MANUEL ALBERTERIS CAMPOS

**MÉTODOS MAGNÉTICOS NÃO-DESTRUTIVOS PARA
CARACTERIZAÇÃO ELASTO-PLÁSTICA EM CHAPAS DE AÇOS
CARBONO**

São Paulo

2012

MANUEL ALBERTERIS CAMPOS

**MÉTODOS MAGNÉTICOS NÃO-DESTRUTIVOS PARA
CARACTERIZAÇÃO ELASTO-PLÁSTICA EM CHAPAS DE AÇOS
CARBONO**

**Tese apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de São
Paulo, para obtenção do título de
Doutor em Engenharia.**

**São Paulo
2012**

MANUEL ALBERTERIS CAMPOS

**MÉTODOS MAGNÉTICOS NÃO-DESTRUTIVOS PARA
CARACTERIZAÇÃO ELASTO-PLÁSTICA EM CHAPAS DE AÇOS
CARBONO**

**Tese apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de
São Paulo, para obtenção do título de
Doutor em Engenharia.**

**Área de Concentração: Engenharia
Mecânica, Projeto e Fabricação.**

**Orientador: Prof. Dr. Linilson
Rodrigues Padovese**

São Paulo

2012

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

São Paulo, 20 de agosto de 2012.

Assinatura do autor _____

Assinatura do orientador _____

FICHA CATALOGRÁFICA

Campos, Manuel Alberteris

**Métodos magnéticos não destrutivos para caracterização elasto-plástica em chapas de aços carbono / M.A. Campos. – ed.rev. -- São Paulo, 2012.
147 p.**

Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Mecânica.

1. Métodos magnéticos 2. Aço carbono (Propriedades mecânicas) 3. Ensaaios não destrutivos 4. Elasticidade I. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Mecânica II. t.

DEDICATÓRIA

A minha família, em especial a meus pais, cujo amor me deu força nos momentos mais difíceis.

A meus filhos Daniel, Emanuel e Samuel.

A minha esposa Carola, sem seu amor e compreensão não poderia ter concluído este trabalho.

À família Cavero.

A meu tio José Antonio Campos quem sempre acreditou em mim.

A Delsa e seus Pais por cuidar de meus filhos.

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao Professor Linilson Padovese pela oportunidade e pela paciência ao longo destes quatro anos.

Ao Professor Julio Capo pelas aulas de Física Experimental, idéias e comentários.

Ao Professor José Anglada pela oportunidade de vir ao Brasil.

A CAPES pelo apoio financeiro.

A Marcia Maru, Claudia e Nelson pela ajuda e amizade.

A meus colegas e amigos do LADIN, Alex, Nilton e Manuel pela convivência e ajuda na realização deste trabalho.

A Freddy Franco pelas lições de vida, de engenharia e pelas aventuras “Barkhausianas”.

A meu irmão Ernesto Govea pela amizade, ajuda desinteressada, tabacos, rum e musica cubana.

Aos Professores Izabel Machado e Roberto Martins por me abrir as portas do LFS, pelos valiosos comentários e sugestões.

Ao alegre time do LFS Enio, Fabio, Leandro, Francisco e Jaice pela ajuda na preparação das amostras.

Aos amigos da PMT, Rafael, Mario, Anderson Lívio, Rubens e Litzy Lina pela ajuda nas metalografias.

Ao Professor Marcos e a Sandro Rosa pela ajuda nos ensaios e comentários.

Aos Professores Renato Jardins e Daniel Cornejo e aos alunos de pós-doutorado Sueli e Hardeep pela ajuda nas medições magnéticas.

Ao Professor Marcilo e ao aluno de pós-doutorado Miguel Calle pela valiosa ajuda nos ensaios de tração.

As muitas pessoas que ao longo destes anos ajudaram de uma forma ou outra na realização deste trabalho, a todos OBRIGADO.

Mas os homens, de tantas vezes que foram enganados, aprenderam a ser experimentalistas, certificam-se de tudo, principalmente pela via da repetição. Que é mais fácil..., não se contentam com uma segunda experiência igual à primeira, introduzem-lhe pequenas variantes que não modifiquem radicalmente os dados básicos.

(José Saramago)

RESUMO

No presente trabalho se estuda a correlação de diferentes parâmetros de sinais de Ruído Magnético de Barkhausen (RMB) e de fluxo magnético com o comportamento elastoplástico em chapas de aço carbono, visando à aplicação dos resultados como técnica de Ensaio Não-Destrutivo. Comprovou-se que o comportamento de parâmetros como a energia ($RMB_{energia}$), o valor quadrático médio (RMB_{rms}) e a envolvente dos sinais de RMB com os diferentes estados elastoplásticos do material resultou fortemente dependente da anisotropia de laminação, quantidade de Carbono e fases, gerados no processo de produção das chapas. Como novidade introduziu-se o parâmetro chamado de Área em baixo da curva da distribuição de pulsos do sinal de Barkhausen. A evolução deste parâmetro com a deformação identificou com boa aproximação a região de transição elasto-plástica do material. Harmônicos não lineares (HNL) do fluxo magnético apresentaram uma melhor correlação com a anisotropia do que com os estados elasto-plásticos do material, mas com alta dependência ao acoplamento sonda-amostra. Enquanto que o RMB apresentou elevados níveis de reprodutibilidade. Propriedades mecânicas e comportamentos característicos de ensaios de tração em regime discreto e contínuo foram reproduzidos e identificados com um alto grau de aproximação pelo RMB e os HNL. Outros métodos magnéticos e não magnéticos usados neste trabalho não apresentaram níveis altos de sensibilidade às mudanças microestruturais devido às deformações elasto-plásticas no material, no entanto o RMB e os HNL identificaram tais mudanças microestruturais dando margem a novas soluções nos campos de ensaio e inspeção não-destrutivos.

Palavras-chave: Aço Carbono. Ruído Magnético de Barkhausen. Harmônicos Não Lineares. Comportamento Elastoplástico. Propriedades Mecânicas. Ensaio Não-destrutivo.

ABSTRACT

The present work studies the relationship between different parameters of the Magnetic Barkhausen Noise (MBN) and non-linear harmonics of the magnetic flux signals (NLH) with the elastic-plastic behavior in carbon steel plates, in an effort to use the results as a non-destructive testing technique. MBN parameters such as the envelope of the MBN signal, and the scalar parameters MBN_{energy} , MBN_{rms} were found to be highly dependent on the lamination processes, carbon content and phases originated during the fabrication of the samples. A new parameter entitled area under the MBN jump distribution was defined. The behavior of this parameter as strain evolved provided a good approximation of the elastic-plastic transition region. Non-linear harmonics offered a good correlation with both anisotropy and the elastic-plastic states of the material, nevertheless depending heavily on the sensor coupling with the sample surface, while at the same time MBN provided good reproducibility. The characteristic behavior as well as the mechanical properties obtained from discrete and continuous tensile strength tests were reproduced by both MBN and HNL. Other magnetic and non-magnetic methods did not show the same level of sensibility to microstructure changes due to elastic-plastic strains when compared to the results obtained using MBN and HNL, giving room to new solutions in the non-destructive inspection and testing fields.

Keywords: Carbon steel. Magnetic Barkhausen Noise. Nonlinear Harmonics. Elastic-plastic Behavior. Mechanical Properties. Nondestructive Testing.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Aspecto comum de aço moldado, no estado bruto de fusão [2].....	27
Figura 2.2 - Aspecto micrográfico de aço encruado por martelamento a frio [2].	28
Figura 2.3 - Efeito do encruamento sobre a ductilidade do aço [3].	30
Figura 2.4 - Curva de engenharia típica de ensaio de tração em metais e as propriedades mecânicas que podem ser determinadas [4].	31
Figura 2.5 - Região das pequenas deformações em uma curva de tração-deformação de engenharia para cobre policristalino tratado termicamente [7].	32
Figura 3.1 - Parede de domínio formada pela interação de troca entre os momentos magnéticos [10].	34
Figura 3.2 - (a) Domínios magnéticos num material sem campo aplicado e (b) Laço de Histerese típico e algumas quantidades magnéticas junto com o sinal de RMB superposto.	35
Figura 3.3 - Energia dissipada em um ciclo de histerese.	37
Figura 3.4 - Fundamentos dos Harmônicos Não Lineares [22].	38
Figura 3.5 - Espectro de Fourier típico do sinal de Voltagem da bobina sensor num dos pólos do yoke [23]. O primeiro pico pertence à frequência de excitação.	39
Figura 3.6 - Esquema da simulação por elementos finitos do conjunto Excitação-Amostra–SensorRMB e as linhas da densidade de fluxo magnético [26].	40
Figura 3.7 - Esquemas das configurações usadas para medir o RMB [26].	44
Figura 3.8 - Redução da energia da parede pela interseção desta com uma inclusão.	48
Figura 3.9 - Distribuição de pólos magnéticos livres ao redor de uma inclusão (a) dentro de um domínio e (b) na interseção com a sua parede [16].	49
Figura 3.10 - Interações entre inclusões cúbicas e as paredes de domínios com domínios em forma de ponta: (a) Mínimo local, (b)	

movimento da parede através da inclusão e (c) separação da parede da inclusão [16].	50
Figura 3.11 - Esquemas dos mecanismos de modificação das estruturas de domínios pela tensão aplicada.	51
Figura 3.12 - Representação esquemática da dependência temporal do sinal induzido no sensor de RMB para uma parede de domínio [25].....	57
Figura 3.13 - Representação esquemática das condições do modelo. Assim que liberada, a parede salta de uma ancoragem para a seguinte [53].	59
Figura 4.1 - Metalografia do aço 1006 do primeiro conjunto de amostras.....	62
Figura 4.2 - Metalografia do aço 1050 do primeiro conjunto de amostras.....	62
Figura 4.3 - Metalografia do aço de 1070 do primeiro conjunto de amostras.....	63
Figura 4.4 - Metalografia do aço 1006 do segundo conjunto de amostras.	64
Figura 4.5 - Metalografia do aço 1070 do segundo conjunto de amostras.	64
Figura 4.6 - Geometria e dimensões das amostras, zona onde se realizaram as medições de RMB e HNL.	65
Figura 4.7 - Esquema de medição do comportamento anisotrópico das chapas antes de cortar as amostras.	66
Figura 4.8 - Dimensões das amostras para metalografia.	67
Figura 4.9 - Dimensões das amostras para medição magnética em MAV.	67
Figura 4.10 - Esquema que representa as ciclagens discretas.	68
Figura 4.11 - Esquema que representa as ciclagens contínuas.	69
Figura 4.12 - Esquema da configuração usada para medir RMB e o fluxo magnético.....	70
Figura 4.13 - Dimensões (mm) do carretel da bobina sensor usada para medir RMB e os HNL.	71
Figura 4.14 - BarkTech, módulo único para medição de RMB e HNL desenvolvido no LADIN.....	72
Figura 4.15 - Janela do programa de aquisição com os sinais de HNL (a), RMB (b) e de campo aplicado (c), com os respectivos espectros.....	73

Figura 4.16 - Esquema da instalação para as medições angulares dos sinais.	73
Figura 4.17 - (a) Sinais de RMB, (b) Espectro dos Sinais e (c) Espectrograma dos sinais.	74
Figura 4.18 - Sinais de RMB e Fluxo Magnético Superficial com o sinal de RMB superposto.....	75
Figura 4.19- Faixas de amplitudes de pulsos num sinal de RMB.do 1070	76
Figura 4.20 - Resposta com a anisotropia magnética do material nas diferentes faixas de pulsos do sinal de RMB.....	77
Figura 4.21 - Janela do programa de cálculo BarkCalc desenvolvido no LADIN.....	80
Figura 5.1 - Micrografias representativas de chapas de aço Carbono [84].	81
Figura 5.2 - Energia da envolvente do sinal de RMB para amostras com diferentes quantidades de Carbono na Direção de Laminação.....	85
Figura 5.3 - Envolvente dos sinais de RMB medido em aços de diferentes quantidades de Carbono na Direção de Laminação.....	86
Figura 5.4 - Envolvente dos sinais de RMB medido em aços de diferentes quantidades de Carbono na Direção de Transversal à de Laminação.	87
Figura 5.5 - Curva Polar da $RMB_{energia}$ de aço 1006 na Direção da Laminação e na Transversal.....	88
Figura 5.6 - Curva Polar da $RMB_{energia}$ de aço 1050 na Direção da Laminação e na Transversal.....	88
Figura 5.7 - Curva Polar da $RMB_{energia}$ de aço 1070 na Direção da Laminação e na Transversal.....	89
Figura 5.8 - Comportamento linear de $RMB_{energia}$ na Zona de medição de amostras de 0.517 % de C cortadas na RD.	91
Figura 5.9 - Comportamento linear de $RMB_{energia}$ na Zona de medição de amostras de 0.711 % de C cortadas na RD.	92
Figura 5.10 - Envoltentes do 1070RD com a deformação.	93
Figura 5.11 - Comportamento linear de $RMB_{energia}$ na Zona de medição de amostras de 0.517 % de C cortadas na TD.....	94

Figura 5.12 - Comportamento linear de $RMB_{energia}$ na Zona de medição de amostras de 0.711 % de C cortadas na TD.....	95
Figura 5.13 - Comportamento linear de $RMB_{energia}$ de amostras de 0.517 % de C cortadas na RD com mapeamentos angulares.....	96
Figura 5.14 - Mapeamento angular de $RMB_{energia}$ de amostras de 0.517 % de C cortadas na RD com 0, 3.0 e 5.0% de deformação.	96
Figura 5.15 - Mapeamento angular de $RMB_{energia}$ de amostras de 0.517 % de C cortadas na TD.	97
Figura 5.16 - Curvas de Histerese do aço 1050_RD-0% deformação plástica medidas em MAV.	98
Figura 5.17 - Curvas de Histerese do aço 1050_RD-1% deformação plástica medidas em MAV.	98
Figura 5.18 - Permeabilidade relativa da amostra cortada na RD, com 1% de deformação plástica.	99
Figura 5.19 - Perdas da amostra cortada na RD, com 1% de deformação plástica.	100
Figura 5.20 - Comportamento da $RMB_{energia}$, amostra AISI 1050, nas direções de RD e TD com a tensão de tração aplicada.....	101
Figura 5.21 - Dependência do coeficiente k com a tensão de tração aplicada em amostra 1050RD.	102
Figura 5.22 - Dependência do coeficiente k com a tensão de tração aplicada em amostra 1070RD.	103
Figura 5.23 - $RMB_{energia}$ para diferentes deformações, superfície A da amostra cortada na RD.	104
Figura 5.24 - $RMB_{energia}$ para diferentes deformações, superfície B da amostra cortada na RD.	105
Figura 5.25 - $RMB_{energia}$ para diferentes deformações, superfície A da amostra cortada na TD.....	105
Figura 5.26 - $RMB_{energia}$ para diferentes deformações, superfície B da amostra cortada na TD.....	106
Figura 5.27 - Comportamento polar da $RMB_{energia}$ para a superfície A e B da amostra RD.	106

Figura 5.28 - Curvas de Histerese do aço 1070_RD-0% de deformação plástica medidas em MAV.....	107
Figura 5.29 - Curvas de Histerese do aço 1070_RD-1% de deformação plástica medidas em MAV.....	108
Figura 5.30 - Comportamento do coeficiente k da amostra cortada na RD e da cortada na TD.....	109
Figura 5.31 - Coeficiente k para duas amostras cortadas na RD e tracionadas a velocidades diferentes.....	110
Figura 5.32 - Curva do coeficiente de anisotropia k e curva de ensaio mecânico para amostra cortada na RD.	112
Figura 5.33 - Comportamento da área em baixo da curva da distribuição de pulsos e curva de ensaio mecânico para amostra cortada na RD.	112
Figura 5.34 - Comportamento da amplitude do terceiro harmônico (30Hz) com a concentração de Carbono e a direção de laminação.	113
Figura 5.35 - Envolvente de sinais de Barkhausen(a), e HNL (b), aplicando o campo magnético nas direções 0° e 90°, ao comprimento da amostra.	114
Figura 5.36 - Curvas da Figura 5.35 normalizadas.	115
Figura 5.37 - Energia e HNL de 1070 RD com a Deformação.	116
Figura 5.38 - Energia e HNL de 1070 TD com a Deformação.....	116
Figura 5.39 - Energia do sinal de Barkhausen com a Tensão, aplicando o campo magnético nas direções 0° e 90°, ao comprimento da amostra AISI 1070.....	117
Figura 5.40 - Amplitude dos HNL com a Tensão, aplicando o campo magnético nas direções 0° e 90°, ao comprimento da amostra.	118
Figura 5.41 - rms do sinal de RMB para amostras com diferentes quantidades de Carbono na direção de laminação.....	120
Figura 5.42 - Curva Polar do RMB_{rms} do aço 1006 na direção de laminação.	120
Figura 5.43 - Curva Polar do RMB_{rms} do aço 1070 na direção transversal.	121
Figura 5.44 - Curvas de Histerese do aço 1006_RD medidas em MAV.....	122
Figura 5.45 - Curvas de Histerese do aço 1070_RD medidas em MAV.....	122

Figura 5.46 - Evolução do RMB_{rms} na ciclagem discreta até 0.28mm.	124
Figura 5.47 - Evolução do RMB_{rms} na ciclagem discreta até 0.56mm.	124
Figura 5.48 - Evolução do RMB_{rms} na ciclagem discreta até 0.84mm.	125
Figura 5.49 - Evolução do RMB_{rms} na ciclagem discreta até 1.12mm.	125
Figura 5.50 - Evolução do RMB_{rms} nas ciclagens contínuas do 1006.	127
Figura 5.51 - Evolução do RMB_{rms} na primeira ciclagem contínua do 1006.	128
Figura 5.52 - Evolução do RMB_{rms} na segunda ciclagem contínua do 1006.	129
Figura 5.53 - Evolução do RMB_{rms} na terceira ciclagem contínua do 1006.	129
Figura 5.54 - Evolução do RMB_{rms} na primeira e terceira ciclagens contínuas do 1006.	130
Figura 5.55 - Evolução do RMB_{rms} na segunda e terceira ciclagens contínuas do 1006.	131
Figura 5.56 - Evolução do RMB_{rms} nas ciclagens contínuas do 1070.	132
Figura 5.57 - Evolução do RMB_{rms} na primeira ciclagem contínua do 1070.	133
Figura 5.58 - Evolução do RMB_{rms} na segunda ciclagem contínua do 1070.	133
Figura 5.59 - Evolução do RMB_{rms} na terceira ciclagem contínua do 1070.	134
Figura 5.60 - Evolução do RMB_{rms} na primeira e terceira ciclagens contínuas do 1070.	135
Figura 5.61 - Evolução do RMB_{rms} na segunda e terceira ciclagens contínuas do 1070.	136
Figura 5.62 - DEP dos sinais de fluxo para 0 e 0.28 mm de alongamento.	136

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Características das chapas finas e de tiras de baixo Carbono [1].....	23
Tabela 2.2 - Propriedades mecânicas de tiras de aço doce laminadas a frio [1].....	24
Tabela 2.3 - Efeito do encruamento obtido por laminação a frio sobre as propriedades de tração de aço de baixo Carbono [3].....	29
Tabela 3.1 - Rango dos valores de profundidade de penetração do H_a em materiais ferromagnéticos, $\mu=50$ a 5000 e $\sigma= 5 \times 10^6$ a 10×10^6 siemens/metro [15].	46
Tabela 4.1 - Composição química do primeiro conjunto de amostras em %.....	61
Tabela 4.2 - Composição química do segundo conjunto de amostras em %.....	63
Tabela 4.3 - Patamares de alongamento em mm.	69
Tabela 5.1 - Constituintes dos aços Carbono e seus efeitos nas propriedades Mecânicas e Magnéticas [84]......	82
Tabela 5.2 - Micrografias do primeiro conjunto de amostras.....	83
Tabela 5.3 - Micrografias do segundo conjunto de amostras.....	119
Tabela 5.4 - Evolução do 1 ^{ro} e 3 ^{ro} Harmônicos com o alongamento.....	137

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	19
1.1	CONTEXTUALIZAÇÃO DO PROBLEMA.....	19
1.1.1	Objetivos Específicos	20
1.2	ESTRUTURA DO TRABALHO.....	20
2	CHAPAS DE AÇO CARBONO, PROPRIEDADES MECÂNICAS E MÉTODOS DE MEDIÇÃO.....	22
2.1	CHAPAS DE AÇO CARBONO	22
2.1.1	Características gerais	22
2.1.2	Aplicações e Processos de fabricação	22
2.1.3	Propriedades Mecânicas	26
2.2	MÉTODOS DE MEDIÇÃO	30
2.2.1	Ensaio Mecânicos	30
3	FUNDAMENTOS TEÓRICOS DAS MEDIÇÕES MAGNÉTICAS.....	34
3.1	PROCESSO DE MAGNETIZAÇÃO EM MATERIAIS FERROMAGNÉTICOS	34
3.1.1	Permeabilidade.....	36
3.1.2	Perdas Magnéticas	36
3.2	FLUXO MAGNÉTICO SUPERFICIAL	38
3.3	RUÍDO MAGNÉTICO DE BARKHAUSEN.....	41
3.3.1	Movimento das paredes de domínio através dos defeitos (centros de ancoragens) do material	41
3.4	DINÂMICA DO ENSAIO DE RMB	43
3.5	MICROESTRUTURA E RMB	47
3.5.1	Efeito da Quantidade de Carbono e partículas de segunda fase no RMB.....	48

3.6	TENSÕES MECÂNICAS E RMB.....	51
3.6.1	Efeito da deformação plástica no Ruído de Barkhausen	52
3.7	MODELOS DE RMB	53
4	MATERIAIS E MÉTODOS.....	61
4.1	MATERIAIS	61
4.2	MÉTODOS.....	65
4.2.1	Preparação das Amostras	65
4.2.2	Ensaio Mecânico e Magnético no primeiro conjunto de amostras.....	67
4.2.3	Ensaio Mecânico e Magnético no segundo conjunto de amostras.....	68
4.2.4	Equipamento e Métodos usados nas medições de RMB e HNL	70
4.2.5	Procedimento de Medição dos sinais magnéticos	73
4.2.6	Parâmetros calculados a partir dos sinais Magnéticos medidos.....	76
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	81
5.1	PRIMEIRO CONJUNTO DE AMOSTRAS.....	81
5.1.1	Estudos Preliminares, Quantidade de Carbono.....	81
5.1.2	Anisotropia.....	87
5.2	RMB E A DEFORMAÇÃO PLÁSTICA	89
5.2.1	Influência do teor de Carbono.....	90
5.2.2	Influência da anisotropia	93
5.2.3	Comparação do RMB com parâmetros do laço de histerese.....	99
5.3	RMB E O COMPORTAMENTO ELASTOPLÁSTICO	100
5.3.1	Influência do teor de Carbono.....	101
5.3.2	Influência da anisotropia	103
5.3.3	Caracterização das regiões elasto-plásticas através do RMB	108
5.4	COMPARAÇÃO DO RMB COM HARMÔNICOS NÃO LINEARES.....	112
5.4.1	Quantidade de Carbono.....	113
5.4.2	Anisotropia.....	114

5.4.3	Comportamento Elastoplástico	115
5.5	SEGUNDO CONJUNTO DE AMOSTRAS	118
5.5.1	Estudos Preliminares, Quantidade de Carbono.....	119
5.5.2	Anisotropia.....	120
5.6	RMB E A CICLAGEM ELASTOPLÁSTICA.....	122
5.6.1	Ciclagem Discreta.....	122
5.6.2	Ciclagem Continua	126
5.6.3	Quantidade de Carbono.....	131
5.7	HARMÔNICOS NÃO LINEARES	136
5.7.1	Comportamento Elastoplástico na Ciclagem Discreta	136
6	CONCLUSÕES	138
	PUBLICAÇÕES	140
	TRABALHOS FUTUROS.....	141
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	142

1 INTRODUÇÃO

1.1 CONTEXTUALIZAÇÃO DO PROBLEMA

Na atualidade se faz cada vez mais importante tanto a busca de um produto final de maior qualidade como o desenvolvimento de técnicas que avaliem o desempenho desse produto durante o uso. Estas realidades são prementes nas empresas brasileiras que produzem aço ou peças e componentes mecânicos desse material, já que é a liga mais usada na indústria¹.

Um dos principais problemas com os componentes mecânicos de aço é a sua evolução elastoplástica quando submetidos a esforços. Em geral os processos de manufatura alteram a microestrutura e o estado de tensões residuais do material. Em vista disso o futuro desempenho da peça têm sido de particular interesse das indústrias e em alguns casos de preocupação pelos diferentes riscos decorrentes de uma falha. Ademais, quase todos os métodos através dos quais se realiza a caracterização da microestrutura ou se medem as propriedades mecânicas destes componentes metálicos são destrutivos, alterando irreversivelmente o estado do material na hora de ensaiá-los.

Para dar solução a estes problemas vem se desenvolvendo uma ampla gama de técnicas de Ensaios Não-Destrutivo se Inspeção (ENDI), mas a maioria delas não consegue detectar mudanças na microestrutura, apenas detectam defeitos volumétricos como trincas ou microtrincas, às vezes de caráter crítico restando como solução o descarte da peça ou componente.

As técnicas baseadas nos métodos magnéticos pertencem ao reduzido grupo que é sensível às mudanças na microestrutura e ao estado de tensões residuais de materiais ferromagnéticos como os aços. Estes materiais, quando submetidos a um campo magnético alternado, apresentam uma magnetização em regime discreto e não linear com componentes randômicas. Diga-se que o processo através do qual o material se magnetiza se desenvolve, na sua maior parte, por variações abruptas chamadas de saltos e avalanches de saltos cujas características estão relacionadas

¹**Instituto Brasileiro de Siderurgia:** Produção recorde de aço bruto totalizando 35.2 milhões de toneladas no ano 2011, com 26.7 milhões de toneladas para o consumo interno.

complexamente com a microestrutura do material. Durante este processo de magnetização podem ser obtidos dois tipos de sinais. Um sinal que representa a forma global (Harmônicos Não Lineares do fluxo magnético) dos efeitos da microestrutura e o estado de tensões sobre dito processo e o outro a forma local (Ruído Magnético de Barkhausen).

OBJETIVO DO TRABALHO

O propósito deste trabalho é apresentar um estudo da evolução elastoplástica em chapas de aços Carbono através dos métodos magnéticos Ruído Magnético de Barkhausen (RMB) e Harmônicos Não Lineares do fluxo magnético (HNL).

1.1.1 Objetivos Específicos

- Relacionar os estados de deformação plástica e sua dependência com a direção de laminação com parâmetros dos sinais de RMB e parâmetros do laço de Histerese.
- Correlacionar às etapas da evolução elastoplástica e sua dependência com a direção de laminação com parâmetros dos sinais de RMB e HNL.
- Analisar as partes do sinal de RMB e sua relação com aspectos elastoplásticos do material como região elástica, região plástica e limite de escoamento.

1.2 ESTRUTURA DO TRABALHO

Depois de apresentar os objetivos deste trabalho, a seguir se detalha a estrutura do mesmo para melhor compreensão. No Capítulo 2 apresenta-se uma descrição das principais características das chapas de aço carbono e da teoria relacionada ao comportamento elastoplástico em aços. No Capítulo 3 apresenta-se uma revisão bibliográfica da fundamentação teórica e experimental das técnicas magnéticas usadas e dos principais modelos usados para explicar a relação do RMB e o fluxo magnético com as mudanças na microestrutura e os estados de tensões. No Capítulo 4 descrevem-se as características dos materiais usados e a metodologia para aquisição e processamento dos sinais obtidos. No Capítulo 5 apresentam-se os resultados experimentais obtidos e faz-se uma explicação para cada um dos

resultados baseada nas diferentes teorias relatadas na análise bibliográfica do Capítulo 3. No Capítulo 6 são apresentadas as conclusões e em seguida são listados os artigos publicados, os trabalhos futuros e finalmente as referências bibliográficas que serviram para realizar este trabalho.

2 CHAPAS DE AÇO CARBONO, PROPRIEDADES MECÂNICAS E MÉTODOS DE MEDIÇÃO.

2.1 CHAPAS DE AÇO CARBONO

2.1.1 Características gerais

Os produtos planos podem ser classificados em relação a sua espessura da seguinte maneira:

- folha – laminado cuja espessura é inferior a 0,30 mm;
- tira - laminado com espessura compreendida entre 0,30 mm e 5,00 mm;
- chapa fina – chapa com espessura compreendida entre 0,30 e 6,00 mm;
- barra chata – laminado com espessura superior a 5,00 mm;
- chapa grossa – chapa com espessura superior a 5,00 mm.

A maioria desses produtos é geralmente caracterizado pela ductilidade e grande facilidade de conformação. Não apresentam normalmente valores elevados de propriedades mecânicas, mesmo porque, em geral, as cargas que irão suportar são baixas.

Os seus principais requisitos são, em linhas gerais, os seguintes:

- Elevada trabalhabilidade, ainda que a custo da resistência mecânica, para maior facilidade de conformação;
- Boa soldabilidade, para maior facilidade de sua montagem em estruturas;
- Superfície sem defeitos, sobretudo no caso de sua aplicação em estampagem profunda.

2.1.2 Aplicações e Processos de fabricação

Para a maioria das aplicações, o aço é de baixo Carbono, havendo, contudo, importantes aplicações de aços de médio e alto Carbono.

A maior parte do aço utilizado em chapas e folhas é, contudo, do tipo “de baixo Carbono” ou “doce”, cuja composição obedece aproximadamente aos seguintes limites:

- Carbono: de 0.03% a 0.12%
- Manganês: de 0.20% a 0.60%
- Fósforo: 0.04% (máx.)
- Silício: 0.15 (máx.)
- Outros elementos: tão baixos quanto possível.

Esse aço tem propriedade semelhante às do ferro Armco, com vantagens quanto ao custo, visto não ser tão puro e ser de fabricação mais fácil.

São aços que apresentam a melhor trabalhabilidade tanto no que se refere à sua obtenção por laminação, como no que diz respeito à sua facilidade de conformação posterior.

As porcentagens dos elementos considerados dependem grandemente das aplicações para as quais as chapas e as tiras serão reservadas.

Tabela 2.1 - Características das chapas finas e de tiras de baixo Carbono [1].

Especificação de qualidade	Especificação aplicável ASTM	Tipo AISI-SAE	Forma do produto	Faixa de espessura normalmente disponível
Laminadas a frio				
Comercial				
Classe 1 (encruada por laminação a frio)	A366	1008-1012	chapa fina	0.64-2.79
Classe 2 (totalmente recozida)	A366	1008-1012	chapa fina	0.64-2.79
Estampagem especialmente acalmada				
Classe 1 (encruada por laminação a frio)	A620	1006-1008	chapa fina	0.64-2.79
Classe 2 (recozida totalmente)	A620	1006-1008	chapa fina	0.64-2.79

A Tabela 2.1 apresenta as características de chapas finas e tiras de aço de baixo Carbono. Como se vê, as chapas estão disponíveis nas classes: encruada por laminação a frio e totalmente recozida.

A primeira classe destina-se a aplicações onde o aspecto superficial é importante e onde se exige superfície plana. A segunda classe correspondente a material totalmente recozido destina-se a aplicações onde a aparência superficial é menos importante, assim como são menos importantes a textura superficial, imperfeições, planeza e tendência à formação de linhas de distensão. Como é o caso do presente trabalho.

Tabela 2.2 - Propriedades mecânicas de tiras de aço doce laminadas a frio [1].

Condição	Dureza Rockwell B	Dobramento	Limite de resistência à tração (aprox.)		Alongamento em 50 mm % (d)
			Kgf/mm ²	MPa	
Nº 1 – Dura	90 mín (a) 84 mín (b)	Nenhum dobramento em qualquer direção	56-70	550- 690	-
Nº 2 – Meio dura	70-85	Dobramento de 90° transversalmente à direção da laminação em torno de 1 t do raio (c)	38.5- 52.5	380- 520	4-16
Nº 3 – Um quarto dura	60-75	Dobramento de 180° transversalmente à direção de laminação e 90° ao longo da direção de laminação, ambos em torno de 1 t do raio (c)	31.5- 45.5	310- 450	13-27
Nº 4 – Mole	65 máx.	Dobramento completo sobre si mesma em qualquer direção	29.4- 37.8	290- 370	24-40
Nº 5 – Muito mole	55 máx.	Idem	26.6- 35.0	260- 340	31-47

(a) para tiras de espessura inferior a 1.78 mm; (b) para tiras de 1.78 mm de espessura ou maior; (c) t = espessura da tira; (d) para tiras com 1.27 mm de espessura.

Laminadas a frio (especificação ASTM A611 de A a E);

Limite de escoamento: 17.5 a 56.0 kgf/mm² (170 a 550 MPa);

Limite de resistência à tração: 29.4 a 57.4 kgf/mm² (290 a 570 MPa);

Alongamento em 50 mm: 26 a 20%.

A Tabela 2.2 mostra as propriedades mecânicas aproximadas de tiras de 1.27 mm de espessura em várias condições.

Empregam-se igualmente chapas finas e tiras de aços-liga de baixo teor em liga, quando se trata de aplicações especiais que exigem propriedades mecânicas normalmente obtidas por tratamento térmico.

Esses materiais são destinados a aplicações gerais ou miscelâneas, onde se exige moderada estampabilidade ou moderado dobramento. As condições superficiais não são muito exigentes.

As chapas e tiras de “qualidade para estampagem”, cobertas pela especificação ASTM A507, são destinadas a aplicações que envolvem condições muito severas de conformação mecânica a frio, como estampagem profunda. Devem possuir uma composição química relativamente uniforme e não apresentar imperfeições superficiais. O recozimento a que são submetidas antes da conformação mecânica deve resultar numa microestrutura – como, por exemplo, esferoidita – que proporcione as melhores condições de conformabilidade.

Os produtos planos produzidos a partir de aços efervescentes apresentam menor tendência a defeitos superficiais do que os acalmados, com melhor rendimento nas operações de conformação. Os acalmados (geralmente por adição de alumínio) caracterizam-se por melhores propriedades mecânicas e sujeitam-se melhor a operações de estampagem profunda muito severa. Além disso, têm menor tendência ao “envelhecimento”, isto é, à mudança de propriedades com o tempo, fenômeno esse que ocorre muitas vezes em aços efervescentes, dificultando sua utilização em estampagem profunda.

A distinção entre laminação a quente e a frio reside na diferença de temperatura da laminação. No primeiro caso, essa operação é realizada à temperatura bem acima da linha crítica inferior do aço. Os “laminados a frio” são, na realidade, produtos acabados a partir de laminados a quente, os quais, após terem atingido certa espessura por laminação a quente, são terminados a frio até a dimensão final, principalmente por questões econômicas. Além da vantagem econômica, a laminação a frio permite, por outro lado, uma superfície mais perfeita, produz espessura mais uniforme e melhora as propriedades mecânicas do aço, devido ao encruamento que se verifica.

Devido às alterações estruturais e físicas produzidas na laminação desses produtos, há geralmente necessidade de submetê-los a tratamentos térmicos, cujos objetivos vão desde a simples eliminação de tensões internas até a recristalização total.

2.1.3 Propriedades Mecânicas

As propriedades mecânicas dos aços carbono são afetadas, em princípio, pelos dois fatores seguintes:

- Composição química;
- Microestrutura.

No que se refere à composição química, nos aços esfriados normalmente, isto é, em condições tais que se processe transformação total da austenita, o elemento predominante é o Carbono que à medida que aumenta, melhora as propriedades relativas à resistência mecânica, isto é, o limite de escoamento, o limite da resistência à tração e a dureza e piora das propriedades relativas à ductilidade e à tenacidade, isto é, o alongamento, a estricção e a resistência ao choque. Quanto aos elementos residuais, a sua influência já foi comentada.

No que se refere à microestrutura, esta é inicialmente afetada pela composição química, já que os constituintes presentes são ferrita e perlita, ou perlita e cementita ou somente perlita, conforme se trate de aço hipoeutetóide, hipereutetóide ou eutetóide.

Por outro lado, a microestrutura dos aços depende também dos seguintes fatores:

- Estado ou condição do aço, sob o ponto de vista de fabricação; se fundido, trabalhado a quente (laminado, forjado, etc.) ou trabalhado a frio (encruado);
- Tamanho de grão austenítico;
- Velocidade de esfriamento.

No estado fundido o aço apresenta granulação grosseira, do tipo dentrítico, visto que a austenita se forma a altas temperaturas e o esfriamento do interior dos moldes é muito lento Figura 2.1.

No estado trabalhado a quente, em que a maioria os aços é utilizada (laminados, forjados, etc.), como as operações de conformação a quente são realizadas a temperaturas em que o aço se apresenta no estado austenítico, verificam-se as seguintes consequências:

- Homogeneização apreciável da estrutura, pela tendência a eliminar ou reorientar as inclusões e segregações que ocorrem durante a solidificação do metal no interior dos moldes;
- Destruição da estrutura dendrítica;
- Recristalização, com acentuada influência sobre o tamanho do grão, que, por sua vez, depende das temperaturas finais de deformação; geralmente, o trabalho a quente produz uma redução do tamanho de grão de aço.

Em consequência, as propriedades mecânicas finais do aço são melhoradas sensivelmente, em relação às do material fundido.

Figura 2.1 - Aspecto comum de aço moldado, no estado bruto de fusão [2].

No estado encruado, característico de alguns dos produtos siderúrgicos mais importantes, como fios, fitas, chapas, etc., os efeitos mais importantes são os seguintes:

- Aumento da resistência mecânica;
- Aumento da dureza;

- Diminuição da ductilidade, representada por um decréscimo de alongamento e estrição.

A Figura 2.2 mostra o aspecto micrográfico de um aço encruado por martelamento a frio.

O efeito do encruamento sobre a ductilidade do aço pode ser verificado na Figura 2.3.

Finalmente, a Tabela 2.3 dá alguns valores de propriedades mecânicas de aço com 0.14% de Carbono, para diversos estados de fabricação.

Figura 2.2 - Aspecto micrográfico de aço encruado por martelamento a frio [2].

Tabela 2.3 - Efeito do encruamento obtido por laminação a frio sobre as propriedades de tração de aço de baixo Carbono [3].

Propriedade	Estado recozido	Encruado com 30% de redução	Encruado com 60% de redução
Limite de proporcionalidade de kgf/mm ² (MPa)	19.0 (190)	11.0 (110)	7.0 (70)
Limite de escoamento kgf/mm ² (MPa)	24.0 (240)	52.5 (515)	67.5 (665)
Limite de resistência à tração, kgf/mm ² (MPa)	41.0 (400)	56.5 (555)	68.5 (675)
Alongamento em 4", %	41.7	22.0	10.5
Estricção, %	65.8	58.0	43.0

Figura 2.3 - Efeito do encruamento sobre a ductilidade do aço [3].

2.2 MÉTODOS DE MEDIÇÃO

2.2.1 Ensaios Mecânicos

Os ensaios mecânicos são utilizados para determinar a resposta do material (propriedades mecânicas) à aplicação de forças.

As principais propriedades mecânicas são:

- Resistência.
- Elasticidade.
- Ductilidade.
- Dureza.
- Tenacidade.
- Fluência.

Os ensaios mais comuns são:

- Tração.
- Compressão.
- Torção.
- Choque.
- Desgaste.
- Fadiga.
- Dureza.

O caso que nos ocupa neste trabalho é o relacionado ao que acontece com o material quando solicitado por tração.

Através deste ensaio podem ser determinadas propriedades como o limite de escoamento ou tensão de escoamento, coeficiente de Poisson, limite de resistência à tração, ductilidade e tenacidade. Como representado no esquema da Figura 2.4.

Figura 2.4 - Curva de engenharia típica de ensaio de tração em metais e as propriedades mecânicas que podem ser determinadas [4].

O ensaio de tração, assim como a maioria dos procedimentos usados na mecânica dos materiais, está detalhado nas normas como a ASTM (American Society for Testing and Materials) [5] e a ABNT (Associação de Normas Técnicas) [6].

Figura 2.5 - Região das pequenas deformações em uma curva de tração-deformação de engenharia para cobre policristalino tratado termicamente [7].

Na Figura 2.5 mostra-se a parte inicial da curva de tração-deformação do cobre policristalino recozido. Dito comportamento é típico da maioria dos metais dúcteis [7]. Como para estes casos não existe um valor de tensão definida para o limite de escoamento (ponto que separa as regiões elástica e plástica), usa-se como valor de tensão de escoamento o intercepto da linha paralela à parte reta da curva que sai de 0,2 % de deformação.

Nesta primeira parte (deformações pequenas) da curva do ensaio de tração muitos materiais obedecem à lei de Hooke com boa aproximação. Isto significa que a tensão de tração é proporcional à deformação por uma constante chamada módulo de elasticidade ou de Young descrito pela letra E .

$$\bar{\sigma} = E\bar{\epsilon}$$

Equação 2.1

Segundo a deformação cresce aparece um desvio desta relação linear e o ponto de partida deste desvio chama-se limite de proporcionalidade. Esta não linearidade está

associada aos mecanismos de movimentação de discordâncias e a sua interação com outros defeitos, presentes na microestrutura do material.

Junto às frações volumétricas de fases, o tamanho de grão é um dos parâmetros mais significativos da microestrutura. Mudanças no tamanho de grão influenciam fortemente o limite de escoamento nas ligas metálicas policristalinas. Como eles são uma descontinuidade da microestrutura os principais mecanismos de deformação plástica têm lugar na sua fronteira [8]. Para temperatura ambiente, o deslizamento cristalográfico em grãos vizinhos faz aparecer incompatibilidades da deformação na vizinhança dos contornos de grão gerando tensões internas que só podem ser parcialmente liberadas pela ativação de sistemas secundários de deslizamento nessa região. Já que a densidade de discordâncias cresce com a diminuição do tamanho de grão a tensão de escoamento segue a lei de Hall-Petch.

$$\sigma_y = \sigma_0 + kl^{1/2}$$

Equação 2.2

Onde σ_y é a tensão de escoamento, σ_0 o atrito ou tensão umbral, k é o coeficiente de encruamento e l o diâmetro médio dos grãos. Desta equação se deduz que quanto menor o tamanho do grão maior a tensão de escoamento e como consequência o material apresentará melhoras nas propriedades mecânicas como a tenacidade e a resistência.

3 FUNDAMENTOS TEÓRICOS DAS MEDIÇÕES MAGNÉTICAS

3.1 PROCESSO DE MAGNETIZAÇÃO EM MATERIAIS FERROMAGNÉTICOS

Sir Ewing [9] foi o primeiro cientista a explicar o fenômeno do ferromagnetismo a partir das forças de interação entre os átomos. Ele assumiu que os átomos destes materiais eram ímãs permanentes livres de se orientar em qualquer direção. Embora o modelo de Ewing tenha funcionado bem para descrever qualitativamente o laço de Histerese, atraso que sofre a magnetização (M) no material em relação ao campo magnético aplicado (H), como mostrado na Figura 3.2, não tomou em conta a interação entre os momentos magnéticos atômicos (dipolos atômicos) nem o efeito da orientação cristalográfica.

Figura 3.1 - Parede de domínio formada pela interação de troca entre os momentos magnéticos [10].

Na sua teoria sobre o ferro-magnetismo, WEISS (1907) [10] propôs a existência de um campo magnético de interação entre os átomos ou moléculas nos materiais ferromagnéticos. Esta interação, chamada mais tarde, de troca, fazia com que os dipólos atômicos ou moleculares se agrupassem em regiões de aproximadamente 10^{12} a 10^{15} átomos [11] formando-se no material, ímãs microscópicos chamados Domínios Magnéticos (DM) com uma magnetização:

$$\vec{M}_D = \sum_{i=1}^n \vec{m}l$$

Equação 3.1

onde $\vec{m}$ é o momento magnético de um dipólo atômico, l o comprimento do mesmo e n o número de momentos magnéticos. Mas, antes que Landau propusesse esta

teoria o cientista alemão Barkhausen (1919) [12] demonstrou experimentalmente que o processo da magnetização nestes materiais não acontece de forma contínua como aparece no laço de histerese na Figura 3.2(b), senão através de saltos ou descontinuidades como se observa na curva (I) da mesma figura. Isto é devido a que as paredes dos DM começam se movimentar descontínua e irreversivelmente para minimizar a energia total do sistema [13, 14, 15], quando é aplicado um campo magnético ao material. Do contrário, os DM têm orientação aleatória como se mostra na Figura 3.2(a) e em geral,

$$\vec{M}_{total} = \sum_i^N \vec{m}l \approx \vec{0}$$

Equação 3.2

onde $\vec{M}_{total}$ é a magnetização do corpo em questão e N é o numero de momentos de domínios magnéticos na unidade de volume.

Figura 3.2 - (a) Domínios magnéticos num material sem campo aplicado e (b) Laço de Histerese típico e algumas quantidades magnéticas junto com o sinal de RMB superposto.

Na Figura 3.2 (a) apresenta-se um esquema dos domínios com os respectivos momentos atômicos magnéticos no que seria um material sem campo aplicado H . Na mesma Figura 3.2 (b) apresenta-se o esquema de um laço de histerese típico

com algumas das quantidades magnéticas e a posição onde se originam a maioria dos pulsos que compõem o sinal de Barkhausen (RMB) e os Harmônicos Não Lineares (HNL).

3.1.1 Permeabilidade

Junto ao Campo coercivo (H_c) e as Perdas por Histerese (W_n), a permeabilidade é uma das três quantidades magnéticas obtidas a partir do laço de histerese que é sensível a mudanças na microestrutura do material ferromagnético e é definida fundamentalmente pelo quociente $\mu = B/H$ que representa o incremento relativo do fluxo devido à presença do material magnético, a qual é chamada como permeabilidade normal. Como esta magnitude depende da posição no laço de histerese onde se calcula e do material, é recomendável fazer referência ao ponto onde se calcula. Para este caso se escolheu a permeabilidade máxima μ_m que, como representado na Figura 3.2(b), é o valor máximo da permeabilidade normal segundo aumenta o valor de H . Em aços silícios, a permeabilidade máxima é fortemente afetada tanto pelas mudanças na composição química do material quanto pelas mudanças nas propriedades mecânicas [16]. Mais recentemente MAYLIN et al (1993) [17] e STUPAKOV et al (2007) [18] correlacionam os valores da permeabilidade diferencial dada por dB/dH com a tração. Ambos reportam resultados contraditórios e altamente dependentes das condições em que são realizadas as medições de permeabilidade. Como será mostrado na seção 3.4, estas incertezas são inerentes do sistema de medição utilizado nos ensaios.

3.1.2 Perdas Magnéticas

Outra quantidade magnética de importância é a chamada perda magnética. A mesma está definida como a área encerrada na curva de histerese como se observa na Figura 3.3. A mesma representa energia por unidade de volume dissipada em forma de calor, devido ao atrito entre os domínios magnéticos nos diferentes defeitos do material.

Os mecanismos responsáveis pelas perdas de energia são [19]:

- Macrocorrentes elétricas geradas na espessura do Material.

- Microcorrentes elétricas geradas pela variação de tamanho dos domínios magnéticos.
- Emissão de ruído magnetoacústico na nucleação e aniquilação de domínios.

Os dois primeiros mecanismos dão origem às perdas parasíticas e o último as perdas histeréticas.

Landgraf et al. (2003) [20] foram os pioneiros em destacar o fato de separar as perdas em regiões de baixa indução e alta indução. Eles relataram que as perdas a altas induções seguem a energia de anisotropia magnetocristalina. As perdas para valores baixos de indução estão dominados pelo movimento das paredes de domínios de 180° através dos defeitos do material. É por isso que quando aumenta o ângulo formado pela direção do campo magnético aplicado com a direção de laminação, aumentam as perdas nesta região do laço de histerese seguindo a dependência angular dos defeitos que ancoram esses movimentos de paredes de domínios. No mesmo trabalho [20], relata-se que as perdas histeréticas estão inversamente relacionadas com o tamanho de grão.

Figura 3.3 - Energia dissipada em um ciclo de histerese.

Trabalhos recentes de Barros et al [21] correlacionam as perdas magnéticas com o tamanho de grão, a textura do material e o ângulo que forma a direção de magnetização relativa à direção de laminação e apresentam um modelo para as perdas considerando os fatores anteriores.

3.2 FLUXO MAGNÉTICO SUPERFICIAL

Como se representa na Figura 3.4 quando se aplica um campo magnético senoidal num material ferromagnético, sua indução sofre um retardo com relação a dito campo e a forma deste sinal chega a ser uma superposição de ondas senoidais com harmônicos ímpares, onde a amplitude e fase destes harmônicos dependem das condições e da quantidade de fase magnética do material.

Figura 3.4 - Fundamentos dos Harmônicos Não Lineares [22].

Na Figura 3.4 são apresentados os diferentes sinais que compõem o laço de histerese. Como se pode ver, o campo magnético aplicado H é senoidal e a indução no material é uma senoide que apresenta certa demora em passar dos pontos de máximo a mínimo. Se para o sinal de indução, obtido numa bobina no pólo do yoke é aplicada a transformada de Fourier veríamos que a sua forma responde à superposição de mais de um sinal senoidal com harmônicos ímpares com mostra-se na Figura 3.5.

Figura 3.5 - Espectro de Fourier típico do sinal de Voltagem da bobina sensor num dos pólos do yoke [23]. O primeiro pico pertence à frequência de excitação.

Segundo SABLİK et al (2001) [23] e MÉSZÁROS et al (2003) [24] as amplitudes destes harmônicos e suas fases são mais sensíveis à mudança na microestrutura que as quantidades extraídas do laço de Histerese. Estes autores destacaram que o tamanho de grão e a densidade de discordâncias afetam negativamente os HNL.

Muitos outros trabalhos têm sido publicados aplicando a técnica a peças em laboratórios e em ambiente industriais (CROUCH, 2003), mas em nenhum deles tem sido reportada a análise do fluxo magnético superficial induzido em sonda de Ruído Magnético de Barkhausen.

Segundo os modelos existentes, [25], no sensor de RMB aparece um sinal devido à variação de Fluxo Magnético Superficial (FMS) da forma:

$$\frac{d\phi}{dt} = \frac{1}{\sigma G} H_s \sin(2\pi ft) - \frac{h_c}{\sigma G}$$

Equação 3.3

Onde $\frac{d\phi}{dt}$ é a variação de fluxo magnético no tempo, $H_a = H_s \sin(2\pi ft)$ é o campo senoidal aplicado ao material, H_s é o valor de campo onde o material atinge a

saturação, σ a condutividade elétrica do material, G é uma constante adimensional e h_c o campo coercitivo local atuando num determinado centro de ancoragem.

Da Equação 3.3 se deduz que o sinal de voltagem induzido pela variação de fluxo vai ser a superposição de uma onda de um harmônico, primeiro termo da direita e variações aleatórias do campo coercitivo h_c (sinal de RMB), segundo termo da direita.

A maioria dos autores coincide em aceitar que seja um só harmônico (o fundamental que corresponde à frequência de excitação) o induzido no sensor de RMB e que as linhas de indução fiquem homoganeamente distribuídas entre os pólos do eletroímã e na espessura da amostra, como se observa na Figura 3.6, mas na realidade estas condições são muito idealizadas.

Figura 3.6 - Esquema da simulação por elementos finitos do conjunto Excitação-Amostra-SensorRMB e as linhas da densidade de fluxo magnético [26].

Na Figura 3.6 se representa uma simulação em regime estático do sistema sensor RMB-amostra em elementos finitos, Neste caso a simulação é realizada considerando o número de nós mínimos, uma amostra de espessura 30 mm e o contato perfeito entre o yoke e amostra [26]. Stupakov et al. relatam nos seus últimos trabalhos que não é possível ter uma qualidade ótima no contato da sonda com a amostra, como se idealiza na configuração mostrada na figura anterior. No

entanto, o esquema serve para descrever grosso modo as condições de fechamento do circuito magnético nas condições que acontece o Barkhausen, mas não dá uma visão aprofundada dos sinais que são medidos na prática pelo sensor.

Até o momento, nenhum resultado foi reportado sobre o uso desta informação, mas muitos autores convergem ao relatar a simplicidade ao analisar os sinais de fluxo magnético medido nos pólos do yoke em comparação com os de RMB na aplicação como ensaio não-destrutivo. Por sua parte Mészáros (2003) [23] relata que a análise dos harmônicos não lineares do fluxo magnético no yoke é simples de calcular (cálculo de harmônicos não lineares, amplitude e fase) e que contém uma riqueza de informação das mudanças na microestrutura e dos estados elastoplásticos do material maior do que a contida nas quantidades do laço de histerese.

Por outra parte, Sablik e Jiles (1988) apresentaram um modelo muito simples para obter informação dos efeitos das tensões nesse fluxo magnético de grande escala [27]. Outro resultado interessante foi obtido por Klyuev et al (1981) que concluíram que a informação obtida de um material por Barkhausen não é ambígua em relação com a obtida de processar propriedades magnéticas mais globais como o laço de histerese [28].

3.3 RUÍDO MAGNÉTICO DE BARKHAUSEN

3.3.1 Movimento das paredes de domínio através dos defeitos (centros de ancoragens) do material

Quando uma parede de domínio (PD) se movimenta através de um material sem defeitos devido a um campo magnético $\vec{H}_a$ não há produção de eventos Barkhausen [16]. Neste caso se diz que a magnetização do material é livre ou anisterética JILES (2000) [15]. Nos materiais policristalinos a estrutura cristalina não é perfeita. Pelo contrario, nela existem defeitos tais como: contornos de grãos, discordâncias e partículas de segunda fase. Em consequência dos defeitos e sua densidade a energia da parede do domínio flutua segundo ele se desloca através do material. Os defeitos se distribuem de forma aleatória no material, mas numa região finita e pequena do material estas flutuações da energia da PD são caracterizadas por um valor de amplitude média de flutuação e uma longitude média. A força que atua

sobre a PD devido a um gradiente uniaxial de energia interna é dE/dx uma vez que a parede passa um máximo dE/dx haverá um ou vários (avalanches) saltos de Barkhausen até a próxima posição de equilíbrio onde $dE/dx \geq F$. A intensidade do campo necessária para produzir o salto ou a avalanche de Barkhausen vai depender de ΔE . Assim, se a energia da parede numa dada posição r é:

$$E = E(r)$$

Equação 3.4

onde $E(r)$ é função aleatória da posição da parede, então como:

$$F = -\nabla E$$

Equação 3.5

a força também será função aleatória da posição r .

Então, uma emissão de RMB acontecerá se a força do campo supera a força de ancoragem dos defeitos localizados nessa região. Esta teoria tem sido comprovada pela observação dos domínios magnéticos e a movimentação das paredes através de métodos de microscopia Tobin (1969) [29].

A forma irregular com que a PD se movimenta através dos centros de ancoragem provoca descontinuidades na magnetização M com o incremento do campo externo aplicado $\vec{H}_a$. Isto, por sua vez, se traduz em descontinuidades no fluxo magnético, ϕ , que atravessa o material. Estas variações podem ser detectadas através da lei de Faraday, usando uma bobina. Como resultado aparece uma força eletromagnética (FEM) induzida nesta bobina, cujo comportamento também é descontínuo. As descontinuidades na FEM induzida são chamadas de sinal de Barkhausen e correspondem com o Ruído Magnético dentro do material.

3.4 DINAMICA DO ENSAIO DE RMB

O processo de medição do RMB numa amostra ferromagnética pode ser dividido em duas partes. A primeira está relacionada com as características da excitação da

amostra mediante um campo magnético de intensidade variável com o tempo segundo uma lei senoidal, triangular ou quadrada. Esta parte é conhecida, também, como excitação do RMB. Como se mostra na Figura 3.7 a amostra pode ser colocada dentro de uma bobina de fio de cobre ou em baixo de um yoke (em geral de Ferrite ou de FeSi ou FeNi). A escolha de um ou outro método vai depender da geometria da amostra e de outros fatores que serão analisados neste capítulo. A segunda parte tem a ver com a medição da resposta à excitação por parte do material. Como se representa na Figura 3.7, as variações do fluxo magnético ou RMB poderão ser medidas também de duas maneiras. A primeira é enrolando uma bobina de fio de cobre em torno à amostra e a segunda é colocando uma bobina de fio de cobre cujo eixo fique vertical à superfície da amostra.

Para levar a cabo a excitação da amostra, são relatadas na literatura duas configurações de magnetização: uma que utiliza eletro-ímã em forma de “U” ou “C”, onde a região de campo efetiva é a que fica entre os pólos do próprio eletro-ímã [30-32, 33], e outra introduzindo a amostra dentro de um solenóide [34]. O primeiro método é preferido porque facilita a aplicação da medição em amostras com diversas formas e tamanhos. A forma de onda utilizada na excitação magnética do material pode ser senoidal, triangular ou quadrada e apresenta efeitos críticos no sinal de Barkhausen medido. Em trabalho de Dhar e Atherton se reporta que o uso de onda quadrada na excitação gera sinais falsos de RMB [35]; enquanto que com formas de onda senoidal e triangular não acontece este problema pelo qual são as mais utilizadas no estudo do RMB.

A medição das variações do fluxo magnético é baseada na lei de Faraday de indução eletromagnética [36]. Segundo a lei, a variação do fluxo magnético no tempo no interior da bobina gera uma FEM induzida $\varepsilon = -N \frac{d\phi}{dt}$ onde ε é a FEM induzida, ϕ é o fluxo magnético registrado pela bobina e N é o número de espiras ou voltas da bobina. A bobina poderá estar colocada ao redor da amostra para medir a componente tangencial ou na superfície da amostra com seu eixo vertical à mesma para medir a componente normal da velocidade de variação do fluxo [30-32].

As partes que compõem a excitação e a medição são usualmente apresentadas de forma compacta no que se chama sensor de Ruído Magnético de Barkhausen.

Figura 3.7 - Esquemas das configurações usadas para medir o RMB [26].

Na anterior Figura 3.7 são apresentados os esquemas das diferentes configurações existentes para a medição do RMB. Na primeira, (a) tanto a magnetização como a medição são realizadas com bobinas em volta da amostra, em (b) magnetização com bobina em volta da amostra e medição usando bobina sobre a superfície da amostra cujo eixo é perpendicular a esta, (c) magnetização com núcleo em “U” e medição com bobina em volta da amostra e por último em (d) magnetização com núcleo em “U” e medição usando bobina sobre a superfície da amostra e com eixo perpendicular a esta. Embora o esquema (d) seja o mais adequado na hora de aplicar o RMB como END segundo com o relatado na literatura [30-33, 37], os outros esquemas são comumente usados na hora de estudar simultaneamente os mecanismos da magnetização e do RMB como apresentado nos trabalhos de SOMMERS et al [34]. Uma descrição mais ampla do esquema (d) será dada no Capítulo 4.

Desde o ponto de vista da simplicidade do experimento realizado por Barkhausen (1919) [12] e com os avanços na eletrônica, a técnica de medição do RMB não tem uma grande complexidade tecnológica, contudo, sua complexidade reside na interpretação do sinal de RMB devido à grande quantidade de fatores da

microestrutura do material que o influenciam. No entanto, há elementos de grande importância na hora de garantir a reprodutibilidade necessária que permita chegar a resultados consistentes. Neste sentido, além de manter uma configuração fixa entre a sonda e a amostra enquanto se faz a medição é importante ter uma referência na excitação para garantir que as variações só sejam devidas à amostra. Para isso, em primeiro lugar se coloca o sensor no centro geométrico dos pólos do eletro-ímã, onde o campo magnético produzido é constante. Adicionalmente, é necessário controlar o campo magnético aplicado ou através do controle da corrente aplicada ao eletro-ímã (método da corrente ou indireto) ou através do controle do campo aplicado à amostra (método de H_a ou direto) [38, 39].

Outro aspecto a ser considerado nas experiências com o RMB é a profundidade de penetração no material da seção homogênea do campo magnético aplicado. A determinação desta profundidade será dada principalmente pelas condições ou características do material que se deseja ensaiar, junto com as próprias limitantes do método, ademais de considerar a atenuação que sofrerão as variações do fluxo magnético ao atravessar determinada espessura do material [36]. Para a determinação das profundidades de penetração do campo aplicado se faz a seguinte análise: As frequências de emissão do RMB são consideradas, geralmente entre 0.5 e 100 kHz [40]. Embora não exista limite superior e inferior, trabalhos recentes de análise tempo-frequência do sinal de Barkhausen têm demonstrado que esses limites dependem da frequência de ressonância da bobina sensor do RMB [41].

Quando sinais eletromagnéticos dessa faixa de frequência atravessam um material condutor sofrem atenuação devida à geração de correntes parasitas. Isto pode ser demonstrado considerando o caso mais simples que é a atenuação de uma onda eletromagnética senoidal plana numa superfície laminar. Sob estas condições o campo magnético obedece à seguinte equação de onda [36].

$$\nabla^2 H - \sigma\mu \frac{\partial H}{\partial t} - \epsilon\mu \frac{\partial^2 H}{\partial t^2} = 0$$

Equação 3.6

Onde o termo $\sigma\mu \frac{\partial H}{\partial t}$ representa o amortecimento, μ é a permeabilidade magnética do material, ϵ a permissividade elétrica, σ a condutividade elétrica e H a intensidade

do campo magnético, sendo que as soluções da equação diferencial terão a forma:

$$B = B_0 \exp[i(\alpha z - \omega t)] \exp\left(-\frac{z}{\delta}\right) \quad \text{Equação 3.7}$$

Onde z é a posição do ponto de medição de B , ω a frequência da onda, $\alpha = 2\pi/\lambda$ o número de onda e δ é a profundidade na qual a amplitude da onda se deteriora a $1/e$ de seu valor na superfície:

$$\delta = \sqrt{\frac{2}{\omega \sigma \mu_0 \mu_r}} \quad \text{Equação 3.8}$$

Para um material como o ferro, onde $\mu_r=50-5000$, e $\sigma=(5-10)\times 10^6\Omega^{-1}\text{m}^{-1}$, as profundidades de penetração da onda plana a diferentes frequências têm os valores que são mostrados na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Rango dos valores de profundidade de penetração do H_a em materiais ferromagnéticos, $\mu=50$ a 5000 e $\sigma= 5 \times 10^6$ a 10×10^6 siemens/metro [15].

Frequência de excitação (Hz)	Faixa de valores δ (mm)
10	0.71-10
50	0.31-4.5
100	0.22-3.2
500	0.10-1.4
1,000	0.07-1.0
5,000	0.03-0.45
10,000	0.022-0.32
50,000	0.010-0.14
100,000	0.007-0.10

Por exemplo, se amostras com 1 mm de espessura forem excitadas com uma frequência de 10 Hz, praticamente se assegura que a região de material em baixo do sensor será completamente magnetizada. Em casos de aplicações do RMB como END, na maioria das vezes não é prático e nem possível magnetizar toda a região em baixo da sonda, já que, em geral, as amostras (peças) chegam a ter tamanhos que inviabilizam este objetivo e a superfície é a região de interesse do material pelo

qual é um fator que fica a decisão do próprio pesquisador se afeta o não os resultados e posterior interpretação. Por outro lado, resulta possível fazer uma análise por bandas de frequência usando a densidade espectral (DSP) do sinal, onde as bandas das altas frequências corresponderão á superfície do material e as baixas a um valor bem próximo ao da máxima penetração do campo magnético.

3.5 MICROESTRUTURA E RMB

Como anteriormente mencionado, o RMB resulta das discontinuidades no fluxo magnético provocadas fundamentalmente pelo também descontínuo movimento das paredes dos domínios ao interagir com os diferentes centros de ancoragem no material. Ditos centros de ancoragem, em particular nos aços Carbono, se devem a: (i) partículas de segunda fase, (ii) contornos de grãos, (iii) discordâncias na rede cristalina. Tensões residuais e deformações elasto-plásticas também afetam o movimento das paredes [15]. O número e a natureza dos defeitos se correlacionam com determinados parâmetros microestruturais. Por exemplo, a quantidade de Carbono afeta o número e a natureza das partículas de segunda fase, o tamanho de grão está relacionado com o número e a forma dos contornos de grão e a deformação plástica do material influencia de modo substancial na presença de diferentes tipos de discordâncias e conjuntos de discordâncias.

3.5.1 Efeito da Quantidade de Carbono e partículas de segunda fase no RMB

Como consequência das paredes de domínios terem uma determinada energia por unidade de área, elas apresentam um valor correspondente de tensão superficial. Uma partícula de segunda fase embebida na parede de domínio reduz a energia da parede na posição correspondente ao defeito [42]. Por exemplo, quando inclusões esféricas são cortadas pelas paredes a energia desta se reduz de forma que:

$$E_{area} = \pi R^2 \gamma$$

Equação 3.9

Onde R é o raio da partícula e γ a energia por unidade de área da mesma. Ver Figura 3.8.

Figura 3.8 - Redução da energia da parede pela interseção desta com uma inclusão.

NEEL (1946) [43] demonstrou que as interações entre as PD e as inclusões também procedem dos campos internos de desmagnetização. Em geral, uma inclusão possui propriedades magnéticas diferentes ao material ferromagnético onde esta se encontra. Se a componente normal da magnetização é descontínua ao longo da interfase inclusão-matriz, então aparecerá uma distribuição de pólos magnéticos livres, produzindo-se assim um campo de desmagnetização como o representado na Figura 3.9.

Figura 3.9 - Distribuição de pólos magnéticos livres ao redor de uma inclusão (a) dentro de um domínio e (b) na interseção com a sua parede [16].

Para uma inclusão esférica não magnética de raio R , a energia magnetostática associada será [16]:

$$E_{desmag} = \frac{8\pi M_s^2 R^3}{9}$$

Equação 3.10

Onde M_s é a magnetização de saturação da matriz. Colocando a PD de forma tal que corte a inclusão, tem-se uma redistribuição dos pólos livres reduzindo assim à metade a energia de desmagnetização.

Figura 3.10 - Interações entre inclusões cúbicas e as paredes de domínios com domínios em forma de ponta: (a) Mínimo local, (b) movimento da parede através da inclusão e (c) separação da parede da inclusão [16].

Se uma inclusão é cortada por uma parede de domínio, se formam domínios de fechamento que reduzem a energia magnetostática à praticamente zero BOZORTH, 1964 e CHIKAZUMI, 2005 [13,16]. Quando uma PD se livra da inclusão sob a ação do campo magnético aplicado, os domínios adjacentes mudam sua estrutura. De acordo com GOODENOUGH, 1954 [44] esta estrutura de domínios muda de forma a minimizar a energia magnetostática.

Tendo em conta todas estas interações num aço Carbono KERSTERN, 1943 e BECKER e DÖRING, 1939 [42, 45] obtiveram que o campo coercitivo que atua sobre uma parede, produto da interação com uma partícula de segunda fase é dado por:

$$h_p = 2.5(K/I_s) \cdot (\delta/d_p) \alpha^{2/3}$$

Equação 3.11

Onde K é a constante de anisotropia, δ a largura da parede, α a quantidade de Carbono e d_p o diâmetro médio das partículas de segundas fases, que no caso dos aços carbono são carbonetos de ferro (Fe_3C) como os glóbulos de cementita ou as lâminas de cementita nos grãos de perlita [46, 47].

A partir de observações das interações das paredes realizadas com microscopia de Fresnel e Foucault, BUTTLE et al, 1987 [48] mostraram que as partículas retinham brevemente o movimento das paredes. Segundo o campo magnético se incrementava aconteciam saltos pequenos quase contínuos, passando assim por várias inclusões rapidamente, até um valor onde acontecia um salto de grande duração (avalanche). Quando as partículas são muito grandes os saltos são produzidos de forma discreta. Nestes casos as inclusões são rodeadas por domínios de fechamento (com paredes de 90°), os quais crescem com o incremento do tamanho das partículas formando redes de interação limitando os saltos do RMB.

Nos trabalhos correlacionando a influência da quantidade de Carbono com o RMB em aços carbono, se tem analisado qualitativamente a influência da quantidade de perlita e cementita esferoidizada. Os resultados obtidos denotam um aumento do sinal de RMB com o aumento da quantidade de Carbono para valores entre 0.4 a 0.6 %C [49-51]. Por outro lado, existem discrepâncias para quantidades de Carbono maiores onde alguns autores reportam crescimento [51] do sinal e outros uma diminuição [50]. Também foram reportados resultados contraditórios com parâmetros do sinal como a largura da envolvente com incrementos [50] e decrementos [52] da quantidade de Carbono.

O fato é que ainda as explicações a estes resultados são qualitativas e não abundam modelos que expliquem a influência das partículas de segunda fase sobre o RMB [53].

3.6 TENSÕES MECÂNICAS E RMB

Geralmente os aços Carbono apresentam um coeficiente de magnetostricção positivo. Por esta razão, o vetor de magnetização nos grãos de aço se orienta

geralmente na direção cristalográfica $\langle 100 \rangle$ [13,14,16]. Quando uma peça de aço recebe uma tensão mecânica, a estrutura magnética dos domínios se modifica de forma que o valor da energia total seja mínimo (E_t = Energia magnetostática, magnetoelástica e a de anisotropia). Este processo é conhecido como efeito magnetoelástico e se manifesta através de dois mecanismos fundamentais [54,55].

(i) Reorientação dos domínios de 180° existentes, desde sua a direção inicial até uma direção próxima à direção da tensão aplicada ou resultante. (ii) Incremento do número de paredes de 180° devido ao incremento dos domínios de 180° na mesma direção da tensão.

Figura 3.11 - Esquemas dos mecanismos de modificação das estruturas de domínios pela tensão aplicada.

Na Figura 3.11 é representado de forma esquemática os dois mecanismos mencionados no parágrafo anterior. Como se vê da figura no caso (I) a tensão σ aplicada na direção perpendicular à dos domínios de 180° provoca que estes girem até a direção da tensão aplicada. Já no caso (II) a tensão aplicada está na mesma direção dos domínios de 180° . Para este caso se incrementam os domínios de 180° à custa dos domínios de fechamento (90°). A dependência do sinal de RMB com a tensão mecânica foi um dos elementos mais pesquisados [15, 44, 52, 56, 57]. No caso particular dos aços Carbonos, tem-se relatado na grande maioria dos trabalhos um incremento dos valores médios do sinal de RMB com o incremento da tensão de tração ou contrário com a compressão no regime elástico. Por outro lado, também, foi observado que a envolvente do RMB muda com o incremento da tensão aplicada: incrementando-se a amplitude da envolvente com a tensão ao mesmo tempo ocorre um deslocamento do pico da envolvente em direção às baixas intensidades do campo aplicado [52]. Outro elemento que mostrou ter um grande campo de

aplicações é a dependência angular do RMB com o incremento da tensão aplicada [58, 59].

3.6.1 Efeito da deformação plástica no Ruído de Barkhausen

As discordâncias num material ferromagnético interagem com as paredes de domínios como centros de ancoragem. Ao mesmo tempo as discordâncias interagem entre si quando são numerosas, formando redes ou emaranhado de discordâncias. Geralmente são as tensões locais as que geram as discordâncias e o mecanismo de interação destas com as paredes de domínios [60, 61]. Esta interação depende do tipo de parede de domínio [62]. As paredes de domínio de tipo II (180°) separam domínios cujas magnetizações são antiparalelas uma com relação à outra. Para este caso como a tensão por magnetostricção é independente do sentido da magnetização, não existe diferença na tensão num domínio com relação a outro. Para outros ângulos entre os domínios o movimento das paredes provocará uma mudança no valor da energia local devido às tensões. Estas paredes são chamadas de Tipo-I e é por isso que este tipo de parede interatua mais com os campos das tensões no material que as paredes de Tipo-II. O estado de tensões locais determinará tanto a posição quanto a energia associada às PD de Tipo-I, mas a parede de Tipo-II continuará estática [42]. As interações de longo alcance das paredes de Tipo-I com o campo das tensões faz com que se movimentem menos e, portanto, se requer um campo magnético maior para seu movimento. Como resultado, as variações na magnetização para baixos campos magnéticos se devem, sobre tudo, ao deslocamento das paredes de Tipo-II.

Um dos aspectos mais estudados nos últimos anos tem sido a influência do estado de deformações plásticas de um material no RMB [52, 54, 55, 63, 64]. Estes trabalhos têm demonstrado que com o incremento da deformação plástica uniaxial, o sinal de RMB diminui. Em geral, observa-se também uma diminuição da amplitude do pico da envolvente e um alargamento do pico da envolvente. Mas ainda existem muitos aspectos por investigar sobre a influência da deformação plástica no RMB, como a diferença de deformação na profundidade da amostra, a influência dos emaranhados ou clusters de discordâncias na dinâmica das paredes, a forma da envolvente do RMB para pequenos valores de deformação, a dependência angular do RMB com a deformação, etc.

3.7 MODELOS DE RMB

O RMB é um fenômeno complexo que envolve muitos elementos, pelo que resulta difícil elaborar um modelo que tome em conta todos os fatores. Alguns destes modelos tiveram êxito na explicação qualitativa de alguns fenômenos e outros realizaram boas previsões teóricas. A seguir apresentamos um breve resumo dos principais modelos do RMB, suas vantagens e principais limitações.

O modelo de CIZEAU-ZAPPERI-DURIN-EUGENE (CZDE) (1997) [37] é baseado na obtenção de uma equação que descreve o movimento de translação das diferentes partes de uma única PD através de um meio que interatua com esta parede. Para este estudo se considera uma só PD que separa duas regiões de magnetização de magnitude constante M e em direções opostas. Este modelo tem tido êxito em descrever os expoentes críticos médios [65] das avalanches do RMB. No entanto, não inclui parâmetros microestruturais nas equações, porém resulta difícil usar este modelo para explicar a dependência do RMB com os parâmetros microestruturais específicos dos materiais.

O modelo de Alessandro e colaboradores (ABBM) [66] considera uma parede de domínio de 180° plana, a qual sofre o efeito das flutuações estocásticas do campo coercitivo que atua sobre ela. Já foi demonstrado [13, 67] que a velocidade média das paredes de domínio v é proporcional à diferença entre campo magnético aplicado e campo coercitivo H_c do sítio de ancoragem que se encontra na sua trajetória:

$$kV = H - H_c \quad \text{Equação 3.12}$$

onde k é uma constante que caracteriza o amortecimento por correntes parasitas. Alessandro e colaboradores (1990) [66] assumiram que esta relação também é válida para as flutuações locais de H_c na escala microscópica.

$$\sigma G \frac{d\phi}{dt} = H - H_c \quad \text{Equação 3.13}$$

onde σ é a condutividade elétrica e G é um coeficiente adimensional.

As flutuações de H_c foram modeladas considerando-as como uma função aleatória da posição da parede de domínio e, portanto, também das variações do fluxo magnético local, portanto:

$$\frac{dH_c}{d\Phi} + \frac{H_c - \langle H_c \rangle}{\xi} = \frac{dW}{d\phi}$$

Equação 3.14

onde $\langle dW \rangle = 0$, $\langle |dW|^2 \rangle = 2Ad\Phi$. O comprimento de correlação ξ caracteriza a faixa na qual uma parede de domínio pode interatuar com uma perturbação. O termo W representa o ruído, que provoca as flutuações estocásticas em H_c e A caracteriza a amplitude destas flutuações.

O campo magnético H experimentado pela parede de domínio depende tanto do campo aplicado, como do campo de desmagnetização (H_d). Devido à dificuldade na determinação de H_d , Alessandro e seus colaboradores, restringiram o modelo para regiões onde a permeabilidade diferencial é constante.

As Equações 3.13 e 3.14 formam um sistema cuja solução permite obter expressões para a distribuição das amplitudes dos saltos de RMB e a DE (Densidade Espectral). Este modelo apresenta uma correlação razoável com os resultados experimentais para o RMB em aços elétricos não orientados (Fe-3 wt. %Si). Entretanto, é também difícil incluir os parâmetros da microestrutura neste modelo.

O modelo de Jiles et al [68] realiza modificações na velocidade de mudança da magnetização, dM/dt , a qual se considerava constante no modelo original de ABBM:

$$dM/dt = \left(dM/dH \right) \left(dH/dt \right) = \chi' dH/dt$$

Equação 3.15

onde χ' é a susceptibilidade diferencial.

A soma dos saltos de RMB, M_{JS} , é o produto do número de eventos de RMB, N , e o valor médio de estes é $\langle M_{disc} \rangle$. A velocidade de mudança de M_{JS} com o tempo é considerada proporcional dM/dt :

$$\frac{dM_{JS}}{dt} \propto \chi' dH/dt$$

Equação 3.16

Assumindo que o tamanho médio dos saltos de RMB $\langle M_{disc} \rangle$ se mantém constante e expressando o número de eventos por unidade de mudança da magnetização como $N'(t_n) = dN(t_n)/dM$, a velocidade de mudança de M_{JS} com tempo foi modelada como:

$$\frac{dM_{JS}(t_n)}{dt} \propto \chi' [N'\{t_{n-1}\} + \delta_{rand} \sqrt{N'\{t_{n-1}\}}]$$

Equação 3.17

onde δ_{rand} é um numero aleatório entre -1 e +1. As predições do sinal de RMB são feitas combinando este modelo com o modelo Jiles-Atherton para χ . Este modelo inclui só o defeito da tensão aplicada no RMB e foi aplicado para estudar o RMB em amostras de níquel.

Seguidamente o modelo de SAKAMOTO et al [69] estuda o efeito do tamanho de grão nos valores médios do rms dos sinais de RMB (rms: raiz quadrática média em inglês). Nesse modelo assume-se que todos os saltos de RMB têm a mesma duração 2σ e que o intervalo de tempo entre dois saltos sucessivos também é constante. Tomando em conta só o efeito do tamanho de grão e combinando os resultados anteriores desde DÖRING, 1938 e NAGASHIMA, 1959 [70, 71] se obteve uma expressão para o *rms* da voltagem em termos de tamanho de grão d_g e uma constante C_g :

$$rms = C_g d_g^{-1/2}$$

Equação 3.18

Através da Equação 3.18 obteve-se uma boa concordância com os resultados experimentais do rms para diferentes tamanhos de grão em ferrita sem cementita. Este modelo permite incluir parâmetros microestruturais tais como tamanho de grão e tem boa concordância com os valores médios de RMB. Entretanto, não permite analisar a dependência da distribuição da amplitude dos saltos, DE, e da dependência temporal do RMB com a microestrutura.

Recentemente Benitez et al [25] apresentaram um modelo para caracterizar a influência dos defeitos microestruturais no sinal de RMB devido à quantidade de Carbono. Este modelo foi comparado com os resultados medido em diferentes chapas de aço Carbono.

A partir do modelo ABBM, determina a dependência da envolvente do sinal de Barkhausen com a quantidade de Carbono em chapas de aço Carbono, conseguindo diferenciar a influência de diferentes defeitos na forma da envolvente do sinal. Ademais propõe um novo parâmetro para avaliação não destrutiva da quantidade de Carbono em aços.

Partindo da Equação 3.13 descrita no texto, considera a voltagem registrada no sensor só dependente do campo coercivo H_c .

$$V_t = \frac{1}{\sigma G} m(h_c) h_c$$

Equação 3.19

onde V_t é o sinal de RMB produzido pela variação de fluxo magnético quando as paredes de domínios são liberadas pela ação de H_a dos centros de ancoragens com campo coercivo local h_c . $m(h_c)$ é o numero destes h_c locais.

Figura 3.12 - Representação esquemática da dependência temporal do sinal induzido no sensor de RMB para uma parede de domínio [25].

Na Figura 3.12 representam-se esquematicamente as ancoragens de uma parede de domínio nos diferentes centros de h_c local e a sua influência na variação de fluxo magnético registrado pelo sensor de Barkhausen. É interessante observar que na ausência destes centros de ancoragens a variação de fluxo registrada seria a do H_a . Considerando só a aniquilação e nucleação de paredes de fechamento de 90° e da interação das paredes de 180° com as inclusões de segunda fase, como os mecanismos de paredes que produzem o RMB a Equação 3.19 divide-se nos dois efeitos anteriores.

$$V_t = \frac{1}{\sigma G} [m(h_R)h_R + m(h_P)h_P]$$

Equação 3.20

Onde h_R é o campo coercivo devido á aniquilação e nucleação de paredes de fechamento e h_P devido a interação de paredes de Bloch com as inclusões de segunda fase. Transformando com dependência temporal:

$$V(t) = \frac{1}{\sigma G} \left[RF\left(\frac{1}{H}, \frac{1}{h_R}, \sigma^2_R\right) H^{2.75} + PF\left(\frac{1}{H}, \frac{1}{h_P}, \sigma^2_P\right) H^4 \right]$$

Equação 3.21

onde P e R são funções de σ_P e σ_R respectivamente, e F função de probabilidade das condições no material em questão para que aconteçam os mecanismos de paredes antes mencionados.

Da Equação 3.21 se observa que há uma dependência com H devido às condições $h_R = H$ e $h_P = H$ sob a qual os saltos de Barkhausen acontecem.

Considerando certo nível de fundo N_L a expressão final da voltagem induzida fica:

$$V_r = V(t) + N_L$$

Equação 3.22

Com esta expressão Benitez et al, 2005 [25] conseguem descrever o comportamento dinâmico do RMB de aços Carbonos em função dos diferentes defeitos que nestes aparecem. O modelo reproduz com boa aproximação as evoluções dinâmicas de envolventes de sinais de RMB e através dele se consegue determinar que o primeiro pico na envolvente resulte das interações de paredes de 180° com defeitos de segunda fase e o segundo pico aos processos de giros de domínios já que precisam de valores de H_a maiores para acontecerem. Embora esses autores apresentem um modelo que considera aspectos da microestrutura do material, no mesmo não se consideram os efeitos do tamanho de grão, as tensões residuais, as deformações, a anisotropia (laminação) e só é valido para aços de baixo e médio teor de Carbono e finalmente ao considerar só dois mecanismos de paredes de domínios os pulsos de RMB não conseguem ultrapassar os valores H_a .

Muitos dos aspectos anteriores são tratados num segundo trabalho de Benitez et al [53]. Neste modelo também se parte do modelo ABBM e considera os pulsos de Barkhausen gerados pelo campo coercivo local dos centros de ancoragens através das interações de paredes de 180° com inclusões, partículas de segundas fases e nucleação e aniquilação de domínios de fechamento nas fronteiras dos grãos, mas se inclui a dependência dos pulsos com a distância média percorrida pela parede entre os centros de ancoragens e a influência da frequência de excitação, como se pode observar na Figura 3.13.

Os principais aportes deste modelo estão em descrever melhor os mecanismos de geração de pulsos de RMB em aços Carbonos, em determinar de forma mais precisa a quantidade de Carbono, mostrando que o sinal de RMB cai para valores maiores que 0.45% de Carbono. Determina, também, que para correntes e frequências de excitação baixas, menores que 1.5 A e 0.5 Hz respectivamente a média da amplitude dos pulsos de RMB só depende da distribuição dos centros de ancoragens.

Figura 3.13 - Representação esquemática das condições do modelo. Assim que liberada, a parede salta de uma ancoragem para a seguinte [53].

Baseados neste modelo são explicamos os resultados do presente trabalho.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAIS

Foram usados dois conjuntos de amostras de chapas de aço Carbono². O primeiro grupo esteve composto por três tipos de aços segundo sua composição química como aparece na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 - Composição química do primeiro conjunto de amostras em %.

Tipo	1006	1050	1070
AISI-SAE	Aço Baixo C	Aço Médio C	Aço Alto C
C	0.059	0.517	0.711
Mn	0.259	0.686	0.966
P	0.0105	0.0157	0.018
S	0.009	0.004	0.0023
Si	0.0048	0.195	0.321
Al	0.0034	0.0422	0.038
Cu	0.0015	0.013	0.0066
Cr	0.009	0.0151	0.182
Ni	0.0065	0.0087	0.0369
Mo	0.0018	0.0013	0.0022
Ti	0.0009	0.0018	0.0037
Nb	0.0018	0.0019	0.002
Condição como recebido	Laminado a frio, recozido e passe de laminação de 2% de deformação plástica	Laminado a frio, recozido e passe de laminação de 0.2% de deformação plástica	Laminado a frio, recozido e passe de laminação de 0.2% de deformação plástica

Estas amostras foram laminadas a frio e recozidas totalmente com espessura final de 1 mm. As principais características das microestruturas são o tamanho de grão pequeno e homogêneo com presença de fases ferrita (zonas claras) e perlita esferoidizada (pontos escuros) como pode ser observado nas Figura 4.1, Figura 4.2 e Figura 4.3.

² Todas as amostras foram doadas pela BRASMETAL WÄELZHOLZ.

Figura 4.1 - Metalografia do aço 1006 do primeiro conjunto de amostras.

Figura 4.2 - Metalografia do aço 1050 do primeiro conjunto de amostras.

Figura 4.3 - Metalografia do aço de 1070 do primeiro conjunto de amostras.

O segundo grupo de amostras esteve composto por dois tipos de aços segundo composição química e metalografias mostradas na Tabela 4.2 e nas Figura 4.4 e Figura 4.5.

Este conjunto de amostras também foi laminado a frio e recozido. A espessura das mesmas foi de 2 mm.

Tabela 4.2 - Composição química do segundo conjunto de amostras em %

Tipo AISI-SAE	1006 Aço Baixo C	1070 Aço Alto C
C	0.04	0.712
Mn	0.261	0.61
P	0.015	0.018
S	0.0066	0.001
Si	-	0.24
Condição como recebido	Laminado a frio e recozido	Laminado a frio e recozido

Figura 4.4 - Metalografia do aço 1006 do segundo conjunto de amostras.

Figura 4.5 - Metalografia do aço 1070 do segundo conjunto de amostras.

4.2 MÉTODOS

4.2.1 Preparação das Amostras

Devido ao tamanho da sonda de RMB-HNL e a disponibilidade de máquina para os ensaios de tração as amostras não puderam ser cortadas segundo normas da ABNT [72]. Motivo pelo qual a geometria escolhida para serem cortadas, no estado como recebidas, em guilhotina foi em forma de tiras retangulares, com as dimensões apresentadas na Figura 4.6.

Figura 4.6 - Geometria e dimensões das amostras, zona onde se realizaram as medições de RMB e HNL.

Como as chapas não tinham a direção de laminação identificada, antes de cortar as amostras retangulares, foi feita uma inspeção a cada 15° através do RMB em ambas as superfícies da chapa para determinar a direção de fácil magnetização e cortá-las em duas orientações, tomando como referencia esse sentido, como representado na Figura 4.7. Depois disso, elas foram nomeadas de RD (Direção de laminação), cujo comprimento coincidiria com a direção de fácil magnetização e TD (direção transversal) formando 90° com a direção de fácil magnetização.

Após a realização dos ensaios, foram retiradas amostras para metalografia e medição magnética em Magnetômetro de Amostra Vibrante (MAV) como especificadas na Figura 4.8 e Figura 4.9.

Figura 4.7 - Esquema de medição do comportamento anisotrópico das chapas antes de cortar as amostras.

Tanto as amostras para metalografia como para MAV foram cortadas no Laboratório de Fenômenos de Superfície do Departamento de Engenharia Mecânica (LFS-PME-USP) em máquina ISOMET 4000 com disco diamantado. No mesmo lugar foram embutidas e polidas as amostras para metalografia. As amostras com cementita esferoidizada receberam ataque eletrolítico com Nital 2% e ato seguido Vilella, já as amostras que apresentavam estrutura perlítica foram atacados com Picral. O ataque e a observação metalográfica foram realizados no Laboratório de Metalografias do Departamento de Metalurgia (PMT-USP). As medições magnéticas em MAV foram realizadas no Departamento de Medições Magnéticas do Instituto de Física (IF-USP).

Figura 4.8 - Dimensões das amostras para metalografia.

Figura 4.9 - Dimensões das amostras para medição magnética em MAV.

4.2.2 Ensaios Mecânico se Magnéticos no primeiro conjunto de amostras

Para os aços 1050 e 1070 nas duas direções RD e TD, foram produzidos corpos de prova com 7 níveis de deformação plástica: 0.2%, 0.4%, 0.6%, 0.8%, 1.0%, 3.0% e 5.0%. As deformações em tração se realizaram a uma velocidade de 0.5mm/min. Nestes corpos fizeram-se mapeamentos lineares de RMB ao longo da linha central da região especificada na Figura 4.6 e mapeamentos angulares a cada 15° no centro geométrico da mesma região com o RMB e o HNL. Não foi possível produzir os mesmos corpos de prova para o aço 1006, pois o mesmo se deformava até a fratura na região do material que ficava segurada pelas garras da máquina de ensaios. Para ambos os aços realizaram-se também ensaios de tração discretos onde a tensão de tração era levada até um valor $n * 8MPa$. Onde n foi o número de pontos da curva do ensaio e 8MPa a separação em MPa entre os pontos do ensaio.

Nas condições anteriores só se realizaram mapeamentos angulares de RMB e HNL a cada 15° aorredor do centro geométrico dos corpos de prova. Um segundo ensaio de tração com passo de tensão de tração de 16MPa foi realizado no aço 1070-RD. Medidas de perdas histeréticas e valores de (H_m, B_m) foram realizadas no corpo de prova 1050-RD-1.0% com aparelho SOKEN steel sheet tester; modelo DAC-BHW-5 do IPT.

Obtiveram-se também curvas de histerese com o MAV, nos corpos de prova 1050-RD-0%, 1050-RD-1%, 1070-RD-0%, e 1070-RD-1% nas direções 0° , 30° , 60° e 90° em relação à direção identificada como RD.

4.2.3 Ensaios Mecânicos e Magnéticos no segundo conjunto de amostras

O aço 1006 usou-se para medir a evolução do RMB e os HNL com o ensaio de tração discreto em quatro ciclos de carregamento, controlando o alongamento através de extensômetro INSTRON de 50 mm. Um esquema desta ciclagem se pode ver na Figura 4.10.

Figura 4.10 - Esquema que representa as ciclagens discretas.

Cada carregamento foi dividido em 10 patamares de alongamento como se mostra na Tabela 4.3. Cada vez que se chegava a estabilizar a carga para o determinado alongamento se procedia a medir os sinais de RMB e HNL.

Tabela 4.3 - Patamares de alongamento em mm.

Ciclo 1	Ciclo 2	Ciclo 3	Ciclo 4
0.028	0.056	0.084	0.112
0.031	0.062	0.093	0.124
0.035	0.07	0.105	0.14
0.04	0.08	0.12	0.16
0.047	0.093	0.14	0.187
0.056	0.112	0.168	0.224
0.07	0.14	0.21	0.28
0.093	0.187	0.28	0.373
0.14	0.28	0.42	0.56
0.28	0.56	0.84	1.12

Sinais de RMB e de RMB_{rms} em carregamentos contínuos com velocidade de deformação de 0.5mm/min, mediram-se em ambos aços, 1006 e 1070. Neste caso, foram três ciclos de carregamento com alongamento fixo de 3 mm como mostrado na Figura 4.11.

Figura 4.11 - Esquema que representa as ciclagens contínuas.

4.2.4 Equipamento e Métodos usados nas medições de RMB e HNL

Como relatado no Capítulo 3, a variante escolhida como arranjo padrão para a medição dos sinais de RMB foi apresentada na Figura 3.7c, na mesma se utiliza um

yoke em forma de 'U' como núcleo de uma bobina com 200 voltas de fio de cobre AWG-22 na parte da excitação magnética e como sensor dos sinais de RMB colocou-se na superfície da amostra uma bobina com 2000 voltas de fio de cobre AWG-44 situada no centro geométrico dos pólos do yoke, usada para medir o RMB e os HNL na superfície da amostra e por último uma bobina com 100 voltas de fio de cobre AWG-44 colocado em volta de um dos pólos do yoke para medir os HNL do fluxo magnético que atravessava dito pólo quando fechado o acoplamento entre a sonda e a amostra, como mostrado na Figura 4.12.

Figura 4.12 - Esquema da configuração usada para medir RMB e o fluxo magnético.

A forma geométrica e as dimensões do sensor de RMB são apresentadas na Figura 4.13. O material do yoke nas medições do primeiro conjunto de amostras foi o ferrite NI-40/35/12-3560 [73]. Já o material utilizado no yoke para as medições no segundo conjunto de amostras, foi fabricado a partir de chapas de 0.3mm de FeSi de grão orientado. A onda de corrente injetada nos eletroímãs foi sempre senoidal com uma frequência de 10 Hz. Todos os sinais foram adquiridos a uma frequência de amostragem de 200 kHz.

Figura 4.13 - Dimensões (mm) do carretel da bobina sensor usada para medir RMB e os HNL.

O controle das variáveis de excitação e de processamento e aquisição dos sinais de RMB foi realizado pelo módulo BarkTeck, desenvolvido integralmente no Laboratório de Dinâmica e Instrumentação do Departamento de Engenharia Mecânica da POLI-USP (Ladin-PME-EPUSP). A Figura 4.14 apresenta uma fotografia deste equipamento junto uma das sondas de RMB.

O controle total do sistema realizou-se através de um software desenvolvido sobre a plataforma LabVIEW 8.0, cuja janela com os sinais que comumente são observados durante as medições é mostrada na Figura 4.15. Como o BarkTech oferece a possibilidade de mudar as fases de amplificação via software, estas foram estabelecidas antes de começar cada experiência. O critério para os valores selecionados foram condicionados pelas possibilidades do hardware, pois este atinge a saturação quando o sinal que sai dos ciclos de amplificação ultrapassa os 5 volts.

Com o fim de reproduzir as medições angulares de RMB e HNL utilizou-se um dispositivo da Figura 4.16 que mantinha a amostra fixa em quanto era girada a sonda a cada 15° .

Os mapeamentos lineares das superfícies das amostras foram realizados com uma mesa XY. Como foi especificado anteriormente só foram medidos os pontos que ficam na linha central da amostra com intervalos de 1 mm cada.

Figura 4.14 - BarkTech, módulo único para medição de RMB e HNL desenvolvido no LADIN.

Figura 4.15 - Janela do programa de aquisição com os sinais de HNL (a), RMB (b) e de campo aplicado (c), com os respectivos espectros.

Figura 4.16 - Esquema da instalação para as medições angulares dos sinais.

4.2.5 Procedimento de Medição dos sinais magnéticos

Os sinais foram adquiridos, para dois períodos completos de corrente (quatro sinais) e para cada ponto ou estado das amostras se salvou três pacotes de sinais. Os valores médios das magnitudes calculadas tanto para os parâmetros de RMB como os de HNL foram calculados primeiro para os quatro sinais e depois para cada pacote. Em todas as experiências realizadas, o parâmetro de controle escolhido foi a corrente injetada na sonda medida com pinça de corrente, método da corrente [74].

Na Figura 4.17 se mostram sinais típicos de Barkhausen (a), o Espectro dos sinais (b) e o Espectrograma (c).

Figura 4.17 - (a) Sinais de RMB, (b) Espectro dos Sinais e (c) Espectrograma dos sinais.

Na maioria dos sistemas de medição baseadas no princípio eletromagnético sobre materiais ferromagnéticos apresentam-se três tipos de ruídos [75]:

- Ruído de Nyquist.
- Ruído Térmico.
- Ruído Barkhausen.

Se for assumido que qualquer tipo de perturbação térmica ou por vibrações seja eliminada no experimento, podemos dizer que para o caso mais comum, em que a temperatura permanece quase constante (aproximadamente $\pm 1^\circ\text{C}$), os dois primeiros ruídos são significativamente menores que o Barkhausen [75, 78]. Como método de controle da qualidade dos sinais de RMB se usou a avaliação da relação sinal-ruído no trio de gráficos da figura anterior. Como determinado por Capo e Padovese (2009) cada sonda de RMB tem uma banda de ressonância (aproximadamente 65kHz na Figura 4.17(b)) em dependência das características elétricas e geométricas [41]. Sob condições em que não há outros ruídos significativos (outros ruídos com amplitude menor ou igual ao 10% do sinal de RMB) na banda de ressonância, a sensibilidade dos sensores de RMB depende unicamente dos processos que estão acontecendo no material [74].

Figura 4.18 - Sinais de RMB e Fluxo Magnético Superficial com o sinal de RMB superposto.

Os Harmônicos Não Lineares foram obtidos ao processar o fluxo Magnético superficial (FMS) de baixa frequência (frequência de excitação e harmônicos ímpares) como se mostra na Figura 4.18. Em particular não foi tomado nenhum critério em relação a estes sinais, nas mesmas condições em que foram medidos os sinais de RMB, foi também medido o FMS.

4.2.6 Parâmetros calculados a partir dos sinais Magnéticos medidos

Os parâmetros escalares obtidos a partir dos sinais de RMB foram o rms (RMB_{rms}), a energia do sinal ($RMB_{energia}$) [59], o coeficiente de anisotropia (k) [78] e a área em baixo da curva da distribuição de pulsos de Barkhausen ($Adist$). Estas magnitudes foram calculadas para a região de pulsos ótimos como se mostra na Figura 4.19. Na mesma figura à direita são mostrados os valores de $RMB_{energia}$ para cada região de pulsos as quais estão identificadas com a cor da linha e as diferenças entre ditas regiões. A faixa de pulsos ótimos foi seleccionada seguindo o critério mostrado na Figura 4.20 através do qual se escolheram as amplitudes dos pulsos que respondiam melhor com o comportamento anisotrópico do material [79].

Figura 4.19- Faixas de amplitudes de pulsos num sinal de RMB.do 1070

A linha de demarcação verde claro determina a amplitude do ruído de fundo. É prática comum pela maioria dos autores usarem a parte positiva do sinal a partir deste limite para os cálculos dos parâmetros de RMB [79]. A faixa de demarcação vermelha é a que chamamos de faixa de amplitude ótima dos eventos de RMB também chamada de amplitudes médias por BENITEZ [80]. Como se observa na Figura 4.20 estes pulsos de RMB descrevem em maior grau de aproximação o comportamento anisotrópico magnético do material, já os pulsos baixos são isotrópicos, pois não dependem das características do material. Os pulsos altos, última linha vermelha até a linha de demarcação cor rosa, têm um comportamento complexo e difícil de interpretar.

Figura 4.20 - Resposta com a anisotropia magnética do material nas diferentes faixas de pulsos do sinal de RMB.

Um dos parâmetros mais usados nos resultados deste trabalho é a energia do RMB ($RMB_{energia}$) [59].

$$RMB_{energia} = \sum_{eventos} V^2 \cdot dt$$

Equação 4.1

Onde V é a voltagem induzida na bobina sensor pelos eventos de RMB no tempo dt . O outro parâmetro de importância usado foi o coeficiente de anisotropia magnética [81].

$$k = \frac{RMB_{energia}(0^\circ)}{RMB_{energia}(90^\circ)}$$

Equação 4.2

Onde $RMB_{energia}(0^\circ)$ é a energia do sinal de Barkhausen na direção de fácil magnetização da amostra (máxima $RMB_{energia}$), que coincidiu com a direção de laminação e $RMB_{energia}(90^\circ)$ a energia na direção perpendicular à de fácil magnetização (mínima $RMB_{energia}$), que coincidiu com a direção transversal à de laminação.

Na Equação 4.3 se define o rms (root mean square) que representa a raiz quadrada do valor quadrático médio, em volts dos sinais de Barkhausen ao longo do tempo como:

$$RMB_{rms} = \sqrt{\frac{\sum_i^n (V_i - V_m)^2}{n-1}}$$

Equação 4.3

onde:

RMB_{rms} : valor rms dos sinais Barkhausen em Volts;

V_i : valor da voltagem medida em um determinado instante;

V_m : valor médio do sinal;

n : número de pontos do sinal.

Como o sinal de RMB é centrado em amplitude, o seja, tem média nula, o valor rms é equivalente ao desvio padrão, e, portanto, representa uma medida do tamanho médio das flutuações ao redor da média.

O último parâmetro escalar e um dos aportes deste trabalho, é denominado área em baixo da curva da distribuição de pulsos do sinal de RMB o qual se determinou a partir da distribuição de pulsos do sinal em geral:

$$\rho(x_i) = \frac{N(x_i)}{\sum_{j=1}^n N(x_j)}$$

Equação 4.4

Onde $\rho(x_i)$ é a distribuição de pulsos de RMB, $N(x_i)$ é o número de pulsos de amplitude i-esima e n a quantidade de pulsos total do sinal. A área embaixo das curvas resultantes da Equação 4.4 resultou A_{dist} . Para isto se usaram as funções `hist` e `area(x,y)` do MatLab.

O único parâmetro matricial usado na correlação dos sinais de RMB com as propriedades dos materiais foi a envolvente do sinal de RMB [81, 82].

O cálculo destes parâmetros junto com os Harmônicos não lineares está implementado em um software de cálculo desenvolvido no Ladin chamado BarkCalc. A janela típica de cálculo do software mencionado é apresentada na Figura 4.21.

Figura 4.21 - Janela do programa de cálculo BarkCalc desenvolvido no LADIN.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 PRIMEIRO CONJUNTO DE AMOSTRAS

5.1.1 Estudos Preliminares, Quantidade de Carbono.

A fração volumétrica das fases e a microestrutura (tamanho de grão) de uma chapa de aço Carbono são determinadas pelos processos de fabricação e pela quantidade de Carbono. Estes materiais apresentam de forma geral, uma microestrutura composta por ferrita ($\text{Fe}\alpha$), regiões claras na micrografia e por regiões escuras de perlita, composta por lâminas de ferrita com lâminas cementita (Fe_3C) como se observa na Figura 5.1. Em consequência ao aumento da quantidade de Carbono a relação de fase ferrítica e perlítica muda de forma significativa.

Figura 5.1 - Micrografias representativas de chapas de aço Carbono [84].

Tabela 5.1 - Constituintes dos aços Carbono e seus efeitos nas propriedades Mecânicas e Magnéticas [84].

Material	Descrição
Ferrita	Estrutura cristalina CCC. Ferro com elementos em solução sólida, equilíbrio estável. Mole, 80-90 HB, contribui à ductilidade, mas pouco à resistência mecânica. É uma fase magneticamente mole.
Cementita	Estrutura cristalina ortorrômbica complexa. Fase intermetálica dura, 800-1400 HV dependendo dos elementos substitucionais do Fe. Boa estampabilidade. Pode apresentar comportamento próximo ao paramagnetismo ou de magnético duro funcionando como ancoragem das paredes de domínios magnéticos e aumentando o campo coercivo (H_c), em dependência do tratamento térmico e do grau de deformação plástica [84].
Perlita	Agregado laminar metaestável de ferrita e cementita. Contribui à resistência mecânica, mas sem fragilização, boa trabalhabilidade, dureza aproximada de 230 HRC.

Tabela 5.2 - Micrografias do primeiro conjunto de amostras.

Micrografia	Descrição
<ul style="list-style-type: none">- 1006- Baixa quantidade de Carbono.- Tamanho de grão pequeno e heterogêneo devido ao processo de recozimento.- Matriz de ferrita com carbonetos dispersos.
<ul style="list-style-type: none">- 1050- Quantidade meia de Carbono.- Tamanho de grão pequeno e heterogêneo devido ao processo de recozimento.- Matriz de ferrita com cementita esferoidizada.

- 1070
- Quantidade alta de Carbono.
- Tamanho de grão pequeno e heterogêneo devido ao processo de recozimento.
- Matriz de ferrita com cementita esferoidizada.

A resposta da $RMB_{energia}$ para amostras com diferentes quantidades de Carbono é apresentada na Figura 5.2. Observa-se que há um aumento da energia do 1050 com relação ao 1006. Uma explicação pode estar relacionada ao processo de passe de laminação o qual aumenta a densidade de discordâncias e como consequência as paredes de 180° são ancoradas com força suficiente como para reduzir a geração das avalanches. Já a queda no valor da energia do 1050 para o 1070 se explica pelo aumento na quantidade de Carbono. À medida que a concentração de Carbono aumenta as paredes magnéticas são ancoradas cada vez com uma força maior nas regiões da cementita e dos precipitados (carbonetos de Fe) aumentando o h_c local destes centros, evitando assim o desencadeamento das avalanches o que produz uma queda no valor da energia do RMB [53, 85].

Figura 5.2 - Energia da envolvente do sinal de RMB para amostras com diferentes quantidades de Carbono na Direção de Laminação.

Os efeitos da quantidade de Carbono são apreciáveis nos valores de energia do sinal, como também a sua envolvente se vê afetada ao demorar-se ou acelerar-se o surgimento do pico de máxima atividade magnética no material como se observa na Figura 5.3 e Figura 5.4[86]. A diminuição da largura do sinal de RMB e o aumento da amplitude com a concentração de Carbono podem ser atribuídos a uma menor dispersão nos centros de ancoragens. Já a tendência do pico máximo da envolvente a desviar-se da posição de $H_a = 0$ se atribui à diminuição da distância média percorrida pela parede entre os centros de h_c locais, o que produz um retardo cada vez maior no valor máximo da atividade de RMB em relação ao $H_a = 0$ [88]. Este último efeito e a fronteira exata de concentração de Carbono onde a atividade Barkhausen começa a cair não são considerados nos modelos existentes até o momento.

Outro efeito que não tem sido relatado é a influência conjunta da laminação e a concentração de Carbono na atividade Barkhausen. Na Figura 5.3 e Figura 5.4 são representadas as envolventes de aços laminados com diferentes concentrações de Carbono. Destas figuras se vê que os efeitos da quantidade de Carbono sobre o sinal de Barkhausen resultam ser predominantes ainda por cima dos efeitos da anisotropia de laminação. Uma simples análise da figura inserida como ampliação da região de máximo das envolventes, claramente indica a separação dos materiais

pela concentração de Carbono para amostras cortadas tanto na direção de laminação (RD) com na transversal a esta (TD).

Figura 5.3 - Envolvente dos sinais de RMB medido em aços de diferentes quantidades de Carbono na Direção de Laminação.

Figura 5.4 - Envolvente dos sinais de RMB medido em aços de diferentes quantidades de Carbono na Direção de Transversal à de Laminação.

5.1.2 Anisotropia

Os materiais policristalinos são constituídos de pequenos cristais, denominados grãos, os quais são separados uns dos outros por fronteiras denominadas contornos de grão. Os metais trabalhados apresentam tamanhos de grão em uma faixa bem estreita de 10 a 100 μm . Portanto, as peças e componentes policristalinos são constituídas de um número enorme de grãos. Cada grão em um agregado policristalino tem orientação cristalográfica diferente da dos seus vizinhos. Isto quer dizer que os planos e as direções cristalinas têm orientação especialmente diferente de grão para grão, e as diferenças de orientação são habitualmente da ordem de dezenas de grãos [5].

Consideradas de modo global, as orientações de todos os grãos podem estar concentradas, em maior ou menor escala, ao redor de alguma ou de algumas orientações particulares. Nesta última condição, o agregado policristalino apresenta orientação preferencial ou textura cristalográfica. A textura pode ser genericamente definida como uma condição na qual a distribuição de orientações dos grãos de um policristal não é aleatória. É importante destacar que a textura não se refere à forma dos grãos, mas sim a forma como a rede cristalina desses grãos é arranjada. A orientação preferencial pode ser introduzida por diversos modos e a deformação plástica é um deles [5]. Nos materiais que passam por processos de laminação os grãos estão orientados na direção de laminação, isto induz uma marcada anisotropia no material que acaba influenciando nas propriedades mecânicas e magnéticas do material. A intensidade desta anisotropia depende do grau de alinhamento dos cristais.

Um alinhamento preferencial de descontinuidades estruturais como inclusões, vazios, segregações e outras fases na direção de trabalho da deformação plástica é produzido. Somado ao anterior estão os passes de laminação realizados principalmente para baixas quantidades de Carbono, produzindo níveis de deformação maiores do que nos aços de quantidade médio e alto, devido a uma probabilidade maior de aparecerem às bandas de deformação.

Figura 5.5 - Curva Polar da $RMB_{energia}$ de aço 1006 na Direção da Laminação e na Transversal.

Os gráficos polares da evolução angular da $RMB_{energia}$ do RMB para amostras cortadas na direção de laminação e na transversal são mostrados na Figura 5.5, Figura 5.6 e Figura 5.7.

Figura 5.6 - Curva Polar da $RMB_{energia}$ de aço 1050 na Direção da Laminação e na Transversal.

As curvas polares da amostra de aço 1006 são mais definidas em ambas as direções do que as curvas do 1050 e 1070. No aço 1006 o aumento do número de discordâncias produz um aumento nos centros de ancoragens e também aumento na atividade Barkhausen na direção da laminação, podendo-se atribuir ao processo de passe de encruamento. Outro efeito que pode ser atribuído a este processo é o observado no gráfico polar do 1070 onde o valor de maior energia dos eventos Barkhausen está na direção 0° tanto na amostra RD como na TD. Este efeito da textura não foi relatado ainda.

Figura 5.7 - Curva Polar da RMB_{energia} de aço 1070 na Direção da Laminação e na Transversal.

5.2 RMB E A DEFORMAÇÃO PLÁSTICA

A seguir apresentamos os resultados da relação entre as medidas magnéticas e o comportamento plástico das amostras. Como indicado, para as análises se tomaram como referência as medidas realizadas na direção de laminação (RD) e se compararam tanto os resultados com a quantidade de Carbono para aços 1050 e 1070 como a influência do fator anisotrópico representado pela direção relativa da magnetização com a direção de laminação.

As deformações forçam os grãos do material a se orientarem numa direção preferencial e isto induz uma anisotropia nas propriedades magnéticas deste. Por exemplo, se numa superfície do material o processo de laminação foi mais intenso do que na outra a anisotropia magnética vai ser maior e consequentemente será maior a quantidade de pulsos de Barkhausen e suas amplitudes também. Para analisar os materiais na zona de comportamento elastoplástico se usou o coeficiente k de anisotropia magnética. Este parâmetro relaciona as contribuições dos domínios magnéticos na direção longitudinal e transversal da amostra [81].

5.2.1 Influência do teor de Carbono

Na Figura 5.8 é mostrado o comportamento da $RMB_{energia}$ ao longo da linha central da superfície da amostra de aço com teor de Carbono 0.517 %C. Na mesma se pode ver claramente que a evolução da $RMB_{energia}$ nas amostras deformadas 0.4 e 1.0% tem um comportamento similar à da amostra com 0.2% de deformação. No entorno da posição axial de aproximadamente 40 mm ambas as curvas apresentam os valores máximos. Depois deste ponto a curva de 0.2, 0.4 e 1.0% apresentam uma queda nos valores de energia até se aproximar aos da curva sem deformação como acontece com a curva de 0.2%. Este comportamento pode ser explicado com base na existência de bandas de deformação plástica localizadas em regiões da superfície do material segundo a deformação, comumente chamadas de bandas de Lüders [5].

Figura 5.8 - Comportamento linear de $RMB_{energia}$ na Zona de medição de amostras de 0.517 % de C cortadas na RD.

O efeito de incrementar a atividade de Barkhausen nas vizinhanças de bandas de Lüders tem sido relatado em trabalhos iniciais por Chikazumi (2005) e Karjalainen et al (1980) e mais recentemente por Dhar et al (2002) [13, 89, 90].

Nestas zonas aumenta a deformação plástica e as discordâncias, fazendo que as paredes de domínios sejam ancoradas por estes defeitos, até obter a energia suficiente de H_a para ultrapassá-los. Isto resulta em maior quantidade e intensidade nos eventos de Barkhausen. Como se pode observar também, quando o material passa novamente o valor de tensão de escoamento inicial (ou máximo) e a deformação plástica se homogeneizou em todo o material a evolução da energia é praticamente homogênea em todo o material e apresenta valores muito menores que a curva sem deformação. Ademais, os valores da $RMB_{energia}$ da curva de 3.0% de deformação se diferenciam pouco dos valores da de 5%. Embora os centros de ancoragens tenham aumentado com o aumento das discordâncias no material, a energia a ser gasta em ultrapassá-los também é maior e acabam se afetando fundamentalmente as amplitudes dos eventos de RMB [91].

Já para amostras com um teor de Carbono maior não aparece o pico na $RMB_{energia}$ com relação à posição axial das mesmas como se observa na Figura 5.9.

Figura 5.9 - Comportamento linear de $RMB_{energia}$ na Zona de medição de amostras de 0.711 % de C cortadas na RD.

Nesta figura se vê claramente que os valores da energia para todas as deformações plásticas estão muito próximos um de outro e são aproximadamente cinco vezes menores do que os valores da amostra sem deformação (0%). Este efeito pode ser observado com mais clareza na Figura 5.10, onde são representadas as envolturas do ponto central das amostras.

Figura 5.10 - Envolturas do 1070RD com a deformação.

Devido às concentrações de Carbono que possui a amostra se somam os efeitos de ter uma quantidade maior de fase com Hc maior, como são os grãos de perlita com lamínas de cementita e os precipitados de carboneto, junto a uma maior densidade de discordâncias geradas pela deformação plástica [86]. Soma-se ao anterior uma probabilidade maior de se formarem os emaranhados de discordâncias a valores menores de deformação plástica, os quais agem como fortíssimos centros de ancoragens ao movimento das paredes de domínios [92], piorando a intensidade dos eventos Barkhausen à medida que aumenta a deformação plástica.

5.2.2 Influência da anisotropia

Como as chapas usadas nos ensaios foram laminadas, elas apresentaram uma forte anisotropia nas suas propriedades magnéticas. Embora não tenham sido encontradas evidências claras de que amostras cortadas na direção transversal (TD) à laminação não apresentaram bandas de Lüders, em nenhum dos casos destas amostras foi observado evidência que justificaram a presença das mesmas.

Figura 5.11 - Comportamento linear de $RMB_{energia}$ na Zona de medição de amostras de 0.517 % de C cortadas na TD.

Como se observa na Figura 5.11 e Figura 5.12 para todos os casos das amostras cortadas na direção transversal à de laminação TD, os valores de $RMB_{energia}$ da

curva de 0% de deformação são maiores justificando o fato de que para deformações acima de 0.2% o material todo já começou a escoar homogeneamente em todo seu volume. Para estas amostras a influência da direção de difícil magnetização e o aumento das discordâncias faz diminuir as amplitudes e as quantidades dos pulsos de Barkhausen. No primeiro caso a soma da energia magnetoelástica e a anisotrópica tem um máximo [54] já que a maioria dos domínios de 180° , fundamentais na produção de RMB [15] foi obrigada a se orientar na direção de laminação ou a formar um ângulo pequeno com relação a esta. Por outro lado ao efeito anterior se superpõe a influência da tensão aplicada na hora de deformar as amostras. Como escreveram Sabet-Sharghi et al (2000) [55] conforme se aplica tensão em ditas amostras se induz o efeito contrário ao de laminação já que os domínios de 180° são obrigados a girar na direção da tensão aplicada, mas nestes casos acabam predominando as barreiras energéticas geradas pelas discordâncias que por sua vez são geradas pela própria tensão.

Figura 5.12 - Comportamento linear de $RMB_{energia}$ na Zona de medição de amostras de 0.711 % de C cortadas na TD.

Um efeito anisotrópico interessante é gerado pela própria banda de Lüders no lugar onde se forma. Segundo o material vai se deformando nas regiões das bandas as discordâncias introduzidas vão mudando a distribuição dos domínios magnéticos. Enquanto se gera uma ordem no material devido ao movimento individual de discordâncias no escoamento plástico, vai se gerando, também, uma anisotropia

magnética nas regiões deformadas [14]. Ao mudar a anisotropia também muda a distribuição dos domínios magnéticos e consequentemente o RMB.

Realizando mapeamentos angulares nas regiões onde aparece o máximo das curvas de deformação (de 0.4 e 1.0%) se observa que o padrão típico de orientação bi-polar em forma de “oito” para amostras com direção de fácil magnetização definida é deformado pela anisotropia gerada pelas bandas de deformação plástica, aparecendo um segundo eixo de fácil magnetização ou quadri-polar, como se observa na Figura 5.13.

Figura 5.13 - Comportamento linear de $RMB_{energia}$ de amostras de 0.517 % de C cortadas na RD com mapeamentos angulares.

Figura 5.14 - Mapeamento angular de $RMB_{energia}$ de amostras de 0.517 % de C cortadas na RD com 0, 3.0 e 5.0% de deformação.

Na Figura 5.14 mostra-se o fato de não aparecer o comportamento quadri-polar nas amostras com altos graus de deformação como também o fato de definir-se melhor o eixo de fácil magnetização com a tensão aplicada para estas amostras.

Figura 5.15 - Mapeamento angular de $RMB_{energia}$ de amostras de 0.517 % de C cortadas na TD.

Uma vez mais, como se pode ver na Figura 5.15 na direção transversal não aparecem evidências do efeito das bandas de Lüders. A anisotropia angular é típica de uma amostra normal cortada em TD [59] para vários níveis de deformação plástica onde também se pode ver que os valores da RMB_{energia} se correspondem com os valores do mapeamento linear.

Um detalhe que se destaca muito bem nesta figura é o giro da direção de fácil magnetização na direção contrária à de laminação e a favor da direção da tensão aplicada como relatado por Krause et al (1994) [59].

Nas Figura 5.16 e Figura 5.17 são mostrados laços de histerese medidos em Magnetômetro de Amostra Vibrante (MAV) de amostras do 1050 cortadas a 0° , 30° , 60° e 90° com relação à RD, com 0% e 1 % de deformação plástica. Estas curvas reproduzem a direção de fácil magnetização e o aumento da diferença entre a direção de fácil e difícil magnetização sob o efeito da deformação plástica aplicada na mesma direção de fácil magnetização da amostra.

Figura 5.16 - Curvas de Histerese do aço 1050_RD-0% deformação plástica medidas em MAV.

Figura 5.17 - Curvas de Histerese do aço 1050_RD-1% deformação plástica medidas em MAV.

5.2.3 Comparação do RMB com parâmetros do laço de histerese

Medições de quantidades magnéticas tipicamente analisadas em ensaios de perdas magnéticas foram medidas na zona de banda de Lüders da amostra com quantidade de Carbono 0.517 %C e cortada na RD, com 1.0% de deformação plástica.

Mais do que a evolução das curvas, pois apesar de ter um número mínimo de pontos experimentais reproduzem muito bem os comportamentos relatados na literatura [19], analisamos as diferenças entre os valores medidos no lugar da amostra onde se espera que esteja a banda de Lüders.

Figura 5.18 - Permeabilidade relativa da amostra cortada na RD, com 1% de deformação plástica.

O comportamento da permeabilidade máxima μ_m é apresentado na Figura 5.18. Como se pode ver, na zona de banda de deformação plástica os valores de μ_m caem [16].

Este comportamento da permeabilidade se comparado com os resultados do RMB tem um aspecto interessante a destacar: os valores da permeabilidade são menores na zona onde aparece o comportamento multipolar, porque os mecanismos descritos anteriormente, que fazem aumentar os centros de ancoragens favorecem o sinal de RMB já que ele é resultado da superposição de um grande numero de pulsos magnéticos. Ao contrario, a μ_m é resultado da medição num ponto só do laço de histerese e é afetada fortemente pela deformação plástica. Dhar et al (2002) descreveram uma diminuição de fluxo magnético na zona onde se localizam as bandas de Lüders [90].

As maiores diferenças entre as zonas de valores de indução magnética aparecem ao redor de 1 T, e os valores são menores na região de campos baixos.

Figura 5.19 - Perdas da amostra cortada na RD, com 1% de deformação plástica.

Finalmente, na Figura 5.19 são mostradas as perdas nas mesmas regiões da amostra de 1% onde se mediu a permeabilidade. Como as características deste material estão longe de serem as ótimas para fins elétricos não há muita diferença entre as perdas da zona com comportamento multipolar e o entorno. Em ambos os casos o RMB mostrou ter maior sensibilidade na hora de detectar as zonas localizadas de deformação plástica do que as outras medidas magnéticas [18].

5.3 RMB E O COMPORTAMENTO ELASTOPLÁSTICO

Com os resultados seguintes mostra-se a relação entre o comportamento elastoplástico das amostras e medições do fluxo magnético superficial registrado no sensor de RMB. Primeiramente se analisam os sinais de RMB (componente de altas frequências do fluxo) e depois os Harmônicos Não Lineares da componente de baixa frequência de dito fluxo.

5.3.1 Influência do teor de Carbono

Na seção anterior mostramos como era possível a detecção de zonas de deformação como as bandas de Lüders. Neste veremos como com a tensão aplicada é possível também detectar estas heterogeneidades através do comportamento da $RMB_{energia}$ com a tensão.

Na Figura 5.20 são apresentados só os valores da $RMB_{energia}$ para a direção 0° curva RD que sempre cresce com a tensão aplicada e para a direção 90° curva TD que, a diferença da anterior, decresce até uma tensão de cerca de 150 MPa e depois começa a crescer com uma inclinação similar à da curva RD.

Figura 5.20 - Comportamento da $RMB_{energia}$, amostra AISI 1050, nas direções de RD e TD com a tensão de tração aplicada.

Combinando estas duas curvas numa só através do cálculo do parâmetro k de anisotropia magnética com a Equação 4.2 se descreve o comportamento angular da $RMB_{energia}$. A dependência de k com a tensão é apresentada na Figura 5.21.

Na curva do parâmetro k se distinguem três regiões. Inicialmente k cresce com a tensão, aproximadamente linearmente até cerca de 150 MPa, o qual se corresponde com o limite da região elástica do material, logo k permanece praticamente invariante com a tensão até aproximadamente uns 350 MPa. Este comportamento já

foi relatado anteriormente [90] em amostras de aço Carbono com bandas de Lüders. Ao final deste patamar, k sofre uma queda abrupta com a tensão, sinal de que fortes centros de ancoragens gerados pelo emaranhado de discordâncias estão surgindo com a deformação plástica.

Figura 5.21 - Dependência do coeficiente k com a tensão de tração aplicada em amostra 1050RD.

Pelo contrário, para uma amostra de AISI 1070 com concentração de Carbono de 0.711 % onde a probabilidade de que apareçam ditas bandas é quase nula, a evolução do coeficiente k com a tensão apresenta três regiões bem definidas arredor de um valor máximo como se observa na Figura 5.22.

Para este material k aumenta linearmente com a tensão aplicada, até aproximadamente 150 MPa e depois cai com a tensão linearmente até um valor próximo aos 300 MPa a partir do qual as variações deste coeficiente com a tensão passam a ser quase desprezíveis, devido a um aumento nas discordâncias, as quais atenuam o sinal de RMB.

Figura 5.22 - Dependência do coeficiente k com a tensão de tração aplicada em amostra 1070RD.

5.3.2 Influência da anisotropia

Para aços com alta quantidade de Carbono, como o 1070, o passe de encruamento é leve produzindo uma deformação plástica aproximadamente de um 0,2%, já que a alta quantidade de Carbono é uma limitante para o aparecimento de bandas de Lüders. Como os cilindros de laminação não são homogêneos, em níveis tão baixos de deformação (0.2%) estas heterogeneidades ficam impressas na chapa, alterando a qualidade do produto final. Para identificar estes efeitos nas amostras foram realizados mapeamentos lineares e calculado a $RMB_{energia}$, em ambas as superfícies da amostra. Na amostra cortada na RD, a diferença entre o valor da $RMB_{energia}$ para 0% de deformação resultou aproximadamente seis vezes maior que para a $RMB_{energia}$ dos sinais medidos nas amostras com deformação, Figura 5.23.

As deformações mecânicas forçam os grãos do material em uma direção preferencial e isto induz uma anisotropia nas propriedades magnéticas deste. Na superfície onde a laminação aparece com maior intensidade a anisotropia magnética

é também maior e conseqüentemente acontece uma quantidade maior de atividade de Barkhausen.

Pelo contrário, na superfície B, estes efeitos são mais fracos, como se pode observar na Figura 5.24. Nela o valor da energia é menor no estado inicial que na superfície A. A semelhança entre os valores da $RMB_{energia}$ entre ambas as superfícies se deve ao fato de que para este tipo de aço a amplitude das avalanches tende a cair com a deformação plástica fazendo com que a contribuição dos domínios seja muito parecida em ambas as superfícies.

Figura 5.23 - $RMB_{energia}$ para diferentes deformações, superfície A da amostra cortada na RD.

Um fato a favor da hipótese de que o processo de laminação influenciou é o que acontece com as amostras cortadas na TD como se pode observar na Figura 5.25 e Figura 5.26. Nestas amostras os comportamentos da $RMB_{energia}$ são muito parecidos, já que o efeito da laminação resulta homogêneo na direção de medição do RMB. Estas diferenças entre os valores da $RMB_{energia}$ nas superfícies da chapa cortada na RD se comprovam com o gráfico polar da $RMB_{energia}$ em ambas as superfícies da amostra com 0% de deformação, como se mostra na Figura 5.27.

Figura 5.24 - $RMB_{energia}$ para diferentes deformações, superfície B da amostra cortada na RD.

Figura 5.25 - $RMB_{energia}$ para diferentes deformações, superfície A da amostra cortada na TD.

Figura 5.26 - $RMB_{energia}$ para diferentes deformações, superfície B da amostra cortada na TD.

Figura 5.27 - Comportamento polar da $RMB_{energia}$ para a superfície A e B da amostra RD.

Este comportamento angular é uma medida da intensidade da deformação resultante da laminação, já que com ela se forçam os grãos a se orientar em uma direção preferencial particular. Nessa direção então se obtém uma resposta maior dos domínios magnéticos que nas outras direções. Note-se também que, os valores da $RMB_{energia}$ para 0° e para 180° do gráfico polar coincidem com os valores dos mapeamentos lineares. Isto demonstra que os valores das medições são reproduzíveis, independentemente do método usado para medir o sinal de RMB.

Figura 5.28 - Curvas de Histerese do aço 1070_RD-0% de deformação plástica medidas em MAV.

Figura 5.29 - Curvas de Histerese do aço 1070_RD-1% de deformação plástica medidas em MAV.

Confirmando os resultados anteriores do RMB com a anisotropia e a deformação plástica, nas Figura 5.28 e Figura 5.29 curvas de laços de Histerese medidos em MAV coincidiram com a direção de fácil magnetização e mostraram também que a deformação plástica quando aplicada nesta direção reforçam as diferenças das medidas nas direções de fácil e difícil magnetização.

5.3.3 Caracterização das regiões elasto-plásticas através do RMB

Se bem estes resultados são interessantes e ainda não foram relatados, mais interessante é analisar a evolução da $RMB_{energia}$ na zona do comportamento elastoplástico do material.

Para isso também foi usado o coeficiente de anisotropia magnética k .

Figura 5.30 - Comportamento do coeficiente k da amostra cortada na RD e da cortada na TD.

Na Figura 5.30 são apresentadas as curvas do coeficiente de anisotropia para as amostras cortadas na direção de laminação k_{RD} e na transversal a esta k_{TD} . As variações de k_{RD} e k_{TD} são um reflexo das mudanças na anisotropia estrutural experimentada pelas amostras sob a ação da tensão de tração mecânica. Devido ao fato dos aços em geral apresentarem um coeficiente magnetostritivo positivo, então o vetor de fácil magnetização está orientado na direção cristalográfica $\langle 100 \rangle$. Durante a deformação elástica, a rede cristalina sofre uma distorção e os efeitos magnetoelásticos modificam as propriedades magnéticas do volume, favorecendo a magnetização na direção paralela à tensão de tração aplicada, portanto a $RMB_{energia}$ aumenta com a tensão na região linear de ambas as curvas da Figura 5.30. A redistribuição dos domínios magnéticos sob os efeitos da tensão está condicionada pelos mecanismos de nucleação e aniquilação.

É importante observar que o comportamento do valor máximo de k com a deformação está de acordo com o comportamento elastoplástico do material na curva de tensão-deformação. Em primeiro lugar se vê que a amostra na RD tem um comportamento elástico mais marcado que a amostra cortada na TD. O máximo do coeficiente k da amostra cortada na RD apresenta uma amplitude maior, porém menos estendida em relação à deformação que o máximo de dito coeficiente para a amostra cortada na direção transversal (TD), e a região elástica não linear da TD termina num valor de deformação maior do que na amostra RD. Para comprovar que

os resultados fossem repetitivos e que as heterogeneidades do processo de laminação não influíssem neles, o mesmo ensaio foi realizado para duas amostras com diferentes velocidades de carregamento.

O comportamento elástico do material foi quase exatamente igual nos dois casos como se observa na Figura 5.31, já na região plástica embora a tendência das curvas de k tenha sido a mesma as amplitudes não coincidiram tão bem quanto na região elástica. Para deformações maiores de 0,8% o valor de k é maior para amostra 2 carregada à maior velocidade, isto se deve a que a maior velocidade maior quantidade de paredes de domínios que antes não eram de 180° se incorporam a essa direção o que implica um incremento na $RMB_{energia}$ e assim também no valor de k . No final, para os últimos valores de deformação a evolução de k foi quase a mesma, já que nesta região a quantidade de centos de ancoragens é tão alta que os sinais de RMB caem muito em amplitude, tanto na direção RD como na TD porem se perde sensibilidade para acompanhar as mudanças que vão acontecendo no material devido a que o mecanismo predominante é a aniquilação de domínios [56, 90].

Figura 5.31 - Coeficiente k para duas amostras cortadas na RD e tracionadas a velocidades diferentes.

Na Figura 5.32 comparando ambas as curvas, a do ensaio de tração e a de k para amostra cortada na RD, se observa que claramente o valor máximo de k coincide com boa aproximação com o limite da região elástica na curva de tração-deformação, mas não dá para ver com a mesma clareza onde é que termina essa região elástica, ou seja, onde acaba a região elástica não linear e começam as deformações plásticas significativas. Como o coeficiente k é uma magnitude escalar, optamos por usar um parâmetro que descrevesse melhor o que acontece nos sinais de RMB. A distribuição dos pulsos de Barkhausen como explicado no Capítulo de Materiais e Métodos, representa uma forma mais precisa para detectar mudanças no sinal, já que são analisados os diferentes grupos de pulsos que compõem o sinal. Para este caso se calculou a distribuição de pulsos da faixa ótima de amplitudes [79] e para melhor representá-los se calculou a área em baixo dessas curvas para cada valor de deformação. O resultado pode ser visto na Figura 5.33. Neste caso o valor máximo da curva das áreas coincide em boa aproximação com a região onde deixa de ser linear a curva de tensão-deformação. Isto se explica pelos fatos de que a distribuição de pulsos na sua parte ótima responde com maior intensidade ao comportamento anisotrópico magnético e durante a região de comportamento elástico os mecanismos que predominam são [81]:

1. A reorientação de domínios de 180° na direção $\langle 100 \rangle$ que é próxima à de tração.
2. O aumento na população de domínios de 180° devido à reorientação de domínios com ângulos próximos à direção da tração aplicada.

A RMB_{energia} é diretamente proporcional aos mecanismos anteriores já que o aporte anisotrópico no sinal de Barkhausen está dado fundamentalmente pela movimentação de paredes de 180° [55].

Figura 5.32 - Curva do coeficiente de anisotropia k e curva de ensaio mecânico para amostra cortada na RD.

Figura 5.33 - Comportamento da área em baixo da curva da distribuição de pulsos e curva de ensaio mecânico para amostra cortada na RD.

5.4 COMPARAÇÃO DO RMB COM HARMÔNICOS NÃO LINEARES

Inúmeros são os trabalhos onde se caracteriza o estado elastoplástico de aços Carbono através do RMB, ora em compressão ora em tração [34, 90-92], ou o teor

de Carbono [85, 93]. Não obstante, em todos esses casos, se repete o procedimento de adquirir o fluxo superficial, filtrá-lo, analisando só a parte das altas frequências. Como mencionado no Capítulo 3, teoricamente as linhas de fluxo magnético em uma configuração de medição típica de RMB deveriam passar completamente por dentro do material, a menos que este tivesse algum defeito macroscópico [36], mas na realidade não acontece assim e sempre sai da amostra uma porção do campo, que é desconsiderada com a filtragem.

5.4.1 Quantidade de Carbono

A composição química é um dos parâmetros que mais afeta as propriedades magnéticas dos materiais [16]. Com o aumento da quantidade de Carbono nos aços, se afeta a quantidade de fase magnética no material e, portanto são também afetadas as amplitudes dos harmônicos do fluxo magnético.

Figura 5.34 - Comportamento da amplitude do terceiro harmônico (30Hz) com a concentração de Carbono e a direção de laminação.

Na Figura 5.34 observa-se a evolução da amplitude do terceiro harmônico do fluxo magnético superficial com a concentração de Carbono para amostras cortadas na direção de laminação e transversal a esta. Como relatado por Sablik et al [24] a amplitude do terceiro harmônico acompanha inversamente o aumento da fase não

magnética do material. Destaca-se também nesta figura como a amplitude do harmônico responde à direção de laminação das amostras, em relativamente menor grau para as amostras 1050 e 1070 que para o 1006, fato que foi comprovado com o RMB e que resulta do nível de laminação maior destas amostras pelo passe de laminação [22].

5.4.2 Anisotropia

Na Figura 5.35 se compara a envolvente do sinal medido com a sonda orientada na direção transversal à de laminação do AISI 1070. Como se pode observar nesse caso a sensibilidade do HNL é maior do que no RMB. Nos HNL as mudanças significativas são no harmônico fundamental (HNL_{10Hz}) e no terceiro (HNL_{30Hz}), já as variações no quinto e sétimo harmônicos não lineares são quase desprezíveis nas duas direções de medição.

Figura 5.35 - Envolvente de sinais de Barkhausen(a), e HNL (b), aplicando o campo magnético nas direções 0° e 90°, ao comprimento da amostra.

As curvas da Figura 5.36 são representadas com valores normalizados. Nota-se que a mudança fundamental das envolventes energéticas do RMB acontece só em

amplitude [53]. A forma delas varia pouco. A partir deste gráfico se determina melhor os harmônicos que mudam significativamente com a laminação.

Figura 5.36 - Curvas da Figura 5.35 normalizadas.

5.4.3 Comportamento Elastoplástico

Na Figura 5.37 e Figura 5.38 apresentam-se as evoluções normalizadas para diferentes níveis de deformação plástica da $RMB_{energia}$ e da amplitude do terceiro harmônico não linear do fluxo superficial de amostra de 1070 na direção de laminação e transversal a esta. Em ambas as figuras o comportamento concorda com o relatado na literatura. No entanto a evolução do HNL_{30Hz} apresenta mais dispersão e menor sensibilidade à deformação do que o Barkhausen. A primeira deve-se à grande dependência com o posicionamento da sonda [39] e a segunda a uma menor sensibilidade dos parâmetros da magnetização macroscópica à deformação plástica por tração [27].

Figura 5.37 - Energia e HNL de 1070 RD com a Deformação.

Figura 5.38 - Energia e HNL de 1070 TD com a Deformação.

Na Figura 5.39 observa-se o comportamento elastoplástico da RMB_{energia} , quando a sonda esteve formando um ângulo de 0° e de 90° . O mesmo é um comportamento padrão [59].

Figura 5.39 - Energia do sinal de Barkhausen com a Tensão, aplicando o campo magnético nas direções 0° e 90° , ao comprimento da amostra AISI 1070.

No caso dos HNL, Figura 5.40, só o terceiro harmônico reproduz com maior aproximação o comportamento elastoplástico descrito na Figura 5.39 [24]. Como mencionado no parágrafo anterior, as causas para este comportamento do HNL podem ser atribuídas, fundamentalmente à grande dependência da amplitude dos harmônicos ao posicionamento do sensor, já que pequenas inclinações do mesmo influenciam fortemente na medição [39]. Embora os resultados do método dos HNL sejam muito mais simples de ser processados e interpretados do que o RMB, a dependência com o posicionamento da sonda faz do HNL um método menos vantajoso.

Figura 5.40 - Amplitude dos HNL com a Tensão, aplicando o campo magnético nas direções 0° e 90°, ao comprimento da amostra.

5.5 SEGUNDO CONJUNTO DE AMOSTRAS

A diferença do primeiro conjunto, estas amostras não receberam passe de encruamento, tiveram o dobro na espessura e como se pode ver na Tabela 5.3 apresentaram características diferentes nas fases, principalmente para o 1070 onde a cementita não está esferoidizada e sim formando lâminas com a ferrita.

Tabela 5.3 - Micrografias do segundo conjunto de amostras.

Micrografia	Descrição
<ul style="list-style-type: none"> - 1006 - Baixa quantidade de Carbono. - Tamanho de grão pequeno e heterogêneo devido ao processo de recozimento. - Matriz de ferrita com carbonetos dispersos.
<ul style="list-style-type: none"> - 1070 - Quantidade alta de Carbono. - Tamanho de grão bastante homogêneo devido ao processo de recozimento. - Matriz de perlita.

5.5.1 Estudos Preliminares, Quantidade de Carbono.

A resposta do RMB_{rms} do sinal de RMB na RD para o 1006 e o 1070 é mostrada na Figura 5.41. Com o aumento da quantidade de Carbono aumenta também a densidade de partículas de segunda fase e também a fase perlítica [84, 92]. Embora o 1006 apresente uma quantidade de centros de ancoragens pequena como para intensificar a atividade de RMB o 1070 apresenta em extremo estas ancoragens que funcionam como barreiras muitas vezes maiores que as apresentadas pelo 1006 [53] diminuindo as avalanches de saltos de RMB.

Figura 5.41 - rms do sinal de RMB para amostras com diferentes quantidades de Carbono na direção de laminação.

5.5.2 Anisotropia

Figura 5.42 - Curva Polar do RMB_{rms} do aço 1006 na direção de laminação.

Figura 5.43- Curva Polar do RMB_{rms} do aço 1070 na direção transversal.

Das curvas polares das Figura 5.42 e Figura 5.43 se pode observar que as diferenças entre o valor do RMB_{rms} máximo e mínimo são pequenas em comparação com as diferenças apresentadas pelo 1070. Em quanto que medidas de laço de Histerese em Magnetômetro de Amostra Vibrante mostram um comportamento contrário como se pode ver nas Figura 5.44 e Figura 5.45.

Figura 5.44 - Curvas de Histerese do aço 1006_RD medidas em MAV.

Figura 5.45 - Curvas de Histerese do aço 1070_RD medidas em MAV.

Esta contradição se explica porque o RMB é uma medida superficial e muito mais sensível aos centros de ancoragens locais, em quanto que o laço de Histerese mede a magnetização da amostra como um todo. Independentemente da anterior contradição ambas as medições coincidem em identificar a direção de fácil magnetização.

5.6 RMB E A CICLAGEM ELASTOPLÁSTICA

5.6.1 Ciclagem Discreta

Como relatado no capítulo anterior, foi realizado um ensaio de tração³ em ciclagem por patamares de alongamento sob o esquema da Figura 4.10 e com os valores mostrados na Tabela 4.3.

Observa-se na Figura 5.46 que a evolução do RMB_{rms} acompanha com boa aproximação a curva do ensaio de Tração. Como comentado nas seções anteriores o 1006 tem baixa densidade de defeitos pelo que as mudanças na densidade de discordância alteram a movimentação das paredes de domínios em função das

³ Os eixos do ensaio mecânico são com as magnitudes tração e deformação de engenharia.

mesmas representarem barreiras a dita movimentação o que produz um efeito favorável nas avalanches de atividade Barkhausen. No entanto o RMB_{rms} não segue esse comportamento no passo do patamar inicial, onde a amostra está com a pré-carga, mas sem registro de alongamento, ao segundo patamar onde a amostra já tem um alongamento. Este efeito se repetiu no ensaio contínuo demonstrando ser uma característica do material que poderia estar sendo influenciado tanto pelos parâmetros com os que se produziu o RMB como pelos parâmetros com os que se tracionou o material. No entanto uma melhor explicação fica para futuros trabalhos. Nesta primeira ciclagem o material não sofreu uma deformação plástica e como se pode ver na curva de tração-deformação, também não houve mudanças significativas nas amplitudes dos sinais inicial e final, devido ao efeito do corpo de prova estar ainda sob tensão.

Figura 5.46 - Evolução do RMB_{rms} na ciclagem discreta até 0.28mm.

Estas últimas características foram também, observadas nas ciclagens seguintes onde o corpo de prova sofreu deformação plástica.

Outra característica que se repete é a proximidade dos valores iniciais de RMB_{rms} com uma queda muito pequena na última ciclagem e o aumento dos valores finais, sofrendo também, uma queda pequena para a ciclagem final.

Figura 5.47 - Evolução do RMB_{rms} na ciclagem discreta até 0.56mm.

Figura 5.48 - Evolução do RMB_{rms} na ciclagem discreta até 0.84mm.

Figura 5.49 - Evolução do RMB_{rms} na ciclagem discreta até 1.12mm.

Nota-se que a tendência do RMB_{rms} em todas as ciclagens foi de aumentar com a deformação, fato que reforça a teoria de que a estes níveis de deformação a densidade de discordâncias não atingiram um valor crítico como para influenciar negativamente a geração de avalanches pela movimentação das paredes de domínios.

Percebe-se, também nesta última ciclagem a presença de um valor definido de tensão de escoamento, típico de chapas de aço de baixa quantidade de Carbono sem passe de encruamento. Para esta região, apresenta-se como tendência um leve aumento de atividade de RMB [89, 90]. Como o material está submetido a tensão constante de aproximadamente 400 MPa o aumento no RMB_{rms} é devido só ao efeito da deformação plástica. Fato inédito na literatura consultada.

5.6.2 Ciclagem Continua

As características de esta ciclagem⁴ estão representadas no esquema da Figura 4.11. Nota-se que a amostra sofre um alongamento constante em cada ciclagem com um valor de quase duas vezes maior ao máximo alongamento imposto no ensaio anterior. No entanto, repetiram-se padrões da ciclagem discreta como a queda no valor de RMB_{rms} na primeira parte da ciclagem inicial e valores RMB_{rms} muito próximos um do outro na parte inicial de cada ciclagem e valores um pouco mais afastados na parte final devido a ação superposta da tensão de tração aplicada e da deformação plástica [94], como se observa na Figura 5.50.

⁴ Os eixos do ensaio mecânico são com as magnitudes tração e deformação de engenharia.

Figura 5.50 - Evolução do RMB_{rms} nas ciclagens contínuas do 1006.

Nota-se, também, que os valores de RMB_{rms} aumentaram a uma taxa menos regular para as regiões com baixos valores de deformação e aproximadamente constante para as regiões de valores altos.

Na Figura 5.51 se repete a região de escoamento da Figura 5.49 onde se vê que ademais de experimentar um aumento aparecem oscilações na resposta do RMB_{rms} .

Figura 5.51 - Evolução do RMB_{rms} na primeira ciclagem contínua do 1006.

Figura 5.52 - Evolução do RMB_{rms} na segunda ciclagem contínua do 1006.

Como padrões gerais se pode observar nas Figura 5.51, Figura 5.52 e Figura 5.53 que a mudança na inclinação da curva de RMB aconteceu para valores de deformação menores do que para a curva de tração-deformação, devido à grande sensibilidade às mudanças na microestrutura que o Barkhausen apresenta. A tensão máxima caiu do primeiro ciclo para o segundo e aumentou do segundo para o terceiro, fato que pode estar relacionado com os pequenos valores de deformação plástica de cada ciclo fazendo que a região de escoamento não tenha sido completada no primeiro ciclo e sim no segundo, como se observa na leve indefinição da tensão de escoamento da curva tração-deformação do terceiro ciclo. Este efeito não ficou muito claro na evolução do RMB_{rms} , a não ser pela grande semelhança entre as partes lineares da curva do segundo ciclo com a do terceiro ciclo como se pode ver na Figura 5.55.

Figura 5.53 - Evolução do RMB_{rms} na terceira ciclagem contínua do 1006.

Finalmente se observa que os valores de RMB_{rms} seguem com maior aproximação a curva de tração-deformação para a última ciclagem o que poderia significar uma

equivalência entre os mecanismos de movimentação e ancoragem das paredes dos domínios com os mecanismos de movimentação e ancoragem das discordâncias.

Nas figuras seguintes são mostradas comparações das curvas de RMB_{rms} do primeiro ciclo com o terceiro Figura 5.54 e do segundo com o terceiro Figura 5.55. Observa-se que para o primeiro caso ambas as curvas se diferenciam para todas as faixas de valores de deformação, em quanto que para o segundo caso a evolução dos valores de RMB_{rms} começa a se diferenciar para valores na faixa de deformações plásticas.

Figura 5.54 - Evolução do RMB_{rms} na primeira e terceira ciclagens contínua do 1006.

Note-se também, que há um aumento no valor final do RMB_{rms} que acontece a uma taxa aproximadamente constante pois $\Delta_{f21} = 0.00578 V \approx 0.006V$ e $\Delta_{f32} = 0.00383 V \approx 0.004V$, mas para os valores iniciais $\Delta_{i12} = -0.00462 V \approx 0.005V$ e $\Delta_{i32} = 0.00309 V \approx 0.003V$ não se passa o mesmo devido à superposição do efeito da tensão nos valores finais. Realizado em amostras diferentes, estes comportamentos poderiam correlacionar-se com mudanças nos valores de dureza e de densidade de discordâncias que acontecem em este tipo de ensaio [92].

Figura 5.55 - Evolução do RMB_{rms} na segunda e terceira ciclagens continua do 1006.

5.6.3 Quantidade de Carbono.

Um segundo ensaio de ciclagem contínua foi realizado na amostra de 1070 cujos resultados são mostrados na Figura 5.56. Destaca-se o fato de que os sinais iniciais a partir da segunda ciclagem são de amplitude quase cinco vezes menor do que o sinal de RMB inicial do primeiro ciclo, ademais ao contrario do que acontece com o 1006, para cada ciclo de carga os valores de RMB_{rms} são menores em toda a faixa de deformações, que os valores do anterior ciclo.

Estes resultados se correspondem com os resultados obtidos no aço 1070 do primeiro conjunto de amostras e com o relatado na literatura [56, 90].

Também se pode observar que como no caso do 1006 a tensão aplicada influenciou grandemente o valor de RMB_{rms} pois quando as variações nos valores finais foram aproximadamente constantes com $\Delta_{f21} = -0.00577 V \approx 0.006 V$ e $\Delta_{f32} = -0.0071 V \approx 0.007 V$, as nos valores iniciais foram de $\Delta_{i12} = -0.0637 V \approx 0.06 V$ e $\Delta_{i32} = -0.00722 V \approx 0.007 V$ quase 9 vezes maior.

Figura 5.56 - Evolução do RMB_{rms} nas ciclagens contínuas do 1070.

Na figura anterior como nas Figura 5.57, Figura 5.58 e Figura 5.59 se observa que a cada ciclagem de carga o valor máximo do RMB_{rms} cai a cada ciclo e que, em quanto sua posição com o eixo da deformação avança para cada ciclo.

Observa-se também, que a diferença do 1006 no 1070 a tensão aumentou com os ciclos devido ao encruamento por deformação plástica que dito material foi recebendo em cada um deles já que somado aos efeitos de ancoragem de discordâncias dos contornos de grão a perlita atua também como ancoragem para a movimentação das discordâncias [92].

Figura 5.57 - Evolução do RMB_{rms} na primeira ciclagem continua do 1070.

Figura 5.58 - Evolução do RMB_{rms} na segunda ciclagem continua do 1070.

Figura 5.59 - Evolução do RMB_{rms} na terceira ciclagem contínua do 1070.

Finalmente, na comparação das curvas de RMB_{rms} para cada ciclo se pode observar que de forma similar ao 1006 a parte linear de ditas curvas cresceu do ciclo 1 para o ciclo 2 e 3, também se repete o grande parecido da curva de RMB_{rms} do ciclo 2 com a do ciclo 3. Embora para este caso exista um corrimento mais nítido da parte linear do RMB_{rms} para valores maiores de deformação.

Figura 5.60 - Evolução do RMB_{rms} na primeira e terceira ciclagens contínuas do 1070.

Figura 5.61 - Evolução do RMB_{rms} na segunda e terceira ciclagens contínuas do 1070.

5.7 HARMÔNICOS NÃO LINEARES

5.7.1 Comportamento Elastoplástico na Ciclagem Discreta

Figura 5.62 - DEP dos sinais de fluxo para 0 e 0.28 mm de alongamento.

Na Figura 5.62 se mostram as Densidades Espectrais de Potência (DEP) do sinal de fluxo magnético medido em um dos pólos do yoke, como no esquema da Figura 4.12, para os valores inicial e final de alongamento do primeiro ciclo de carregamento discreto realizado no 1006. No gráfico enxertado aparecem magnificados, o primeiro e segundo harmônico não linear (10Hz e 30Hz).

As curvas da evolução destes HNL com o alongamento se mostram na Tabela 5.4. Na mesma se vê que no primeiro ciclo de carregamento HNL_{10} aumenta com o alongamento e depois de 0.04 mm começa a cair. Em quanto o HNL_{30} cai linearmente desde o primeiro valor de alongamento.

Tabela 5.4 - Evolução do 1^{ro} e 3^{ro} Harmônicos com o alongamento.

Outro detalhe interessante da figura anterior é o fato da curva do HNL₃₀ atravessar a curva de tração-deformação em um valor de deformação menor do que a curva do HNL₁₀. Esta maior sensibilidade às mudanças microestruturais do segundo harmônico e sua resposta negativa ao alongamento coincide com o reportado na literatura [23,24].

6 CONCLUSÕES

Dando cumprimento aos objetivos traçados, no presente trabalho foram apresentados resultados inovadores na caracterização elasto-plástica de chapas de aço carbono, através da análise de sinais de RMB e de fluxo magnético durante ensaio de tração. A partir de comparações com a literatura revisada, encontraram-se as seguintes conclusões.

- **Estudos Preliminares:** Em estudos preliminares realizados nas amostras demonstrou-se que o RMB tem certo comportamento padrão com o teor de Carbono, mesmo para materiais nas condições em que saíram do processo de fabricação. A atividade do RMB aumenta com a quantidade de Carbono e logo cai para concentrações maiores deste elemento no aço. Demonstrou-se também que o pico de máxima atividade de Barkhausen acompanha a quantidade de Carbono, mesmo em amostras com processos de laminação diferentes. Nestes estudos comprovou-se que o processo de laminação não resulta homogêneo em amostras com alto teor de Carbono. Esses efeitos das heterogeneidades na laminação não foram encontrados na literatura revisada nem foram detectadas por outras técnicas.
- **RMB e a Deformação Plástica:** Em mapeamentos superficiais de amostras com quantidade média de Carbono (1050) e cementita esferoidizada para diferentes níveis de deformação plástica cortadas na direção de laminação foram detectadas zonas de deformação plástica. Estas heterogeneidades plásticas não aconteceram nas amostras cortadas na direção transversal nem nas amostras com alto teor de Carbono. Medições da permeabilidade nas zonas onde apareceram as bandas de deformação plástica não mostraram a mesma sensibilidade que o RMB. Tanto as curvas de anisotropia como a evolução do parâmetro de anisotropia magnética (**k**) corroboraram a presença de ditas bandas. Medidas de Histerese magnética em Magnetômetro de amostra vibrante comprovaram as direções de anisotropia por RMB e sua dependência com a deformação plástica.

- **RMB e o Comportamento Elastoplástico:** Foi analisada a evolução elastoplástica de aços com médio e alto teor de Carbono através do coeficiente de anisotropia magnética. Nesta parte do trabalho comprovou-se que a evolução elastoplástica através de k apresenta três partes bem definidas. A primeira representando às transformações elásticas, a segunda às elásticas não lineares e uma terceira às transformações plásticas. Outro resultado importante foi a reprodutibilidade destas evoluções elasto-plásticas pelo RMB e diferenças entre amostras cortadas na direção longitudinal e transversal à laminação. Determinou-se também com boa aproximação o limite elástico do material usado a área em baixo da curva da distribuição dos pulsos meios de Barkhausen.
- **RMB e os HNL:** Os Harmônicos Não Lineares dos sinais do Fluxo Magnético Superficial (**FMS**) da amostra lidos pelo sensor de RMB foram comparados com o parâmetro energético do sinal de RMB. Embora a análise destes harmônicos seja muito simples e os resultados fossem interessantes, comprovou-se que estes harmônicos dependem fortemente do posicionamento do sensor. Pequenas inclinações de frações de graus influenciam muito o comportamento destes harmônicos. Comprovou-se também, que a maior parte da informação contida neste **FMS** encontra-se no terceiro harmônico, fazendo ainda mais simples o cálculo e análise.
- **RMB, HNL e a Ciclagem Elasto-plástica:** O parâmetro RMB_{rms} reproduziu com grande aproximação as curvas de tração-deformação em ciclagens discretas e contínuas com aço de baixa quantidade de Carbono e em ciclagens contínuas com aço de alta quantidade de Carbono. O terceiro harmônico do fluxo magnético medido num dos pólos da sonda de RMB, mostrou um comportamento contrario à curva de tração-deformação como reportado na literatura.

PUBLICAÇÕES

1. J. Capo-Sanchez, M. Alberteris Campos, L.R. Padovese. Magnetic Barkhausen measurements for evaluating the formation of Luders bands in carbon steel. NDT&E International 40 (2007) 520–524.
2. M. Alberteris Campos, R. Padovese, J. Capó Sánchez. Magnetic Barkhausen measurements to evaluate formation of heterogeneous plastic deformation zones in carbon steel. NDT.net - nov 2007, vol. 12 no. 11.
3. Campos M. A., Capo-Sanchez J, Benitez JP, Padovese LR. Characterization of the elastic-plastic region in AISI/SAE 1070 steel by the magnetic barkhausen noise. NDT & E International 2008;41:656.
4. J. Angelo, L. Padovese, M. Alberteris Campos. Comparison Between Creep Failure Analysis and Magnetic Barkhausen Noise Results. NDT.net - nov 2008, vol. 13 no. 11.
5. Campos M. F. de, Campos M. A., Landgraf F. J. G., Padovese L. R., Anisotropy study of grain oriented steels with Magnetic Barkhausen Noise. Journal of Physics. Conference Series (Online), v. 303, p. 012020, 2011.

TRABALHOS FUTUROS

Seguidamente relacionamos trabalhos que poderiam ser realizados no futuro, como consequência dos resultados obtidos nesta tese.

- Calcular a $A_{(dist)}$ para os sinais do segundo conjunto de amostras.
- Estudar a influencia da perlita e da cementita esferoidizada nos sinais de RMB e HNL para um mesmo material em ciclagem de tração.
- Realizar carregamentos contínuos e discretos para um número maior de ciclos e para diferentes valores finais de deformação plástica.
- Estudar a influência da forma das amostras cortadas segundo norma ABNT.
- Estudar procedimento de medida do RMB para conjunto estatisticamente representativo de amostras sob condições de ensaio de tração estabelecidas pela norma NBR 6152:2002.
- Estudar a possibilidade de padronizar ensaios para determinar propriedades magneto-mecânicas equivalentes às propriedades mecânicas.
- Estudar a influencia do tamanho de grão e da microtextura no RMB e HNL das amostras usadas nas ciclagens de tração.
- Estudar o comportamento do RMB e HNL na ciclagem de corpos de prova cilíndricos em tração e compressão.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] <<http://www.infomet.com.br/acos-e-ligas>>
- [2] Colpaert, H. Metalografia dos produtos Siderúrgicos Comuns, 4^a edição revisada por André Luiz V. da Costa e Silva, Editora Blucher, São Paulo, 2008.
- [3] William C. Leslie, The Physical Metallurgy of Steels, McGraw – Hill Book Company, New York, 1981.
- [4] Dieter, E, G. Mechanical Metallurgy, 3 th ed. UK: Mc Graw-Hill, 1988.
- [5] ASTM E 8 Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials.
- [6] Norma NBR 6152:2002 ABNT,pg 8.
- [7] Bcb Smallman, R, E ;Bishop, R, J. Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering 6 th ed. UK: Butterworth-Heinemann,1999.
- [8] Totten, G; Howes, M; Inoue, T. Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel. ASM International, 2002.
- [9] Ewing, JA. Magnetic Induction in Iron and Other Metals.London: Van Nostrand. 1891.
- [10] Weiss, P. and Foex, G, Le Magnetisme. Armand Colin. Paris, 1926.
- [11] Landau, L. and Lifshitz, E. Physik, Z. Sowjetunion, 8, 153, 1935.
- [12] Barkhausen, H. Physik Z vol. 20, 1919, 401.
- [13] Chikazumi, S. Physics of Ferromagnetism. Oxford University Press Inc., New York, 2005.
- [14] Cullity, B. D., Introduction to Magnetic Materials,John Wiley & Sons, Inc, 2009.
- [15] D. C. Jiles, Czechoslovak Journal of Physics vol. 50, 8, 2000, 893.
- [16] Bozorth, R.M. Ferromagnetism. D. van Nostrand, New York, 1964.
- [17] Maylin, M.G.; Squire, P.T. IEEE Transactions on Magnetism, Vol. 29. Nº. 6, November, 1993.

- [18] Stupakov, A; Pal'a, J; Yurchenko, V; Tomáš, I; Bydžovský, J. Measurement of Barkhausen noise and its correlation with magnetic permeability, JMMM, Vol. 320, No. 3-4, pp. 204-209, February 2008.
- [19] Landgraf, J. F. G. Apostila Disciplina PMT 5816, Processamento e desempenho de materiais magnéticos, 2007.
- [20] Landgraf, F. J. G.; Teixeira, J. C.; Emura, M.; de Campos, M. F.; Muranaka, C. S. Separating components of the hysteresis loss of non-oriented electrical steels. Materials Science Forum, v. 302-303, p. 440-445, 1999.
- [21] Barros, J.; Schneider, J.; Verbeken, K.; Houbaert, Y. On the correlation between microstructure and magnetic losses in electrical steel. JMMM, Volume 320, Issue 20, October 2008, Pages 2490-2493.
- [22] Alfred E. Crouch G. Graham Chell. Detection of Mechanical Damage in Transmission Pipelines Using Nonlinear Harmonic Sensors, NDT.net. Sep. 2004, Vol. 9, N9.
- [23] I. Mészáros. Micromagnetic Measurements and Their Applications. Materials Science Forum Vols. 414-415, 2003, pp. 275-280.
- [24] A M. J. Sablik, and M. Augustyniak. Nonlinear Harmonic Amplitudes in Air Coils Above and Below a Steel Plate as a Function of Tensile Strength Via Finite-Element Simulation. IEEE Transactions on Magnetics, vol. 40, no. 4, July 2004.
- [25] Perez-Benitez JA, Capo-Sanchez J, Anglada-Rivera J, Padovese LR. A model for the influence of microstructural defects on magnetic Barkhausen noise in plain steels. JMMM 2005; 288:433.
- [26] A. P. Benitez. Tesis de Doctorado. Universidad de La Habana, Cuba, 2008.
- [27] A M. J. Sablik and D. C. Jiles. Coupled Magnetoelastic Theory of Magnetic and Magnetostrictive Hysteresis. IEEE Transactions on Magnetics, vol. 29, no. 3, July, 1993, 2113.
- [28] A V.V. Klyuev, V.M. Vasilev, A.P. Degterev, V.P. Esilevskii and A.V. Popov, Control of phase transformations in ferromagnetic materials with the aid of the Barkhausen effect and parameters of the hysteresis loop, *Sov J NDT* 17 (1981), p. 948.
- [29] A. G. Tobin and D. I. Paul. Stability of Ferromagnetic Domain Structures at Grain Boundaries. J. Appl. Phys. 40, 3611, 1969.
- [30] L. J. Swartzendraber and G. E. Hicho. Effect of Sensor Configuration on Magnetic Barkhausen Observations. Res. Nondestr. Eval. 1993, 5:41-50.

- [31] K. Titto. Use of Barkhausen Effect in Testing for Residual Stresses and Materials Defects. Handbook of Residual Stress and Deformation, ASM, p 27-35, 2002.
- [32] Stupakov, O.; Pal'a, J.; Takagi, T.; Uchimoto, T. Governing Conditions of Repeatable Barkhausen Noise Response. J. Magn. Magn. Mater. 2009, doi: 10.1016/j.jmmm.2009.
- [33] D. O'Sullivan, M. Cotterell, D. A. Tanner and I. Mészáros. Characterisation of ferritic stainless steel by Barkhausen techniques. NDT & E International Volume 37, Issue6, September 2004, Pages 489-496.
- [34] F. Bohn, A. Gündel, F.J.G. Landgraf, A.M. Severino and R.L. Sommer Magnetostriction, Barkhausen noise and magnetization processes in E110 grade non-oriented electrical steels. JMMM Volume 317, Issues 1-2, October 2007, Pages 20-28.
- [35] A.Dhar, D. L. Atherton, "Influence of Magnetizing Parameters on the Magnetic Barkhausen Noise", *IEEE Transactions on Magnetics*, Vol.26, No.6, pp.3363-3366, November 1992.
- [36] Jackson, J. D. Classical Electrodynamics. Wiley, New York, 1962.
- [37] P. Cizeau, S. Zapperi, G. Durin, and H. E. Stanley Phys. Dynamics of a Ferromagnetic Domain Wall and the Barkhausen Effect. Rev. Lett. 79, 4669–4672, 1997.
- [38] T. Nakata!, Y. Ishihara, M. Nakaji, T. Todaka. Comparison between the H-coil method and the magnetizing current method for the single sheet tester. JMMM 215-216, 2000, 607-610.
- [39] O. Stupakov. Investigation of Magnetic Processes of Structure-Degraded Ferromagnetic Materials. Doctoral Thesis, Prague 2006.
- [40] G. Durin, S. Zapperi. The Barkhausen effect. arXiv:cond-mat/0404512v1[cond-mat.mtrl-sci] (Submitted on 21 Apr 2004).
- [41] J. Capó-Sánchez and L. Padovese. Magnetic Barkhausen noise measurement by resonant coil method. JMMM Volume 321, Issue 18, September 2009, Pages L57-L62.
- [42] Kersten, M. Underlying Theory of Ferromagnetic Hysteresis and Coercivity. H. Leipzig, New York, 1943.
- [43] Neel, L. Ann. Univ. Grenoble 22, 1946, 299.

- [44] Goodenough, J. B. *Physical Review B* 93,(4), 1954, 917.
- [45] Beeker, R.; Döring, W. *Ferromagnetismus*. Springer-Verlag, Berlin, 1939.
- [46] Callister, Jr W. D. *Fundamentals of Materials Science and Engineering*. John Wiley & Sons, Inc., New York, 2001.
- [47] Guliáev, A.P. *Metalografía*, Vol. I. MIR, Moscú, 1978.
- [48] Buttle, D. J. Jakubovics, J. P. Briggs, G. A. D. and Scruby, C. B. *Philosophical Magazine A*, 55(6) (1987) 735.
- [49] Sakamoto, H.; Okada, M.; Homma, M. *IEEE Trans. Magn.* 5, 1987, 2236.
- [50] Cheng, D. H. L. Ng.; Cho, K. K. S.; Ren, Z. Y.; Ma, X. Y.; Chan, S. L. I. *IEEE Trans. Magn.* 37 (4), 2001, 2734.
- [51] Parakka, A. P.; Jiles, D. C. *J. Appl. Phys.* 81(8), 1997, 5085.
- [52] Moorthy, V.; Vaidyanathan, S.; Jayakumar, T.; Baldev Raj; Kashyap, B. P. *Acta Mater.* 47 (6), 1999, 1869.
- [53] A. Pérez-Benitez_ and J. Capó-Sánchez L. R. Padovese. Modeling of the Barkhausen jump in low carbon steel. *JAP* 103, 043910 _2008.
- [54] Mandal, K.; Cramer, Th.; Atherton, D.L. *J. Magn. Mater.* 212, 2000, 231.
- [55] Sabet-Sharghi, R.; Clapham, L.; Atherton, D.L.; Holden, T.M. *NDT&E International*, 33, 2000, 201.
- [56] L. Clapham, T.W. Krause, H. Olsen, B. Ma, D.L. Atherton, P. Clark, and T. Holden, *Nondestructive Testing and Evaluation Int.* 28, 1995, 73.
- [57] V. A. Yardley, *Magnetic Detection of Microstructural Change in Power Plant Steels*. Ph.D. Thesis, University of Cambridge, 2003.
- [58] I. Altpeter, W. Theiner, R. Becker, W. Repplinger and K. Herz, *Proc. 4th Intern. Conf. On Nondestructive Evaluation in Nuclear Industry*, April ,1981, 321.
- [59] T. W. Krause, L. Clapham, and David L. Atherton, *J. Appl. Phys.* 75 (12), 1994, 15.
- [60] Y. Y. Song, D. G. Parka and J. H. Hong Y. S. Ahn and G. M. Kim. The effect of microstructural changes on magnetic Barkhausen noise and magnetomechanical acoustic emission in Mn–Mo–Ni pressure vessel steel. *JAP*

VOL. 87, Nº 9 1 MAY 2000.

- [61] M. J. Sablik, B. Augustyniak, M. F. de Campos and F. J. G. Landgraf. Modeling of Effect of Plastic Deformation on Barkhausen Noise and Magnetoacoustic Emission in Iron With 2% Silicon. IEEE TRANSACTIONS ON MAGNETICS, VOL. 44, NO. 11, NOVEMBER 2008, 3221.
- [62] A. Seeger, H. Kronmuller, H. Rieger, and H. Trauble, J. Appl. Phys. 35, 1964.
- [63] T. W. Krause, L. Clapham, Andras Pattantyus and D. L. Atherton, J. Appl. Phys. 79 (8), 1996.
- [64] R. Baldev, T. Jayakumar, V. Moorthy and S. Vaidyanathan, Russian Journal of Nondestructive Testing, 37 (11), 2001, 789.
- [65] S.Zapperi, P. Cizeau, G. Durin and H. E. Stanley: Phys. Rev. B 58, 1998, 6353.
- [66] B. Alessandro, C. Beatrice, G. Bertotti and A. Montosi, J. Appl. Phys. 68 6, 1990, 2901.
- [67] G. Bertotti, J. Appl. Phys. 54, 1983, 5293.
- [68] D.C. Jiles, T.T. Chang, D.R. Hougen and R. Ranjan, J. Appl. Phys. 64, 1988, 3620.
- [69] H. Sakamoto, M. Okada, M. Homma, IEEE Trans. Magn.5, 1987, 2236.
- [70] W. Döring, Z. Phys. 108, 1938, 137.
- [71] T. Nagashima, Ber. Arbeitsgem. Ferrimagn. 1959, 148.
- [72] Norma NBR 6152:2002 da ABNT pg. 4.
- [73] <<http://www.thornton.com.br/pdf/CATALOGO%20THORNTON.pdf>>
- [74] H. Pfutzner, and P. Schonhuber. On the Problem of the Field Detection for Single Sheet Testers. IEEE Transactions on Magnetism, vol. 21. no. 2. March, 1991.
- [75] H. Bittel. Noise of Ferromagnetic Materials. IEEE transactions on Magnetism, vol. Mag-5, no. 3, september 1969, 359.
- [76] H. H. J. Van Dijk, J. A. Poulis and F. N. Hooze. Noise in the measurements of magnetic susceptibilities. Journal Applied Scientific Research. Volume 32, Number 3 / August, 1976.

- [77] Resultados obtidos no LADIN, não publicados até o momento.
- [78] C.G. Stefanita, D.L. Atherton and L. Clapham, *Acta mater.* 48, 2000, 3545.
- [79] Mitra A., Govindaraju M.R. and Jiles D.C.: Influence of Microstructure on Micromagnetic Barkhausen Emissions in AISI 4140 Steel, *IEEE Transactions on Magnetics*, Vol. 31, No. 6, 1995, 4053-4055.
- [80] Pérez-Benitez, J. ; Capo-Sanchez, J. ; Padovese, L. R.Characterization of angular dependence of macroscopic magnetic properties in ASTM 36 steel using Magnetic Barkhausen Noise. *NDT & E International*, v. 40, p. 284-288, 2007.
- [81] C. G. Stefanita, D. L. Atherton and L. Clapham, Plastic versus elastic deformation effects on magnetic Barkhausen noise in steel [J]. *Acta Materialia*, Volume 48, Issue 13, 1 August 2000, Pages 3545–3551.
- [82] L. R. Padovese, N. Martin, F. Millioz. Time frequency and time-scale analysis of Barkhausen noise signals. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Part G, Journal of Aerospace Engineering*, v. -1,p. 1-12, 2009.
- [83] Franco F. A., Desenvolvimento de ensaio não destrutivo baseado no ruído magnético de Barkhausen para caracterização de tensões elásticas e deformações plásticas em aços. Tese Doutorado, POLI-USP. 2010.
- [84] ASM Metals Handbook. Metallography and microstructure, Vol 9, 1985.
- [85] A. H. Wafik, N. A. Razik. Effect of Carbon Content and Heat Treatment on Barkhausen Jumps in Steel. *physica status solidi (a)*.Volume 126 Issue2, Pages 451–458.
- [86] J. Anglada-Rivera, L.R. Padovese, J. Capo-Sl Sanchez. Magnetic Barkhausen Noise and hysteresis loopin commercial carbon steel: influence of applied tensile stress and grain size. *JMMM* 231, 2001, 299–306.
- [87] Pérez-Benitez, J. A.; Padovese, Linilson Rodrigues; Capo-Sanchez, J, Anglada-Riviera, José. Investigation of the magnetic Barkhausen noise using elementary signals parameters in 1000 commercial steel. *JMMM*, Amsterdam, v. 263, n. 1/2, p. 72-77, jul, 2003.
- [88] D. C. Jiles and L. Suominen. Effects of surface stress on Barkhausen emissions-Model predictions and comparison with x-ray diffraction studies. *IEEE Trans. Magn.*, vol. 30, no. 6, pp. 4924–4926, Nov. 1994.
- [89] L.P. Karjalainen and M. Moilanen, Detection of plastic deformation during fatigue of mild steel by the measurement of Barkhausen noise. *NDT Int* 13 3, 1979.

- [90] A. Dhar, L. Clapham and D.L. Atherton, Influence of Lüders bands on magnetic Barkhausen noise and magnetic flux leakage signals, *J Mater Sci* 37, 2002.
- [91] Mitra A, Mohapatra JN, Panda AK, Das A, Narasaiah N, Jiles DC. Effect of plastic deformation on the magnetic properties 304 stainless steel during tensile loading. 9th European Conference on NDT. Berlin; We.4.4-4, 2006.
- [92] X. Kleber and A. Vincent, On the role of residual internal stresses and dislocations on Barkhausen noise in plastically deformed steel; *NDT & E international* 37, 2004, (6), p. 439–445.
- [93] Clapham L, Heald C, Krause T, Atherton DL, Clark P. Origin of a magnetic easy axis in pipeline steel. *Journal of Applied Physics* 1999; 86:1574.
- [94] Chady T, Sikora R, Psuj G, Enokizono A, Todaka T. Fusion of electromagnetic inspection methods for evaluation of stress-loaded steel samples. *IEEE Transactions on Magnetics* 2005; 41:3721.