece-se o efeito desfavorável da deformação plástica, discutido no item 2.2.1, mas a correlação microestrutural ainda precisa ser feita. Os efeitos da laminação a frio na mudança da anisotropia das perdas (as perdas na direção de laminação aumentam mais rapidamente do que as perdas na transversal, conforme o material é deformado) podem indicar que a estrutura de discordâncias tenha algum efeito, mas isso ainda não está claro.

### 2.3.5.3 Discordâncias

A discussão da anisotropia das perdas é apenas uma forma de investigar o efeito da textura cristalina. A grande questão é a possibilidade de reduzir significativamente as perdas histeréticas através da obtenção da textura ideal, a fibra (100)[uvw]. Esse é um dos grandes desafios internacionais do momento. Uma das vantagens da melhoria da textura é que deve repercutir em melhoria simultânea das perdas histeréticas e das anomalias, ao contrário do que ocorre com o tamanho de grão. Como essa textura ainda não foi alcançada, não existem dados confiáveis sobre os valores de perdas que podem ser obtidos.

Figura 21: Curvas de histerese quase estáticas de aço 0,5%Si.



## **2.3.6 Efeitos de variáveis do ensaio**

A norma brasileira busca garantir a reprodutibilidade da medição com desvio padrão de 1,0 a 1,5% nas perdas e 5% na permeabilidade. Para isso exige o uso de instrumentos de medida elétrica com classe de incerteza de 0,5%, limita as variações dimensionais das lâminas Epstein em 0,2%. Entretanto, vários cuidados devem ser tomados para evitar erros nas medidas.

As variáveis do ensaio são bem conhecidas: a frequência e a indução máxima (ou, mais precisamente, a polarização magnética máxima  $J_{m\acute{a}x}$ )

### **2.3.6.1 Frequência de excitação**

Efeito da variação da frequência na incerteza nos valores do ensaio

A frequência da rede (60Hz, no Brasil) tem variação muito pequena e não causa preocupação durante o ensaio. Para medir perdas a 50Hz é necessário garantir que a frequência tenha variação máxima de 0,2%.

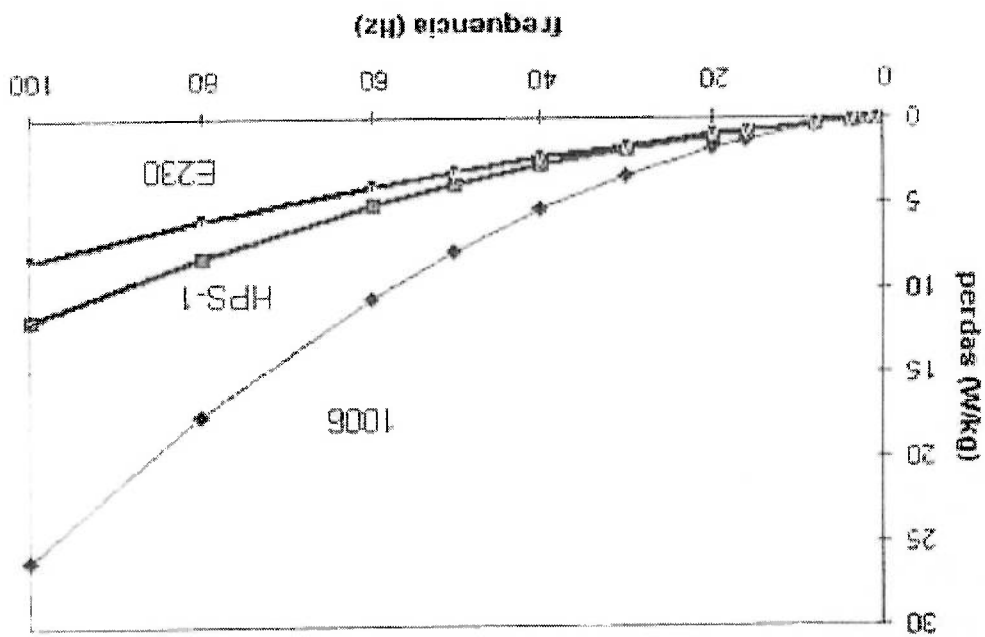
### **2.3.6.1.1 Efeito da frequência no valor das perdas**

A frequência tem efeito importante. A diferença do valor de perdas, quando medido a 50 e 60Hz, é da ordem de 30%, tanto a 1,0 quanto a 1,5T.



A figura 22 acima mostra que quanto maior a frequência maiores são as perdas magnéticas totais e que esse aumento é muito maior em materiais com baixa resistividade (como é o caso do aço 1006, com resistividade  $12,1 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ ) do que em aços de alta resistividade elétrica (como é o caso do aço E230 com 2% de Silício, com resistividade elétrica  $38,4 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ ).

Figura 22: Efeito da frequência nas perdas.



### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 Materiais

Foram estudados dois materiais um aço ABNT 1006 e um Aço ao Silício com 2 % de Si. As composições químicas desses materiais são mostradas abaixo:

Tabela 3: Composições e propriedades mecânicas de ambos os aços no estado inicial

Aço	Composição Química (% Peso)							Propriedades Mecânicas			
	C	Si	Mn	P	S	Al	LE LR. (*)	LR. (*)	AL (**)	LE/LR	HV
ABNT 1006	0,039	0,005	0,19	0,015	0,012	0,047	258	354	36	0,73	105
Aço Si	0,05	2,03	0,12	0,006	0,009	0,137	373	476	29	0,78	170

(\*) MPa (\*\* )  $l_0 = 50\text{mm}$

#### 3.2 Métodos Experimentais

Os materiais foram obtidos a partir de chapas de aço laminado à quente (BQ) de espessura de 2 mm que foram submetidos inicialmente a uma laminação a frio para a redução de 2 mm para aproximadamente 0,7 mm em quatro passes conforme mostra a tabela 4, abaixo.

Tabela 4: Sequência de passes de encruamento aplicados ao Aço a partir do estado Laminado à quente(BQ).

	ABNT 1006	Aço Silício
1º passe	de 2,00 para 1,20 mm	de 2,00 para 1,20 mm
2º passe	de 1,20 para 0,85 mm	de 1,20 para 0,85 mm
3º passe	de 0,85 para 0,71 mm	de 0,85 para 0,70 mm
4º passe	de 0,71 para 0,69 mm	de 0,70 para 0,67 mm

Alcançou-se dessa maneira uma redução de espessura acumulada da ordem 66 %.

A seguir ambos os materiais foram submetidos a um tratamento de recozimento intermediário em atmosfera de Hidrogênio puro a uma temperatura de 700 °C durante 8 horas.

A tabela 5 abaixo mostra as propriedades obtidas para ambos os materiais após esse ciclo térmico.

Tabela 5: Propriedades obtidas após recozimento intermediário.

Aço	Tamanho de grão(µm)	Propriedades Mecânicas				
		LE (MPa)	LR (MPa)	AL(%) l <sub>0</sub> =50mm	LE/LR	Dureza HV
ABNT1006	26	179	296	41	0.60	82
Aço SI	29	306	449	33	0.68	155

Após o Recozimento Intermediário as amostras foram submetidas a um “skin-pass” ou passe de encruamento, com a finalidade de se obter as reduções desejadas com graus de redução de 6 e 20 % para ambas as amostras. Assim a denominação % de redução ou grau de redução representa o grau de “skin-pass”.

As reduções foram calculadas obedecendo-se o seguinte critério:

$$\% \text{ redução} = \frac{\text{espessura inicial} - \text{espessura final}}{\text{espessura inicial}} \times 100$$

(espessura inicial)

Para o material Aço Silício obtive-se amostras com espessuras que variaram de 0,70 a 0,56 mm e para o Aço ABNT 1006 entre 0,67 e 0,54 mm.

As tabelas 6 e 7 mostram os respectivos graus de redução aplicados e as respectivas espessuras finais obtidas, assim como os tamanhos de grau inicial) após encruamento) e final) após recozimento de descarbonetação).

Amostra	Estado	Espessura			% de	TG Micron
		Inicial	Final	Redução		
0	Recoz	0,70	0,70	0,0	29,1	89,8
1	Sp	0,70	0,66	5,7	28,8	254
2	Sp	0,70	0,64	8,6	29,9	302,1
3	Sp	0,70	0,61	12,9	26,4	213,6
4	Sp	0,70	0,59	15,7	25,6	179,6
5	Sp	0,70	0,56	20,0	21,9	130
14	Enc.	0,70	0,70	0,0	53,4	N.A.

Legenda:

N.A.: Não Aplicado . MP: Matéria-Prima

Recoz. Recozida Enc. Encruado

Sp Skin Pass

Amostra	Estado	Espessura			% de	TG Micron
		Inicial	Final	Redução		
7	Recoz.	0,67	0,67	0	26,2	30
8	Sp	0,67	0,63	6,0	22,8	349
9	Sp	0,67	0,61	9,0	23,4	300
10	Sp	0,67	0,59	11,9	22,4	262
11	Sp	0,67	0,56	16,4	38,7	64
12	Sp	0,67	0,54	19,4	38,9	50
15	Enc.	0,67	0,67	0,0	39,4	N.A.

Legenda: N.A. :

Não Aplicado . MP: Matéria-Prima

Recoz. Recozida Enc. Encruado

Sp Skin Pass

Foram retiradas amostras da matéria prima inicial (2mm) de ambos os aços para ensaios de dureza, ensaios de tração convencional e amostras metalográficas para medição do tamanho de grão inicial e final, cujos resultados são mostrados na Tabela 3. Foram também separadas amostras de todos os materiais no estado inicial após a primeira laminação de 2 mm, para 0,67 e 0,70 mm (amostras estas identificadas como encruadas iniciais) e de todas as demais amostras no estado encruado e no estado recozido e descarbonetado, que n foram submetidas a ensaios de tração convencional, ensaio de dureza HV 0,5 e ao ensaio de Perdas por Inversão do Magnetismo em quadro de Epstein (conforme NBR-5161), todas as tiras foram cortadas na direção laminação devido à largura inicial ser inferior a 280 mm. As medições de tamanho de grão foram realizadas de acordo com a norma ASTM-E 112-96, para a medição de tamanhos de grão nas amostras encruadas foi utilizado o método planimétrico (ou de Jeffries), enquanto que para os materiais no estado recozido foi utilizado o método do intercepto linear, sempre determinados na direção longitudinal.

### 3.2.1 Tratamento térmico de recozimento e descarbonetação.

Após a relaminação os materiais foram submetidos a um novo tratamento térmico desta vez de recozimento e descarbonetação visando obter-se as propriedades típicas de aços elétricos.

Foi utilizada uma atmosfera composta de N<sub>2</sub> (90 %) e H<sub>2</sub> (10 %) em volume e uma quantidade de vapor necessária para manter o ponto de orvalho em 30°C.

R.R. Judd exemplifica em seu trabalho[6] e confirma que a atmosfera escolhida (N<sub>2</sub> + H<sub>2</sub> e uma quantidade de vapor capaz de gerar um ponto de orvalho de 30 ° C ) é a que apresenta o melhor desempenho no que diz respeito a uma descarbonetação mais eficiente, a temperatura apesar de ser a utilizada pela empresa que nos cedeu o forno também se mostrou bastante eficiente e em consonância com a literatura [7].

A figura 23 abaixo extraída da referência [22] mostra o Ciclo Térmico utilizado no Tratamento Térmico de todas as amostras tratadas.

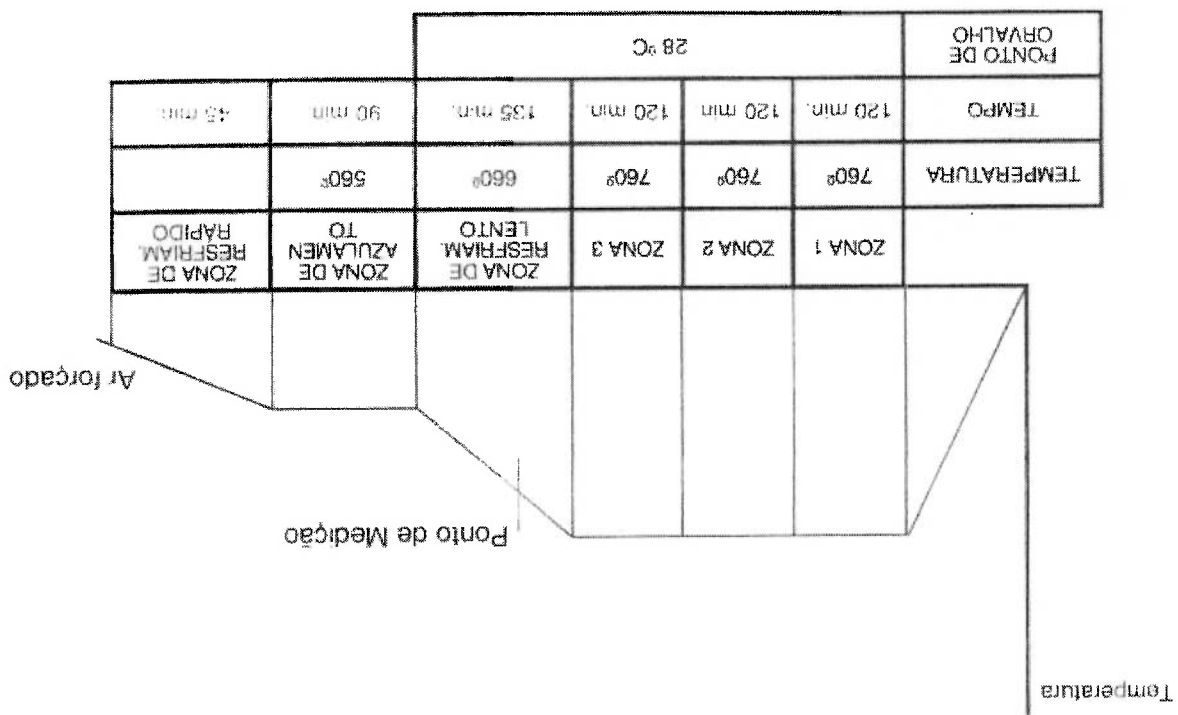


Figura 23: Ciclo térmico Utilizado no Tratamento de Recozimento e Descarbonetação.

### 3.2.2 Medidas Magnéticas

As medidas foram realizadas, na direção de laminação a 1,2 16,50, 60 e 100 Hz a 1,0, 1,3, 1,5 e 1,7 T.

Para a realização da separação de perdas foi considerado o valor das perdas com medidas realizadas nas frequências de 1 ou 2 , 16, 50, 60 e 100Hz à 1,5 T e aplicada a regressão utilizando-se gráficos de excel, segundo o método da norma NBR 5161.

O sistema utilizados para a medidas magnéticas foi um equipamento fabricado pela Brockhaus Messtechnik denominado DEM-25 e um quadro de Epstein de 25 cm, nas dependências da empresa SEW do Brasil motores redutores Ltda.

Para a determinação da densidade e da resistividade das amostras foram utilizadas as metodologias propostas pela NBR 5161.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES



#### **4.1 Resultados da Análise Metalográfica**

Para praticamente todos os casos analisados (diferentes materiais e graus de redução) o efeito do recozimento sobre o crescimento de grão é evidente. Os resultados experimentais encontrados seguem tendências já identificadas na literatura interacional, pois ocorreu crescimento de grão anormal induzido por deformação com formação de contornos de alto-ângulo conforme pode ser observado nas Micrografias abaixo (figuras 26 a 35; 38 a 47; 49 e 51). Para o ABNT 1006 na amostra com grau de redução 0% ocorreu uma leve quase imperceptível recrystalização normal vide Figura 37: Micrografia da Amostra 07. O mesmo não ocorreu com o Aço 2 % Silício, pois ocorreu crescimento de grão anormal nessa amostra apesar de não ter sido aplicada redução e esse fenômeno não pode ser explicado pela literatura dos últimos 90 anos.

A Figura 39: Micrografia da Amostra 07 com grau de redução de 6 % no estado recozido apresentou distribuição bimodal de grão, com grãos grandes no centro e grãos pequenos próximos à superfície.

Figura 25: Micrografia da Amostra 0. Aço Silício- Grau de redução 0 %. Estado Recozido e Descarbonetado . Ataque nital 4%. Aumento 100X.

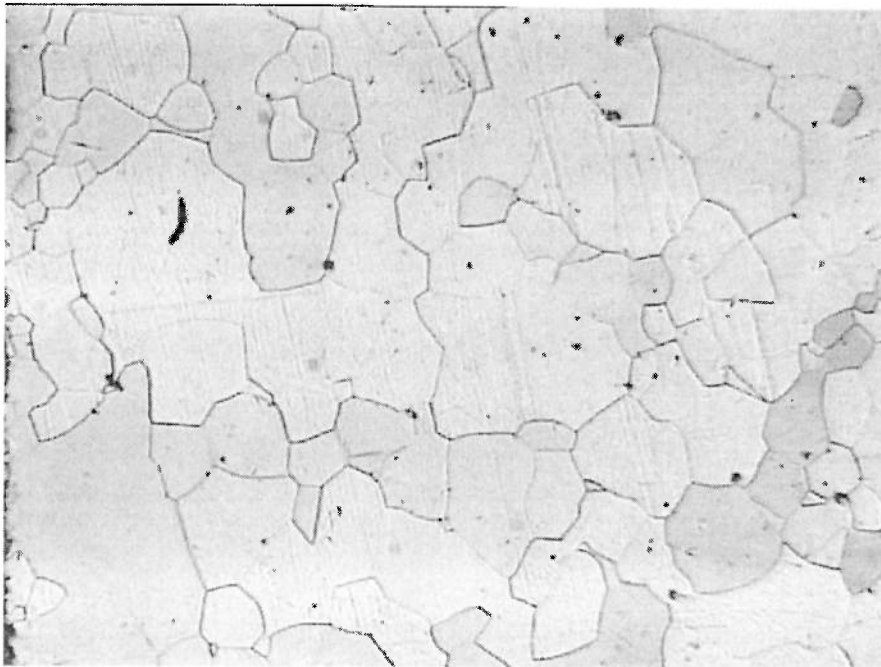


Figura 24: Micrografia da Amostra 0. Aço Silício Grau de redução 0 %. Estado Recozido (700°C/8 h). Ataque nital 4%. Aumento 100X.

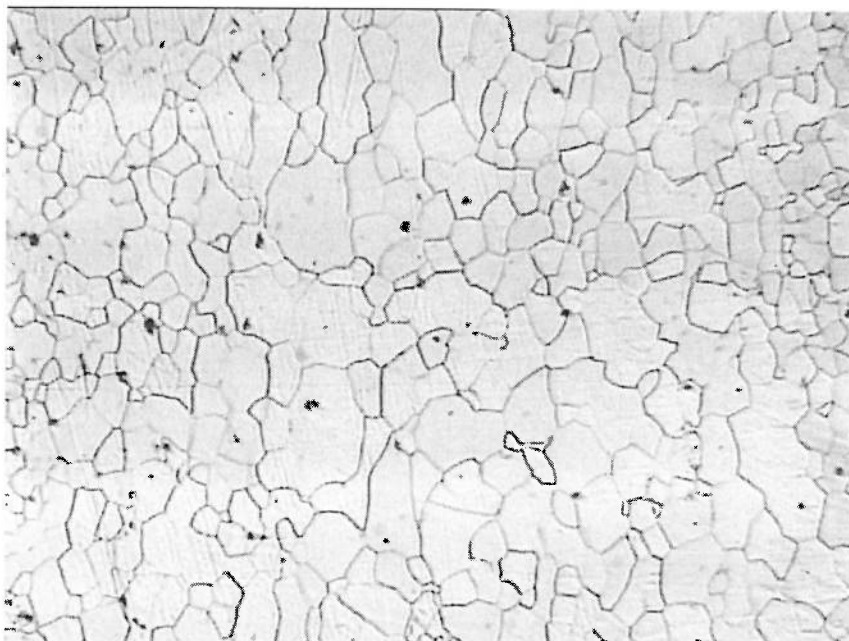


Figura 27: Micrografia da Amostra 01. Aço Silício. Grau de redução 6 %. Estado Recozido e Descarboxetado. Ataque nital 4%. Aumento 100X

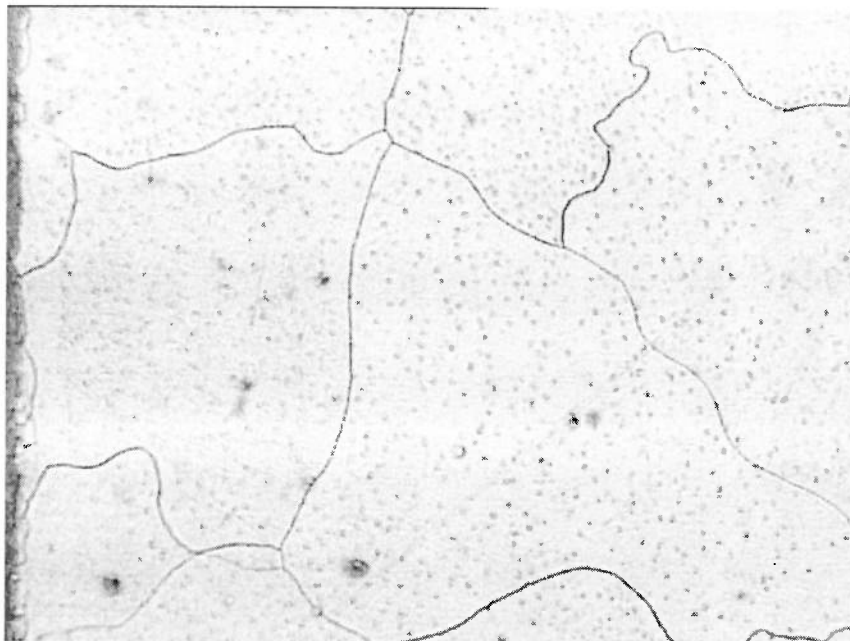


Figura 26: Micrografia da Amostra 01. Aço Silício. Grau de redução 6 %. Estado Encruado (SP). Ataque nital 4%. Aumento 100X.

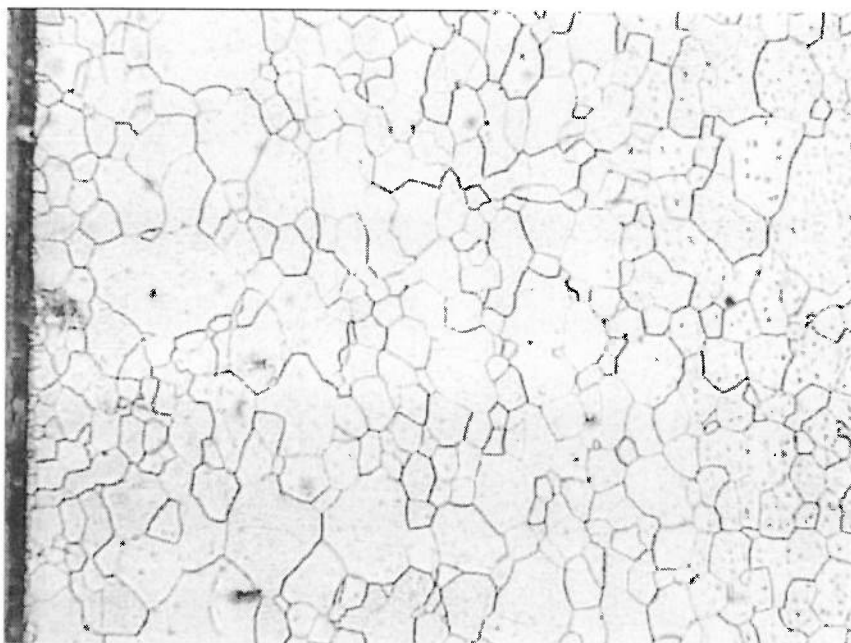


Figura 29: Micrografia da Amostra 02, Aço Silício. Grau de redução 9 %. Estado Recozido e Descarboxetado - Ataque nital 4%. Aumento 100X.

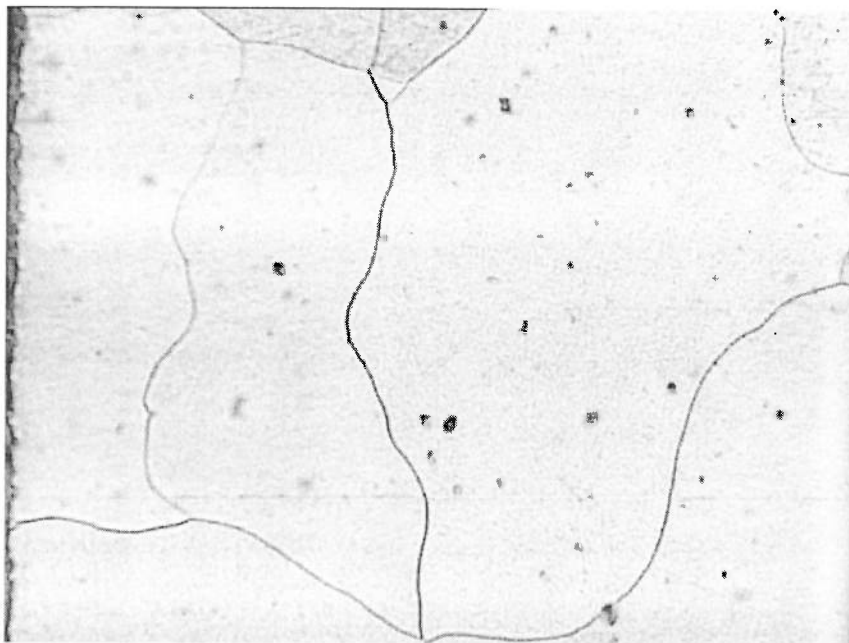


Figura 28: Micrografia da Amostra 02, Aço Silício. Grau de redução 9 %. Estado Encruado (SP),Ataque nital 4%. Aumento 100X.

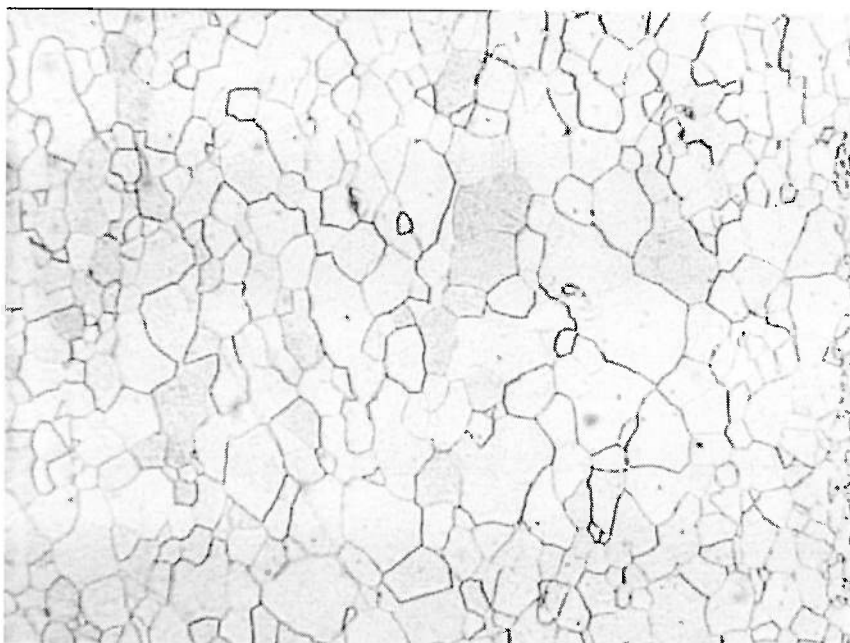


Figura 31: Micrografia da Amostra 03. Aço Silício. Grau de redução 12 %. Estado Recozido e Descarbonetado. Ataque nital 4%. Aumento 100X.

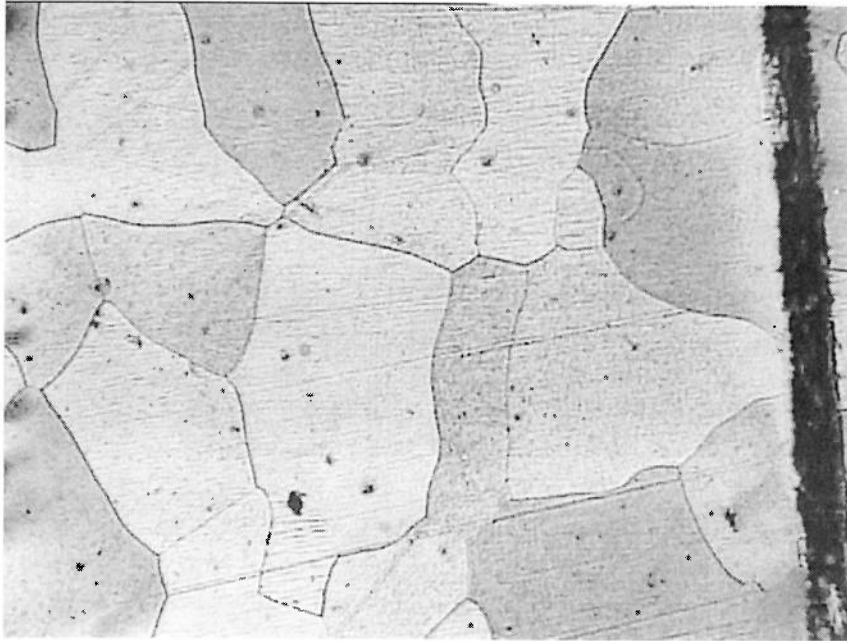


Figura 30: Micrografia da Amostra 03. Aço Silício. Grau de redução 12 %. Estado Encruado (SP). Ataque nital 4%. Aumento 100X.

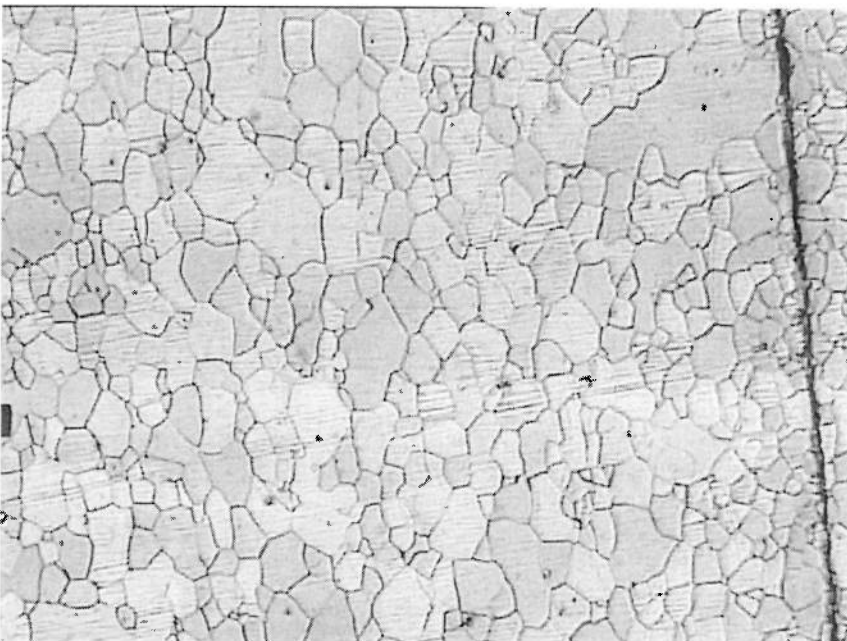


Figura 33: Micrografia da Amostra 04. Aço Silício. Grau de redução 16 %. Estado Recozido e Descarbonetado. Ataque nital 4%. Aumento 100X.

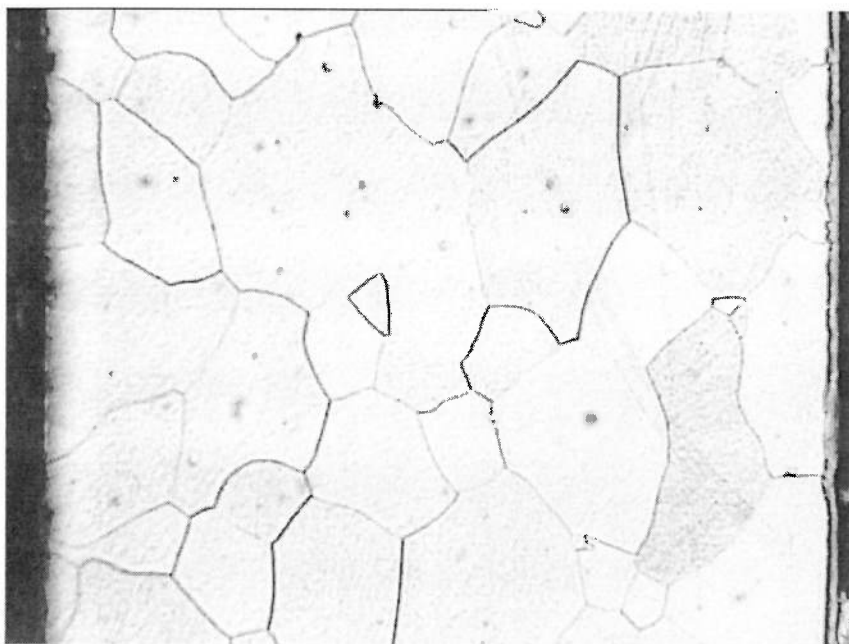


Figura 32: Micrografia da Amostra 04. Aço Silício Grau de redução 16 %. Estado Encruado (SP). Ataque nital 4%. Aumento 100X.

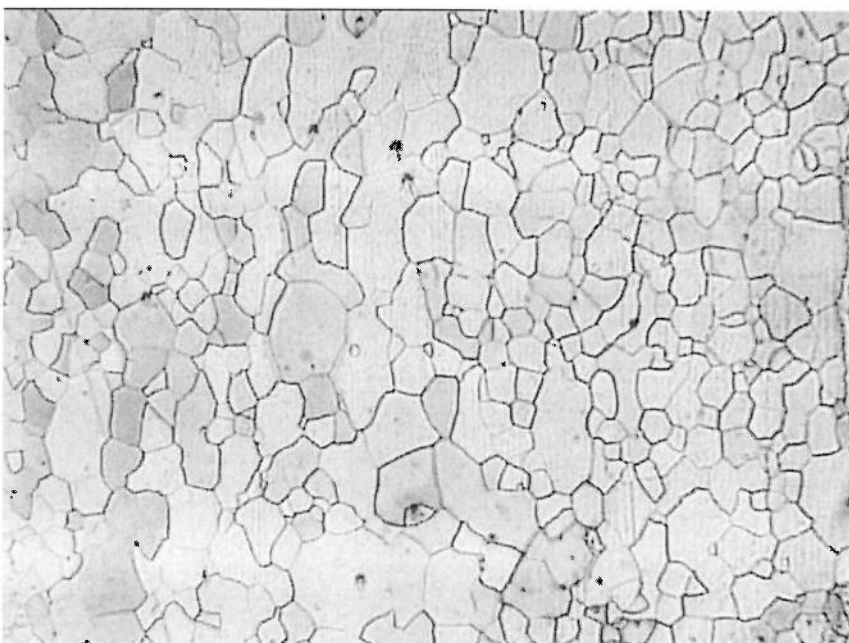


Figura 35: Micrografia da Amostra 05. Aço Silício. Grau de redução 20 %. Estado Recozido e Descarboxetado . Ataque nital 4%. Aumento 100X.

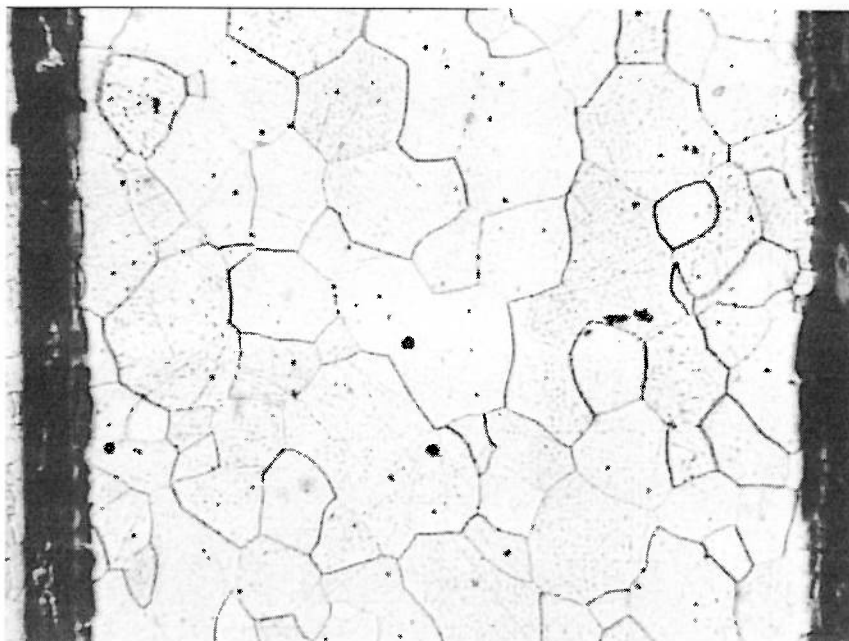


Figura 34: Micrografia da Amostra 05. Aço Silício. Grau de redução 20 %. Estado Encruado. Ataque nital 4%. Aumento 100X

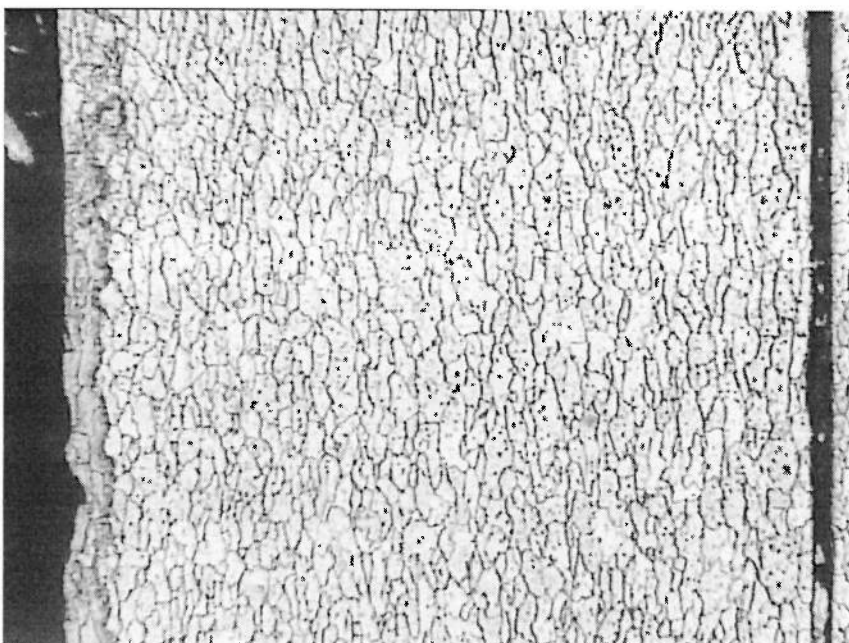




Figura 37: Micrografia da Amostra 07, ABNT 1006. Grau de redução 0 %. Estado Recozido e Descarboxetado. Ataque Nital, Aumento 100 X.

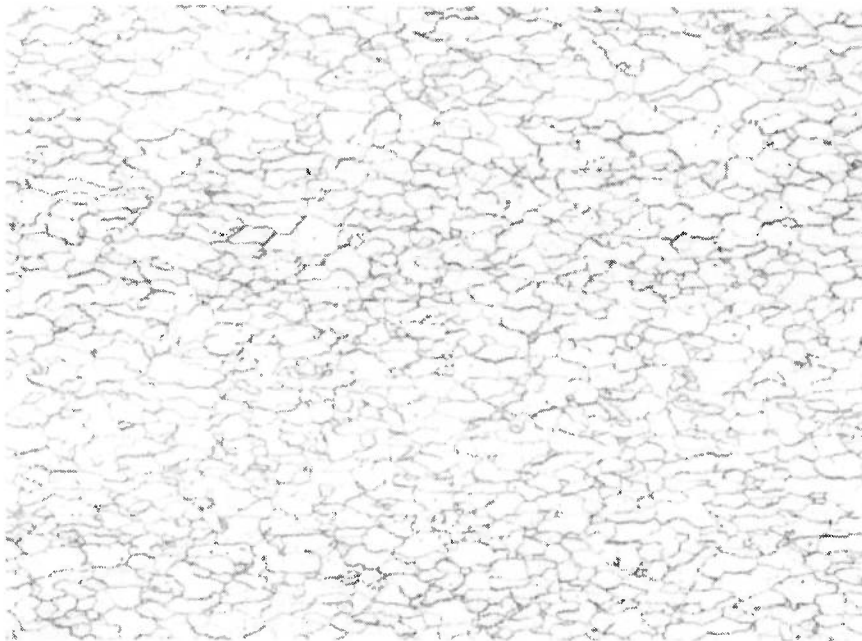


Figura 36: Micrografia da Amostra 07, ABNT 1006 Grau de redução 0 %. Estado Recozido (700 °C/8h). Ataque nital 4%. Aumento 100X.

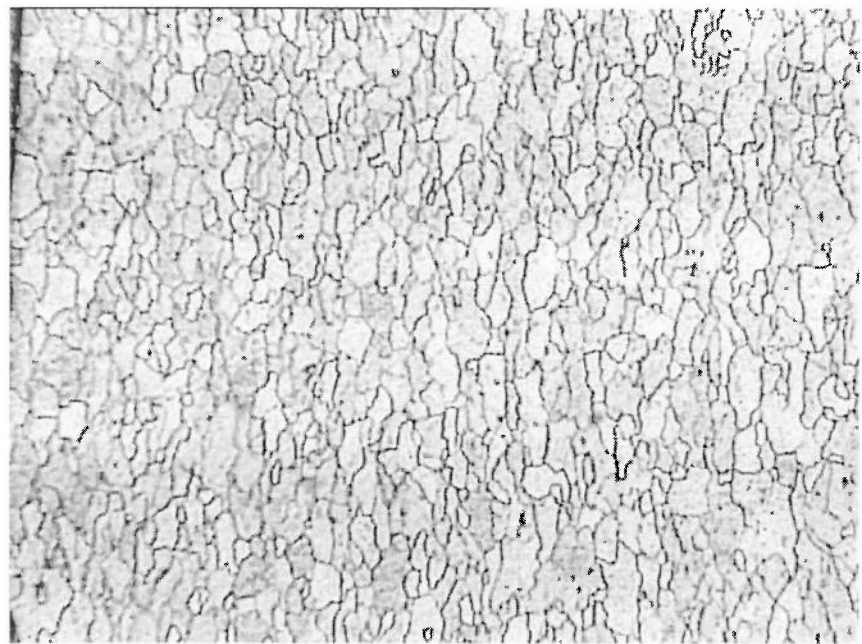




Figura 39: Micrografia da Amostra 08, ABNT 1006. Grau de redução 6 %. Estado Recozido e Descarboxetado. Ataque Nital.

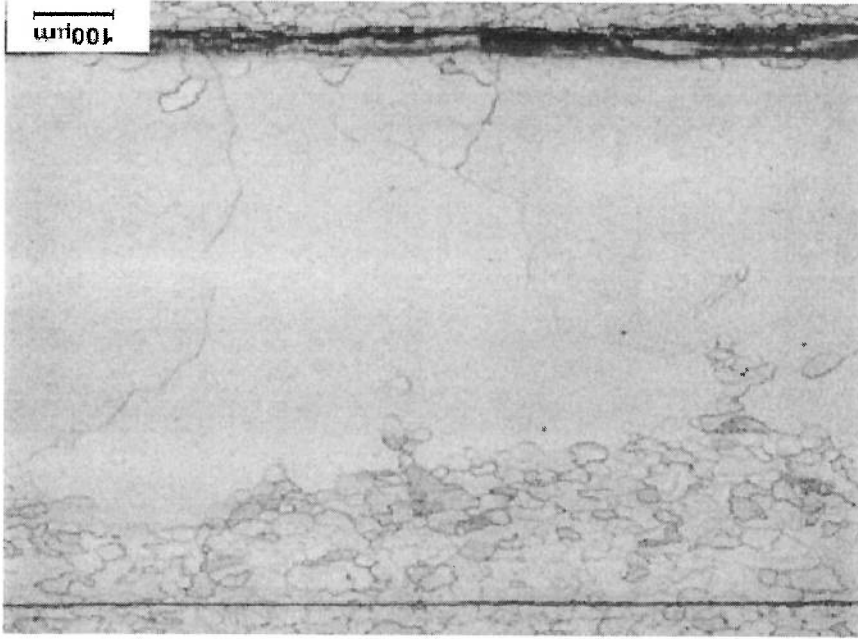


Figura 38: Micrografia da Amostra 08, ABNT 1006. Grau de redução 6 %. Estado Encruado. Ataque nital 4%. Aumento 100X.

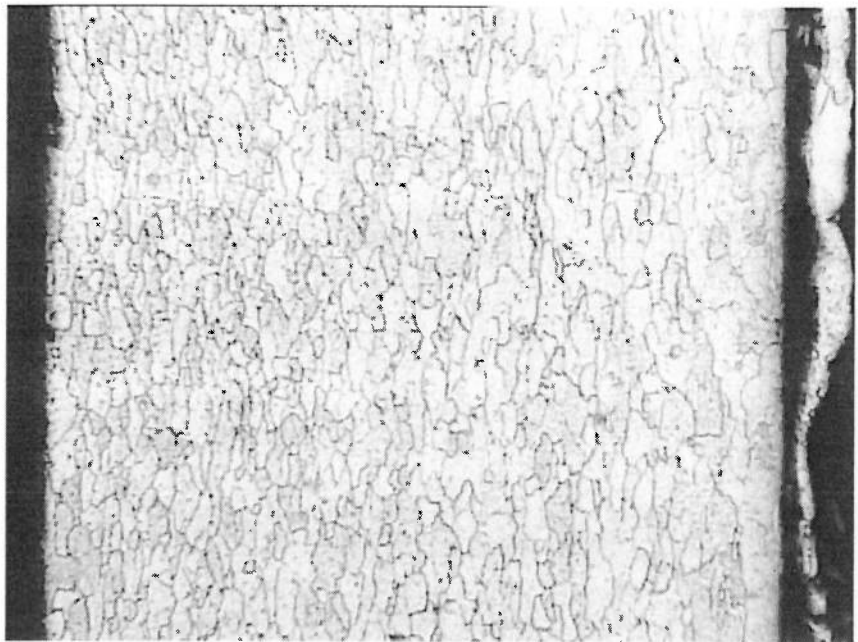


Figura 41: Micrografia da Amostra 09, ABNT 1006. Grau de redução 9 %. Estado Recozido e Descarboxetado. Ataque Nital.

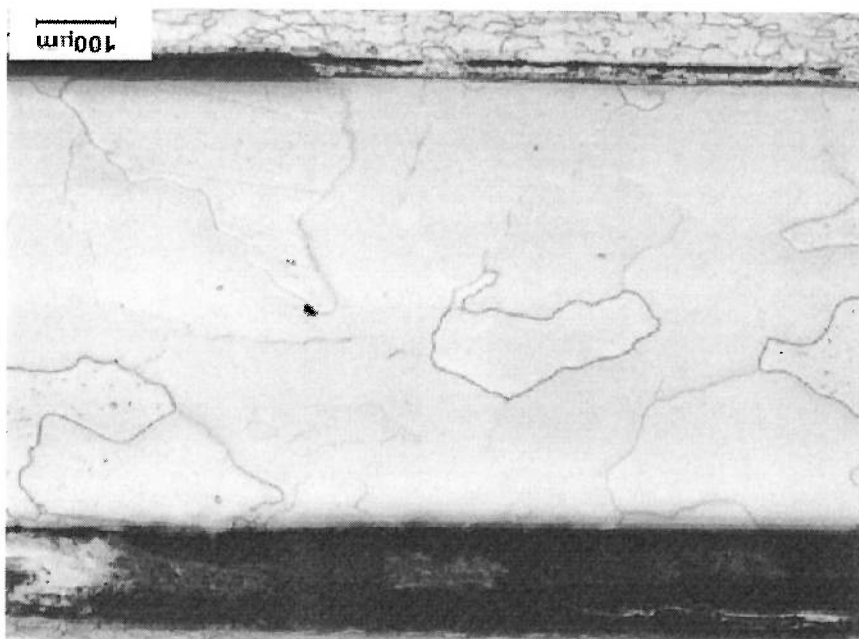


Figura 40: Micrografia da Amostra 09, ABNT 1006. Grau de redução 9 %. Estado Encruado. Ataque nital 4%. Aumento 100X.

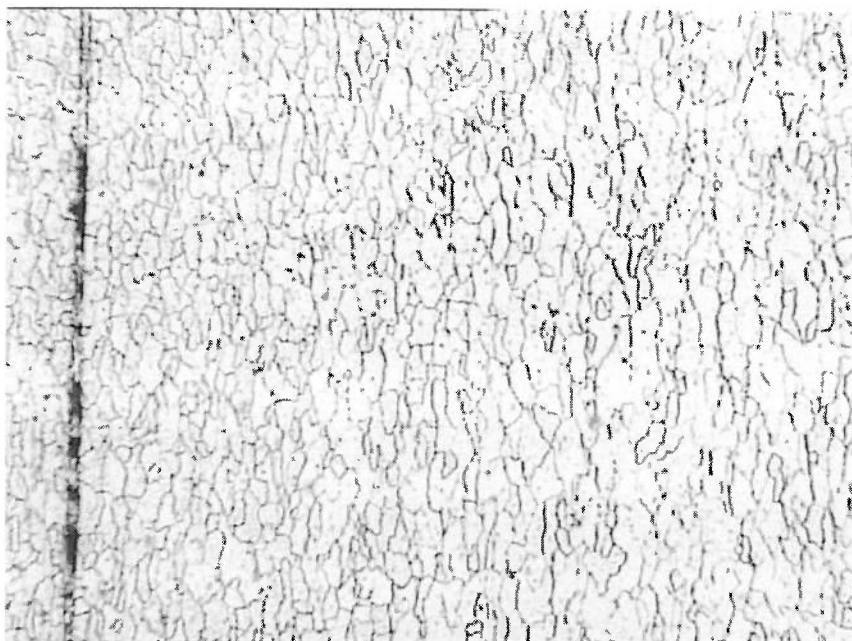


Figura 43: Micrografia da Amostra 10. ABNT 1006. Grau de redução 12 %. Estado Recozido e Descarboxetado. Ataque Nital.

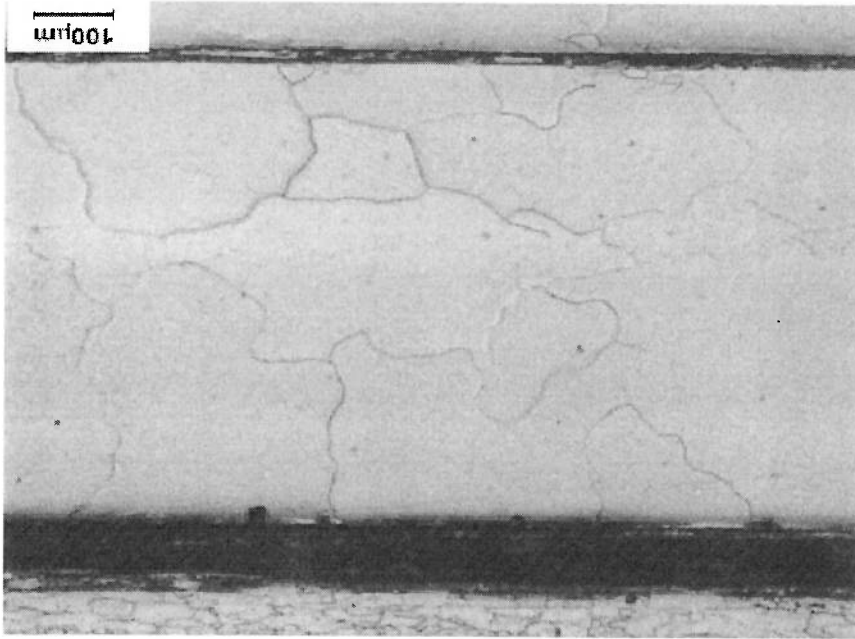


Figura 42: Micrografia da Amostra 10. ABNT 1006. Grau de redução 12 %. Estado Encruado. Ataque nital 4%. Aumento 100X.



Figura 45: Micrografia da Amostra 11. ABNT 1006. Grau de redução 16 %. Estado Recozido e Descarboxetado.

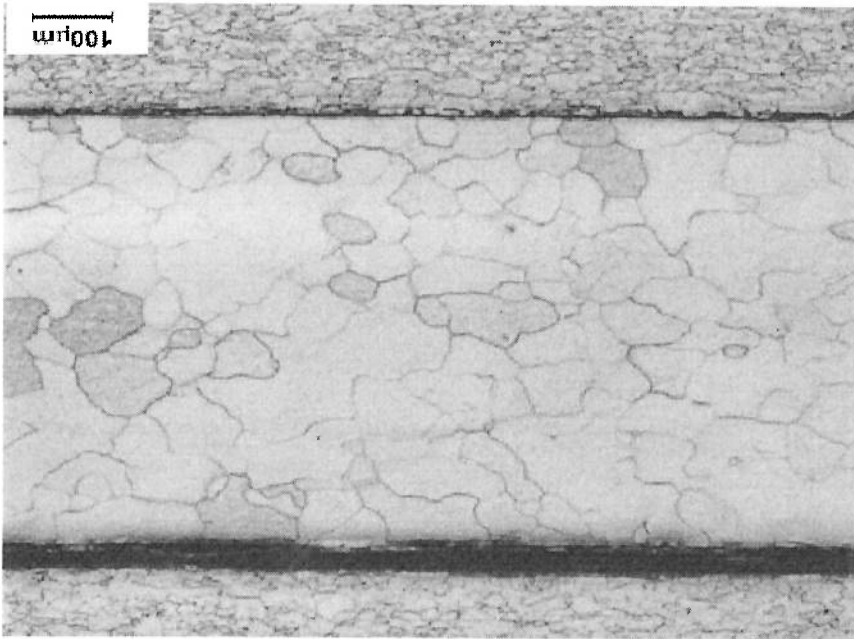


Figura 44: Micrografia da Amostra 11. ABNT 1006. Grau de redução 16 %. Estado Encruado. Ataque nital 4%. Aumento 100X.

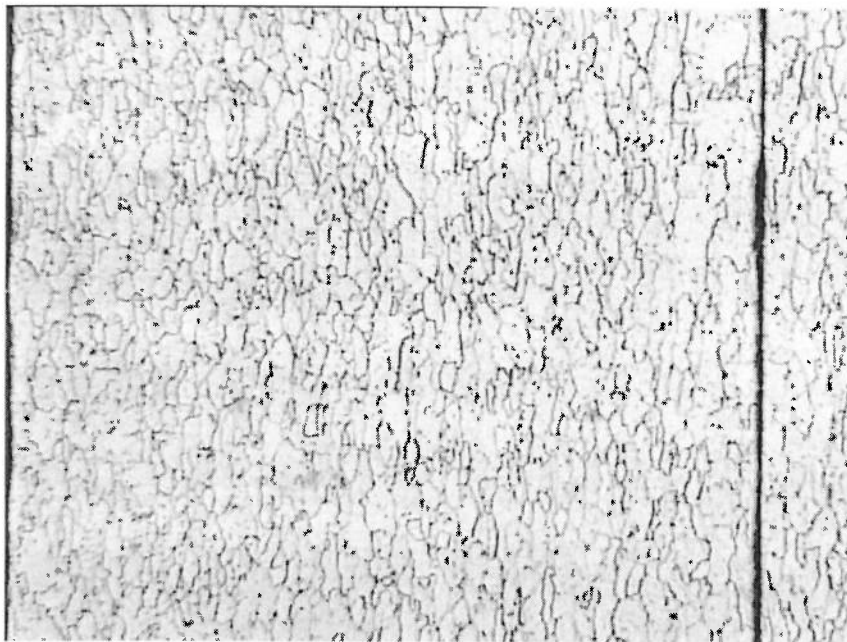


Figura 47: Micrografia da Amostra 12. ABNT 1006. Grau de redução 20 %. Estado Recozido e Descarboxetado.

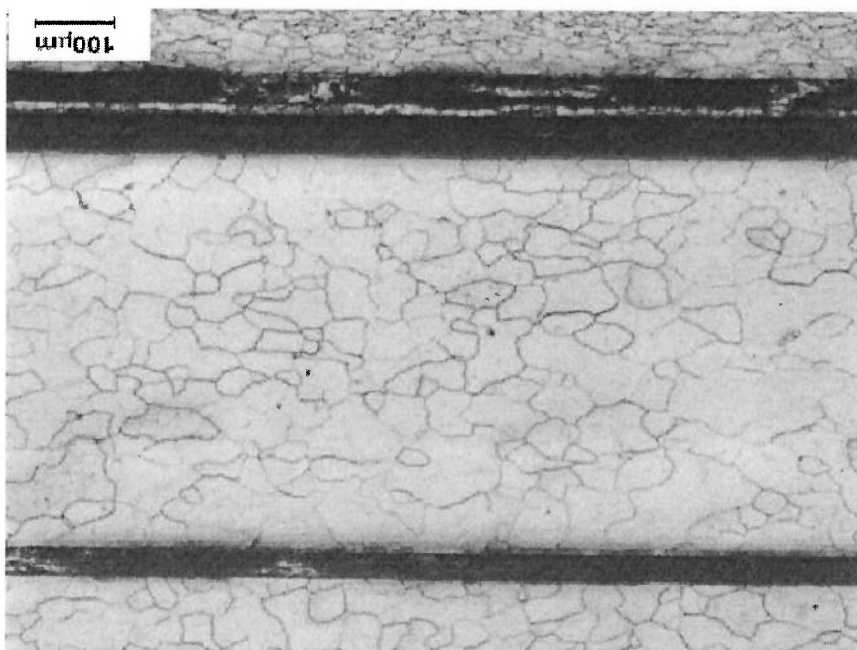


Figura 46: Micrografia da Amostra 12. ABNT 1006. Grau de redução 20 %. Estado Encruado. Ataque nital 4%. Aumento 100X.



Figura 49: Micrografia da Amostra 14. Aço Silício. Estado Recozido e Descarbonetado. Ataque nital 4%. Aumento 100X.

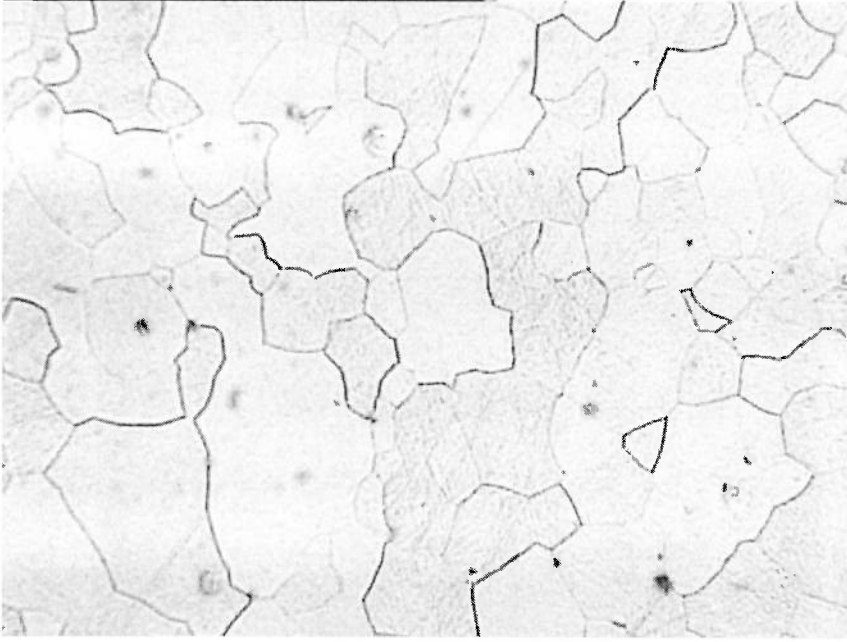


Figura 48: Micrografia da Amostra 14. Aço Silício no estado encruado antes de ser submetido a (700°C/8 h). Ataque nital 4%. Aumento 200X.





Figura 51: Micrografia da Amostra 15. ABNT 1006 no estado Recozido e Descarbonetado. Ataque nital 4%. Aumento 100X.

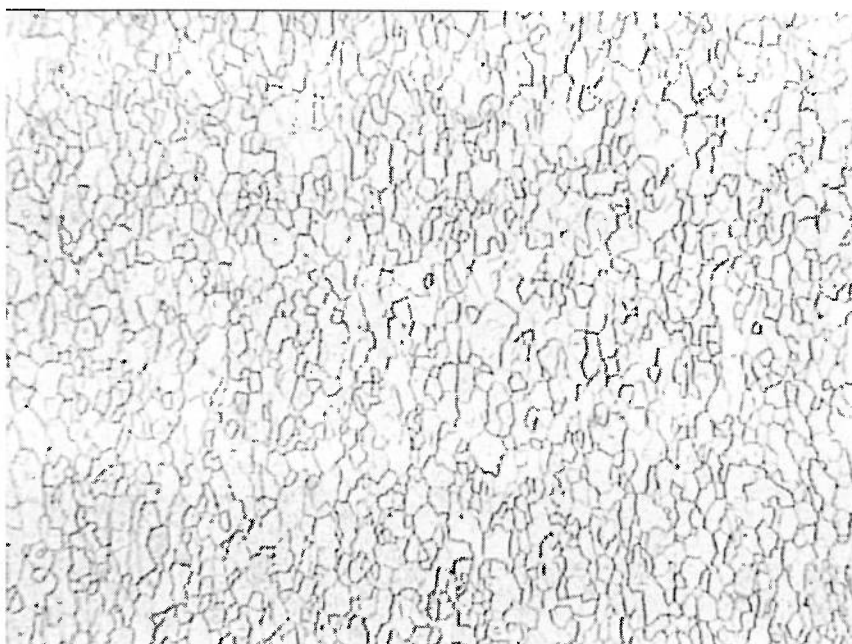
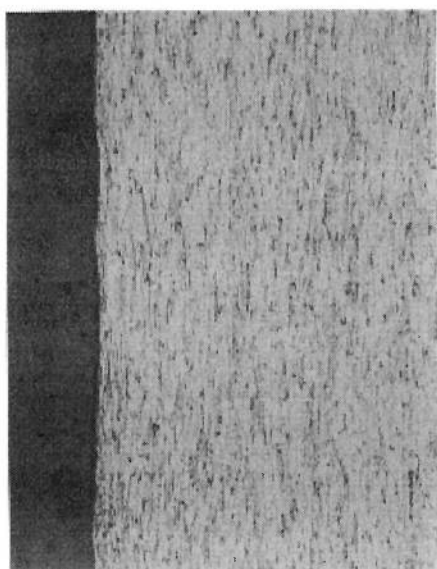


Figura 50: Micrografia da Amostra 15. ABNT 1006. Estado encruado (antes de ser submetido a 700 °C/8 h). Ataque Nital. Aumento 200X.



## 4.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS

### 4.2.1 Propriedades Mecânicas do Aço Si e do ABNT 1006 antes e após o

#### Tratamento Térmico.

Conforme pode ser observado nas figuras 52 e 56, o encruamento levou a um aumento monotônico da dureza, de forma semelhante nos dois aços: a dureza sobe de 160 para 229 HV, com 20% de grau de redução no Aço Siício e de 106 para 145 HV, com 20 % de grau de redução para o ABNT 1006.

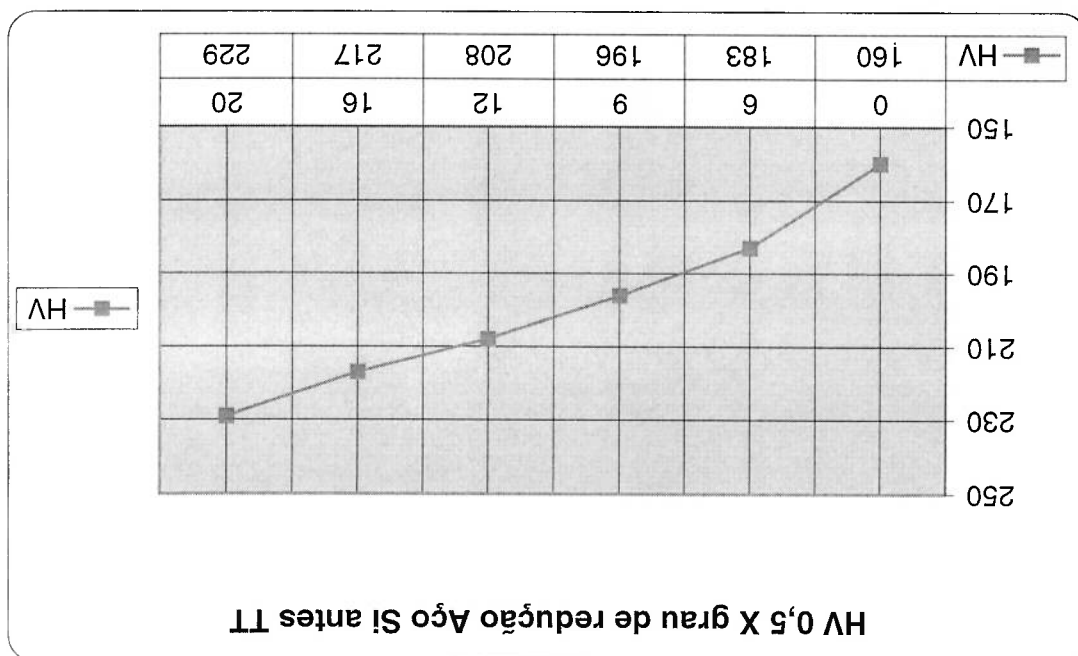


Figura 52: Dureza Vickers X Grau de redução do Aço Si antes do Tratamento Térmico.



Figura 53: Dureza Vickers X Grau de redução do ABNT antes do Tratamento Térmico.

Pela observação da tabela 10 e das figuras 54 e 55 abaixo pode-se verificar que ocorreu uma pequena redução na dureza após o tratamento térmico em função da recuperação através da recristalização imposta pelo recozimento causando o rearranjo de discordâncias e eliminação dos defeitos durante o encruamento para ambos os materiais quando comparados com a dureza obtida no estado encruado, sendo que a recuperação foi mais acentuada para o material ABNT 1006. O efeito da recuperação foi tratado na revisão de literatura, pois já se previa esse comportamento (vide figura 1).

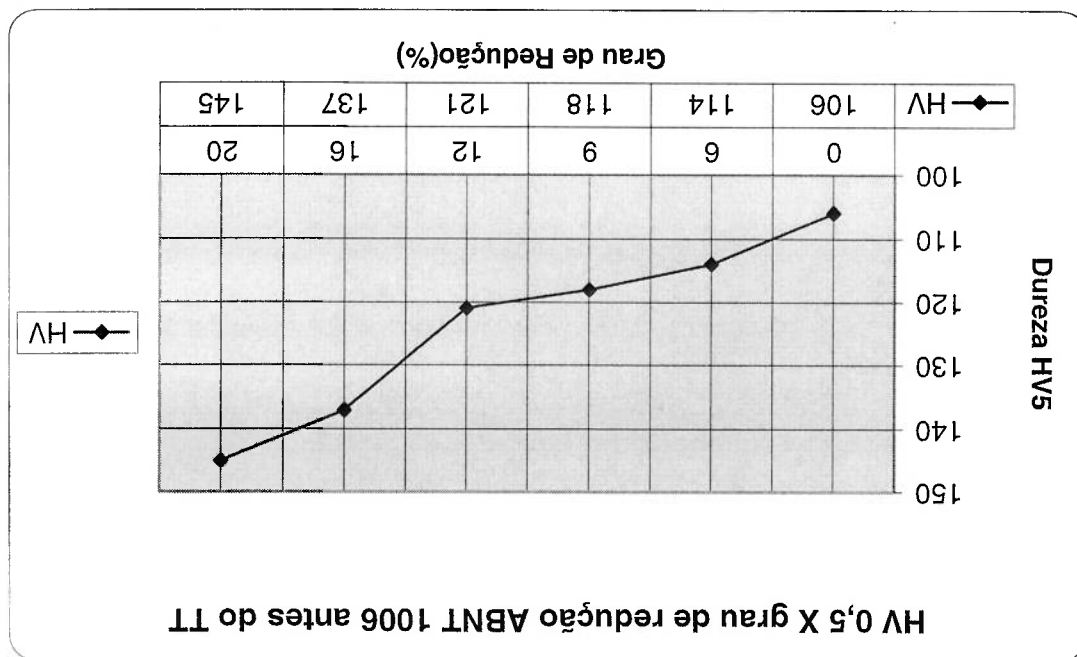


Figura 54: Dureza Vickers X Grau de redução do Aço Si após o Tratamento Térmico.

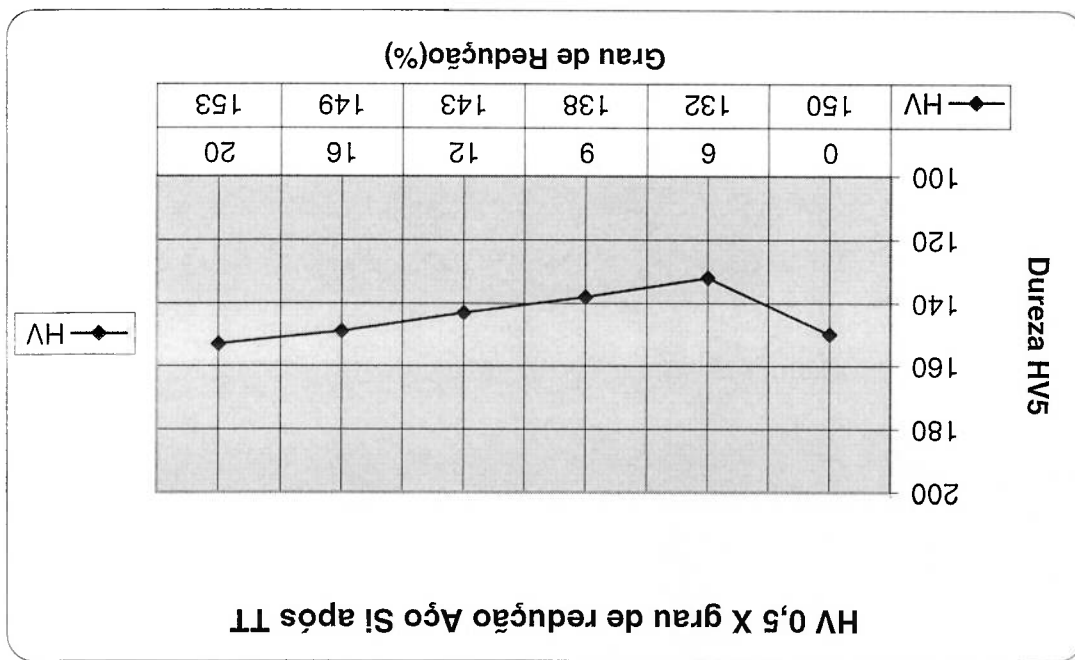
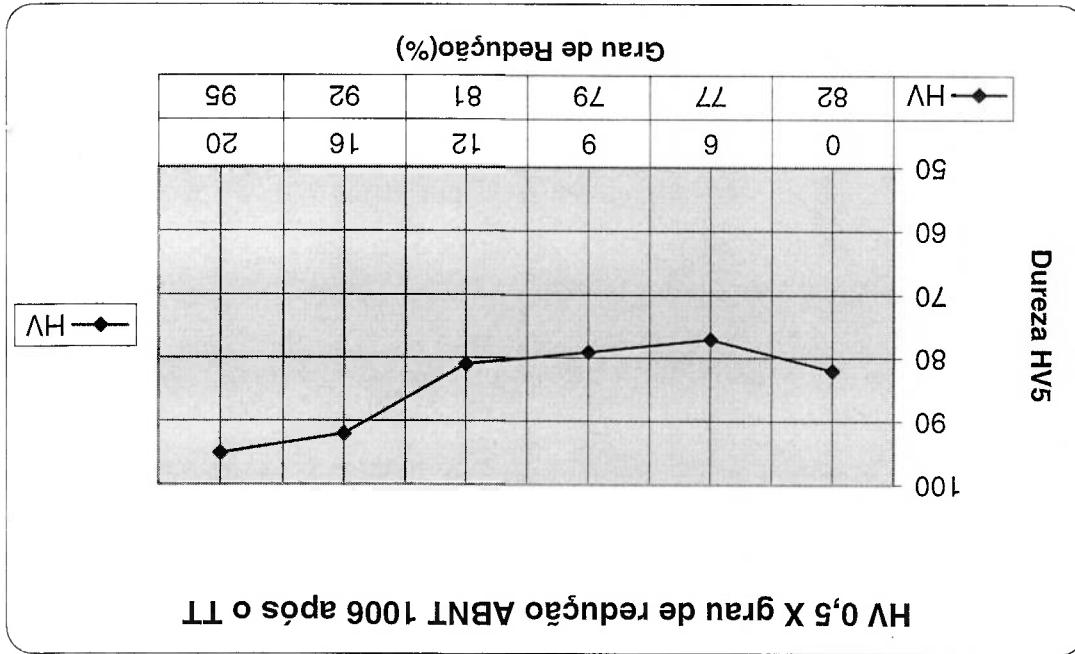


Figura 55: Dureza Vickers X Grau de redução do ABNT 1006 após o Tratamento Térmico.



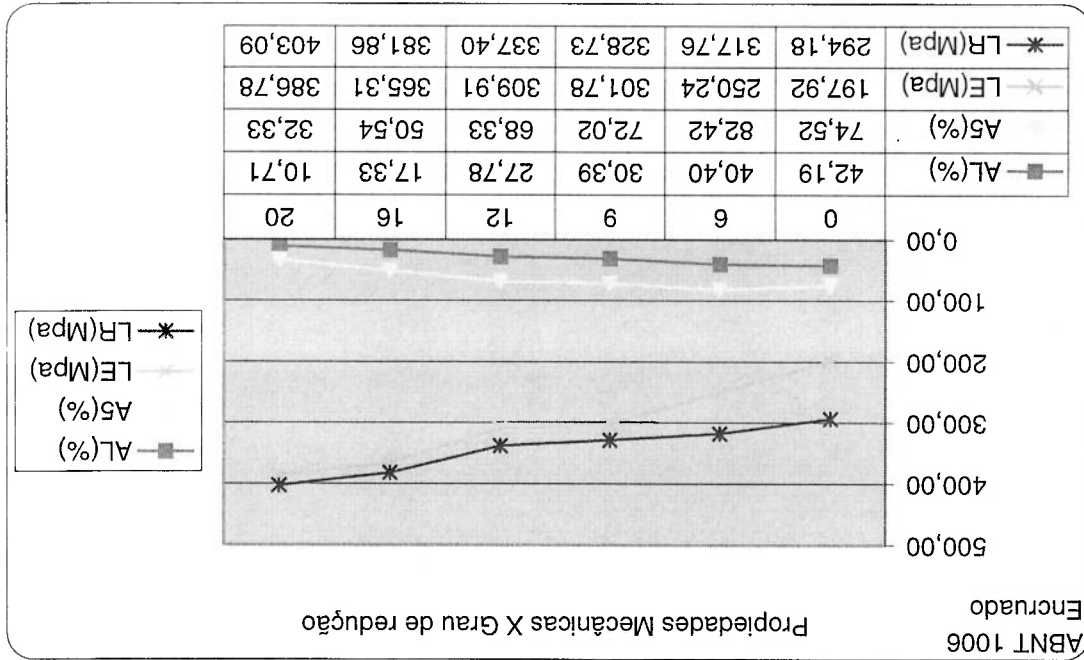
Gran de Redução (%)	Dureza HV		Aço S1		ABNT 1006	
	antes e após o recozimento	antes e após o recozimento	Antes	Depois	Antes	Depois
0	160	150	6	106	82	23
6	183	132	27	114	77	37
9	196	138	29	118	79	33
12	208	143	31	121	81	33
16	217	149	31	137	92	33
20	229	153	33	145	95	35
	Antes	Depois	Variação(%)	Antes	Depois	Variação(%)

Tabela 8: Dureza Vickers antes e após o recozimento.

Semelhantemente ao que ocorreu com a dureza observa-se um comportamento de variação das propriedades mecânicas. Primeiramente através da observação da elevação dos valores das propriedades como Limite de resistência e Limite de escoamento com o aumento do grau de redução e redução de Alongamento e da Estricção, causados pela laminação a frio. Com apenas 6% de grau de redução já ocorre um razoável aumento do LR e do LE para ambos os materiais e uma sensível redução nos valores de AL e A5, fenômenos causados pela multiplicação de defeitos cristalinos durante o encruamento conforme discutido na revisão de literatura.

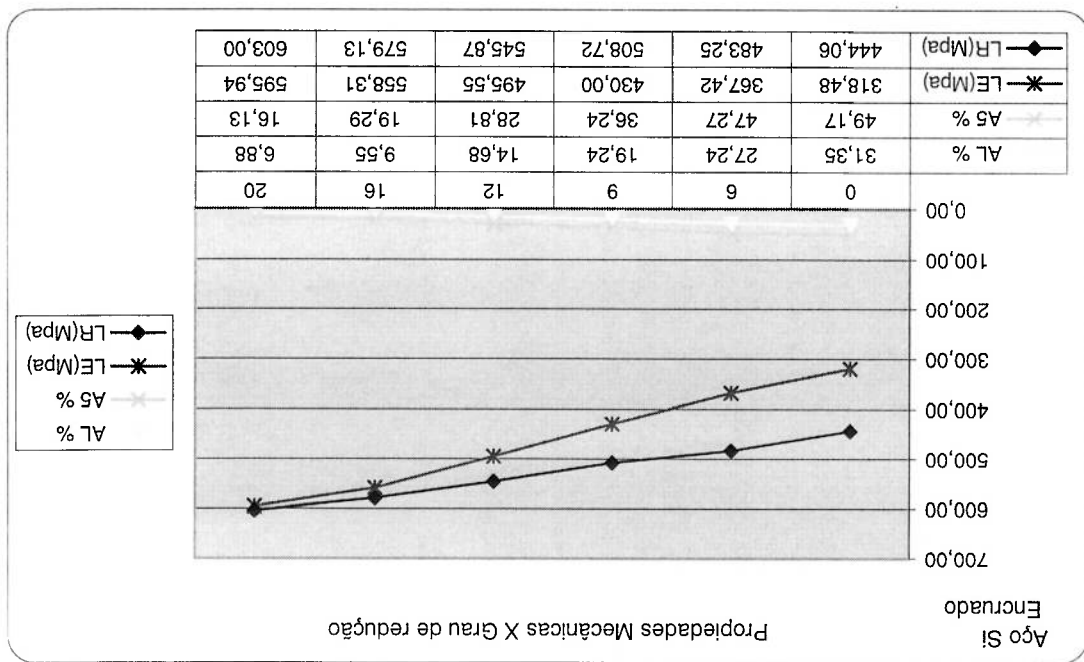
Tratamento Térmico.

Figura 57: Propriedades Mecânicas X Grau de redução do ABNT 1006 antes do



Tratamento Térmico.

Figura 56: Propriedades Mecânicas X Grau de redução do Aço Si antes do



O mesmo efeito de recuperação causado pela recristalização através do recozimento na dureza pode ser observado nas figuras 58 e 59 e na tabela 9 abaixo. Houve redução nos valores de LR e LE e um ligeiro aumento do AL e do A5 em função do fenômeno de recristalização. Um fato importante observado e que merece destaque é que para o material sem redução (grau de redução 0) também ocorreu uma pequena redução das propriedades de LR e LE e um ligeiro aumento do AL e do A5, pois também ocorreu um pequeno reaquecimento de discordâncias durante o tratamento de recozimento, mas como pode-se verificar através da observação das micrografias esse efeito foi praticamente desprezível principalmente para o ABTN 1006.

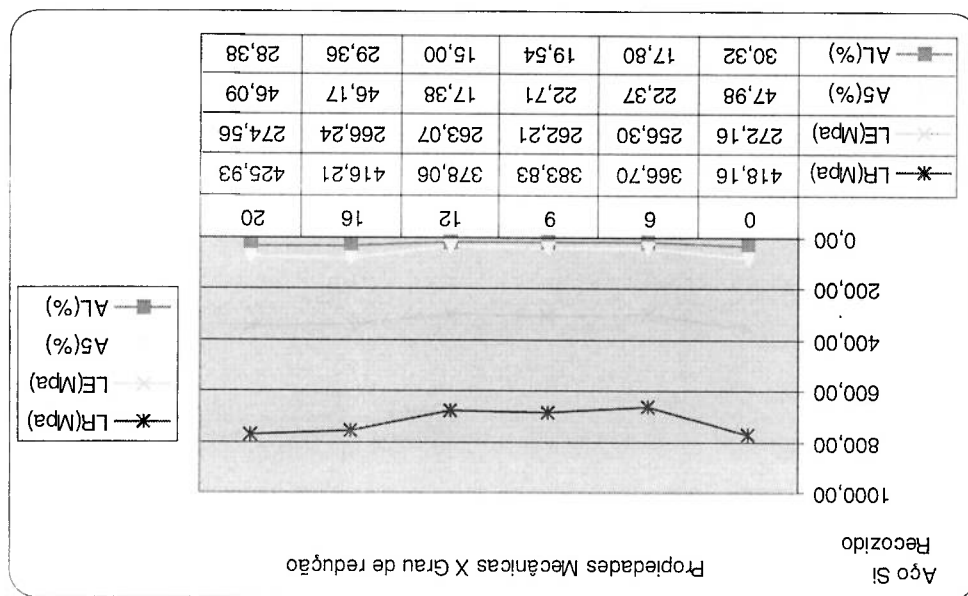


Figura 58: Propriedades Mecânicas X Grau de redução Aço Si após o Tratamento Térmico.

Limite de Escaldamento (Mpa)	Aço S1		ABNT 1006		Grau de Redução (%)
	Antes	Depois	Antes	Depois	
275,50	272	318	198	175	0
216,55	256	430	250	93	6
220,52	262	496	302	95	9
225,35	274	558	310	98	12
229,91	266	596	365	138	16
238,52	274	630	387	158	20
244,60	272	672	409	175	24
250,00	272	714	431	175	28
256,00	272	756	453	175	32
263,11	272	798	475	175	36

Tabela 9: Limite de escoamento antes e depois do recozimento.

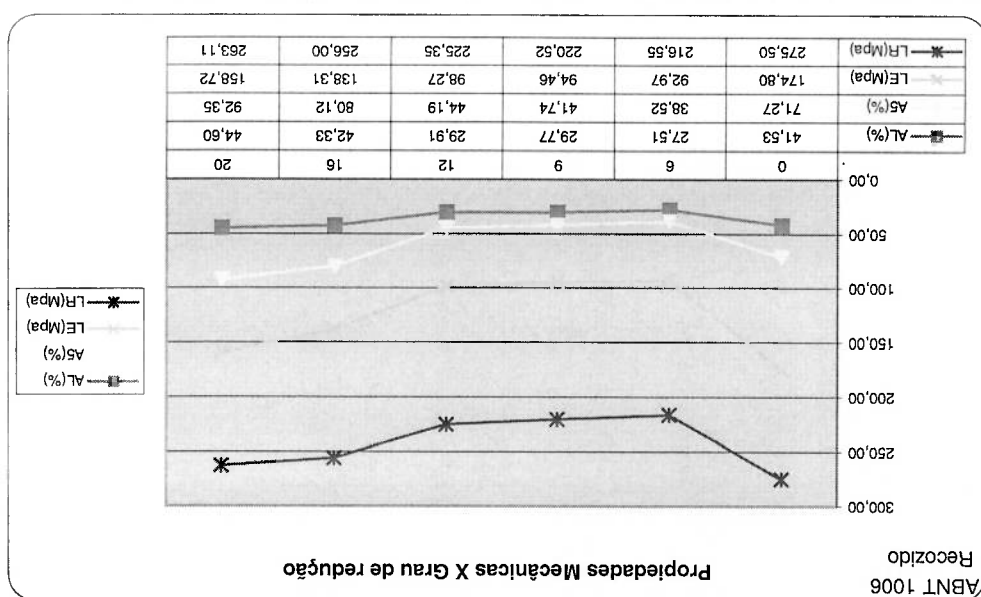


Tabela 9: Limite de escoamento antes e depois do recozimento.

### **4.3 FATORES QUE AFETAM AS PERDAS**

#### **4.3.1 Composição das perdas magnéticas.**

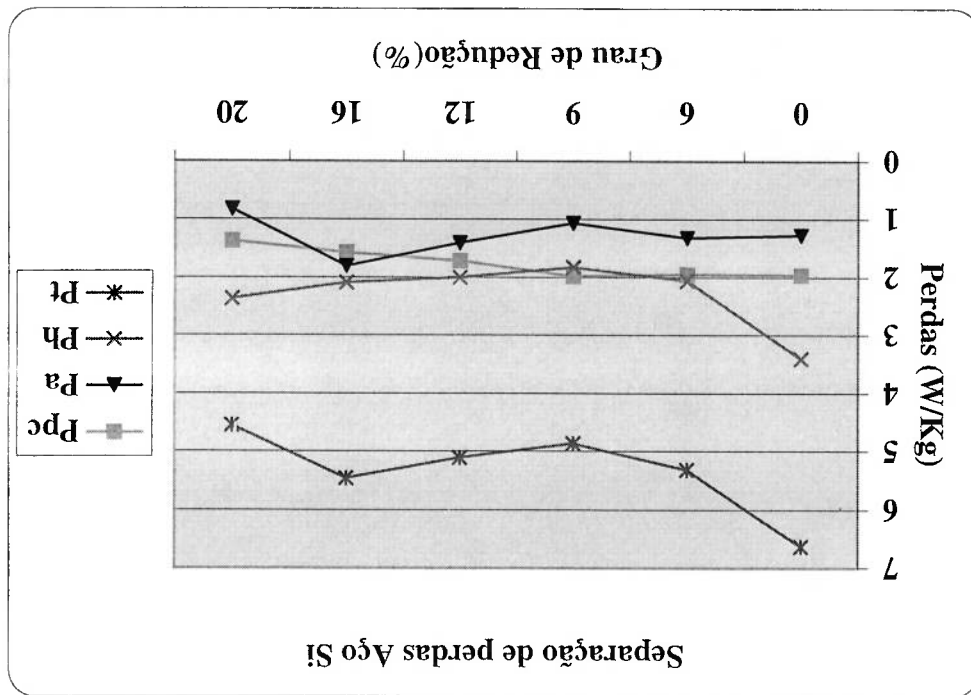
O grau de redução influencia diretamente as perdas magnéticas totais. Pode-se observar que um mínimo valor de perdas ocorre para os máximo grau de redução para ambos os materiais investigados. Esse comportamento pode ser observado nas figuras 60 e 62 onde vê-se que para o Aço silício e também para o ABNT 1006 ocorreu um valor mínimo de perdas para um grau de redução de 20%, é interessante observar que foi justamente para esse grau de redução que também ocorreu tamanho de grão de 130 µm para o Aço Silício e também para o aço ABNT 1006 com um valor de perdas mínimas para um tamanho de grão de 50µm.

No ABNT 1006 ocorre redução monotônica das perdas com o aumento do grau de redução, o mesmo não ocorreu com o Aço silício que apresentou um ligeiro aumento das perdas para a amostra com grau de redução de 16% e depois voltou a cair atingindo perdas mínimas com 20% de grau de redução.

Este comportamento é explicado pelo aumento do tamanho de grão para amostra com 16% de grau de redução que resultou em maiores perdas anômalas, porém esse efeito foi compensado pela redução das perdas por histérese através do efeito do tamanho de grão[17].

Analisando as figuras 61 e 63, observa-se que tanto na amostra de aço silício quanto na de ABNT 1006 com 20% de grau de redução apesar das perdas histéreticas serem mais altas, as perdas anômalas e parasíticas são menores pelo efeito do tamanho de grão e da espessura para ambos os materiais e mais acentuadamente no aço silício pelo efeito da resistividade na parcela parasítica. Esses são os principais fenômenos a afetar essas parcelas das perdas. Esses fenômenos associados contribuíram para uma redução global nas perdas totais.

Figura 60: Perdas separadas X Grau de redução do Aço Si após o Tratamento Térmico.



Tamanho de Grão	Aço 2% Silício		Separação de perdas a 1,5T, 60Hz, para o aço silício.			
	Redução(%)	P <sub>totais</sub> W/kg	P <sub>pc</sub> W/kg	P <sub>a</sub> W/kg	P <sub>n</sub> W/kg	Espessura mm
90	0	6,63	1,96	1,27	3,40	0,70
250	6	5,32	1,94	1,31	2,06	0,66
300	9	4,87	1,80	1,06	1,83	0,64
210	12	5,11	1,71	1,40	2,00	0,61
180	16	5,47	1,57	1,80	2,09	0,59
130	20	4,56	1,37	0,82	2,37	0,56

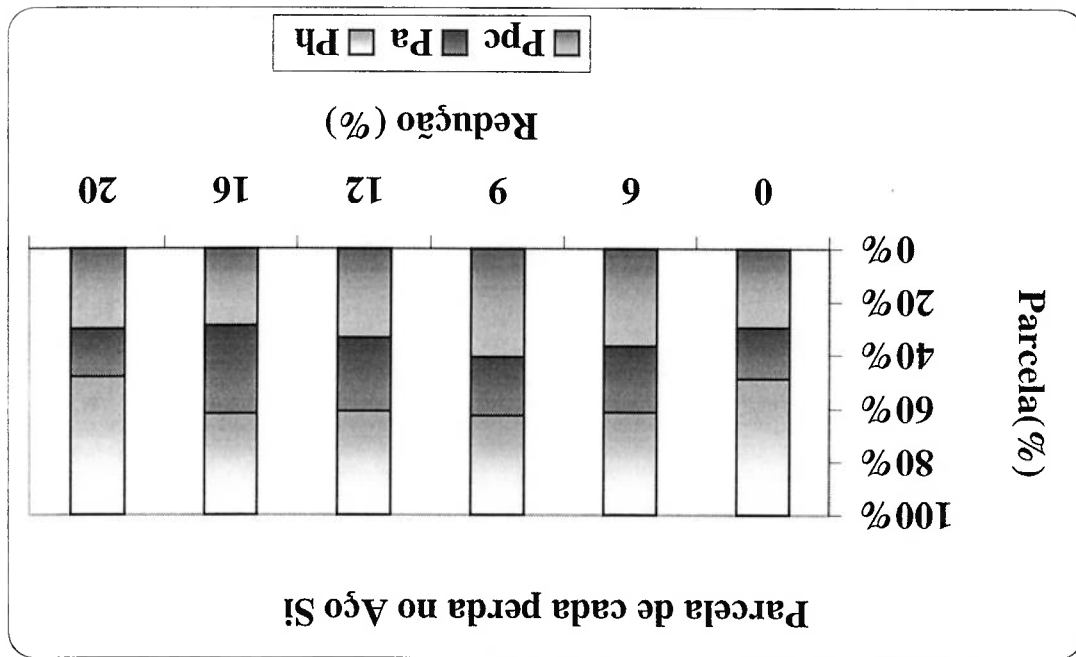
Tabela 10: Separação de perdas a 1,5T, 60Hz, para o aço silício.



ABNT 1006	$P_{\text{total}}$	$P_{\text{pc}}$	$P_{\text{a}}$	$P_{\text{h}}$	Espeçura	Tamanho de Grão
	W/kg	W/kg	W/kg	W/kg	mm	$\mu\text{m}$
0	16,25	6,27	4,48	5,57	0,67	30
6	11,50	5,65	2,96	2,89	0,63	349
9	11,23	5,22	3,21	2,80	0,61	300
12	9,57	5,16	2,17	2,24	0,59	262
16	9,77	4,34	1,94	3,49	0,56	64
20	8,85	4,00	1,51	3,34	0,54	50

Tabela 11: Separação de perdas a 1,5T, 60Hz, para o ABNT 1006.

Figura 61: Parcela de cada perda no Aço Si X Grau de Redução(%).



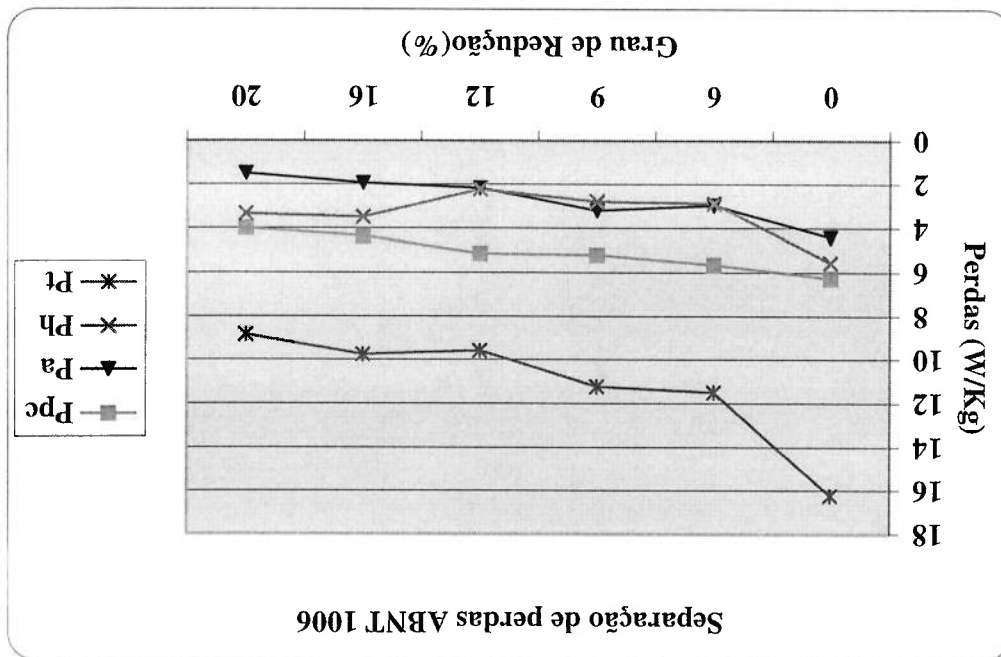


Figura 62: Perdas separadas X Grau de redução ABNT 1006 após o Tratamento Térmico

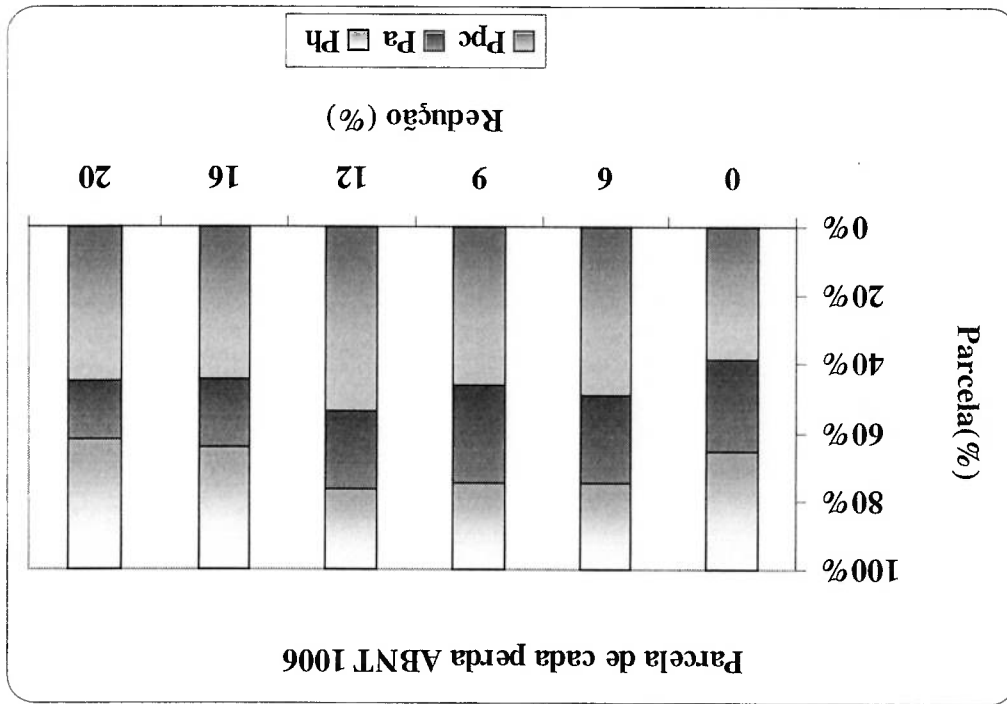


Figura 63: Parcela de cada perda no ABNT 1006 X Grau de Redução(%).

#### 4.4 Efeito de características do material

##### 4.4.1 Deformação plástica

As figuras 64 e 65 mostram que apenas 6% de grau de redução já são suficientes para aumentar as perdas, as quais continuam a aumentar com o aumento do grau de redução até 20%.

A deformação plástica introduzida por meio da laminação provoca uma deterioração das propriedades magnéticas, através da diminuição da mobilidade das paredes de domínio causadas pelo aumento da densidade de discordâncias. Essas discordâncias

induzidas durante a laminação a frio pelo efeito do encruamento são as principais responsáveis pelo aumento das perdas histeréticas, culminando com aumento das perdas totais (Figura 64 e 65) e da permeabilidade  $\mu_{15}$  (Figura 66). O efeito do grau de encruamento nas perdas concentra-se praticamente todo na parcela histerética (ver Figura 64 e 65), sendo que esses mesmos dados indicam uma leve redução da parcela anômala, após o encruamento. Essa piora das propriedades magnéticas deve ser atribuída principalmente ao efeito do encruamento

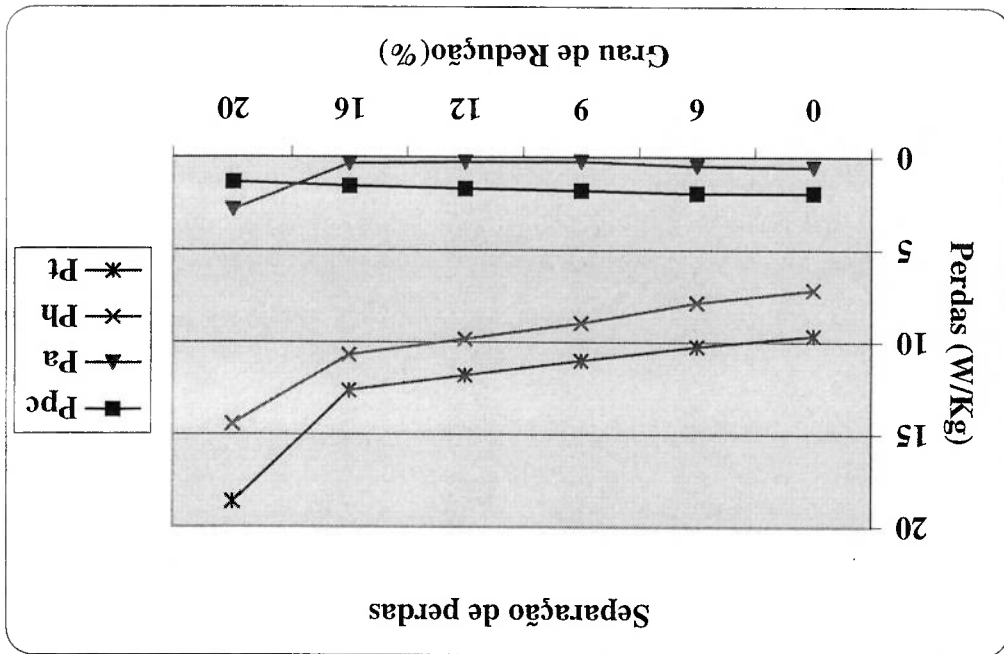


Figura 64: Perdas em função do grau de redução 0%, 6%, 9%, 12%, 16% e 20%. Aço Si Encruado. Seção longitudinal.

Grau de Redução (%)	Perdas Totais antes e depois do recozimento (W/Kg)Aço Si		Perdas Totais antes e depois do recozimento (W/Kg)ABNT 1006	
	Antes	Depois	Antes	Depois
0	9.67	6.63	31	17.42
6	10.26	5.32	48	18.88
9	11.01	4.87	56	18.90
12	11.80	5.11	57	18.80
16	12.63	5.47	57	19.66
20	18.67	4.56	76	19.71
				8.85
				55

Tabela 12: Perdas Totais antes e após o recozimento.

#### 4.5 Recozimento

Figura 65: Perdas em função do grau de redução do grau de redução 0%, 6%, 9%, 12%, 16% e 20 % ABNT 1006. Secção longitudinal.

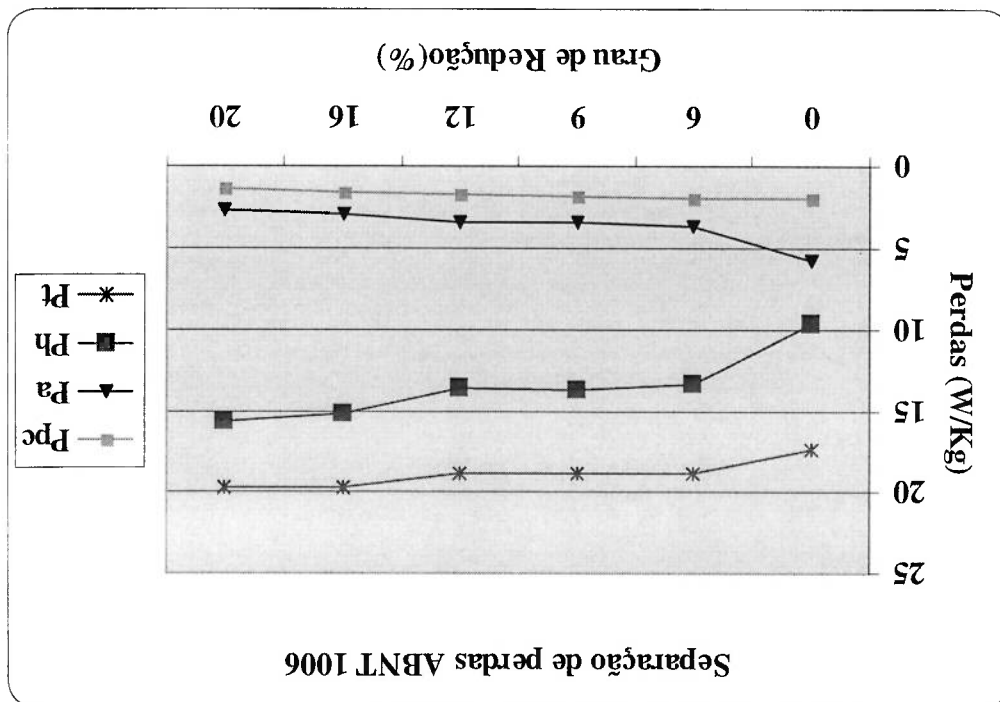


Figura 67: Comparativo de Perdas no ABNT 1006 antes e após o Tratamento Térmico.

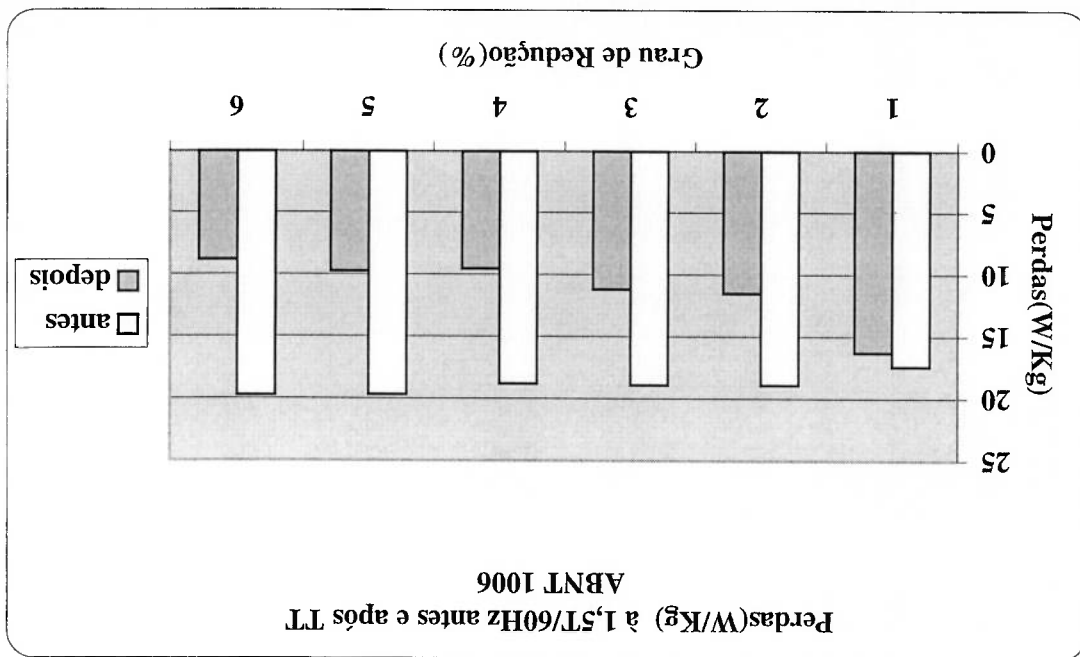
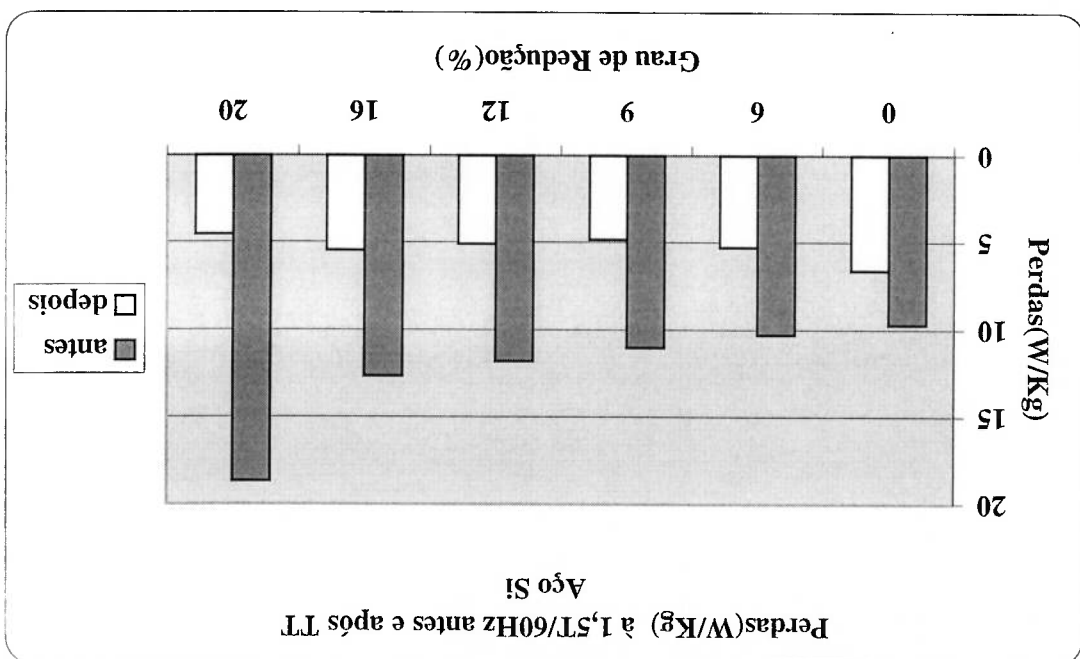


Figura 66: Comparativo: Perdas no Aço Si antes e após o Tratamento Térmico.



Tanto a microestrutura do material no estado inicial, a temperatura e o tempo de recozimento, a composição química afetam a o tamanho de grão final dos aços elétricos, porém a principal variável a afetar o tamanho de grão é o grau de redução. É importante observar que no presente estudo os ciclos térmicos aplicados para ambos os materiais foi o mesmo. Outra coisa que vale lembrar é que foram aplicados graus de redução idênticos em ambos os materiais ou seja 0, 6, 9, 12, 16, e 20%. A recristalização primária refere-se à transformação termicamente ativada de uma matriz deformada, dando origem a novos grãos sem deformação. Primariamente o tamanho de grão aumenta a medida que aumenta o grau de redução até um determinado grau de redução (9% para o aço silício e 6% para o ABNT 1006) sendo que a partir de 12% (inclusive) para o aço silício e 9% (inclusive) para o ABNT 1006, já começa a ocorrer redução no tamanho de grão isso pode ser observado tanto nas tabela 13 quanto nas figuras 68 e 69. Dessa maneira atinge-se um tamanho de grão ótimo onde o valor das perdas é mínimo, conforme descrito na literatura [37]. O potencial termodinâmico para essa transformação está associado à energia elástica acumulada em torno das discordâncias introduzidas na deformação plástica. O processo ocorre através da nucleação de novos grãos, sem deformação, e o gradual consumo da matriz deformada pelo crescimento desses novos grãos. A etapa de nucleação é caracterizada por um tempo de incubação, necessário para a formação dos núcleos, seguido da etapa de crescimento. Na etapa de crescimento os contornos de grão migram no sentido oposto ao de seu raio de curvatura. O tamanho de grão final é proporcional à razão entre a velocidade de crescimento e a taxa de nucleação e é fortemente dependente do grau de deformação aplicado ao material[37].

O tamanho de grão influencia diretamente as perdas magnéticas totais, pois um mínimo valor de perdas ocorre para tamanhos de grão de diferentes ordens de grandeza para cada um dos materiais investigados. Esse comportamento pode ser observado na figura 68, para o Aço silício e na figura 69 para o ABNT 1006. Observa-se nessas figuras que para o Aço silício ocorreu um valor mínimo de perdas

#### 4.6.5.1 Tamanho de grão

#### 4.6.5 Efeitos da microestrutura

para tamanho de grão de 130 µm e para o aço ABNT 1006 ocorreu um valor de perdas mínimas para um tamanho de grão de 50µm.

Este comportamento é explicado pelo seguinte fenômeno: uma fonte de perdas por histérese é a nucleação e o aniquilamento dos domínios nos contornos de grão. Dessa maneira as perdas por histérese são altas para grãos pequenos e mais altas para grãos grandes. Contudo as perdas por correntes parasitas são proporcionais ao quadrado das paredes de domínio. Assumindo que o tamanho dos domínios aumenta com o tamanho de grão, essas perdas aumentam com o tamanho de grão, e por consequência as perdas serão mínimas com tamanhos intermediários de grãos [17]

Tabela 13: Tamanho de Grão(µm) antes e após o recozimento.

Grau de Redução (%)	antes e após o recozimento		Aço S1		antes e após o recozimento	
	Antes	Depois	Antes	Depois	Antes	Depois
20	22	130	490	39	50	28
16	26	180	590	39	64	64
12	26	210	710	22	262	1090
9	30	300	900	23	300	1200
6	29	250	762	22	300	1260
0	29	90	210	26	30	13
	Antes	Depois	Variação(%)	Antes	Depois	Variação(%)
	Tamanho de Grão(µm)		antes e após o recozimento			
	ABNT 1006					

As figuras 68 e 69 apresentadas abaixo mostram o efeito do tamanho de grão nas perdas magnéticas totais e nas componentes histerética e anômala, na direção de laminação, à 1,5T e 60Hz.

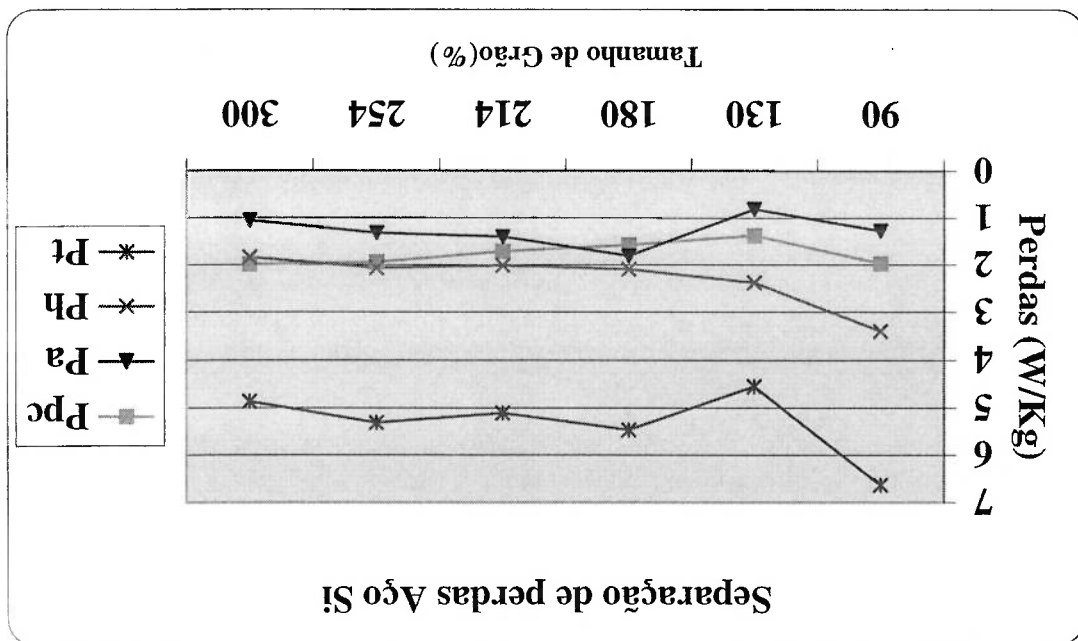


Figura 68: Perdas separadas em Histeréticas, Parasíticas e Anômalas X Tamanho de Grão. Aço Silício após o Tratamento Térmico.



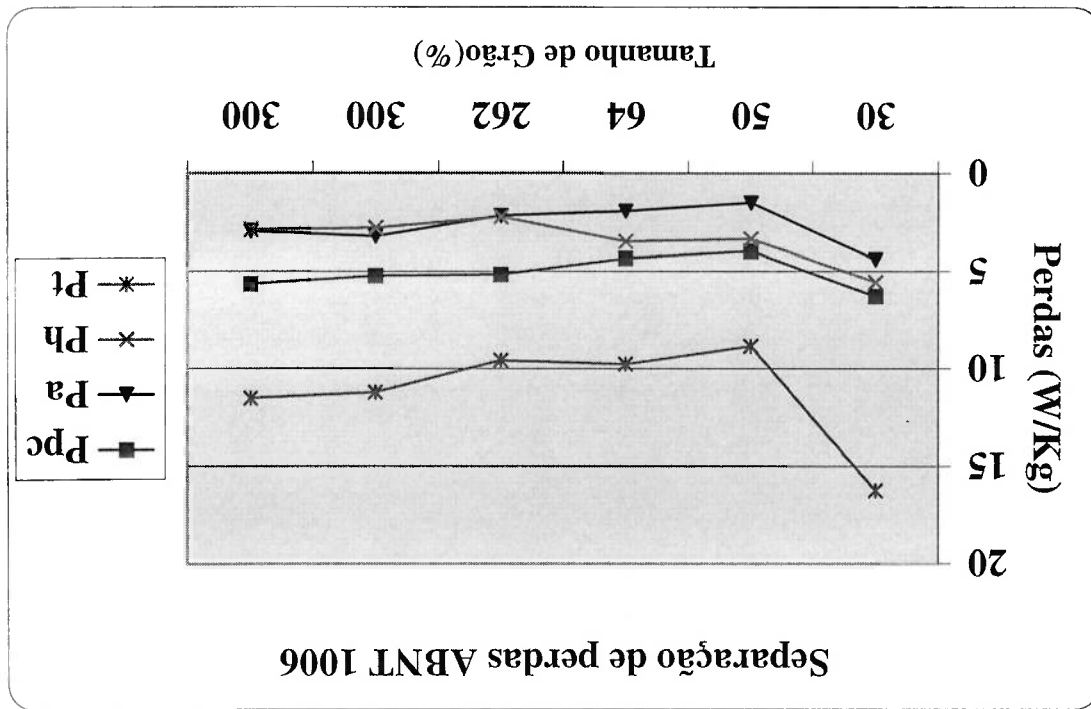


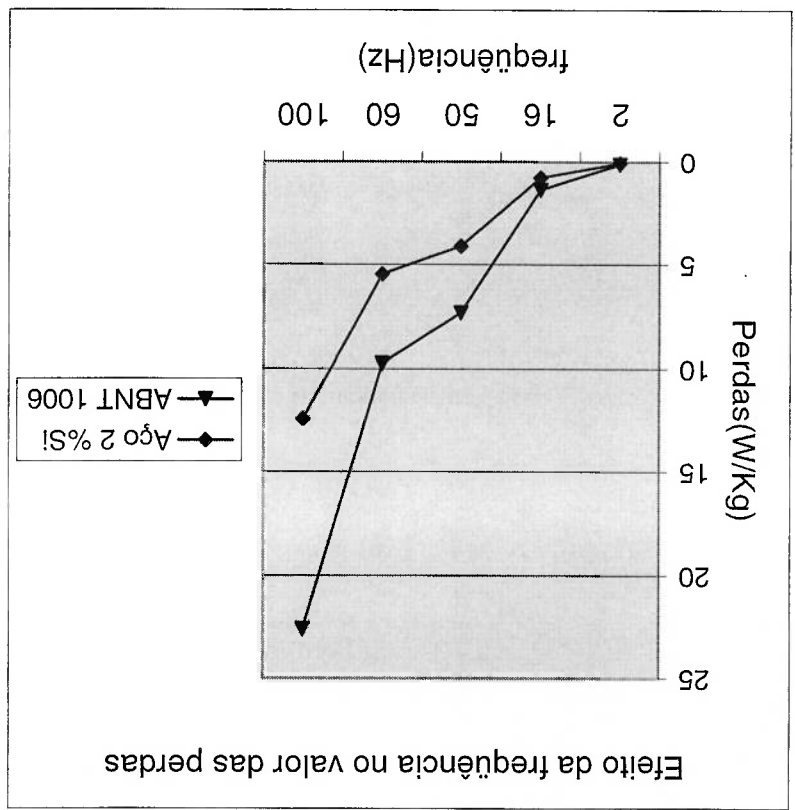
Figura 69: Perdas separadas em Histeréticas, Parasíticas e Anômalas X Tamanho de Grão, ABNT 1006 após o Tratamento Térmico.

4.6 Efeito das variáveis de Ensaio

4.6.1 Frequência de excitação

As Figura 70, 71 e 72 abaixo mostram que quanto maior frequência maiores são as perdas magnéticas totais e que esse aumento é muito maior em materiais com baixa resistividade (como é o caso do aço ABNT1006, com resistividade  $12,1 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ ) do que em aços de alta resistividade elétrica (como é o caso do aço com 2% de Silício, com resistividade elétrica  $38,4 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ ).

Figura 70 : Comparação do efeito da frequência de excitação nas perdas dos Aços Sílicio e ABNT 1006.



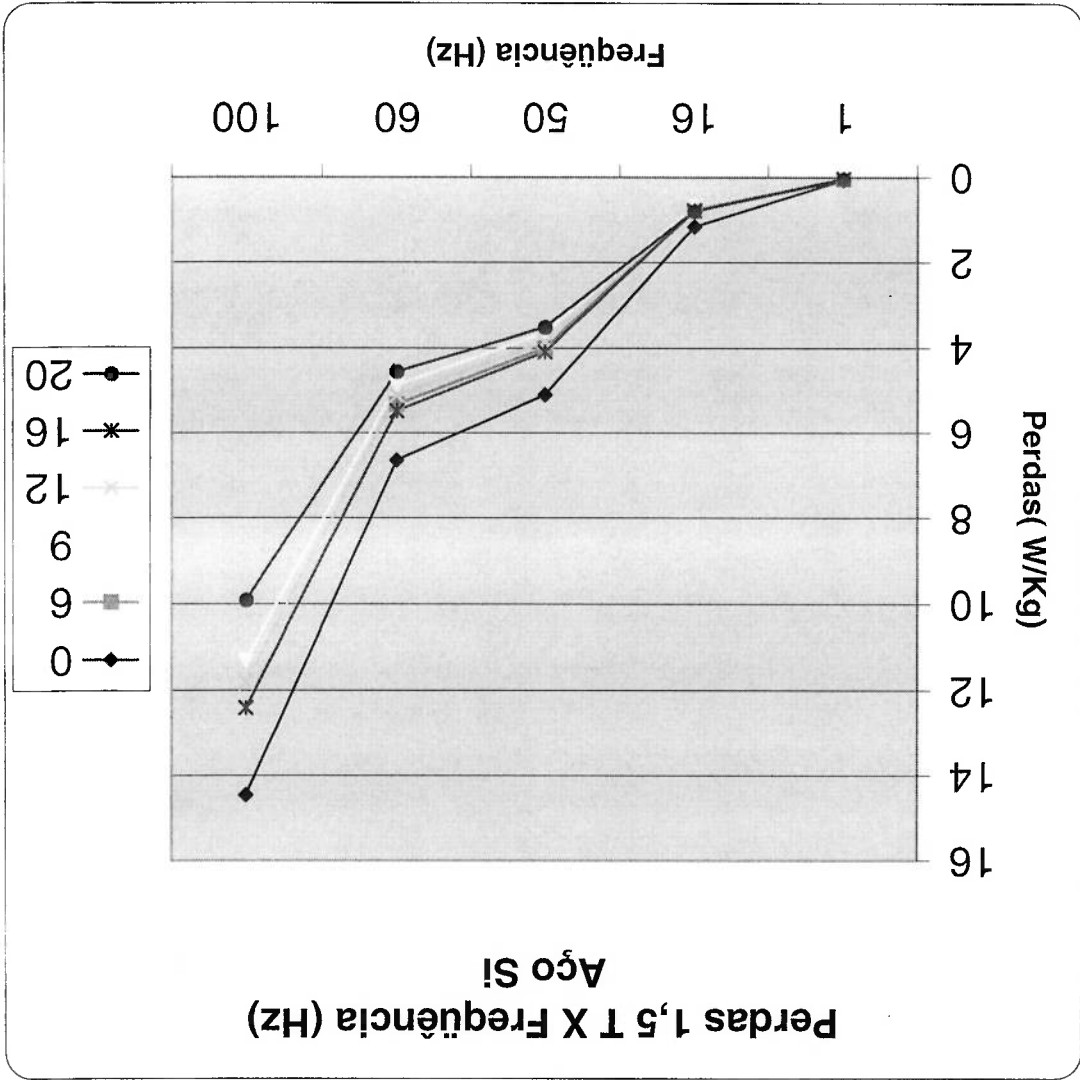


Figura 71: Perdas no Aço Si após o Tratamento Térmico X Frequência (Hz).

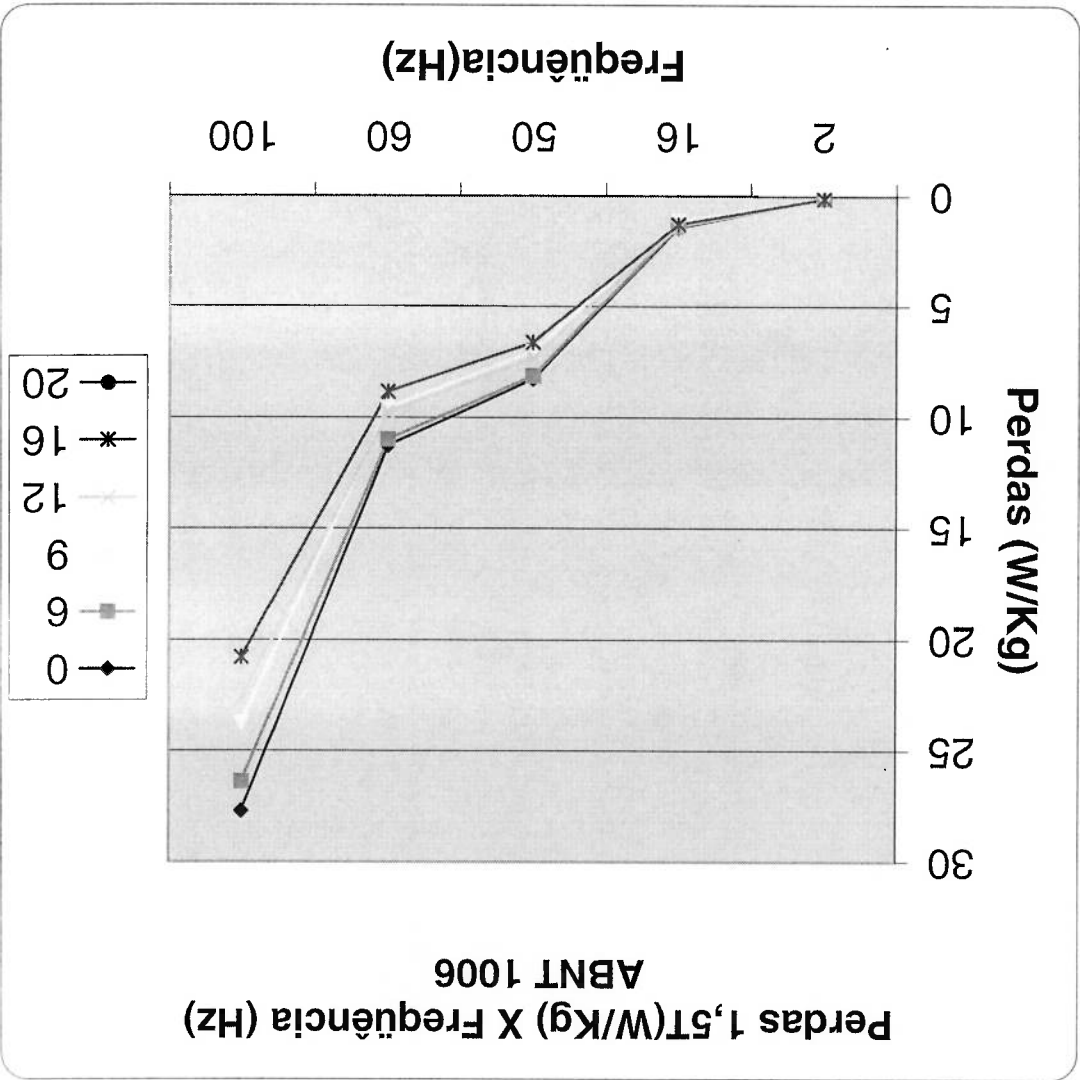


Figura 72: Perdas no ABNT 1006 após o Tratamento Térmico X Freqüência (Hz).

#### 4.7 Textura

Foram realizadas medidas de textura, utilizando difração de raios x, dos estados extremos (estado de partida não-deformado – amostras 0 e 7 - e estado com 20% de grau de redução – amostras 05 e 12) para cada uma das composições dos aços elétricos nos estados encruado e recozido. Como procedimento de análise de resultados obtidos foram calculadas as funções distribuição de orientações, a partir de 4 figuras de pólo incompletas medidas para cada estado. Nas Figuras 73 a 80 estão apresentadas essas funções distribuição de orientações.

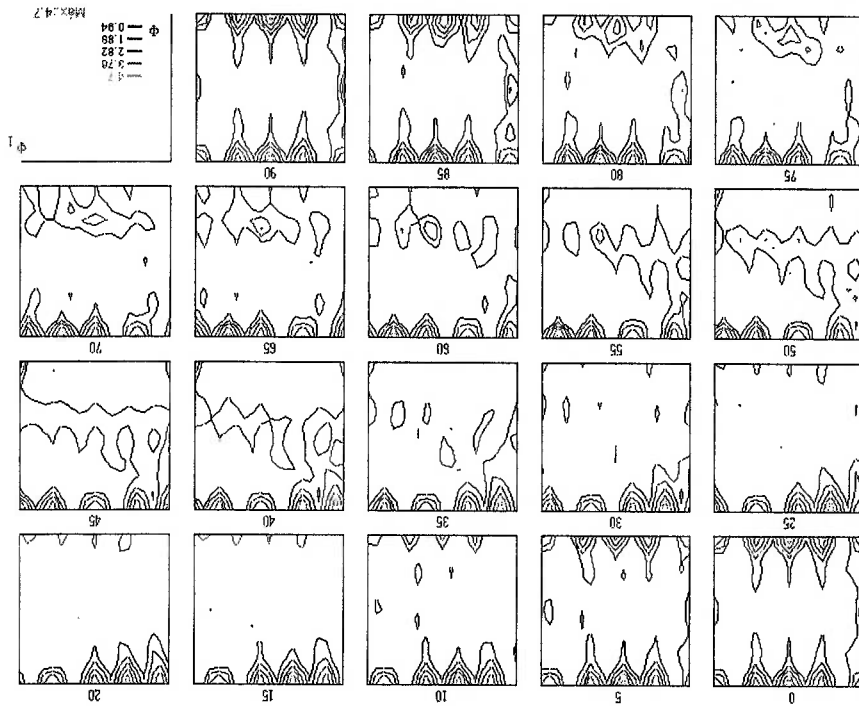


Figura 73: Função distribuição de orientações da amostra 0 encruada.

Figura 75: Função distribuição de orientações da amostra O5 encruada.

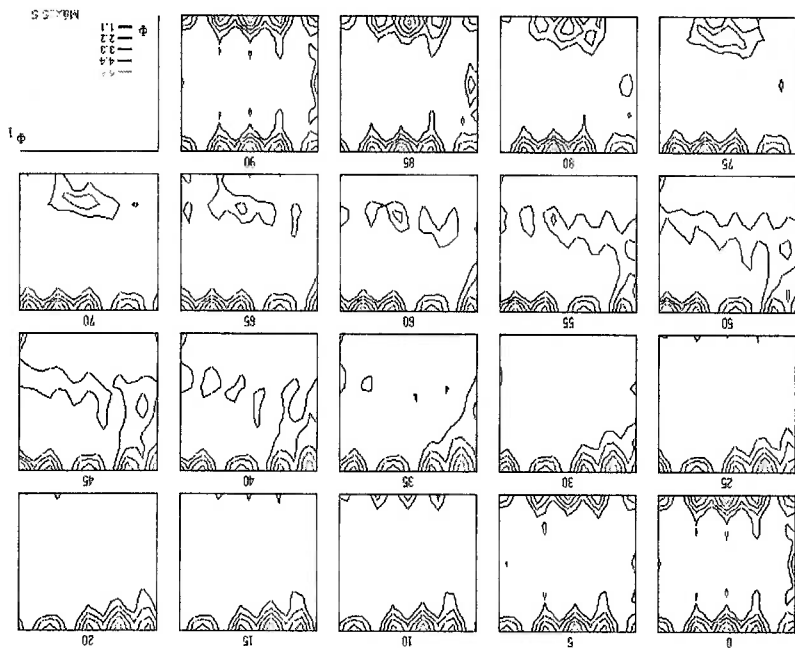


Figura 74: Função distribuição de orientações da amostra O recozida.

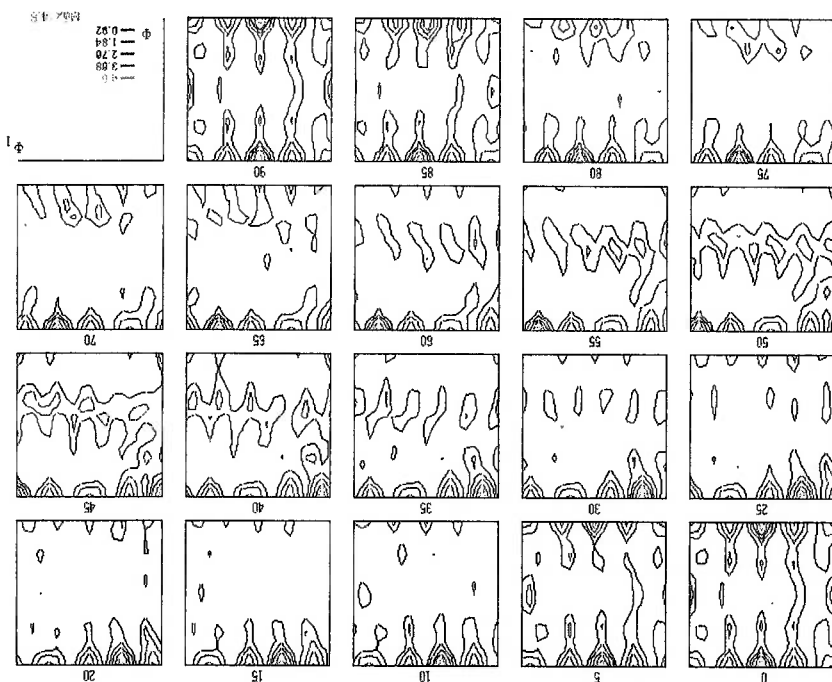


Figura 77: Função distribuição de orientações da amostra 7 encruada.

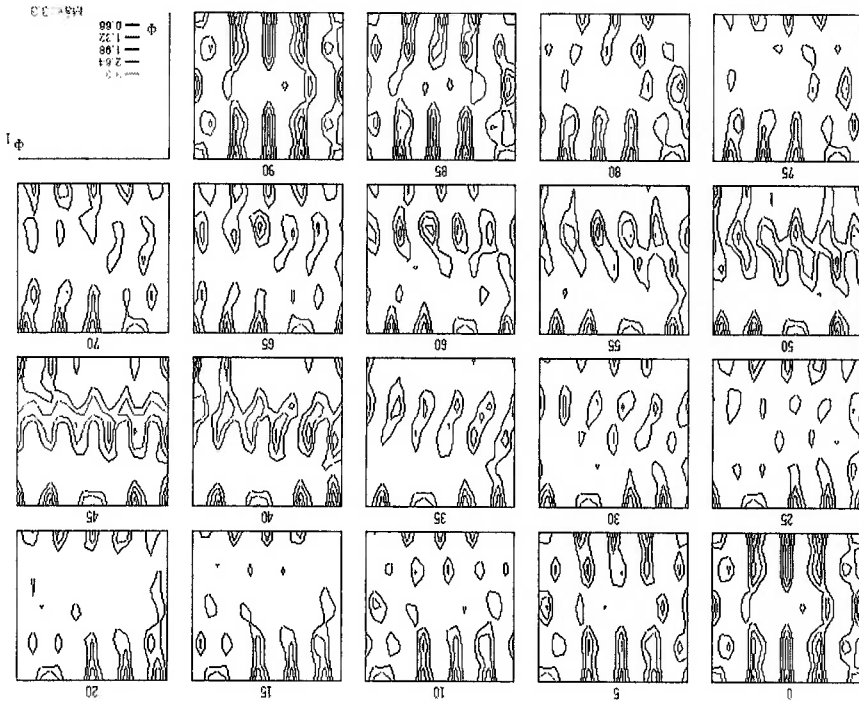


Figura 76: Função distribuição de orientações da amostra 5 recozida.

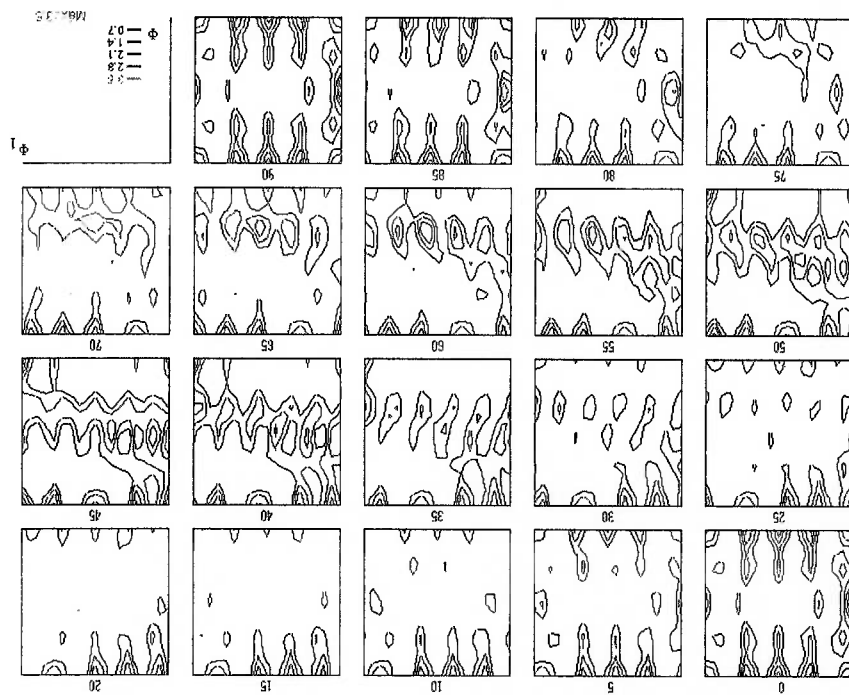


Figura 79: Função distribuição de orientações da amostra 12 encruada.

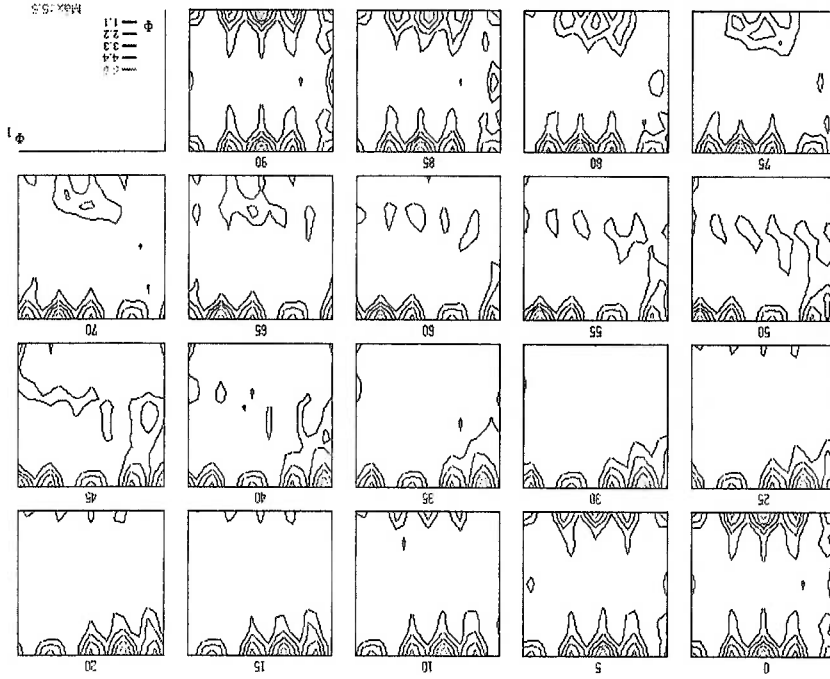
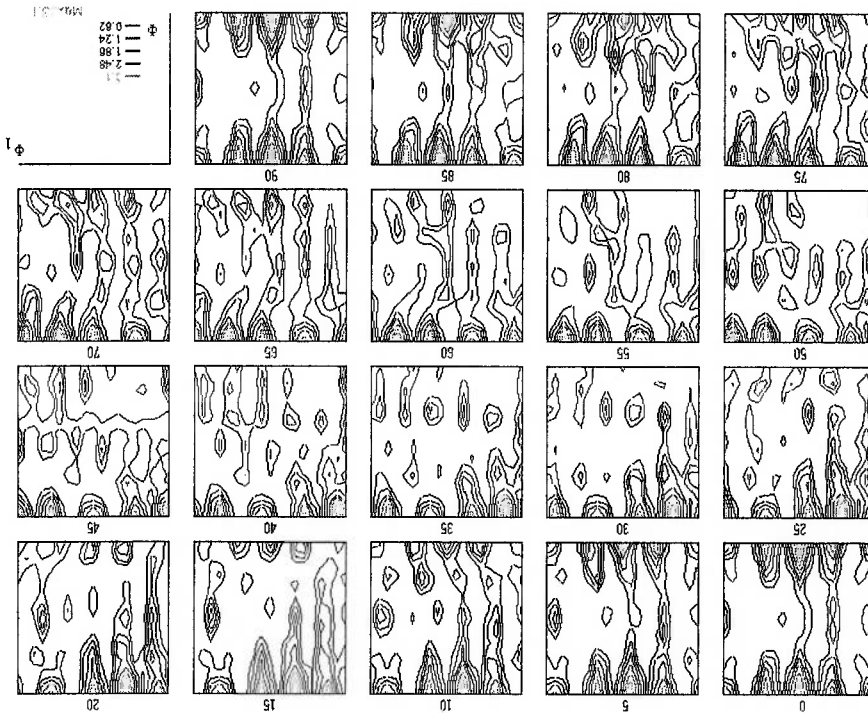


Figura 78: Função distribuição de orientações da amostra 7 recozida.

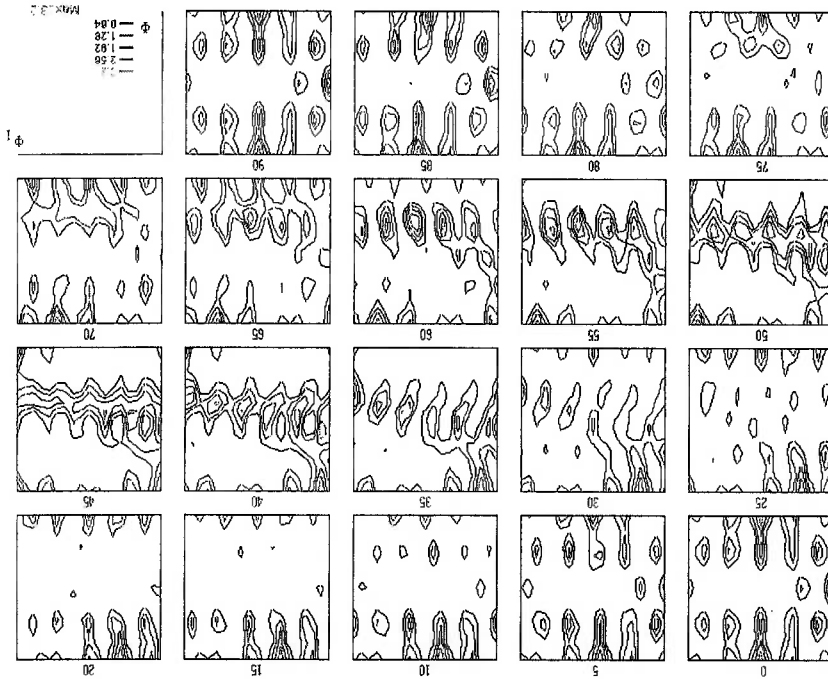




deformadas. As orientações das amostras tendem a ser as mesmas com o aumento da deformação para ambos os aços. Este resultado é esperado, pois as orientações induzidas por deformação dependem muito pouco da composição do aço, uma vez que a energia de defeito de empilhamento dos dois aços varia muito pouco. As orientações das amostras deformadas tendem a ser as mesmas com o aumento da deformação para ambos os aços. Na realidade, a composição é importante para a textura de recristalização de ambos os aços não mantém um comportamento uniforme. Observa-se, também, que

deformadas. Além disso, o grau de orientação das amostras recristalizadas é menor que das amostras recristalizadas, ao passo que a orientação cúbica, isto é,  $(011) < 100 >$ , tende a diminuir. Além disso, o grau de orientação das amostras recristalizadas é menor que das amostras recristalizadas, ao passo que a orientação cúbica, isto é,  $(011) < 100 >$ , tende a diminuir. Além disso, o grau de orientação das amostras recristalizadas é menor que das amostras recristalizadas, ao passo que a orientação cúbica, isto é,  $(011) < 100 >$ , tende a diminuir. Além disso, o grau de orientação das amostras recristalizadas é menor que das amostras recristalizadas, ao passo que a orientação cúbica, isto é,  $(011) < 100 >$ , tende a diminuir.

Figura 80: Função distribuição de orientações da amostra 12 recristalizada.



todas as amostras recozidas apresentam a fibra {111} de baixa intensidade, o que é desejável, pois esta fibra é nociva para propriedades magnéticas.

Tabela 14: Orientações cristalográficas das amostras de aços elétricos.

Tipo		Aço Silício						ABNT 1006	
% Redução	0	0	20	20	0	0	20	20	20
Orientação	0Crua	0Rec	5Crua	5Rec	7Crua	7Rec	12Crua	12Rec	12Rec
(100)<011>	4,7	4,6	5,5	2,8	2,6	3,1	5,5	2,6	2,6
(001)<100>	1,5	1,8	3,3	1,4	0,8	2,5	3,3	0,5	0,5
(011)<100>	3,7	1,8	3,3	3,5	3,3	0,8	3,3	3,2	3,2

## 5 CONCLUSÕES

Durante a laminação a frio para leves graus de encruamento, já ocorre um grande aumento das perdas, sendo que esse acréscimo é devido basicamente a um aumento na parcela histerética.

A principal variável a afetar o tamanho de grão é a deformação.

A outra variável a afetar o tamanho de grão é a presença de elementos de liga, no caso o teor de Si de 2%,

A evidência microestrutural predominante confirma a validade da terminologia utilizada pela maioria da literatura, ou seja, o fenômeno de crescimento de grão e toda a cinética de recristalização é regida pelo mecanismo conhecido como crescimento de grão anormal induzido por deformação dessa maneira pode-se afirmar que o fenômeno pode ser controlado com base nas leis de recristalização.

Existe um tamanho de grão ótimo, 130 µm para o Aço silício e 50 µm para o ABNT 1006.

O fenômeno pode ser controlado com base nas leis de recristalização.

## 6 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

Descontinuidade do efeito do tamanho de grão nas perdas anômalas para grãos pequenos.

1. CASTRO, K.E. Proposta de Dissertação de mestrado, PGMat, UFSC, 1999.
2. KEH, A.S. & WEISSMAN, S. Deformation structure in body-centered cubic metals. In: THOMAS, G. & WASHBURN, J. (eds.); Electron Microscopy and Strength of Crystals, pp. 231-300. Interscience, New York, 1963.
3. INOKUTI, Y. & DOHERTY, R. D. Transmission Kossel studies of the structure of compressed iron and its recrystallization behaviour. *Acta Metallurgica*, vol. 26, pp. 61-80. 1978.
4. PADILHA, A. F. & SICILIANO JR., F. *Envolvimento, recristalização, crescimento de grão e textura*. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, São Paulo. 1996.
5. SMALLMAN, R. E. *Modern physical metallurgy* (Capítulo 7: Dislocations, solute atoms and TAKECHI, H. Metallurgical aspects on interstitial free steel from industrial viewpoints. *ISIJ International*, vol. 34, pp. 1-8. 1994.
6. TAKECHI, H. Metallurgical aspects on interstitial free sheet steel from industrial viewpoints. *ISIJ International*, vol. 34, pp. 1-8. 1994.
7. HUMPHREYS, F. J. Recrystallization mechanisms in two-phase alloys. *Metal Science*, vol. 13, pp. 136-145. 1979.
8. BORBÉLY, A.; DRIVER, J.H. & UNGÁR, T. An X-ray method for the determination of stored energies in texture components of deformed metals; Application to cold worked ultra high purity iron. *Acta Materialia*, vol. 48, pp. 2005-2016. 2000.
9. HUMPHREYS, F. J. & HATHERLY, M. *Recrystallization and related annealing phenomena*. Elsevier Science Ltd, Oxford. 1996.
10. HAESSNER, F (Ed). *Recrystallization of Metallic Materials*. Dr Rieder Verlag, Stuttgart. 1978.
11. MICHALAK, J. T. & PAXTON, H. W. Some recovery characteristics of zone-melted iron. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, vol. 221, pp. 850-857. 1961.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

12. Y. HINOJOSA, M.; ORTIZ, U. & COLAS, Static recrystallization of low carbon steels. *Materials Science Forum*, Vols. 113-115, pp. 467-472. 1993.
13. SHIMANAKA, H.; MATSUMURA, K.; FUKUDA, B.; ITO, Y Recent Development of Non-Oriented Electrical Steel Sheets Journal of Magnetism and Magnetic Materials, v.26, p. 57-64. 1982
14. SICILIANO JR.; F. MONTEIRO, W.A. & PADILHA, A.F. Comparative study of the recrystallization of pure niobium and Nb-1 wt%Zr alloy. *Zeitschrift für Metallkunde*, vol.8, pp. 713-718. 1995.
15. PADILHA, A.F. Competição entre recuperação e recristalização em uma liga de alumínio contendo dispersão de precipitados. *Dissertação de Mestrado*. Escola Politécnica da USP, 71 páginas. 1977.
16. STEPHENSON, E. T.; MARDER, A. R. The Effects of Grain Size on the Core Loss and Permeability of Motor Lamination Steel. IEEE Transactions on Magnetics, v. 22, p. 101-106. 1986.
17. LYUDKOVSKY, G.; BALA, M.; RASTOGI, P. K. Nonoriented Electrical Steels. Journal of Metals, p. 18-25. 1986.
18. STEPHENSON, E. T.; AMANN, M. R. Effects of Composition, Grain Size and Texture on the AC Core Loss of Magnetic Lamination Steel. Energy Efficient Electrical Steels. 1980.
19. CHIMAZUKI, S. Physics of magnetism. J Wiley. 1964.
20. ALESSANDRO, B.; BEATRICE, C.; BERTOTTI, G.; MONTORSI, A.; Phenomenology and Interpretation of the Barkhausen effect in ferromagnetic materials(invited) of Applied Physics, 76(10), pag. 5355-5360. 1988.
21. PRY, R. H.; BEAN, C. P. Calculation of the Energy Loss in Magnetic Sheet Materials using a Domain Model. Journal of Applied Physics, v.29, n.3, p. 532-533. 1958.

22. TRATAMENTO TÉRMICO DE DESCARBONETAÇÃO – Procedimento interno do sistema da qualidade da Sew do Brasil motores e redutores Ltda.
23. SOMMER, R. L.; LIVI, F. P.; Barkhausen Noise Measurements in Small (110) [001] Silicon-Iron Samples. *Phys. Stat. Sol.(a)* 120, p. 609-615. 1990.
24. BERTOTTI, G. Direct Relation Between Hysteresis and Dynamic Losses in Soft Magnetic Materials. *Journal de Physique*, v.9, p. 389-392 1985
25. BERTOTTI, G. Physical Interpretation of Eddy Current Losses in Ferromagnetic Materials. I. Theoretical Considerations. *J. Appl. Phys.*, v. 57, p. 2110-2117. 1985.
26. BERTOTTI, G. Physical Interpretation of Eddy Current Losses in Ferromagnetic Materials. II. Analysis of Experimental Results. *J. Appl. Phys.*, v.57, p. 2118-2126. 1985.
27. “AÇOS CARBONO E AÇOS AO SILÍCIO PARA FINS ELÉTRICOS” – Apostila do Curso Organizado pelo laboratório de metalurgia do pó e materiais magnéticos do IPT.2001.
28. LANDGRAF, F.J.G.; HERNALSTBENS, C. Crescimento de Grão Induzido por Deformação em Aço baixo carbono. *Anais do 50º Congresso Anual da ABM*.1995.
29. SHIOZAKI, M.; KUROSAKI, Y. The Effects of Grain Size on the Magnetic Properties of Nonoriented Electrical Steel Sheets. *J. Materials Engineering*, v.11, n.1, p. 37-43. 1989.
30. HUG, E.; DUMAS, F.; BIEDINGER, J.M.; CLAVEL, M. Influence des déformations plastiques sur le comportement magnétique d'alliages fer-silicium. *Revue de Metallurgie*.p. 1857-1866,1994.
31. CHEN, C.W. Magnetism and metallurgy of soft magnetic materials. New York, Dover, 1986.
32. CAMPOS, M.F. Microestrutura, textura e propriedades magnéticas dos aços elétricos. Tese de Doutorado. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.2000.
33. BAN, G.; BERTOTTI, G. Dependence on Peak Induction and Grain Size of Power Losses in Nonoriented SiFe Steels. *J. Appl. Phys.*, v. 64, p. 5361-5363. 1988.

34. HOU, C. K. Effect of Silicon on the Loss Separation and Permeability of Laminated Steels. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v. 162, p. 280-290. 1996.
35. SABLİK, M.J. Modeling the effect of grain size and dislocation density on the hysteretic properties in steels. *J. Appl. Phys.*, v. 89, nº 10 p. 5610-5613. 2001.
36. "AÇOS PARA FINS ELÉTRICOS" – Apostila do Curso Organizado pelo laboratório de metalurgia do pó e materiais magnéticos do IPT. 1997.
37. LANDGRAF, F. J. G.; FERREIRA, E. D. Mais Resultados acerca do Crescimento de Grão Induzido por Deformação em Aço Baixo Carbono. 51º Congresso Anual da ABM. 1996.

## Apêndice 1 – O Ensaio de Epstein.

### Introdução

As normas de aços elétricos especificam diversos indicadores da qualidade dos materiais a serem determinadas em ensaios em corrente alternada.

Em sistemas que operam em regime alternado a medida das perdas totais no material é um indicador importante da qualidade dos aços, tomando-se interessante o seu controle e redução. Valores de interesse para as perdas são  $P_{10}$  e  $P_{15}$  correspondentes às perdas determinadas a induções magnéticas de 1,0 T e 1,5 T.

Outros indicadores importantes são a indução magnética e a permeabilidade. As normas brasileiras e europeias especificam valores de indução para diferentes valores de campo magnético: B25; B50; ou B100 correspondentes a induções magnéticas de pico determinados sob campos magnéticos de 2500 A/m, 5000 A/m e 10000 A/m. Para a permeabilidade, o valor  $\mu_{15}$  determinada a um valor de indução de 1,5 T, tem sido utilizado.

### O quadro de Epstein

O quadro de Epstein (figura a1) consiste de dois enrolamentos (primário e secundário) constituídos cada um de quatro segmentos de bobinas ligadas em série que juntamente com o corpo de prova, formam o circuito magnético. As bobinas são montadas em quatro carretéis, cada um dos quais suportando duas bobinas concêntricas. A bobina externa faz parte do enrolamento primário e a interna do enrolamento secundário. Cada bobina possui um quarto do número total de espiras do enrolamento ao qual pertencem.

Nesta geometria, os corpos de prova consistem em lâminas com largura de 30 mm, comprimento entre 280 e 308 mm (para o quadro de 25 cm) e espessura não superior a 1 mm. Segundo a norma IEC 404-2 são possíveis medidas em amostras de 50 cm de comprimento no quadro de 25 cm. Existem duas versões para o quadro de Epstein



de 25 cm, para 0,5 kg e para 2,0 kg. O número de lâminas utilizadas no ensaio deve ser múltiplo de 4 e maior que 12. As lâminas devem possuir uma superfície plana e não apresentar rebarbas.

A medida do campo magnético é aproximada à relação (4. 1), utilizando um comprimento efetivo do circuito magnético,  $l_m = 0,94$  cm. Neste caso, existe uma descontinuidade dos enrolamentos do quadro. Para compensar o aumento da relutância nestes pontos de descontinuidade, as lâminas são sobrepostas (figura b).

Para a medida da indução magnética utiliza-se a relação (4.4). A integração da tensão induzida é realizada por fluxímetros. Para as medidas de perdas a frequências maiores que 20 Hz são utilizados voltímetros de valor médio para medir dB/dt que serão posteriormente integrados.

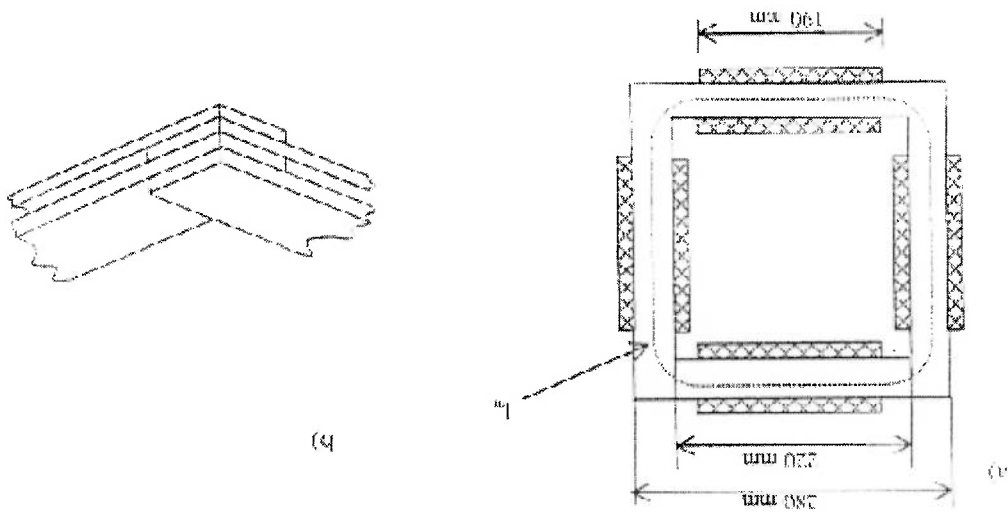
O quadro de Epstein consiste em uma geometria de fácil manuseio experimental, sendo possível a medida de diferentes amostras em um mesmo aparato.

- O ensaio de Epstein fornece resultados de:
- Perdas magnéticas totais
  - Indução
  - Permeabilidade
  - Curva de Histerese Magnética

O método de ensaio válido no Brasil é a norma NBR 5161-1981 ("Produtos Laminados Planos de Aço para Fins Elétricos: Método de Ensaio" que sucede a norma MB 450-1977). As normas IEC 404-2, ASTM A343 e DIN 50460 também podem ser usadas. Todas as normas estabelecem que as medidas no quadro de Epstein devem ser realizadas sob indução senoidal  $B(t) = B_{psen} \sin \omega t$ , sendo necessário, portanto um controle do fator de forma.

O objetivo deste método consiste em medir a potência dissipada por um material magnético quando submetido a um campo magnético variável. Esta medida é apresentada em Watts/kg, e está associada à área de histerese dependendo, portanto, da indução máxima em que é realizada a medida  $B_p$ . A potência dissipada depende também da velocidade em que a curva de histerese é percorrida, sendo uma função crescente da frequência.

Determinação de perdas totais em agos elétricos pelo quadro de Epstein - Método do Wattímetro



## Medidas preliminares

### A Densidade

Uma vez que as lâminas a serem ensaiadas possuem espessura muito reduzida, torna-se difícil uma determinação precisa da densidade através de meios geométricos. Recomenda-se então que seja determinada através do método hidrostático. A medida baseia-se nas diferenças de peso de uma amostra pesada ao ar e pesada em água. A densidade é determinada pela relação abaixo:

$$D = \frac{M_{\text{ar}}}{M_{\text{ar}} - M_{\text{água}}}$$

onde :

D é a densidade da amostra

$M_{\text{ar}}$  é a massa da amostra no ar

$M_{\text{água}}$  é a massa da amostra na água

$D_{\text{água}}$  é a densidade da água

Pode-se determinar a densidade também através da composição química:

$$d = [7,865 - 0,065(\%S) + 1,7(\%Al)]$$

### Seção Transversal da Amostra

A indução magnética de um material depende da área da seção transversal da amostra. As normas propõem a determinação através da densidade:

$$A = \frac{m}{d}$$

d I

Onde: A é a seção transversal

d: é a densidade

m: é a massa da amostra

I : é o comprimento da amostra

## **Posicionamento dos corpos de prova**

Algumas especificações de aços laminados fornecem produtos somente na direção de laminação das chapas; outras vezes, são produzidas lâminas tanto na direção de laminação como na direção transversal. Para caracterizar amostras de produtos com duas direções de corte, recomenda-se a utilização de um conjunto misto de amostras, na proporção de 1:1. Neste caso, as lâminas com direção de corte longitudinal devem estar em braços paralelos do quadro de Epstein, enquanto que as lâminas transversais, nos outros dois braços.

Ressaltamos novamente que nas bordas do quadro as lâminas devem ser sobrepostas, conforme figura b.

## **Ligações Elétricas**

A figura C traz um esquema das ligações elétricas para o ensaio. Uma fonte fornece um corrente de excitação ao enrolamento primário do quadro de Epstein. A mesma corrente passa pelo enrolamento primário do circuito de compensação e pelo Wattímetro e é monitorada por um amperímetro A. A indução magnética da amostra é determinada através do enrolamento secundário do quadro de Epstein. Em série a este enrolamento, mas com as conexões invertidas para descontar a indução magnética do ar, está o enrolamento secundário da mútua de compensação. Conectados em paralelo ao conjunto do enrolamento secundário Epstein - bobina de compensação estão um voltímetro de valor médio, um voltímetro de valor eficaz e o Wattímetro.

A fonte de corrente é ajustada para que o valor da tensão média Um seja igual ao valor determinado acima, e as perdas totais são calculadas a partir da potência

$$4/B_p = \frac{1}{N^2 A} U_m \Rightarrow U_m = 4 \sqrt{N^2 A B_p}$$

$$\frac{T}{2} \int_{0.1T}^{0.9T} dB = - \frac{1}{2} \frac{N^2 A T}{4 \pi^2 43} \int_{0.1T}^{0.9T} U dt$$

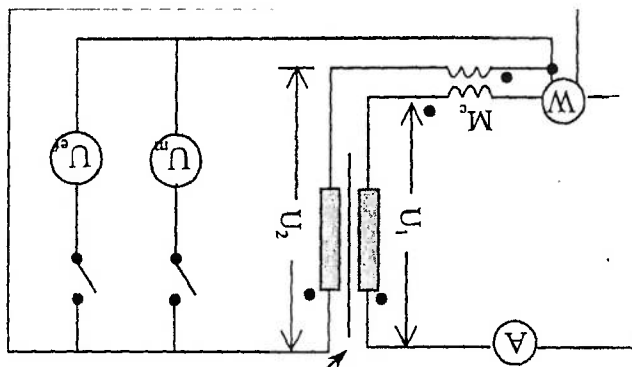
valor médio  
renfocado

pode ser determinada por:

As especificações de uma medida das perdas totais trazem sempre o valor da indução máxima (Bp) e da frequência em que é realizada a medida. Necessita-se, portanto, fixar a frequência, e determinar a tensão desejada no enrolamento secundário, correspondente ao Bp desejado. No caso de ensaios onde a indução magnética é senoidal, utiliza-se o voltímetro de valor médio para essa medida. Partindo-se novamente da lei da indução de Faraday (equação 2) e assumindo uma indução senoidal temos que a tensão elétrica média (Um) referente à indução de pico (Bp)

### Procedimento de Medição

Figura C – Circuito Elétrico para o Ensaio de Perdas-Método do Wattímetro



medida no wattímetro. O amperímetro A permite a monitoração da corrente no enrolamento primário de forma que não exceda o limite do Wattímetro.

O fator de forma (equação iii) deve ser avaliado comparando-se a medida com o voltímetro de valor-Médio ( $U_m$ ) e aquela com voltímetro de valor eficaz ( $U_e$ ) e não deve se afastar mais de 1 % de 11.

$$F = \frac{U_e}{U_m} \quad \text{(iii)}$$

U.