

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

Programa de pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGEM

UTILIZAÇÃO DE TÉCNICAS ELETROMAGNÉTICAS PARA DETECÇÃO DE DANOS  
TÉRMICOS EM AÇO 300M EMPREGADO EM TRENS DE POUSO

**Mariana dos Reis Tagliari**

Dissertação para obtenção do título de Mestre  
em Engenharia

Porto Alegre

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

Programa de pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGEM

UTILIZAÇÃO DE TÉCNICAS ELETROMAGNÉTICAS PARA DETECÇÃO DE DANOS  
TÉRMICOS EM AÇO 300M EMPREGADO EM TRENS DE POUSO

MARIANA DOS REIS TAGLIARI  
Engenheira Metalúrgica

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

Área de concentração: Ciência e tecnologia dos materiais

Porto Alegre  
2012

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

Orientador: Prof. Dr. Thomas Gabriel Rosauero Clarke, PPGEM-UFRGS, Brasil.

Banca examinadora:

Prof. Dr. João Schmidt, UFRGS, Porto Alegre, Brasil

Prof. Dr. Frank Patrick Missel, UCS, Caxias do Sul, Brasil.

Dr. Ricardo Callegari Jacques, UFRGS, Porto Alegre, Brasil.

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker  
Coordenador do PPGEM

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço aos meus pais pelo apoio incondicional à minha formação, desde que tenho conhecimento da vida, além de serem meu referencial de valores humanos, amor e sabedoria.

À CAPES (Coordenação de Aperfeiçoamento Pessoal e de Nível Superior) pelo financiamento da bolsa de estudos durante os meses em que realizei o presente estudo.

Aos professores Telmo Strohaecker, Thomas Clarke e Afonso Reguly pelo apoio e suporte intelectual desprendidos.

Aos colegas e amigos do LAMEF, em especial cito alguns nomes que tiveram participação direta na execução deste trabalho: Eng. Sérgio Pavani e Douglas Martinazzi (Stalone). Aos “maus elementos”: Eng. Lúcio Corrêa, Eng. Alberto Bisognin, Eng. Pedro Bruxel e Eng. Henrique Tormen Haan de Oliveira, por não medirem tempo e esforços ao me transmitirem seus conhecimentos que vão além deste trabalho. Ao colega-amigo-irmão Dr. Toni Roger Schifelhain de Lima, pelos momentos de parceria desde sempre.

Ao meu namorado, João Otávio Reinelli, por suportar períodos difíceis durante o fechamento desta dissertação, também por seu poder terapêutico durante nossas longas conversas ao longo do nosso extenso período de namoro.

Aos amigos de fé que me acompanham desde sempre, uns mais recentes, outros mais veteranos, que de alguma forma fazem parte de tudo isto.

Ao ser superior que me ilumina diariamente para atingir os objetivos de minha vida.

“Devemos o progresso aos insatisfeitos”.  
(Aldous Huxley)

## SUMÁRIO

SUMÁRIO.....	VI
LISTA DE FIGURAS .....	VIII
LISTA DE TABELAS .....	XI
LISTA DE EQUAÇÕES .....	XII
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS .....	XIII
RESUMO .....	XIV
1 Introdução.....	1
2 Revisão Bibliográfica .....	4
2.1 Aços de Ultra-alta Resistência Mecânica - Generalidades .....	4
2.2 Danos Térmicos .....	6
2.3 Revestimento de Cromo Duro .....	9
2.4 Tensões Residuais .....	10
2.5 Métodos Micromagnéticos .....	12
2.5.1 Teoria dos Domínios Magnéticos e Paredes de Domínio.....	12
2.5.2 A Curva de Histerese Magnética .....	13
2.5.3 Efeito da microestrutura e estado de tensões.....	15
2.5.4 Efeito da frequência de excitação .....	21
3 Materiais e Métodos .....	23
3.1 Material.....	23
3.2 Tratamentos Térmicos .....	24
3.3 Jateamento com esferas ( <i>Shot peening</i> ) .....	24
3.4 Indução de danos térmicos.....	24
3.5 Eletrodeposição de Cromo duro (BAC 5709, 2002).....	26
3.6 Ensaio Metalográfico e de Microdureza Vickers .....	27
3.7 Medidas micromagnéticas .....	27
3.7.1 Método de análise do Ruído Magnético Barkhausen .....	30
4 Resultados e discussões .....	32
4.1 Caracterização Microestrutural .....	32
4.2 Ensaio de Microdureza Vickers .....	36

4.3	Revestimento de Cromo.....	37
4.4	Análise Micromagnética .....	38
4.4.1	Zona A .....	39
4.4.2	ZonaB .....	47
4.4.3	Zona C .....	52
5	Conclusões.....	53
6	Sugestões para trabalhos futuros .....	55
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	56
	Anexos	

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Efeitos da quantidade de Silício no aço 4340. (PARKER, 1977).....	5
Figura 2 – Sistemas de trens de pouso (DAVIS, 1995).....	6
Figura 3 - Efeitos de queimas por retificação em aços de alta resistência (TOTTEN, 2002). ....	7
Figura 4 - Perda de dureza do aço AISI 52100 devido ao revenimento excessivo e a formação de martensita super revenida (MARINESCU, 2004) .....	7
Figura 5 – Ilustração da Eletrodeposição de cromo. ....	10
Figura 6 – Exemplo do perfil de tensões residuais criado por shot-peening. (CAMPBELL, 2006).....	11
Figura 7 - Campo de tensões residuais obtidas após diferentes intensidades de shot-peening. (TORRES, 2001) .....	11
Figura 8 - Esquema da orientação dos spins no interior dos domínios. ....	13
Figura 9 - Curva de magnetização de um material Ferromagnético. (SILVA JUNIOR, 2005). 14	
Figura 10 - Relação dos parâmetros obtidos para o RMB e a curva de histerese. (DOBMANN, 2009).....	16
Figura 11 - Reorientação dos domínios em função da tensão presente ou aplicada .....	17
Figura 12 - Relação entre o RMB e tamanho de grão, seguindo a dependência de <i>Hall-Petch</i> . (YAMAURA, 2001).....	17
Figura 13 - Analogia Magneto-mecânica. Adaptado de (STAGEMANN, 2000). ....	20
Figura 14 – Dependência da amplitude da terceira harmônica com o estado de tensões do material estudado. (KWUN, 1987).....	21
Figura 15 - Localização das queimas induzidas em diferentes severidades (adaptado de BAC 5653) (BAC5653, 1997). ....	25
Figura 16 - Momento da execução de umas das queimas na máquina disponibilizada para as queimas. ....	26
Figura 17 - À esquerda, sistema 3MA composto pelo controlador, sistema front-end e sensor de análise. À direita, detalhe do sensor. ....	28
Figura 18 - Ilustração do sensor 3MA em condições de operação.....	28
Figura 19 - Dispositivo desenvolvido para os ensaios. ....	29
Figura 20 - Sentidos de magnetização adotados para análise. À esquerda, posição do sensor posicionado perpendicular às queimas e à direita, paralelo. Os quadrados representam os pólos magnetizadores e as setas indicam os sentidos das varreduras. ....	29



Figura 21 - Curva característica do RMB fornecida pelo equipamento comercial .....	30
Figura 22 - Núcleo da amostra temperada e revenida. Microestrutura consiste em martensita revenida e ferrita pró-eutetoide. Ataque: Nital 2%. Aumento: 1000 x.....	32
Figura 23 - Microestrutura da região exposta a 50W de potência. Ataque: Nital 2% e Metabissulfito de sódio.....	33
Figura 24 - Região superaquecida com 100 W. Podem ser observadas respectivamente de baixo para cima: camada fundida (mais clara), martensita não-revenida, martensita super-revenida e material não afetado pelo calor. Ataque: Nital 2%. Aumento: 200X.....	34
Figura 25 - Região superaquecida a 100W com maior aumento. Ataque: Nital 2%. Aumento: 1000X. ....	34
Figura 26 - Região queimada com severidade de 150 W. Ataque: Nital 2%. Aumento: 100X. 35	
Figura 27 - Região queimada com severidade de 150 W. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X. 35	
Figura 28 - Perfis de microdureza das regiões analisadas. ....	37
Figura 29 - À direita, a imagem da menor camada binarizada para a realização das medidas, e à esquerda, a camada mais espessa. ....	37
Figura 30 - Imagem da camada de cromo contendo uma trinca partindo da superfície do revestimento de 330,02 $\mu\text{m}$ Cr. ....	38
Figura 31 - Envelopes do ruído Barkhausen das quatro regiões queimadas e no metal base da Zona A, utilizando uma frequência de excitação de 30Hz. Magnetização transversal às queimas.....	40
Figura 32 - Envelopes do ruído Barkhausen das quatro regiões queimadas e no metal base da Zona A, utilizando uma frequência de excitação de 60Hz e sensor transversal às queimas. ....	42
Figura 33 - Envelopes do ruído Barkhausen das quatro regiões da Zona A utilizando uma frequência de excitação de 100Hz. ....	42
Figura 34 - Variação da amplitude máxima do Ruído Barkhausen em função das condições microestruturais presentes para as três frequências de excitação utilizadas. O valor das abscissas correspondente a zero trata-se da região sem queima (Metal base).....	43
Figura 36 - Variação da distorção harmônica k.....	44
Figura 37 - Envelopes do ruído Barkhausen das quatro regiões da Zona A utilizando uma frequência de excitação de 30Hz. ....	45
Figura 38 – Envelopes do ruído Barkhausen das quatro regiões da Zona A utilizando uma frequência de excitação de 60Hz. ....	45
Figura 39 - Envelopes do ruído Barkhausen das quatro regiões da Zona A utilizando uma frequência de excitação de 100Hz. ....	46

Figura 40 - Variação da amplitude máxima do Ruído Barkhausen em função das condições microestruturais presentes para as três frequências de excitação utilizadas. O valor das abscissas correspondente a zero trata-se da região sem queima (Metal base).....	46
Figura 42 - Variação da Distorção Harmônica com as três severidades de queima e metal base e as frequências de excitação empregadas. ....	47
Figura 43 - Envelopes do ruído Barkhausen das quatro regiões da Zona B utilizando uma frequência de excitação de 30Hz e o sensor posicionado transversalmente.....	49
Figura 44 - Envelopes do ruído Barkhausen das quatro regiões da Zona B utilizando uma frequência de excitação de 60Hz. ....	49
Figura 45 – Envelopes do ruído Barkhausen das quatro regiões da Zona B utilizando uma frequência de excitação de 100Hz. ....	50
Figura 46 - Distorção Harmônica obtida para as tres severidades de queima e metal base em função das frequências de excitação empregadas.....	50
Figura 47 - Envelopes do ruído Barkhausen das quatro regiões da Zona B utilizando uma frequência de excitação de 100 Hz. ....	51

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do material estudado e sua designação segundo a norma UNS .....	23
Tabela 2 - Matriz experimental da tentativa de inspeção da Zona C. ....	52

## LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 1: Distorção harmônica (K) .....	19
Equação 2: Profundidade padrão atingida por um campo magnético alternado .....	21

## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

UARM:	Aços de Ultra-alta resistência mecânica
MR:	Martensita revenida
MNR:	Martensita não revenida
MSR:	Martensita super-revenida
MB:	Metal Base isento de defeitos
TR:	Tensões residuais
GMR:	<i>Giant magnetoresistance sensor</i>
H:	Campo magnético
B:	Indução magnética
Br:	Indução residual
Hc:	Campo coercivo
RMB:	Ruído magnético Barkhausen
Mmax:	Amplitude máxima do RMB
FFT:	Transformada Rápida de Fourier
Ai:	Amplitude das harmônicas
K:	Distorção harmônica
$f_{exc}$ :	Frequência de excitação do campo magnético
$\sigma$ :	Condutividade elétrica do material
$\mu_0$ :	Permeabilidade magnética no vácuo, sendo $4 \pi \cdot 10^{-7} \cdot \text{H} \cdot \text{m}^{-1}$
$\mu_r$ :	Permeabilidade magnética relativa do material
$\delta$ :	Profundidade padrão de penetração do campo magnético

## RESUMO

Trens de pouso de aeronaves podem vir a apresentar defeitos induzidos termicamente devido a condições severas que podem ocorrer durante pousos e inspeções rotineiras em que são submetidos periodicamente. A microestrutura resultante das regiões que compreendem os defeitos pode comprometer o bom desempenho em fadiga do componente devido a alteração das propriedades mecânicas envolvidas. Sua detecção no cenário atual atualmente faz-se de maneira dispendiosa em tempo e custo, sendo executada invasivamente através da remoção da camada de cromo presente, seguida da imersão do componente em tanques contendo o reagente químico de nital, que irá revelar possíveis queimas no substrato. Posteriormente, se o componente apresentar danos, estes são reparados e então a eletrodeposição de cromo novamente é realizada e o componente é posto em uso.

O objetivo deste trabalho é apresentar uma metodologia de inspeção micromagnética não destrutiva para a detecção de danos térmicos, baseada em norma interna da BOEING. Estas técnicas são baseadas na aplicação de um campo magnético no material a ser inspecionado, o qual irá interagir e revelar as características microestruturais presentes, sem a remoção do cromo, tornando possível uma inspeção confiável, rápida e de baixo valor. Aqui será apresentado como foi desenvolvido um padrão para servir de gabarito a futuras inspeções, além de melhorias sugeridas à norma da BOEING para um melhor aproveitamento da técnica nesta aplicação específica.

A metodologia empregada utilizou de uma chapa de aço 300M que sofreu processos de tratamento térmico e *shot-peening*, posteriormente submetida a danos térmicos impostos através de laser de CO<sub>2</sub> de baixa potência, e parcialmente revestida com cromo duro. As regiões danificadas foram avaliadas micromagneticamente através da imposição de um campo magnético alternado sob diferentes frequências de excitação, através de um equipamento comercial disponível no laboratório, e a influência do revestimento de cromo foi estudada. Os resultados apresentaram elevada sensibilidade da técnica na avaliação de danos térmicos na presença e ausência de cromo na superfície, porém para o sensor utilizado neste estudo, há uma limitação quanto a espessura da camada de cromo existente.

Palavras chave: Aço 300M, ruído magnético Barkhausen, danos térmicos, ensaios micromagnéticos.

## ABSTRACT

*The landing gear of aircrafts may present thermally induced defects due to the severe conditions that can occur during landings and also during the routine inspections to which they are submitted periodically. The microstructure resulting from the regions comprising the defect may impair the proper fatigue performance of the component due to the change of the mechanical properties involved. Its detection, in the current scenario, is expensive time and costwise, being executed invasively by removing the existing layer of chromium followed by immersion of the component in tanks containing the chemical reagent Nital, which will show possible burnings on the substrate. Subsequently, if the component presents damages, they are repaired and then the re-chrome plating on the component is carried out and it is put to use.*

*The aim of this dissertation is to present a non-destructive, micromagnetic inspection methodology, for the detection of thermal damage, based on BOEING internal standards. These techniques are based on applying a magnetic field in the material to be inspected, which will interact and disclose the microstructural characteristics of the part without removal of the microstructural characteristics of the part without removal of the chrome, making possible a reliable, fast and low cost inspection. Here it will be presented how a standard was developed to serve as a norm for future inspections, and suggested improvements to BOEING's rule for a better use of the technique in this specific application. The methodology employed used a steel plate to 300M which had undergone heat treatment processes and shot-peening and thereafter subjected to thermal damage imposed through low power CO2 laser , and partially coated with hard chrome. The damaged regions were evaluated micromagnetically through the imposition of an alternating magnetic field under different excitation frequencies, through a commercially available equipment in the laboratory, and the influence of chromium coating was studied. The results showed high sensitivity of the technique to assess thermal damage in the presence and absence of chromium on the surface, but for the sensor used in this study, there is a limit on the thickness of the existing chromium.*

*Key words: 300M steel, Magnetic Barkhausen noise (MBN), thermal damage, micromagnetic test.*

# 1 INTRODUÇÃO

Trens de pouso exercem um papel fundamental em aeronaves, suportando todo seu peso em operações de aterrissagens e decolagens. Seus componentes devem atender a determinados requisitos técnicos como alta resistência mecânica e em fadiga para poder suportar o peso total da aeronave, além das cargas cíclicas as quais são submetidos e a alta velocidade de impacto durante um pouso. Por este motivo, a ausência de defeitos é essencial para que o trem de pouso cumpra com seu papel de maneira segura, evitando qualquer colapso que possa vir a gerar perdas irreparáveis. Em algumas regiões destes componentes, é aplicado além dos tratamentos térmicos e *shot-peening*, este último para aprimorar sua resistência à fadiga, revestimento de cromo duro para aumentar a resistência ao desgaste. Devido sua importância, trens de pouso requerem inspeções regulares de sua condição microestrutural e da presença de defeitos. O material geralmente empregado neste tipo de aplicação é o aço de alta resistência mecânica ASTM 300M, que será estudado neste trabalho.

Os danos normalmente presentes são de origem térmica, que podem ser induzidos durante etapas de inspeção ou mesmo em serviço, tornando a estrutura suscetível ao aparecimento de trincas, visto a modificação microestrutural e do estado de tensões resultantes, com conseqüente redução das propriedades mecânicas desejadas. Estes danos modificam a microestrutura localmente, transformando a martensita revenida presente em martensita não revenida, de caráter frágil, sendo circundada por uma região de martensita super-revenida, que apresenta dureza muito baixa.

As inspeções atualmente ocorrem de maneira invasiva, que consistem das etapas de desmontagem do trem de pouso, retirada da camada de cromo presente e sua imersão em tanque contendo reagente de nital ( $\text{HNO}_3$ ) para revelar a microestrutura do substrato. Quando defeitos são evidenciados, sejam estas fissuras ou ainda a alteração da microestrutura, estes são reparados. Posteriormente a camada de cromo duro é eletrodepositada, e então retificada para atender às especificações dimensionais. Porém, a temperatura atingida durante a etapa de retificação pode ser suficiente para alterar a microestrutura do substrato de aço, comprometendo as regiões adjacentes e expondo o componente ao risco.

No caso de surgirem em serviço, estes defeitos podem ocorrer durante pousos de emergência, onde uma fricção severa entre os cilindros que o compõem pode vir a aquecer o



material localmente, formando uma linha de queima que provavelmente contenha a martensita nas condições indesejadas conforme supracitado.

Pelo fato de a rotina de inspeções de trens de pouso ser dispendiosa e prolongada, a indústria aeroespacial vem buscando novos métodos que facilitem a inspeção destes componentes críticos através de técnicas de ensaios não destrutivos (END), que não tornem necessária a remoção do revestimento protetor; mesmo que esta etapa seja necessária, possibilitam a inspeção posterior à retífica do cromo. Sugere-se aqui neste trabalho uma maneira mais rápida e barata para detectar estes possíveis danos térmicos presentes sem que haja a remoção do cromo. Trata-se de uma metodologia baseada em eletromagnetismo, onde da aplicação de um campo magnético alternado ao material, lê-se a resposta a sua magnetização através de elementos capazes de converter em tensão elétrica as modificações micromagnéticas que ocorrem na presença deste campo magnetizante. Estas modificações são provocadas pela interação das paredes de domínio durante o processo de magnetização com as heterogeneidades presentes no material. As técnicas são baseadas em parâmetros relativos à curva de histerese magnética do material, obtida para diferentes condições microestruturais e citam-se: o Ruído magnético Barkhausen (RMB), campo coercivo ( $H_c$ ), a distorção harmônica do sinal captado (K), dentre demais parâmetros que podem ser facilmente encontrados na literatura (DOBMAN, 2007; BURKE, 2007).

Será relatado ao longo deste trabalho a construção de um gabarito contendo defeitos termicamente induzidos, que servirá de padrão de inspeções desta natureza, para a aplicabilidade em trens de pouso. Esta metodologia consistiu em induzir termicamente através de laser de  $CO_2$ , defeitos em linha com diferentes graus de severidade em uma chapa do aço 300M. Além destes defeitos, previamente foram aplicados procedimentos que aproximam a condição microestrutural do gabarito àquela presente nos trens de pouso. Toda a etapa de preparação do gabarito foi baseada em especificações técnicas contidas em normas internas da BOEING (BAC 5617, 2006; BAC 5719, 2002; BAC 5730, 2011; BAC 5653, 1997). O objetivo deste trabalho é apresentar uma metodologia de inspeção micromagnética não destrutiva para a detecção de danos térmicos em trens de pouso.

A técnica demonstrou sensibilidade na detecção dos defeitos induzidos e permite traçar limiares de aceitação durante a caracterização metalúrgica dos componentes do aço 300M, inclusive na presença do revestimento de cromo. Ao longo desta dissertação será apresentado, além do desenvolvimento do padrão desenvolvido para futuras inspeções, os resultados obtidos

e melhorias sugeridas à norma da BOEING para um melhor aproveitamento da técnica nesta aplicação específica.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Aços de Ultra-alta Resistência Mecânica - Generalidades

Aços de ultra - alta resistência mecânica (UARM) possuem como principais vantagens suas elevadas resistência e rigidez. Embora os aços de UARM sejam definidos como aqueles que apresentam uma resistência ao escoamento mínima de 1379 MPa, eles são capazes de serem tratados termicamente para excederem os 2068 MPa. Adicionalmente, estas ligas apresentam um módulo de elasticidade de aproximadamente 193 GPa. (SMITH, 1993). As desvantagens de aços de alta resistência são primeiramente sua alta densidade e suscetibilidade à fratura frágil. Para uma densidade de aproximadamente  $8,02 \text{ g/cm}^3$ , as ligas de aço são consideravelmente mais pesadas se comparadas a outros materiais estruturais como ligas de alumínio ( $2,8 \text{ g/cm}^3$ ) e titânio ( $4,42 \text{ g/cm}^3$ ). Como resultado de seus altos níveis de resistência, são também suscetíveis a apresentar fragilização por hidrogênio e trincamento atribuível ao fenômeno de corrosão sob tensão, ambos dos quais podem causar falhas frágeis subitamente (DAHL, 2000).

Os aços com médio teor de carbono e baixa liga contêm uma faixa de carbono de aproximadamente 0.3 a 0.5% além da adição de elementos de liga que proporcionam maior capacidade de endurecimento, além de maior resistência e tenacidade. Os elementos de liga típicos incluem manganês, silício, níquel, cromo, molibdênio, vanádio e boro. Esta família de aços compreende um número de importantes aços, como o 4340. Muitas modificações foram realizadas neste 4340 básico, como adições de vanádio (4340V) e aquele modificado ao silício em quantidade de 1.6%, o ASTM 300M, material utilizado neste estudo. Quando o teor de silício é adicionado em até 2%, o aumento na resistência e na tenacidade ocorre da maneira como mostra a Figura 1. O aumento no teor de silício introduz no aço uma capacidade de endurecimento maior, além de aumentar o endurecimento por solução sólida e a resistência à altas temperaturas. O acréscimo na tenacidade deve-se ao retardo provocado pelo silício na precipitação da cementita a partir da austenita retida durante o revenimento, além de estabilizar os carbonetos (KRAUSS, 2005).

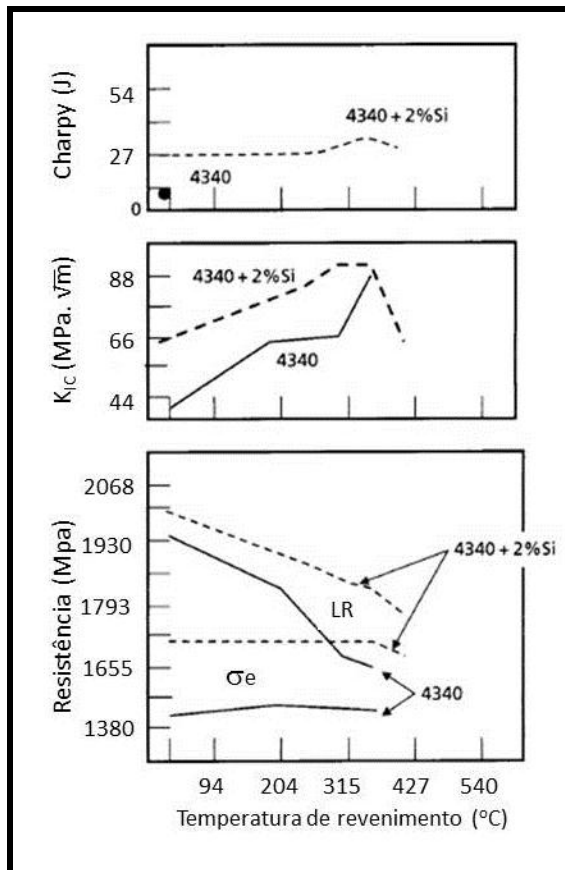


Figura 1 - Efeitos da quantidade de Silício no aço 4340. Adaptado de (PARKER, 1977).

O Aço 300M é refundido à vácuo para diminuir os teores de oxigênio e hidrogênio no material, visto que a redução do oxigênio minimiza a formação de inclusões óxidas e aumenta a tenacidade. Devido aos teores de silício e molibdênio presentes, o material fica suscetível à descarbonetação durante a execução dos tratamentos térmicos, e durante estes, caso o objetivo seja a obtenção de níveis de resistência superiores a 1378 MPa, este ficará sujeito a fragilização por hidrogênio (TOTTEM, 2002)

No âmbito desta dissertação será abordado a respeito do grupo destes aços contendo médio carbono e baixos teores de elementos de liga. Este grupo tem um amplo emprego em componentes de trens de pouso de aeronaves (Figura 2), os quais são submetidos a severos carregamentos durante a operação de aterrissagem. Estes experimentam altas cargas em sua vida útil e sua estrutura é não redundante, com restrições em peso e espaço. Os trens de pouso são usualmente considerados como tendo um percentual entre 2,5 a 4% do peso da aeronave e opera em uma faixa de temperaturas entre -21 e 100 °C, atingindo temperaturas em torno de 400 °C durante pousos de emergência. Os requisitos para os aços empregados em trens de pouso incluem altas resistências estática e em fadiga, alta rigidez para resistir à deformação, resistência à corrosão sob tensão, tenacidade adequada e resistência ao desgaste. É requisito

também exibir um alto limite de resistência à tração, juntamente a uma microestrutura martensítica ausente de ferrita, bainita ou austenita retida, além de conter grãos refinados e ausência de inclusões não metálicas, o que contribui para aprimorar a resistência estática e em fadiga (DAVIS, 1995).

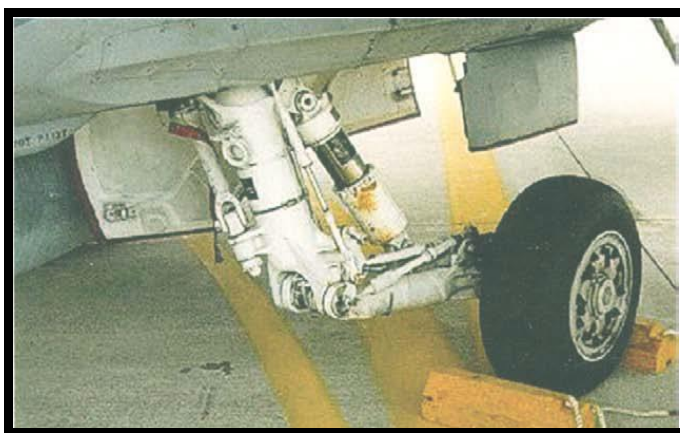


Figura 2 – Sistemas de trens de pouso (DAVIS, 1995).

## 2.2 Danos Térmicos

Danos térmicos são definidos como sendo alterações na microestrutura de materiais como resultado do emprego de altas temperaturas durante processos de fabricação ou mesmo durante seu uso/operação. Para os aços médio carbono e baixa liga, as microestruturas resultantes destes tipos de exposição podem se apresentar como martensita não-revenida (MNR) e martensita super-revenida (MSR) e em alguns casos, como microtrincas superficiais. Estas queimas comprometem a integridade do componente, seja pela introdução de tensões residuais indesejáveis, seja por alterações microestruturais que comprometerão suas propriedades mecânicas. A severidade de tais danos é dependente da temperatura e tempo nos quais a superfície do material permanece exposta. O material pode ser aquecido a temperaturas superiores àquela de austenitização e a austenita formada converte-se em martensita não-revenida durante o resfriamento, como mostra a Figura 3. Esta camada de martensita não-revenida é frágil e suscetível à formação de uma rede de pequenas trincas, que podem reduzir a resistência à fadiga em mais de 30%. Além disso, mesmo que a temperatura de retificação não produza austenita, esta pode resultar em martensita super-revenida, a qual apresenta baixos valores de dureza e resistência. Este indesejado decréscimo de sua dureza pode ser acompanhado na Figura 4 (MARINESCU, 2004).

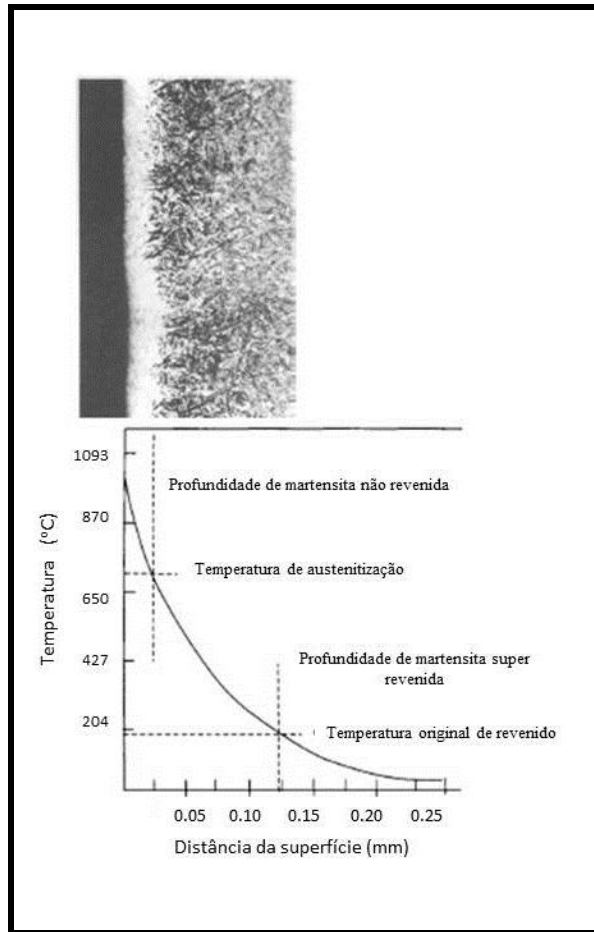


Figura 3 - Efeitos de queimas por retificação em aços de alta resistência. (Adaptado de TOTTEN, 2002).

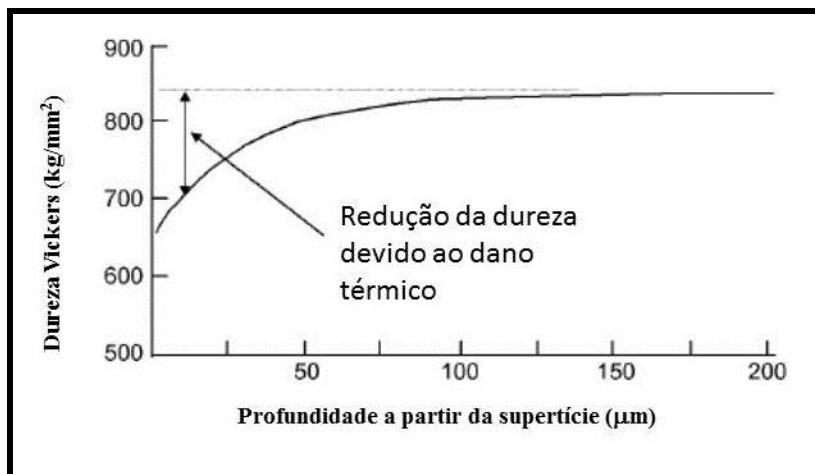


Figura 4 - Perda de dureza do aço AISI 52100 devido ao revenimento excessivo e a formação de martensita super revenida. (Adaptado de MARINESCU, 2004).

Considerando trens de pouso de aeronaves, as possíveis causas que originam este tipo de superaquecimento podem ser: retificação ou usinagem durante revisões periódicas; fricção do componente durante operação ou condições singulares que podem ocorrer também em serviço, como queimas. Alguns superaquecimentos são tão severos que podem comprometer regiões adjacentes como, por exemplo, o aquecimento no eixo de trens de pouso, provocado pela fratura do suporte de sua roda. Se o aquecimento provocado for inferior a temperatura de revenido da liga, o aquecimento não implicará em danos à sua microestrutura.

A retificação é um processo de usinagem, em geral de acabamento, sendo utilizada em componentes que requerem grandes tolerâncias dimensionais. Esta requer uma quantidade de energia consideravelmente grande por unidade de volume de material removido, sendo sua maior parcela convertida em calor. Dependendo dos parâmetros utilizados, como velocidade do rebolo, profundidade de corte, características de lubrificação, dentre outros, o calor pode concentrar-se em camadas superficiais do material na região retificada e um aumento localizado da temperatura na superfície pode ocorrer, tornando o material suscetível a alterações em sua microestrutura e acarretando uma modificação no estado final de tensões naquelas regiões (TOTTEN, 2002), podendo transformar um estado de tensões residuais compressivas em um estado de tensões trativas na superfície do componente (CHAMPAGNE, 2010). Consequentemente, o material pode vir a apresentar uma diminuição da resistência ao desgaste e em fadiga, levando o componente ao colapso prematuramente.

Um aumento de temperatura abaixo de 500 °C provavelmente irá resultar em uma relaxação parcial das tensões residuais. Embora nenhuma alteração perceptível na microestrutura tenha sido observada para esta situação, medidas de tensões residuais utilizando Difração de raios-X revelaram uma diminuição no nível das tensões residuais superficiais (WOJTAS, 1998).

Estes danos, por induzirem a transformação de martensita revenida em MNR e MSR, são usualmente detectados por imersão do componente em banho de Nital. Na presença de MNR, a região aparecerá com coloração esbranquiçada e para MSR, o ataque será mais acentuado, com coloração do cinza ao preto. Considerando que o material apresente revestimentos, como é o caso de trens de pouso, não é possível detectar os danos via ataque químico, sendo necessária a remoção do recobrimento para a visualização dos danos.

### 2.3 Revestimento de Cromo Duro

Muitos aços de alta resistência são suscetíveis a trincas de corrosão sob-tensão quando colocados em serviço, e sua tenacidade à fratura nestas condições é apenas a metade se comparados aos componentes não expostos ( $K_{ICSCC} \sim \frac{1}{2} K_{IC}$ ). Revestimentos da superfície como processos de cromagem, são normalmente empregados para prevenir a exposição do substrato ao meio agressivo. Cromo duro frequentemente é empregado em superfícies que requeiram elevada resistência ao desgaste. Entretanto, os métodos de eletrodeposição podem causar fragilização por hidrogênio, sendo etapa fundamental posterior a este processo um tratamento térmico para alívio de tensões e remoção de qualquer hidrogênio presente. Se o aço está sujeito a altos níveis de hidrogênio devido às operações supracitadas e for tratado termicamente para atingir 1380 MPa ou mais, este deve ser imediatamente levado ao forno a um intervalo de 185-196°C, por pelo menos 8h ou por 24h, caso sua espessura seja superior a 38mm (CAMPBELL, 2006).

O processo primeiramente consiste na limpeza da superfície deixando-a perfeitamente limpa e desengraxada. Em seguida é executada a ativação da superfície. A ativação se faz necessária afim de garantir o início de processo, através da eliminação de filmes de óxidos metálicos que recobrem a superfície. A ativação pode ser executada mecanicamente, através de jateamento abrasivo, por exemplo, ou quimicamente. A seguir a peça é levada ao banho onde ocorrerá a eletrodeposição. Esta se faz da seguinte forma:

O banho de cromo é composto de Anidrido crômico ( $Cr_2O_3$ ) dissolvido em água ( $H_2O$ ) e passa a ser ácido crômico. Na solução é adicionado o catalisador: ácido sulfúrico ( $H_2SO_4$ ). A peça é fixada no pólo negativo (catodo), onde ocorre a deposição do cromo metálico. No pólo positivo, fixam-se os anodos, onde ocorre a reconstituição do ácido crômico. Os anodos, devido ao baixo poder de penetração e a grande variação das características físicas do depósito com a densidade da corrente, deve acompanhar a geometria da superfície a ser cromada de modo que a distância até a peça seja sempre constante para garantir a uniformidade da deposição. O processo de deposição inicia-se quando, mediante a passagem de corrente contínua, é promovida a eletrólise da solução. A reação que ocorre é (DECARMO, 2003):





Sob ação da corrente contínua, a molécula de ácido crômico, tendo excesso de três elétrons (fortemente negativa) migra para o anodo. Influenciado pelo catalisador na superfície anódica, forma-se a molécula complexa da segunda parte da equação acima. Este complexo tem uma terminação alcalina que fixa-se no catodo, e uma terminação ácida que se orienta para o eletrólito, formando uma densa camada catódica. O catalizador de banho  $H_2SO_4$  na proporção de 1:100 penetra na camada catódica pelo seu reduzido tamanho, atingindo a superfície catódica. Em contato com o radical alcalino OH dissolve este, permitindo a redução do íon de cromo para cromo metálico. A Figura 5 ilustra esquematicamente os componentes deste processo.

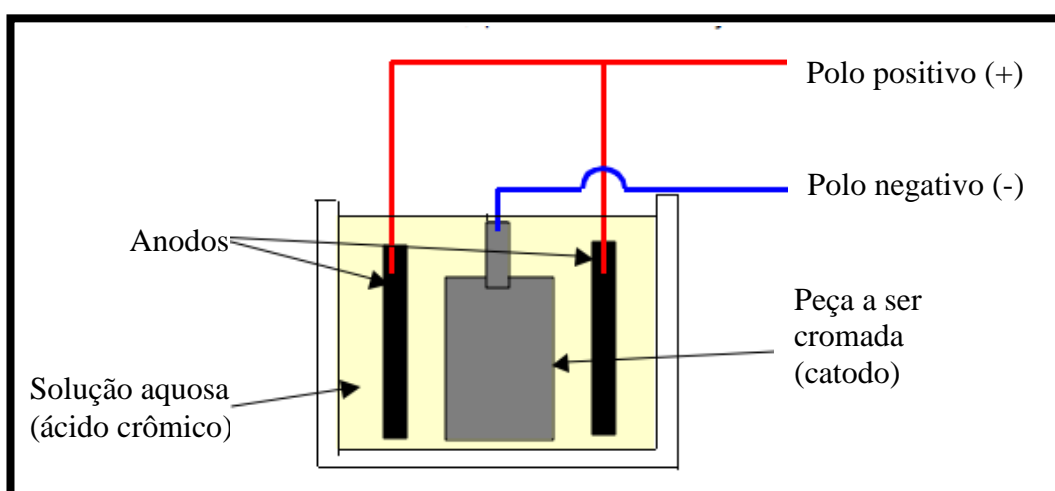


Figura 5 – Ilustração da Eletrodeposição de cromo.

## 2.4 Tensões Residuais

Tensões residuais (TR) caracterizam-se por sua natureza trativa ou compressiva na ausência de uma força aplicada ao material (CHEN, 2000). Para o aumento da vida em fadiga dos trens de pouso, aplica-se *shot peening* antes da eletrodeposição de cromo. Este procedimento consiste em jatear a superfície da amostra com esferas de aço em alta velocidade, que introduzirão tensões residuais compressivas na região próxima à superfície, devido à deformação plástica imposta pelo impacto da esfera. Este estado de tensões previne que trincas se propaguem para o substrato (Figura 6), o que conseqüentemente aumenta a vida em fadiga do componente. Este aumento da vida em fadiga ocorre devido ao fato de as tensões residuais impostas, de caráter compressivo, serem somadas às tensões ativas do carregamento. Isto reduzirá o nível de tensões efetivamente impostas à superfície do componente, contribuindo de maneira positiva para a vida em fadiga do material (JAMES, 2010). Uma aproximação do

perfil de tensões residuais obtidas para diferentes intensidades de *shot peening* em aço AISI 4340 foram demonstradas por Torres e encontram-se na Figura 7 (TORRES, 2001). Nota-se que a profundidade onde ocorre a inversão do estado de tensões para este material situa-se em aproximadamente 0,15 mm.

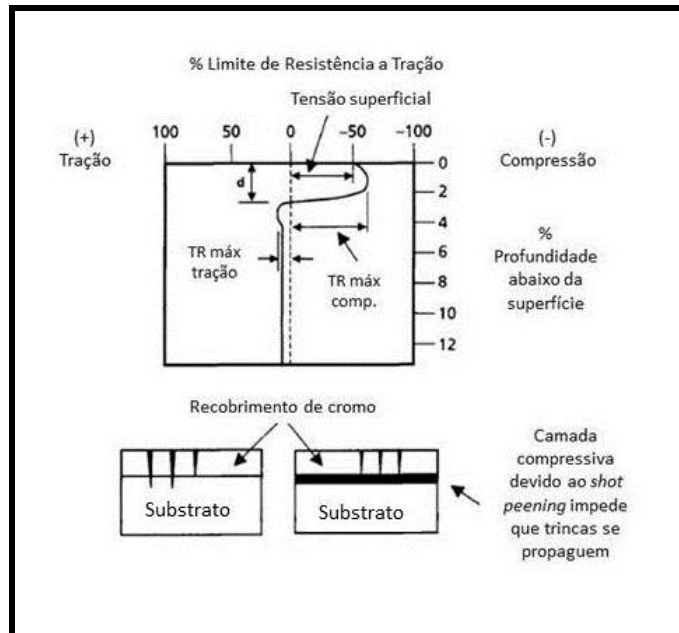


Figura 6 – Exemplo do perfil de tensões residuais criado por shot-peening. (Adaptado de CAMPBELL, 2006)

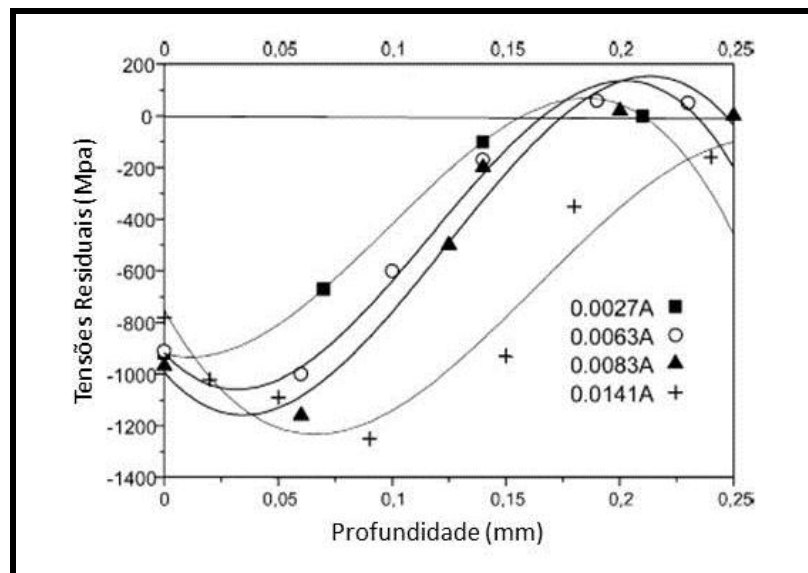


Figura 7 - Campo de tensões residuais obtidas após diferentes intensidades de *shot-peening*. (TORRES, 2001)

## 2.5 Métodos Micromagnéticos

Estes métodos partem do princípio de que propriedades eletromagnéticas (condutividade elétrica, permeabilidade magnética) podem ser correlacionadas com as propriedades mecânicas e metalúrgicas de materiais ferromagnéticos. Para obter tais correlações, o material é submetido à ação de um campo magnético alternado e a resposta a este é obtida através de uma bobina sensora, e então os dados adquiridos são interpretados. Maiores detalhes serão apresentados no decorrer deste capítulo.

As propriedades dos materiais dependem de diversos fatores, como por exemplo: composição química, densidade de discordâncias, tamanho de grão, dureza, estado de tensões, etc. Estes alteram suas propriedades magnéticas e então uma dependência entre estes fatores pode ser estabelecida. Os métodos utilizados neste estudo são baseados na interpretação da curva de histerese magnética do material, para cada condição presente. Uma breve abordagem desta e dos fenômenos relacionados ao magnetismo será realizada para um melhor entendimento da terminologia utilizada ao longo deste trabalho. Para um maior aprofundamento destes fenômenos, sugere-se a leitura dos trabalhos de Cullity (CULLITY, 1972) e Bozorth (BOZORTH, 1951).

### 2.5.1 Teoria dos Domínios Magnéticos e Paredes de Domínio

Os domínios magnéticos consistem de pequenas regiões distribuídas no volume de um material ferromagnético, sendo que nestas regiões o valor local da magnetização é igual ao valor da magnetização de saturação do material. Estes domínios magnéticos possuem um ordenamento magnético a curto alcance. Quando o material não está submetido à influência de um campo magnético imposto ou de deformações ocasionadas por carregamentos externos ou tensões residuais, cada domínio encontra-se magnetizado ao longo de certas direções cristalográficas preferenciais (direções de fácil magnetização); para o ferro, esta direção é a [100]. Como a maioria dos materiais são policristalinos multifásicos, estas direções variam em escala microscópica.

A interface presente entre dois domínios consiste de uma região denominada parede de domínio ou parede de *Bloch*, onde a orientação dos momentos magnéticos ali presentes variam suavemente entre os sentidos dos domínios que fazem fronteira. Estas são classificadas como paredes de 180°, nas quais os spins giram de 180° um em relação ao outro e paredes de 90°, nas quais os spins giram de 90° de um domínio para o adjacente.

O processo de magnetização de um material ferromagnético sob a influência de um campo externo consiste na expansão dos domínios cujos momentos magnéticos formam um menor ângulo com a direção do campo aplicado, movendo suas paredes de domínio e subjugando os vizinhos que apresentarem orientações desfavoráveis relativos ao campo externo. Após as paredes se movimentarem, ocorre a rotação dos momentos magnéticos na direção do campo externo. (BOZORTH, 1951). Este crescimento dos domínios fará com que ocorra um movimento das paredes de domínio, tornando um volume maior de material com uma mesma direção de magnetização. A saturação magnética é alcançada quando acaba o processo de crescimento dos domínios e os momentos magnéticos de todas as regiões imantadas espontaneamente estão na mesma direção do campo. A Figura 8 mostra um esquema ilustrando este processo.

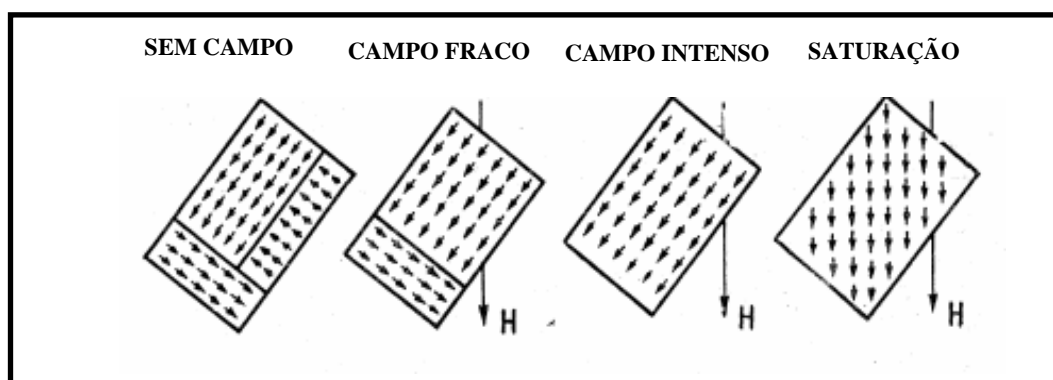


Figura 8 - Esquema da orientação dos spins no interior dos domínios.

### 2.5.2 A Curva de Histerese Magnética

O efeito físico que surge durante a magnetização de um material pode ser descrito através da curva de magnetização. Com a utilização de um campo magnético alternado teremos a curva ou laço de histerese. Quando um material ferromagnético é exposto à influência de um campo magnético  $H$  crescente, o valor da magnetização induzida no material aumenta até atingir um valor denominado magnetização de saturação. Durante este processo, quatro regiões distintas podem ser identificadas na curva de magnetização, conforme pode ser observado na Figura 9.

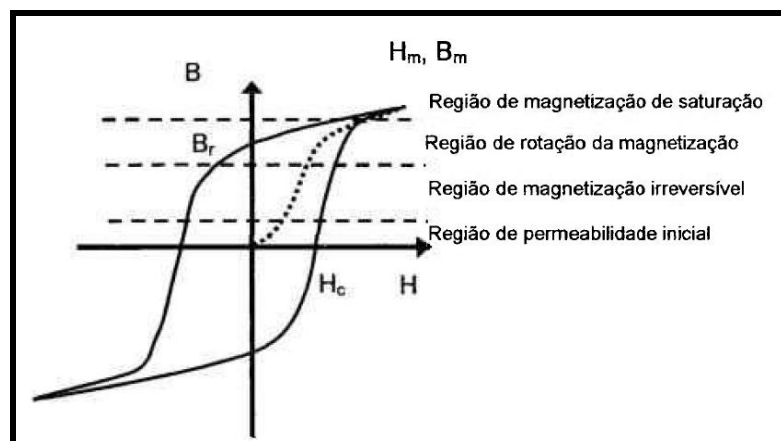


Figura 9 - Curva de magnetização de um material Ferromagnético. (SILVA JUNIOR, 2005)

A primeira região é denominada região de permeabilidade inicial. Nesta região a magnetização ocorre de forma reversível. Com um aumento no valor do campo magnético aplicado, o vetor magnetização dos domínios, em cada domínio, gira de forma reversível a partir de sua posição original, ao mesmo tempo em que as paredes dos domínios também se deslocam de forma reversível, a partir de suas posições originais. Retirando-se o campo magnético atuante, o material volta à sua condição inicial.

A segunda região é denominada região de magnetização irreversível, caracterizada por um aumento drástico na intensidade de magnetização. O mecanismo de magnetização principal atuante nesta região é o de deslocamento irreversível das paredes dos domínios, de uma posição estável para outra, podendo ainda ocorrer a rotação irreversível do vetor magnetização dos domínios em materiais heterogêneos, que contenham grande quantidade de inclusões e precipitados. Nesta região, retirando-se o campo magnético que excita o material, este já não retorna à sua condição inicial, apresentando um magnetismo residual. Com um aumento no valor do campo magnético aplicado, a curva de magnetização torna-se menos inclinada e o processo de magnetização torna-se mais uma vez reversível. Na terceira região o movimento das paredes dos domínios já se completou e o aumento da magnetização ocorre basicamente pelo mecanismo de rotação dos domínios, para alinharem-se na direção exata do campo. Esta região é denominada região de rotação da magnetização. Na quarta região, a magnetização se aproxima da região de magnetização de saturação do material (CULLITY, 1972). Quando a intensidade do campo magnético aplicado a um material ferromagnético é tal que se atinja a região de magnetização irreversível, observa-se que, com a diminuição do valor do campo, a curva de magnetização inicial do material não é retracada. Este fenômeno é denominado histerese e ocorre devido a dois mecanismos: o deslocamento irreversível das paredes de domínio e a rotação irreversível da magnetização dos domínios. Na curva de histerese, o valor

da intensidade do campo magnético  $H$  para o qual a indução magnética  $B$  é igual à zero é denominado força coerciva ( $H_c$ ) e o valor da indução magnética  $B$  para o qual a intensidade do campo magnético  $H$  é igual a zero é denominado indução residual ( $B_r$ ). Quando a intensidade do campo magnético  $H$  aplicado ao material é suficiente para fazê-lo atingir a região de saturação, a força coerciva e a indução residual são denominadas coercividade e retentividade, respectivamente, e os valores de  $H$  e  $B$  nos extremos da curva denominados  $H_m$  e  $B_m$ , ou seja, intensidade máxima do campo magnético e indução magnética máxima, respectivamente (BOZORTH, 1951).

O valor da intensidade do campo magnético  $H$  necessário para que a região de saturação magnética seja atingida depende do material em estudo, visto que materiais ferromagnéticos diferem amplamente na facilidade em serem magnetizados. Os que necessitam de um pequeno campo magnético aplicado para que seja suficiente para atingir a saturação, podem ser denominados por “magneticamente moles” ou menos coercivos. De maneira oposta, são denominados por “magneticamente duros” ou altamente coercivos. Muitas vezes, um mesmo material pode ser tanto magneticamente mole quanto duro, dependendo de sua condição microestrutural. Por exemplo, um aço na condição recozida é magneticamente mole, enquanto o mesmo aço na condição trabalhada a frio, é magneticamente duro.

### **2.5.3 Efeito da microestrutura e estado de tensões**

A forma da curva de histerese dos materiais é dependente das distorções cristalográficas do material, como a presença de tensões e defeitos pontuais e lineares, pois influenciam a movimentação das paredes de domínio. Eles atuam como obstáculos ao movimento destas, e podem ser denominados por “pontos de ancoragem”. Com o aumento do campo magnético, a energia potencial da parede que fica ancorada cresce a um valor suficiente para que seja possível sobrepujar defeitos. Em seguida, a parede se movimenta rapidamente até que encontre um novo defeito. Portanto, o processo de magnetização não é contínuo, sendo conduzido em pequenos “saltos” que compreendem os movimentos das paredes de domínio. De um defeito a outro, a magnetização local é modificada e são gerados pulsos de voltagem na bobina receptora. Estes saltos consistem no fenômeno do Ruído Magnético Barkhausen (RMB). A relação da curva de histerese com os parâmetros do RMB encontra-se na Figura 10.

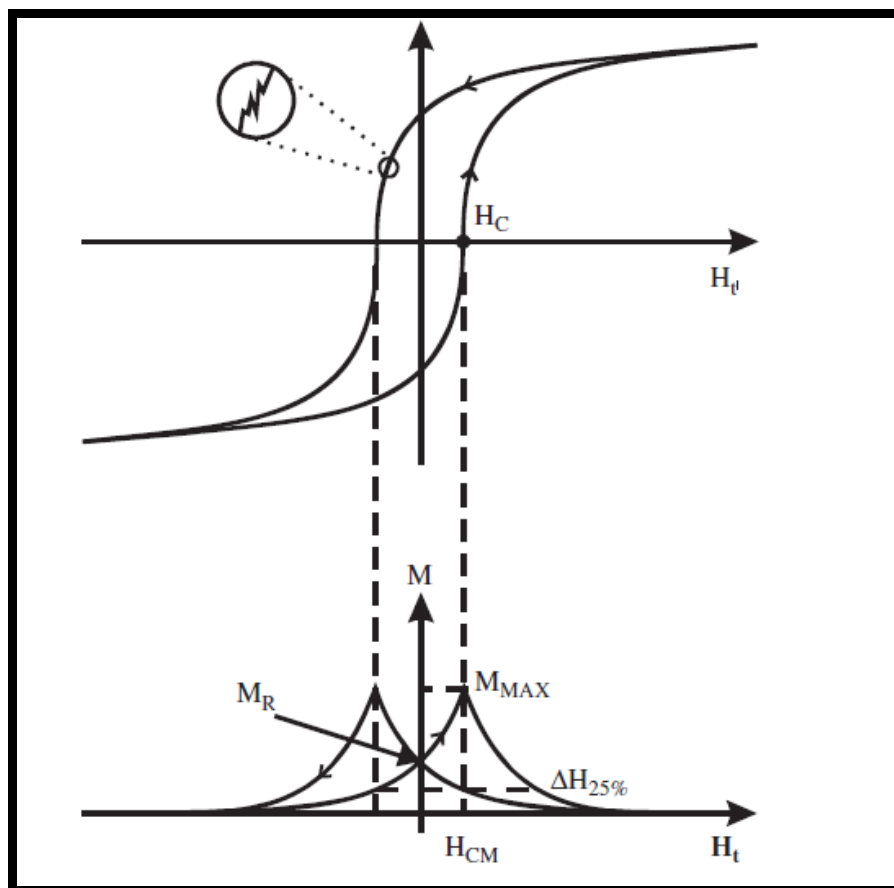


Figura 10 - Relação dos parâmetros obtidos para o RMB e a curva de histerese. (DOBMANN, 2009)

A limitação da análise do RMB é a atenuação do sinal magnético devido à propagação das correntes parasitas na superfície do material, que leva a um efeito de blindagem. Desta forma, análises em materiais através do RMB limitam-se a regiões superficiais do material (MOORTHY, 2006).

O estado de tensões do material influencia em sua magnetização através do efeito magnetoelástico. Materiais com um coeficiente de magnetostricção positivo, ao serem expostos a um campo magnético sofrem alteração em suas dimensões, alongando-se na direção do campo imposto. O oposto ocorre para materiais com coeficiente de magnetostricção negativo, onde contraem-se na direção do campo aplicado. No caso de materiais com magnetostricção positiva, ao estarem submetidos a tensões aplicadas, ou mesmo na presença de tensões residuais de tração, no sentido paralelo ao campo, o número de emissões Barkhausen irá aumentar, devido à facilidade da movimentação das paredes de domínio nestas direções, conforme comprovado por Mitra e Jiles (MITRA, 1997). Neste trabalho foi observado um aumento do RMB com o aumento das cargas de tração aplicadas em aços elétricos. A Figura 11 esquematiza o efeito das tensões na estrutura dos domínios. Tensões de compressão e tração

produzidas por flexão influem de forma similar sobre o comportamento dos domínios magnéticos e, portanto, sobre o aumento ou diminuição do RMB.

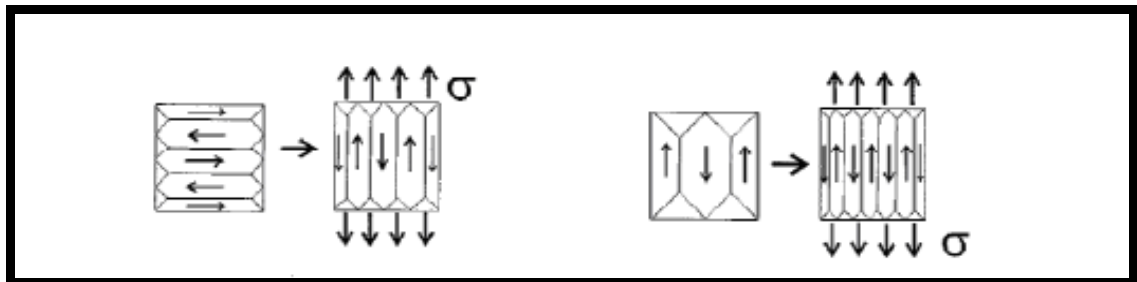


Figura 11 - Reorientação dos domínios em função da tensão presente ou aplicada (DOBMANN, 2009).

O RMB é então aplicado para detecção de danos, modificações microestruturais (MOORTHY, 1997; YAMAURA, 2007; PALA, 2007; KIM, 2007; GURRUCHAGA, 2010) e efeitos de tensões aplicadas (MARTINS, 2008, KRAUSE, 1996; PADOVESE, 2011). Na literatura há diversos estudos direcionados no efeito da microestrutura sobre o RMB. Moorthy *et al* (MOORTHY, 1997) estudou a microestrutura de um aço revenido com 0.22% C e concluiu que a geração do RMB é fortemente afetada pelo tamanho de grão e morfologia e tamanho dos precipitados. Yamaura (YAMAURA, 2001) investigou o efeito do tamanho de grão em amostras de ferro puro e concluiu que o RMB segue a dependência de *Hall-Petch* para o tamanho de grão, conforme mostra o gráfico da Figura 12.

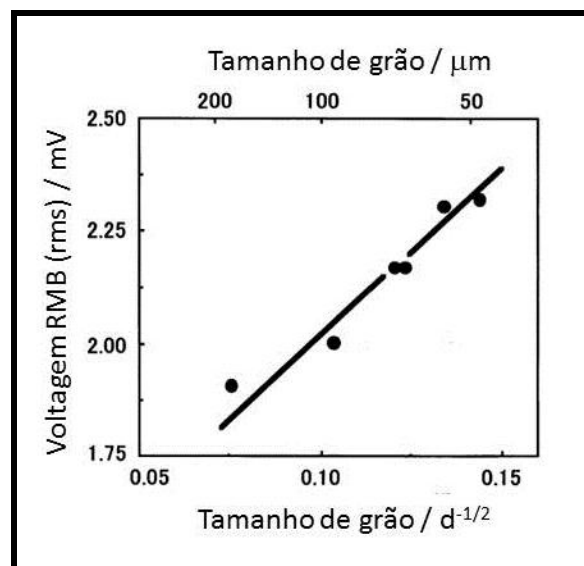


Figura 12 - Relação entre o RMB e tamanho de grão, seguindo a dependência de *Hall-Petch*. (Adaptado de YAMAURA, 2001)



Donzella (DONZELLA, 2003) detalhou o efeito das mudanças no estado de tensões e na microestrutura de amostras de aço através de diferentes parâmetros obtidos da análise do RMB. Aqueles que demonstraram maior sensibilidade ao estado de tensões foram aqueles relativos ao campo coercivo  $H_c$ , além da largura do pico e amplitude máxima do RMB, sendo os dois últimos tanto sensíveis ao estado de tensões quanto à microestrutura.

Para caracterizar microestruturas de aços afetadas por diferentes tratamentos térmicos utilizando da análise do RMB, amostras de aço SAE 5140 foram submetidos ao processo de revenimento a diferentes temperaturas, entre 200°C e 600°C. Resultados demonstraram um aumento do RMB com o aumento da temperatura, devido ao aumento da movimentação das paredes de domínio com a modificação da microestrutura (DAVUT, 2007).

Além da amplitude máxima do RMB e valores de campo coercivo ( $H_c$ ), pode ser estudado o efeito das componentes harmônicas da indução resultante do campo magnético. Como as propriedades dos materiais exercem influência direta nos seus comportamentos magnéticos e na forma da curva de histerese, por consequência, exercem nos sinais dos harmônicos.

O método de análise harmônica é utilizado dentro do grupo dos testes magnetointutivos, que responde às não linearidades e perdas de energia das curvas de histerese com alta sensibilidade. Esse método é baseado nas variações no formato da curva de histerese, causadas pelas mudanças nas propriedades magnéticas que influenciam na amplitude e na fase dos sinais de medição produzidos (MARQUES, 2000).

Quando um campo magnético alternado com corrente senoidal é aplicado a um material ferromagnético, a curva da indução resultante será uma senoide distorcida, devido à histerese magnética e à permeabilidade do material ser não-linear. Esta forma de onda distorcida da indução magnética (equivalente à voltagem induzida pela indução magnética recebida na bobina) contém componentes harmônicas da frequência fundamental do campo aplicado. Realizando uma transformada rápida de Fourier da indução magnética em função do tempo, obtêm-se suas componentes de frequência, que dividem-se em frequência fundamental (no caso, a frequência de excitação do campo magnético) e suas componentes harmônicas. A amplitude destas é medida em Volts, sendo que somente suas componentes ímpares estão geralmente presentes. A razão pela qual somente as componentes ímpares das harmônicas são consideradas deve-se à simetria da curva de histerese em relação ao eixo das abscissas, o que torna apenas sua presença existente.

Uma das técnicas de medições existentes, as quais analisam os parâmetros referidos de campos eletromagnéticos, é caracterizada por um círculo magnético fechado baseado em um "U"- magnético, ou *Yoke*, que mede e analisa o campo tangencial na superfície do material testado utilizando para isso uma bobina sensora. As correntes parasitas geram um campo magnético secundário e o resultado da interação entre esses dois campos, primário e secundário, é lido pela bobina de medição. O sinal induzido de voltagem é filtrado e amplificado por um pré-amplificador. Os valores digitalizados são armazenados e o resultado é analisado.

Após a gravação, o resultado no domínio do tempo é convertido para o domínio da frequência através da transformada rápida de Fourier (FFT), e as amplitudes das harmônicas podem ser determinadas. Um parâmetro que correlaciona as amplitudes das harmônicas superiores é a distorção harmônica, considerando suas amplitudes conforme mostra a Equação 1.

$$K = \sqrt{\frac{A3^2 + A5^2 + A7^2}{A1^2}} \times 100 \quad (1)$$

Como o sinal resultante será então a soma das amplitudes da frequência fundamental com a amplitude das harmônicas, pressupõe-se que quanto maior for a deformação do sinal, maior será a amplitude destas e, então, maior será a influência das harmônicas. Os dados obtidos (amplitude e fase das harmônicas) são então correlacionados com propriedades mecânico-metalúrgicas já conhecidas dos materiais, obtendo-se então uma calibração para o método. A Figura 133 demonstra a analogia magneto-mecânica onde propriedades como tensão de escoamento, limite de resistência a tração e anisotropia, por exemplo, são correlacionados com a forma da curva de histerese e parâmetros que descrevem sua forma, como valores de coercividade, remanência, permeabilidade e magnetização de saturação, podem ser determinados.

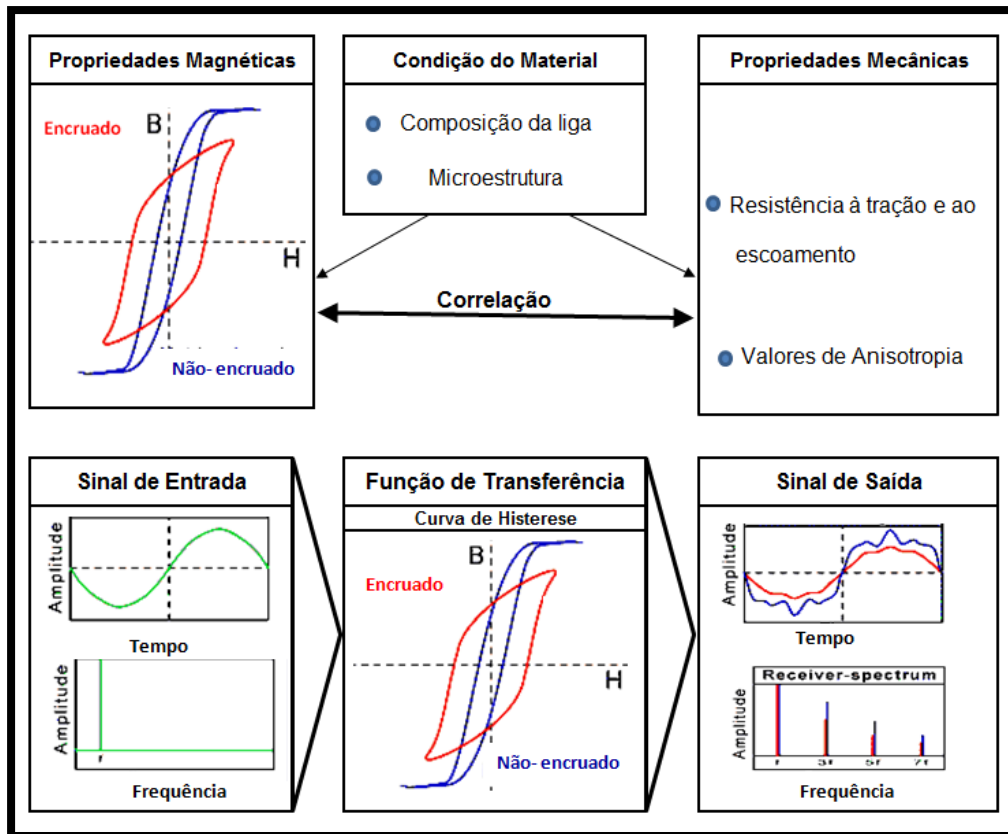


Figura 13 - Analogia Magneto-mecânica. (Adaptado de STAGEMANN, 2000).

Kwun e Burkhardt evidenciaram a dependência da amplitude da terceira harmônica para os aços SAE 4340 e AISI 410 durante a aplicação de campos magnéticos na presença de tensões, variando também os tamanhos de grão do material (KWUN, 1987). Quando a bobina era posicionada paralelamente à direção da tensão aplicada, a amplitude das harmônicas aumentava quando na presença de tensões trativas e diminuía quando estas eram compressivas. Quando a bobina foi posicionada perpendicularmente à direção da força, o comportamento oposto foi observado, como pode ser visto na Figura 14. Este resultado mostra a dependência da amplitude da terceira harmônica ao estado de tensões dos materiais considerados. A interpretação para este fato é que, na presença de tensões trativas paralelamente à direção do campo magnético, torna-se mais fácil o processo de magnetização devido ao fenômeno da magnetostricção (JILES, 1989). Desta maneira, a histerese neste caso é mais estreita, tornando menos linear seu comportamento e aumentando a influência das harmônicas, principalmente da terceira, por esta ser a superior com relação às demais.

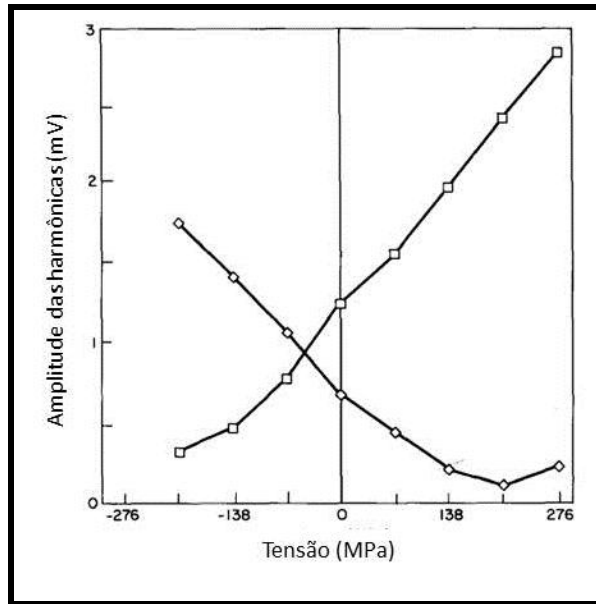


Figura 14 – Dependência da amplitude da terceira harmônica com o estado de tensões do material estudado. (Adaptado de KWUN, 1987)

#### 2.5.4 Efeito da frequência de excitação

A frequência do sinal de excitação representa a frequência com que o campo magnético de excitação é aplicado ao material. Esta apresenta dois aspectos importantes durante a aquisição do ruído magnético Barkhausen: a profundidade de penetração, que é a profundidade do material afetada pelo campo magnético de excitação, e a velocidade com que as aquisições podem ser obtidas. Quanto à profundidade de penetração, também conhecida pelo termo Profundidade padrão, altas frequências restringem medidas às regiões superficiais do material sendo portanto, adequadas para análises superficiais. Baixas frequências resultam em uma maior penetração do campo magnético, possibilitando a realização de análises em maiores profundidades.

O campo magnético decai exponencialmente com a profundidade no material. A profundidade padrão ( $\delta$ ), considerada para definir sua penetração é calculada através da Equação 2:

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\pi \times f_{exc} \times \sigma \times \mu_{0\pm\mu_R}}} \quad (2)$$

$f_{exc}$  = frequência de excitação do compo em Hz;

$\sigma$  = condutividade elétrica do material em  $\Omega^{-1}\text{m}^{-1}$

$\mu_0$  = permeabilidade magnética no vácuo, sendo  $4\pi \cdot 10^{-7} \cdot \text{H}\cdot\text{m}^{-1}$

$\mu_r$  = permeabilidade magnética relativa do material

$\delta$  = profundidade padrão

A profundidade padrão representa aproximadamente o local em que a intensidade das correntes parasitas induzidas no material é igual a 1/e de seu valor na superfície, ou seja, aproximadamente 37%.

O RMB é atenuado pelas correntes parasitas no material e desta forma, sua profundidade de detecção limita-se a certa profundidade a partir da superfície. Embora não seja possível sua determinação com precisão, a expressão geral para este fim é a equação acima. (JILES, 2000).

Quando o material é excitado pela unidade de magnetização, a bobina sensora posicionada em sua superfície detecta as variações que ocorrem no fluxo magnético, a partir das voltagens (V) induzidas devido à movimentação descontínua das paredes de domínio.

O RMB abrange uma ampla faixa de frequências de análise, de cerca de 100 Hz a alguns MHz. Os sinais detectados pela bobina sensora são filtrados e amplificados utilizando-se filtros de frequência. A utilização de altas frequências de análise favorece a avaliação dos sinais emitidos de regiões próximas à superfície, assim como baixas frequências favorecem a avaliação de sinais provenientes de regiões mais profundas. A seleção das frequências de análise depende então da característica do material que deseja-se avaliar.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia adotada para a realização deste estudo foi baseada em normas internas da BOEING que inclui exigências, especificações técnicas e critérios para analisar componentes ferromagnéticos empregados em trens de pouso. Esta resume-se em como proceder para homologação de um padrão contendo danos térmicos possivelmente encontrados nestes componentes para por fim, validar o tipo de inspeção através de métodos micromagnéticos. A norma utiliza como ferramenta de análise somente a técnica da análise do Ruído Magnético Barkhausen. Neste trabalho, serão relatados demais parâmetros eletromagnéticos fornecidos pelo equipamento. Cada seção deste capítulo irá tratar no detalhe cada passo desenvolvido seguindo a metodologia sugerida.

#### 3.1 Material

O material estudado neste trabalho é o aço médio carbono de baixa liga e ultra-alta resistência mecânica, de especificação ASTM 300M, empregado na fabricação de trens de pouso de aeronaves, e o objetivo desta metodologia é desenvolver um gabarito microestrutural, que apresente diferentes severidades de danos induzidos termicamente, bem como uma condição livre de defeitos.

As propriedades mecânicas deste aço de médio teor de carbono são obtidas através de tratamentos térmicos específicos, conforme citado na Seção 2 deste documento. A composição química deste pode ser encontrada na Tabela 1. Os resultados encontrados correspondem à média de três análises realizadas.

**Tabela 1 - Composição química do material estudado e sua designação segundo a norma UNS**

	% em peso				
	C	Cr	Mo	Ni	Outros
<b>UNS 44220</b>	0.4-0.46	0.7-0.95	0.30 – 0.45	1.65-2.0	0.65-0.90Mn, 1.45 – 1.80Si, 0.05 min V
<b>300M</b>	0,42	0.78	0.36	1.9	0.82 Mn, 1.63 Si, 0.0076 V

O material foi recebido em forma de chapa laminada, exibindo dimensões de 100 x 200 x 10 mm (profundidade x largura x espessura).

### 3.2 Tratamentos Térmicos

Os tratamentos térmicos realizados na amostra seguiram os seguintes passos, sugeridos por norma técnica da BOEING (BAC 5617, 2006):

- a) Normalização a 900°C por 20 minutos, com o intuito de homogeneizar a microestrutura;
- b) Recozimento subcrítico para uniformizar a microestrutura e obter uma dureza abaixo de 258 HB (272 HV). Para atingir este objetivo, a amostra foi aquecida em uma faixa de 680°C a 710°C até a temperatura atingir a estabilidade e então, aumentou-se a temperatura até que todos os pontos do forno atingiram uma faixa de temperaturas de 696 °C a 723 °C. Esta temperatura foi mantida por no mínimo 10 horas. Resfriamento ao forno abaixo de 550°C e então resfriamento ao ar. .
- c) Material foi austenitizado a 850°C e resfriado em óleo.
- d) Após, o material foi revenido a 450°C para obter uma resistência equivalente a 1917 MPa.

### 3.3 Jateamento com esferas (*Shot peening*)

Para induzir um estado de tensões residuais compressivos na superfície da amostra, esta foi submetida ao procedimento de *shot peening*, com intensidade de 0.006A, de acordo com a especificação técnica da BOEING (BAC 5730, 2011).

### 3.4 Indução de danos térmicos

Para inserção dos defeitos gerados por calor, a metodologia adotada seguiu as especificações da norma para análise destes através do ruído Barkhausen da BOEING (BAC 5653, 1997). Foram induzidos superaquecimentos superficiais em duas amostras idênticas do aço ASTM 300M, previamente tratadas termicamente e submetidas a *shot-peening*. Estas foram executadas em uma máquina de solda a laser utilizando gás CO<sub>2</sub> finamente focado. As configurações da máquina foram alteradas para potências menores daquelas utilizadas em

solda, sendo estas de 50W, 100W e 150W. Estas diferentes potências fornecem aportes térmicos que induzem diferentes severidades de queimas, com consequentes alterações microestruturais que também serão investigadas.

As queimas foram executadas em duas regiões distintas das amostras, todas com uma velocidade de avanço de 1m/min. Estas duas regiões foram consideradas devido ao fato de a amostra ser submetida posteriormente a galvanoplastia para a eletrodeposição de cromo em diferentes espessuras, que será abordado adiante. A Figura 15 ilustra como foram conduzidas as queimas, indicando as zonas A, B e C, com as diferentes espessuras de cromo eletrodepositado. A Figura 16 indica o momento da realização de uma das queimas utilizando a máquina de solda a laser. Para as três zonas, a que não for queimada será identificada como MB (metal base) e apresentará um caráter comparativo como sendo a condição isenta de defeitos ao longo de todo o trabalho.

As queimas foram feitas em um bloco secundário, submetido aos mesmos tratamentos térmicos e *shot peening*, para tornar possível seu corte e analisar a microestrutura resultante dos superaquecimentos conduzidos.

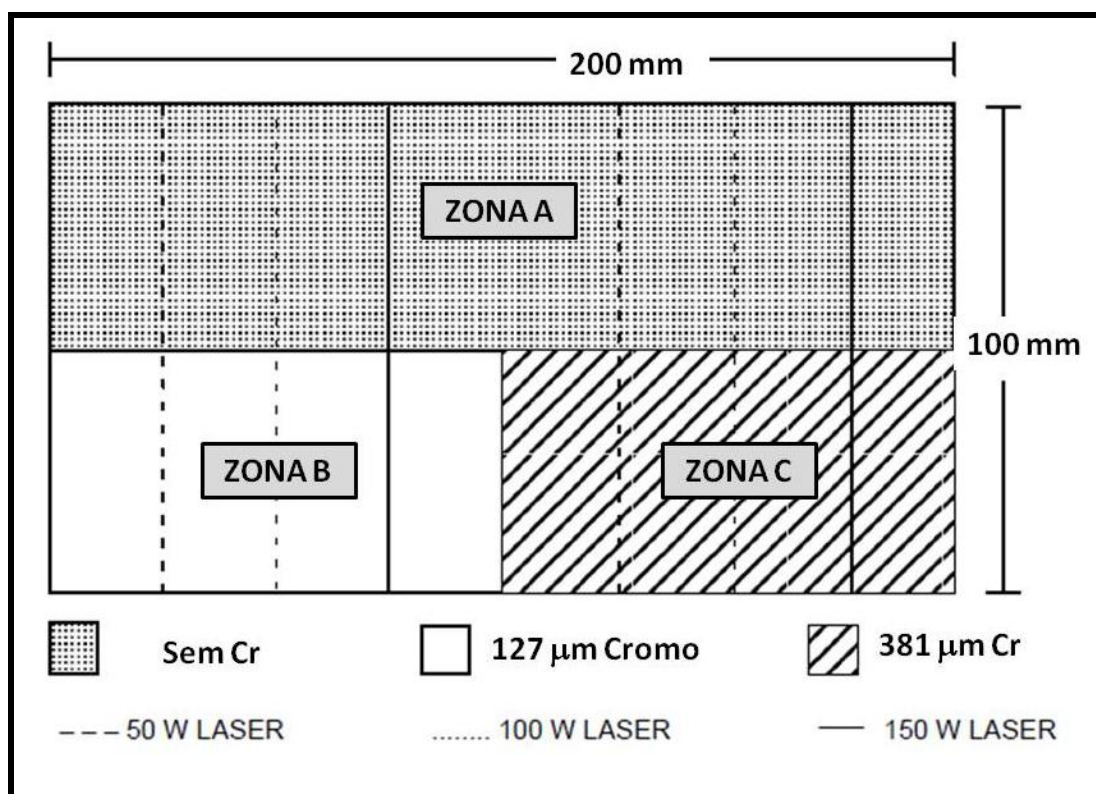


Figura 15 - Localização das queimas induzidas em diferentes severidades (adaptado de BAC 5653, 1997).



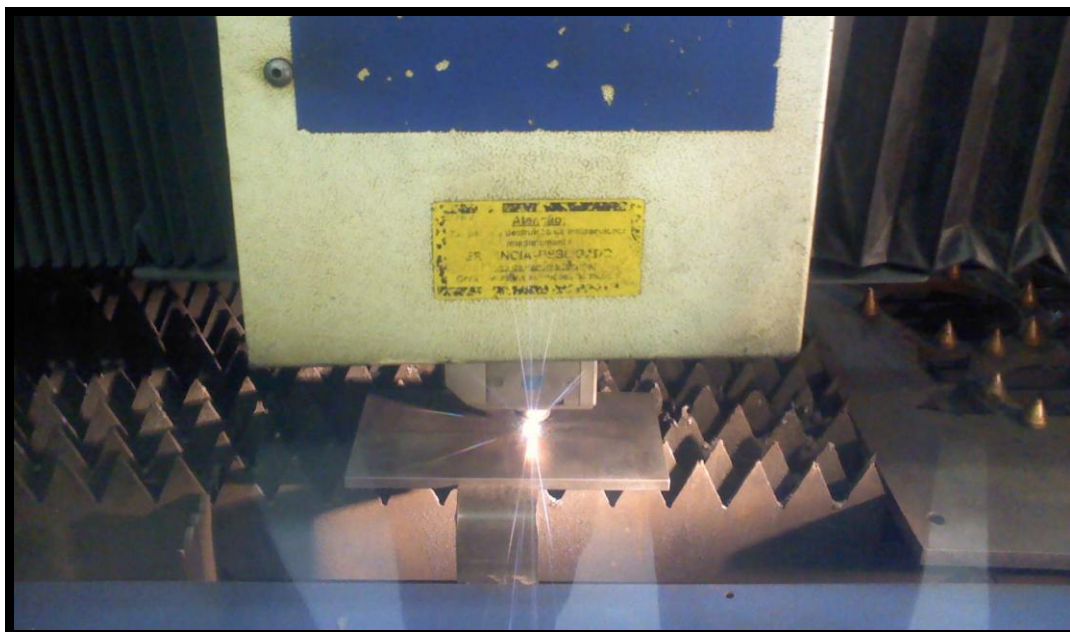


Figura 16 - Momento da execução de umas das queimas na máquina disponibilizada para as queimas.

### 3.5 Eletrodeposição de Cromo duro

Para a eletrodeposição de cromo duro, foram adotados os parâmetros descritos na norma BAC 5709 (BAC 5709, 2002), conforme consta abaixo.

Corrente (i) = 50 Ampéres

Tempo de banho: 18 horas

Temperatura do banho: 57°C

Concentração: 253,5 g/L CrO<sub>3</sub> - 2,5 g/L SO<sub>4</sub><sup>-</sup>

Foi realizada uma ativação por jateamento com óxido de alumínio, 120 mesh e pressão de 60-80 psi. Após a entrada das peças no banho, foi realizada uma ativação eletroquímica anódica (a peça é utilizada como ânodo) na própria solução de banho de cromo, a 20A/dm<sup>2</sup>, por 2 minutos.

Após a eletrodeposição, duas diferentes espessuras sugeridas pela norma foram atingidas através do processo de retificação. Estas duas espessuras compreendem as Zonas B e C da Figura 15 da Seção 3.4, e são respectivamente, 127 µm e 381 µm. A Zona A é isenta de cromo.

### 3.6 Ensaios Metalográficos e de Microdureza Vickers

Para a execução dos ensaios metalográficos foi utilizada a amostra secundária, onde as queimas também foram executadas com o material em idênticas condições ao gabarito. Nesta amostra foram obtidos corpos de prova transversais às queimas para avaliar a microestrutura resultante dos superaquecimentos induzidos e também da região não exposta ao laser (metal base).

As amostras foram preparadas de acordo com a norma ASTM E3-11 - “*Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*” e para revelação da microestrutura, foi executado ataque químico por imersão em reagente de Nital 2% ( $\text{HNO}_3$  diluído em álcool), além de reagente metabissulfito de sódio ( $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ ) quando necessário. Ambos ataques químicos foram realizados por imersão a frio.

Após atacadas, as amostras foram testadas em um microdurômetro digital INSTRON TUKON 2100B, com software analisador de resultados WILSON INSTRUMENTS. Foram aplicadas cargas de 2,94N durante a realização dos ensaios. Perfis de microdureza foram obtidos partindo da superfície do aço até uma distância de 750  $\mu\text{m}$  da superfície. A cada indentação uma distância de 50  $\mu\text{m}$  foi considerada.

### 3.7 Medidas micromagnéticas

As medidas micromagnéticas foram realizadas na superfície da chapa utilizada, nas três regiões consideradas: Zonas A, B e C, onde foram efetuadas varreduras ao longo das linhas de queima executadas conforme 3.4, bem como sobre o metal na condição livre de danos. Para tal, utilizou-se o equipamento comercial 3MA-II – *Micro-magnetic Multi-parameter Microstructure and Stress Analysis* - desenvolvido pelo Instituto *Fraunhofer*, Alemanha. Este é composto de um condicionador de sinais, um computador contendo a interface para monitoramento dos resultados e um sensor de análise (Figura 17). Este último consiste basicamente de uma unidade magnetizadora e uma bobina sensora, sendo a área analisada por esta última em torno de 8  $\text{mm}^2$ , como ilustra em detalhe a Figura 18.

Os princípios de operação deste equipamento baseiam-se na análise harmônica do campo magnético tangencial, análise do ruído magnético Barkhausen, análise da permeabilidade incremental e análise multifrequência das impedâncias das correntes parasitas. Neste trabalho, somente as duas primeiras técnicas serão consideradas.

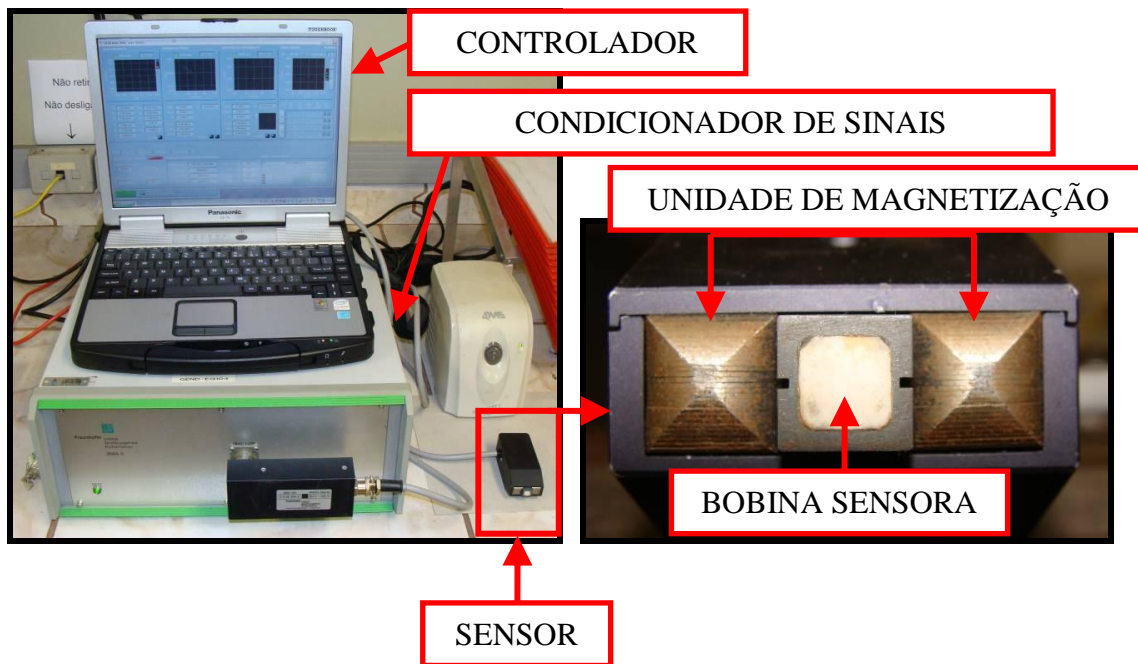


Figura 17 - À esquerda, imagem do sistema 3MA, composto pelo controlador, condicionador de sinais e sensor de análise. À direita, imagem em detalhe do sensor.

O sistema permite uma aquisição síncrona de até 41 parâmetros estatísticos, que são derivados dos sinais micromagnéticos adquiridos. As técnicas utilizadas são baseadas em redefinir um ciclo magnético do material através da aplicação de um forte campo magnético alternado, cujas amplitudes excedem significativamente a força coerciva  $H_c$  do material. Este campo é gerado por um eletromagneto, posicionado na superfície do componente (Figura 18).

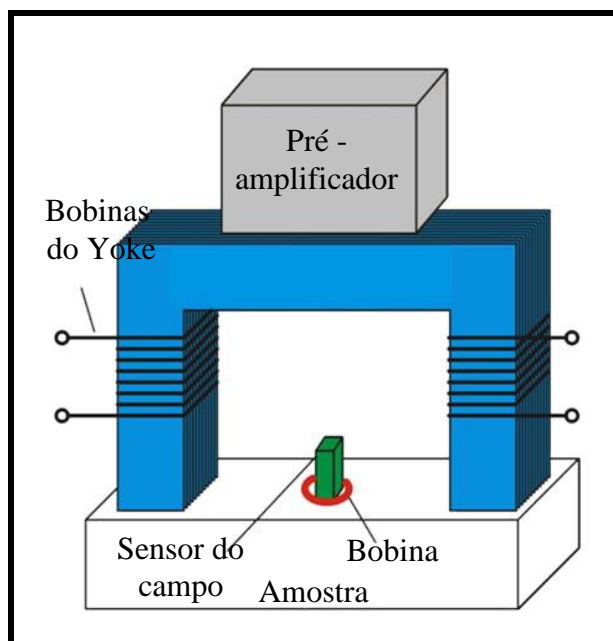
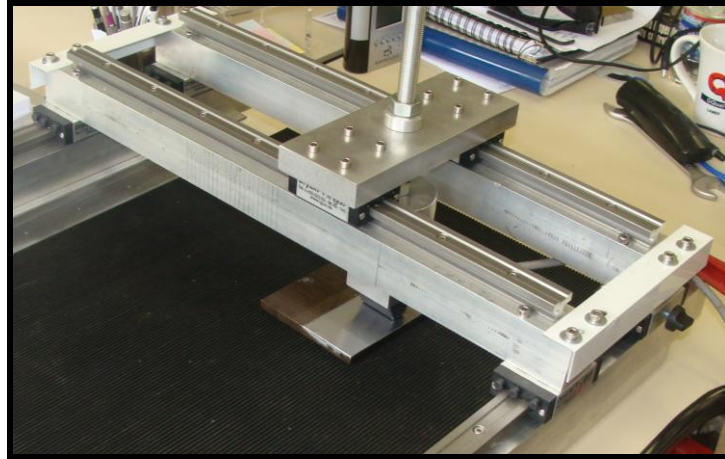


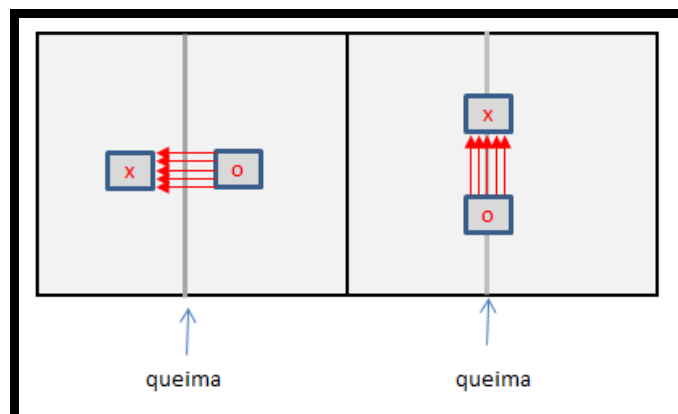
Figura 18 - Ilustração do sensor 3MA em condições de operação.

O sensor comercial apresenta grandes dispersões de valores se posicionado manualmente, então para realizar o deslocamento da sonda sobre a amostra, foi desenvolvido um dispositivo que permite uma translação nos eixos x e y da amostra através de guias lineares, sendo a altura da sonda mantida constante através de um sistema de fuso, como mostra a Figura 19.



**Figura 19 - Dispositivo desenvolvido para os ensaios.**

Considerando o sentido dos superaquecimentos induzidos, foram conduzidas duas bateladas de ensaios. Na primeira, o sentido de magnetização foi transversal a estes e na segunda, paralelo, conforme ilustra a Figura 20, sendo o metal base analisado da mesma maneira. Quando paralelo, a distância entre os pontos medidos ficou em 10 mm, enquanto que para as medidas transversais, esta distância equivale a 5 mm. Esta diferença de espaçamento deve-se ao posicionamento do sensor utilizado.



**Figura 20 - Sentidos de magnetização adotados para análise. À esquerda, posição do sensor posicionado perpendicular às queimas e à direita, paralelo. Os quadrados representam os pólos magnetizadores e as setas indicam os sentidos das varreduras.**

Para cada ponto analisado, foram realizados 30 ciclos de magnetização, sendo expressos graficamente através do envelope do sinal do ruído magnético Barkhausen, conforme mostra a Figura 211. Para analisar a resposta magnética, foram calculados a média e desvio padrão entre cada ciclo e posteriormente, entre cada ponto. A ideia central deste trabalho é verificar a diferença obtida nos parâmetros em cada região analisada, podendo-se distinguir através desta técnica, regiões que apresentam danos induzidos por temperatura.

### 3.7.1 Método de análise do Ruído Magnético Barkhausen

O sinal oriundo do Ruído Magnético Barkhausen (RMB) é de caráter não estacionário, aleatório e portanto deve ser tratado com métodos estatísticos. Dentre as ferramentas de análise, citam-se: o valor RMS (*root mean square*), energia do RMB, análise do sinal do RMB no domínio da frequência e envelope do sinal, sendo este último utilizado pelo *software* MMS fornecido com o equipamento 3MA. Porém o equipamento comercial não possibilita um maior aprofundamento pois não examina o sinal temporal obtido e sim parametrizado, apresentando uma curva característica, sendo os principais parâmetros retirados do sinal resultante, a amplitude máxima do RMB e a sua posição correspondente à corrente de magnetização empregada (Figura 21).

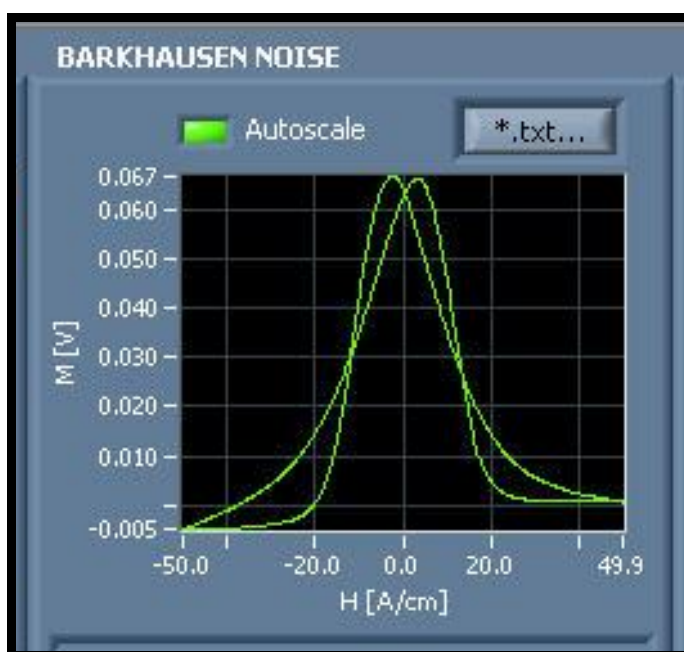


Figura 21 - Curva característica do RMB fornecida pelo equipamento comercial

O software MMS fornece medidas realizadas em formato de planilha, podendo serem plotados os resultados obtidos em função do que se deseja avaliar. Para os demais parâmetros de análise das harmônicas superiores do campo magnético tangencial, foram considerados os relevantes e complementares a este estudo.

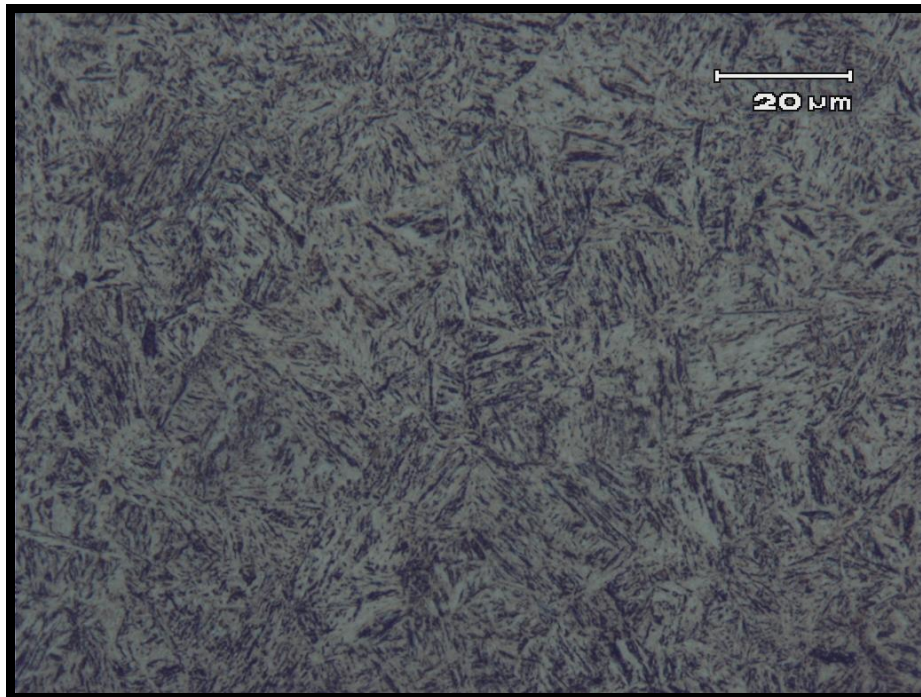


## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 Caracterização Microestrutural

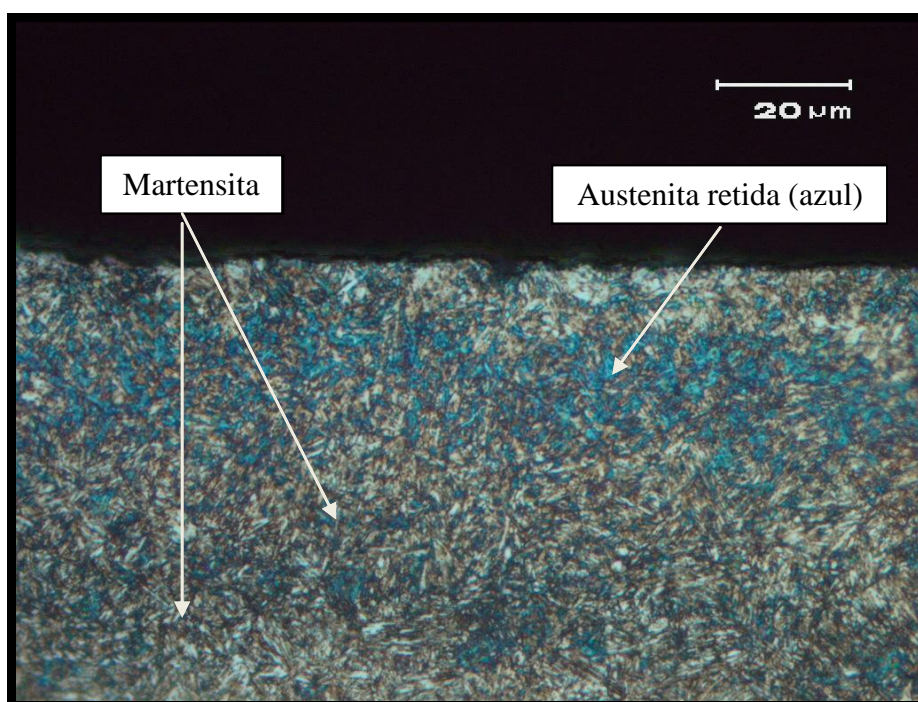
As amostras foram cortadas transversalmente ao sentido das linhas de queima e atacadas com reagente de Nital 2%. Após foram observadas em microscópio ótico, onde com uma câmera acoplada foram obtidas as micrografias das regiões de interesse. Serão apresentadas micrografias do metal base e das regiões contendo as três severidades de queima em que o material foi submetido. Para estas regiões, foram medidas as espessuras das diferentes camadas formadas, através do *software* analisador de imagens “ImageJ”, considerando uma média de três medidas realizadas e os resultados encontram-se compilados ao final desta seção na Tabela 1.

A microestrutura do aço ASTM 300M temperado e revenido para obter uma resistência mecânica dentro de uma faixa de 1896 a 2068 MPa, conforme sugerido pela norma da BOEING (BAC 5617 ) para aplicação em trens de pouso, constitui-se de martensita revenida, como mostra a Figura 22 - Núcleo da amostra temperada e revenida. Microestrutura consiste em martensita revenida e ferrita pró-eutetoide. Ataque: Nital 2%. Aumento: 1000 x.



**Figura 22 - Núcleo da amostra temperada e revenida. Microestrutura consiste em martensita revenida e ferrita pró-eutetoide. Ataque: Nital 2%. Aumento: 1000 x.**

Para a região exposta ao laser a 50W de potência, não foi possível evidenciar uma região considerável que tenha sofrido modificações microestruturais durante a exposição a esta potência de laser. A amostra foi submetida ao ataque químico consistindo de Nital 2%, desta vez um com menor tempo de imersão que revela a presença de martensita revenida, seguido de reagente metabissulfito de sódio. Este segundo reagente foi empregado devido à dificuldade de constatar presença de danos para esta condição utilizando-se apenas de Nital. As regiões azuladas evidenciam a presença de austenita retida, revelada pelo reagente metabissulfito, como pode ser acompanhado na Figura 22 - Núcleo da amostra temperada e revenida. Microestrutura consiste em martensita revenida e ferrita pró-eutetoide. Ataque: Nital 2%. Aumento: 1000 x.Figura 23.

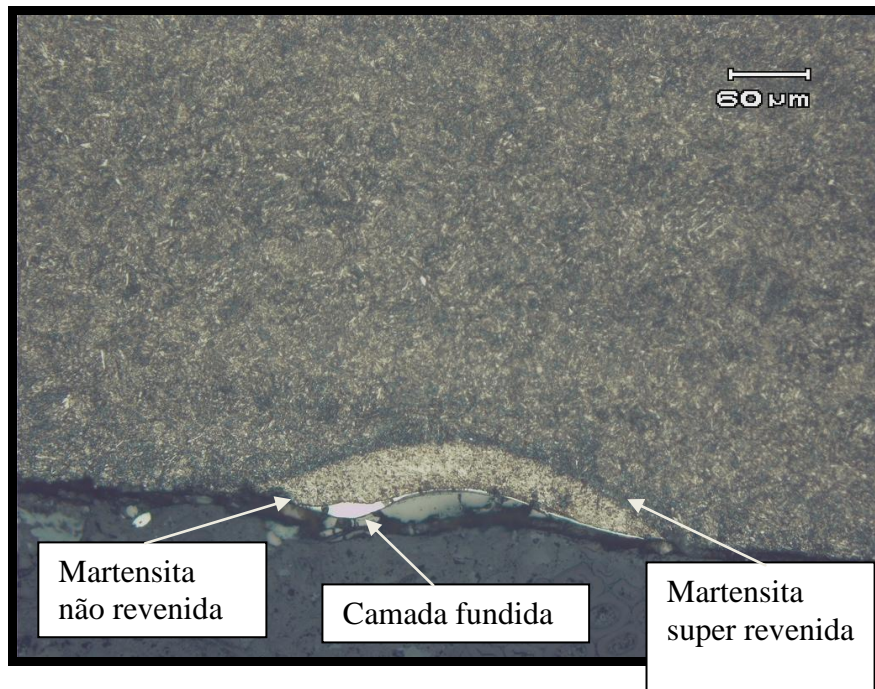


**Figura 23 - Microestrutura da região exposta a 50W de potência. Ataque: Nital 2% e Metabissulfito de sódio. Sentido da queima perpendicular ao plano da página.**

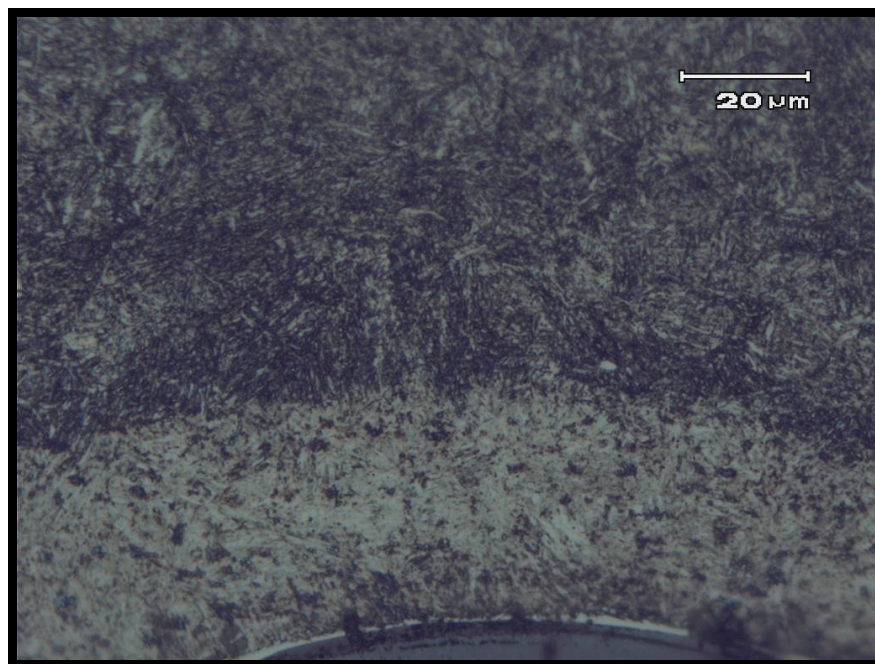
Nota-se uma considerável região danificada pelo calor fornecido pelo laser com potência de 100 W. Bem próximo à superfície é possível verificar a presença de uma região muito clara e fina, sendo este resultado da fusão do material frente ao aporte térmico imposto. Abaixo desta, a região consiste de martensita não-revenida (camada branca) e ao seu redor, uma camada mais atacada pelo reagente, consistindo de martensita super-revenida, como pode



ser acompanhado nas Figuras 24 e 25. A profundidade que compreende totalmente a queima induzida corresponde a aproximadamente 50  $\mu\text{m}$ .



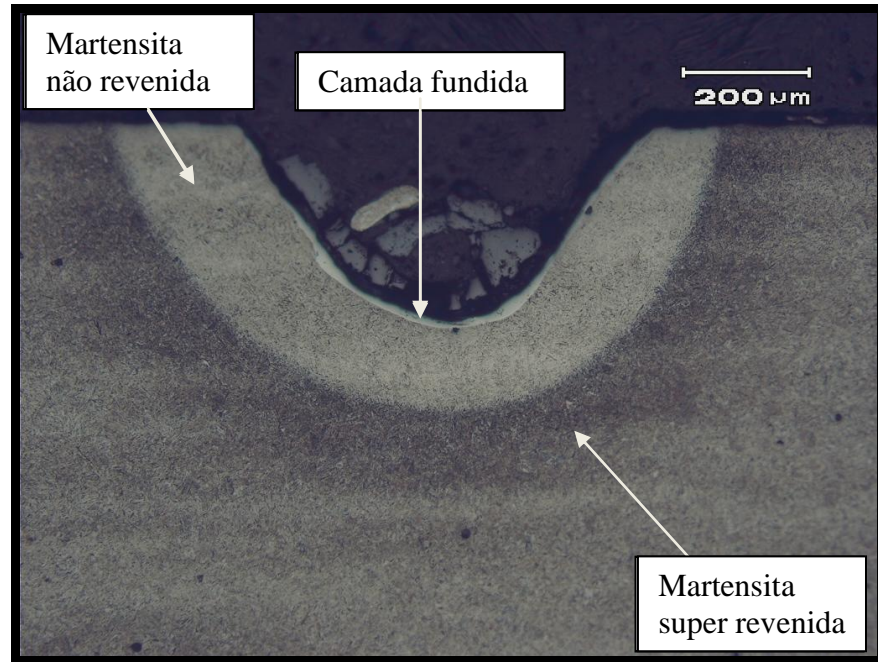
**Figura 24 - Região superaquecida com 100 W. Podem ser observadas respectivamente de baixo para cima: camada fundida (mais clara), martensita não-revenida, martensita super-revenida e material não afetado pelo calor. Ataque: Nital 2%. Aumento: 200X. Sentido da queima perpendicular ao plano da página.**



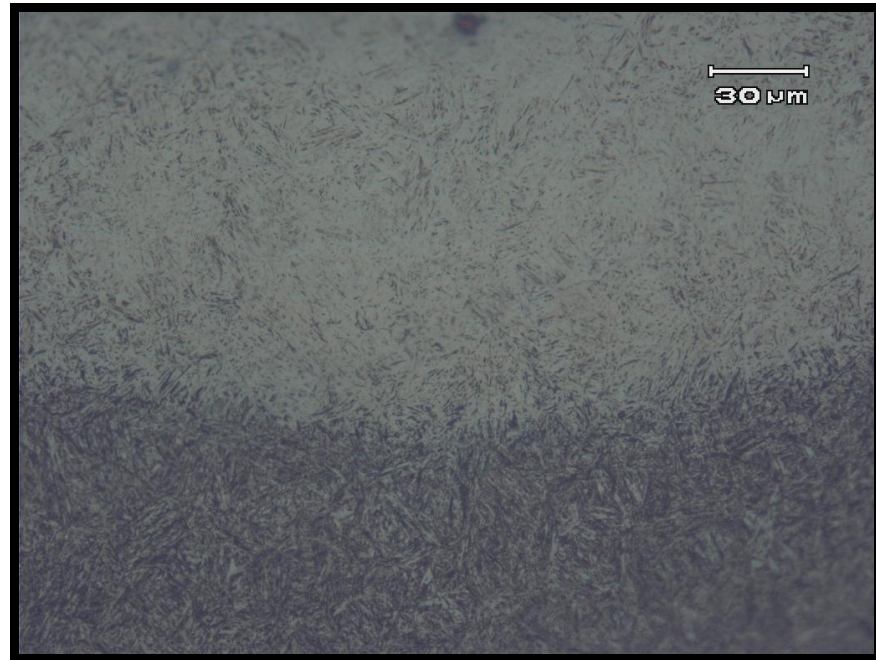
**Figura 25 - Região superaquecida a 100W com maior aumento. Ataque: Nital 2%. Aumento: 1000X. Sentido da queima perpendicular ao plano da página.**

Para a condição de 150W de potência pode ser apreciado um maior volume de material afetado. Verifica-se uma deformação plástica considerável para esta condição. A Figura 26 mostra com um aumento de 100X a porção de material afetada pelo calor. Consiste igualmente

de uma zona de fusão, martensita não-revenida e martensita super-revenida, respectivamente, conforme a condição anterior, porém neste caso severidade do dano é muito maior. A profundidade da zona afetada é de aproximadamente 200  $\mu\text{m}$ , sem considerar a região deformada. A Figura 27 mostra em detalhe as microestruturas resultantes.



**Figura 26 - Região queimada com severidade de 150 W. Ataque: Nital 2%. Aumento: 100X. Sentido da queima perpendicular ao plano da página.**



**Figura 27 - Região queimada com severidade de 150 W. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X. Sentido da queima perpendicular ao plano da página.**

A Tabela 2 mostra as profundidades atingidas através dos superaquecimentos fornecidos ao material.

**Tabela 2 – Profundidades das microestruturas resultantes obtidas para as três severidades de queima realizadas.**

Microestrutura formada	Potência do laser		
	50 W	100W	150W
Camada fundida	-	Até 1.3 $\mu\text{m}$	Até 14.5 $\mu\text{m}$
Martensita Não-revenida	-	1.3 - 40 $\mu\text{m}$	14.5 – 119 $\mu\text{m}$
Martensita Super-revenida	-	40 - 47.11 $\mu\text{m}$	119 – 200 $\mu\text{m}$

#### 4.2 Ensaios de Microdureza Vickers

A Figura 28 apresenta os perfis de microdureza obtidos para uma carga de ensaio de 0,3 kgf realizado em todas as regiões consideradas. Pode ser observado que os danos térmicos provocaram um decréscimo da dureza na superfície, tendo um grande aumento na região onde para as queimas de 100W e 150W constata-se a presença de martensita não revenida. Para as regiões onde há a presença de martensita super revenida, os valores de dureza apresentaram um decréscimo e voltaram a aumentar ao atingir a região onde não houveram alterações na microestrutura, tornando-se constantes. A queima de 50 W apresentou uma dureza baixa na superfície e aumentou tornando-se constante a partir de 40  $\mu\text{m}$ .

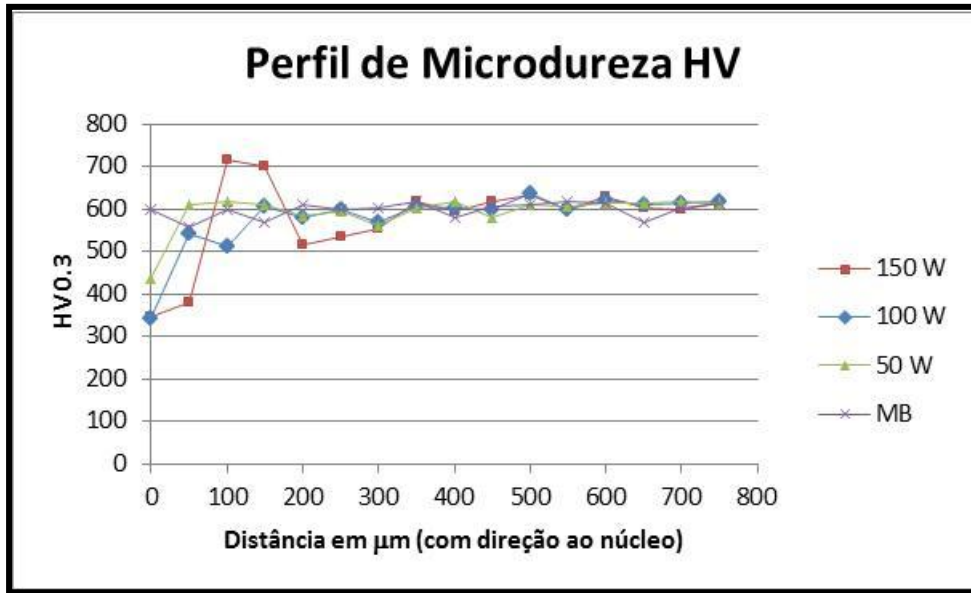


Figura 28 - Perfis de microdureza das regiões analisadas.

### 4.3 Revestimento de Cromo

Foram medidas as espessuras das camadas de cromo eletrodepositadas através do *software* analisador de imagens “ImageJ”, considerando uma média de 3 medidas efetuadas. A camada mais espessa apresenta 340  $\mu\text{m}$  e a menor, 72  $\mu\text{m}$  (Figura 29). Também foram observadas trincas na camada maior depositada, como mostra a Figura 30.

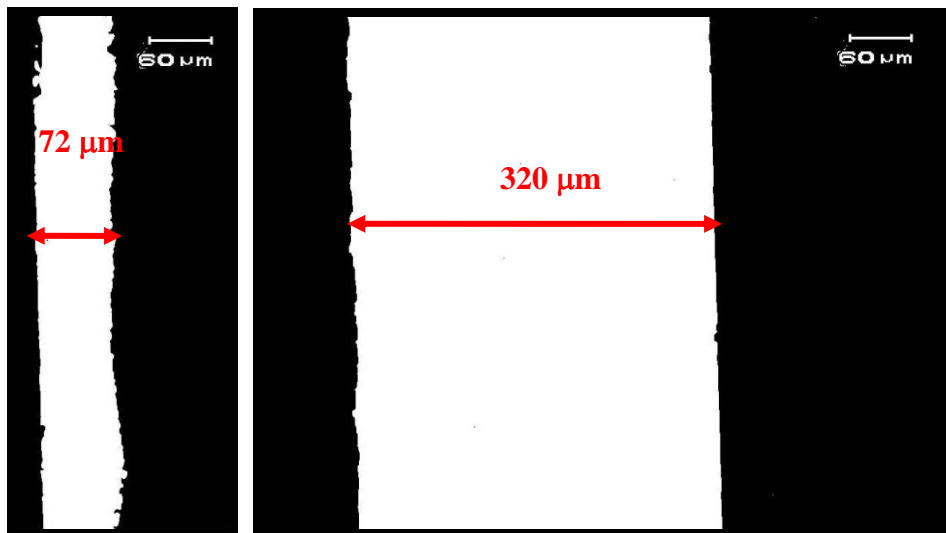


Figura 29 - À esquerda, a imagem da menor camada binarizada para a realização das medidas, e à direita, a camada mais espessa.



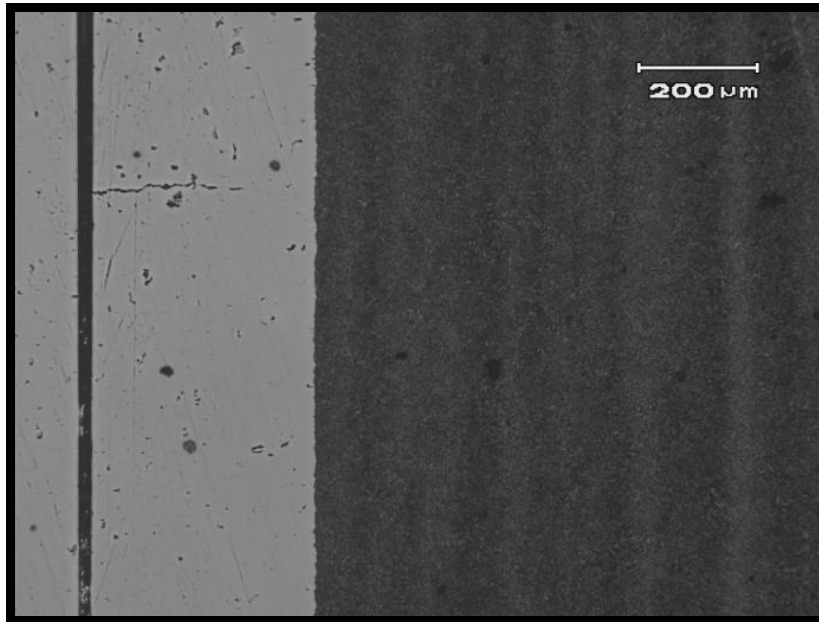


Figura 30 - Imagem da camada de cromo contendo uma trinca partindo da superfície do revestimento de 330,02  $\mu\text{m}$  Cr.

#### 4.4 Análise Micromagnética

Neste capítulo serão apresentados os resultados das análises micromagnéticas realizadas nas três zonas considerando as regiões que compreendem este estudo: o metal base e as regiões queimadas com laser de  $\text{CO}_2$ , para as três severidades utilizadas (50, 100 e 150W) e para a região isenta de defeitos (MB). Foi realizada uma varredura nestas regiões, com o sensor posicionado transversal e paralelo aos mesmos. Os resultados micromagnéticos que demonstraram uma considerável dispersão de valores, não serão apresentados.

Os resultados referentes à zona C serão relatados em formato de matriz experimental, dada a dificuldade em se obter resultados convincentes nestas condições. Os motivos desta dificuldade estão relacionados à grande espessura da camada de cromo nesta região e maiores detalhes serão oportunamente apresentados ao longo desta seção.

Para as zonas A e B, serão apresentados os envelopes do Ruído Barkhausen e curvas dos demais parâmetros considerados para cada condição microestrutural do material, avaliando: a influência da frequência de excitação do campo magnético; a posição do sensor com relação à direção das queimas (transversal ou paralelo a estas) e o efeito das condições microestruturais impostas pelas queimas com laser de  $\text{CO}_2$ . Para todas as análises, foram utilizados filtros de frequência de 500 kHz e 1 MHz (passa alta e passa baixa, respectivamente).

Os valores das correntes de magnetização impostas foram determinados seguindo etapas preliminares experimentais de avaliação dos sinais obtidos, escolhendo aqueles em que o RMB

apresentou maior sensibilidade. Com baixos níveis de campo aplicado, a movimentação das paredes de domínio fica mais ordenada, possibilitando uma maior interação com os pontos ancoradores ao seu movimento. Em contrapartida, para a zona B, que apresenta uma camada de cromo de 127  $\mu\text{m}$  de espessura, foi necessária a aplicação de uma maior corrente de magnetização, tendo em vista seu efeito de *lift-off*.

As frequências utilizadas e suas respectivas profundidades de análise calculadas para o aço (não considerando a presença do cromo, que reduzirá a penetração por efeitos de blindagem por correntes parasitas) encontram-se na Tabela 3 - Valores de *skin depth* obtidos para as frequências utilizadas para a região sem cromo depositado. Os cálculos foram realizados de acordo com a Equação 1 e os valores de suas propriedades físicas foram obtidos no trabalho de Burke et al (BURKE, 2007), utilizando  $\mu_r = 77$ ,  $\sigma = 8E6 \Omega\text{m}^{-1}$  e usando  $\mu_o = 4\pi E-7$ . Deve-se ressaltar que o cálculo do *skin depth* é aproximado, visto que mudanças na permeabilidade magnética das camadas superficiais conseqüentes de alterações na microestrutura próxima a superfície podem vir a ocorrer.

**Tabela 3 - Valores de *skin depth* obtidos para as frequências utilizadas para a região sem cromo depositado.**

<b>Frequência (Hz)</b>	<b>Skin depth (<math>\mu\text{m}</math>)</b>
<b>30</b>	43
<b>60</b>	29
<b>100</b>	22

#### **4.4.1 Zona A**

Nesta seção serão apresentados os resultados relativos à região sem recobrimento de cromo (zona A), avaliando parâmetros micromagnéticos de resposta das regiões que apresentaram queimas e comparando-as ao material isento destas. Frequências de excitação de 30, 60 e 100 Hz foram aplicadas. Para todas as medidas realizadas, o campo imposto foi de 30 A/cm.

##### **4.4.1.1 Magnetização transversal às queimas**

A Figura 32 mostra os envelopes do ruído Barkhausen ao longo da zona A para as diferentes severidades de queimas obtidas por laser e para o metal base, considerando a frequência de excitação de 30 Hz e a magnetização sendo transversal aos defeitos. Os

envelopes apresentados consideram uma média da varredura realizada em cada linha de queima. O parâmetro Mmax corresponde à amplitude máxima obtida para o RMB.

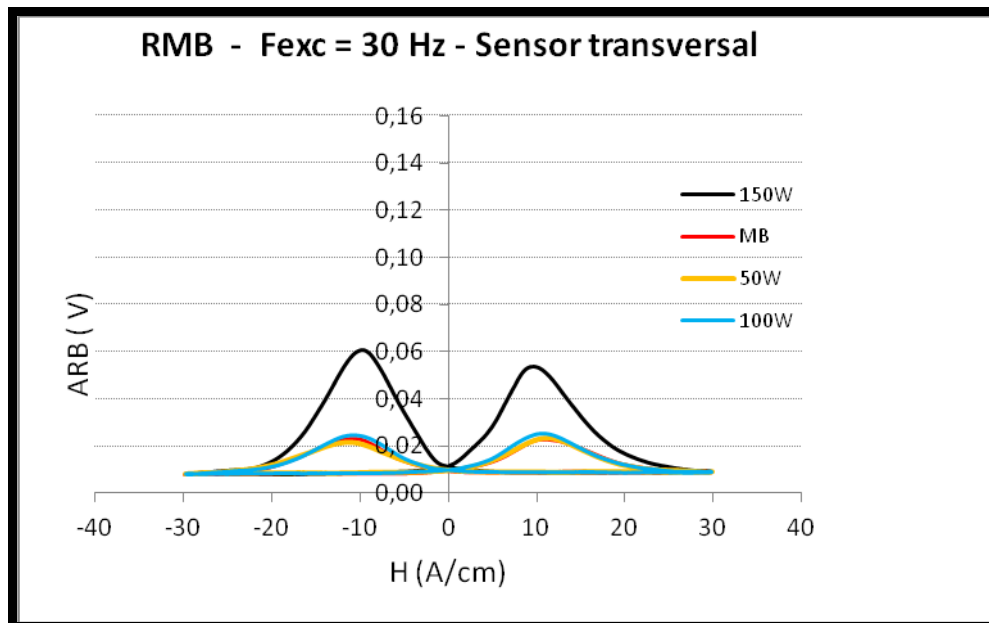


Figura 31 - Envelopes do ruído Barkhausen das quatro regiões queimadas e no metal base da Zona A, utilizando uma frequência de excitação de 30Hz. Magnetização transversal às queimas.

O metal base e as queimas de 50 W e 100 W não apresentaram diferentes respostas magnéticas. Mesmo apresentando diferentes quantidades de fases obtidas devido ao superaquecimento, pode ocorrer de a frequência de excitação de 30 Hz atingir uma maior profundidade de análise, alcançando camadas que podem não ter sofrido os efeitos do superaquecimento.

A queima obtida por 150W de potência apresentou amplitude do RMB três vezes superior ao MB, em torno de 60 mV, se destacando frente as demais, que exibem valores em torno de 20 mV. Para este resultado, pode ser esperado que a região analisada nesta frequência coincida com a presença de martensita super-revenida, visto que esta é mais profunda. De acordo com Moorthy (MOORTHY, 2003), o aumento da amplitude do RMB pôde ser verificado com a condição super-revenida da martensita, devido à sua mais fácil magnetização que causa movimentos rápidos dos domínios e resulta em um ruído concentrado em uma faixa estreita de valores de H.

Outra causa do aumento na amplitude do RMB pode ser atribuída ao efeito da modificação do estado de tensões no material. Considerando que o aço apresentava em sua superfície, antes da exposição ao laser, uma camada de tensões residuais compressivas devido ao processo de *shot-peening*, o superaquecimento pode ter conferido um caráter trativo às

tensões residuais resultantes do superaquecimento introduzido pelo laser. O aumento do RMB estaria em acordo com o fenômeno da magnetoestricção, visto que esta favorece a movimentação dos domínios magnéticos na presença de tensões de tração. De acordo com os estudos de Balart (BALART, 2004) e Suvi (SUVI, 2012), a superfície de quatro aços temperados que foram submetidos a superaquecimento com laser e com processos de retificação, respectivamente, apresentaram uma correlação entre o RMB e a presença de tensões residuais trativas, confirmadas com medidas de difração de raios-x.

Como a profundidade de análise não pode ser determinada com precisão através do cálculo do *skin depth*, o efeito das tensões residuais pode ser o maior indicativo das altas amplitudes obtidas do RMB para as regiões expostas a uma maior potência do laser.

O campo coercivo aparece constante para o metal base, queima de 50 W e 100 W, com valores de 10 A/cm, apresentando uma leve diminuição para a queima de 150 W. Esta diminuição na coercividade também pode ser relacionada ao estado resultante de tensões obtido.

A Figura 32 apresenta os envelopes do Ruído Barkhausen para a frequência de excitação de 60 Hz. Esta análise concerne-se provavelmente a regiões mais próximas à superfície. Novamente, o maior pico corresponde à queima de 150 W, com valores de voltagem próximos a 70 mV, sendo que para o MB, este valor foi de 40 mV. Para esta frequência o pico relativo à região queimada com 100 W de potência apresenta valores de 50 mV, diferenciando-se fracamente dos 40 mV obtidos para o MB. Para a região exposta a 50 W de potência, seu envelope sobrepôs-se àquele do MB.

O leve aumento do RMB para a queima de 100 W de potência para esta frequência de análise, superior à anterior, está em consonância com a explicação aludida para as regiões analisadas na frequência de 30 Hz. É provável que a região queimada em 100 W, por ser mais próxima à superfície, esteja inserida na região de análise para esta frequência.



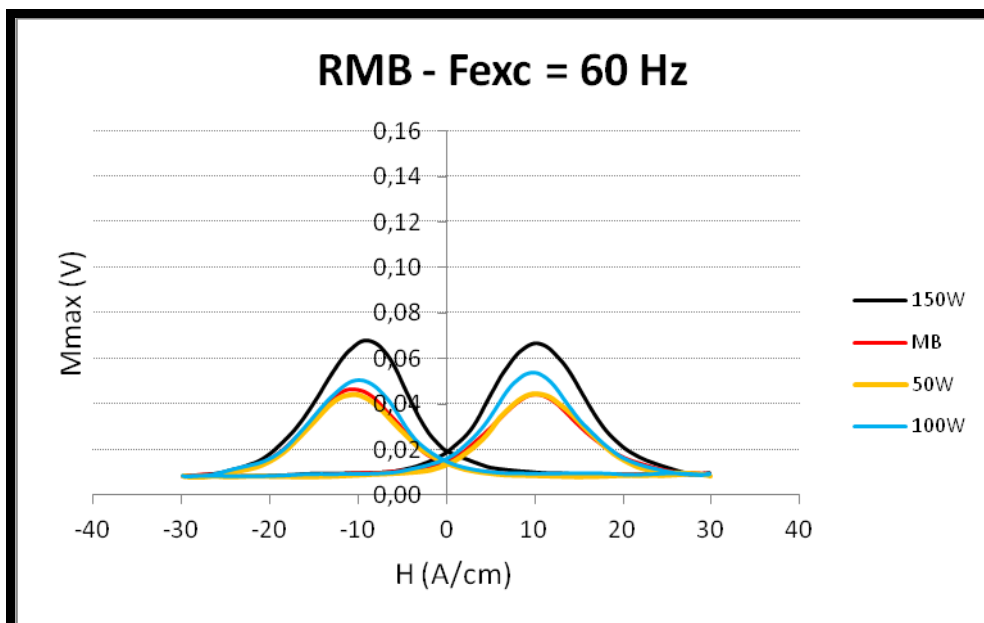


Figura 32 - Envelopes do ruído Barkhausen das quatro regiões queimadas e no metal base da Zona A, utilizando uma frequência de excitação de 60Hz e sensor transversal às queimas.

Para a frequência de excitação de 100 Hz, os envelopes apresentam-se na Figura 33. O aumento na amplitude do RMB para todas as condições pôde ser constatado, comparando-se às frequências de 30 e 60 Hz, assim como a largura dos picos. A intensidade de 150 W de queima apresentou um aumento em seu valor de Mmax se comparado às demais, desta vez apresentando um valor máximo de 110 mV, frente a 60 mV para o MB. Para os 100 W de potência percebe-se um leve aumento no valor de Mmax, de 80 mV, o mesmo comportamento observado nos resultados da frequência de excitação de 60 Hz.

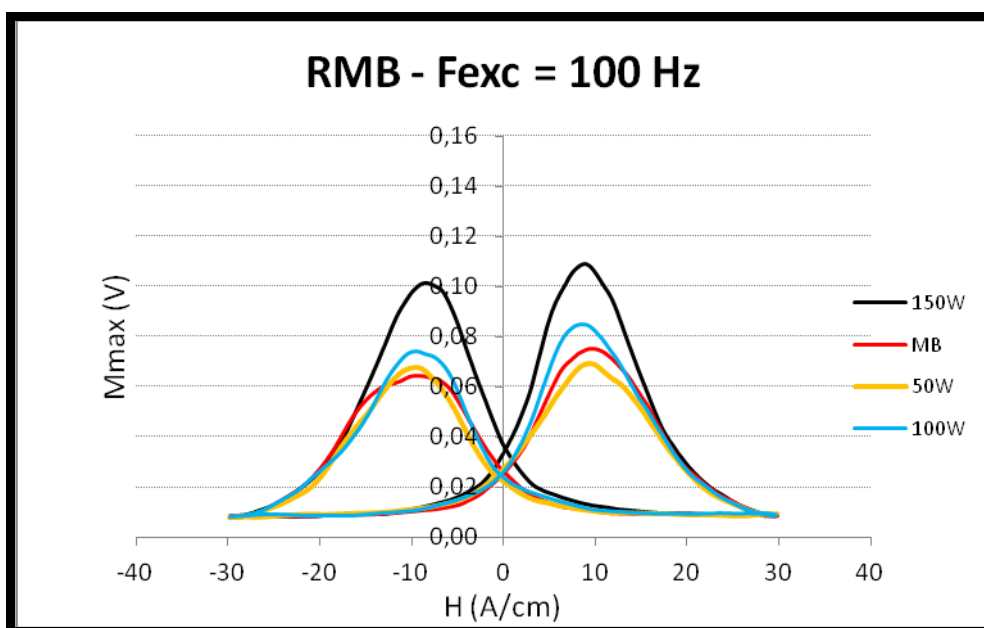
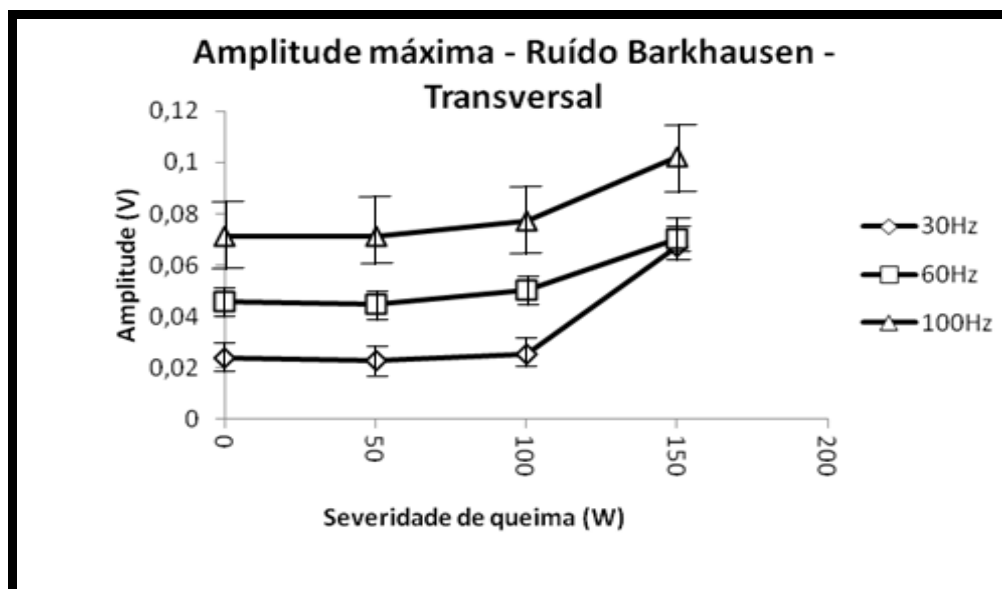


Figura 33 - Envelopes do ruído Barkhausen das quatro regiões da Zona A utilizando uma frequência de excitação de 100Hz.

A Figura 34 resume o efeito da frequência de excitação sobre os valores de Mmax. Este apresentou um acréscimo com o aumento da frequência adotada, resultado que está de acordo com o estudo realizado por Moorthy et al (MOORTHY, 2003). A aplicação de altas frequências diminui a interação das paredes de domínio com a microestrutura do material pulsos são gerados em forma de *clusters* (superposição de pulsos) e a instabilidade do sinal medido aumenta. Como consequência, a correspondência entre o RMB e a condição microestrutural diminui (GRIDJALBA, 2010).

Para a severidade de queima obtida pela potência de 150 W, em 30 e 60 Hz de frequência os valores encontrados para Mmax foram semelhantes, em torno de 65 mV, provavelmente devido a esta camada ser mais espessa que as demais, consequentemente a profundidade atingida por ambas frequências compreende uma mesma região que apresentou mudanças mais significativas em sua microestrutura e estado de tensões. Em 100 Hz, a queima imposta por 150W segue o mesmo comportamento das demais frequências, apresentando maiores valores de RMB (100 mV contra 70 mV medido para o MB).



**Figura 34 - Variação da amplitude máxima do Ruído Barkhausen em função das condições microestruturais presentes para as três frequências de excitação utilizadas. O valor das abscissas correspondente a zero trata-se da região sem queima (Metal base).**

Não houve variação significativa da coercividade com a severidade das queimas. A variação com a frequência de excitação também não foi significativa.

Para as frequências de 60 e 100 Hz, não houve sensibilidade das harmônicas com as variações das condições microestruturais em questão, o que denota que exista pouca sensibilidade de análise para estas frequências com o sensor posicionado transversalmente ao dano. A frequência de 30 Hz apresentou uma menor distorção harmônica (k) para a região

submetida à potência de 150 W e um leve aumento para a intensidade de 100 W, conforme a Figura 35. Estes índices podem ser atribuídos às condições microestruturais em que as análises estão sendo efetuadas. Esta região contém carbonetos precipitados devido ao super revenimento ocasionado e conseqüentemente, há mais pontos de ancoramento das paredes de domínio, logo a obtenção de maior distorção no sinal obtido. Já para a queima de 150 W, esta profundidade pode estar representando a região onde a dureza é maior, que contempla uma grande espessura de MNR e conseqüentemente, menores são as harmônicas. Para as demais frequências, não foi possível observar diferenças na distorção harmônica, o que demonstra que estas não fornecem grande sensibilidade ao ensaio.

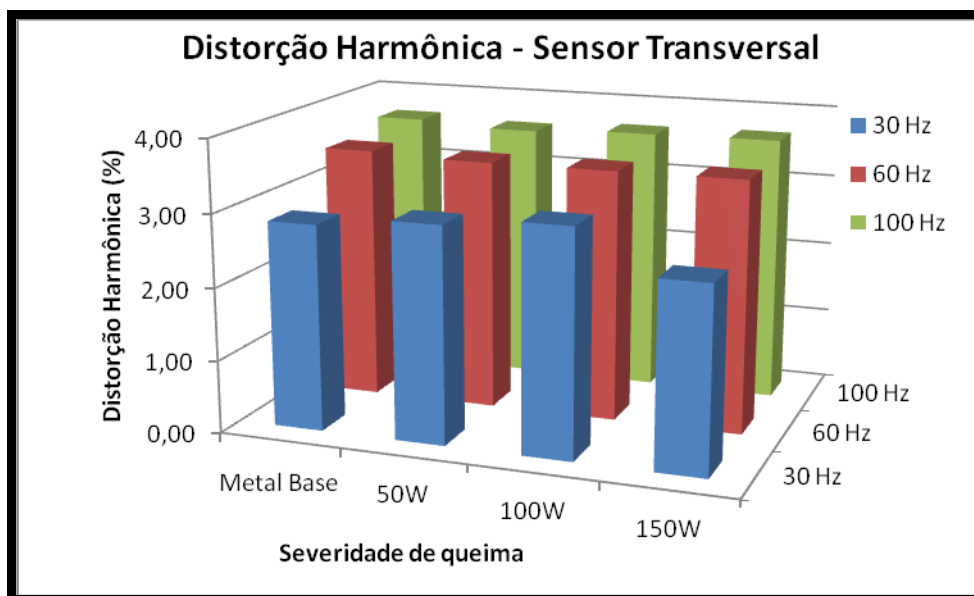


Figura 35 - Variação da distorção harmônica k.

#### 4.4.1.2 Magnetização paralela às queimas

Os resultados obtidos para o sensor posicionado paralelamente às queimas seguem abaixo para as três frequências adotadas. Da mesma forma que a magnetização conduzida transversalmente, esta configuração apresentou a mesma sensibilidade no que diz respeito à queima de 150 W. Porém neste caso, temos uma sensibilidade maior também na distinção das demais regiões em comparação a MB. A Figura 36 mostra os resultados relativos a frequência de excitação de 30 Hz. Podem ser bem distintas as amplitudes do RMB para as queimas de 150 e 100 W, apresentando picos de 60 e 35 mV, respectivamente, enquanto o metal base e a queima de 50 W não apresentam diferenças (20 mV). Esta sensibilidade maior com a posição

paralela do sensor pode ser explicada pela menor interferência do sinal obtido devido ao material são, adjacente às queimas, para esta condição de magnetização.

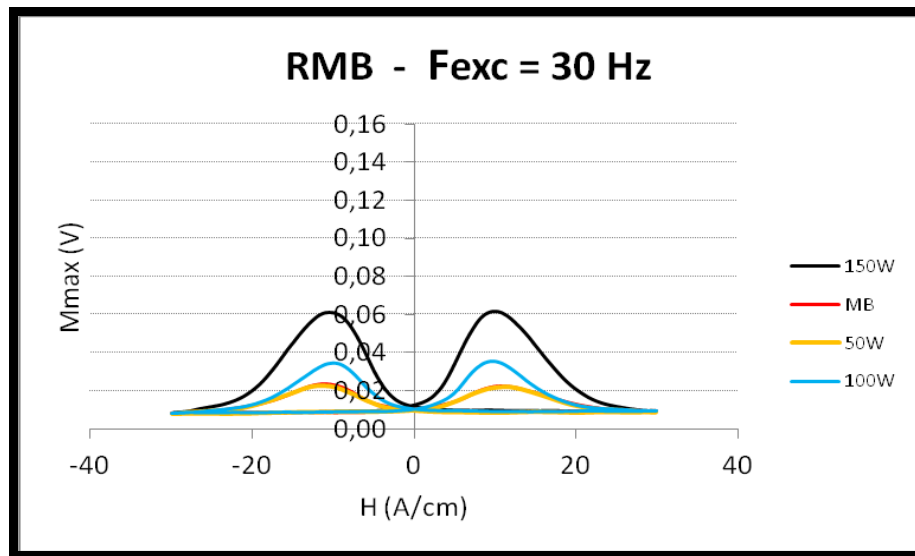


Figura 36 - Envelopes do ruído Barkhausen das quatro regiões da Zona A utilizando uma frequência de excitação de 30Hz.

A Figura 37 mostra os envelopes obtidos para a frequência de excitação de 60 Hz. A maior sensibilidade apresentada corresponde à queima imposta por 150 W, onde o Mmax atingiu 100 mV contra 45 mV do MB. As demais regiões em questão não apresentaram sensibilidade para esta frequência. O mesmo comportamento foi obtido para a frequência de 100 Hz (Figura 38), onde o valor do RMB para a queima de 150 W ficou 57% superior ao MB.

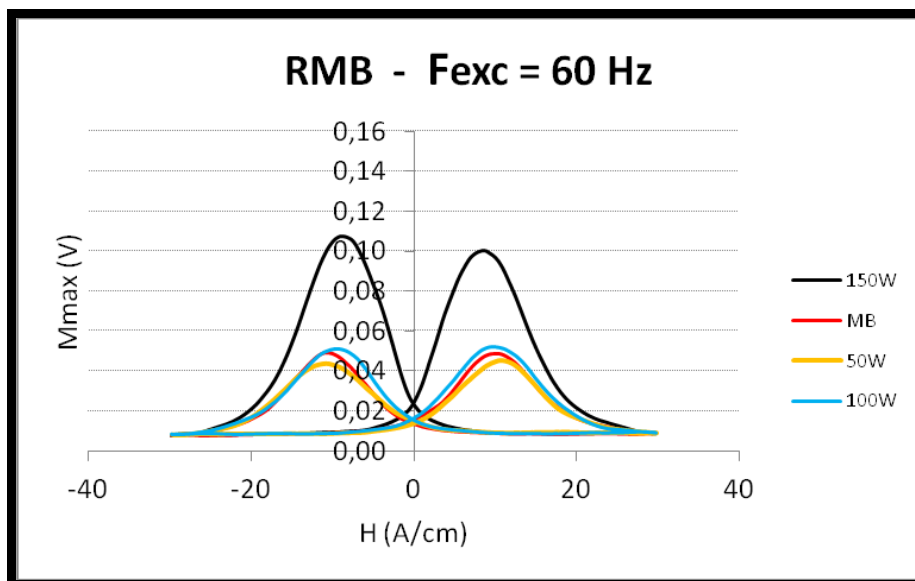


Figura 37 – Envelopes do ruído Barkhausen das quatro regiões da Zona A utilizando uma frequência de excitação de 60Hz.

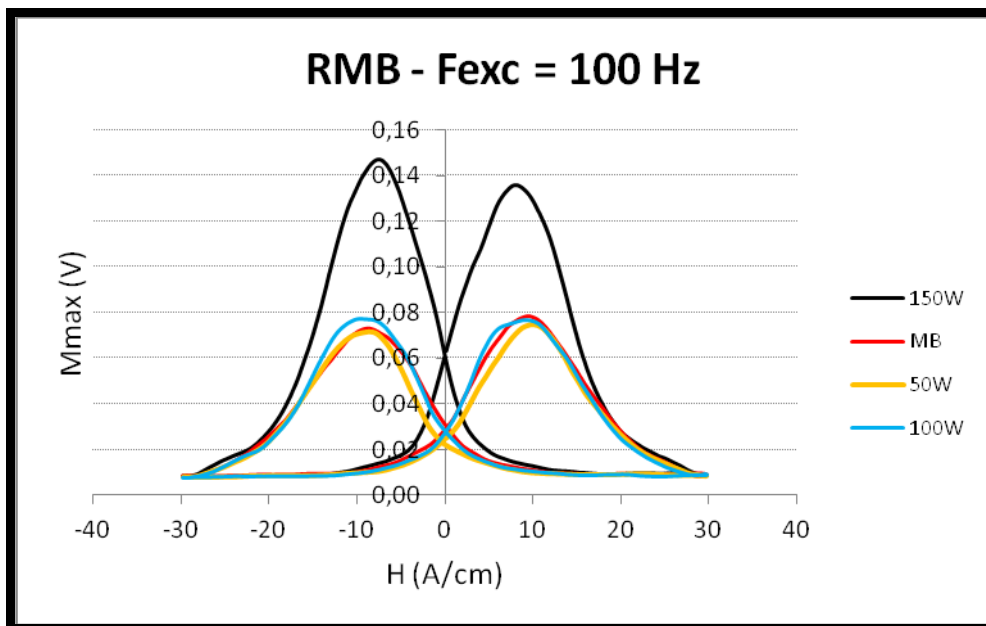


Figura 38 - Envelopes do ruído Barkhausen das quatro regiões da Zona A utilizando uma frequência de excitação de 100Hz.

A influência da frequência de excitação sobre o RMB para o sensor posicionado paralelamente às queimas demonstrou um comportamento semelhante se comparado à magnetização transversal aos danos, como pode ser visto no gráfico da Figura 39.

A microestrutura da queima imposta por 150 W demonstrou uma forte dependência com o RMB, onde percebe-se uma diferença significativa com relação ao metal sem queima, para as três frequências adotadas, sendo seu valor sempre superior.

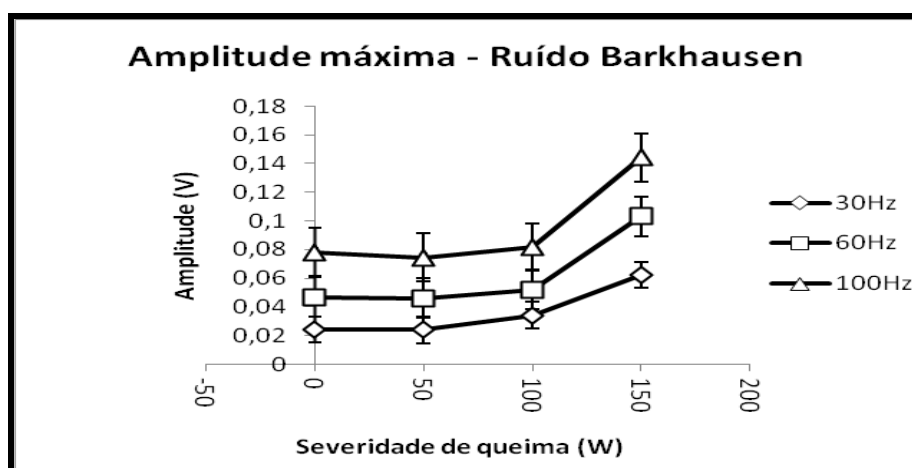


Figura 39 - Variação da amplitude máxima do Ruído Barkhausen em função das condições microestruturais presentes para as três frequências de excitação utilizadas. O valor das abscissas correspondente a zero trata-se da região sem queima (Metal base).

Os resultados obtidos de campo coercivo para as três frequências apresentou o mesmo comportamento para o ensaio com o sensor na posição transversal, sendo inversamente proporcional à frequência de excitação.

Pode ser percebida uma ligeira diminuição de seus valores com o aumento da severidade da queima para frequências maiores. Este resultado pode estar em vinculado a região mais superficial de análise, devido à maior frequência, visto que na menor profundidade tem-se uma camada fina de ferrita fundida, a qual apresenta maior facilidade de movimentação das paredes de domínio e facilita a magnetização. Porém, estas diferenças são muito pequenas, não sendo possível a utilização deste parâmetro como ferramenta de análise para esta situação e os resultados não serão apresentados.

A Figura 40 demonstra que a distorção harmônica apresentou baixa sensibilidade para 60Hz e 100Hz, mas pode ser observado uma queda leve da distorção harmônica para 150W, aparentando ser constante para as demais condições. Da mesma forma para 30Hz, porém neste caso a queda do parâmetro  $k$  é mais acentuada. A redução da influência das harmônicas com este posicionamento do sensor pôde ser evidenciada para as regiões que apresentaram alta dureza em 150W incluindo as frequências maiores de excitação empregadas.

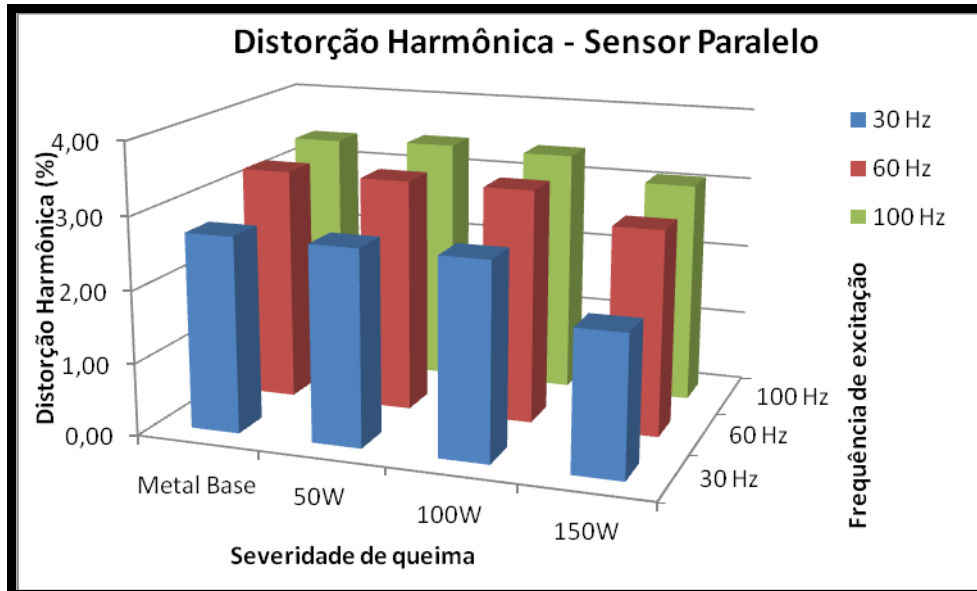


Figura 40 - Variação da Distorção Harmônica com as três severidades de queima e metal base e as frequências de excitação empregadas.

#### 4.4.2 ZonaB

A zona B contém cromo eletrodepositado com espessura medida de 72  $\mu\text{m}$ . Devido a este fato, uma maior corrente de magnetização teve de ser empregada para magnetizar o substrato de aço. Para as frequências de 30 e 60 Hz, um campo de 60 A/cm foi empregado, enquanto que para a frequência de 100Hz, um menor, sendo seu valor 40 A/cm. Esta diferença serviu de compensação para a alta frequência empregada, visto que neste caso, tem-se um *lift-off* que é condutor e sofre o efeito da blindagem por correntes parasitas. Quando o campo foi mantido em 60 A/cm, um sinal distorcido do RMB foi observado, apresentando grande dispersão e instabilidade.

#### 4.4.2.1 Magnetização transversal às queimas

Todas as análises realizadas com o sensor posicionado transversalmente aos danos apresentaram resultados conclusivos apenas para a queima de 150W de potência, como mostram as Figuras 43, 44 e 45. Considerando esta camada como um efeito de *lift-off*, entende-se que a severidade de queima mais acentuada é detectável através da camada de cromo eletrodepositado, para as três frequências. A maior amplitude observada foi durante a excitação do campo magnético a uma frequência de 60 Hz, com valores de quase 135mV para 150W, contra 3,5mV obtidos para as demais queimas e o metal base, além de apresentar uma menor coercividade. Esta frequência pode estar correspondendo a uma região do material que sofreu grandes alterações microestruturais e onde esteja facilitado o processo de magnetização, visto a redução do campo coercivo. Para a frequência de 100 Hz, devido ao menor valor de campo aplicado (40A/cm), a amplitude do RMB apresentou menores valores, mas foi possível diferenciar a região com mais danos apresentados (150W) ficando o RMB superior 30% com relação ao MB.

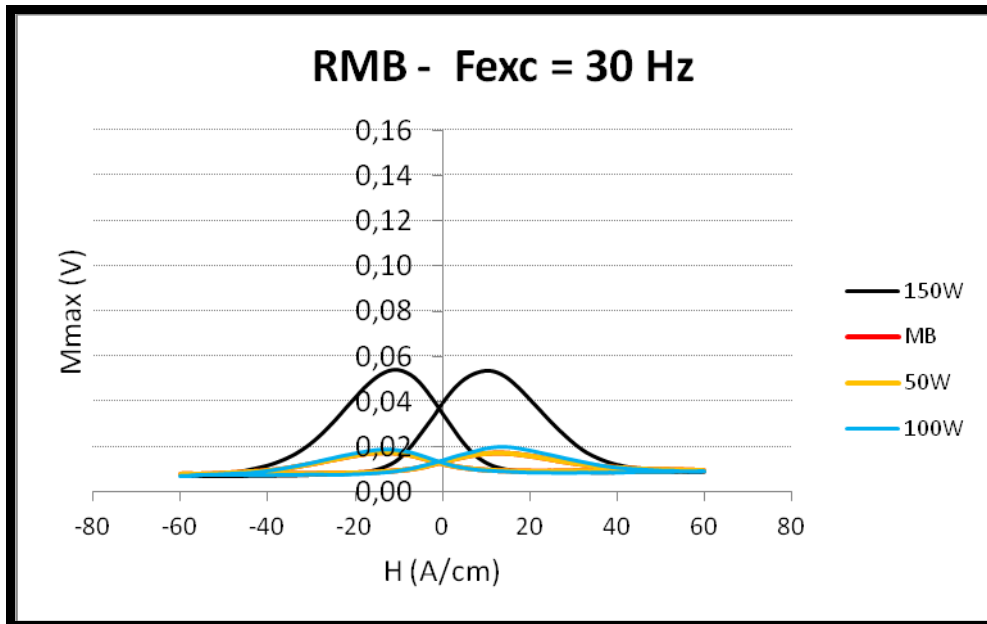


Figura 41 - Envelopes do ruído Barkhausen das quatro regiões da Zona B utilizando uma frequência de excitação de 30Hz e o sensor posicionado transversalmente.

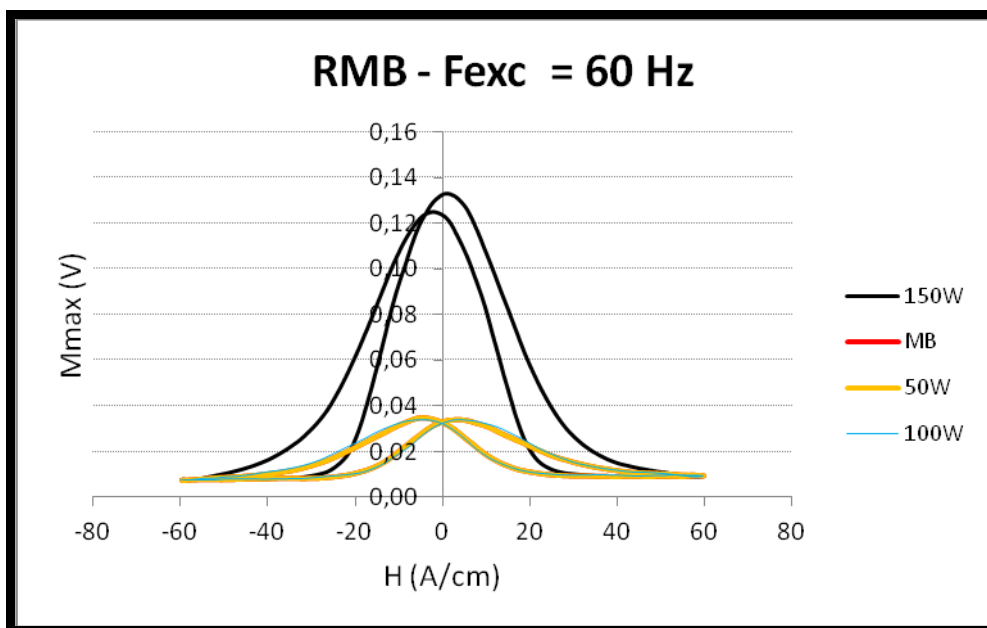


Figura 42 - Envelopes do ruído Barkhausen das quatro regiões da Zona B utilizando uma frequência de excitação de 60Hz.



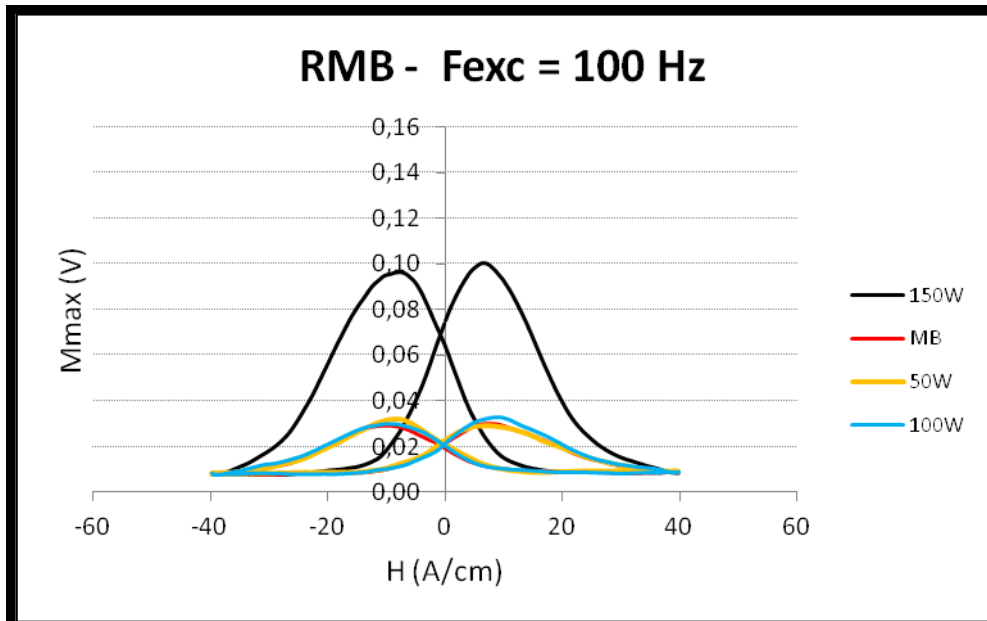


Figura 43 – Envelopes do ruído Barkhausen das quatro regiões da Zona B utilizando uma frequência de excitação de 100Hz.

A corrente de magnetização utilizada para a frequência de 100 Hz foi menor (40 A/cm) do que as demais, inviabilizando comparações a respeito da influência da frequência de magnetização sobre os valores de RMB e  $H_c$ , como foi feito na seção anterior.

A distorção harmônica demonstrou valores mais baixos e para as três frequências um suave aumento para a região de 150W (Figura 44) pode ser observada. Este resultado é conflitante com os obtidos para a Zona A, porém tem-se o efeito do *lift-off* nesta situação, que influencia os sinais captados pela sonda.

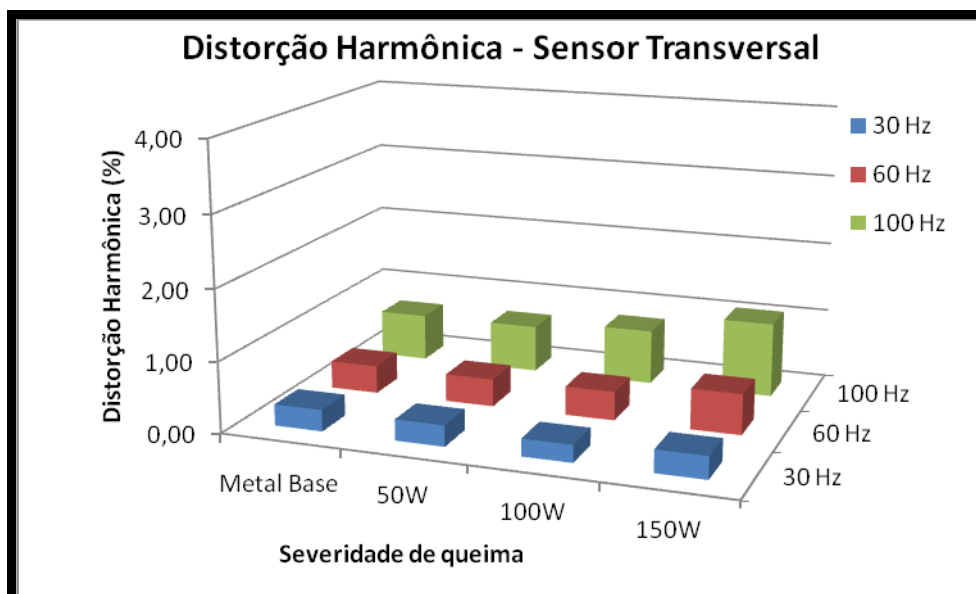


Figura 44 - Distorção Harmônica obtida para as tres severidades de queima e metal base em função das frequências de excitação empregadas.

#### 4.4.2.2 Magnetização paralela às queimas

Para o sensor paralelamente posicionado, conforme pode ser verificado na Figura 45, todos os envelopes podem ser distintos frente ao MB, para a frequência de 30 Hz. Para as demais frequências, nenhuma distinção pôde ser obtida e os resultados não serão apresentados. Para a frequência de 30 Hz, nota-se a clara distinção entre o metal base, que apresentou valores de RMB de aproximadamente 20 mV contra os 80 mV para a queima de 150 W. A queima correspondente a 100 W apresentou valores próximos àqueles obtidos para a queima de 50 W, em torno de 40 mV.

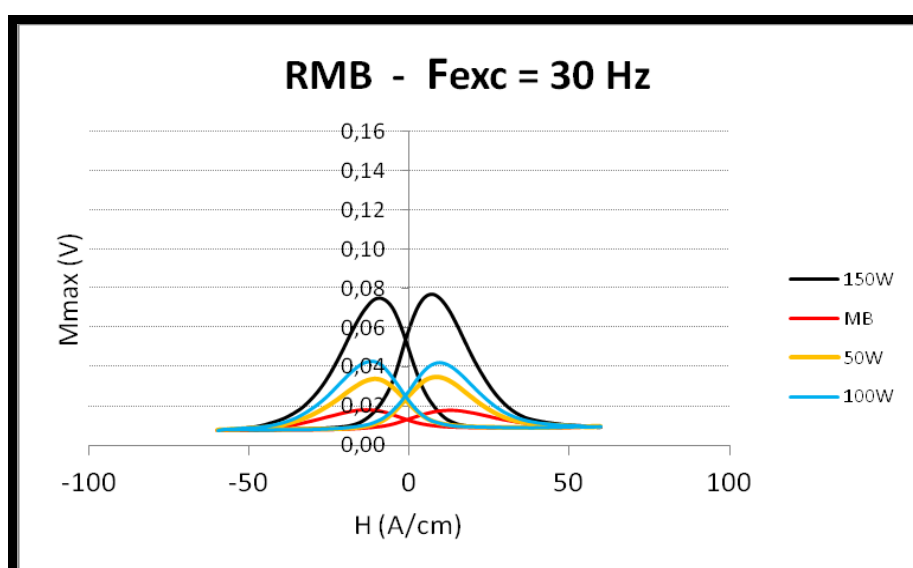


Figura 45 - Envelopes do ruído Barkhausen das quatro regiões da Zona B utilizando uma frequência de excitação de 100 Hz.

Os resultados obtidos para as frequências de 60Hz e 100 Hz não foram consistentes com os demais até aqui encontrados. As frequências são consideradas altas para avaliar os defeitos considerando o efeito do *lift-off*. A única conclusão frente a estes resultados é que a queima mais severa apresentou maiores amplitudes do RMB, porém não pode ser feita uma comparação ao metal sem apresentar danos, visto que para esta condição as posições relativas ao seu pico não apresentam o mesmo comportamento conforme para as demais situações, alternando-se relativo às outras queimas. Os efeitos que podem estar ocorrendo não são bem claros, visto que o efeito da magnetização através de uma camada condutora não está sendo investigado. O efeito das correntes parasitas pode estar contribuindo para este comportamento.

#### 4.4.3 Zona C

Para inspecionar a zona C, foram sendo testados diferentes valores de corrente e frequência de excitação do campo magnético. Devido a grande espessura da camada eletrodepositada de cromo (320  $\mu\text{m}$ ), o efeito de blindagem pelas correntes parasitas ficou bastante acentuado. O sinal do RMB não se apresenta conforme envelopes e para baixos  $H$  e  $F_{exc}$ , o que pode ser observado é apenas ruído. Aumentando campo e frequência, ao final da matriz nota-se um baixíssimo envelope de RMB acompanhado de um sinal semelhante ao RMB em regiões onde o campo aplicado é fortemente negativo. Porém, este por não apresentar simetria ao eixo das ordenadas, o que provavelmente seja uma interferência devido aos altos valores de corrente impostos. Os resultados obtidos estão apresentados no Anexo I em formato de matriz experimental.

Desta maneira, para esta espessura não foi possível obter sucesso nas avaliações de danos, com a configuração do sensor comercial utilizado. Este é um sensor programado para trabalhar em altas frequências (aproximadamente 250 Hz, conforme configuração sugerida pelo fabricante).

## 5 CONCLUSÕES

Através dos procedimentos realizados neste trabalho, em regiões da amostra contendo defeitos induzidos por laser, pode ser concluído:

- O núcleo do material avaliado consiste em martensita revenida, apresentando uma dureza média de 600HV. Os 100 e 150 W de potência aplicados forneceram ao material a presença de uma fina camada fundida de baixa dureza, martensita não revenida e martensita super-revenida, além da mesma queda de dureza junto à superfície. Para 150W, foi verificado um pico de dureza correspondente a faixa de 710 HV na região que apresentou martensita não-revenida, atingindo valores constantes com direção ao núcleo. Para os 100 W não houve o mesmo comportamento na dureza por esta região ter um menor volume afetado, não sendo possível realizar a indentação no local desejado.

- A análise da amplitude do RMB demonstrou sensibilidade ao avaliar os defeitos na região sem recobrimento de cromo. Suas amplitudes apresentadas para a queima mais severa de 150W foram significativamente superiores às aquelas obtidas para o material base, para as três frequências de excitação empregadas e com o sensor transversalmente posicionado com relação às queimas.

- Para a mesma região, a posição paralela entre sensor e danos afigurou sensibilidade superior pois, para as frequências de 30 e 60 Hz foi possível distinguir além da queima de 150W, aquela imposta por 100W de potência com relação ao metal base. O metal base e a queima de 50W não demonstraram diferenças nos sinais obtidos.

- Uma das limitações da técnica é o posicionamento do sensor próximo a borda da chapa;

- A área contendo recobrimento de 72  $\mu\text{m}$  de cromo (Zona B) apresentou sensibilidade à detecção da queima imposta por 150 W com o sensor posicionado transversalmente às queimas para todas as frequências empregadas.

- Com o sensor paralelo a estas, considerando as maiores frequências, não foi possível chegar a resultados satisfatórios. Com 30 Hz foi possível distinguir as queimas de 150, 100 e 50 W do metal base.

- Os valores de campo coercivo não demonstraram dependência ao estado microestrutural das regiões analisadas para todas as frequências.

- Para o revestimento mais espesso de cromo (zona C) não foram obtidos resultados satisfatórios para a caracterização de defeitos e nem mesmo para a avaliação de regiões isentas de defeitos utilizando do sensor comercial.

- Frequências menores de excitação demonstram maior sensibilidade dos parâmetros micromagnéticos de análise adotados para a distinção das regiões analisadas.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Podem ser destacados como sugestões para trabalhos futuros:

- A utilização de um sensor magnetointutivo que opere em frequências de excitação mais baixas, para analisar com maior acurácia a presença de defeitos presentes abaixo das camadas de cromo eletrodepositadas.
- Utilizar de filtros de frequência com uma banda maior;
- Avaliar camadas com espessuras intermediárias de cromo para testar a sensibilidade do método para esta aplicação específica.
- Medir através de difração de raios-X o perfil de tensões residuais nas três severidades de queimas impostas por laser.
- Simular numericamente a intensidade do gradiente do campo magnético presente para as duas diferentes condições de magnetização, paralela e transversal ao sulco gerado pela queima mais severa.
- Construir um gabarito contendo sulfamato de níquel, aproximando a condição deste à realidade dos componentes de trens de pouso.

## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ANGLADA-RIVERA, J., Padovese, L.R., Capo -Sanchez, J. **Magnetic Barkhausen noise and hysteresis loop in commercial carbon steel: influence of applied tensile stress and grain size.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials 231, pp. 299–306. 2001.

BAC5730 – BOEING Process Specification for *shot peening*. 2011.

BAC5617 – BOEING Process Specification for heat treatment of alloy steels. 2006.

BAC5709 – BOEING Process Specification for hard chromium plating. 2002.

BAC 5653 – BOEING Process Specification for Barkhausen Inspection of thermal damage steels. 2002.

BALART, M.J., Bouzina, A., Edwards, L., Fitzpatrick, M.E. **The onset of tensile residual stresses in grinding of hardened steels.** Mater. Sci. Eng. A 367, 132–142, 2004.

BOZORTH, R. M. **Ferromagnetism.** 2. ed. New York; D. Van Nostrand Company Inc. 1951.

BS 7862:1996 and ISO 14104 : 1995 Standards. **Gears - Surface Temper Etch Inspection After Grinding.**

BURKE, S.K., Ibrahim, M.E. **Electrical e Magnetic properties of Dca6 steel.** Maritime Platforms Division, 2007

CAMPBELL, F.C., Chapter 5 - **High Strength Steels, Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials.** Elsevier Science, Oxford, Pages 175-209. 2006

CHAMPAGNE, V., Sincebaugh, P. Pepi, M., Tackitt, K. **DETECTION OF THERMAL DAMAGE IN X2M GEARS STEEL USING BARKHAUSEN NOISE ANALYSIS.** Review of Quantitative Nondestructive Evaluation. Vol. 29, edited by D.O. Thompson and D.E. Chimenti, 2010.

COMPTON, K., **Magnetic Circuits and Transformers.** Department of electrical engineering. Massachussets Institute of technology. New York: John Wiley & Sons, pp 160-162. 1943.

CULLITY, B.D. **Introduction to Magnetic Materials.** Londres: Addison-Wesley Publishing Company. 1972.

DAHL, J.M. **Ferrous-Base Aerospace Alloys.** Advanced Materials & Processes, pp. 33-36. 2000.

DAVIS, D.P. "**Structural Steels**", in **High Performance Materials in Aerospace**, Chapman & Hall, pp. 151-181. 1995.

DAVUT, K.; GUR, C. H. **Monitoring the microstructural changes during tempering of quenched SAE 5140 steel by magnetic barkhausen noise**. Journal of Nondestructive evaluation, V. 26, p. 107-113, 2007.

DEGARMO, E. P., Black, J T., Kohser, R.A. **Materials and Processes in Manufacturing** (9th ed.), Wiley, p. 793, ISBN 0-471-65653-4. 2003.

DOBMANN, G. **Physical Basics and Industrial Applications of 3MA - Micromagnetic Multiparameter Microstructure and Stress Analysis**. Fraunhofer IZFP, Germany. 2007.

DOBMANN, G., Altpeter, I., Kröning, M., Rabung, M., Szielasko, S. **Micro-magnetic evaluation of micro residual stresses of the IInd and IIIrd order**. NDT&E International 42, p. 283–290, 2009.

GRIDJALBA, F. A. F. **Desenvolvimento de ensaio não destrutivo baseado no ruído magnético barkhausen para caracterização de tensões elásticas e deformações plásticas em aços**. Tese de doutorado. 161p. Escola Politécnica da USP. São Paulo, 2010.

GROSSMANN, M.A., Bain, E.C. **Principles of Heat Treatment**, 5th ed., American Society for Metals, 1964.

GUPTHA, H., Zhang, M., & Parakka, A. P. **Barkhausen Effects in Ground Steels**. Acta Mater , 45 (5), 1997.

GURRUCHAGA, K., Martínez-de-Guerenu, A., Soto, M., Arizti, F. **Magnetic Barkhausen noise for characterization of recovery and recrystallization**. IEEE Transactions on Magnetics 46 (2) (2010), in press.

(<http://www.engineersedge.com/manufacturing/surface-grinding-process.htm>.  
Acessado em 16/11/2011.)

KANKOLENSKI, K P., HUA, S. Z., YANG, D. X., HICHO, G. E., SWARTZENDRUBER, L. J., ZANG, Z. **Non-destructive Evaluation of Mechanical Properties of Magnetic Materials**. MRS SYMPOSIUM, v.591, n. 3, p.157-162. 2000.

KIM, D., Kwon, D. **Quantification of the Barkhausen noise method for the evaluation of time-dependent degradation**. Journal of Magnetism and Magnetic Materials 257, pp. 175–183. 2003.

KRAUSE, T. **Magnetic Barkhausen noise: stress-dependent mechanisms in steel**. IEEE Transactions on Magnetics 32 (5), pp. 4764–4766. 1996.

KRAUSS, G. **Steels: Processing and Principles**. s.l. : ASM International. 2005.



KWUN, H., Burkhardt, G.L. **Nondestructive measurement of stress in ferromagnetic steels using harmonic analysis of induced voltage.** NDT International, Volume 20, Issue 3, Pages 167-171.1987.

LUO, J., Li, M.Q., Liu, Y.G., Sun, H.M. **The deformation behavior in isothermal compression of 300M ultrahigh-strength steel.** Materials Science and Engineering: A, Volume 534, 1, pp. 314-322. 2012.

MARINESCU, J. D., Rowe, W. B., Dimitrov, B., & Inasaki, I. **Tribology of Abrasive Machining Processes.** William Andrew Publishing, 2004.

MARQUES, P .F., Rebello, J. M. A., Bernard, M., Feiste, K. L., Komber, T., Reimche, W., Stegemann, D. **Measuring technique and application of harmonic analysis for nondestructive characterization of nodular cast iron.** CONAEND, 2000.

MARTINS, C.O.D. **Desenvolvimento de Metodologias de Inspeção e Monitoramento de Risers Flexíveis Atráves de Técnicas Micromagnéticas de Análise de Tensões.** Tese de Doutorado. Porto Alegre, RS, Brasil : Programa de Pós- graduação em engenharia de Materiais, Minas e Metalúrgica (PPGEM)-UFRGS. p. 144. 2008

Metallic Materials Properties Development and Standardization, U.S. Department of Transportation, Federal Aviation Agency, DOT/FAA/AR-MMPDS-01, January 2004.

MITRA, A; Jiles, D.C. **Magnetic Barkhausen emissions in as-quenched Fe-Si-B amorphous alloy.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials. V168, p 169-176. 1997.

MOORTHY, V., Shaw, B.A., Evans, J.T. **Evaluation of tempering induced changes in the hardness profile of case-carburised EN36 steel using magnetic Barkhausen noise analysis.** NDT & E International, Volume 36, Issue 1, Pages 43-49. 2003.

MOORTHY, V., Shaw, B.A., Mountford, P., Hopkins, P. **Magnetic Barkhausen emission technique for evaluation of residual stress alteration by grinding in case-carburised En36 steel.** Acta Materialia, Volume 53, Issue 19, Pages 4997-5006. 2005.

MOORTHY, V., Vaidyanathan, S., Jayakumar, T., Raj, B. **Microstructural characterization of quenched and tempered 0.2% carbon steel using magnetic Barkhausen noise analysis.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials. Vol.171, pages 179–189. 1997.

MOORTHY, V; Vaidyanathan, S, Jayakumar, T., Raj, B. **Microstructural characterization of quenched and tempered 0.2% carbon steel using magnetic Barkhausen noise analysis.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials. V. 171, pp 179-189, 1997.

PALA, J., Stupakov, O., Bydzovsky, J., Tomas, I., Novak, O. **Magnetic behaviour of low-carbon steel in parallel and perpendicular directions to tensile deformation.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials 310 pp. 57–62. 2007,

PARKER, E.R. **Metallurgical Transactions**, 8A, pp. 1025. 1977.

PEREZ-BENITEZ, J.A. **A study of plastic deformation around the magnetic Barkhausen noise in ASTM 36 steel.** Ndt & International, v. 41, n.1, p. 53-58, 2008.

SILVA JUNIOR, S.F. **Determinação de tensões em materiais estruturais pelo ensaio magnetoelástico.** São Paulo. 243 p. Tese de Doutorado. Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares. Autarquia associada à Universidade de São Paulo. 2005.

SMITH, W.F. "**Alloy Steels**", in **Structure and Properties of Engineering Alloys**, McGraw- Hill, Inc., 2nd edition, pp. 125-173. 1995

SUVI, S.A., Minnamari V., Aki S., JYRKI, L., Mari, L., Kauko, L., Toivo, L. **Development of Barkhausen noise calibration blocks for reliable grinding burn detection.** Journal of Materials Processing Technology, Volume 212, p. 408-416, 2012.

TOKIMATSU, R. C. **Influência dos parâmetros microestruturais e procedimentos de ensaio, no comportamento mecânico de um aço de ultra-alta resistência e baixa liga.** Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, UNICAMP, 440 p. Tese de doutorado. 1995.

TORRES, M.A.S., Voorwald, H.J.C. **An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel**, International Journal of Fatigue, Volume 24, Issue 8, August 2002.

TOTTEN, G.E., Narazaki, M., Blackwood, R.R., Jarvis, L.M. **Factors Relating to Heat Treating Operations**, in ASM Handbook Vol. 11: Failure Analysis and Prevention, ASM International, 2002.

VOORT, V. G. **Metallography - Principles and Practice.** s.l. : ASM International, 1999.

WOJTAS, A.S., L. Suominen; B.A Shaw, J.T. Evans. **Detection of Thermal Damage IN Steel Components After Grinding Using the Magnetic Barkhausen Noise Method.**NDT. Vol.3. 1998

YAMAURA, S., Furuya, Y., Watanabe, T. **The effect of grain boundary microstructure on Barkhausen noise in ferromagnetic materials.** Acta Materialia 49, Pages 3019–3027. 2001.

## ANEXO I: Resultados obtidos da matriz experimental aplicada à zona C.

