

UNIVERSIDADE DE CAXIAS DO SUL
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E TECNOLOGIAS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE
PROCESSOS E TECNOLOGIAS

DETERMINAÇÃO DA ESPESSURA DE CAMADAS DURAS EM AÇOS
POR TÉCNICAS MAGNÉTICAS

Alessandra Drehmer

Caxias do Sul, 2013.

Alessandra Drehmer

**DETERMINAÇÃO DA ESPESSURA DE CAMADAS DURAS EM AÇOS
POR TÉCNICAS MAGNÉTICAS**

Dissertação apresentada no Programa de Pós Graduação em Engenharia de Processos e Tecnologias da Universidade de Caxias do Sul, visando à obtenção de grau de mestre em Engenharia de Processos, orientada por Dr. Frank Patrick Missell e co-orientada por Dr. Günther J. L. Gerhardt.

Caxias do Sul, 2013.



UNIVERSIDADE DE CAXIAS DO SUL

DETERMINAÇÃO DE CAMADAS DURAS EM AÇOS POR TÉCNICAS
MAGNÉTICAS

Alessandra Drehmer

Dissertação de Mestrado submetida à Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Processos e Tecnologias da Universidade de Caxias do Sul, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Processos e Tecnologias, Área de Concentração: Desenvolvimento de Processos e Produtos Industriais.

Caxias do Sul, 26 de Fevereiro de 2013.

Banca Examinadora:

Dr. Frank P. Missell (orientador)
Universidade de Caxias do Sul (UCS)

Dr. Günther J. L. Gerhardt (co-orientador)
Universidade de Caxias do Sul (UCS)
Dr. Alexandre Vieceffi
Universidade de Caxias do Sul (UCS)
Dr. Eduardo Nabinger
Universidade de Caxias do Sul (UCS)
Dr. Thomas Gabriel Rosauro Clarke
Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS)
Dr. Valquíria Villas Boas Gomes Missell
Universidade de Caxias do Sul (UCS)

CIDADE UNIVERSITÁRIA

Rua Francisco Getúlio Vargas, 1130 – B. Petrópolis – CEP 95070-560 – Caxias do Sul – RS – Brasil
Ou: Caixa Postal 1352 – CEP 95020-972 – Caxias do Sul – RS – Brasil

Telefone / Telefax (54) 3218 2100 – www.ucs.br

Entidade Mantenedora: Fundação Universidade de Caxias do Sul – CNPJ 88 648 761/0001-03 – CGCTE 029/0089530

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)
Universidade de Caxias do Sul
UCS - BICE - Processamento Técnico

D771d Drehmer, Alessandra, 1978-
Determinação da espessura de camadas duras em aços por técnicas magnéticas / Alessandra Drehmer. - 2013.
79 f. : il. ; 30 cm.

Dissertação (Mestrado) – Universidade de Caxias do Sul, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Processos e Tecnologias, 2013.
Apresenta bibliografia.
“Orientação: Prof. Dr. Frank Patrick Missell, co-orientação: Prof. Dr. Günther J. L. Gerhardt.”

1. Testes de dureza. 2. Materiais – Testes. 3. Aço – Tratamento térmico. 4. Superfícies (Tecnologia). I. Título.

CDU 2.ed.: 620.178

Índice para o catálogo sistemático:

1. Testes de dureza	620.178
2. Materiais – Testes	620.1
3. Aço – Tratamento térmico	620.179.13
4. Superfícies (Tecnologia)	620.179.11

Catalogação na fonte elaborada pelo bibliotecário
Marcelo Votto Teixeira – CRB 10/ 1974

Dedico este trabalho ao meu filho Pedro Henrique Drehmer e ao meu esposo Fábio Drehmer pela compreensão, apoio, carinho e amor dedicado.

AGRADECIMENTOS

Inicialmente agradeço a Deus por ter me dado a vida, a saúde e a força necessária para passar por todas as dificuldades e barreiras, sem nunca desistir.

Aos meus pais Darli Antônio Pires da Silva e Ana Maria Pires da Silva pelo exemplo de força, honestidade, garra, fé, esperança, amor e coragem. Aos meus irmãos Deise Wichmann da Silva, Luciane Wichmann da Silva, Gustavo Wichmann da Silva, pelo apoio constante e, em especial à minha irmã Daiana Wichmann da Silva pela motivação e força dada.

Ao meu esposo Fábio Drehmer, pela compreensão da minha ausência, pela força, companheirismo, carinho, amor e apoio na busca deste sonho.

Ao meu querido e amado filho Pedro Henrique Drehmer por ser um anjo na minha vida e por estar sempre alegre e carinhoso me motivando nesta caminhada.

Ao meu orientador Dr. Frank P. Missell e ao meu co-orientador Dr. Günther J. L. Gerhardt por toda experiência, conhecimento, amizade e acima de tudo por terem me dado todo o suporte necessário e direcionamento neste trabalho.

Aos professores Dr. Alexandre Viecelli e Dr. Eduardo Nabinger pelo suporte dado e conhecimento transmitido ao longo deste trabalho.

À Universidade de Caxias do Sul por proporcionar este aprendizado, bolsa de estudos e pela disponibilidade de informações e infra-estrutura e, principalmente a todos os colegas do Laboratório de Caracterização Magnética que de uma forma ou outra dispensaram parte do seu tempo e conhecimento para que o presente trabalho tivesse êxito, em especial ao bolsista de iniciação científica Rui Gustavo L. Schwanke.

Às minhas colegas de mestrado e grandes amigas pelo companheirismo em todos os momentos, meu muito obrigado pelo apoio e incentivo durante todo o curso em especial para as colegas Jocelei Duarte, Vanessa Brambilla, Francine Isoton e Claudia Tormes.

À Secretaria de Ciência e Tecnologia do Rio Grande do Sul e à FAPERGS pelo apoio financeiro dado a este projeto e às empresas GREFORTEC e TECNOHARD pelo tratamento térmico das amostras.

“É muito melhor arriscar coisas grandiosas, alcançar triunfos e glórias, mesmo expondo-se à derrota, do que formar fila com os pobres de espírito que nem gozam muito e nem sofrem muito, porque vivem nessa penumbra cinzenta que não conhece vitória nem derrota.”

Theodore Roosevelt

RESUMO

O processo comumente mais utilizado para o endurecimento de superfície de aços é o tratamento térmico. Usando tratamentos térmicos convencionais, camadas endurecidas foram formadas em aço SAE 1020 e SAE 8620 pela difusão de carbono em sua superfície. A determinação da espessura endurecida em aços tradicionalmente é feita por técnicas destrutivas. Este trabalho tem como principal objetivo determinar estas espessuras de camadas endurecidas por medidas magnéticas e medições de ruído de Barkhausen (método não destrutivo). No entanto, a fim de comparação, as espessuras das camadas foram medidas por técnicas tradicionais destrutivas. Medições de ruído Barkhausen e dos laços de histerese foram feitas e, tanto o envelope RMS dos pulsos de Barkhausen e transformadas rápidas de Fourier (FFT) foram obtidas a partir de cálculos numéricos. As áreas dos pulsos Barkhausen possibilitam a construção de uma curva de calibração para determinar a espessura da camada dura. A amplitude da FFT foi obtida como uma função da frequência, e foi associada com a distância a partir da superfície para cada amostra por meio da equação clássica de distância de penetração de ondas eletromagnéticas. Finalmente, um índice de potência normalizada (IPN) foi obtido e utilizado para relacionar com as espessuras endurecidas na superfície das amostras. O IPN é discutido em relação à microestrutura da camada endurecida e, neste trabalho ao núcleo de amostra. Várias amostras foram tratadas em temperaturas de nitrogênio líquido para transformar austenita retida em martensita. As medidas das propriedades magnéticas obtidas mostraram-se consistentes com o teor de aumento da microestrutura martensítica.

Palavras-chave: Aço. Ruído Barkhausen. Curva de histerese. Transformada rápida de Fourier. Índice de potência normalizada.

ABSTRACT

The process most commonly used for surface hardening of steels is annealing. Using conventional thermal treatments, hardened layers were formed on SAE 1020 and SAE 8620 steel by diffusion of carbon into the surface. The determination of the thickness of the hardened layer in steels is traditionally done by destructive techniques. This work has as main objective a determination of the thicknesses of the hardened layers by magnetic measurements, measurements of Barkhausen noise, which is a non-destructive method. However, for comparison the thicknesses of the layers were measured by traditional destructive techniques. Barkhausen noise and hysteresis loops were measured and both the RMS Barkhausen pulse envelope and the fast Fourier transform (FFT) were obtained from numerical calculations. The areas under the Barkhausen pulses may be used for the construction of a calibration curve to determine a case depth of the hard layer. The amplitude of the FFT was obtained as a function of frequency, and has been associated with distance from the surface for each sample using the classical equation for the penetration distance of electromagnetic waves in a metal. Finally a normalized power ratio (IPN) was obtained and used for correlation with the thickness of the surface layer of hardened samples. The IPN is discussed in this paper in relation to the microstructure of the hardened layer and the core sample. Several samples were treated at temperatures of liquid nitrogen to transform retained austenite into martensite. Measurements of magnetic properties were consistent with an increase in the martensite content of the microstructure.

Keywords: Steel. Barkhausen noise. Hysteresis curve. Fast Fourier transform. Normalized power index.

LISTA DE TABELAS

TABELA 1. COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO SAE 8620 - AÇOS VITÓRIA COMERCIAL DE AÇOS LTDA	43
TABELA 2. COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO SAE1020 – FORNECEDOR DESCONHECIDO	43
TABELA 3. COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO SAE1020 – GEDOZ COMÉRCIO DE FERROS LTDA.	43
TABELA 4. CONDIÇÕES DE TÊMPERA PARA CADA AMOSTRA – QUARTO E QUINTO CONJUNTO.	44
TABELA 5. DADOS DOS YOKES E SENSORES PRODUZIDOS.	53
TABELA 6. DADOS DE RUGOSIDADE SUPERFICIAL DAS AMOSTRAS DO PRIMEIRO E SEGUNDO CONJUNTO.....	56
TABELA 7. DADOS DOS PERFIS DE DUREZA DAS AMOSTRAS CILÍNDRICAS DE AÇO SAE 8620 - PRIMEIRO CONJUNTO.	57
TABELA 8. DADOS DOS PERFIS DE DUREZA DAS AMOSTRAS CILÍNDRICAS DE AÇO SAE 8620 – SEGUNDO CONJUNTO.	58
TABELA 9. DADOS DOS PERFIS DE DUREZA DAS AMOSTRAS DO TERCEIRO, QUARTO E QUINTO CONJUNTO.	59
TABELA 10. DADOS DOS TORÓIDES, CAMPO COERCIVO E PERMEABILIDADE MAGNÉTICA DAS AMOSTRAS ANALISADAS.	64

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1. (A) CURVA B vs H PARA UM MATERIAL FERROMAGNÉTICO OU FERRIMAGNÉTICO, E (B) CORRESPONDE A VARIÇÃO DE μ COM H (CULLITY & GRAHAM, 2009).	21
FIGURA 2. PAREDE DE DOMÍNIO DE 180° DE ESPESSURA ZERO HIPOTÉTICA (ADAPTADO DE CULLITY & GRAHAM, 2009).....	22
FIGURA 3. O PROCESSO DE MAGNETIZAÇÃO EM UM MATERIAL FERROMAGNÉTICO (BOHN, 2009).....	24
FIGURA 4. CICLO DE HISTERESE CARACTERÍSTICO DE UM MATERIAL FERROMAGNÉTICO (COEY, 2009).	25
FIGURA 5. DESCONTINUIDADES NA MAGNETIZAÇÃO CAUSANDO O RUÍDO BARKHAUSEN (JILES, 1991).	26
FIGURA 6. APARELHO EXPERIMENTAL DO ARTIGO ORIGINAL (DURIN & ZAPPERI, 2004).	26
FIGURA 7. EFEITO BARKHAUSEN (CULLITY & GRAHAM, 2009).	27
FIGURA 8. O DIAGRAMA DE FASES FE-C ATÉ 5% (BHADESHIA & HONEYCOMBE, 2002).....	32
FIGURA 9. COMPARAÇÃO DAS TEMPERATURAS DE PROCESSAMENTO E PROFUNDIDADE DA CAMADA ENDURECIDA NO MATERIAL PRODUZIDA POR VÁRIOS MÉTODOS DE MODIFICAÇÃO DA SUPERFÍCIE EM AÇOS ADAPTADO DA REFERÊNCIA (HUTCHINGS, 1992).	34
FIGURA 10. DIAGRAMA TTT PARA AÇOS COM COMPOSIÇÃO EUTETÓIDE; A = AUSTENITA; P = PERLITA; C = CEMENTITA; M = MARTENSITA (CHIAVERINI, 2005).	38
FIGURA 11. FLUXOGRAMA DA METODOLOGIA UTILIZADA NESTE ESTUDO.....	42
FIGURA 12. MICRODURÔMETRO SHIMADZU COM MICROSCÓPIO ACOPLADO AO MICROCOMPUTADOR DO LABORATÓRIO DE METALOGRAFIA - UCS	46
FIGURA 13. EXEMPLO DE PERFIL DE DUREZA (HV) - AMOSTRA 9510 PERTENCENTE AO QUINTO CONJUNTO.	46
FIGURA 14. EQUIPAMENTO UTILIZADO PARA MEDIDA DE RUGOSIDADE – RUGOSÍMETRO TAYLOR-HOBSON DO LABORATÓRIO DE NOVAS TECNOLOGIAS DE PRODUÇÃO DA UCS.	47
FIGURA 15. IMAGEM DO MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA UTILIZADO DO LABORATÓRIO	47
FIGURA 16. IMAGEM DO MICROSCÓPIO ÓTICO UTILIZADO PARA AS MICROSCOPIAS ÓTICAS DO LABORATÓRIO DE METALOGRAFIA DA UCS.	48
FIGURA 17. EXEMPLO DE UM TORÓIDE PARA (A) AMOSTRA QUADRADA E (B) AMOSTRA CILÍNDRICA.	48
FIGURA 18. TRAÇADOR DE CURVA DE HISTERESE MAGNÉTICA DA GLOBALMAG (A) DIAGRAMA (B) EQUIPAMENTO DO LABORATÓRIO DE CARACTERIZAÇÃO MAGNÉTICA DA UCS.	49
FIGURA 19. (A) CURVA DE HISTERESE CARACTERÍSTICA (B) DERIVADA DA CURVA.	50
FIGURA 20. IMAGEM DO EQUIPAMENTO (A) E ESQUEMA DO EQUIPAMENTO (B) PARA MEDIR RUÍDO MAGNÉTICO BARKHAUSEN.....	51
FIGURA 21. EXEMPLO DE YOKE / SENSOR UTILIZADO PARA AS MEDIDAS MAGNÉTICAS DE RB.....	52
FIGURA 22. PROJETO DO SUPORTE PARA REALIZAÇÃO DE MEDIDAS DE RUÍDO BARKHAUSEN.	53
FIGURA 23. EXEMPLO DE UMA SÉRIE DE RUÍDO BARKHAUSEN EM FUNÇÃO DO CAMPO APLICADO.....	54
FIGURA 24. EXEMPLO DE UM COMPARATIVO DA FFT DO GERADOR STANFORD RESEARCH SYSTEMS DS345 E O STANFORD RESEARCH SYSTEMS DS360.	55
FIGURA 25. EXEMPLO DE UMA AMOSTRA CILÍNDRICA DO PRIMEIRO CONJUNTO.	56
FIGURA 26. IMAGEM DA MICROESTRUTURA DO AÇO SAE 8620, NORMALIZADO - AMOSTRA 9100 COM AUMENTO DE 3500X POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA.	60

FIGURA 27. IMAGEM DA MICROESTRUTURA DA CAMADA (A) COM AUMENTO DE 2000 X E DO NÚCLEO (B) COM AUMENTO DE 4000 X DA AMOSTRA 9020 POR MEV.	60
FIGURA 28. IMAGEM DA MICROESTRUTURA DO AÇO SAE 1020, NORMALIZADO - AMOSTRA 9200 COM AUMENTO DE 1000 X POR MICROSCOPIA ÓTICA.	61
FIGURA 29. IMAGEM DA MICROESTRUTURA DA CAMADA ENDURECIDA (A) E DO NÚCLEO (B) DA AMOSTRA 9230 APÓS A CEMENTAÇÃO E TÊMPERA COM AUMENTO DE 500 X POR MICROSCOPIA ÓTICA.	62
FIGURA 30. EXEMPLO DE IMAGEM DA MICROESTRUTURA DA CAMADA DA AMOSTRA (A) E DO NÚCLEO (B) DA AMOSTRA 9410 COM AUMENTO DE 500 X.	63
FIGURA 31. RMS DOS ENVELOPES DE RUÍDO BARKHAUSEN PARA A AMOSTRA NORMALIZADA, O NÚCLEO E AS TRÊS AMOSTRAS EM FUNÇÃO DO CAMPO EXTERNO APLICADO.	65
FIGURA 32. ÁREAS DO RMS DE BARKHAUSEN VERSUS DUREZA DO PONTO DE TRANSIÇÃO MÉDIO Λ_1 . A CURVA SÓLIDA SERVE DE GUIA PARA OS OLHOS.	66
FIGURA 33. DEPENDÊNCIA DA FREQUÊNCIA DA FFT PARA VÁRIAS AMOSTRAS.	67
FIGURA 34. ILUSTRAÇÃO DO CÁLCULO DA FFT ASSOCIADO COM O RUÍDO BARKHAUSEN E O FUNDO.	68
FIGURA 35. ÍNDICE DE POTÊNCIA NORMALIZADA (IPN) VERSUS FREQUÊNCIA PARA VÁRIAS AMOSTRAS. A ESCALA INFERIOR (ESPESSURA DA CAMADA) RELACIONA A DEPENDÊNCIA DO IPN À FREQUÊNCIA E À ESPESSURA DA CAMADA POR MEIO DA EQUAÇÃO (4) DE DISTÂNCIA DE PENETRAÇÃO.	69
FIGURA 36. MICROGRAFIAS PARA DUAS AMOSTRAS. AS AMOSTRAS ENDURECIDAS PERDERAM CARBONO DURANTE O TRATAMENTO TÉRMICO. A REGIÃO DESCARBONETADA É MOSTRADA COMO UMA REGIÃO ESBRANQUIÇADA.	70
FIGURA 37. EXEMPLO DO EFEITO DO TRATAMENTO CRIOGÊNICO NA MICROESTRUTURA DA AMOSTRA 9410, ANTES E DEPOIS DO TRATAMENTO.	71
FIGURA 38. IPN DAS AMOSTRAS ANTES DO TRATAMENTO CRIOGÊNICO.	72
FIGURA 39. IPN DAS AMOSTRAS APÓS O TRATAMENTO CRIOGÊNICO.	72

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

RB	Ruído Barkhausen
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Ótica
UCS	Universidade de Caxias do Sul
HV	Dureza Vickers
LAMEC	Laboratório de Mecânica
FFT	Transformada Rápida de Fourier
IPN	Índice de Potência Normalizada

SUMÁRIO

RESUMO	8
ABSTRACT	9
LISTA DE TABELAS	10
LISTA DE FIGURAS	11
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	13
1 INTRODUÇÃO	16
2 OBJETIVOS	18
2.1 OBJETIVO GERAL	18
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	18
3.1 FERROMAGNETISMO	19
3.1.1 <i>Materiais Ferromagnéticos</i>	20
3.1.2 <i>Domínios Magnéticos e Paredes de Domínios Magnéticos</i>	22
3.1.3 <i>Processo de Magnetização</i>	23
3.1.4 <i>Ruído Barkhausen</i>	26
3.1.5 <i>Estudos de Casos</i>	28
3.2 O AÇO	31
3.2.1 <i>Tratamento Termoquímico</i>	33
3.2.2 <i>Tratamentos Térmicos</i>	37
4 MATERIAIS E MÉTODOS	41
4.1 MATERIAIS	41
4.2 MÉTODOS	42
4.2.1 <i>Preparação das amostras</i>	43
4.2.2 <i>Caracterização das amostras</i>	45
4.2.3 <i>Medidas Magnéticas e Análise dos Dados</i>	48
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	56
5.1 CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS	56
5.1.1 <i>Rugosidade Superficial</i>	56
5.1.2 <i>Perfis de Dureza</i>	57
5.1.3 <i>Microscopia Ótica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)</i>	59
5.2 MEDIDAS MAGNÉTICAS	63
5.2.1 <i>Histerese Magnética</i>	63
5.2.2 <i>Medidas de Ruído Barkhausen</i>	65
5.3 ANÁLISE DOS DADOS	65
5.3.1 <i>Amplitudes do Ruído Barkhausen (RMS)</i>	65
5.3.2 <i>Dependência com a frequência</i>	66
5.3.3 <i>Resultado Tratamento Criogênico</i>	71
6 TRABALHOS APRESENTADOS E SUBMETIDOS	73

7	CONCLUSÕES.....	74
8	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	76
9	REFERÊNCIAS.....	77

1 INTRODUÇÃO

O avanço tecnológico constante implica, cada vez mais, na obtenção de materiais com melhor desempenho e qualidade. Entre as várias melhorias que um material em serviço precisa obter está a resistência do mesmo ao desgaste. Tomando o aço, por exemplo, uma técnica muito comum é o endurecimento da sua superfície por este proporcionar um aumento na resistência ao desgaste, com conseqüente maior vida útil do componente (HUTCHINGS, 1992).

A determinação da espessura da camada endurecida na superfície de um aço é um fator importante para o controle da qualidade das peças e para um controle do processo de tratamento térmico. Além disso, a determinação da espessura dura que esteja sobrando numa peça é vantajosa para o planejamento de retrabalho dessa peça. A maneira tradicional de determinar um perfil de dureza utiliza medidas de microdureza, onde indentações são feitas da superfície até o núcleo da peça. Uma vez que a peça deve ser cortada e polida, este método é destrutivo e consome tempo. Assim, vários outros métodos vêm sendo desenvolvidos, dentre eles técnicas eletromagnéticas (JILES, 1988).

Neste projeto foram estudadas, caracterizadas estrutural e magneticamente amostras de aço SAE 8620 e 1020, com superfície endurecida pelo processo de cementação e têmpera, em diferentes tempos gerando diferentes espessuras de camada, por meio de determinação de perfil de dureza, microscopia ótica, histerese magnética e medidas de ruído Barkhausen. A espessura da camada dura produzida após a têmpera fica em torno de 0,3-0,8 mm. Outras técnicas para produzir uma superfície dura incluem a têmpera por indução, para camadas mais espessas ou formação de nitretos na superfície, o que leva a camadas duras mais finas (CHIAVERINI, 2005).

O aço SAE1020 é utilizado em componentes mecânicos de uso como engrenagens, eixos, virabrequins, eixo-comando, pinos guia, anéis de engrenagens, colunas, catracas, capas. O aço SAE8620 é utilizado em componentes mecânicos de uso como; pinos guia de engrenagem, colunas, cruzetas, catracas, capas, eixos, coroas, virabrequins, eixos-comandos, pinos, guia, engrenagens, pinhões em geral.

Como o principal objetivo deste trabalho é de determinar a espessura da camada endurecida na superfície destes aços de forma não-destrutiva, medidas magnéticas de ruído Barkhausen (RB) foram feitas utilizando equipamentos apropriados. Os resultados neste

1 INTRODUÇÃO

trabalho apresentados foram obtidos da análise dos sinais de RB medidos e por cálculos numéricos.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

O objetivo deste estudo é determinar a espessura da camada dura em aços utilizando método não destrutivo de medição magnética de ruído Barkhausen.

2.2 Objetivos específicos

Programar procedimento laboratorial para medir o perfil de dureza na amostra, por técnicas tradicionais (destrutivas), como uma metodologia de controle;

Determinar quais são as grandezas físicas mais apropriadas para relacionar com a espessura de uma camada dura.

Aperfeiçoar o sensor/*yoke* para trabalho em baixas frequências.

Obter imagens de microscopia ótica das amostras para identificar a microestrutura do material e relacionar essa microestrutura com a condição magnética da amostra.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Ferromagnetismo

Dentre os tipos de materiais magnéticos, tanto do ponto de vista teórico como prático, a classe mais importante de materiais magnéticos são os ferromagnéticos (JILES, 1991).

O ferromagnetismo caracteriza-se como um tipo de magnetismo capaz de alinhar espontaneamente os momentos magnéticos atômicos, com ordem de longo alcance, que resulta em uma magnetização espontânea (COEY, 2009; GUIMARÃES, 2009).

Os momentos magnéticos atômicos estão associados aos elétrons individuais sendo originados em cada elétron em um átomo pelo movimento orbital ao redor do núcleo, movimento magnético orbital, e pela rotação do elétron ao longo do eixo de rotação também chamado de momento magnético de *spin* (CULLITY & GRAHAM, 2009).

A primeira teoria moderna do ferromagnetismo foi proposta por Pierre Weiss, em 1906. A teoria de Weiss, contém dois postulados essenciais: (1) magnetização espontânea e (2) divisão em domínios. Weiss supôs que um campo molecular em uma substância ferromagnética abaixo da sua temperatura de Curie é tão forte que pode magnetizar a substância à saturação mesmo na ausência de um campo aplicado. Assim, surgiu a idéia de uma substância auto-saturante, ou "espontaneamente magnetizada" baseada em observações feitas experimentalmente. Ele observou ainda que acima da sua temperatura de Curie T_C um ferromagneto torna-se paramagnético (CULLITY & GRAHAM, 2009).

As temperaturas de Curie dos três principais metais ferromagnéticos, ferro, cobalto e níquel, são 1044 K, 1388 K e 628 K, respectivamente. O cobalto é o material conhecido por ter a maior temperatura de Curie (COEY, 2009).

A segunda hipótese de Weiss foi que um ferromagneto no estado desmagnetizado é dividido em um número de pequenas regiões chamadas domínios. Cada domínio é espontaneamente magnetizado para o valor de magnetização de saturação M_S , mas as direções de magnetização dos vários domínios são tais que a amostra tem como um todo nenhuma magnetização líquida (CULLITY & GRAHAM, 2009).

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1.1 *Materiais Ferromagnéticos*

Pode-se fazer uma classificação simples de materiais ferromagnéticos com base na sua coercividade. Coercividade é uma propriedade magnética sensível à estrutura, o que quer dizer que ela pode ser alterada pela submissão da amostra a diferentes tratamentos térmicos e mecânicos. A coercividade é o campo magnético necessário para reduzir a magnetização de saturação para zero. É fortemente dependente da condição da amostra, sendo afetada por fatores tais como o tratamento térmico ou deformação (JILES, 1991).

Observou-se no passado que as amostras de ferro e aço que foram mecanicamente endurecidas também tiveram alta coercividade, enquanto aquelas que estavam moles tiveram baixa coercividade. Assim, os termos duro e mole foram utilizados para distinguir ferromagnetos com base na sua coercividade (JILES, 1991).

Outras propriedades magnéticas importantes para as aplicações dos materiais ferromagnéticos são a susceptibilidade magnética e a permeabilidade magnética. Tanto a susceptibilidade magnética quanto a permeabilidade magnética são uma resposta magnética de um meio quando aplicado um campo magnético H e, são denotadas por χ e μ , respectivamente. A susceptibilidade magnética é dada na equação (1) e, é adimensional.

$$\chi = M / H \quad (1)$$

Onde M é a magnetização do sólido e H é o campo magnético aplicado ao material. A permeabilidade magnética de um material, em geral, não é constante, pois depende do campo magnético H . A permeabilidade usualmente é definida pela relação entre os módulos dos vetores apresentada na equação (2).

$$\mu = B / H \quad (2)$$

Onde B é a indução magnética (GUIMARÃES, 2009).

A permeabilidade pode ainda ser apresentada na forma diferencial, equação (3).

$$\mu' = dB / dH \quad (3)$$

A permeabilidade máxima diferencial μ_m , ocorre no campo coercivo onde $H = H_C$ e $B = 0$, e a permeabilidade diferencial inicial μ_0 é o declive da curva de magnetização inicial na origem, vide Figura 1. Ambas, permeabilidade máxima e inicial, são muito úteis pois é possível relacioná-las a outras propriedades do material, tal como tensão aplicada (JILES, 1991).

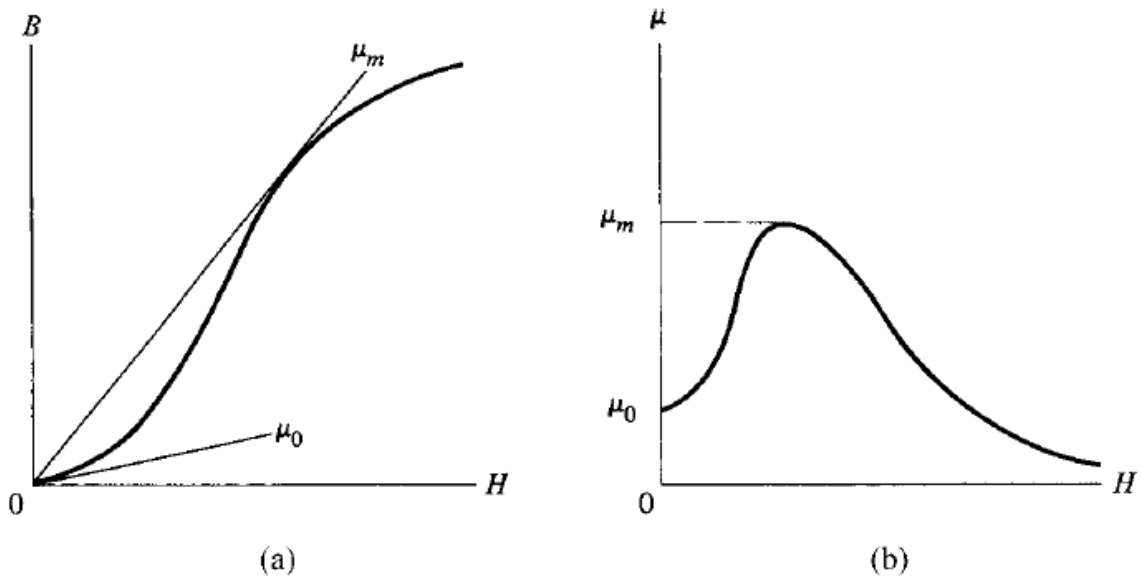


Figura 1. (a) Curva B vs H para um material ferromagnético ou ferrimagnético, e (b) corresponde a variação de μ com H (CULLITY & GRAHAM, 2009).

Além disto, a adequação das aplicações dos materiais ferromagnéticos é determinada, principalmente, pelas características apresentadas por suas curvas de histerese, pois estas combinam informações sobre uma propriedade magnética intrínseca, a magnetização espontânea M_S que existe dentro de um domínio de um ferromagneto e de duas propriedades extrínsecas, a remanência M_r e a coercividade H_C , que dependem de uma série de fatores externos, incluindo a forma de amostra, rugosidade da superfície, defeitos microscópicos e história térmica, bem como a taxa à qual o campo é varrido a fim de traçar a curva. Por exemplo pode-se citar os materiais ferromagnéticos utilizados em aplicações de transformadores que precisam ter alta permeabilidade e baixas perdas por histerese, devido à necessidade de uma conversão eficiente de energia elétrica (JILES, 1991; COEY, 2009).

Materiais magnéticos duros tem curvas de histerese amplas. Eles são apropriados para ímãs permanentes porque, uma vez magnetizados por aplicação de um campo magnético (H) suficiente para saturar o material, eles permanecem em um estado magnetizado quando o campo é removido. Em relação às suas propriedades os materiais magnéticos duros possuem remanência, coercividade e indução magnética elevados, baixa permeabilidade inicial e grandes perdas de energia por histerese.

Materiais magnéticos moles têm curvas muito estreitas e são ímãs temporários, pois facilmente perdem a sua magnetização assim que o campo é removido. Além disto, são utilizados em dispositivos que ao serem submetidos a campos magnéticos alternados

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

apresentam baixas perdas de energia, sendo utilizados assim, em núcleo de transformadores por exemplo. Portanto, a área no interior do ciclo de histerese destes materiais é pequena e estreita (COEY, 2009)

Os materiais ferromagnéticos são utilizados para diferentes aplicações como em ímãs permanentes, motores elétricos, gravação magnética, geração de energia e indutores (JILES, 1991).

3.1.2 Domínios Magnéticos e Paredes de Domínios Magnéticos

Domínios magnéticos são pequenos volumes distribuídos ao longo dos materiais e são compostos por vários átomos que se encontram alinhados paralelamente. Em domínios magnéticos, a magnetização é igual à magnetização de saturação M_S . No estado desmagnetizado, sem a influência de tensões ou campos magnéticos externos, os domínios se encontram distribuídos de forma aleatória e a magnetização resultante do material é igual ou próxima a zero. Quando os domínios sofrem a influência de um campo magnético externo, os domínios de um dado volume sofrem uma rotação conjunta em volta de seu próprio eixo e se alinham na direção mais próxima à direção do campo magnético externo aplicado ocasionando mudanças apenas na direção da magnetização do volume (BOHN, 2009; CULLITY & GRAHAM, 2009).

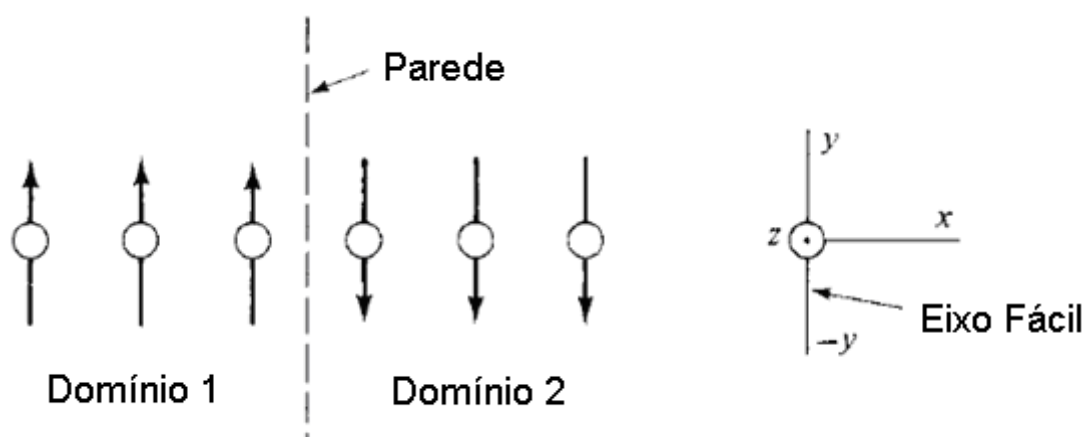


Figura 2. Parede de domínio de 180° de espessura zero hipotética (adaptado de CULLITY & GRAHAM, 2009).

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A parede de domínio magnético é a interface entre os domínios magnéticos com regiões em diferentes direções nas quais ocorre a magnetização espontânea. Na parede a magnetização deve mudar de direção a partir de uma direção cristalográfica fácil para outra, Figura 2. A primeira análise teórica da estrutura de uma parede de domínio foi feita por F. Bloch em 1932, e por este motivo as paredes de domínio são portanto muitas vezes chamadas de paredes de Bloch (JILES, 1991; CULLITY & GRAHAM, 2009).

Em geral, as paredes de domínio são classificadas como paredes de 180° e paredes que não são de 180° . As paredes de domínio de 180° ocorrem em praticamente todos os materiais e são distintas de todas as outras paredes que não são de 180° . Em paredes de 180° as direções de magnetização nos domínios vizinhos são antiparalelas e, conseqüentemente, os momentos nos dois domínios sempre encontram equivalentes direções cristalográficas. Em materiais cúbicos com constante de anisotropia maior do que zero ($K > 0$), por exemplo o ferro, as paredes que não são de 180° são todas paredes de 90° , de modo que a direção dos momentos em domínios vizinhos são perpendiculares (JILES, 1991).

3.1.3 *Processo de Magnetização*

O processo de magnetização é o processo através do qual, a partir de um estado de vários domínios, obtém-se um único domínio magnetizado no mesmo sentido no qual o campo é aplicado. Este processo é ilustrado esquematicamente na Figura 3 (CULLITY & GRAHAM, 2009).

Por sua vez, o processo de magnetização ocorre pela rotação dos domínios e pelo movimento de parede, sendo que ambos os processos podem ser manifestados como reversíveis ou irreversíveis. Sob a ação do campo magnético as paredes de domínio curvam-se em um processo reversível em baixas amplitudes de campo e expandem-se como uma membrana elástica, sob a ação do campo magnético. Quando o campo é removido a parede retorna à sua posição original. No entanto, o processo torna-se irreversível se a parede de domínio é suficientemente deformada e a expansão continuar sem um aumento adicional ou se durante esse processo de magnetização a parede posterior encontrar locais de aprisionamento que impeçam o seu relaxamento após a remoção do campo (JILES, 1991).

A rotação dos momentos magnéticos dentro de um domínio é reversível em baixas amplitudes de campo quando a direção de alinhamento dos momentos magnéticos é deslocada ligeiramente a partir dos eixos cristalográficos fáceis para a direção do campo. Em amplitudes

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

de campo intermediária a alta existe um processo irreversível dentro do domínio em que os momentos de rotação mudam do seu eixo fácil original para o seu eixo fácil mais próximo na direção do campo, isto é, quando a energia do campo supera a energia anisotrópica (JILES, 1991).

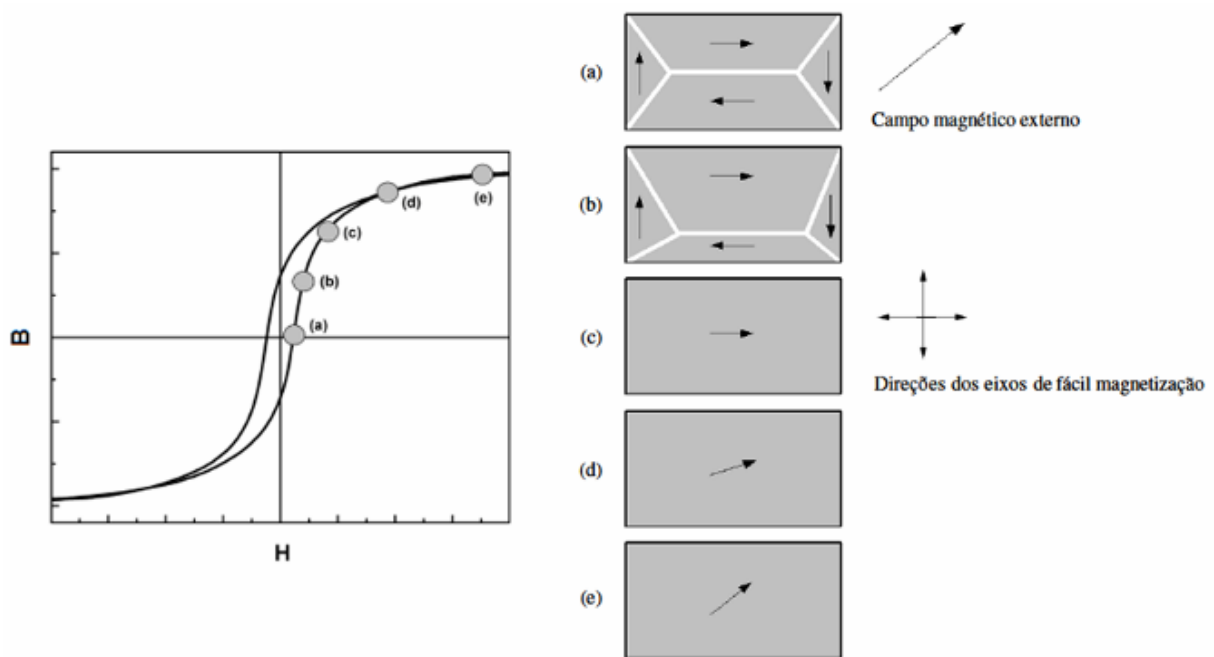


Figura 3. O processo de magnetização em um material ferromagnético (BOHN, 2009).

O processo de magnetização típica de um material ferromagnético, ilustrado na Figura 3, é apresentado em cinco pontos assinalados na curva de magnetização: no ponto (a) a amostra está desmagnetizada; em (b) com o aumento do campo magnético externo ocorre um aumento dos domínios orientados favoravelmente ao campo; em (c) a magnetização está orientada ao longo dos eixos de fácil magnetização; em (d) com o aumento do campo, ocorre o processo de magnetização pela rotação da magnetização e; em (e) a magnetização está alinhada paralelamente à direção do campo magnético externo quando atinge a magnetização de saturação (BOHN, 2009).

As mudanças de magnetização que resultam da aplicação de um campo magnético a um material ferromagnético podem ser reversíveis ou irreversíveis, dependendo dos processos de domínios envolvidos. Uma mudança na magnetização reversível é aquela em que, após a aplicação e remoção de um campo magnético, a magnetização retorna ao seu valor original.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Em materiais ferromagnéticos isso somente ocorre para pequenos incrementos de campos. Mais frequentemente, ambas as mudanças reversíveis e irreversíveis ocorrem em conjunto, de modo que na remoção do campo de magnetização não retorna ao seu valor inicial (JILES, 1991).

Durante o processo de magnetização de materiais ferromagnéticos pode ocorrer uma resposta irreversível não linear da magnetização M ao campo magnético H aplicado. Este fenômeno é conhecido como ciclo de histerese magnética (vide Figura 4).

Como pode-se observar na Figura 4, se H é aumentado indefinidamente a magnetização atinge um valor máximo no qual, nesta condição, todos os domínios magnéticos no interior do material estão alinhados na direção do campo magnético aplicado. Isto é, o material atinge a magnetização de saturação (COEY, 2009).

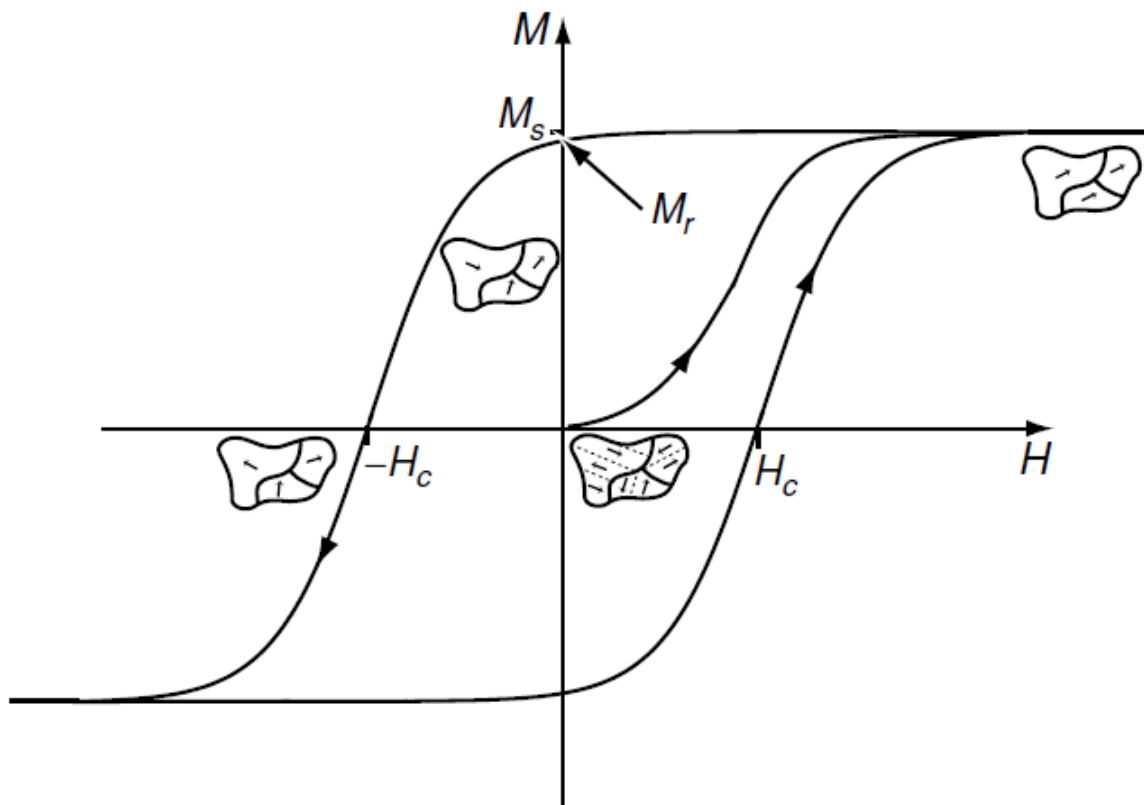


Figura 4. Ciclo de histerese característico de um material ferromagnético (COEY, 2009).

Embora esta curva pareça ser contínua, o que ocorre realmente é uma descontinuidade durante o processo de magnetização, devido à presença de barreiras como bordas, inclusões, discordâncias, presentes na microestrutura do material, dificultando o movimento das paredes de domínios, como pode ser visto na Figura 5.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Quando um material ferromagnético como aço é sujeito a um campo magnético variável, mudanças abruptas na indução magnética induzem pulsos de voltagem numa bobina em torno do corpo de prova. Estes pulsos de voltagem ocorrem de forma descontínua, Figura 5, e este fenômeno é conhecido como efeito Barkhausen (CULLITY & GRAHAM, 2002).

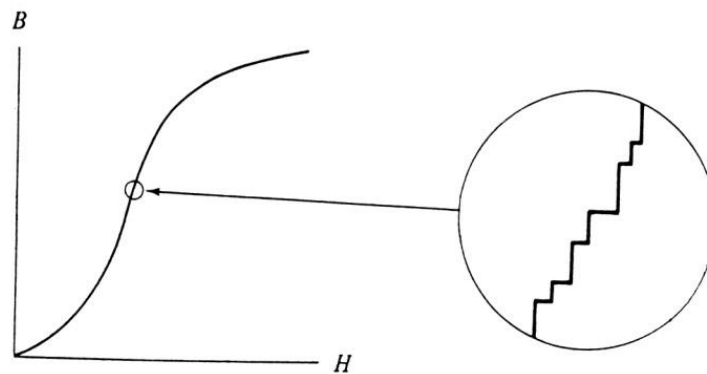


Figura 5. Descontinuidades na magnetização causando o ruído Barkhausen (JILES, 1991).

3.1.4 Ruído Barkhausen

O efeito Barkhausen foi descoberto em 1919 utilizando uma bobina enrolada sobre um material magnético e ligada por meio de um amplificador a um alto-falante ou fones de ouvido, como ilustrado na Figura 6. Como cada modificação de amplitude é proporcional à modificação correspondente no fluxo de indução da bobina, deslocando o ímã pode-se observar, ao mesmo tempo, a modificação da indução e da intensidade do ruído. O deslocamento foi feito à mão e por esta razão a precisão não era tão grande. No entanto, não importava quão suave e continuamente o campo era variado, um ruído foi ouvido pelo alto-falante (DURIN & ZAPPERI, 2004).

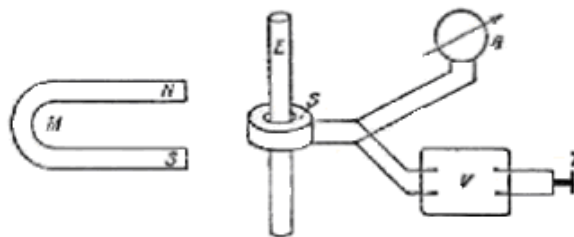


Figura 6. Aparelho experimental do artigo original (DURIN & ZAPPERI, 2004).

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Assim, se a bobina for ligada a um osciloscópio, em vez de a um alto-falante, picos irregulares podem ser observados na curva de tensão-tempo, como ilustrado na Figura 7. Estes picos de tensão são conhecidos como ruído Barkhausen. A força eletromotriz induzida (fem) na bobina sensora é proporcional à taxa de variação do fluxo magnético através dela. Mas, mesmo que dH / dt seja constante, e mesmo para B e H da curva praticamente lineares, a tensão induzida não é constante com o tempo, mas mostra muitas mudanças descontínuas (CULLITY & GRAHAM, 2009).

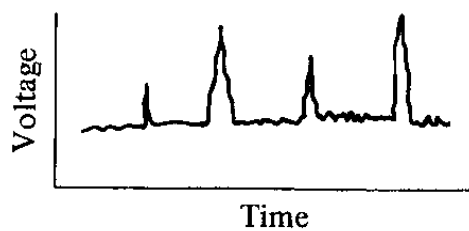


Figura 7. Efeito Barkhausen (CULLITY & GRAHAM, 2009).

O efeito Barkhausen foi originalmente pensado ser devido a rotações súbitas do vetor M_S a partir de uma orientação para outra, em vários pequenos volumes da amostra. Hoje se sabe que o efeito Barkhausen é devido, principalmente, às paredes de domínio que fazem saltos súbitos de uma posição para outra. De qualquer maneira, o efeito Barkhausen é uma evidência para a existência de domínios (CULLITY & GRAHAM, 2002).

Atualmente sabe-se também que o ruído de Barkhausen (RB) é sensível à microestrutura do material e ao estado de tensões dos materiais magnéticos (JILES, 1991).

Medidas de ruído Barkhausen (RB) e análises de curvas de histerese têm sido usadas para diferentes formas de caracterização de materiais magnéticos, como por exemplo, para determinar o estado de tensões residuais em aços (JILES, 1988).

O uso de RB para determinação da espessura de uma camada na superfície de um aço depende da possibilidade de observar sinais RB tanto da superfície como do núcleo do material. A estimativa do alcance de penetração do sinal RB pode ser obtida pela equação (4) que é a equação clássica para a distância de penetração (δ) também chamada de *skin depth*.

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\pi f \sigma \mu}} \quad (4)$$

Onde f é a frequência da onda eletromagnética em questão, σ é a condutividade, e μ é a permeabilidade do material em questão. Assim, se a frequência, a condutividade ou a

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

permeabilidade aumentam, a distância de penetração diminui e por sua vez, se a frequência, a permeabilidade e a condutividade diminuem, a distância de penetração é aumentada (CORSON & LORRAIN, 1962).

3.1.5 Estudos de Casos

Alguns estudos iniciais relacionados à aplicação de medidas de RB como método não destrutivo de caracterização de materiais ferromagnéticos são aqui apresentados.

Bach *et al.* (1988) relacionaram a razão entre as alturas de dois picos de RB com a espessura da camada endurecida, atribuindo um dos picos à camada endurecida superficial e o outro pico à região mole presente no núcleo das amostras. A intensidade do campo magnetizante utilizado pelos autores foi de aproximadamente 100 A/cm e frequências de excitação numa faixa de 50 mHz a 25 kHz possibilitando, assim, a distinção magnética entre a camada endurecida superficial e o núcleo mole. Estas frequências foram estimadas pela equação (4) de distância de penetração do sinal na amostra. As amostras utilizadas foram fragmentos de virabrequins e de cremalheiras com superfície endurecida por indução.

Neste mesmo ano, Hwang & Kim (1988) estudaram a influência dos picos de RB sob a deformação plástica em uma folha de aço baixo carbono (0,033 %).

No ano seguinte, Alessandro *et al.* (1989) estudaram as propriedades microscópicas do processo de magnetização com base em uma abordagem estatística teórica do espectro de potência do ruído RB em FeSi laminado.

Em 1990, Alessandro *et al.* (1990) criaram um modelo teórico, conhecido por Modelo ABBM (Alessandro, Beatrice, Bertotti, Montorsi) que descreve teoricamente e experimentalmente a dinâmica das paredes de domínio e o efeito Barkhausen em materiais ferromagnéticos. Este modelo é uma descrição teórica da dinâmica das paredes de domínios proposta para prever as propriedades estatísticas do RB principalmente da distribuição de probabilidade de amplitude e do espectro de potência. Embora este modelo não seja aplicado a este trabalho vale salientar a sua importância, sendo muito utilizado por vários autores como, por exemplo, no trabalho de Pérez-Benitez *et al.* (2005) que utilizaram o modelo ABBM para estabelecer a dependência do envelope de RB com o teor de carbono e da influência dos diferentes defeitos presentes em aços planos.

Posteriormente outros autores realizaram estudos utilizando o efeito Barkhausen, entre eles Jiles *et al.* (1993) que estudaram a variação com frequência dos picos de RB para

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

identificar a sua origem e comentar as modificações induzidas numa camada superficial por *shot peening* (processo de trabalho a frio usado para produzir uma camada de tensão residual compressiva e modificar as propriedades mecânicas dos metais).

Dubois & Fiset (1995) procuraram uma correlação entre a espessura e o espectro integrado de frequências de RB utilizando análise de altas frequências, acima de 100 kHz, ficando assim limitados a microestrutura presente na superfície dura das amostras. As amostras utilizadas pelos autores foram amostras cementadas em aço AISI 8620 e 9310 e amostras nitretadas em ferramentas de aço AISI P20, D2 e H13 tendo como resultado uma curva com uma relação linear entre os valores obtidos depois da integração do sinal do espectro de frequência e a espessura das camadas de todas as amostras estudadas. Os autores observaram ainda uma diminuição do RB com o aumento da dureza presente na superfície das amostras.

Vaidyanathan *et al.* (2000), ao contrário de Bach *et al.* (1988) e Dubois & Fiset (1995) consideraram também a microestrutura da camada endurecida para explicar pequenas variações nas posições dos dois picos no espectro de RB. Fizeram também uma correlação das amplitudes dos picos com a espessura da camada modificada.

Jiles (2000) apresenta um segundo modelo histerético-estocástico sobre a dinâmica de magnetização de domínios e o efeito Barkhausen. Neste modelo o autor explica os fenômenos envolvidos durante a magnetização de materiais ferromagnéticos por meio de equações matemáticas apresentando, ainda possíveis aplicações do modelo para determinação de espessura de camada usando a equação (4), para identificações de tensões nos materiais, para caracterização microestrutural e da superfície.

Moorthy *et al.* (2004) avaliaram a tensão residual em amostras de aço En36 cementadas utilizando medidas magnéticas de RB e analisando os picos gerados.

Bowler (2005) utilizou um método de medida da queda de potencial associado com o fluxo de corrente alternada (ACPD) em quatro pontos em placas metálicas de bronze, alumínio, aço inoxidável, aço mola e aço carbono em função da frequência a fim de determinar a espessura das placas. Este método utiliza-se de medidas de impedância com varreduras de frequência num intervalo de 40 Hz a 20 kHz.

No mesmo ano, Kinser *et al.* (2005) publicou um artigo no qual os autores utilizaram o modelo histerético-estocástico de Jiles (2000), buscando por meio de medições e simulações desenvolver técnicas para medições de espessura de camadas endurecidas em hastes de aço com superfície endurecida por indução.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Utilizando o modelo histerético-estocástico, Lo *et al.* (2006), visando determinar a espessura de camada dura em amostras de aço com superfície endurecida por indução, utilizaram análises do sinal e cálculos teóricos no qual obtiveram dois picos de RB, um associado à camada dura (superfície) e outro ao núcleo (mole) presentes na amostra.

A fim de monitorar as mudanças microestruturais durante a têmpera e revenido de aço SAE 5140, os autores Davut & Gür (2007) utilizaram medições magnéticas de Barkhausen e observaram que à medida que as amostras resfriavam a amplitude do sinal de RB diminui com o surgimento da microestrutura martensítica na superfície das amostras.

Em 2007, uma patente de Nummila *et al.* (2007), sugeriu a utilização da integração do sinal RB sobre uma faixa de frequências para tornar mais sensível o método. Essa patente insiste na utilização de frequências ultra baixas (100-1000 Hz), cujos valores podem ser calculados a partir da equação (4). Também insiste na utilização de campos magnéticos não muito altos para eliminar, na medida do possível, ruído associado com a camada externa (dura) e favorecer sinais da região interna da peça (mole). Embora essa patente faça uma série de sugestões para melhorar o desempenho do sistema, a Stresstech Oi, empresa detentora da patente, ainda não produziu um sistema comercial para medir a espessura de camadas duras em aço.

Pérez-Benitez *et al.* (2008) utilizam um modelamento teórico para analisar os saltos de Barkhausen em aços de baixo carbono estabelecendo uma correlação da microestrutura e os parâmetros de magnetização com a amplitude e duração dos saltos de RB.

Lo (2008) empregou o modelo histerético-estocástico de Jiles (2000) com medições do espectro de potência em frequências baixas (1 - 100 kHz) para extrair espessuras de camadas de amostras de Ni₉₇Al₃ oxidadas e de aço cementado. Embora o autor tenha empregado este modelo empírico não há clareza e detalhamento de sua aplicação. Além disto, no trabalho de Lo (2008) não foram fornecidas de forma clara informações importantes sobre como foram realizadas as medidas magnéticas, o tipo de aço utilizado e como os dados foram analisados, de forma a permitir a sua reprodução, diferentemente do que o presente trabalho pretende fornecer buscando reproduzir essa metodologia, que se mostra ainda assim, promissora.

Em estudo posterior, Zhang *et al.* (2009) verificaram para um aço 8620 cementado uma transição de martensita na superfície (camada endurecida) para uma mistura das fases ferrita e perlita no núcleo do corpo de prova (camada mole) salientando a importância das fases presentes e dureza do material para o caso de determinação de espessuras de camadas.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Zerovnik *et al.*. (2010) avaliaram a microestrutura, a dureza e tensão residual em amostras de aço com camadas endurecidas por indução utilizando medições de Ruído Barkhausen e verificaram a ocorrência de alterações de absorção de energia na superfície da amostra afetada pela variação da microestrutura, microdureza e tensão residual.

Mironenko *et al.* (2011) utilizaram um método de análise de tensão (3MA) e analisaram os dados em uma plataforma MODIMAG, ambos desenvolvidos, pelo Fraunhofer Institute of Nondestructive Testing. Os autores estudaram a relação existente entre o espectro de potência do Ruído Barkhausen, para frequências de 0 a 100 MHz, com a espessura da camada em amostras nitretadas. Consideraram também a tensão residual das amostras e os harmônicos envolvidos no experimento.

A fim de caracterizar o processo de transformação da fase austenita para martensita os autores Cápo-Sánchez *et al.* (2011) utilizaram medidas de resistividade elétrica e de ruído Barkhausen durante o resfriamento em nitrogênio líquido em uma barra de aço AISI D2, na ausência de campo externo sugerindo assim, um novo método de medição chamado de emissão magnética espontânea (SME).

Goldenstein *et al.* (2012) utilizando medições de RB, sem aplicação de campo externo, detectaram as mudanças durante a transformação da martensita pela emissão magnética espontânea de uma amostra de Fe-Ni-C durante o resfriamento.

No mesmo ano, Huallpa *et al.* (2012) determinaram a temperatura inicial de transformação da fase martensítica em um aço de trabalho a frio AISI D2 utilizando medidas magnéticas de Barkhausen.

Sorsa *et al.* (2012) utilizaram o método de difração de raios-X e de medições magnéticas de ruído Barkhausen para preverem quantitativamente a tensão residual e a espessura de camada endurecida em aço 18CrNiMo7-6, respectivamente.

Santa-aho *et al.* (2012) estudaram amostras de aço com espessura de camada de até 4 mm usando varreduras de tensão de magnetização em diferentes frequências.

3.2 O Aço

Podemos definir aço como uma liga ferro-carbono, com certos elementos residuais resultantes dos processos de fabricação, com percentuais de carbono que variam de 0,008% até aproximadamente 2,11% (CHIAVERINI, 1979).

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O estudo do diagrama de fases Fe-C, ilustrado na Figura 8, permite a compreensão deste sistema e do desenvolvimento de várias das possíveis microestruturas.

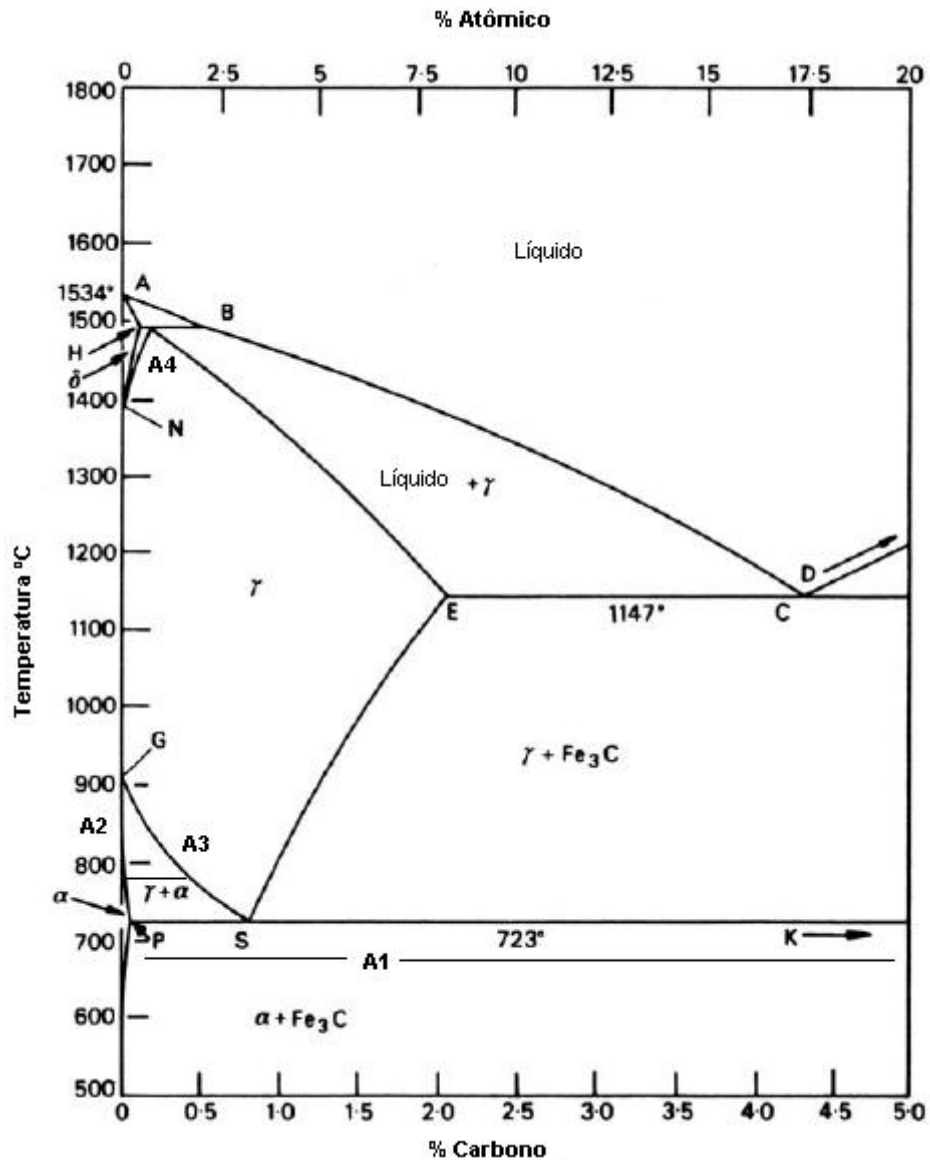


Figura 8. O diagrama de fases Fe-C até 5% (BHADESHIA & HONEYCOMBE, 2002).

No diagrama Fe-C (vide Figura 8) são apresentadas as várias temperaturas que determinam as fases de transformação e possíveis microestruturas das ligas Fe-C.

A temperatura A1 é onde ocorre a reação no ponto eutetóide que é 723 °C no diagrama binário (PSK).

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A temperatura A3 é onde o ferro α ou ferrita se transforma em ferro γ ou austenita. Porém a temperatura de transformação é progressivamente diminuída ao longo da linha GS a medida que aumenta o teor de carbono.

A temperatura do terceiro ponto A4 é aquela em que γ -ferro se transforma em ferro- δ , 1390 °C para o ferro puro, mas este somente é gerado quando o teor de carbono é aumentado. O ponto A2 é ocorre a temperatura de Curie quando aços ferríticos mudam para a condição paramagnética.

O ponto eutetóide ocorre na temperatura de 723 °C e composição de cerca de 0,8% C (S). Ligas com menos de 0,8% C, hipoeutetóides, resfriadas lentamente formam a partir da austenita, na faixa de 910 a 723 °C, a microestrutura chamada perlita, uma mistura lamelar de ferrita e carboneto de ferro (Cementita). Na austenita com teor de 0,8 a 2,06% de carbono, hipereutetóide, ao resfriar lentamente no intervalo de temperatura de 1147 a 723 °C, primeiro ocorre a formação progressiva de cementita e, a partir de 723 °C a austenita que contém 0,8% de carbono se transforma em perlita. Aços com menos de 0,8% carbono são, portanto, ligas hipoeutetóides com ferrita e perlita como os constituintes principais (BHADESHIA & HONEYCOMBE, 2002; CHIAVERINI, 2005).

As fases ferrita, cementita, perlita e austenita são os principais constituintes da microestrutura de aços ao carbono resfriados lentamente (COLPAERT, 1974; BHADESHIA & HONEYCOMBE, 2002).

3.2.1 Tratamento Termoquímico

Os tratamentos termoquímicos são utilizados quando se necessita de materiais, como o aço, por exemplo, com superfície endurecida. Este tipo de tratamento consiste na modificação parcial da composição química do material, nas regiões em que se deseja endurecer e é feito por meio de aplicação de calor num meio apropriado levando a uma alteração na composição química do aço até uma determinada profundidade que depende da temperatura do aquecimento e do tempo de permanência a esta temperatura. Além disto, estes tratamentos permitem o aumento da dureza e resistência ao desgaste superficial ao mesmo tempo em que o núcleo do material permanece dúctil e tenaz (CHIAVERINI, 2005).

Na Figura 9 são mostrados os vários métodos usados na engenharia de superfícies bem como as espessuras de camada dura produzida e suas respectivas temperaturas de processamento (HUTCHINGS, 1992).

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Os principais métodos termoquímicos utilizados na indústria são os processos de endurecimento de superfícies por cementação, nitretação, cianetação, carbonitretação e boretação.

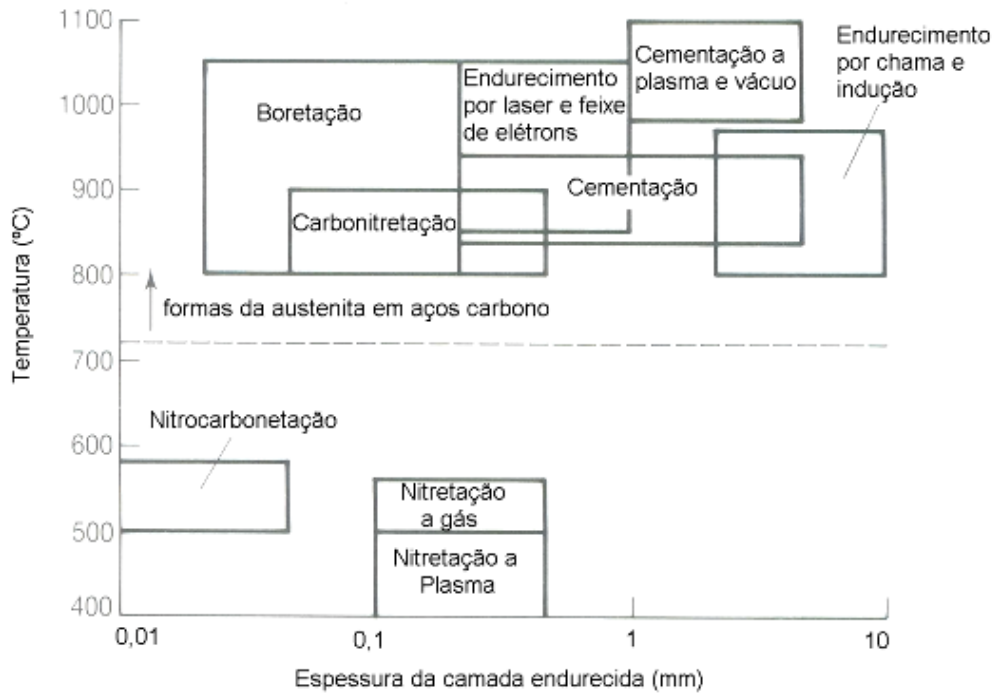


Figura 9. Comparação das temperaturas de processamento e profundidade da camada endurecida no material produzida por vários métodos de modificação da superfície em aço adaptado da referência (HUTCHINGS, 1992).

Neste trabalho o processo utilizado para o endurecimento superficial em aço é a cementação.

3.2.1.1 Cementação

Este processo consiste no enriquecimento superficial de carbono em certos aços pela introdução de carbono na superfície do mesmo por difusão pelo conveniente aquecimento seguido de têmpera gerando assim, uma superfície mais dura. Além disto, para que a solução de carbono no ferro seja fácil a temperatura do aço deve ser a do estado austenítico. Outro fator importante para o processo de cementação é o tempo em que o aço permanece em contato com substâncias carbonáceas e na temperatura, sendo estes fundamentais para a profundidade de penetração de carbono no aço (CHIAVERINI, 2005).

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O processo de cementação pode ser feito por três métodos: via sólida, por via gasosa e por via líquida.

A cementação sólida ou em caixa é um processo no qual o monóxido de carbono, derivado de um composto sólido, se decompõe na superfície de um metal em monóxido de carbono e dióxido de carbono. O monóxido de carbono é absorvido pelo metal e o dióxido de carbono reage imediatamente com o material carbonáceo presente no composto de cementação sólida para produzir novo monóxido de carbono. A formação de monóxido de carbono é aumentada por energizadores ou catalisadores, tais como o carbonato de bário (BaCO_3), carbonato de cálcio (CaCO_3), carbonato de potássio (K_2CO_3), e carbonato de sódio (Na_2CO_3), que estão presentes no composto de cementação (METALS HANDBOOK, 1991).

O processo de cementação sólida ocorre geralmente a temperaturas entre 850°C a 950°C e pode obter camadas com profundidade de cementação de até 2 mm ou mais. Neste processo ainda, procura-se obter teor de carbono superficial pouco acima do teor eutetóide para evitar a precipitação indesejável de carbonetos (CHIAVERINI, 2005).

Este tipo de cementação, por sua vez, apresenta vantagens e desvantagens. Entre as principais vantagens da cementação sólida pode-se destacar as seguintes: pode utilizar uma grande variedade de fornos porque produz a sua própria atmosfera; é ideal para arrefecimento lento de trabalho a partir da temperatura de cementação, um procedimento que pode ser vantajoso para as peças que necessitam ser usinadas após a cementação e antes da têmpera; exige menor experiência do operador; tende a diminuir o empenamento das peças.

As desvantagens deste processo são as seguintes: por sua natureza este tipo de processo é menos limpo; não é adequado para a produção de camadas superficiais finas por não permitir controle de tolerâncias estreitas; não pode proporcionar o grau de flexibilidade e precisão de controle sobre o teor de carbono de superfície e gradiente de carbono que pode ser obtido na cementação a gás; não é adequado para têmpera direta ou têmpera em matrizes; não possui flexibilidade no controle das condições de carbonetação, como é possível com a cementação a gás e; necessita de um maior tempo de processamento devido a redução da velocidade de aquecimento e resfriamento da massa de mistura carburizante e das caixas de cementação (METALS HANDBOOK, 1991; CHIAVERINI, 2005).

No entanto, este tipo de processo não é muito utilizado comercialmente pois tem sido substituído pelos processos de cementação a gás e líquida que são processos mais controláveis (METALS HANDBOOK, 1991).

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Na cementação a gás a fonte de carbono é um forno com atmosfera rica em carbono produzido a partir de hidrocarbonetos gasosos, por exemplo, metano (CH_4), propano (C_3H_8) e butano (C_4H_{10}). As peças de aço de baixo teor de carbono expostos a atmosferas ricas em derivados de carbono de uma grande variedade de fontes, cementam em temperaturas de 850°C (1560°F) e acima. Embora este modo de cementação ainda seja praticada em partes do mundo em que os recursos são limitados na prática o objetivo corrente nas fábricas modernas é o de controlar o teor de carbono na atmosfera do forno de modo que a concentração de carbono final na superfície das peças seja abaixo do limite de solubilidade na austenita e a deposição de fuligem da atmosfera do forno seja minimizada (METALS HANDBOOK, 1991).

A cementação a gás apresenta algumas vantagens e desvantagens. Como vantagens tem-se que neste processo a mistura carburizante fica bem definida e estável durante toda a fase ativa da cementação, além disto, é um processo de cementação mais limpo do que a cementação sólida, permite um melhor controle do teor de carbono e da espessura da camada cementada, é um processo mais rápido e, oferece a possibilidade de têmpera direta após a cementação. No entanto, como desvantagens este processo possui reações de carbonetação muito mais complexas, a instalação é onerosa (aparelhagem complexa de controle e segurança e pessoas mais habilitadas) e, o controle tem de ser não somente da temperatura, como é o caso da cementação sólida, mas da constância da mistura carburizante gasosa (CHIAVERINI, 2005).

O processo de cementação líquida é utilizado para a cementação de aço ou de peças de ferro. A difusão do carbono ocorre a partir da superfície para o interior produzindo uma camada que posteriormente pode ser endurecida, usualmente por banho em têmpera rápida. O carbono difunde-se a partir de banho no metal e produz uma camada comparável com a resultante de cementação a gás em uma atmosfera contendo algum amoníaco. No entanto, os tempos de ciclo para a cementação líquida são mais curtos do que aqueles para os de cementação a gás. Alguns tipos de banho de cementação líquida contêm cianeto, que introduz carbono e nitrogênio na camada. Um tipo de banho de cementação líquida, no entanto, utiliza uma classe especial de carbono, em vez de cianeto, que produz uma camada que contém somente carbono, como agente de endurecimento (METALS HANDBOOK , 1991).

A cementação líquida é feita num banho de sal fundido e pode ser feita em dois tipos de banhos: alta temperatura – entre 900° e 955°C , para camadas cementadas de maior

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

profundidade – entre 0,5 a 3 mm e; baixa temperatura – entre 840° a 900°C, para camadas cementadas que variam de 0,08 a 0,8 mm (CHIAVERINI, 2005).

Neste trabalho utiliza-se de cementação líquida e sólida para a obtenção das camadas cementadas.

3.2.2 Tratamentos Térmicos

Os tratamentos térmicos visam a remoção de tensões, o aumento ou diminuição da dureza, o aumento da resistência mecânica, a melhora da ductibilidade, da usinabilidade, da resistência ao desgaste, das propriedades de corte, da resistência a corrosão, da resistência ao calor e da modificação das propriedades elétricas e magnéticas (CHIAVERINI, 2005).

3.2.2.1 Normalização

A normalização do aço é um processo de tratamento térmico que ocorre em um ciclo de aquecimento de austenitização seguido de arrefecimento ao ar. Tipicamente, a peça é aquecida a uma temperatura de cerca de 55 °C (100 ° F) acima da linha superior crítica do carboneto de ferro no diagrama de fases. Para ser adequadamente classificados como um tratamento de normalização, a porção de aquecimento do processo deve produzir uma fase austenítica homogênea (cúbica de face centrada) antes do arrefecimento.

Para o aço SAE1020 e SAE8620 as temperaturas típicas de normalização são de 915°C e 925°C, respectivamente. Este tratamento é usado de forma preliminar a têmpera e ao revenido, pois produz uma estrutura uniforme, reduz a tendência ao empenamento e facilita a solução de carbonetos e elementos de liga. (METALS HANDBOOK, 1991; CHIAVERINI, 2005).

3.2.2.2 Têmpera

A têmpera tem como objetivo produzir uma estrutura predominantemente martensítica, até certa profundidade, pelo resfriamento rápido de uma amostra austenitizada em algum meio de resfriamento, tal como a água, o óleo ou o ar. Dentre os três meios de resfriamento mais comuns a água é a que produz o resfriamento mais severo, seguida pelo óleo e depois pelo ar (CHIAVERINI, 2005; CALLISTER, 2002).

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.2.2.3 Transformação da Austenita

No diagrama de transformação isotérmica (TTT- Transformação-Tempo-Temperatura), ilustrado na Figura 10, pode-se observar, para cada temperatura os pontos de início e de fim da transformação da austenita. Este diagrama é para um aço eutetóide que é o aço utilizado neste trabalho. O ponto F_i é a linha que indica a separação inicial da ferrita quando o aço entra na zona crítica e o ponto P_i indica o início da transformação da austenita em perlita (ferrita + cementita).

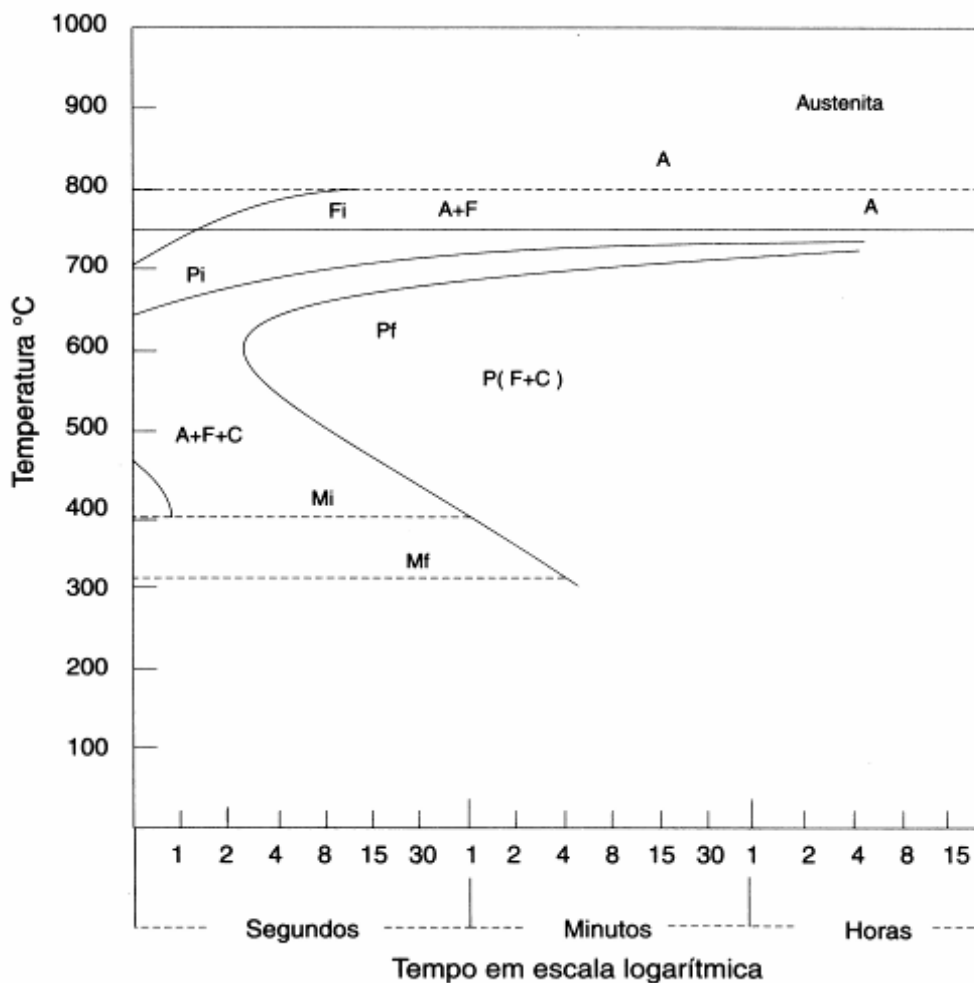


Figura 10. Diagrama TTT para aços com composição Eutetóide; A = Austenita; P = Perlita; C = Cementita; M = Martensita (CHIAVERINI, 2005).

O diagrama de equilíbrio Fe-C é para as condições de resfriamento lento. Quando a velocidade de resfriamento da austenita é aumentada não há tempo suficiente para uma completa movimentação atômica, que ocorre no resfriamento lento formando ferrita e

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

cementita, e as reações de transformação da austenita se modificam podendo deixar de formar a perlita e surgirem assim novos constituintes. A uma dada temperatura cessa-se a formação de perlita e surge um novo constituinte totalmente diferente, a martensita. A martensita caracteriza-se por apresentar um reticulado tetragonal e dureza elevada em torno de 65 a 67 Rockwell C (HRC) equivalente a 832 à 900 Vickers (HV), respectivamente (CHIAVERINI, 2005).

3.2.2.4 Transformação da Austenita Retida

Durante o processo de transformação da fase austenita na fase martensita, dependendo da composição do aço, pode-se ter à temperatura ambiente certa quantidade de austenita retida que pode ocasionar o fenômeno de instabilidade dimensional. Por este motivo alguns métodos são utilizados para transformar a austenita retida, tais como: revenido, tratamento a frio, sazonalamento, encruamento das peças, choque mecânico e ciclos acelerados de envelhecimento (CHIAVERINI, 2005).

O revenido é o tratamento utilizado após a têmpera a fim de aumentar a resistência ao choque, o alongamento e a estrição, além de aliviar as tensões internas e corrigir as excessivas durezas e fragilidade do material (COLPAERT, 1974).

A transformação da austenita retida em ferrita e cementita ocorre no intervalo de temperatura de 200° a 300°C no tratamento de revenido em aços de médio e alto carbono (CHIAVERINI, 2005).

O uso de tratamento a frio permite a melhora na porcentagem de transformação da austenita em martensita. Peças que passam pelo processo de tratamento a frio têm sua dureza aumentada devido a conversão da austenita retida em martensita. No entanto, dependendo do tamanho da peça a ser tratada a frio podem ocorrer fissuras durante e após o processo.

O tratamento a frio de aço consiste em expor o material ferroso a temperaturas muito baixas a fim de transmitir ou aumentar condições específicas ou as propriedades do material. Alguns dos benefícios do tratamento a frio em aço são o aumento da resistência mecânica, o aumento da estabilidade dimensional ou microestrutural, melhor resistência ao desgaste e alívio das tensões residuais.

O tratamento criogênico de aço é um tipo de tratamento a frio que utiliza de ciclos de tratamento, tipicamente consiste de um arrefecimento lento ($\sim 2,5 \text{ }^\circ\text{C} / \text{min}$ ou $4,5 \text{ }^\circ\text{F} / \text{min}$) a partir da temperatura ambiente até temperatura do nitrogênio líquido cerca de 80 K ($-315 \text{ }^\circ\text{F}$),

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

embebido por um período adequado (geralmente 24 h). No final do período de impregnação, o material é removido do nitrogênio líquido e deixado aquecer até à temperatura ambiente ao ar ambiente (METALS HANDBOOK , 1991).

O método de sazramento, por sua vez, utiliza-se da manutenção das peças tratadas em estoque por um determinado tempo ou da submissão destas peças a temperaturas extremas esperadas em serviço afim de transformar a austenita retida e forçar a ocorrência das modificações dimensionais. No entanto, com este método raramente isto é possível.

Os outros métodos que possibilitam a transformação da austenita retida são o encruamento das peças, choque mecânico e os ciclos acelerados de envelhecimento. No entanto, o encruamento de peças não é capaz de garantir a estabilidade dimensional. O método de choque mecânico é limitado pois o controle do mesmo é difícil e o método de ciclos acelerados de envelhecimento apresenta resultados semelhantes ao revenido comum (CHIAVERINI, 2005).

Assim, em virtude das condições estudadas e necessárias para este trabalho o método de tratamento criogênico é o escolhido para a transformação da austenita retida em martensita.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo são descritos os materiais utilizados e os métodos de preparação, caracterização e de medições magnéticas em aços SAE 8620 e SAE 1020. Os métodos de preparação descritos são compostos de análise de composição química dos aços SAE 1020 e SAE 8620, normalização, cementação, têmpera e tratamento criogênico (feito somente em alguns casos). Para a caracterização das amostras a metodologia utilizada consta de medidas de perfil de dureza, histerese magnética e imagens de microscopia eletrônica de varredura e ótica. A caracterização magnética foi obtida por medições de ruído Barkhausen (RB). Além disto, o equipamento utilizado para as medidas de RB e a forma de análise dos dados de RB são aqui detalhados.

4.1 Materiais

Os materiais escolhidos para este estudo são os aços SAE 8620 e SAE 1020 cementados e tratados termicamente. O aço SAE1020 é utilizado em componentes mecânicos de uso como engrenagens, eixos, virabrequins, eixo-comando, pinos guia, anéis de engrenagens, colunas, catracas, capas. O aço SAE8620 é utilizados em componentes mecânicos de uso como; pinos guia de engrenagem, colunas, cruzetas, catracas, capas, eixos, coroas, virabrequins, eixos-comandos, pinos, guia, engrenagens, pinhões em geral.

A escolha destes aços deve-se ao fato de que ambos são aços comuns muito utilizados na indústria. As amostras estão divididas em seis conjuntos conforme descritos abaixo:

1º Conjunto - 8 (oito) amostras cilíndricas de aço SAE 8620; 7 (sete) cementadas e 1(uma) sem cementação, com diâmetro de 34 mm e 50 mm de comprimento, fornecidas pela empresa Grefortec Fornos Industriais e Tratamento Térmico Ltda;

2º Conjunto - 7 (sete) amostras cilíndricas de aço SAE 8620, 6 (seis) cementadas e 1 (um) sem cementação, com diâmetro de 32 mm e 50 mm de comprimento, aço fornecido pela empresa Aços Vitória Comercial de Aços Ltda, tratados termicamente pela empresa Grefortec Fornos Industriais e Tratamento Térmico Ltda;

3º Conjunto - 4 (quatro) amostras planas de aço SAE 1020, 3 (três) cementadas e 1 (um) sem cementação, com 23 mm de altura, 48 mm de largura e 107 mm de comprimento, sendo o aço fornecido por empresa desconhecida tratados termicamente na empresa Tecnohard.

4º Conjunto - 4 (quatro) amostras planas de aço SAE 1020, cementadas, com 23 mm de altura, 48 de largura e 20 mm de comprimento, sendo o aço fornecido por empresa desconhecida, cementação na empresa Tecnohard e têmpera na UCS.

5º Conjunto - 4 (quatro) amostras planas de aço SAE 1020, cementadas, com 23 mm de altura, 48 mm de largura e 20 de comprimento, sendo o aço fornecido por empresa desconhecida, cementação feita na empresa Tecnohard e têmpera na UCS.

4.2 Métodos

Para realização deste estudo foram feitas, na fase de preparação das amostras, análises de composição química dos aços a serem utilizados; preparação das superfícies por usinagem; transformação da dureza da superfície por cementação e têmpera. Na fase de caracterização foram elaborados, para cada material, perfis de dureza, imagens de microscopia ótica (MO), imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e confecção de toróides nos quais foram feitas medições de histerese magnética. Para a determinação da camada endurecida nos aços, medidas magnéticas de ruído Barkhausen foram feitas com subsequente análise dos dados obtidos. Um fluxograma dos métodos utilizados é apresentado na Figura 11.

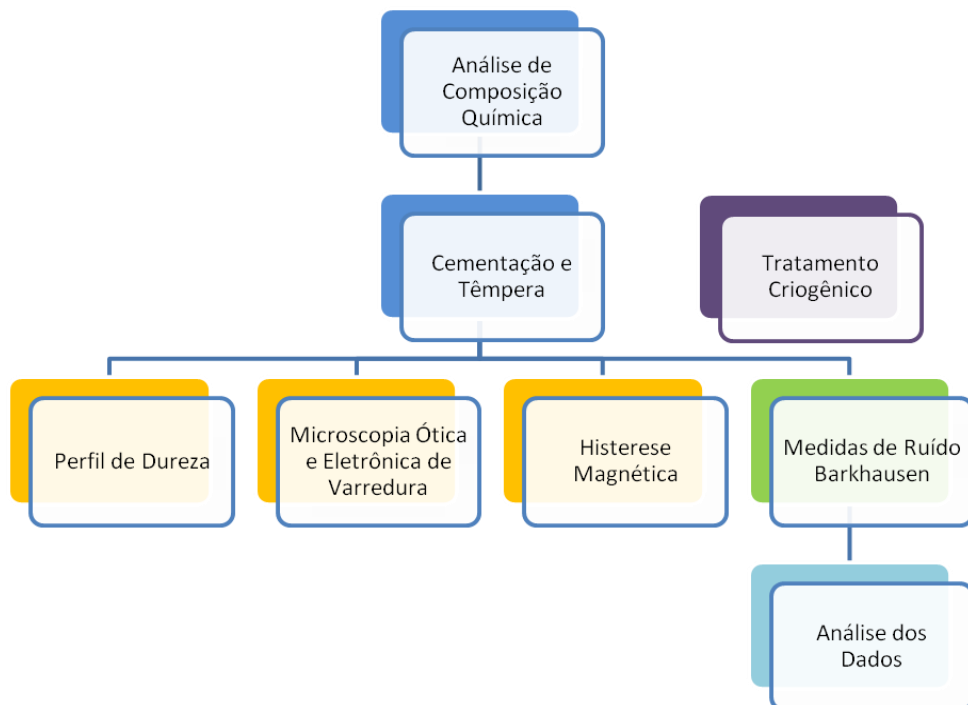


Figura 11. Fluxograma da metodologia utilizada neste estudo.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.2.1 *Preparação das amostras*4.2.1.1 Análise de Composição Química

Para as análises de composição química dos aços SAE 8620 e SAE 1020 foi utilizado um espectrômetro de emissão ótica por centelha da marca Spectrocast-spark analyzer 2000 v2.1. presente no LAMEC da UCS. O objetivo desta análise é conhecer o percentual de cada elemento na composição da liga. Os dados da composição química dos aços estudados são mostrados na Tabela 1, para o aço SAE 8620 e, nas Tabelas 2 e 3, para o aço SAE 1020, pois duas barras deste aço foram utilizadas de diferentes fornecedores. A composição química do aço SAE 8620 utilizado na confecção do primeiro conjunto é desconhecida, pois as amostras deste conjunto foram fornecidas à UCS já tratadas termicamente.

Tabela 1. Composição Química do Aço SAE 8620 - Aços Vitória Comercial de Aços Ltda

% C 0,227	% Si 0,267	% Mn 0,861	% P 0,022	% S 0,032	% Cr 0,486	% Mo 0,15
% Ni 0,408	% Al 0,026	% Co 0,012	% Cu 0,11	% Nb 0,008	% Ti 0,002	% V 0,003
% W 0,005	% Pb 0,001	% Sn 0,004	% Zr 0,001	% Ta 0,008	% B 0,0002	% N 0,001
% Fe 97,36						

Tabela 2. Composição Química do Aço SAE1020 – Fornecedor desconhecido

% C 0,192	% Si 0,171	% Mn 0,693	% P 0,03	% S 0,013	% Cr 0,029	% Mo 0,005
% Ni 0,005	% Al 0,009	% Co 0,05	% Cu 0,013	% Nb 0,005	% Ti 0,003	% V 0,005
% W 0,05	% Sn 0,006	% Fe 98,845				

Tabela 3. Composição Química do Aço SAE1020 – Gedoz Comércio de Ferros Ltda.

% C 0,183	% Si 0,243	% Mn 0,441	% P 0,036	% S 0,014	% Cr 0,035	% Mo 0,006
% Ni 0,015	% Al 0,03	% Co 0,05	% Cu 0,01	% Nb 0,008	% Ti 0,003	% V 0,005
% W 0,05	% Sn 0,007	% Fe 98,975				

4.2.1.2 Cementação e Têmpera

O processo de cementação e têmpera do primeiro conjunto de amostras são desconhecidos. Para o segundo conjunto as amostras de aço SAE 8620, tratadas termicamente na empresa Grefortec, foram cementadas em banho de sal TEC 110/97 a 930 °C com cianeto de sódio como componente ativo. O resfriamento foi procedido em banho de sal TEC 140 a 160°C com nitrito/nitrato de sódio. A têmpera foi feita logo após a cementação em água (manualmente). Estas amostras foram revenidas a 200°C em forno tipo poço.

Para o terceiro, quarto e quinto conjunto primeiramente fez-se a normalização do aço 1020 na temperatura de 930°C por 2 horas em caixa com limalha. Posteriormente este aço foi cementado, pela empresa Tecnohard, pelo processo de cementação líquida com sais especiais da Durferit. Os sais utilizados foram: GS 660, A5 e Cianeto de Sódio. O terceiro conjunto foi também temperado na empresa Tecnohard.

A fim de se obter uma maior distinção magnética entre a região da superfície e do núcleo da amostra, devido às diferenças microestruturais das fases presentes no material, o quarto e quinto conjunto foram temperados experimentalmente no laboratório de mecânica da Universidade de Caxias do Sul em diferentes tempos e meios de resfriamento. Na Tabela 4 são apresentadas as condições de têmpera empregadas (METALS HANDBOOK, 1991).

O forno utilizado para as têmperas é da marca Sanchis, modelo BTT, potência de 7 kW, temperatura máxima de 1200 °C.

Tabela 4. Condições de têmpera para cada amostra – quarto e quinto conjunto.

Corpo de Prova	Tempo (min.)	Meio de resfriamento
9310	0	Somente cementada
9320	7	água com agitação
9330	5	água com agitação
9340	10	água com agitação
9350	10	óleo com agitação
9410	10	água com agitação
9420	9	água com agitação
9510	10	água com agitação
9520	9	água com agitação

Como pode ser observado na Tabela 4, utilizou-se de diferentes condições de têmpera para cada amostra a fim de obterem-se amostras com microestrutura martensítica na superfície e ferrita e perlita no núcleo. Como o objetivo é manter a microestrutura do núcleo praticamente inalterada os tempos utilizados para a têmpera foram relativamente baixos.

4.2.1.3 Tratamento Criogênico

Em virtude de algumas amostras estudadas conterem austenita residual, após o processo de cementação e têmpera, fez-se um tratamento de criogenia com o objetivo de transformar esta austenita. O tratamento criogênico é feito pela imersão das amostras, no caso do terceiro, quarto e quinto conjunto, em nitrogênio líquido por 72 horas seguido de retirada do nitrogênio para uma estabilização das amostras a temperatura ambiente. O tratamento foi repetido, porém para um tempo de permanência no nitrogênio líquido de 24 horas seguido novamente de estabilização a temperatura ambiente (METALS HANDBOOK, 1991).

O tempo de permanência das amostras no nitrogênio líquido deve-se ao fato de que as amostras estavam temperadas há pelo menos um ano no qual se acredita que a austenita retida seria mais dificilmente transformada ao contrário do que normalmente é feito com o tratamento de criogenia que tradicionalmente ocorre logo após a têmpera.

4.2.2 Caracterização das amostras

4.2.2.1 Perfis de Dureza

A determinação da dureza e das espessuras das camadas endurecidas nas amostras, medidas de microdureza (método tradicional destrutivo), foram feitas a fim de se verificar a homogeneidade das camadas superficiais ao longo das amostras e para controle/comparativo com as medidas magnéticas de RB.

Para obtenção dos perfis de dureza utilizou-se um microdurômetro Shimadzu com microscópio acoplado ao microcomputador e a uma câmara CCD, com carga de 300 g, como ilustrado na Figura 12.

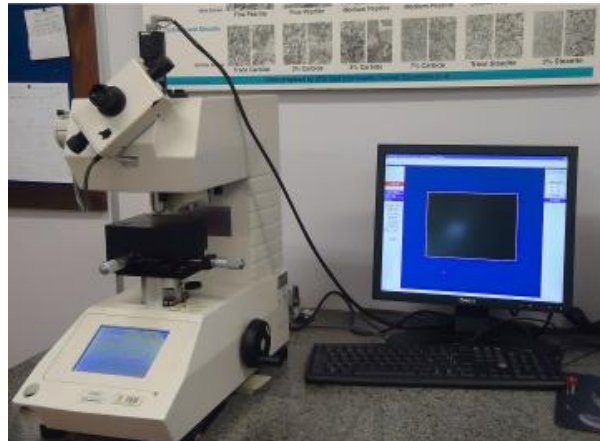


Figura 12. Microdurômetro Shimadzu com microscópio acoplado ao microcomputador do laboratório de Metalografia - UCS .

Os dados obtidos foram aproximados por uma curva teórica para extrair os parâmetros de dureza e média de dureza, de acordo com a equação (5) apresentada abaixo:

$$y = c_1 \operatorname{erfc} \left(\frac{t - \lambda_1}{\lambda_2} \right) + c_2 \quad (5)$$

onde t representa a profundidade radial sobre a superfície, y representa a dureza Vickers (HV), c_1 é um parâmetro linear, c_2 é a dureza do núcleo da amostra e λ_1 e λ_2 são respectivamente o ponto médio e a largura da região de transição do perfil (ZHANG ET AL., 2009).

Um exemplo de perfil de dureza com os dados aproximados pela equação teórica é mostrado na Figura 13.

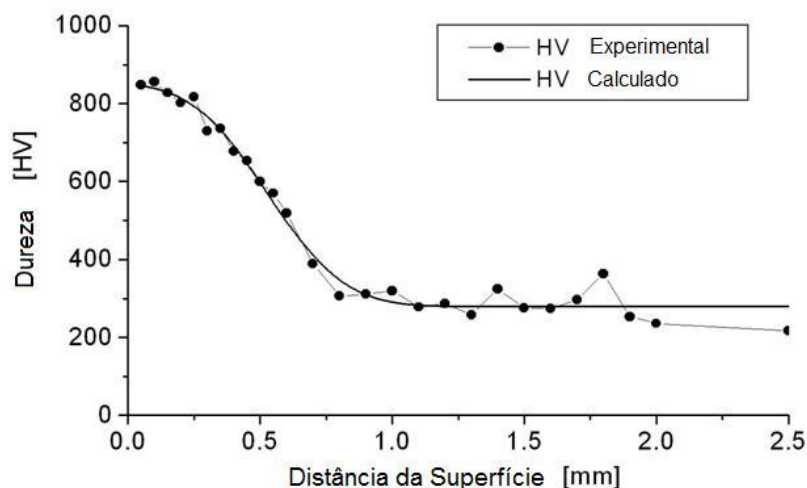


Figura 13. Exemplo de perfil de dureza (HV) - amostra 9510 pertencente ao quinto conjunto.

4.2.2.2 Rugosidade Superficial

A rugosidade superficial das amostras foi obtida com o objetivo de se avaliar a região de contato amostra-*yoke*/sensor necessária para as medidas magnéticas de RB.

As medidas de rugosidade superficial foram obtidas em um rugosímetro da marca Taylor-Hobson, modelo Surtronic 3+, como ilustrado na Figura 14.



Figura 14. Equipamento utilizado para medida de rugosidade – Rugosímetro Taylor-Hobson do laboratório de novas Tecnologias de Produção da UCS.

4.2.2.3 Microscopia Eletrônica de Varredura e Microscopia Ótica

As imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microscopia ótica (MO) permitiram a identificação da microestrutura formada nas amostras tanto na superfície como no núcleo.

O microscópio eletrônico de varredura utilizado é mostrado na Figura 15, da marca Shimadzu, modelo SSX550.



Figura 15. Imagem do Microscópio Eletrônico de Varredura utilizado do Laboratório .

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Para obtenção das imagens de MO utilizou-se um microscópio ótico da marca Nikon modelo Epiphot 200, com câmera Nikon digital DXN 1200 F e software Nikon AC/71, Figura 16.



Figura 16. Imagem do microscópio ótico utilizado para as microscopias óticas do Laboratório de Metalografia da UCS.

4.2.3 Medidas Magnéticas e Análise dos Dados

4.2.3.1 Histerese Magnética

Para obtenção da curva de histerese característica dos aços estudados, toróides foram confeccionados utilizando as amostras como núcleo. Exemplos são apresentados nas Figuras 17 (a) e (b).



(a)

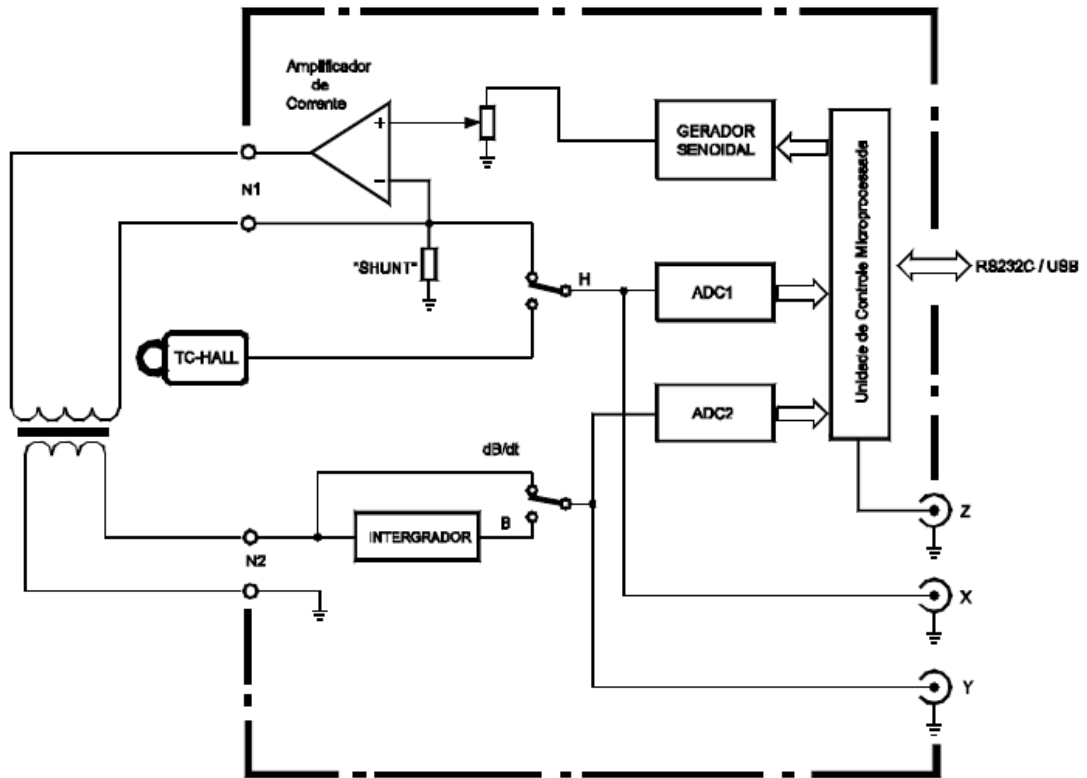


(b)

Figura 17. Exemplo de um toróide para (a) amostra quadrada e (b) amostra cilíndrica.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

As curvas de histerese características foram geradas pelo Traçador de Curva de Histerese Magnética da Globalmag ajustado na frequência de 0,5 a 1 Hz. Um diagrama do equipamento é mostrado na Figura 18 (a) e do equipamento na Figura 17 (b).



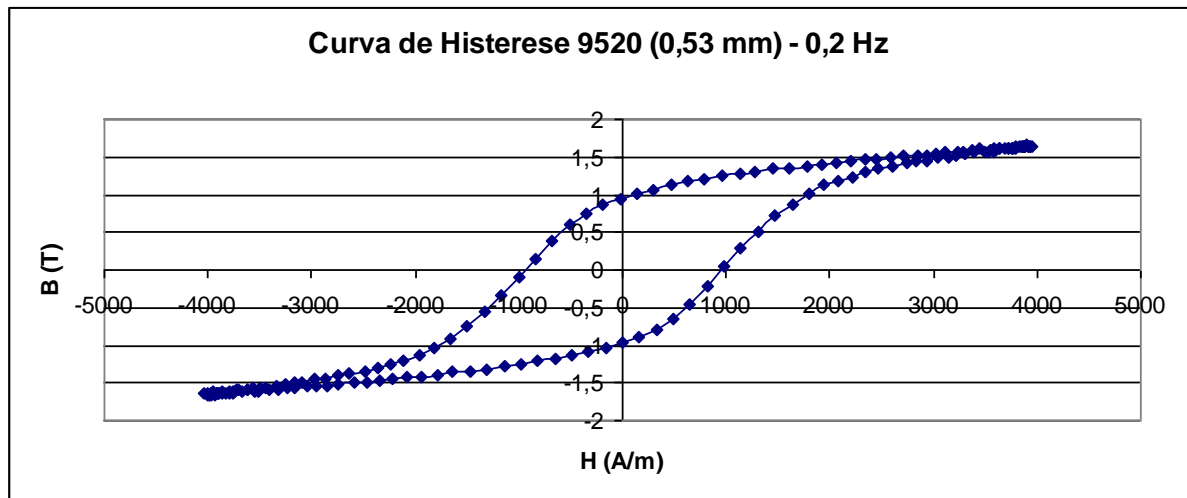
(a)



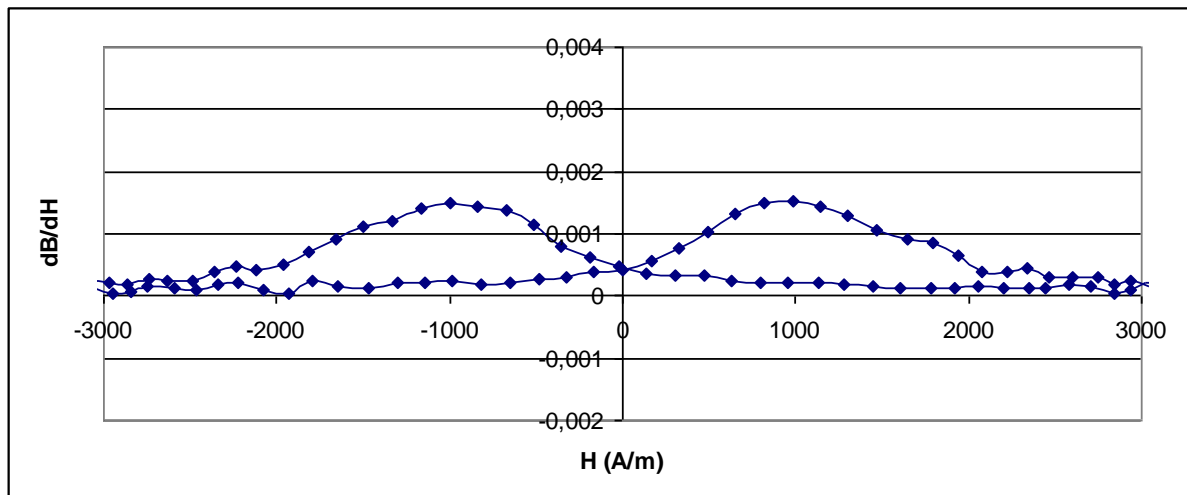
(b)

Figura 18. Traçador de Curva de Histerese Magnética da Globalmag (a) Diagrama (b) Equipamento do Laboratório de Caracterização Magnética da UCS.

Um exemplo de uma curva de histerese característica e sua derivada é mostrado na Figura 19 (a) e (b), respectivamente.



(a)



(b)

Figura 19. (a) Curva de Histerese característica (b) Derivada da curva.

Os valores dos campos coercivos são obtidos da derivada da curva característica de cada amostra tomando o campo referente à amplitude máxima da derivada da mesma. A permeabilidade magnética absoluta é obtida da média dos dados derivados dB/dH . Utilizando a equação (6) é possível determinar a permeabilidade relativa (μ_r) do material:

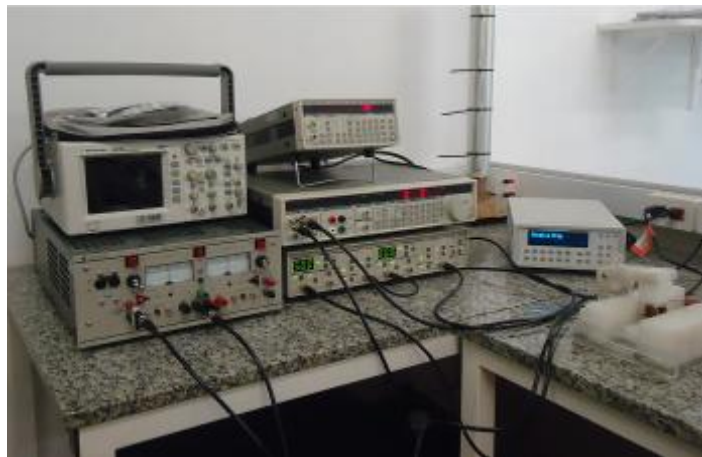
$$\mu_r = \frac{\mu}{\mu_0} \quad (6)$$

Onde μ_r é a permeabilidade relativa do material, μ é a permeabilidade absoluta do material e μ_0 é a permeabilidade do espaço livre (vácuo) cujo valor é $\mu_0 = 4\pi \times 10^{-7} \text{ N}\cdot\text{A}^{-2}$. (CULLITY & GRAHAM, 2009).

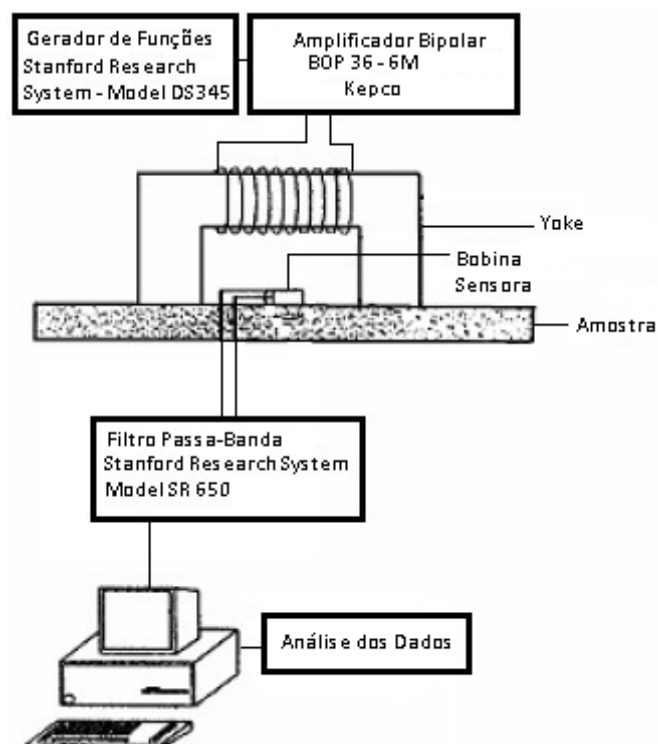
4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.2.3.2 Medidas de Ruído Barkhausen

O sistema de medida usado para captação do Ruído Barkhausen (RB), Figura 20 (a) e (b), foi montado no próprio Laboratório de Caracterização Magnética (LCM) da UCS.



(a)



(b)

Figura 20. Imagem do equipamento (a) e esquema do equipamento (b) para medir ruído Magnético Barkhausen.

A montagem e funcionamento do sistema de medição de RB segue a seguinte sequência: um gerador de função (Stanford Research Systems DS345) emite um sinal senoidal ou triangular em uma baixa frequência, tipicamente 0,5 Hz. Este sinal é amplificado por um amplificador bipolar (KEPCO BOP 36-6M) que, por sua vez, alimenta um *yoke* tipo de MnZn com uma bobina enrolada ao seu entorno que magnetiza a amostra (vide Figura 20 (b)). O campo magnético na superfície da amostra é medido com uma sonda Hall (Lakeshore Cryotronics 475 DSP). O Ruído Barkhausen é capturado por um cilindro de MnZn enrolado com fio de cobre que é o conjunto sensor, como ilustrado na Figura 21. O sinal de ruído é filtrado e amplificado com um filtro passa banda (Stanford Research Systems SR640) cujo os limites de frequência são normalmente fixados em 300 Hz - 60 kHz.

Doze conjuntos de dados são recolhidos para cada amostra, com taxa de aquisição de 250kHz, com uma placa de aquisição de dados e armazenadas em um computador para análise posterior. A placa de aquisição utilizada é da marca IOtech 16 bits ADC com capacidade de aquisição de 1 MHz. Cada sinal possui um segundo de duração (um ciclo de excitação de 0,5 Hz).

Medidas de RB, em princípio, têm um alcance muito grande (entre 0,01 e 1,0 mm para frequências entre 0,5 kHz e 10 MHz). Estes valores podem ser calculados a partir da equação (4) clássica para a distância de penetração (*skin depth*) δ (CORSON & LORRAIN, 1962).

Para aquisição dos dados, foi utilizado o software Labview 8.6, sendo que toda a montagem do sistema de aquisição (placa de aquisição, computador e ferramentas de coleta de dados) foi construída pelo Prof. Dr. Eduardo Nabinger do Centro de Ciência Exatas e Tecnologia da UCS. O sistema permite algumas análises preliminares do sinal, tais como RMS com janelas pré-definidas e FFT do sinal integral, permitindo que se tenha uma boa idéia, em tempo real, da qualidade do experimento.

A fim de maximizar a razão sinal-ruído em função do campo aplicado e aperfeiçoar o sensor/*yoke* para trabalho em baixas frequências, foram confeccionados alguns *yoke*/sensores (vide Figura 21) com diferentes características.



Figura 21. Exemplo de *yoke* / sensor utilizado para as medidas magnéticas de RB.

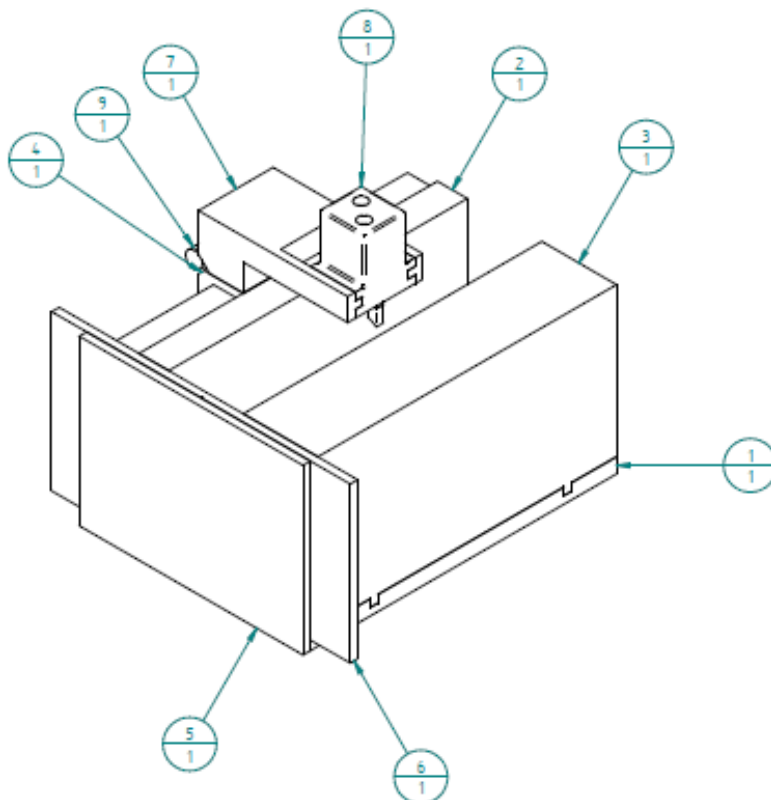
4 MATERIAIS E MÉTODOS

Com estes sensores/*yokes*, buscou-se verificar qual deles tem um potencial otimizado para a minimização do ruído associado à camada dura. Os dados dos *yokes* e sensores produzidos são apresentados na Tabela 5.

Tabela 5. Dados dos *yokes* e sensores produzidos.

Número	Yoke		Sensor		Forma
	Fio (AWG)	Número de Espiras	Fio (AWG)	Número de Espiras	
1	24	30	38	500	Plano Ferrite
2	28	240	42	400	Plano Ferrite
3	24	30	38	200	Cilíndrica ϕ 32 Ferrite
4	28	160	38	700	Plano Fe-Si

A fim de garantir a padronização nas medidas de ruído Barkhausen um suporte amostra-*yoke*/sensor foi projetado e confeccionado para ser utilizado neste trabalho. Na Figura 22 é apresentado o projeto do suporte.



Item	Título
1	Base
2	Torre E
3	Torre D
4	Carro Dobradiça
5	Frente
6	Guia de Giro
7	Trilho do yoke
8	Sensor
9	Dobradiça
10	Parafuso M3 x 10

Figura 22. Projeto do suporte para realização de medidas de ruído Barkhausen.

4.2.3.3 Análise dos dados

A análise das séries de RB foram elaboradas sob supervisão do Prof. Günther J. L. Gerhardt, uma vez que se utiliza de ferramentas de análise de sinais que devem levar em consideração as características técnicas das séries, suas peculiaridades e sutilezas. A análise segue um paradigma de duas quantidades caracterizadoras com possível independência: as amplitudes e as frequências do sinal. Assim, cada uma das séries de RB (vide Figura 23), foi analisada da seguinte forma: inicialmente se calculou o valor RMS para janelas de 1000 pontos usando-se uma janela de varredura (*moving window*) com passo de 10 pontos. Estas séries de RMS em função do campo aplicado (12 para cada amostra) foram utilizadas para se elaborar curvas médias de RMS em função do campo magnético aplicado.

Avaliando esses resultados para o RMS (vide Figura 23) foi possível identificar duas regiões de sinal: uma referente ao centro do RB e uma segunda região de ruído de fundo. Empiricamente se pode identificar que o centro do RB ocupa em torno de 50000 pontos, de forma que esse valor foi utilizado para se definir duas regiões de comportamento distinto: a região do centro do RB e a região do ruído de fundo.

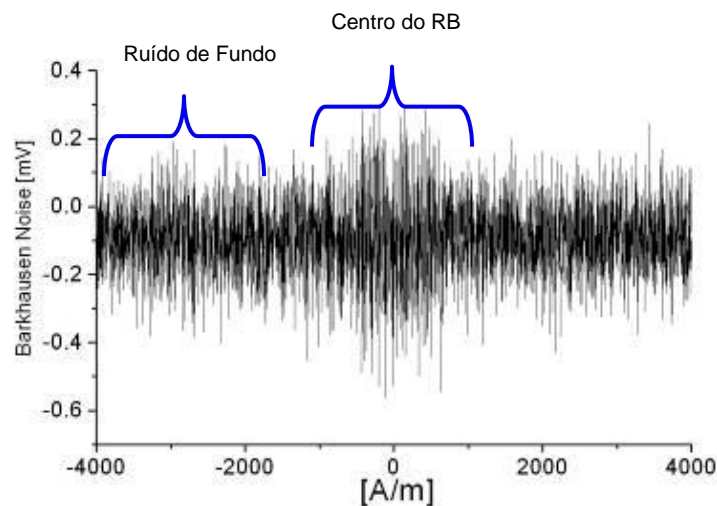


Figura 23. Exemplo de uma série de Ruído Barkhausen em função do campo aplicado.

O centro do RB foi definido a partir do máximo obtido no RMS com 25000 pontos para cada lado. Já o ruído de fundo foi definido como os primeiros 50000 pontos, correspondentes ao maior campo aplicado. Para cada uma destas séries foi calculada a FFT (Transformada Rápida de Fourier ou do inglês *Fast Fourier Transform*), de forma a que se

possam mensurar as frequências predominantes na região do centro do RB e no ruído de fundo. Novamente foi feita uma média destas FFTs para cada uma das amostras, subtraindo-se alguns picos de ruído espúrios que eventualmente apareciam por contaminação externa (frequentemente 8 kHz).

Com o objetivo de diminuir o ruído espúrio contido nas séries de RB, um segundo gerador de funções foi adquirido, um Stanford Research Systems DS360, por este ser capaz de gerar uma menor distorção harmônica nas baixas frequências utilizadas neste trabalho. Um exemplo de uma FFT comparativa entre o gerador de funções Stanford Research Systems DS345 onda senoidal (azul), Stanford Research Systems DS345, onda triangular (vermelho) e o Stanford Research Systems DS360 onda senoidal (verde) é mostrado na Figura 24.

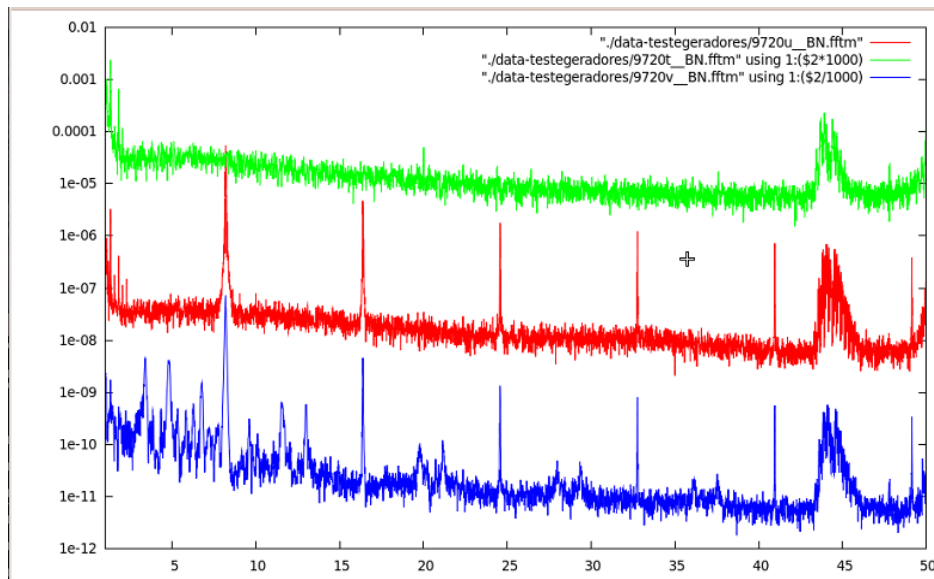


Figura 24. Exemplo de um comparativo da FFT do gerador Stanford Research Systems DS345 e o Stanford Research Systems DS360.

Para comparar a FFT de qualquer amostra à da amostra normalizada (homogêneo), uma quantidade definida como o índice de potência normalizada (IPN) foi definida na forma da equação (7). O índice de potência normalizada é, portanto:

$$IPN = \frac{P_S(f) - P_N(f)}{P_N(f) - P_B(f)} \quad (7)$$

Onde $P_S(f)$ é o espectro de potência da amostra endurecida, $P_N(f)$ é o espectro de potência da amostra normalizada, e $P_B(f)$ é espectro de potência do ruído de fundo (LO, 2008).

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados e discutidos a metodologia utilizada para a caracterização das amostras e os resultados das análises dos sinais das medidas magnéticas de RB nas amostras de aço SAE 1020 e SAE 8620 tratadas termicamente.

5.1 Caracterização das amostras

5.1.1 Rugosidade Superficial

O primeiro conjunto de amostras visualmente apresenta uma superfície irregular como pode ser visto na Figura 25.



Figura 25. Exemplo de uma amostra cilíndrica do primeiro conjunto.

Na Tabela 6 são apresentados os dados de rugosidade superficial confirmando a irregularidade das amostras deste conjunto.

Tabela 6. Dados de rugosidade superficial das amostras do primeiro e segundo conjunto.

1° Conjunto	Rugosidade - Cut off - 2.5 mm		2° Conjunto	Rugosidade - Cut off - 0.8 mm	
	<i>Ra</i> (μm)	<i>Média</i>		<i>Ra</i> (μm)	<i>Média</i>
9000	2,96/ 3,04/ 3,14	3,05	9100		
9010	3,04/ 2,95/ 2,96	2,98	9110	0,98/ 0,72/ 0,83	0,84
9020	2,96/ 2,96 / 2,98	2,97	9120	0,78/ 0,64/ 0,84	0,75
9030	3,00/ 3,08/ 3,02	3,03	9130	0,66/ 0,68/ 0,72	0,69
9040	3,04 / 3,06/ 3,18	3,09	9140	0,82/ 0,80/ 0,82	0,81
9050	3,24/ 3,10/ 3,08	3,14	9150	0,86/ 0,80/ 0,80	0,82
9060	3,18/ 3,16/ 3,18	3,17	9160	1,06/ 1,32/ 1,58/ 1,08	1,26
9070	3,14/ 3,12/ 3,22	3,16			

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

O segundo conjunto de amostras foi produzido em substituição ao primeiro conjunto com o objetivo de garantir uma superfície uniforme ao longo do cilindro. Este conjunto foi usinado, retificado e normalizado na UCS e posteriormente entregue para a empresa Grefortec para o tratamento térmico. Após as amostras terem sido tratadas termicamente medidas de rugosidade superficial foram obtidas.

Para o segundo conjunto de amostras cilíndricas de aço SAE 8620 (vide Tabela 10) os valores de rugosidade são menores o que indica que a superfície é menos disforme do que o primeiro conjunto e que as mesmas atendem à condição de superfície necessária para as medidas magnéticas.

Para o terceiro, quarto e quinto conjuntos de amostras não se consideraram necessárias medidas de rugosidade superficial, pois todas tiveram suas superfícies preparadas por usinagem seguida de retificação garantindo assim uma superfície lisa e regular.

5.1.2 Perfis de Dureza

O primeiro e segundo conjuntos de amostras fornecidos pela empresa Grefortec possuem forma cilíndrica e por este motivo as medidas de perfil de dureza foram feitas em quatro direções diferentes ao longo do diâmetro da amostra a fim de verificar a uniformidade da camada superficial endurecida ao longo do cilindro.

Tabela 7. Dados dos perfis de dureza das amostras cilíndricas de aço SAE 8620 - primeiro conjunto.

(continua)

	9010				9020				9030			
	λ_1	λ_2	C ₁	C ₂	λ_1	λ_2	C ₁	C ₂	λ_1	λ_2	C ₁	C ₂
Posição 1	0,60	0,25	220	350	0,80	0,31	227	369	0,94	0,38	220	350
Posição 2	0,65	0,25	220	350	0,75	0,34	230	371	1,00	0,41	220	350
Posição 3	0,61	0,2	220	350	0,58	0,84	225	345	1,00	0,37	220	350
Posição 4	0,65	0,3	220	350	0,74	0,32	231	371	1,10	0,38	220	350
Média	0,63	0,25	220	350	0,72	0,45	229	370	1,01	0,38	220	350
	9040				9050				9060			
	λ_1	λ_2	C ₁	C ₂	λ_1	λ_2	C ₁	C ₂	λ_1	λ_2	C ₁	C ₂
Posição 1	1,34	0,51	217	358	1,34	0,51	217	358	1,44	0,50	244	326
Posição 2	1,31	0,52	216	363	1,31	0,52	216	363	1,45	0,42	246	330
Posição 3	1,32	0,78	161	369	1,32	0,78	161	369	1,42	0,51	247	325
Posição 4	1,33	0,59	232	367	1,33	0,59	232	367	1,36	0,50	258	326
Média	1,32	0,60	207	364	1,32	0,60	207	364	1,42	0,48	249	327

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

(conclusão)

	9070			
	λ_1	λ_2	C ₁	C ₂
Posição 1	1,6	0,4	220	350
Posição 2	1,6	0,6	245	353
Posição 3	1,6	0,5	240	364
Posição 4	1,6	0,3	220	346
Média	1,6	0,5	231	353

Como pode ser visto nas Tabelas 7 e 8, ambos os conjuntos de amostras apresentam boa uniformidade nas espessuras de camadas superficiais endurecidas.

Tabela 8. Dados dos perfis de dureza das amostras cilíndricas de aço SAE 8620 – segundo conjunto.

	9110				9120				9130			
	λ_1	λ_2	C ₁	C ₂	λ_1	λ_2	C ₁	C ₂	λ_1	λ_2	C ₁	C ₂
Posição 1					1	0	170	380	1	0	180	380
Posição 2	0	0	160	390	1	0	170	380	1	0	170	370
Posição 3	0	0	160	370	1	0	170	380	1	0	170	380
Posição 4	0	0	160	380	0	1	170	375	1	0	170	380
Média	0	0	160	380	1	0	170	379	1	0	173	378
	9140				9150				9160			
	λ_1	λ_2	C ₁	C ₂	λ_1	λ_2	C ₁	C ₂	λ_1	λ_2	C ₁	C ₂
Posição 1	1	0	190	380	1	1	190	380	2	1	110	390
Posição 2	1	0	190	380	1	1	190	380	2	1	180	390
Posição 3	1	0	190	380	1	1	190	380	2	1	180	390
Posição 4	1	0	190	380	1	1	190	380	2	1	180	390
Média	1	0	190	380	1	1	190	380	2	1	163	390

Na Tabela 9 são apresentados os dados dos perfis de dureza das amostras SAE 1020, planas do terceiro, quarto e quinto conjunto.

Com base nos perfis de dureza, observou-se que o tratamento termoquímico e térmico de algumas amostras do terceiro, quarto e quinto conjunto não formaram a camada superficial com a dureza esperada, em torno de 800 HV, dureza característica da microestrutura de martensita, como pode ser visto na Tabela 9, são elas: 9220, 9310, 9320, 9330 e 9350.

Além disto, observou-se que algumas amostras apresentaram dureza de núcleo superior a 200 HV, característica de microestrutura de ferrita mais perlita, que é a dureza de núcleo aproximadamente esperada, são elas: 9210 e 9230.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Tabela 9. Dados dos perfis de dureza das amostras do terceiro, quarto e quinto conjunto.

Amostra	λ_1	λ_2	C ₁	C ₂	Dureza (HV)	
					Superfície	Núcleo
9200	0	0	0	0	120	120
9210	0,32	0,33	235	405	851	405
9220	1,34	0,51	217	358	438	230
9230	0,67	0,57	255	375	851	335
9310	0,4	0,45	100	120	304	120
9320	0,2	0,3	150	200	447	200
9330	0,25	0,4	100	200	391	200
9340	0,71	0,39	335	210	820	210
9350	0,4	0,45	125	165	402	165
9410	0,34	0,58	420	218	848	218
9420	0,46	0,34	296	240	802	240
9510	0,52	0,33	312	203	824	203
9520	0,53	0,32	290	280	848	279

Vale salientar que, as amostras do terceiro conjunto (9210, 9220 e 9230) foram tratadas termicamente em ambiente industrial no qual se busca endurecer a superfície e homogeneizar a peça visando assim endurecer a peça por inteiro.

O quarto conjunto de amostras composto pelas amostras 9310, 9320, 9330, 9340 e 9350, foram as amostras de teste de condições de têmpera a serem utilizadas no conjunto seguinte, como pode ser visto na Tabela 4 e, por este motivo não fizeram parte das medidas de RB e análises.

5.1.3 Microscopia Ótica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

As imagens de microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura permitiram identificar visualmente as diferenças micro estruturais entre a camada e o núcleo.

O aço SAE 8620, somente normalizado (vide Figura 26) mostra que a microestrutura presente é composta de ferrita e perlita. Este é o aço utilizado para a produção do primeiro e segundo conjunto de amostras.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

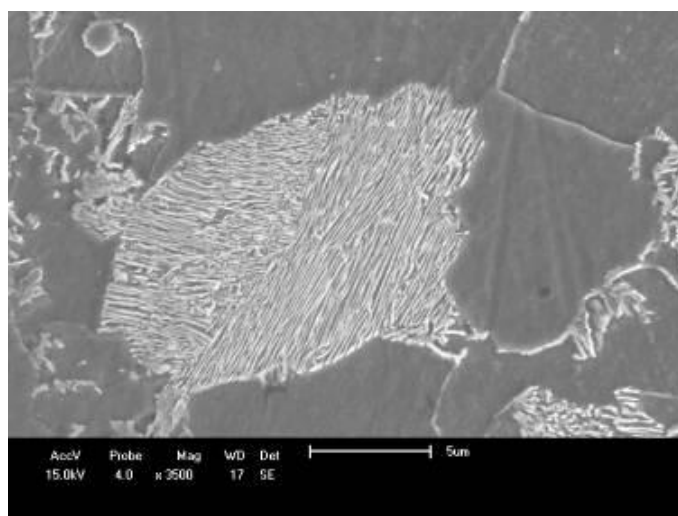


Figura 26. Imagem da microestrutura do aço SAE 8620, normalizado - amostra 9100 com aumento de 3500X por microscopia eletrônica de varredura.

Na Figura 27 (a) e (b), tem-se um exemplo de imagens da camada e do núcleo de uma amostra de aço SAE 8620 cementada e tratada termicamente do primeiro conjunto de amostras.

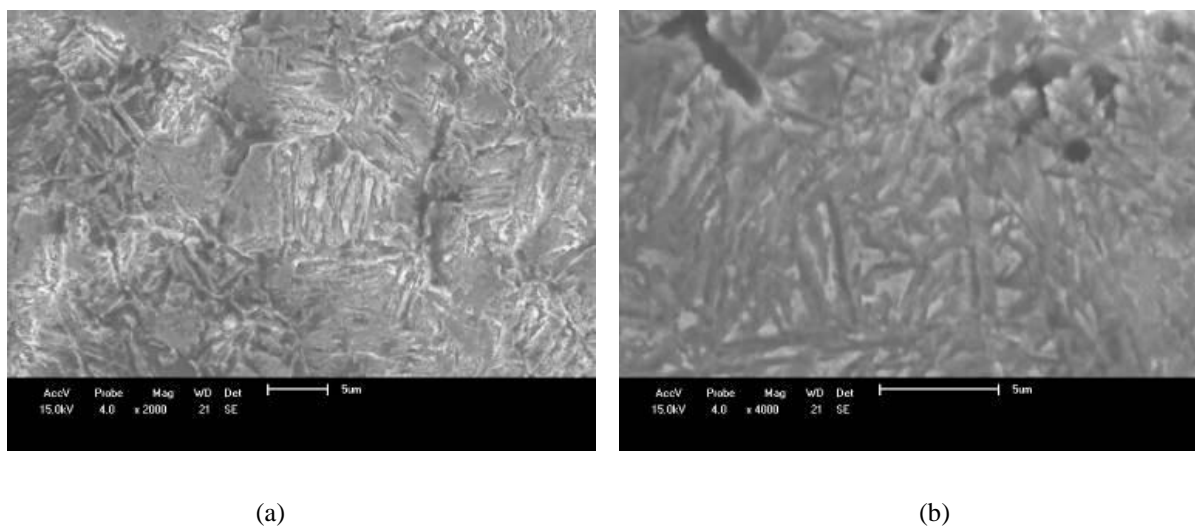


Figura 27. Imagem da microestrutura da camada (a) com aumento de 2000 X e do núcleo (b) com aumento de 4000 X da amostra 9020 por MEV.

Como pode ser visto na Figura 27 (a), a microestrutura da camada para a amostra 9020 é martensita. Já na Figura 27 (b), vê-se que a microestrutura presente no núcleo da mesma amostra é bastante parecida com a da camada. Tanto as amostras do primeiro como do segundo conjunto possuem esta combinação de microestrutura na camada e núcleo. Por este

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

motivo, estas amostras mostraram-se incapazes de serem analisadas pelo método proposto neste trabalho.

As amostras do terceiro, quarto e quinto conjunto foram produzidas com aço SAE 1020 cementado e temperado. Uma imagem deste aço somente normalizado possui uma microestrutura composta por ferrita e perlita como é mostrada na Figura 28.

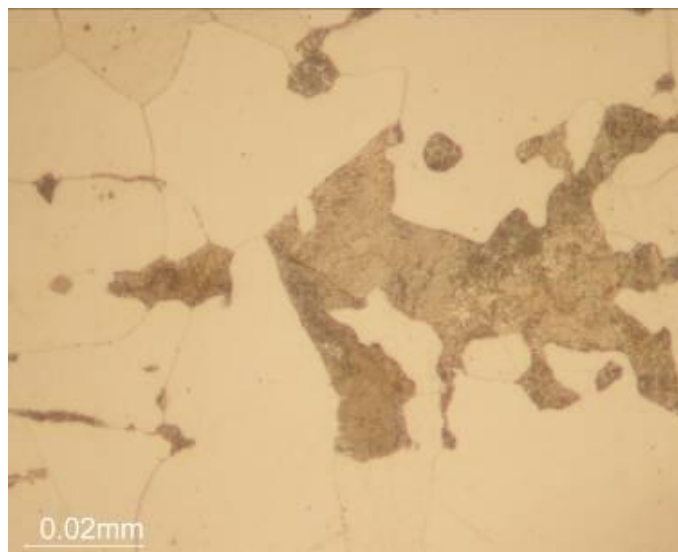


Figura 28. Imagem da microestrutura do aço SAE 1020, normalizado - amostra 9200 com aumento de 1000 X por microscopia ótica.

Exemplos de imagens da camada e núcleo do terceiro conjunto de amostras produzido pela empresa Tecnohard são mostrados nas Figuras 28 (a) e (b).

Observando-se a imagem da microestrutura presente na camada dura da amostra 9230 (vide Figura 29 (a)) nota-se que a mesma contém certa quantidade de austenita retida e microestrutura martensítica. Já o núcleo da amostra 9230 (vide Figura 29 (b)) possui uma microestrutura diferente de ferrita e perlita. No entanto, a microestrutura condiz com a dureza de núcleo encontrada (vide Tabela 9). A amostra 9210 possui a mesma microestrutura de camada e núcleo da amostra 9230.

No entanto, a amostra 9220 que também faz parte do terceiro conjunto de amostras não obteve uma camada com a dureza esperada, pois sua dureza ficou em torno de 438 HV. Em virtude de sua dureza e microestrutura da camada e núcleo, a amostra 9220 não foi analisada.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

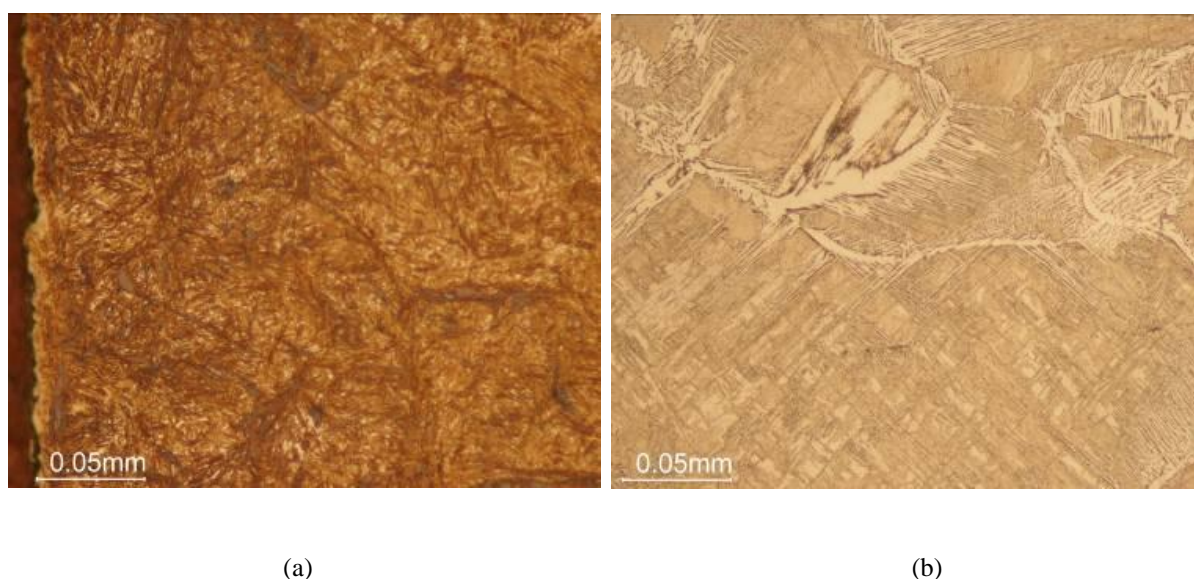


Figura 29. Imagem da microestrutura da camada endurecida (a) e do núcleo (b) da amostra 9230 após a cementação e têmpera com aumento de 500 X por microscopia ótica.

Como a ideia original é de se preservar o núcleo com a microestrutura original do aço SAE 1020, ferrita e perlita e, modificar somente a superfície, novos conjuntos foram produzidos. O quarto e quinto conjunto tiveram a cementação feita industrialmente e a têmpera em laboratório da UCS.

O quarto conjunto, composto pelas amostras 9310, 9320, 9330, 9340 e 9350, foi utilizado como conjunto de teste de têmpera (vide Tabela 4). O resultado destes testes foi que em tempos de permanência no forno na temperatura de têmpera inferior a 10 (dez) minutos em água não ocorre a formação da microestrutura martensítica com a dureza esperada em torno de 800 HV. Além disto, para o tempo de permanência de 10 (dez) minutos, porém utilizando como meio de resfriamento o óleo também não atinge a dureza esperada em torno de 800 HV na camada. Assim, concluiu-se que a melhor condição de têmpera é para tempo de permanência de 10 (dez) minutos à temperatura de têmpera, seguida de resfriamento rápido em água, condição utilizada para a produção da amostra 9340.

O quinto conjunto foi, então, produzido utilizando as condições de têmpera da amostra 9340 e cementação feita industrialmente pela empresa Tecnohard.

Um exemplo da microestrutura encontrada na camada e núcleo das amostras do quinto conjunto é mostrado nas Figuras 30 (a) e (b), respectivamente.

Finalizando a etapa de caracterização microestrutural das amostras, com base no exemplo das Figura 30 (a) e (b) e com os dados de perfil de dureza desta amostra e das demais amostras deste conjunto tem-se o objetivo atingido com camadas superficiais compostas pela

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

microestrutura martensítica e o núcleos com microestrutura de ferrita e perlita. As demais amostras deste conjunto, 9420, 9510 e 9520, apresentaram microestruturas semelhantes a da amostra 9410 e por este motivo não foram aqui mostradas.

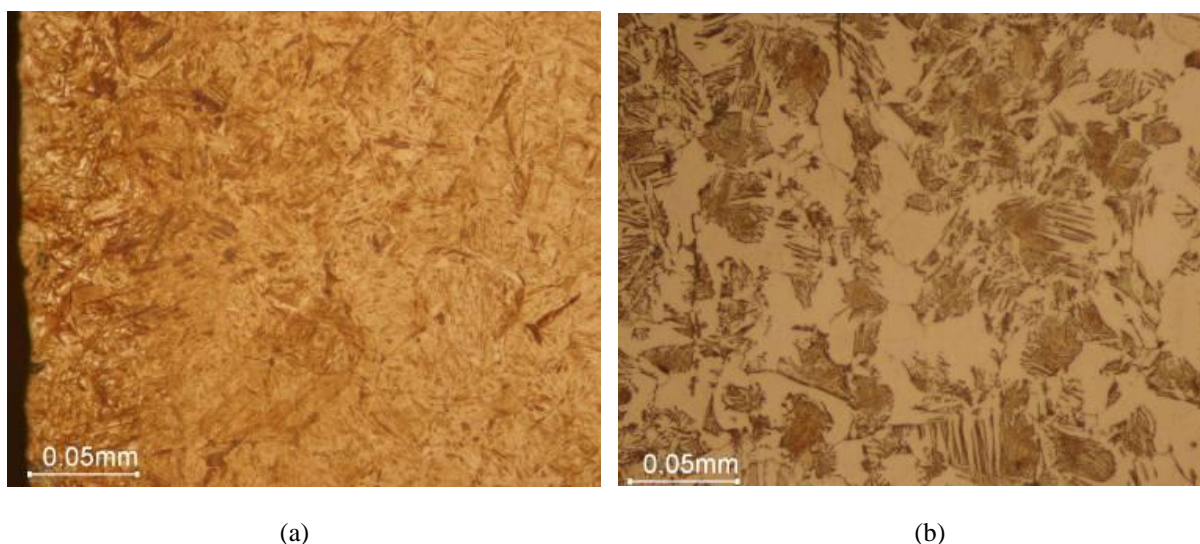


Figura 30. Exemplo de imagem da microestrutura da camada da amostra (a) e do núcleo (b) da amostra 9410 com aumento de 500 X.

5.2 Medidas Magnéticas

5.2.1 Histerese Magnética

As amostras de interesse tiveram suas curvas de histerese características identificadas. Na Tabela 10 são apresentados os dados dos enrolamentos dos toróides bem como, o campo coercivo e permeabilidade das amostras. As permeabilidades magnéticas absolutas das amostras foram obtidas pela média da diferenciação dos dados da curva de histerese característica de cada amostra (dB/dH) para um dado intervalo de campo, entre -4000 a +4000 A/m. As permeabilidades relativas foram calculadas utilizando a equação (6).

A determinação da permeabilidade de materiais como o aço, por exemplo, que possuem diferentes elementos de ligas e ainda, no caso deste trabalho, tratamento térmico torna-se difícil encontrar um único valor de permeabilidade, pois a mesma varia ao longo da curva de histerese.

Assim, uma média da diferenciação dos valores obtidos com a curva de histerese pode conter muitos erros associados, pois varia de acordo com o intervalo de campo

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

escolhido. Por exemplo, a permeabilidade relativa média para a amostra 9520, em um intervalo de campo de $-4000 \text{ A/m} < H < 4000 \text{ A/m}$ resulta em 223. Para a mesma amostra a permeabilidade relativa média são 334 quando o intervalo é de $-3500 \text{ A/m} < H < 3500 \text{ A/m}$ e ainda a permeabilidade relativa média para um intervalo de campo de $-3000 \text{ A/m} < H < 3000 \text{ A/m}$ é de 382.

Tabela 10. Dados dos toróides, Campo Coercivo e Permeabilidade Magnética das amostras analisadas.

Amostra	Campo Coercivo (A/m)	Permeabilidade Absoluta – Média	Permeabilidade Relativa – Média	Fio (AWG) Primário	Fio (AWG) Secundário	Número de Espiras Primário	Número de Espiras Secundário
9200	672	0,00007	55,7	24	24	110	50
9210	1900	0,00006	47,8	24	24	110	50
9220	900	0,00015	119,4	24	24	70	30
9230	1500	0,00005	39,0	24	24	110	50
9340	1370	0,00017	135,4	24	38	102	338
9410	1900	0,00120	955,4	24	38	118	400
9420	460	0,00040	318,5	24	38	200	470
9520	1000	0,00028	223	24	38	200	470

Lo *et al.* (2006) utilizaram a permeabilidade relativa de 60 com base em dados ajustados. Este valor de permeabilidade relativa é menor do que o valor utilizado neste trabalho de 223. Vale salientar, que Lo *et al.* (2006) não informaram em seu trabalho o tipo de aço utilizado.

Neste trabalho medidas magnéticas foram feitas com toróides produzidos a partir das amostras numa tentativa de estimar a permeabilidade magnética real das mesmas, no entanto além de ser de difícil determinação de um único valor de permeabilidade têm-se outros problemas como a geometria das amostras, que fazem com que tanto a permeabilidade quanto os campos coercivos das amostras variem tanto. Sabe-se ainda que para aços como o 1020 o campo coercivo deveria ficar em torno de 1000 A/m como já estudado em outros trabalhos como Costa *et al.* (2011).

A dificuldade em se obter amostras com as mesmas dimensões e a dificuldade encontrada em se fazer um furo central nas mesmas, que limita o número de espiras a serem enroladas no toróide, são outros importantes fatores que dificultaram a determinação de permeabilidade magnética e campo coercivo mostrando diferenças representativas entre as amostras (vide Tabela 10). Outro possível fator se deve ao fato de os toróides terem forma quadrada, como pode observado na Figura 17 (a).

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.2.2 Medidas de Ruído Barkhausen

As condições de medidas magnéticas foram determinadas observando-se o sinal gerado no computador e os resultados das análises dos mesmos. Finalmente, concluiu-se que as melhores condições de medidas são: para o gerador de função, frequência de excitação entre 0,5 e 1 Hz, amplitude do sinal em torno de 0,3 Vpp; para o filtro, passa-alto entre 300 Hz a 1 kHz com ganho de 10 na entrada e 10 na saída e passa baixo em 60 kHz com ganhos de 0 na entrada e 20 na saída; no software Labview os dados foram coletados a uma taxa de aquisição de 250000/s.

Para cada amostra, 12 conjuntos de dados foram coletados. A média dos valores de RMS dos 12 conjuntos são apresentados na Figura 31 para a amostra normalizada, o núcleo, e para três amostras designadas pelos valores do ponto médio de transição dureza.

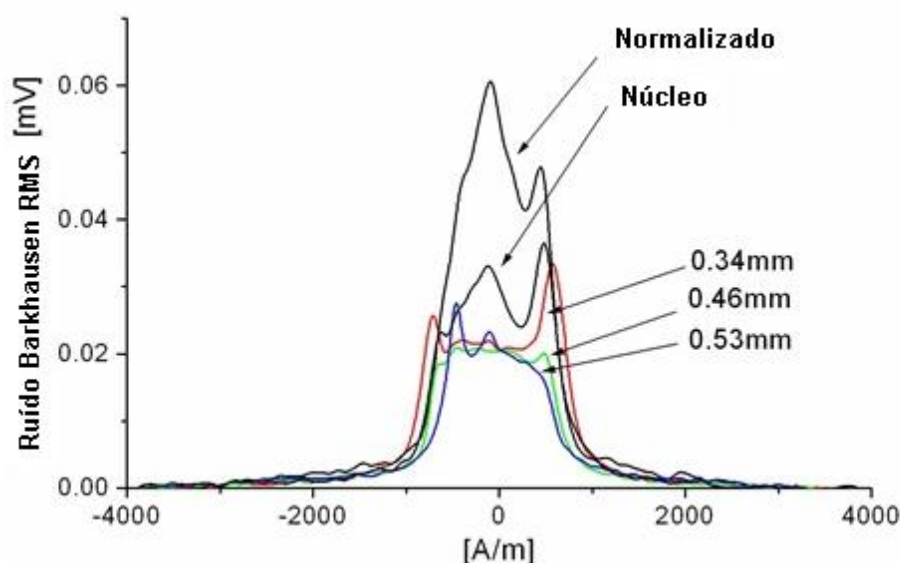


Figura 31. RMS dos envelopes de ruído Barkhausen para a amostra normalizada, o núcleo e as três amostras em função do campo externo aplicado.

5.3 Análise dos Dados

5.3.1 Amplitudes do Ruído Barkhausen (RMS)

Uma das primeiras abordagens para se procurar por correlações entre a energia do sinal e a espessura das camadas é estudar as amplitudes dos envelopes de RMS do Ruído

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Barkhausen e verificar de que forma elas são afetadas pelos valores das transições de dureza. Observando a Figura 31 já se verifica que existe um grau alto de complexidade envolvido pela própria forma dos envelopes, que possuem mais de um pico e com distâncias diferentes entre esses picos. Ainda assim é possível observar uma diminuição na energia do sinal em função da camada que é coerente inclusive com a amostra normalizada. O efeito da área e sua relação a com a espessura pode ser acompanhado na Figura 32. Eventualmente, com mais pontos, seria possível determinar uma curva de calibração para determinar a profundidade das camadas por meio das áreas de Barkhausen. Porém a série possui mais informação, além da sua amplitude, que será tratada na próxima seção.

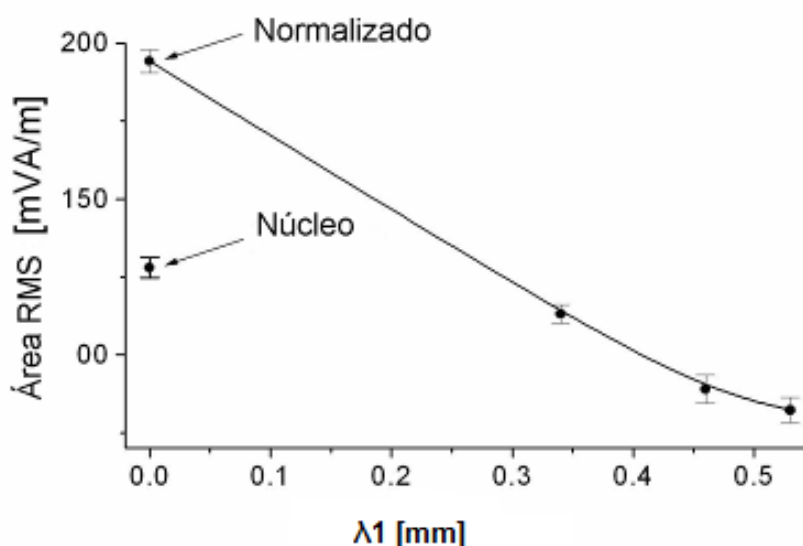


Figura 32. Áreas do RMS de Barkhausen versus dureza do ponto de transição médio λ_1 . A curva sólida serve de guia para os olhos.

5.3.2 Dependência com a frequência

A existência de uma dependência do sinal de RB com a frequência pode ser evidenciada quando analisa-se a equação clássica para distância de penetração, equação (4). Utilizando a equação clássica de distância de penetração, *skin depth*, determina-se a distância de penetração de ondas eletromagnéticas (sinal RB) e, assim, à medida que se tem interesse de se observar as contribuições tanto da camada como do núcleo torna-se necessário o uso de baixas frequências.

A dependência das frequências com o sinal RB foi evidenciada por alguns trabalhos, como por exemplo, Bach *et al.* (1988) que utilizaram baixas frequências de excitação no *yoke*

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

a fim de observar as contribuições tanto da camada como do núcleo, Dubois & Fiset (1995) que utilizaram frequências em torno de 50 a 250 kHz porém sem terem obtido bons resultados possivelmente por terem utilizado um intervalo de frequências altas, Numilla et al. (2007) que enfatizam em sua patente o uso de baixas frequências e Lo (2008) que mostra experimentalmente a importância das baixas frequências para determinação de espessuras endurecidas em aços porém sem tornar clara a forma como chegou aos resultados.

Neste trabalho, para se estudar esta dependência dos dados Barkhausen com a frequência, Transformadas Rápidas de Fourier (FFT) foram calculadas numericamente a partir dos pontos experimentais (vide Figura 33). Como apresentado na Figura 34, cada série de Barkhausen foi dividida em dois segmentos, ruído de fundo e Ruído Barkhausen, cada uma contendo 50.000 pontos.

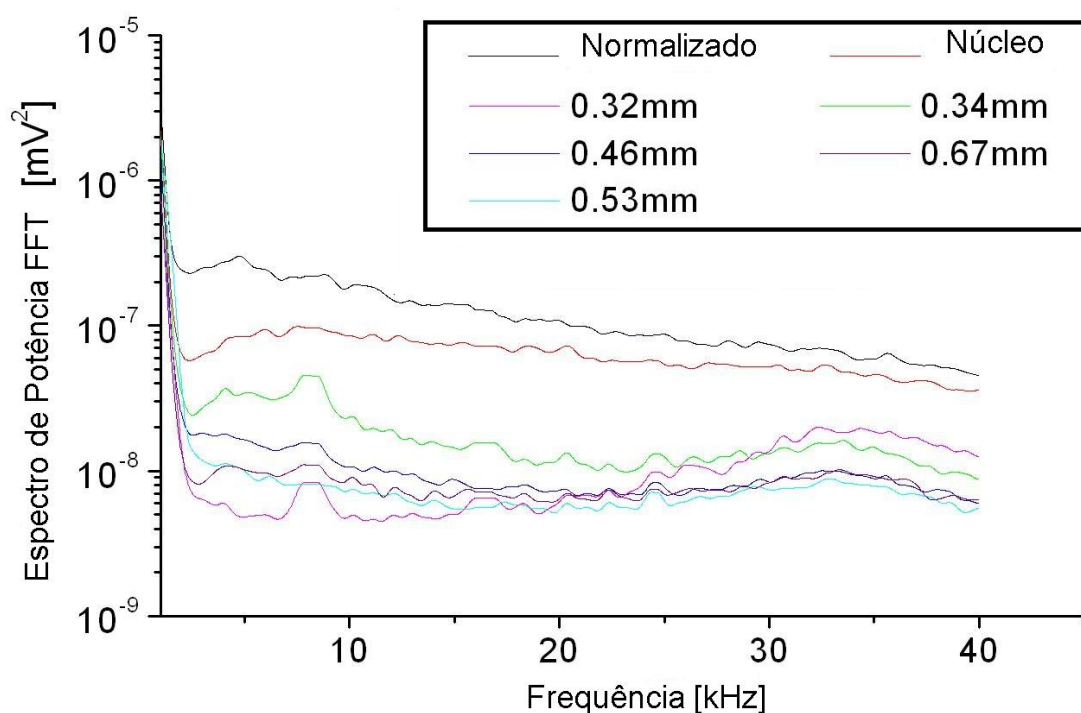


Figura 33. Dependência da frequência da FFT para várias amostras.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

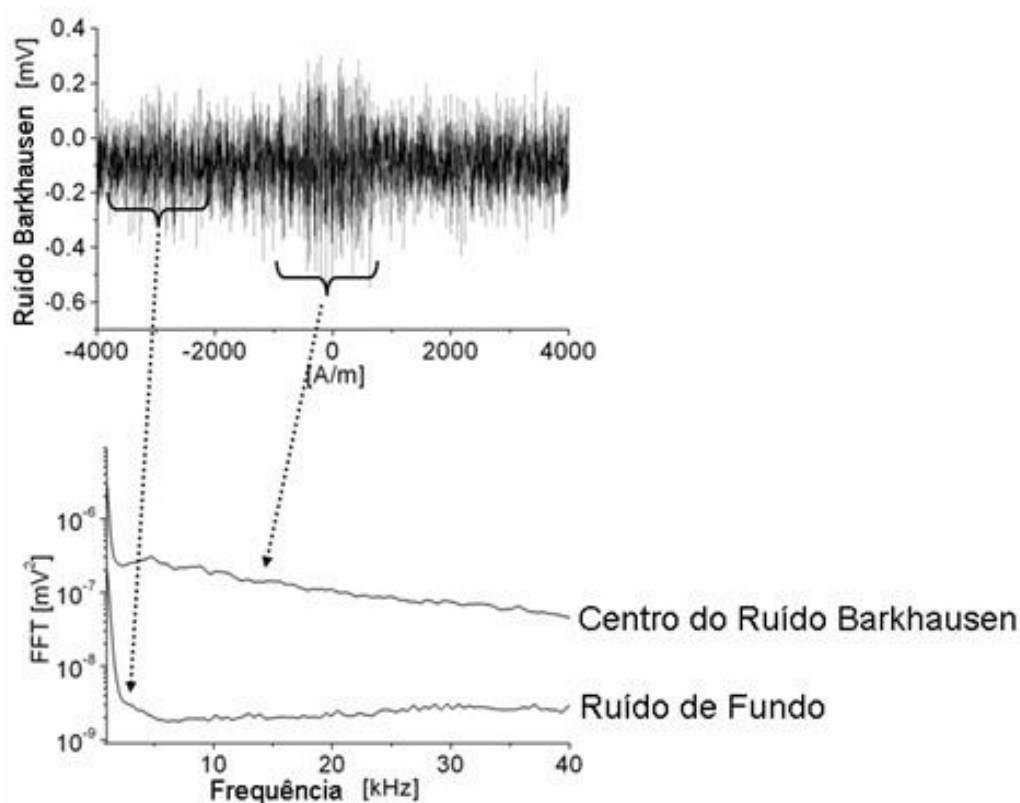


Figura 34. Ilustração do cálculo da FFT associado com o Ruído Barkhausen e o fundo.

Com o objetivo de comparar as FFTs das amostras à da amostra normalizada (homogênea), foi definido um índice de potência normalizada (IPN). O IPN é mostrado como uma função da frequência na Figura 35. A curva superior, correspondente ao núcleo de uma amostra, não mostra nenhuma estrutura, como seria de se esperar, uma vez que é homogênea, embora não seja igual à amostra normalizada. As cinco curvas correspondentes as amostras endurecidas apresentam estrutura no IPN. Nota-se que há um pequeno pico em cada curva, correspondendo ao intervalo de frequências de 30-40 kHz. Este pico será discutido em associação com o exemplo da Figura 36.

O cálculo da dependência da espessura da camada dura com a frequência e do IPN, bem como análise dos dados medidos, foram elaborados em sintonia com o trabalho de Lo (2008), no entanto neste trabalho os resultados são apresentados de forma clara para uma melhor compreensão dos resultados sugeridos por Lo (2008). Vale salientar, ainda, que esse autor utilizou de um modelo do tipo estocástico para descrever a histerese (*hysteretic-stochastic*) o qual não foi utilizado no presente trabalho.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

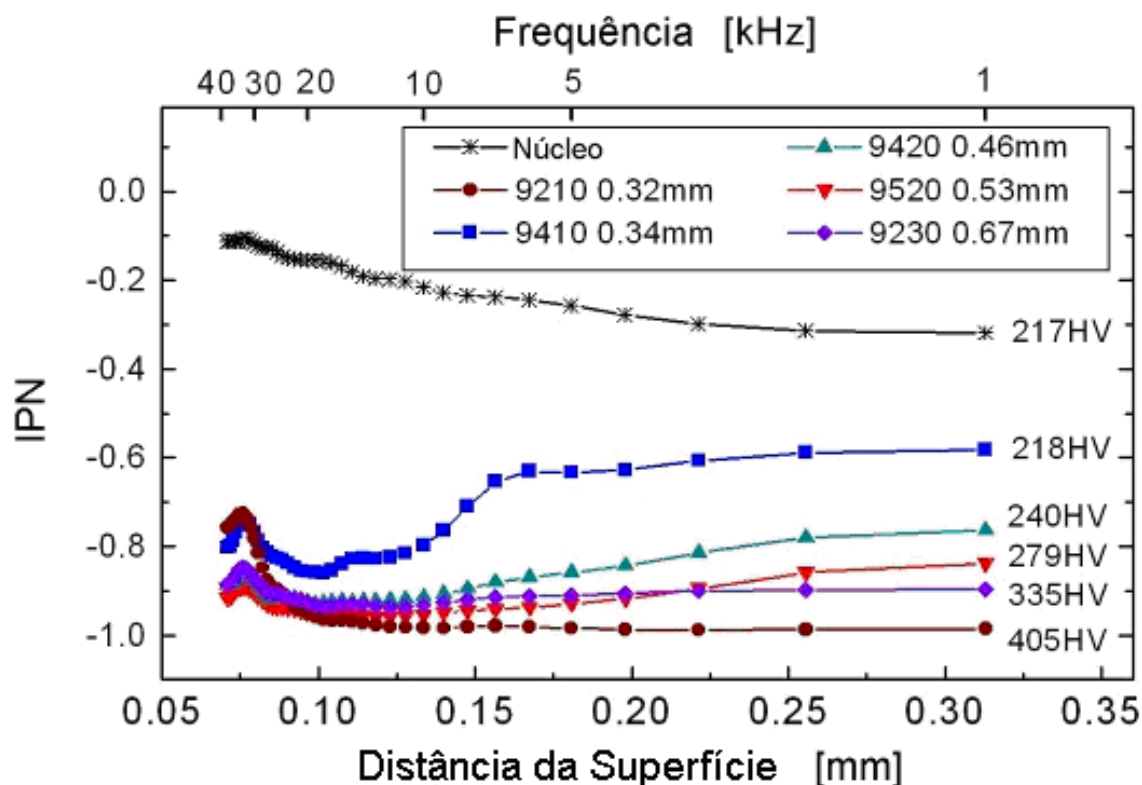


Figura 35. Índice de Potência Normalizada (IPN) versus frequência para várias amostras. A escala inferior (espessura da camada) relaciona a dependência do IPN à frequência e à espessura da camada por meio da equação (4) de distância de penetração.

Numa tentativa de utilizar estes valores de IPN para estimar a espessura da camada, os valores de IPN foram relacionados com as espessura das amostras por meio da equação (4) (LO, 2008).

No entanto, ainda não se tem clareza absoluta de quais são os valores dos parâmetros de condutividade e permeabilidade a serem utilizados. Ainda que se espere que a condutividade seja relativamente independente da frequência nestas baixas frequências, a permeabilidade magnética representa um problema mais complexo. Para construir a escala inferior na Figura 35, foi utilizada uma permeabilidade relativa $\mu_r = 223$, que representa uma média ao longo do intervalo de campo considerado. O valor máximo da permeabilidade (relativa) para estas amostras foi medido como sendo de cerca de 955 (ver Tabela 10). Usando a equação clássica de distância de penetração, os valores da profundidade da camada foram obtidos como uma função de frequência e colocadas sobre o eixo horizontal inferior, o que fornece uma idéia de como o IPN varia com a espessura de camada da amostra.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Outro fator importante a ser observado é a relação direta da dureza e microestrutura das amostras e a distinção magnética obtida de acordo com ambas. Tomando a amostra 9410 (vide Figura 36 (b)), por exemplo, para a frequência de 1 kHz (núcleo da amostra), tem-se um IPN de aproximadamente -0,6, enquanto para frequências no intervalo de 20 kHz até 30 kHz, o IPN é de aproximadamente -0,8 passando por uma região de transição em torno da frequência de 10 kHz. Esta diminuição no IPN está associada às mudanças microestruturais da superfície ao núcleo. Na superfície da amostra tem-se uma região endurecida cuja microestrutura presente é martensita e no núcleo da amostra tem-se ferrita e perlita (ver Figura 30 (b)). Magneticamente a ferrita e perlita tem sinais de RB maiores em amplitude do que os sinais gerados pela martensita.

No entanto, se tomar a amostra 9210, por exemplo, a distinção magnética diminui como pode ser observado na Figura 36 (a). A diminuição da distinção magnética visto pelo IPN mostrado para esta amostra na superfície e núcleo deve-se ao fato de que a microestrutura presente em ambas é praticamente a mesma, pois na superfície tem-se martensita dura e no núcleo martensita de baixo carbono. Este efeito pode ser também associado à dureza de núcleo desta amostra que está em torno de 405 HV.

Portanto, conclui-se que há uma limitação no uso do método proposto para amostras que não possuam fases/microestrutura distintas entre camada e núcleo. Assim, para utilização deste método a microestrutura presente na camada superficial preferencialmente deve ser martensita e no núcleo ferrita e perlita.

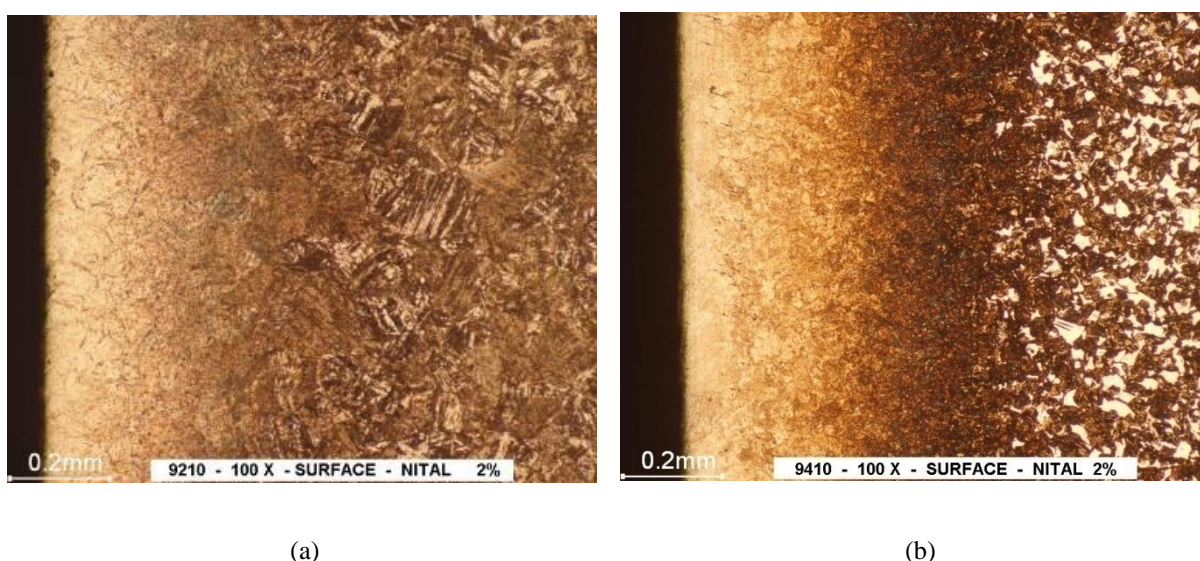


Figura 36. Micrografias para duas amostras. As amostras endurecidas perderam carbono durante o tratamento térmico. A região descarbonetada é mostrada como uma região esbranquiçada.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Vale salientar que os pequenos picos no IPN para o intervalo de frequências de 30-40 kHz, correspondem à superfície da amostra, ou regiões perto da superfície. Micrografias para duas amostras são apresentadas nas Figuras 36 (a) e (b). As amostras perderam carbono a partir da superfície, a região mais clara a esquerda em ambas as amostras. Conclui-se assim, que a região descarbonetada teve seu sinal de RB aumentado nas altas frequências – 30 a 40 kHz, como pode ser observado na Figura 35.

5.3.3 Resultado Tratamento Criogênico

Observando a microestrutura de algumas amostras, como por exemplo na Figura 37 (a), segunda região camada clara da esquerda para a direita, nota-se a presença de uma certa quantidade de austenita retida. Assim, um tratamento posterior foi realizado nas amostras a fim de diminuir a austenita retida fazendo com que a mesma se transforme. O tratamento utilizado chama-se tratamento criogênico no qual as amostras foram colocadas em imersão no nitrogênio líquido por 72 horas, retiradas do mesmo até estabilizarem a temperatura ambiente e recolocadas no nitrogênio líquido por mais 24 horas (METALS HANDBOOK , 1991).

O efeito microestrutural desta transformação pode ser observado nas Figuras 37 (a) e (b), antes e depois do tratamento criogênico, respectivamente para a amostra 9410.

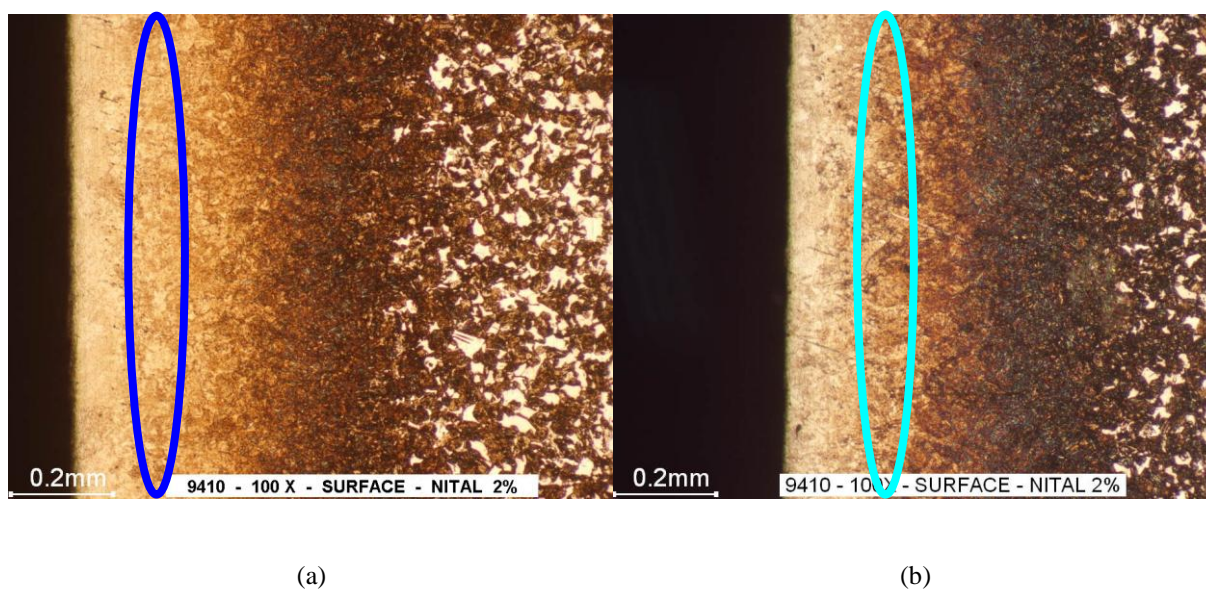


Figura 37. Exemplo do efeito do tratamento criogênico na microestrutura da amostra 9410, antes e depois do tratamento.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Finalmente, após o tratamento criogênico, foram realizadas novas medidas de sinal RB nas amostras 9210, 9230, 9410, 9420 e 9520 sendo possível observar que os espectros reordenaram na sequência da espessura das camadas. Uma vez que o espectro parece refletir diversas camadas da estrutura como função da frequência analisada, o tratamento criogênico, com sua função de transformação da austenita retida, reflete-se na totalidade das curvas de FFT, incluindo as altas frequências (referentes às camadas mais superficiais) onde havia mais austenita. Isso pode ser constatado nas Figuras 38 e 39.

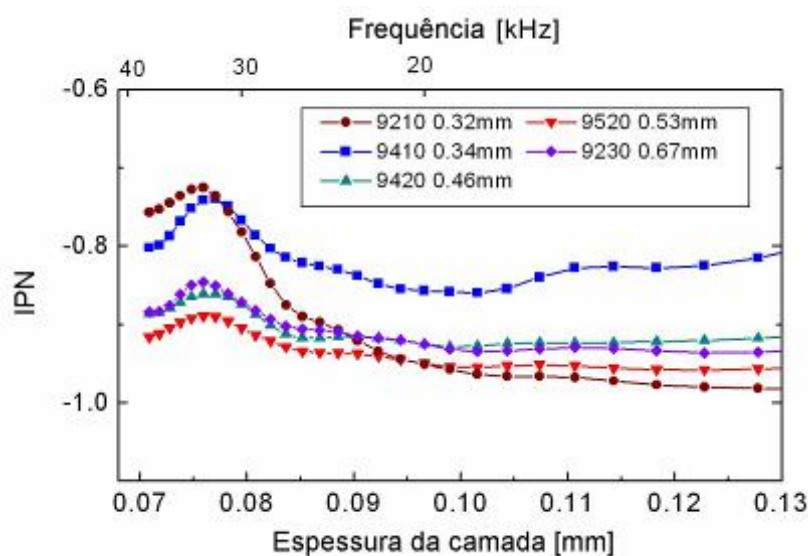


Figura 38. IPN das amostras antes do tratamento criogênico.

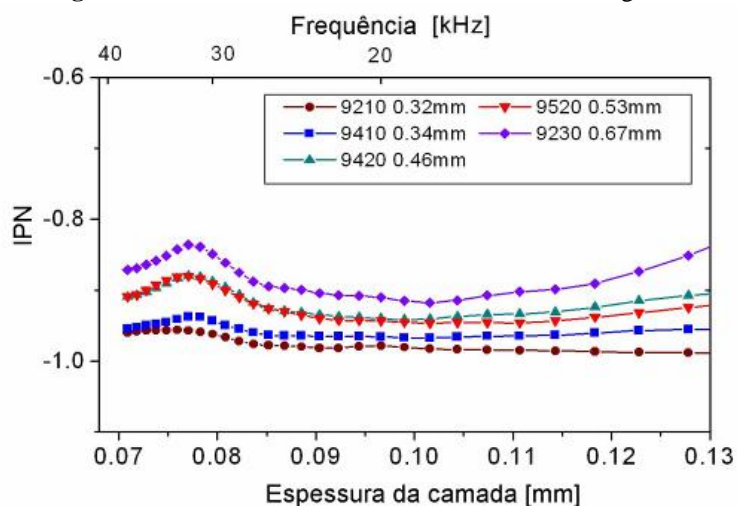


Figura 39. IPN das amostras após o tratamento criogênico.

6 TRABALHOS APRESENTADOS E SUBMETIDOS

DREHMER, A.; GERHARDT, G.J.L.; MISSELL, F.P. Case Depth Determination Using Barkhausen Noise., apresentação oral no The 17th International Workshop on Electromagnetic Nondestructive Evaluation- ENDE 2012 e trabalho submetido a revista **Studies in Applied Electromagnetics and Mechanics** .

DREHMER, A.; GERHARDT, G.J.L.; MISSELL, F.P. Case Depth in SAE 1020 Using Barkhausen Noise. apresentação de pôster no 20º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais e trabalho completo aceito para publicação na revista **Materials Research**.

DREHMER, A.; GERHARDT, G.J.L.; MISSELL, F.P. Case Depth determination in SAE 1020 steel using Barkhausen Noise. Apresentação oral no II Brazilian Workshop on Magnetization Dynamics e publicação do resumo nos anais deste evento.

DREHMER, A.; GERHARDT, G.J.L.; MISSELL, F.P. Case depth determination in steel using Barkhausen noise. Artigo submetido ao 68º Congresso Associação Brasileira de Materiais.

SCHWANKE, R. G. L., DREHMER, A.; GERHARDT, G.J.L.; MISSELL, F.P. Perfil de Dureza em Aços com a Superfície Endurecida. Apresentação de trabalho no XIX Encontro de Jovens Pesquisadores e na I Mostra Acadêmica de Inovação e Tecnologia.

7 CONCLUSÕES

As amostras de aço SAE 1020 e SAE 8620 foram produzidas pela difusão de carbono na superfície obtendo-se espessuras distintas de acordo com as condições de cementação e tratamento térmico. Têmperas feitas em curtos tempos resultaram em uma camada de superfície martensítica em cima de um núcleo de ferrita / perlita para algumas amostras de aço SAE 1020. No entanto, este tipo de microestrutura não foi obtida em amostras de aço SAE 8620 que foram tratadas termicamente de forma industrial. Assim, as amostras produzidas com aço SAE 8620 não permitiram o uso da técnica proposta de acordo com o objetivo esperado.

A espessura de camada dura, nas amostras de aço SAE 1020, foram medidas por técnicas tradicionais destrutivas (perfil de dureza) de forma a se determinar a espessura de camada endurecida nas amostras estudadas e comparar com as medições de ruído Barkhausen.

As medições de Ruído Barkhausen foram feitas com um sistema de medição cuja montagem foi desenvolvida integralmente no Laboratório de Caracterização Magnética da UCS. Além disto, para estes ensaios foram confeccionados e estudados os sensores/ yokes que melhor se adequam para o experimento mostrando que o melhor sensor/yoke para esta aplicação foi o número 2. O campo magnético obtido com o mesmo ficou em torno de 4000 A/m.

A imagens obtidas por microscopia ótica possibilitaram a comparação com os dados obtidos nas medições de Ruído Barkhausen e perfil de dureza auxiliando na compreensão dos resultados.

Tanto o envelope RMS do pulso de Barkhausen e da transformação rápida de Fourier (FFT) foram obtidos por cálculo numérico.

As amplitudes das FFTs foram obtidas como uma função da frequência, e foram associadas com a distância da superfície da amostra através da equação clássica de distância de penetração. As espessuras das camadas duras foram estimadas a partir de um índice de potência normalizada de uma quantidade que apresenta a estrutura de acordo com os detalhes da microestrutura da amostra.

Com base nos resultados obtidos neste trabalho, conclui-se que a técnica proposta (medições de ruído Barkhausen) é uma alternativa para a determinação de espessuras de camadas endurecidas em aços, no entanto o método possui como limitações quesamente poderá ser utilizado em amostras que possuam distintas microestruturas entre superfície e

núcleo. Além disto, a permeabilidade deve ser melhor estudada visto que é difícil encontrar um único valor de permeabilidade ao longo da curva de histerese do material estudado.

Salienta-se que, o método de Ruído Barkhausen, por ser uma técnica não destrutiva, seu estudo mostra-se de suma importância para aplicações industriais, já que se mostra capaz de criar novas soluções para ensaios com caráter não-destrutivo, constantemente necessários principalmente em inspeções e manutenção de peças e equipamentos.

8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Estudo de novas amostras de aço SAE1020: O laboratório possui uma série de amostras e que estão esperando por análises que dependem algumas vezes da geometria de sensores adequada ou de protocolos que foram desenvolvidos nesse trabalho. Novos ensaios serão elaborados focando-se na aplicação industrial.
- Estudar amostras com diferentes tratamentos térmicos e termiquímicos;
- Fazer medições de todas as amostras estudadas com o novo gerador de funções DS 360. Esse gerador possui uma distorção harmônica menor e parece ser mais adequado ao tipo de medida que se está fazendo. Ainda que os resultados obtidos no DS345 não tenham problemas conceituais, espera-se que o novo gerador resulte em medidas mais precisas.
- Fabricação de yokes com geometrias distintas, de forma a que se possa realizar ensaios em amostras cilíndricas, por exemplo. A variação do número de espiras e espessura nesses yokes é um ponto que possui algum grau de complexidade e exige dedicação para que seja possível medidas de boa qualidade.
- Analisar a montagem de curvas de calibração para os aços estudados.
- Analisar as amostras após o tratamento criogênico e comparar com os resultados obtidos até aqui.
- Estudar o uso do método de RB para determinar a camada descarbonetada em aços tratados termicamente.

9 REFERÊNCIAS

Artigos e Periódicos

BACH, G., GOEBBELS, K., e THEINER, W. A. Characterization of hardening depth by Barkhausen noise measurement. **Materials Evaluation**. v. 46, pp. 1576-1580, 1988.

DUBOIS, M. e FISET, M. Evaluation of case depth on steels by Barkhausen noise measurement. **Materials Science and Technology**. v. 11, pp. 264-267, 1995.

ALESSANDRO, B., BEATRICE, C., BERTOTTI, G., MONTORSI, A. Domain-wall dynamics and Barkhausen effect in metallic ferromagnetic materials. I Theory. **Journal of Applied Physics**. v. 68, n° 6, pp. 2901-2907, 1990.

ALESSANDRO, B., BEATRICE, C., BERTOTTI, G., MONTORSI, A. Domain-wall dynamics and Barkhausen effect in metallic ferromagnetic materials. II. Experiments. **Journal of Applied Physics**. v. 68, n° 6, pp. 2908-2915, 1990.

ALESSANDRO, B., BERTOTTI, G., FIORILLO, F. Statistical properties of Barkhausen Noise in Soft Magnetic Materials. **Physica Scripta**. v. 39, pp. 256-258, 1989.

BOWLER, N. Model-Based Characterization of Homogeneous Metal Plates by Four Point Alternating Current Potential Drop Measurements. **IEEE Transactions on Magnetics**. v. 41, n° 6, 2005.

CÁPO-SANCHÉZ, J., HUALLPA, A., FARINA, P., PADOVESE, L.R., GOLDENSTEIN, H. Magnetic and spontaneous Barkhausen noise techniques used in investigation of a martensitic transformation. **Journal of Applied Physics**, v. 110 083916, 2011.

COSTA, L. F. T., GIROTTO, F., BAIOTTO, R., GERHARDT, G., CAMPOS, M.F., MISSELL, F.P. Influence of microstructural constituents on the hysteresis curves in 0.2%C and 0.45%C steels. Joint European Magnetic Symposia – JEMS 2010 IOP Publishing - **Journal of Physics: Conference Series** **303** (2011) 012029.

DAVUT, K., GÜR, H. C. Monitoring the microstructural changes during tempering of quenched SAE 5140 steel by magnetic Barkhausen noise. **Journal Nondestructive Evaluation**, 26: pp. 107 – 113, 2007.

GOLDENSTEIN, H., HUALLPA, E.A., CÁPO-SÁNCHEZ, J., PADOVESE, L.R. Detecting martensitic transformations using spontaneous magnetic emission (SME), **Journal of Alloys and Compound**. 26151, 2012.

HUALLPA, E.A., CÁPO-SÁNCHEZ, J., PADOVESE, L.R., GOLDENSTEIN, H. Determining MS temperature on an AISI D2 cold work tool steel using magnetic Barkhausen noise. **Journal of Alloys and Compound**. 25926, 2012.

HWANG, D. G., KIM, H. C. The influence of plastic deformation on Barkhausen effects and magnetic properties in mild steel. **Journal of Applied Physics**. v. 21. pp. 1807-1813, 1988.

JILES, D. C. Review of magnetic methods for non-destructive evaluation. **NDT International**. v. 21. pp. 311-319, 1988.

JILES, D. C., KERN, R., THEINER, W. A. Evaluation of surface modifications in high strength steels. **Nondestructive Testing & Evaluation**. v. 10. pp. 317-331, 1993.

JILES, D. C. Dynamics of Domain Magnetization and the Barkhausen Effect. **Czechoslovak Journal of Physics**. v. 50. pp. 893-988, 2000.

KINSER, E.R., LO, C.C.H., BARSIC, A.J., JILES, D.C. Modeling microstructural effects on Barkhausen emission in surface-modified magnetic materials. **IEEE Transactions on Magnetics**. v. 41. n° 10, 2005.

LO, C.C.H., KINSER, E. R., JILES, D. C. Analysis of Barkhausen effect signals in surface-modified magnetic materials using a hysteretic-stochastic model. **Journal Applied Physics**. 99. 08B705, 2006.

LO, C.H.C. – Depth profiling of magnetic properties of surface-modified materials by model-assisted multi frequency analysis of Barkhausen effect signals. **Journal of Applied Physics**. 103. 07E918, 2008.

MOORTHY, V., SHAW, B. A., DAY, S. Evaluation of applied and residual stresses in case-carburized En36 steel subjected to bending using the magnetic Barkhausen emission technique. **Acta Materialia**. v. 52. pp. 1927-1936, 2004.

PÉREZ-BENITEZ, J.A., CAPÓ-SÁNCHEZ, J., ANGLADA-RIVERA, J. PADOVESE, L.R. A model for the influence of microstructural defects on magnetic Barkhausen noise in plain steels. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**. 288. pp. 433-442, 2005.

PÉREZ-BENITEZ, J.A., CAPÓ-SÁNCHEZ, J., PADOVESE, L.R. Modeling of the Barkhausen jump in low carbon steel. **Journal of Applied Physics**. 103. 043910, 2008.

SANTA-AHO, S., VIPPOLA, M., SORSA, A., LEIVISKA, K., LINDGREN, M., LEPISTO, T. Utilization of Barkhausen noise magnetizing sweeps for case-depth detection from hardened steel. **NDT&E International**. v. 52, pp. 95-102, 2012.

SORSA, A., LEIVISKÄ, K., SANTA-AHO, S., LEPISTÖ, T. Quantitative prediction of residual stress and hardness in case-hardened steel based on the Barkhausen noise measurement, **NDT&E International**. v. 46. pp. 100-106, 2012.

VAIDYANATHAN, S., MOORTHY, V., JAYAKUMAR, T., RAJ, B. Evaluation of induction hardened case depth through microstructural characterization using magnetic Barkhausen emission techniques. **Materials Science Technology**. v. 16, pp. 202-208, 2000.

ZEROVNIK, P., GRUM, J., ZEROVNIK, G. Determination of hardness and residual-stress variations in hardened surface layers with magnetic Barkhausen noise. **IEEE Transactions on Magnetics**. v. 46, n° 3, 2010.

ZHANG, C., BOWLER, N., LO, C. Magnetic characterization of surface-hardened steel. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**. 321. 3878, 2009.

Eventos Científicos

MIRONENKO, I.; SZIELASKO, K.; KISELMANN, I.; KOOP, H.; KOOP, M.; ALTPETER, I.; DOBMANN, G.; BOLLER, C. **Wideband micromagnetic multi-parameter materials characterization with 3MA**. Proc. 9th International Conference on Barkhausen Noise and Micromagnetic Testing, June 27-30th, 2011, Hejnice, Czech Republic.

Internet

DURIN, G.; ZAPPERI, S. **The Barkhausen Effect**. Cornell University Library, 2004. Disponível em: <<http://arxiv.org/abs/cond-mat/0404512>>. Acesso em: 10 de julho de 2012.

Livros

BHADESHIA, H.K.D.H; HONEYCOMBE, R.W.K. **Steels: Microstructure and Properties**, Third Edition. Amsterdam: Elsevier/Butterworth-Heinemann, 2006.

CALLISTER, W. D. Jr. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. Editora LTC, 2002.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 7^a edição, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 1979.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos**. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 2005.

COEY, J. M. D. **Magnetism and Magnetic Materials**. Cambridge University Press, Trinity College. Dublin, 2009.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. Edgard Blücher Ltda. 3^a edição. São Paulo, 1974.

CORSON, D., LORRAIN, P. **Introduction to Electromagnetic Fields and Waves**. San Francisco and London: W. H. Freeman and Company, 1962.

CULLITY, B. D.; GRAHAM, C. D. **Introduction to Magnetic Materials**. Second edition. Institute of Electrical and Electronics Engineers, Inc., 2009.

GUIMARÃES, A. P. - **Magnetismo e Ressonância Magnética em Sólidos**. São Paulo: Editora da Universidade de São Paulo, 2009.

HUTCHINGS, I. M. **Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials**. Edward Arnold, London, 1992.

JILES, D. **Introduction to Magnetism and Magnetic Materials**. London: Chapman & Hall, 1991.

METALS HANDBOOK. **Heat Treating**. ASM. v. 04, 1991.

Patentes

NUMMILA, K., SEPPÄ, H., VARPULA, T. Method for determining the hardening depth of steel. **US Patent 7259555**. August 21, 2007.

Teses, dissertações

BOHN, F. **Propriedades estatísticas do ruído Barkhausen em materiais magnéticos artificialmente estruturados**. Tese de Doutorado em Física - Universidade Federal de Santa Maria. Santa Maria, 2009.