



UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

MATHEUS PASSOS SARMENTO SANTOS

**Utilização da Técnica de Medição Do Ruído  
Magnético de Barkhausen no Monitoramento da  
Dureza e da Transformação Martensítica Gerada  
no Processo de Têmpera do Aço 22MnB5**

CAMPINAS

2024

MATHEUS PASSOS SARMENTO SANTOS

**Utilização da Técnica de Medição do Ruído  
Magnético de Barkhausen no Monitoramento da  
Dureza e da Transformação Martensítica Gerada  
no Processo de Têmpera do Aço 22MnB5**

Dissertação de Mestrado apresentada à Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas como parte dos requisitos exigidos para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, na área de Mecânica dos Sólidos e Projeto Mecânico.

Orientador: Prof. Dr. Freddy Armando Franco Grijalba

Este exemplar corresponde à versão final da dissertação defendida pelo aluno Matheus Passos Sarmiento Santos e orientado pelo Prof. Dr. Freddy Armando Franco Grijalba.

CAMPINAS

2024

# FICHA CATALOGRÁFICA

Universidade Estadual de Campinas  
Biblioteca da Área de Engenharia e Arquitetura  
Rose Meire da Silva - CRB 8/5974

Santos, Matheus Passos Sarmiento, 1994-  
Sa59u Utilização da técnica de medição do ruído magnético de Barkhausen no monitoramento da dureza e da transformação martensítica gerada no processo de têmpera do aço 22MnB5 / Matheus Passos Sarmiento Santos. – Campinas, SP : [s.n.], 2024.

Orientador: Freddy Franco Armando Grijalba.  
Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Barkhausen, Efeito de. 2. Aços de alta resistência. 3. Aço - Têmpera. 4. Martensita. I. Grijalba, Freddy Armando Franco, 1976-. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

## Informações Complementares

**Título em outro idioma:** Utilization of the Barkhausen noise measurement technique in monitoring hardness and martensitic transformation generated in the quenching process of 22MnB5 steel

**Palavras-chave em inglês:**

Barkhausen effect

High strength steels

Steel - Quenching

Martensite

**Área de concentração:** Mecânica dos Sólidos e Projeto Mecânico

**Títuloção:** Mestre em Engenharia Mecânica

**Banca examinadora:**

Freddy Franco Armando Grijalba [Orientador] Paula

Fernanda da Silva Farina

Marcos Flávio de Campos

**Data de defesa:** 29-02-2024

**Programa de Pós-Graduação:** Engenharia Mecânica

**Identificação e informações acadêmicas do(a) aluno(a)**

- ORCID do autor: <https://orcid.org/0009-0009-4877-1211>

- Currículo Lattes do autor: <https://lattes.cnpq.br/1262072634834486>

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO

**Utilização da Técnica de Medição do Ruído  
Magnético de Barkhausen no Monitoramento da  
Dureza e da Transformação Martensítica Gerada  
no Processo de Têmpera do Aço 22MnB5**

Autor: Matheus Passos Sarmiento Santos

Orientador: Prof. Dr. Freddy Armando Franco Grijalba

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

**Prof. Dr. Freddy Armando Franco Grijalba, Presidente**  
**UNICAMP / FEM / Campinas-SP**

**Profa. Dra. Paula Fernanda da Silva Farina**  
**UNICAMP / FEM / Campinas-SP**

**Prof. Dr. Marcos Flávio de Campos**  
**Universidade Federal Fluminense / Niterói-RJ**

A Ata de Defesa com as respectivas assinaturas dos membros encontra-se no SIGA/Sistema de Fluxo de Dissertação/Tese e na Secretaria do Programa da Unidade.

Campinas, 29 de fevereiro de 2024.

## **DEDICATÓRIA**

Dedico este trabalho a todas as pessoas que contribuíram com o meu crescimento intelectual e pessoal e me auxiliaram de alguma forma durante esse todo o período de trabalho, em especial aos meus familiares e namorada que sempre me apoiaram de forma incondicional.

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço primeiramente à Deus, pois sei que em todos os momentos ele esteve presente me auxiliando a superar todas as dificuldades.

Agradeço a toda a minha família, em especial aos meus pais, José Renato e Vera Lúcia e minha irmã, Laryssa Passos, por todo suporte incondicional.

Agradeço a minha namorada Lays Farias por toda a assistência emocional e por estar presente em todos os momentos de dificuldade.

Ao meu orientador, Professor Dr. Freddy Armando Franco Grijalba, pela oportunidade de desenvolver o meu mestrado, assim como por sanar todas as minhas dúvidas durante esse período e me auxiliar no desenvolvimento desse projeto.

Ao colega de pesquisa, Bruno, por me ajudar durante todas as medições das amostras e pelo companheirismo durante esses anos.

A Professora Dr. Paula Farina, pela oportunidade de atuar em um projeto do Rota 2030 e por tirar minhas dúvidas relacionadas à área de materiais.

Aos companheiros Rodrigo, Rafael, Gabriela e Emilcio por toda ajuda com os experimentos e esclarecimentos prestados.

A FUNDEP e a FUNCAMP pelo incentivo financeiro de inovação dentro do projeto.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de Financiamento 001.

“Existem muitas hipóteses em ciência que estão erradas. Isso é perfeitamente aceitável, elas são a abertura para achar as que estão certas”.

---

(Carl Sagan)

## RESUMO

A crescente demanda da indústria automotiva em criar peças com elevada resistência mecânica e tenacidade para garantir bons resultados em testes de impacto e para, ao mesmo tempo, promover a redução de peso dos veículos aliado com redução de emissão de gases nocivos ao ambiente, fez com que os aços de ultra alta resistência surgissem como uma alternativa para resolução desses problemas. Entre eles o aço ao boro 22MnB5 se destaca em processos de estampagem a quente para fabricação de peças por ter a capacidade de variar seu limite de resistência a tração de 600MPa para 1500MPa após tratamento térmico, através da obtenção de uma estrutura majoritariamente formada por martensita. Em processos de fabricação com aços de alta resistência é preciso realizar o controle das propriedades mecânicas e da transformação martensítica. Atualmente essa etapa de avaliação do material é feita com o uso de ensaios destrutivos, portanto a técnica do ruído magnético de Barkhausen surge como uma alternativa para realização desse estudo. O desenvolvimento desse trabalho visa avaliar a potencialidade do ensaio não destrutivo de Barkhausen para detectar a transformação martensítica e diferentes níveis de dureza no aço 22MnB5 após tratamentos térmicos. Com esse objetivo, foram realizados experimentos de têmpera com diferentes condições de resfriamento, considerando amostras de aço 22MnB5 com e sem o revestimento de alumínio-silício. Essas amostras foram examinadas posteriormente por ensaios de dureza Vickers, microscopia ótica e eletrônica e medição do ruído magnético. Observando os envelopes dos sinais, foi possível identificar padrões de variação na posição de pico do envelope e na morfologia do pico de acordo com os diferentes meios de resfriamento empregados, fases presentes e nível de refinamento da martensita. Além disso, foi possível identificar a influência da presença do revestimento após têmpera na morfologia do sinal pela formação de uma camada de interface com o aço, que foi estabilizada durante o aquecimento. O ruído magnético de Barkhausen comprovou ser eficaz como um ensaio não destrutivo para detectar algumas fases presentes no aço 22MnB5, pois possibilitou avaliar claramente a mudança entre uma microestrutura formada por bainita e por martensita. Esse ensaio também foi capaz de identificar claramente a camada de interface formada durante o processo de aquecimento do aço com o revestimento de alumínio-silício.

**Palavras-Chave:** Ruído Magnético de Barkhausen; 22MnB5; Aços de alta resistência; Têmpera; Martensita.

## ABSTRACT

The increasing demand in the automotive industry for parts with high mechanical resistance to meet stringent crash test requirements, coupled with the imperative to reduce vehicle weight and minimize emissions of environmentally harmful gases, has driven the emergence of ultra-high resistance steels as a solution to these challenges. Among them, 22MnB5 boron steel stands out in hot stamping processes for part manufacturing, as it can vary its tensile strength limit from 600MPa to 1500MPa after heat treatment, primarily due to the formation of a microstructure mainly composed of martensite. In manufacturing processes with high-strength steels, the evaluation of mechanical properties and martensitic transformation is crucial. Currently, this control relies on destructive tests, therefore, the Barkhausen magnetic noise technique presents itself as an alternative method for conducting this study. The development of this work aims to assess the potential of Barkhausen's non-destructive test to detect martensitic transformation and different levels of hardness in 22MnB5 steel after heat treatments. To achieve this goal, quenching experiments were conducted under varied cooling regiments on samples of 22MnB5 steel with and without a silicon aluminum coating. Subsequent examinations involved Vickers hardness tests, optical and electron microscopy examinations, alongside magnetic noise measurements. Upon examining the signal envelopes, it was feasible to discern patterns of variation in the peak position and morphology of the envelope concerning the different cooling media employed, present phases, and martensite refinement level. Furthermore, the influence of the coating's presence post-quenching on the signal morphology was identifiable due to the formation of an interface layer with the steel, which became stabilized during heating. Barkhausen magnetic noise proved effective as a non-destructive test to detect some phases present in 22MnB5 steel, as it allowed for a clear assessment of the transition between a microstructure composed of bainite and martensite. This test was also adept at clearly identifying the interface layer formed during the heating process of the steel with the aluminum-silicon coating.

**Key Words:** Barkhausen Magnetic Noise; 22MnB5; High-strength steels; Quenching; Martensite.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1: Componentes estruturais fabricados por estampagem a quente. Fonte: Traduzido de (MACEK, 2007) .....	20
Figura 2: Cadeia de processo básico para estampagem a quente direta. Fonte: Adaptado e traduzido de (KARBASIAN; TEKKAYA, 2010).....	21
Figura 3: Típico sinal do ruído de Barkhausen com envelope RMS. BNA representa a amplitude máxima do envelope e Hpeak o campo magnético correspondente. Fonte: (KLEBER et al., 2004a).....	22
Figura 4: Microscopia óptica do aço 22MnB5 conforme recebido e microdureza (HV 0,5 Kg) nas diferentes condições de fabricação (a) Laminado a frio (b) Recozimento subcrítico contínuo (c) Recozimento intercrítico contínuo (d) Recozimento subcrítico descontínuo. Fonte: (JÄRVINEN et al., 2016a).....	25
Figura 5: Limite de grão de austenita primário (PAGB) de aço 22MnB5-1mm após austenização a a) 900°C, 15min e b) 950°C, 10min. Fonte: (NADERI, 2007).....	26
Figura 6: Propriedades mecânicas do aço 22MnB5 e diagrama TTT. Fonte: Traduzido de (GARCIA ARANDA et al., 2002).....	26
Figura 7: Microestruturas obtidas após resfriamento de 40% de deformação plástica a quente com uma taxa de: (a) 60°C/s, (b) 24°C/s, (c) 12°C/s, (d) 10°C/s, (e) 6°C/s, (f) 3°C/s, (g) 1,5°C/s, (h) 0,7°C/s, (i) 0,4°C/s. Nesta figura, a ferrita apareceu como branca, a bainita apareceu como cinza claro e martensita cinza para ripas pretas. Fonte: (NIKRAVESH; NADERI; AKBARI, 2012).....	27
Figura 8: Micrografia de um revestimento aluminizado por microscopia eletrônica de varredura de um corte transversal (MEV). Fonte: (FAN; DE COOMAN, 2012).....	29
Figura 9: Zona de austenitização para têmpera no diagrama Fe-C e transformação de fases com o aumento de temperatura. Fonte: (GERDAU, 2017).....	30
Figura 10: Exemplo de um gráfico de transformação em resfriamento contínuo e de uma curva (vermelha) para têmpera. Fonte: (GERDAU, 2017).....	31
Figura 11: Estágios durante um processo de resfriamento e mudança da taxa. Fonte: (CANALE, 2016) .....	33
Figura 12: Agulhas de martensita em um aço AISI304. Fonte: (MÜLLER-BOLLENHAGEN; ZIMMERMANN; CHRIST, 2010).....	34

Figura 13: Esquema do diagrama de energia livre da transformação martensítica induzida por deformação. Fonte: (SHIN; HA; CHANG, 2001).....	35
Figura 14: Campo magnético de um ímã e linhas de campo. Fonte: (CULLITY, 1972).....	36
Figura 15: Curva de magnetização para materiais ferromagnéticos, paramagnéticos e diamagnéticos. Fonte: (CACERES, 2018). .....	37
Figura 16: Domínios magnéticos e paredes de domínio. Fonte: (MORGAN, 2013).....	38
Figura 17: Gráfico de densidade de fluxo (B) em função do campo magnético intensidade (H) em um material ferromagnético. Saltos de magnetização são mostradas na inserção. Fonte: (MASCAREÑAS; LOCKHART; LIENERT, 2018).....	39
Figura 18: Laço de histerese magnética gerado durante a magnetização de um material. Fonte: (MORGAN, 2013).....	40
Figura 19: Exemplo do experimento realizado por Henrich Barkhausen com uso de um amplificador, ímãs e autofalante. Fonte: (GRIJALBA, 2010). .....	41
Figura 20: Evento do ruído magnético de Barkhausen e a curva de histerese associada. Fonte: (GRIJALBA, 2010). .....	41
Figura 21: Sensor utilizado para a obtenção do sinal de Barkhausen e direcionamento do fluxo magnético em relação à peça. Fonte: (CACERES, 2018). .....	42
Figura 22: Esquema completo do sistema de medição utilizado para geração e captura dos sinais RMB. Fonte: (CACERES, 2018). .....	43
Figura 23: Sinal resposta típico do ruído magnético em relação ao campo de excitação aplicado. Fonte: (MORGAN, 2013).....	43
Figura 24: Envolvente de um pulso do sinal de RMB e parâmetros comumente analisados. Fonte: (CACERES, 2018). .....	45
Figura 25: Sinal do ruído de Barkhausen para o aço B (0,34% wt C) e C (0,48% wt C) em função da temperatura intercrítica de recozimento. Fonte: (KLEBER et al., 2004a).....	46
Figura 26: Correlação entre o valor RMS de Barkhausen, a fração volumétrica de martensita e dureza em amostras de aço AISI 8620. Fonte: (KAPLAN; GÜR; ERDOGAN, 2007)..	47
Figura 27: Comparação entre a medição de um sinal RMB de um aço formado por martensita e por outro formado essencialmente de ferrita-perlita. Fonte: (HONKANEN et al., 2021). .....	48
Figura 28: Tensão RMB em função do tamanho de grão. Fonte: (YAMAURA; FURUYA; WATANABE, 2001). .....	48
Figura 29: Avaliação do efeito de precipitados no RMB (a) Relação entre a distância de precipitados e a largura de pulso RMB para cada campo de excitação (b) Correlação entre	

razão da distância entre os precipitados com a largura de pulso RMB e o campo de excitação. Fonte: Adaptado de (INAGUMA; SAKAMOTO; HASEGAWA, 2012).	49
Figura 30: Perfis RMB mostrando o efeito do aumento da descarbonetação da superfície. O número ao lado da curva indica a metade da profundidade da camada de descarbonetação. Fonte: (BLAOW; EVANS; SHAW, 2005)	49
Figura 31: Superfície de uma amostra de aço 22MnB5 após polimento. Fonte: Autoria própria.	51
Figura 32: Micrografia com ataque de Nital 2% revelando contornos de grão e as fases presentes no material. Fonte: Autoria própria.	52
Figura 33: Micrografia realizada com MEV para avaliação das fases presentes em um aço 22MnB5 com ataque nital 2%. Fonte: Autoria própria.	53
Figura 34: Representação do valor de dureza. Fonte: Adaptado de ABNT (2019a).	54
Figura 35: Defeitos de impressão em ensaio de dureza Vickers. Fonte: (COZACIUC; SILVA; TOGNI, [s.d.]).	55
Figura 36: Fluxograma das etapas do planejamento experimental.	57
Figura 37: Chapas de aço 22MnB5 como recebidas revestidas com Al-Si.	57
Figura 38: Nomenclatura para a classificação das amostras.	58
Figura 39: Gráfico informativo do processo de têmpera com o tempo total de aquecimento.	59
Figura 40: Planejamento do processo de medição RMB.	61
Figura 41: Sensor RMB e seus componentes. Fonte: Autoria própria.	62
Figura 42: Sistema completo de medição do RMB.	63
Figura 43: Dois ciclos completos de magnetização com 4 “burst” de RMB em relação a corrente do campo magnetizante e os devidos envelopes. Fonte: Autoria própria.	63
Figura 44: Interface do <i>Software</i> LabVIEW®. Em (a) o programa para aquisição do sinal RMB ;(b) o programa para geração de tensão para excitação magnética.	64
Figura 45: Pontos de medição RMB para verificar homogeneização. Fonte: Autoria própria.	65
Figura 46: Pontos de medição RMB para amostras temperadas. Fonte: Autoria própria.	65
Figura 47: Imagem de microscopia ótica do aço 22MnB5 como recebido (500x). F: Ferrita; P: Perlita. Fonte: Autoria própria.	68
Figura 48: Sinal RMB da chapa com revestimento (Sensor 0° e 90°). Fonte: Autoria própria.	69
Figura 49: Sinal RMB da chapa sem revestimento (Sensor 0° e 90°). Fonte: Autoria própria	69
Figura 50: Estudo da Homogeneidade das amostras com resfriamento em óleo com revestimento (Óleo.R.A.1) (a) Sensor 0° (b) Sensor 90°. Fonte: Autoria própria.	70

Figura 51: Estudo da Homogeneidade da amostra após resfriamento em água sem revestimento (Água.2) (a) Sensor 0° (b) Sensor 90°. Fonte: Autoria própria.....	71
Figura 52: Microestrutura das amostras resfriadas em todas as condições com revestimento, com ataque de Nital 2% e aumento de 500x. Fonte: Autoria própria. ....	73
Figura 53: Microestrutura das amostras resfriadas nas diversas condições sem revestimento, com ataque de Nital 2% e aumento de 500x. Fonte: Autoria própria. ....	74
Figura 54: Amostra resfriada ao ar (Ar.R.1) (a) Aumento de 500x (b) Aumento de 1500x. BS: Bainita superior; BI: Bainita inferior.....	75
Figura 55: Microestrutura da amostra com revestimento resfriada em óleo (Óleo.R.1) com aumento de 1500x. M: Martensita; C: Carbonetos. Fonte: Autoria própria.....	76
Figura 56: Microestrutura da amostra com revestimento resfriada em salmoura com agitação (Salmoura.R.A.1) com aumento de 1500x. M: Martensita. Fonte: Autoria própria. ....	77
Figura 57: Envelope das amostras com revestimento em todas as condições de resfriamento, com medições com sensor (a) 0° (b) 90°. Fonte: Autoria própria.....	78
Figura 58: Envelope das amostras resfriadas com revestimento em repetição, com medições com sensor (a) 0° (b) 90°. Fonte: Autoria própria.....	79
Figura 59: Envelope das amostras sem revestimento, em todas as condições de resfriamento, com medições com sensor (a) 0° (b) 90°. Fonte: Autoria própria.....	81
Figura 60: Envelope das repetições das amostras sem revestimento, em todas as condições de resfriamento, com medições com sensor (a) 0° (b) 90°. Fonte: Autoria própria.....	82
Figura 61: Efeito do revestimento no envelope do sinal RMB (a) Amostra Óleo.R.2 com sensor a 90° (b) Amostras Salmoura.R.A.2 com sensor a 0°. Fonte: Autoria própria.....	84
Figura 62: Revestimento de Al-Si-Fe após têmpera com surgimento da camada de interface de ferro alfa (Aumento de 1000x). Fonte: Autoria própria. ....	85
Figura 63: MEV da camada de interface entre o revestimento e o aço. Fonte: Autoria própria. ....	85
Figura 64: Relação da severidade de têmpera com o valor de dureza em Vickers. (Amostras com revestimento). Fonte: Autoria própria. ....	86
Figura 65: Relação da severidade de têmpera com o valor de dureza em Vickers (Amostras sem revestimento). Fonte: Autoria própria. ....	87
Figura 66: Relação da dureza com a posição de pico RMB nas amostras com revestimento (a) Resfriamento Ar (bainita) (b) Resfriamento a partir do óleo (martensita). Fonte: Autoria própria.....	88

Figura 67: Relação da dureza com a posição de pico RMB nas amostras sem revestimento (a) Resfriamento Ar (bainita) (b) Resfriamento a partir do óleo (martensita). Fonte: Autoria própria..... 89

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição química usual do aço 22MnB5 (porcentagem de massa, %). Fonte: Adaptado de (NIKRAVESH; NADERI; AKBARI, 2012) .....	24
Tabela 2: Severidade de tempera de diferentes meios de resfriamento comparados com a água. Fonte: Adaptado de (COLPAERT; DA COSTA, 2008). .....	32
Tabela 3: Tabela de associação dos grupos de amostras com meios de resfriamento.....	59
Tabela 4: Parâmetros de corrente e frequência dos campos magnéticos de excitação utilizados para medição.....	66
Tabela 5: Análise numérica da amplitude e posição do Segundo pico com a severidade do processo de têmpera de todas as amostras com revestimento (a) Sensor 0° (b) Sensor 90°. Fonte: Autoria própria. ....	80

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

HSS	High strenght steels
UHSS	Ultra-high strenght steels
CCC	Cúbica de corpo centrado
CFC	Cúbica de face centrada
TCC	Tetragonal de corpo centrado
MO	Microscopia óptica
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
RMB	Ruído Magnético de Barkhausen
MPa	Mega-pascal
SI	Sistema internacional de medida
HV	Dureza Vickers
Kgf	Kilograma força
Al-Si	Revestimento de alumínio-silício
A/D	Analógico/Digital

## LISTA DE SÍMBOLOS

$\gamma$	Austenita
$\alpha'$	Martensita Alfa
$\alpha$	Ferrita
G	Energia Livre
$\Delta G_{\text{crit}}$	Variação de energia livre para início de formação espontânea de martensita
$\Delta G_{\text{ch}}$	Variação de energia livre em determinada temperatura
$T_0$	Temperatura inicial
$M_s$	Temperatura para início de formação espontânea de martensita
$M_d$	Temperatura máxima para formação de martensita induzida por deformação
$\mu_r, \mu$	Permeabilidade Magnética
B	Campo magnético induzido
H	Campo magnético de excitação
$B_{\text{máx}}$	Indução máxima de campo
$H_{\text{máx}}$	Campo de excitação máximo
RMS	“Root Mean Square” ou Valor eficaz
$\text{RMS}_{\text{RMB}}$	Valor eficaz do Ruído Magnético de Barkhausen
$V_i$	Valor de voltagem em um determinado momento
$V_m$	Valor médio do sinal
$\Delta t$	Intervalo de tempo
$S(f)$	Densidade espectral de potência
$R(\tau)$	Função de autocorrelação
$V_{\text{RMS}}$	Valor eficaz de tensão

# SUMÁRIO

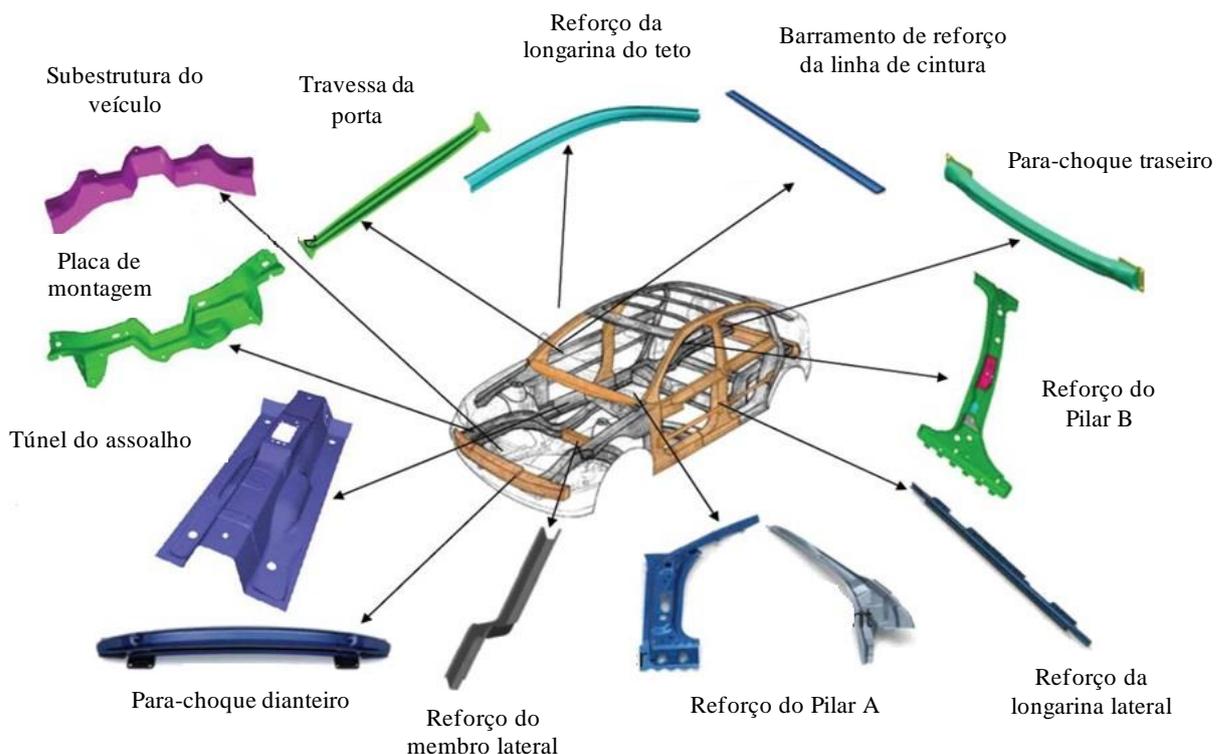
<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>20</b>
1.1	Objetivo geral.....	22
1.2	Objetivos específicos .....	23
1.3	Descrição do trabalho.....	23
<b>2</b>	<b>REVISÃO DA LITERATURA .....</b>	<b>24</b>
2.1	Aço 22MnB5.....	24
2.1.1	Microestrutura e propriedades mecânicas.....	25
2.1.2	Efeito dos elementos de liga.....	27
2.1.3	Revestimento Alumínio – Silício (Al-Si) .....	28
2.2	Tratamento térmico dos aços .....	29
2.2.1	Têmpera.....	30
2.2.2	Meios de têmpera e Severidade do processo de têmpera .....	31
<b>3</b>	<b>METODOLOGIA .....</b>	<b>56</b>
3.1	Planejamento Experimental .....	56
3.2	Preparação e categorização das amostras.....	57
3.3	Tratamentos térmicos de têmpera .....	58
3.4	Medição do RMB e análise dos sinais .....	60
3.4.1	Equipamento de medição do RMB.....	61
3.4.2	Posições e parâmetros das medições do RMB nas amostras.....	64
3.5	Microscopia ótica e Microscopia eletrônica de varredura .....	66
3.6	Ensaio de dureza Vickers .....	67
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>68</b>
4.1	Análise da chapa de 22MnB5 como recebida.....	68
4.1.1	Microestrutura e dureza .....	68
4.1.2	Sinal RMB da chapa de 22MnB5 .....	68
4.2	Verificação de homogeneidade das amostras após têmpera.....	70
4.3	Caracterização microestrutural das metalografias .....	71
4.3.1	Caracterização por microscopia ótica.....	71
4.3.2	Caracterização por microscopia eletrônica de varredura .....	75

4.3.2.1	MEV da Bainita formada após resfriamento ao ar.....	75
4.4	Análise do RMB nas amostras com revestimento após têmpera.....	77
4.5	Análise RMB das amostras sem revestimento após têmpera.....	80
4.6	Efeito do Revestimento de Al-Si no sinal de RMB.....	83
4.7	Medições de Dureza.....	85
4.8	Comparação da Dureza com o sinal RMB.....	87
4.9	Avaliação do comportamento dos picos RMB das amostras tratadas.....	89
4.9.1	Comportamento do pico martensítico RMB em amostras com revestimento.....	90
4.9.2	Comportamento do pico nas amostras sem revestimento.....	91
<b>5</b>	<b>CONCLUSÕES.....</b>	<b>93</b>
<b>6</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHO FUTUROS.....</b>	<b>94</b>
	<b>REFERÊNCIAS.....</b>	<b>95</b>

# 1 INTRODUÇÃO

A indústria automobilística nas últimas décadas tem apresentado uma demanda crescente na redução do peso dos veículos, melhoria dos requisitos de segurança e aumento da resistência ao impacto para a preservação da vida (ÅKERSTRÖM, 2006; KARBASIAN; TEKKAYA, 2010; MERKLEIN et al., 2016; NADERI, 2007; VENTURATO et al., 2017). Além disso, o dióxido de carbono (CO<sub>2</sub>) emitido pelos automóveis, que é uma das causas do aquecimento global, tornou-se uma preocupação e a redução do consumo de combustível com a diminuição do peso dos veículos transformou-se em uma necessidade (FUNAKAWA; NAGATAKI, 2019).

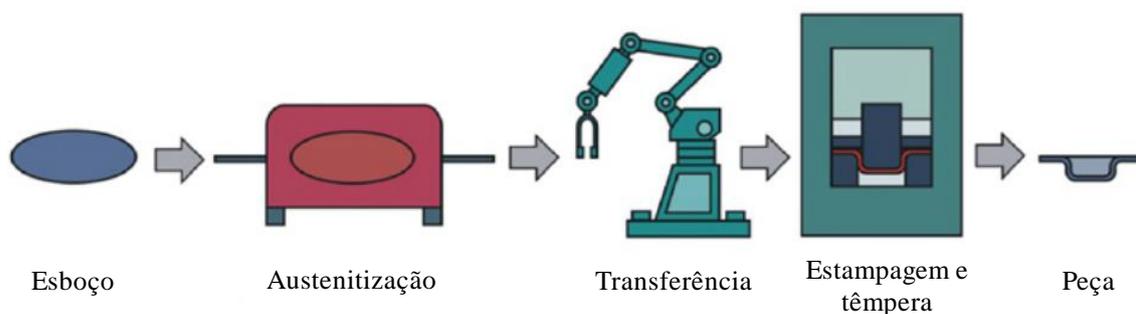
A indústria visando atender tais demandas de mercado passou a utilizar cada vez mais os aços de alta resistência e aços de altíssima resistência, também conhecidos como, “high strength steels” (HSS) e “ultra-high strength steels” (UHSS) que combinam muito bem as propriedades de resistência mecânica com baixa densidade, redução de dimensões e redução de peso, para a fabricação de diversos componentes estruturais dos automóveis (Figura 1), assim como passou a fazer uso de novos processos de conformação em altas temperaturas (VENTURATO et al., 2017).



**Figura 1:** Componentes estruturais fabricados por estampagem a quente. Fonte: Traduzido de (MACEK, 2007)

O processo de conformação mecânica por estampagem a quente de aços de alta resistência é normalmente composto pelo aquecimento do material a temperaturas entre 900 °C e 950 °C em um forno para austenitização, com subsequente transferência para o maquinário com matrizes de estampagem, onde ocorre o processo de conformação da peça em conjunto com o procedimento de têmpera para transformação da austenita para martensita (Figura 2).

Nesse processo de fabricação um dos aços mais utilizados é o aço ao boro 22MnB5 por apresentar elevada capacidade de conformabilidade juntamente com níveis de dureza aceitáveis para o processo, sendo que após a estampagem esse aço pode alcançar valores de resistência a tração em torno de 1500MPa (ZHU et al., 2014).

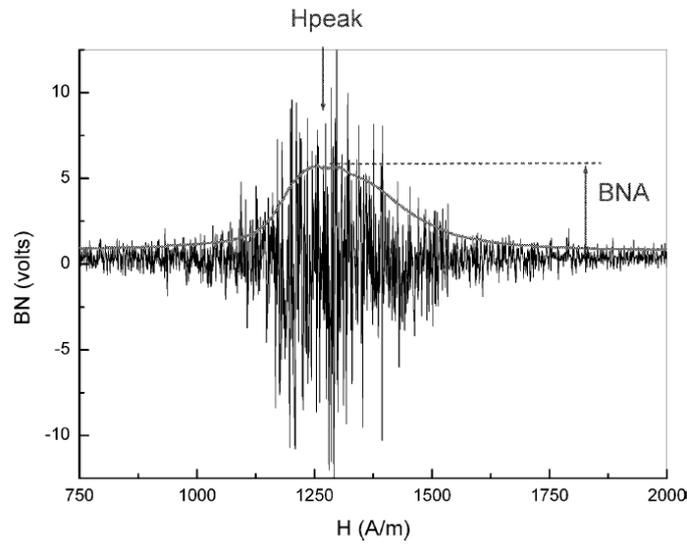


**Figura 2:** Cadeia de processo básico para estampagem a quente direta. Fonte: Adaptado e traduzido de (KARBASIAN; TEKKAYA, 2010).

Esse processo de fabricação em combinação com o uso de aços ao boro, além de produzir peças com excelentes propriedades mecânicas para sua aplicação, ainda apresenta vantagens pela capacidade do produto de ter geometrias complexas, tolerâncias dimensionais aceitáveis, boa soldabilidade e não sofrer o efeito de “spring back”, que seria um retorno dimensional após conformação (NADERI, 2007).

O aço 22MnB5 ao ser resfriado durante processo de estampagem a quente, modifica sua microestrutura, como já foi explanado acima, passando de uma etapa com microestrutura completamente austenítica ( $\gamma$ ), que apresenta estrutura cristalina CFC (cúbica de face centrada) e paramagnética, para uma microestrutura completamente martensítica ( $\alpha'$ ), com estrutura cristalina TCC (tetragonal de corpo centrado) e ferromagnética. Para corroborar com o processo de fabricação e garantir que a estrutura seja a esperada, ensaios destrutivos são realizados para criar um controle de qualidade das peças produzidas. Entretanto, esses ensaios promovem mudanças irreversíveis no material e o tornam inapto para uso. Pretendendo sanar esse problema, os ensaios não destrutivos tornam-se uma boa alternativa para auxiliar no controle da microestrutura na produção, por não necessitarem de preparação prévia do material e não

promoverem qualquer modificação permanente no material a ser estudado. Entre estes ensaios, a técnica magnética de Barkhausen surge como opção para controle microestrutural, já que as fases presentes após estampagem a quente são fases ferromagnéticas, as quais podem gerar alterações nas características do sinal medido (Figura 3). O sinal de Barkhausen pode ser fortemente influenciado pela quantidade de martensita presente na peça, mesmo com a possibilidade de presença de outras fases magnéticas.



**Figura 3:** Típico sinal do ruído de Barkhausen com envelope RMS. BNA representa a amplitude máxima do envelope e Hpeak o campo magnético correspondente. Fonte: (KLEBER et al., 2004a).

O respaldo positivo de tais processos de fabricação e de técnicas de avaliação de peças de aço de elevada resistência incentiva o parque industrial brasileiro a investir em projetos para desenvolvimento dessa tecnologia em universidades brasileiras em conjunto com empresas privadas. Entre estes projetos, encontra-se o projeto da Rota 2030, “Nacionalização de matrizes de aço ferramenta para estampagem a quente de peças para o segmento automotivo” financiado pelo Fundação de desenvolvimento da pesquisa (FUNDEP), que visa promover a fabricação de matrizes para estampagem a quente em solo brasileiro, e, ao mesmo tempo, promover o desenvolvimento de estudos voltados para aços como o 22MnB5.

### 1.1 Objetivo geral

Este trabalho visa avaliar a potencialidade da aplicação do ensaio não destrutivo magnético de Barkhausen na detecção de níveis de dureza e transformação martensítica em peças de aço 22MnB5 submetidas a tratamentos térmicos de têmpera com diferentes taxas de

resfriamento, com o intuito de auxiliar no procedimento de controle da qualidade e monitoramento das características desse material após estampagem a quente.

## 1.2 Objetivos específicos

- Realizar tratamentos térmicos de têmpera em amostras extraídas da chapa de 22MnB5 que gerem diferentes níveis de dureza e de transformação martensítica.
- Realizar medições de dureza nas amostras temperadas.
- Realizar análises qualitativas da fase martensítica gerada nas amostras temperadas.
- Determinar parâmetros de medição do RMB (amplitude e frequência de campo magnético aplicado) que gerem um nível de sensibilidade adequado na medição de dureza e quantificação da martensita.
- Calcular parâmetros de análise do sinal de RMB que apresentem uma adequada sensibilidade na medição de dureza e quantificação da martensita.
- Correlacionar os resultados do RMB com os níveis de dureza e porcentagens de transformação martensítica gerados no conjunto de amostras estudado.

## 1.3 Descrição do trabalho

O trabalho foi dividido em cinco capítulos para facilitar a compreensão do tema, sendo o primeiro capítulo uma breve introdução ao assunto abordado, com exposição do objetivo a ser atingido. No segundo capítulo é apresentada uma breve revisão da literatura para que fossem abordados os fundamentos teóricos que envolvem toda essa pesquisa como: aço 22MnB5, transformação martensítica, tratamentos térmicos, conceitos de magnetismo, ensaio do ruído magnético de Barkhausen (RMB), a análise de sinais, microscopia óptica e ensaio de dureza. Já o terceiro capítulo apresenta a metodologia aplicada para desenvolvimento da pesquisa, indicando como foi feito o planejamento dos experimentos e o tratamento das amostras. No quarto capítulo é apresentado os resultados pertinentes conforme o objetivo do estudo e no quinto e último capítulo todas as possíveis conclusões obtidas após o trabalho realizado.

## 2 REVISÃO DA LITERATURA

Nesse capítulo será feita uma breve fundamentação teórica dos temas pertinentes a esse trabalho e que auxiliarão na compreensão da utilização do ensaio não destrutivo de Barkhausen para avaliar os dados obtidos após processos de têmpera devido à formação de martensita. Dessa forma serão abordados conceitos sobre o aço 22MnB5 e posteriormente haverá uma explicação sobre os tratamentos térmicos de têmpera e transformação martensítica. Em seguida, o enfoque foi dado a conceitos básicos de magnetismo e à técnica de Ruído Magnético ou RMB, seguido de conceitos de microscopia e ensaios de dureza.

### 2.1 Aço 22MnB5

O aço de classificação 22MnB5 é um dos mais utilizados atualmente por indústrias em processos de estampagem a quente e pertence ao grupo de aços de alta resistência mecânica, também conhecidos como “high strength steels”. Ele possui elevada temperabilidade e capacidade produzir uma microestrutura completamente formada por martensita nestes processos de estampagem, podendo assim obter limite de escoamento em torno de 1000 MPa e tensão máxima de 1500 MPa. Comercialmente ele é conhecido por diferentes nomes como Usibor 1500 e BTR165 (NIKRAVESH; NADERI; AKBARI, 2012).

O aço 22MnB5 é um aço de baixo carbono com concentração em torno de 0,2%, com adição de alguns elementos de liga que favorecem a obtenção das suas características. Dentre estes elementos, os que se destacam são o boro e o manganês por influenciar mais drasticamente as propriedades mecânicas. Um exemplo de composição química deste aço pode ser visto na tabela 1.

**Tabela 1:** Composição química usual do aço 22MnB5 (porcentagem de massa, %). Fonte: Adaptado de (NIKRAVESH; NADERI; AKBARI, 2012).

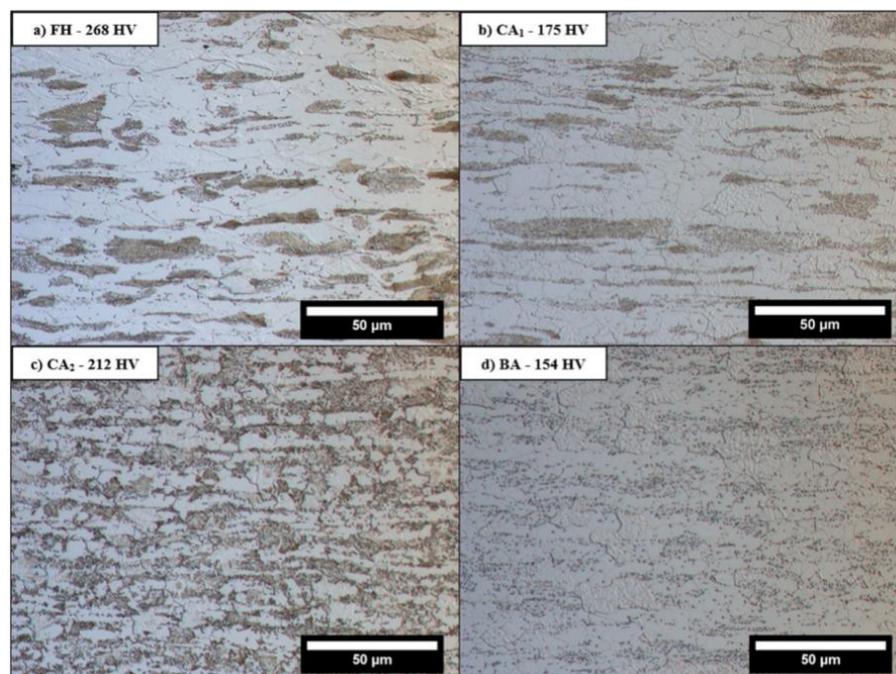
<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>Al</b>	<b>Ti</b>	<b>B</b>	<b>Mo</b>
0,23	0,22	1,18	0,16	0,12	0,03	0,04	0,002	0,1

Além disso, este aço por ser utilizado normalmente em processos de fabricação com temperatura elevada, possui um revestimento para evitar processos oxidativos, decarbonetação e reduzir etapas de fabricação. O revestimento geralmente usado neste tipo de aço é de alumínio

e silício (Al-Si) por possuir uma boa capacidade anticorrosiva e resistência a oxidação em altas temperaturas (YANG et al., 2020).

### 2.1.1 Microestrutura e propriedades mecânicas

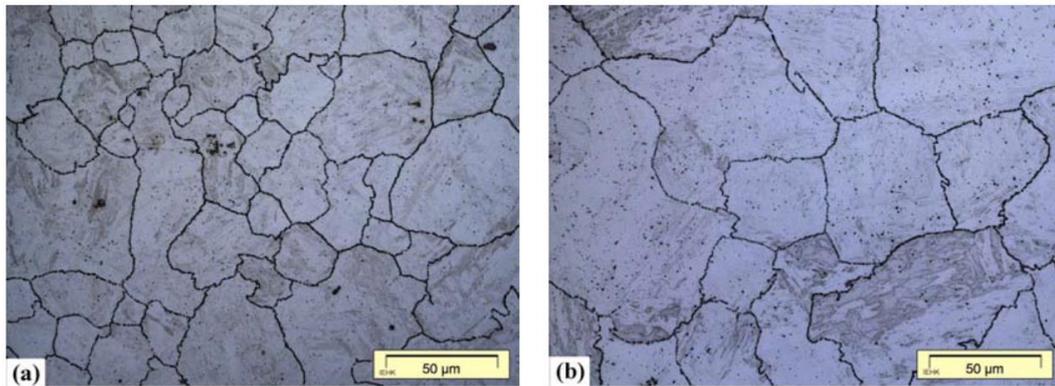
A microestrutura inicial dos aços 22MnB5 é composta por ferrita ( $\alpha$ ) e perlita ( $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ ) como pode ser visto na figura 4, com as respectivas porcentagens volumétricas no valor de 78% ( $\pm 5\%$ ) e 22% ( $\pm 5\%$ ), entretanto estas estruturas podem ser modificadas dependendo do processo de fabricação (Figura 4). Até mesmo a modificação da espessura da chapa pode ocasionar variações na disposição das fases no aço. Em alguns casos é possível identificar a precipitação de alguns carbonetos ao invés da formação de colônias de perlita e a presença de procedimentos térmicos adicionais influenciam na forma que a perlita pode estar distribuída pelo material (JÄRVINEN et al., 2016; NADERI, 2007; NIKRAVESH; NADERI; AKBARI, 2012).



**Figura 4:** Microscopia óptica do aço 22MnB5 conforme recebido e microdureza (HV 0,5 Kg) nas diferentes condições de fabricação (a) Laminado a frio (b) Recozimento subcrítico contínuo (c) Recozimento intercrítico contínuo (d) Recozimento subcrítico descontínuo. Fonte: (JÄRVINEN et al., 2016a).

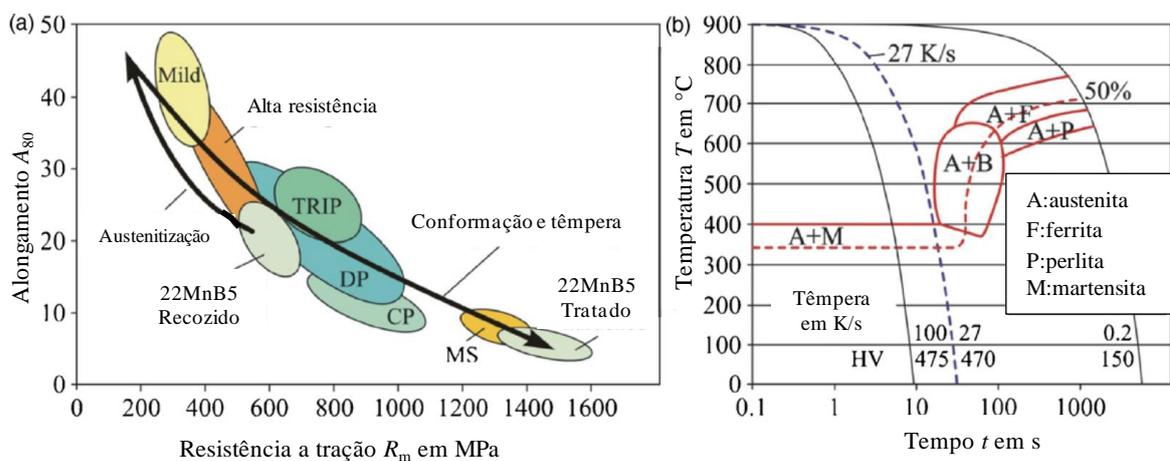
A microestrutura deste aço em um processo de fabricação, como a estampagem a quente, tende a modificar-se, sendo responsável por conferir mudanças nas propriedades mecânicas do material. Na estampagem, com o aquecimento inicial do aço 22MnB5 a

temperaturas de 900-950 °C, ocorre a austenitização completa, como pode ser visto na figura 5.



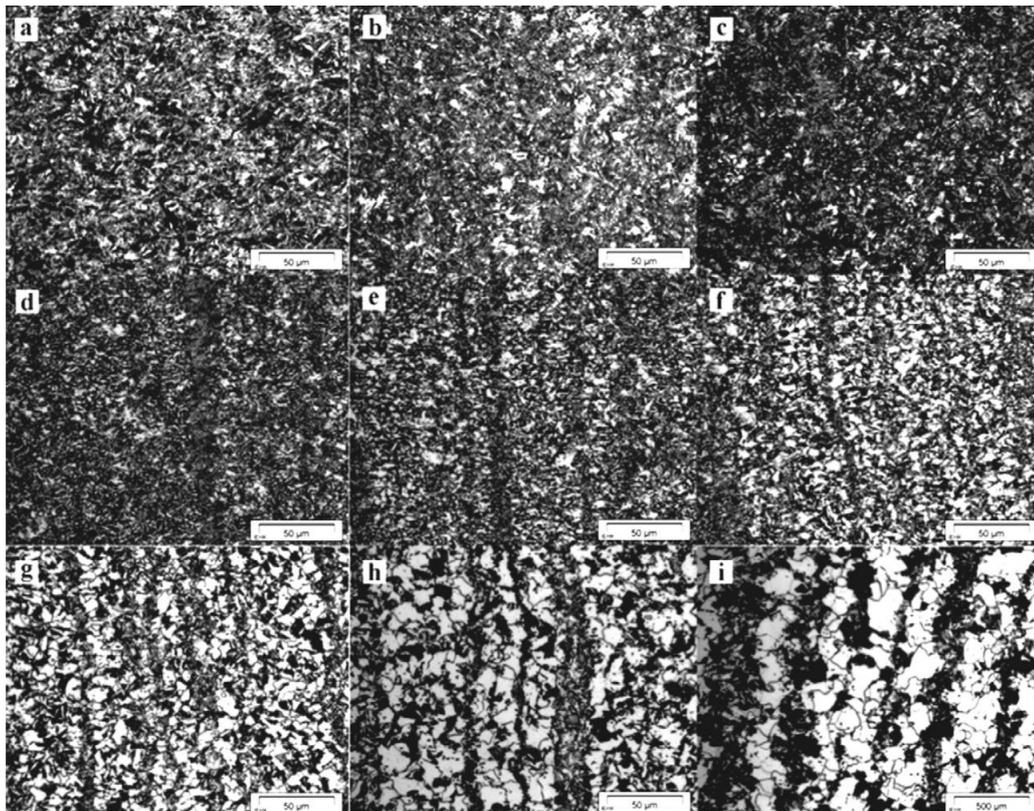
**Figura 5:** Limite de grão de austenita primário (PAGB) de aço 22MnB5-1mm após austenitização a a) 900 °C, 15min e b) 950 °C, 10min. Fonte: (NADERI, 2007).

A etapa de austenitização resulta em uma mudança dos limites de resistência mecânica e de deformação inicial do aço, de 600 MPa e 20 %, para 200 MPa e 40 %, facilitando a conformação das peças. Sequencialmente à austenitização, o aço 22MnB5 passa por um processo simultâneo de têmpera (resfriamento com elevadas taxas) e conformação nas matrizes de estampagem para obtenção da microestrutura final. Essa microestrutura depende principalmente das taxas de resfriamento aplicadas durante o processo de conformação, que normalmente se mantêm superiores a 27 °C/s, para a obtenção de uma estrutura completamente martensítica. Tal mudança é capaz de conferir ao aço altos valores de resistência mecânica, que se estabelecem em torno de 1500 MPa. Estas mudanças de propriedades mecânicas pelas quais o aço 22MnB5 passa estão exemplificadas na figura 6, em conjunto com o diagrama de resfriamento para alcançar a microestrutura final desejada (GARCIA ARANDA et al., 2002).



**Figura 6:** Propriedades mecânicas do aço 22MnB5 e diagrama TTT. Fonte: Traduzido de (GARCIA ARANDA et al., 2002).

Entretanto, a microestrutura final deste aço nem sempre é totalmente martensítica, podendo apresentar certas variações na têmpera de estampagem a quente, com a presença de fases como a bainita e a ferrita (Figura 7). A formação destas fases está intrinsecamente ligada às taxas de resfriamentos apresentadas no diagrama de transformação isotérmica, conforme demonstrado na figura 6, e ao nível de deformação aplicado durante a fabricação das peças com o aço 22MnB5 (NIKRAVESH; NADERI; AKBARI, 2012).



**Figura 7:** Microestruturas obtidas após resfriamento de 40% de deformação plástica a quente com uma taxa de: (a) 60 °C/s, (b) 24 °C/s, (c) 12 °C/s, (d) 10 °C/s, (e) 6 °C/s, (f) 3 °C/s, (g) 1,5 °C/s, (h) 0,7 °C/s, (i) 0,4 °C/s. Nesta figura, a ferrita apareceu como branca, a bainita apareceu como cinza claro e martensita cinza para ripas pretas. Fonte: (NIKRAVESH; NADERI; AKBARI, 2012).

### 2.1.2 Efeito dos elementos de liga

Os elementos de liga presentes no aço 22MnB5 influenciam diretamente nas propriedades desse material, sendo que o Boro e o Manganês apresentam papéis de destaque no processo de endurecimento deste aço.

O Boro é capaz de influenciar diretamente na temperabilidade, mesmo em pequenas quantidades. O mecanismo de endurecimento nesse caso se baseia no pressuposto de que os

átomos de boro segregam para os contornos de grão da austenita e dificultam assim a nucleação de ferrita, ou seja, ocorre o deslocamento da curva TTT para direita para haver a formação de fases mais duras. O teor de boro normalmente utilizado no mercado varia entre 0,001% e 0,005%, pois em quantidades superiores este elemento promove a formação de carbonetos de boro nos contornos de grão da austenita, que servem como pontos de nucleação de ferrita, reduzindo assim a temperabilidade deste aço (KARBASIAN; TEKKAYA, 2010; MATAYOSHI, 2016; MUN et al., 2012; NADERI, 2007; ROSSI, 2022).

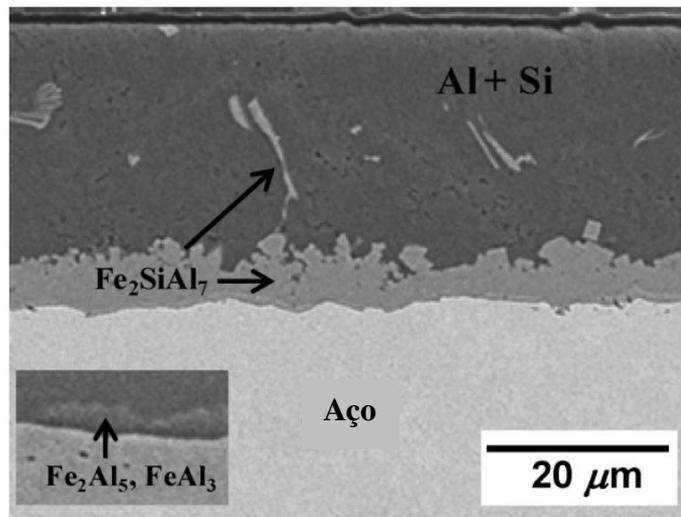
O Manganês, como elemento de liga, tem um efeito significativo no processo de endurecimento por solução sólida dos aços, influenciando diretamente na temperabilidade e retardando a maior parte das reações de decomposição da austenita. Conseqüentemente, o aumento da quantidade desse elemento reduz a ductilidade e soldabilidade do material, embora em menor medida que o carbono. O efeito na temperabilidade mostra-se mais eficaz quando o manganês apresenta quantidades superiores a 0,8%, especialmente quando combinado com aços de baixo ou alto carbono (NADERI, 2007; ROSSI, 2022).

### **2.1.3 Revestimento Alumínio – Silício (Al-Si)**

O aço 22MnB5, que usualmente passa por processo de estampagem a quente, é frequentemente aquecido em ambientes contendo oxigênio e conseqüentemente pode sofrer processos de oxidação e decarbonetação em sua superfície. A fim de evitar danos à superfície desse material, que podem prejudicar suas propriedades mecânicas, uma camada de revestimento é aplicada em sua superfície. Essa cobertura pode variar entre: Alumínio-silício (Al-Si), Zinco (Zn), ou Zinco-Níquel (Zn-Ni), mas atualmente, os revestimentos Al-Si são os mais utilizados pela união da capacidade de resistência a corrosão e oxidação com o desempenho em processos de conformação (FAN; DE COOMAN, 2012; YANG et al., 2020).

O revestimento de Al-Si é aplicado ao aço por processo de imersão a quente em um banho de alumínio, silício e ferro, geralmente ocorrendo a uma temperatura de 675 °C. Neste processo, o silício desempenha um papel importante ao promover a formação de uma camada de interface de  $Fe_2SiAl_7$  entre o material e o revestimento, visando evitar a formação de  $Fe_2Al_5$  e outros intermetálicos durante outros processos de fabricação. Na figura 8, pode-se observar uma microscopia de um corte transversal de um aço com revestimento, na qual são identificadas uma camada principal de Al-Si, uma camada de interface, o material base (aço) e ainda é

possível verificar a presença de algumas regiões com formações de intermetálicos de ferro e alumínio dentro da camada de interface (FAN; DE COOMAN, 2012).



**Figura 8:** Micrografia de um revestimento aluminizado por microscopia eletrônica de varredura de um corte transversal (MEV). Fonte: (FAN; DE COOMAN, 2012).

## 2.2 Tratamento térmico dos aços

Os tratamentos térmicos são procedimentos essenciais para a indústria atualmente e consistem em operações de aquecimento e resfriamento de metais e ligas metálicas, que são realizadas com controle das variáveis de tempo, temperatura, taxa de resfriamento e condição da atmosfera. O objetivo primordial dessas operações é promover mudanças na microestrutura do material para que sejam alcançadas determinadas propriedades e características (CHIAVERINI, 1988; SILVA; MEI, 2006).

Normalmente, as propriedades alcançadas com as modificações produzidas no material por meio dos tratamentos térmicos, resumem-se a (CHIAVERINI, 1988; SILVA; MEI, 2006):

- Remoção de tensões residuais;
- Aumento ou diminuição de dureza;
- Aumento da resistência mecânica;
- Aumento da ductilidade;
- Melhora da resistência a corrosão;
- Melhora da usinabilidade;
- Mudança nas características elétricas e magnéticas;
- Melhora da resistência ao desgaste;
- Melhora da resistência ao calor;

- Melhora nas propriedades de corte.

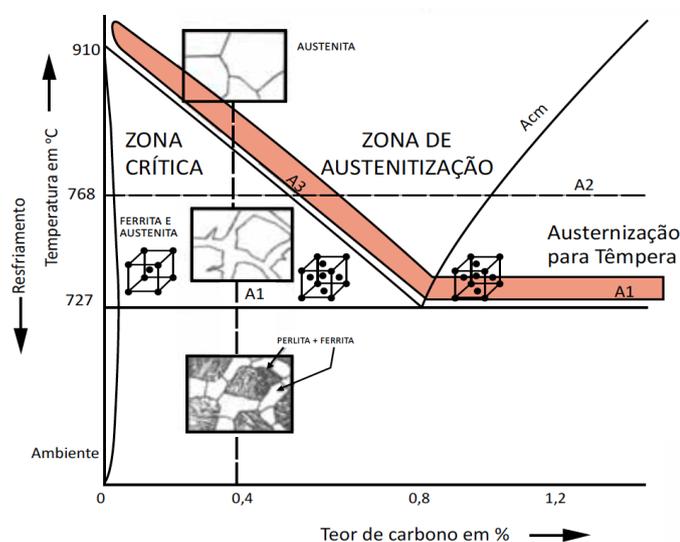
No entanto, esses tratamentos não conseguem apenas promover o aprimoramento de propriedades de forma isenta. A modificação estrutural realizada durante esses processos permite somente a obtenção de determinadas propriedades em detrimento de outras, ou seja, quando ocorre um ganho em alguma característica, outra é afetada de forma negativa. Por exemplo, em um tratamento térmico em que há um aumento significativo de dureza, a perda de ductilidade sempre ocorrerá (SILVA; MEI, 2006).

Os tratamentos térmicos são classificados de acordo com o conjunto de propriedades e mudanças microestruturais desejadas para um determinado aço e apresentam variações claras no processo de aquecimento, resfriamento e tempo de duração. Entre os tratamentos mais comuns, temos: têmpera, recozimento, normalização, revenimento, coalescimento e isotérmico.

### 2.2.1 Têmpera

O tratamento térmico de têmpera consiste basicamente em um aquecimento para austenitização, seguido de um resfriamento rápido até a temperatura ambiente. Esse processo é uma forma de promover o endurecimento material.

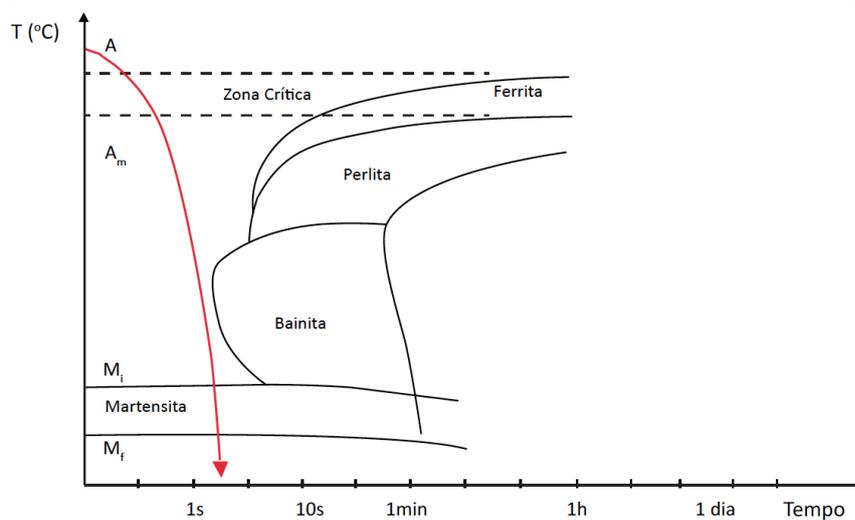
Na etapa de aquecimento, o aço tem sua temperatura elevada para patamares em torno de 50 °C acima da temperatura crítica para a austenitização completa do material (Zona de Austenitização), sendo essa linha para aços hipoeutetóides a A3, como exposto na figura 9.



**Figura 9:** Zona de austenitização para têmpera no diagrama Fe-C e transformação de fases com o aumento de temperatura. Fonte: (GERDAU, 2017).

Subsequentemente ao processo de aquecimento, uma etapa de resfriamento é realizada com elevadas taxas até a temperatura ambiente com o objetivo de gerar na estrutura do aço a martensita, e, ao mesmo tempo, evitar a formação de outras fases como a ferrita, perlita ou bainita (Figura 10). Esse processo de resfriamento para obtenção de altas taxas é normalmente realizado através de meios como ar, água, óleo, ou alguma solução aquosa, como a salmoura ( $\text{NaCl} + \text{H}_2\text{O}$ ).

A fase martensítica obtida pelo processo de tempera é um microconstituente muito duro e frágil, permitindo ao aço, após passar por esse tratamento, obter elevados níveis de resistência mecânica e de dureza. Entretanto, o material perde grande parte da sua ductilidade e tem um aumento em suas tensões internas devido à deformação do reticulado cristalino e à movimentação de discordâncias para acomodar a martensita.



**Figura 10:** Exemplo de um gráfico de transformação em resfriamento contínuo e de uma curva (vermelha) para têmpera. Fonte: (GERDAU, 2017).

### 2.2.2. Meios de têmpera e severidade do processo

Os tratamentos térmicos de têmpera apresentam diferentes níveis de severidade de acordo com as taxas de resfriamento. Quanto mais rápido o resfriamento, maior é o nível de severidade da têmpera. Contudo, o aumento da severidade pode potencializar o surgimento de distorções dimensionais e trincas (COLPAERT; DA COSTA, 2008).

O resfriamento em procedimentos de têmpera está diretamente atrelado aos meios em que ocorre, como ar, água, óleo, salmoura, como também as condições de agitação destes meios,

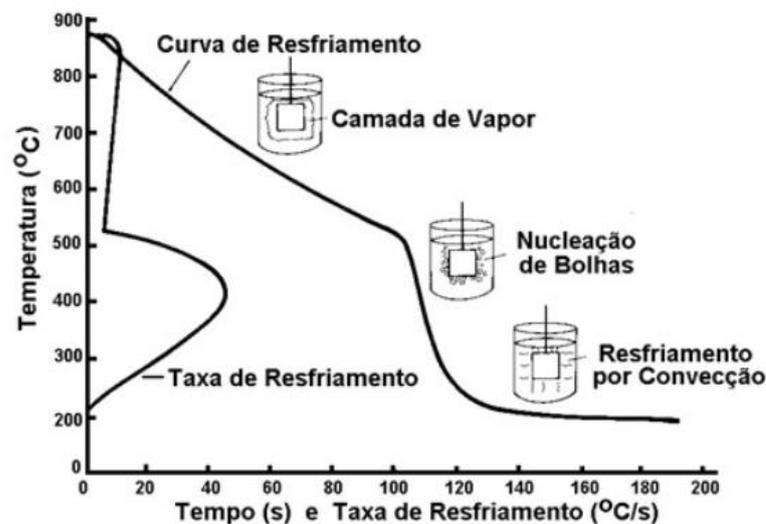
pois as variações das características de cada meio permitem diferentes taxas de transferência de calor e diferentes gradientes de temperatura. Essa severidade de têmpera pode ser vinculada aos meios e diferentes condições de agitação e correlacionada por meio de uma variável adimensional, usualmente adotada como “H”. A referência adotada para esse sistema é a água com severidade  $H=1$ . Quanto maior o valor de H, maior a severidade e quanto menor o valor de H, menor a severidade da têmpera (Tabela 2).

**Tabela 2:** Severidade de tempera de diferentes meios de resfriamento comparados com a água. Fonte: Adaptado de (COLPAERT; DA COSTA, 2008).

Meio de Têmpera	Severidade de Têmpera
Óleo sem agitação	0,2
Óleo moderadamente agitado	0,5
Óleo violentamente agitado	0,7
Água sem agitação	1,0
Água fortemente agitada	1,5
Salmoura sem agitação	2,0
Salmoura fortemente agitada	5,0

**Crescem: Velocidade de Resfriamento,  
Trincas e Distorção**


O processo de resfriamento em meios líquidos não é simples e é geralmente dividido em 3 estágios (Figura 11). No primeiro estágio, o aço é introduzido no meio e ocorre a formação de uma camada de vapor ao redor do aço, que dificulta o processo de transferência de calor. Esse primeiro estágio é muito comum, principalmente quando se utiliza água como meio de resfriamento. Já no segundo estágio a camada de vapor começa a desaparecer e da origem a formação de bolhas, sendo esse o momento em que a taxa de troca de calor é mais elevada. No terceiro e último estágio, o resfriamento passa a ocorrer por condução e convecção (CANALE, 2016; CHIAVERINI, 1988).

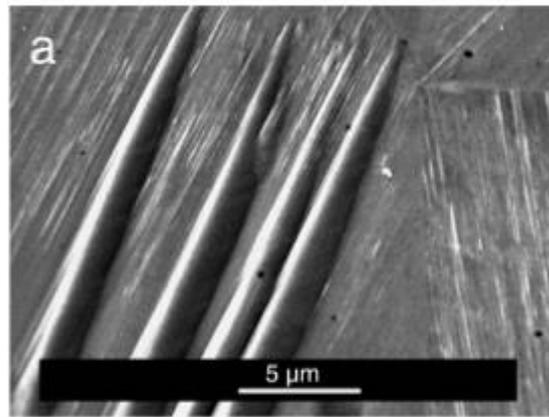


**Figura 11:** Estágios durante um processo de resfriamento e mudança da taxa. Fonte: (CANALE, 2016) .

Durante o resfriamento em meios líquidos, muitas vezes são utilizados aditivos ou substrato para a criação de soluções como a salmoura, para aumentar a troca de calor durante o primeiro estágio de resfriamento pelo rompimento da camada de vapor gerada ao redor do aço. Na salmoura, por exemplo, o NaCl se deposita na superfície metálica na forma de cristais, que quando aquecidos, começam a se romper, resultando na movimentação do meio e remoção do vapor em contato com a superfície.

### 2.3 Transformação martensítica

A martensita ( $\alpha'$ ) é uma fase geralmente conhecida por sua alta dureza. Ela apresenta estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC) e é ferromagnética, sendo formada a partir da fase mãe austenita ( $\gamma$ ) de estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) que é paramagnética. Diferentemente de outras fases presentes no aço, como a ferrita e a perlita, a martensita é formada por meio da deformação da estrutura austenítica sem que haja nenhum processo de difusão dos átomos de carbono. Essa deformação permite uma mudança de forma, favorecendo que a formação da martensita aconteça na forma de placas ou agulhas para minimizar a energia devido à deformação (Figura 12) (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2017).



**Figura 12:** Agulhas de martensita em um aço AISI304. Fonte: (MÜLLER-BOLLENHAGEN; ZIMMERMANN; CHRIST, 2010).

A transformação martensítica nos aços é considerada como atérmica, ou seja, independe do tempo, indicando que tanto a nucleação quanto o crescimento ocorrem de forma praticamente instantânea (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2017). Esse tipo de transformação pode ocorrer através do processo de têmpera direta da austenita, mediante o controle da temperatura e taxa de resfriamento, pretendendo alcançar temperaturas inferiores a  $M_s$  (temperatura de início da transformação martensítica), ou através da aplicação de tensão (MANGONON; THOMAS, 1970).

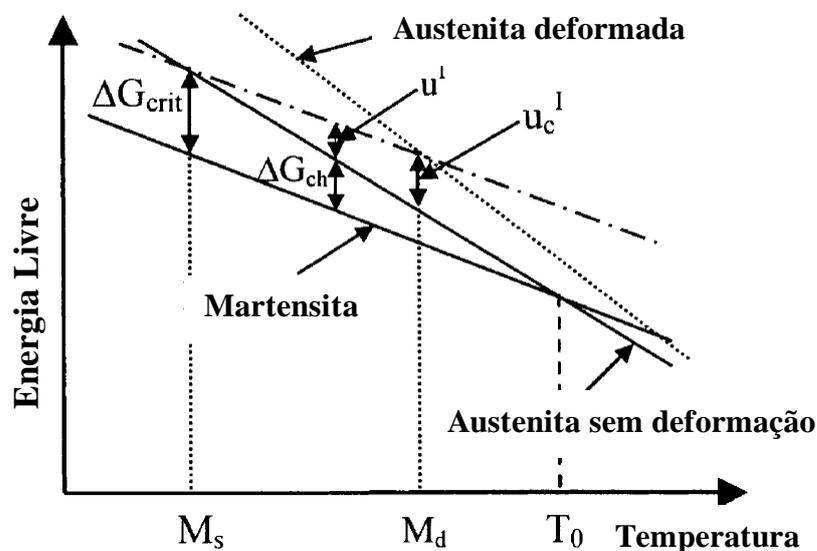
### 2.3.1 Termodinâmica de transformação martensítica

A transformação da fase austenítica para a martensítica depende exclusivamente do potencial termodinâmico, o qual controla essa reação. Esse potencial se apresenta como a variação da energia química e mecânica entre essas fases, sendo esse potencial a força motriz que impulsiona a reação. Tal variação de potencial pode ser descrita mediante a mudança de energia livre  $G$  presente no sistema, que representa a energia necessária para que a transformação de fase ocorra.

No esquema apresentado na figura 13, em um determinado ponto de temperatura definido como  $T_0$ , a martensita e a austenita apresentam um equilíbrio termodinâmico, em que ambas as fases possuem o mesmo nível de energia química livre. Buscando iniciar a transformação martensítica somente através do controle da temperatura, seria necessário o resfriamento abaixo da temperatura  $M_s$  devido à existência de barreiras de energia, como as energias interfacial e elástica. Logo, a energia livre mínima para que essa transformação se

inicie seria o  $\Delta G_{crit}$ , que é basicamente a diferença de energias livres entre as fases austenita e martensita na temperatura  $M_s$  (SHIN; HA; CHANG, 2001).

Entretanto, a transformação martensítica também pode ocorrer quando uma energia adicional é fornecida por meio da aplicação de tensão ou deformação, desde que a faixa de temperatura esteja entre a temperatura  $M_s$  e a temperatura  $M_d$ . Essa energia, definida aqui como uma energia interna  $u^I$ , surge naturalmente devido ao acúmulo de discordâncias frente aos contornos de grão durante a deformação. Ela influencia diretamente no potencial termodinâmico, permitindo que a variação de energia livre  $\Delta G_{crit}$  seja alcançada. Isso ocorre ao ser somada com uma variação  $\Delta G_{ch}$  em uma temperatura específica entre  $M_s$  e  $M_d$ . Dessa forma, é possível definir a energia de deformação interna para a transformação martensítica como  $u^I = \Delta G_{crit} - \Delta G_{ch}$  (SHIN; HA; CHANG, 2001).



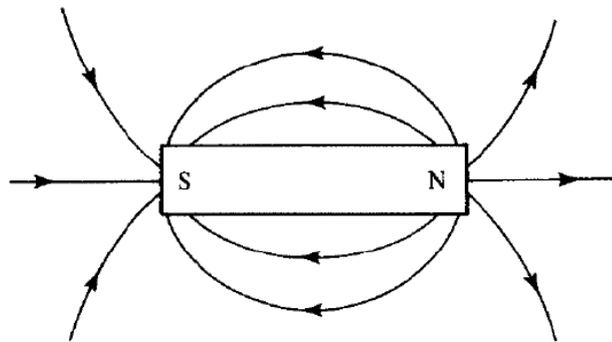
**Figura 13:** Esquema do diagrama de energia livre da transformação martensítica induzida por deformação. Fonte: (SHIN; HA; CHANG, 2001).

Ainda no esquema da figura, podemos classificar o ponto de temperatura  $M_d$  como a temperatura máxima em que é possível obter martensita induzida por deformação, pois esse local apresenta a energia interna máxima capaz de promover essa mudança de fase, considerada aqui como  $u_c^I$ , já que acima desse ponto a energia interna fornecida não consegue suprir o déficit energético devido ao efeito de recuperação. Tal ponto é definido a partir do local de intersecção entre a linha de energia livre da austenita deformada e uma linha paralela à linha de energia livre da martensita partindo do  $\Delta G_{crit}$  (SHIN; HA; CHANG, 2001).

## 2.4 Conceitos de magnetismo

O magnetismo é um fenômeno associado a alguns materiais que possuem a capacidade de atrair ou repelir determinados objetos. Tais materiais são nomeados de ímãs permanentes e como exemplo, podemos apresentar a magnetita. Entretanto, foi descoberto que é possível induzir campo magnético a partir da passagem de corrente elétrica no material, demonstrando que os ímãs não seriam a única forma de magnetizar outro material.

O campo magnético presente tanto nos ímãs quanto em alguns componentes devido à passagem de corrente é uma região de alcance na qual as forças de atração ou repulsão tem efeito. Esse campo tem origem nos polos, ou seja, nas bordas no material e segue uma determinada orientação saindo de um polo para o outro. Essa trajetória do campo é denominada de linhas de campo. Na figura 14, pode ser observado a presença de um campo magnético gerado entre os polos com as linhas de força que indicam a trajetória desse campo.



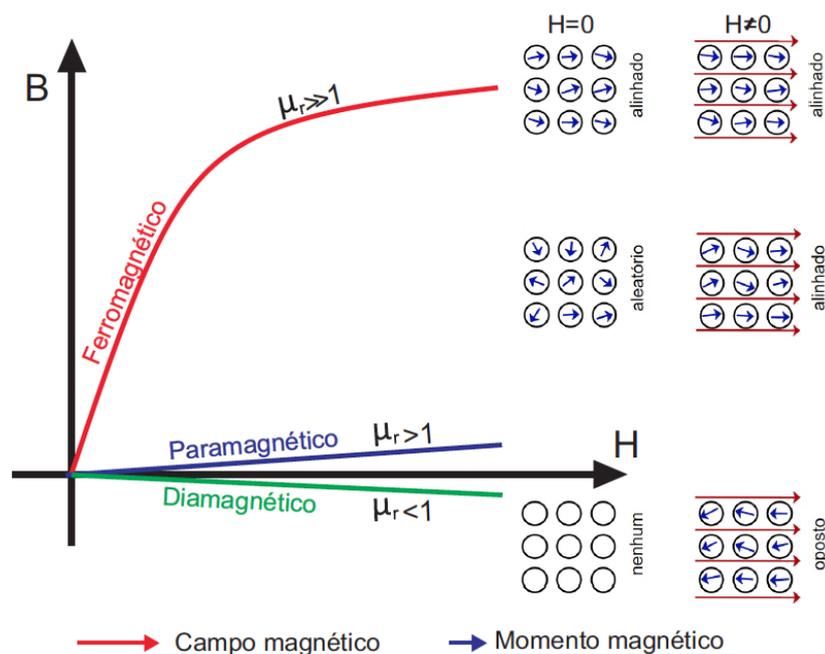
**Figura 14:** Campo magnético de um ímã e linhas de campo. Fonte: (CULLITY, 1972).

Todo esse fenômeno de magnetismo tem origem nos momentos magnéticos atômicos. Dentro dos átomos, os elétrons possuem uma carga elétrica específica e rotacionam em torno de si e em torno do núcleo. Essa rotação tem a capacidade de gerar momentos magnéticos no próprio elétron e no átomo e dependendo da organização dos elétrons em seus orbitais atômicos eles podem gerar ou não campo magnético.

Com o passar do tempo diversos estudos foram desenvolvidos relacionados com o magnetismo nos materiais e campos magnéticos e em um desses estudos foi encontrado a presença de um ruído que era emitido pelo material ao passar por um processo de magnetização. Esse ruído foi definido como Ruído Magnético de Barkhausen e é o principal tópico abordado nesse trabalho, o qual será discutido com mais detalhes posteriormente.

### 2.4.1 Magnetização dos materiais – Propriedade magnética dos materiais

Um material ao ser submetido a um campo magnético externo ( $H$ ) pode exibir três comportamentos distintos (Figura 15), que dependem da permeabilidade magnética dele, a qual é uma variável que indica a capacidade de um campo externo ( $H$ ) gerar uma indução magnética ( $B$ ) no material. Portanto, eles podem ser classificados em ferromagnéticos, paramagnéticos e diamagnéticos.



**Figura 15:** Curva de magnetização para materiais ferromagnéticos, paramagnéticos e diamagnéticos. Fonte: (CACERES, 2018).

Os materiais **diamagnéticos** são caracterizados pela ausência de momentos magnéticos em seus átomos, o que resulta na não formação de dipolos magnéticos. Quando expostos a um campo magnético, esses materiais geram momentos magnéticos opostos a direção do campo aplicado. Eles apresentam permeabilidade magnética inferior a 1.

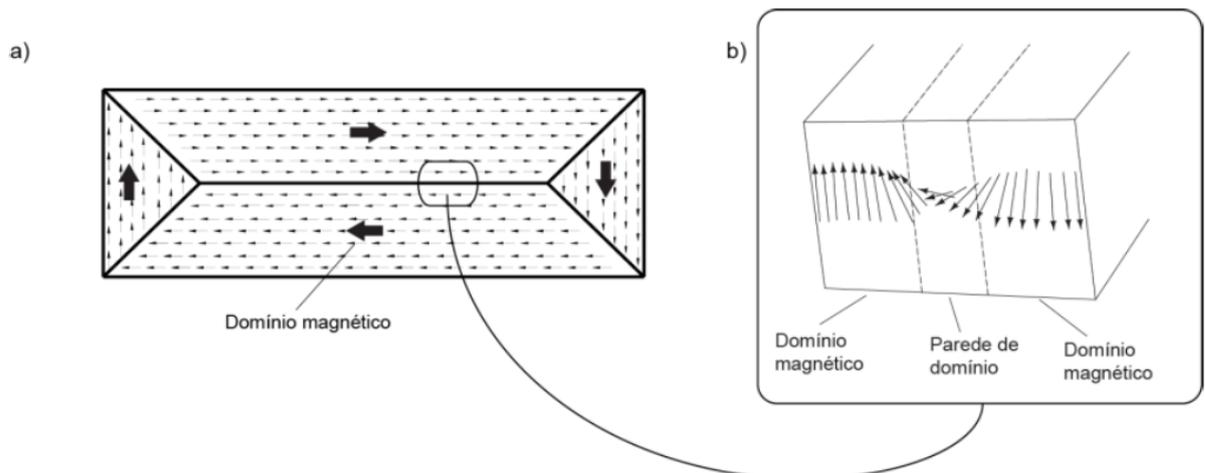
Os materiais **paramagnéticos** possuem momentos magnéticos em seus átomos, porém, devido à sua orientação aleatória, ocasionam uma distribuição nula do momento magnético no material. Ao aplicar um campo magnético externo a esses tipos de materiais os dipolos magnéticos tendem a se alinhar na direção do campo, entretanto ainda assim apresentam uma baixa permeabilidade magnética, sendo um pouco maior que 1.

Os materiais **ferromagnéticos** são caracterizados por apresentarem momentos magnéticos de uma grande quantidade de átomos alinhados em uma determinada direção. Essas regiões são denominadas domínios magnéticos e orientam-se de forma aleatória, fazendo com que a magnetização do material seja nula. Durante a aplicação de um campo magnético externo nesse tipo de material, os domínios tendem a se alinhar facilmente na direção desse campo aplicado. A permeabilidade desse material é significativamente superior à dos outros mencionados, tornando possível a aplicação da técnica de medição do Ruído Magnético de Barkhausen somente em materiais ferromagnéticos.

### 2.4.2 Domínios magnéticos e paredes de domínio

Os domínios magnéticos, como já abordado, estão presentes nos materiais ferromagnéticos e são regiões que apresentam uma determinada orientação magnética. Essas regiões se distribuem no material de maneira aleatória, de forma que a soma de todos os momentos magnéticos presentes em um material desmagnetizado é nula.

Esses domínios magnéticos estão separados por locais conhecidos como paredes de domínio (Figura 16). Essas paredes são regiões de transição, em que os momentos magnéticos mudam gradualmente. Elas podem se apresentar em duas diferentes formas nos materiais ferromagnéticos: paredes de 90 graus ou paredes de 180 graus.

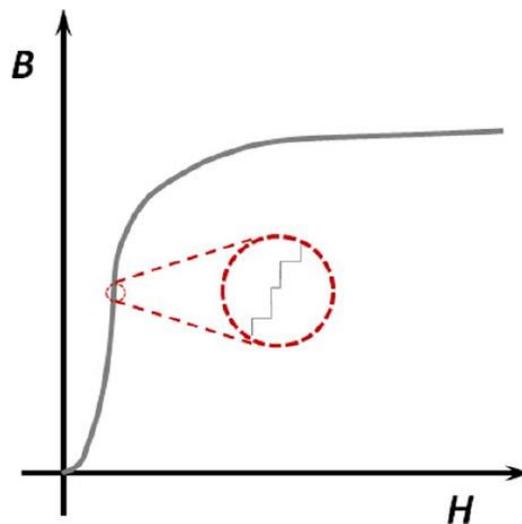


**Figura 16:** Domínios magnéticos e paredes de domínio. Fonte: (MORGAN, 2013).

### 2.4.3 Processo de magnetização e ciclo de histerese magnética

O processo de magnetização inicial de um material ferromagnético está descrito na figura 17. O campo induzido  $B$  não apresenta um comportamento linear em relação ao campo

aplicado  $H$ , isso se deve à presença dos domínios magnéticos. Ao ser aplicado o campo, as paredes de domínio, que possuem inicialmente uma orientação aleatória, começam a se deslocar no sentido favorável ao campo, de forma que novos domínios são gerados e outros são extintos. Posteriormente, os domínios se orientam no mesmo sentido do campo e, com o decorrer do tempo, todos os domínios são aniquilados, restando apenas um que possui alinhamento com campo magnético aplicado (MORGAN, 2013). Nesse processo, a movimentação das paredes de domínio, com o surgimento e aniquilação dos mesmos, ocorre por meio de saltos magnéticos devido à presença de ancoragens, como as discordâncias e as inclusões que estão presentes no material, isso pode ser visto pelo destaque na figura 17.



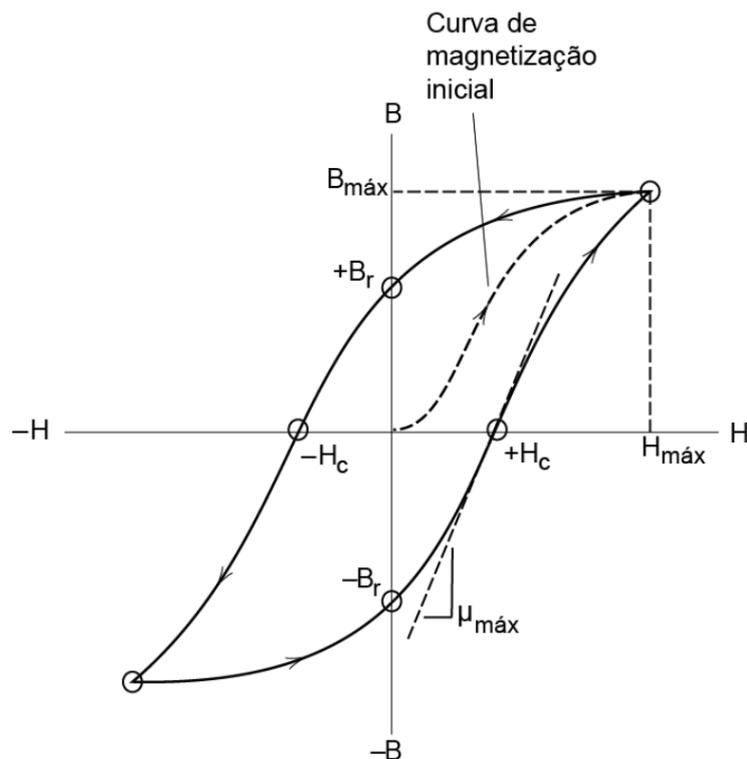
**Figura 17:** Gráfico de densidade de fluxo ( $B$ ) em função do campo magnético intensidade ( $H$ ) em um material ferromagnético. Saltos de magnetização são mostradas na inserção. Fonte: (MASCAREÑAS; LOCKHART; LIENERT, 2018).

Tendo em vista que esse processo de magnetização ocorre por meio das movimentações de paredes dos domínios magnéticos e que essas movimentações se desenvolvem ao ultrapassar pontos de ancoragem, pode-se inferir que após a retirada do campo magnético externo os domínios magnéticos não retornam a sua configuração original. Sendo assim, esse processo pode ser classificado como descontínuo e irreversível.

Entendendo que magnetização de materiais ferromagnéticos é irreversível, ela é mais bem descrita por um laço de histerese após a magnetização inicial, ilustrada na figura 18. Essa curva é influenciada por diversos parâmetros, como intensidade de campo, frequência de campo, temperatura, microestrutura do material e tensões presentes e permite determinar diversas variáveis. Entre elas podemos citar a indução máxima de campo ( $B_{máx}$ ), que é o local de saturação magnética, o campo de excitação máximo ( $H_{máx}$ ) para alcançar esse ponto de

saturação, além de possibilitar o cálculo da permeabilidade magnética do material ( $\mu$ ), indicada pela inclinação da curva do ciclo de histerese.

O ciclo de histerese também é capaz de descrever o comportamento do material em relação à magnetização, identificando se ele é magneticamente mole ou duro, ou seja, de fácil ou difícil magnetização. Esse comportamento pode ser reconhecido pela largura do laço de histerese. Quanto menor a largura, um campo de pequena intensidade é capaz de induzir um campo elevado no material; logo, quanto maior a largura, maior terá que ser a intensidade do campo magnético externo para induzir um campo no material.

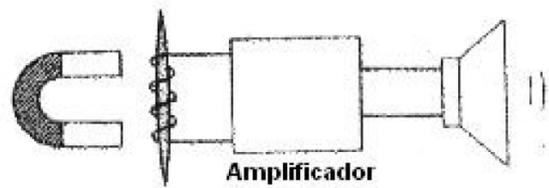


**Figura 18:** Laço de histerese magnética gerado durante a magnetização de um material. Fonte: (MORGAN, 2013).

## 2.5 Ruído magnético de Barkhausen (RMB)

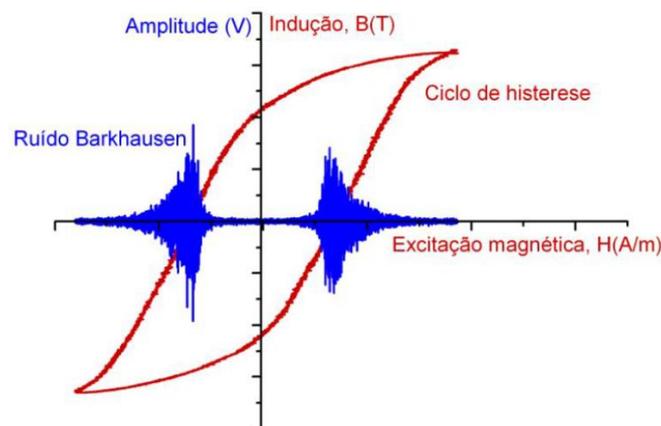
O ruído magnético Barkhausen é basicamente o fenômeno de mudanças descontínuas no fluxo magnético em um material ferromagnético quando um campo magnético variável é aplicado.

Esse efeito de Barkhausen foi descoberto por Henrich Barkhausen em 1919 por meio de um experimento (Figura 19). Nesse experimento, uma amostra ferromagnética foi envolvida por uma bobina conectada a um amplificador e um alto-falante e ao ser submetida a uma variação de campo apresentou ruídos audíveis através do alto-falante (CULLITY, 1972).



**Figura 19:** Exemplo do experimento realizado por Henrich Barkhausen com uso de um amplificador, ímãs e autofalante. Fonte: (GRIJALBA, 2010).

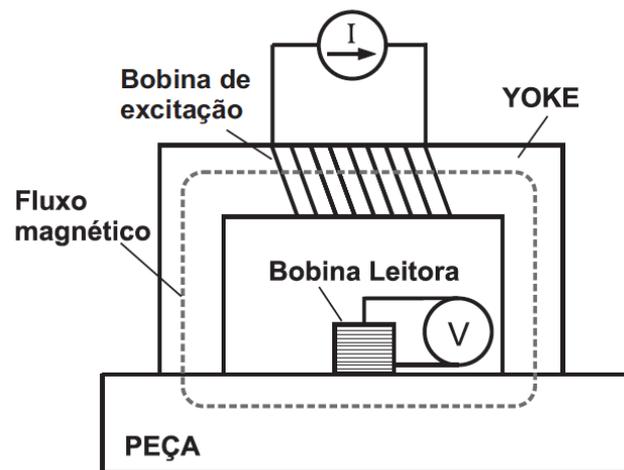
Os eventos de Barkhausen ocorrem basicamente, pois os domínios magnéticos presentes em um material ferromagnético, ao serem submetidos a um campo magnético variável, tendem a se alinhar em relação a esse campo, promovendo assim a movimentação das paredes de domínio, que acontece na forma de pequenos saltos. A maioria desses eventos transcorre da movimentação das paredes de domínio de 180 graus durante a região de maior inclinação da curva de magnetização em um ciclo de histerese magnética (Figura 20).



**Figura 20:** Evento do ruído magnético de Barkhausen e a curva de histerese associada. Fonte: (GRIJALBA, 2010).

### 2.5.1 Sensor RMB

O sensor utilizado para realizar as medições do RMB (Figura 21) consiste em um “yoke” que normalmente é feito de um material com alta permeabilidade magnética para facilitar a passagem do fluxo magnético. Esse “yoke” possui uma bobina enrolada no mesmo para produzir o campo magnético variável de excitação. Em contato com a peça, existe outra bobina que funciona como uma bobina de leitura do sinal de Barkhausen, pois ela consegue captar a movimentação das paredes de domínio. Essa movimentação dos domínios gera tensões elétricas nela.



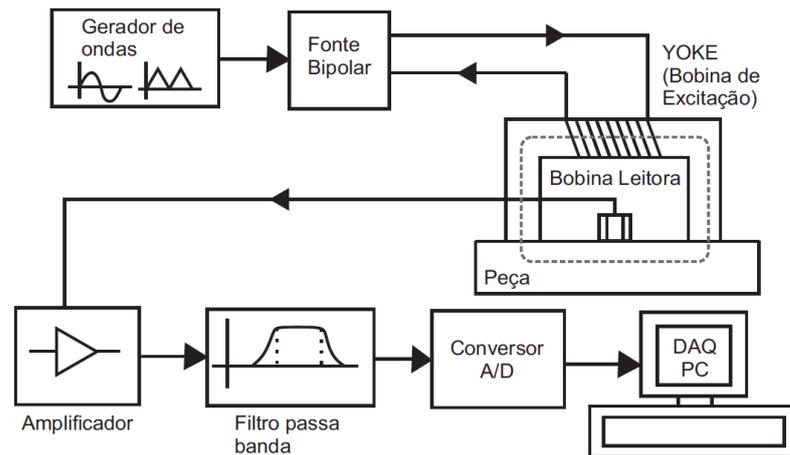
**Figura 21:** Sensor utilizado para a obtenção do sinal de Barkhausen e direcionamento do fluxo magnético em relação à peça. Fonte: (CACERES, 2018).

De acordo com Caceres (2018), para a realização de uma medição correta, a sonda RMB deve possuir um bom acoplamento magnético e estar diretamente em contato com a peça ou superfície de medição, pois caso isso não ocorra, haverá mudanças significativas na permeabilidade magnética do circuito, o que resultará em erros nos resultados.

### 2.5.2 Esquema de medição RMB

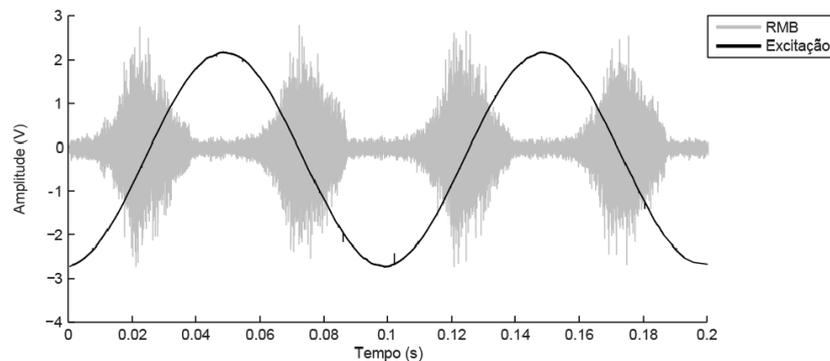
O esquema normalmente utilizado para a obtenção de sinais do ruído magnético de Barkhausen está exposto na figura 22. Esse sistema é composto por um gerador de ondas e de uma fonte bipolar, que funcionam como uma fonte de excitação alternante. Essa fonte é conectada à bobina de excitação do sensor RMB para gerar um campo magnético.

A bobina leitora de RMB, também presente no sensor, obtém sinais de alta frequência, mas de baixa amplitude. Em seguida, o sinal é amplificado por meio do uso de um amplificador e, posteriormente, é filtrado por um filtro passa-banda. Esse filtro tem por finalidade suprimir em sua menor banda de corte a magnitude de frequência fundamental do sinal e seus harmônicos superiores (BUTTLE et al., 2006).



**Figura 22:** Esquema completo do sistema de medição utilizado para geração e captura dos sinais RMB. Fonte: (CACERES, 2018).

Após a filtragem, os sinais RMB obtidos passam por um conversor A/D e por uma placa de aquisição de dados para serem posteriormente tratados computacionalmente. Esse esquema normalmente permite que o RMB seja identificado, conforme apresentado na figura 23, que é um sinal de resposta típico para essa aplicação.



**Figura 23:** Sinal resposta típico do ruído magnético em relação ao campo de excitação aplicado. Fonte: (MORGAN, 2013).

### 2.5.3 Análise de sinais e parâmetros do RMB

Existem diferentes métodos para realizar a análise de sinais do ruído magnético de Barkhausen. Considerando que esse ruído é um sinal aleatório não estacionário, ele deve ser tratado por meio de cálculos estatísticos.

Os parâmetros para a análise desse sinal podem ser determinados no domínio do tempo ou da frequência, dependendo qual seja o objetivo do estudo. A seguir, são apresentados alguns desses parâmetros.

### 2.5.3.1 Valor RMS do RMB

No domínio do tempo, um dos parâmetros mais utilizados para análise do RMB é o valor RMS da voltagem do sinal. Esse valor é a raiz quadrada do valor quadrático médio das voltagens dos sinais ao longo do tempo e de forma discreta pode ser representada pela equação abaixo:

$$RMS_{RMB} = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^N (V_i - V_m)^2}{N - 1}} \quad (2.1)$$

O RMS é o valor do sinal de Barkhausen em volts,  $V_i$  é o valor de tensão em um determinado momento,  $V_m$  é o valor médio do sinal e  $N$  é o número de dados presentes no sinal obtido. Entendendo que o RMB é um sinal centrado na amplitude, o valor médio do sinal é 0, fazendo com que o valor RMS seja um desvio padrão do sinal.

### 2.5.3.2 Energia do RMB

A energia do RMB é outro parâmetro que também é normalmente utilizado para caracterização desse sinal. Essa energia, em relação a um sinal discreto, é definida como o somatório das voltagens do RMB.

$$Energia_{RMB} = \sum_{i=1}^N V_i^2 \Delta t \quad (2.2)$$

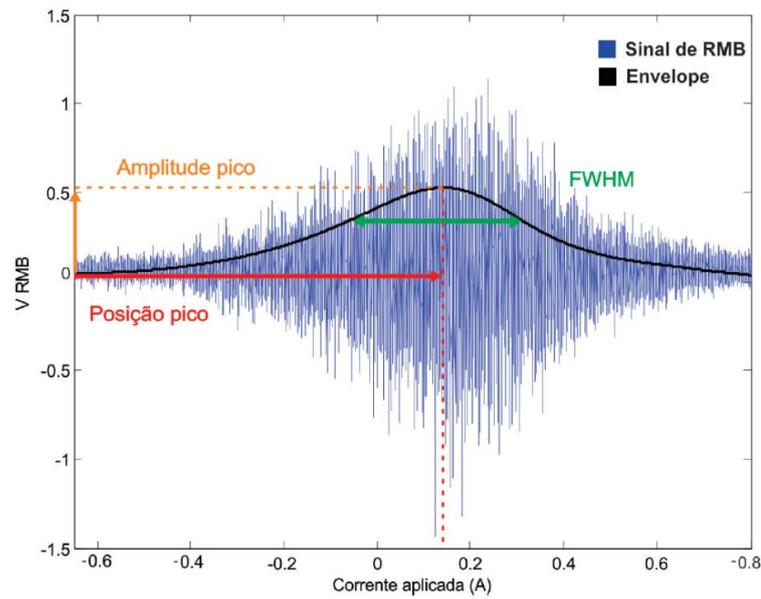
Nessa equação de energia,  $V_i$  é a tensão em um determinado momento,  $\Delta t$  é o intervalo de tempo entre os pontos do sinal e  $N$  é o número de pontos desse sinal.

### 2.5.3.3 Envoltente do RMB

A envoltente está relacionada com a formação de um perfil do sinal do RMB, ou seja, é uma modulação da amplitude desse sinal, como pode ser visto na figura 24. O cálculo dessa

envolvente é realizado pela obtenção do módulo do sinal analítico do RMB. Esse sinal pode ser obtido por meio do uso da transformada de Hilbert ou da transformada de Fourier.

Nos estudos do RMB, alguns parâmetros da envolvente são muito utilizados para o estudo do material e são altamente afetados por mudanças microestruturais, incluindo a amplitude de pico da envolvente, a posição de pico dessa envolvente e largura de meia altura.



**Figura 24:** Envolvente de um pulso do sinal de RMB e parâmetros comumente analisados. Fonte: (CACERES, 2018).

### 2.5.3.4 Espectro do sinal

Os componentes de frequência do sinal no RMB podem ser descritos pela densidade espectral de potência, obtida por meio da transformada de Fourier da função de autocorrelação, equação que está definida abaixo:

$$S(f) = \int_{-\infty}^{\infty} R(\tau) e^{-2\pi i f \tau} d\tau \quad (2.3)$$

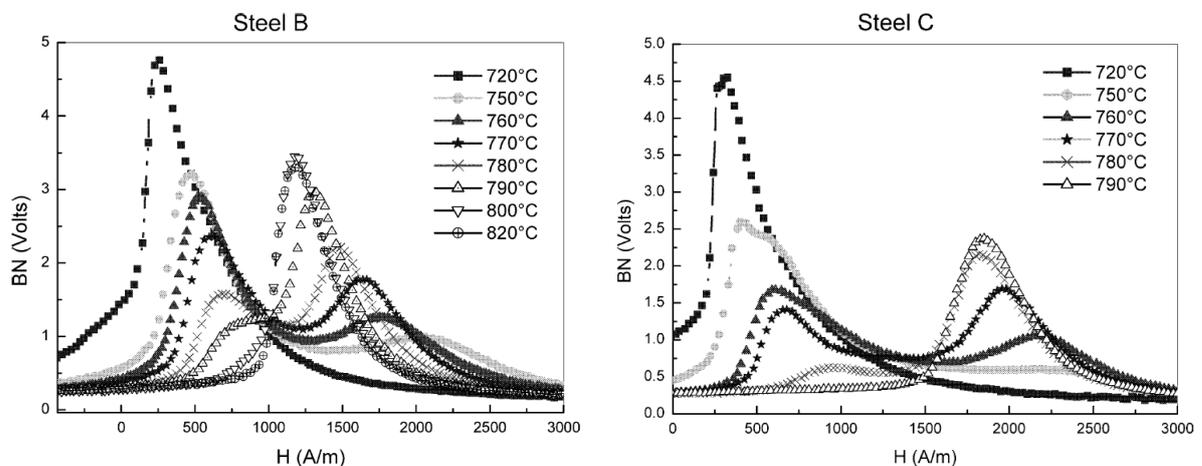
A análise do sinal RMB no domínio da frequência é muito importante, pois permite detectar as diferentes bandas de frequência que contribuem para a obtenção do valor RMS, além de auxiliar na detecção de interferências eletromagnéticas que podem estar presentes nas medições e influenciar diretamente nos valores obtidos para os parâmetros do sinal.

### 2.5.4 RMB na caracterização da microestrutura de aços martensíticos

O ruído magnético de Barkhausen é capaz de detectar diferentes fases ferromagnéticas em um aço, como ferrita, bainita, martensita, devido ao caráter ferromagnético dessas fases. Ou seja, os domínios magnéticos presentes nessas estruturas tendem a se alinhar com certa facilidade quando expostas a um campo magnético variável. Entretanto, graças às diferentes características de cada fase, elas apresentam padrões de resposta diferentes quando avaliadas pelo ensaio RMB. Dessa forma, é possível realizar uma análise qualitativa de materiais através da análise destes padrões e, com uma análise mais aprofundada, realizar uma quantificação de fases.

A detecção de diferentes fases nos aços pode ocorrer por meio do estudo de diversas variáveis do ensaio. Entre elas, destaca-se a avaliação da envolvente do sinal RMB, com foco principal na avaliação de amplitude e posição de pico, mas o valor RMS também pode ser uma variável que apresenta variações significativas.

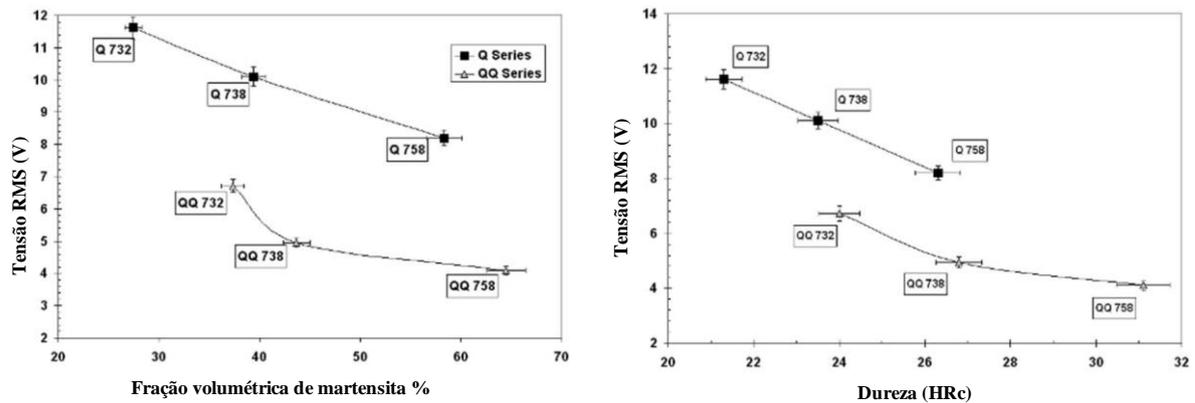
Os autores Kleber et al. (2004) analisaram a evolução da microestrutura decorrente da aplicação de diferentes temperaturas para um aquecimento intercrítico seguido de resfriamento em água e avaliaram as mudanças provocadas no sinal RMB em aços ferríticos-martensíticos. Nesse processo, verificaram a formação de dois picos no envelope do sinal RMB, como pode ser visto na figura 25. Um pico inicial que indicaria a presença de ferrita em posições com menor intensidade de campo e um segundo pico que indicaria a martensita formada em posições de maior intensidade de campo com menor amplitude de pico.



**Figura 25:** Sinal do ruído de Barkhausen para o aço B (0,34%wt C) e C (0,48%wt C) em função da temperatura intercrítica de recozimento. Fonte: (KLEBER et al., 2004a).

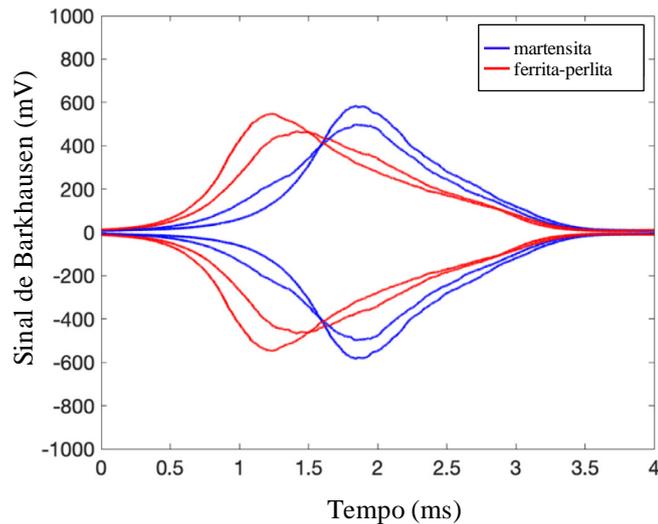
Observando ainda a figura 25, é possível verificar que com o aumento da severidade do processo de têmpera, ocorre a redução da presença do pico relacionado a ferrita e um aumento da amplitude do pico relacionado com a martensita, assim como o seu deslocamento para regiões de menor intensidade de campo.

Além da análise dos envelopes do sinal RMB, é possível estudar os valores RMS para entender como a martensita afeta a emissão do ruído magnético. Segundo Kaplan, Gür e Erdogan (2007), que realizaram tratamentos térmicos de têmpera e recozimento em amostras de aço AISI 8620, a fração volumétrica de martensita presente no material afeta diretamente o RMS de Barkhausen, sendo que quanto maior o volume de martensita, menor é o valor RMS do sinal. A dureza segue o mesmo padrão com relação ao RMS, já que o próprio aumento de dureza é relacionado à formação de martensita (Figura 26).



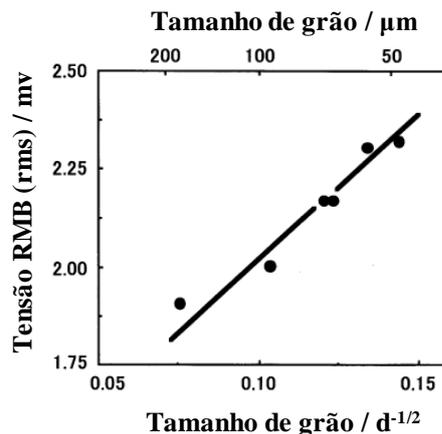
**Figura 26:** Correlação entre o valor RMS de Barkhausen, a fração volumétrica de martensita e dureza em amostras de aço AISI 8620. Fonte: (KAPLAN; GÜR; ERDOGAN, 2007).

A detecção e estudo da fase martensítica é, entretanto, um grande desafio, pois diversos fatores podem modificar os resultados obtidos através da medição do ruído magnético de Barkhausen. Os carbonetos, por exemplo, como o  $Fe_3C$ , podem ter uma influência tão grande quanto a presença de fases como a martensita no sinal RMB do material (Figura 27), por isso é necessário obter um conhecimento mais aprofundado sobre o material em estudo antes de realizar a avaliação com o RMB (HONKANEN et al., 2021).



**Figura 27:** Comparação entre a medição de um sinal RMB de um aço formado por martensita e por outro formado essencialmente de ferrita-perlita. Fonte: (HONKANEN et al., 2021).

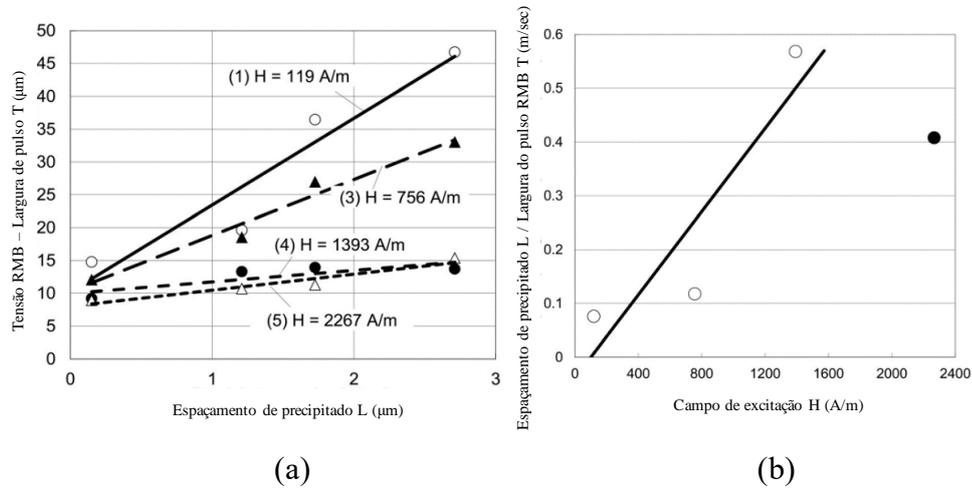
Além da presença de carbonetos, que podem influenciar no comportamento do sinal RMB, outros fatores podem também promover variações no comportamento do sinal, como o tamanho de grão. A redução do tamanho de grão pode em alguns casos promover o aumento do valor médio do pulso RMB em materiais ferromagnéticos (Figura 28), pois eles podem atuar como pontos adicionais de nucleação de domínios magnéticos e modificar a assinatura RMB de um material, como foi avaliado nos trabalhos desenvolvidos por (SAKAMOTO; OKADA; HOMMA, 1987; YAMAURA; FURUYA; WATANABE, 2001).



**Figura 28:** Tensão RMB em função do tamanho de grão. Fonte: (YAMAURA; FURUYA; WATANABE, 2001).

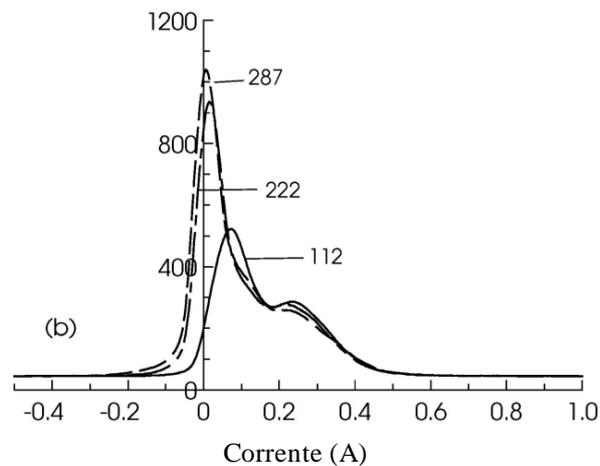
Como já apresentado anteriormente, existe uma grande complexidade atrelada ao estudo do ruído magnético de Barkhausen. Em alguns estudos foram observados a influência da distância entre pontos de travamento de parede de domínio na resposta obtida, como no trabalho desenvolvido por Inaguma; Sakamoto; Hasegawa (2012), que identificaram o aumento da largura do pico e modificação da posição desse pico em relação ao campo, no caso, para um

local de maior campo aplicado conforme o aumento da distância entre precipitados que atuavam como ancoragem em ligas de ferro (Figura 29).



**Figura 29:** Avaliação do efeito de precipitados no RMB (a) Relação entre a distância de precipitados e a largura de pulso RMB para cada campo de excitação (b) Correlação entre a razão da distância entre os precipitados com a largura de pulso RMB e o campo de excitação. Fonte: Adaptado de (INAGUMA; SAKAMOTO; HASEGAWA, 2012).

Na pesquisa realizada por Kleber et al. (2004b), o efeito da quantidade de carbono foi avaliado, identificando que a redução desse elemento dentro da fase martensítica promoveu o aumento da amplitude do sinal, com deslocamento do pico para um local com menor intensidade de campo. Da mesma forma, o trabalho realizado por Blaow, Evans e Shaw, (2005), identificou que quanto mais profunda a perda do carbono pelos processos de oxidação em um aço 0,6 %C maior o aumento da amplitude de pico e deslocamento do pico relacionado à fase de ferro alfa para as regiões de menor intensidade de campo, como visto na Figura 30.



**Figura 30:** Perfis RMB mostrando o efeito do aumento da descarbonetação da superfície. O número ao lado da curva indica a metade da profundidade da camada de descarbonetação. Fonte: (BLAOW; EVANS; SHAW, 2005)

## **2.6 Ensaios Destrutivos**

Os ensaios destrutivos em aços são utilizados para o estudo e caracterização do material, identificando as propriedades que ele possui, tais como resistência à tração, resistência à compressão, resistência à fadiga, dureza, ductilidade, resiliência, entre outras. Além disso, os ensaios destrutivos são capazes de informar sobre os microconstituintes presentes, tamanho de grão, presença de defeitos, modelo de estrutura cristalina. Entretanto, a realização desses ensaios está atrelada à destruição da peça para a obtenção de dados sobre o material. Ou seja, os processos para obtenção das características desse material promovem mudanças permanentes na estrutura do aço, impedindo-o de ser utilizado novamente em alguma aplicação mecânica.

Entre os ensaios destrutivos mais comumente utilizados pode-se citar: microscopia, ensaios de dureza, ensaio de tração e compressão, difração de raio-X (DRX). Tais ensaios compartilham a necessidade de alteração do material a ser analisado através da criação de um corpo de prova que passará por rompimento da sua estrutura no caso ensaios de tração e compressão, ou por processos de lixamento e polimento que ocorrem em ensaios de microscopia e DRX, ou ainda pela criação de indentações mecânicas no material que acontecem durante a realização de ensaios de dureza.

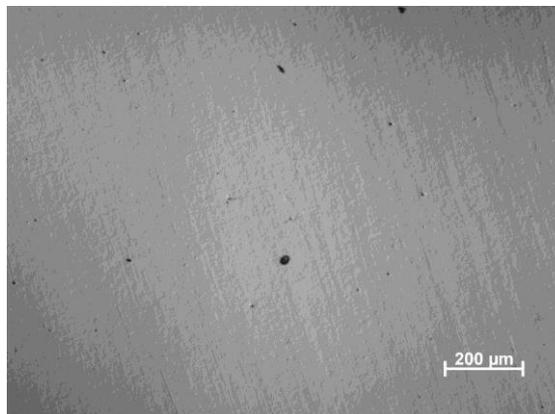
### **2.6.1 Microscopia Ótica**

A microscopia ótica (MO) é uma técnica utilizada para observar aços e ferros fundidos de forma microscópica. Nesta técnica, a luz é incidida no material e refletida ao observador para visualização e obtenção de uma imagem da microestrutura. Essa imagem pode ser ampliada dependendo da lente de aumento utilizada, variando normalmente entre 5x e 1000x de aumento (COLPAERT; DA COSTA, 2008).

A observação do corpo de prova depende essencialmente que a superfície seja bastante plana e perpendicular ao eixo ótico do microscópio. Para que isso ocorra, é necessária a preparação das amostras a serem visualizadas por meio de processos de lixamento com lixas de carboneto de silício (SiC) de diferentes gramaturas, além de polimento com uso de pastas de diamante de diferentes microns como abrasivo em discos de feltro (COLPAERT; DA COSTA, 2008).

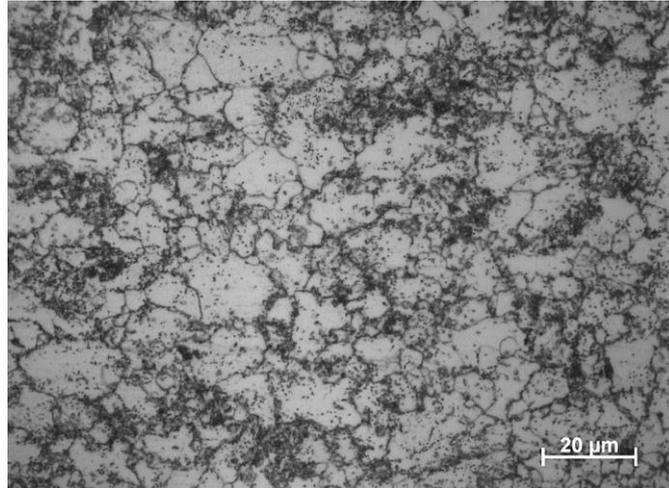
A realização do processo de lixamento se inicia com o embutimento das amostras em material polimérico (resina fenólica) e com a utilização de máquinas politrizes que facilitam o processo. O lixamento completo das amostras ocorre com utilização sequencial de lixas com diferentes gramaturas variando entre: 80, 120, 180, 240, 320, 400, 600 e 1200. Durante a troca de lixas é necessária a rotação da amostra em 90°, de forma a garantir que todos os riscos da lixa anterior foram removidos e garantir que o lixamento foi feito de forma correta.

Posteriormente ao processo de lixamento, inicia-se o polimento que normalmente é feito com pastas de diamante de 6  $\mu\text{m}$ , 3  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$  em discos de feltro colocados na politriz. Existem procedimentos adicionais que podem ser realizados posteriormente caso seja necessário um polimento mais refinado. A partir dessa etapa já é possível uma primeira visualização do material no microscópio que pode fornecer as seguintes informações: qualidade do polimento, presença de defeitos, porosidade, inclusões e trincas, como pode ser visto na Figura 31.



**Figura 31:** Superfície de uma amostra de aço 22MnB5 após polimento. Fonte: Autoria própria.

Após o polimento da amostra e a obtenção de uma superfície plana, ela pode ser atacada quimicamente com a utilização de alguma solução. O ataque químico tem como função revelar as fases e constituintes presentes no material, como, por exemplo, a ferrita, a martensita, a austenita, a perlita, contornos de grão, gerando uma micrografia ou metalografia da amostra, exemplificada na Figura 32. A solução a ser utilizada deve ser selecionada de acordo com o que se deseja observar e de acordo com a categoria do aço a ser analisado. Entre os ataques mais utilizados, enquadra-se o Nital (1% a 10%), uma solução de ácido nítrico ( $\text{HNO}_3$ ) e álcool etílico, que tem uso geral para produção de micrografias (COLPAERT; DA COSTA, 2008).



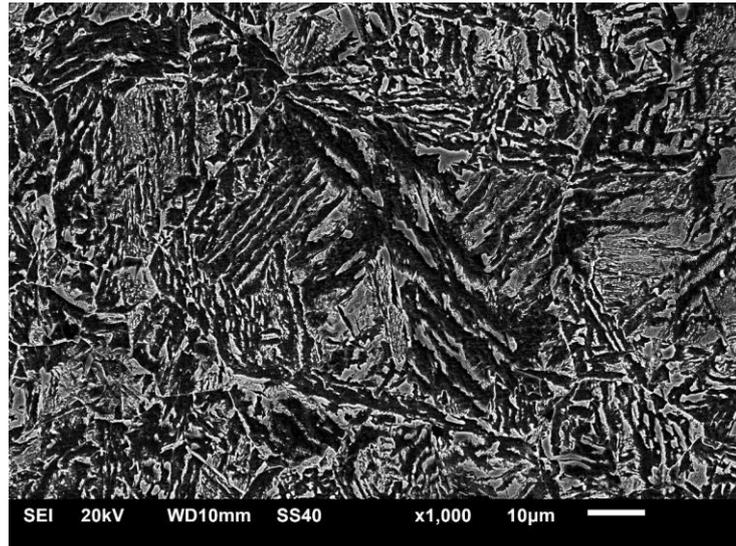
**Figura 32:** Micrografia com ataque de Nital 2% revelando contornos de grão e as fases presentes no material.  
Fonte: Autoria própria.

### 2.6.2 Microscopia eletrônica de varredura

A microscopia eletrônica de varredura é uma técnica utilizada para caracterização de amostras, especialmente quando há a necessidade da obtenção de imagens com maior aproximação e com uma melhor resolução e é utilizada normalmente quando somente as imagens obtidas por MO não são suficientes para entender as estruturas presentes no material (Figura 33).

O microscópio eletrônico de varredura (MEV) consiste basicamente na utilização de um feixe de elétrons, ao contrário do uso de fótons da luz em um microscópio ótico. Esse feixe incide na amostra, gerando uma resposta por meio dos elétrons e ondas eletromagnéticas e permite a formação de imagens através do recolhimento desse sinal por um detector (DEDAVID; GOMES; MACHADO, 2007).

As amostras que irão passar por um processo de caracterização com MEV usualmente precisam passar pelo mesmo processo de preparação que as amostras para microscopia ótica, com lixamento e polimento, sendo necessário remover a presença de qualquer tipo de impureza da superfície da amostra, pois isso pode dificultar a formação da imagem (DEDAVID; GOMES; MACHADO, 2007).



**Figura 33:** Micrografia realizada com MEV para avaliação das fases presentes em um aço 22MnB5 com ataque nital 2%. Fonte: Autoria própria.

### 2.6.3 Ensaio de Dureza Vickers

A dureza é uma propriedade mecânica associada a resistência dos materiais a deformação plástica localizada. Inicialmente, os ensaios de dureza eram realizados de acordo com a capacidade de um material riscar o outro e uma escala foi criada com base em minerais naturais. Nessa escala, foi adotado um sistema qualitativo que varia de 1 a 10, sendo 1 a representação para o talco (material mais macio) e 10 para a representação do diamante (material mais duro). Contudo, foram desenvolvidos métodos mais eficazes de determinação de dureza de forma quantitativa em que um penetrador é forçado contra a superfície do material com controle de carga e taxa de aplicação, gerando uma impressão no material, a partir da qual são obtidas relações de profundidade de penetração com a força aplicada, indicando, assim, o nível de dureza do material. Entre os ensaios de dureza mais conhecidos estão o de Rockwell, Brinell e Vickers (CALLISTER; RETHWISCH, 2008).

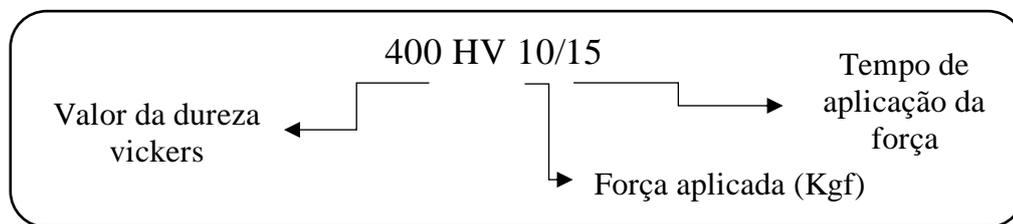
O ensaio de dureza Vickers foi desenvolvido por Smith e Sandland e é caracterizado por utilizar um penetrador de formato piramidal com base quadrada e ângulo de  $136^\circ$  entre faces com a ponta de diamante e assim gerar uma indentação na superfície do material. Esse método de ensaio apresenta diversas vantagens, entre elas pode-se citar a utilização de uma única escala contínua de dureza, poder ser aplicada em diversos tipos de material e possuir uma grande precisão de medida (GONTARSKI; CASALI; MIKOWSKI, 2021).

O valor de dureza vickers é identificada no sistema internacional (SI) através do símbolo HV (hardness-vickers) e depende da força aplicada  $F$  em Newtons (N), do valor médio das

diagonais (d) gerada pela aplicação do penetrador de diamante e de uma constante devido à geometria do indentador, podendo ser calculada pela seguinte equação (GONTARSKI; CASALI; MIKOWSKI, 2021):

$$HV=1,8544 \frac{F}{d^2} \quad \text{Eq. 1}$$

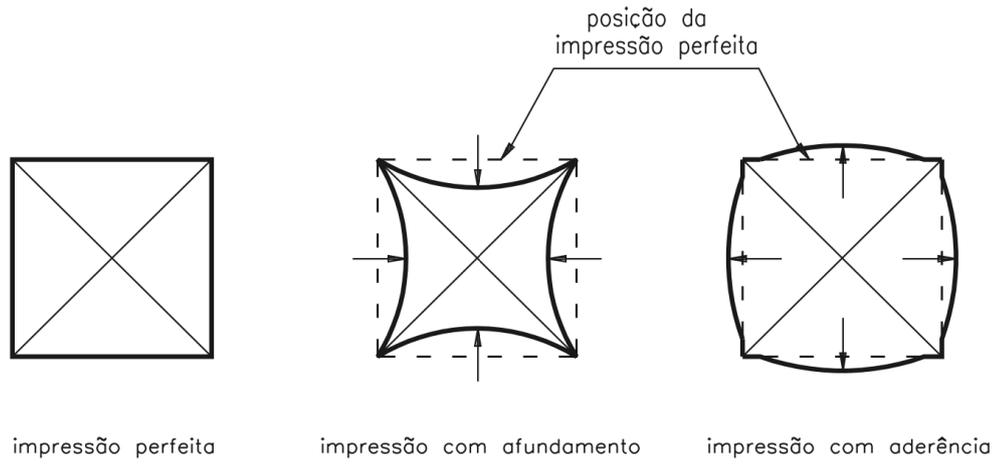
Os ensaios de dureza vickers podem ser classificados de acordo com a força aplicada no ensaio em: ensaio de dureza vickers para forças aplicadas  $F \geq 49,03 \text{ N}$ , ensaio de dureza vickers com força baixa para forças  $1,961 \text{ N} \leq F < 49,03 \text{ N}$  e ensaio de microdureza vickers para forças  $F \leq 1,961 \text{ N}$  (ABNT, 2019a). Além disso, eles são normalmente representados da seguinte forma (Figura 34):



**Figura 34:** Representação do valor de dureza. Fonte: Adaptado de ABNT (2019a).

Um ponto importante a ser levado em consideração durante a realização de ensaios vickers é a qualidade da impressão da pirâmide pelo penetrador, observando se ocorreu aderência do material ou afundamento. Defeitos de impressão, como vistos na Figura 35, irão ocasionar erros de medição e devem ser evitados através do controle da carga aplicada e controle da condição da superfície, sendo, em alguns casos, necessário o lixamento do material para remoção de impurezas e rugosidade, além de que uma superfície isenta de detritos e mais polida favorece a obtenção dos valores das diagonais geradas já que eles são obtidos com uso de um microscópio ótico (COZACIUC; SILVA; TOGNI, [s.d.]).

Em aços como o 22MnB5, que possuem algum tipo de revestimento superficial, é necessária a remoção dessa camada para que a medição de dureza possa ser realizada diretamente no aço e para que se obtenha valores fidedignos de dureza do material. A própria preparação da superfície para ensaio, utilizada para evitar erros de impressão, já inicia a remoção do recobrimento.



**Figura 35:** Defeitos de impressão em ensaio de dureza Vickers. Fonte: (COZACIUC; SILVA; TOGNI, [s.d.]).

### 3 METODOLOGIA

Neste capítulo será descrito o planejamento experimental do trabalho de forma detalhada, desenvolvido para alcançar o objetivo de avaliar a potencialidade do ensaio não destrutivo de Barkhausen na detecção da formação de martensita e dos níveis de dureza no aço 22MnB5 após processos térmicos. Será especificado as características das amostras utilizadas, os procedimentos de medição RMB, os ensaios térmicos de têmpera, os processos de caracterização microestrutural e os ensaios de dureza.

#### 3.1 Planejamento Experimental

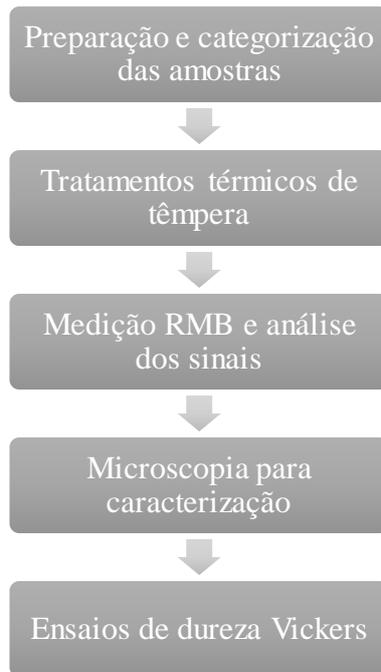
A fase experimental deste trabalho foi realizada em diferentes etapas considerando os objetivos específicos a serem alcançados e estão expostas no fluxograma apresentado na figura 31. O planejamento foi montado considerando a necessidade de avaliar diversas amostras, em diferentes condições de resfriamento após têmpera e com certa diversidade microestrutural, para que posteriormente fossem feitas análises RMB capazes de identificar variações da microestrutura e dos níveis de dureza.

A primeira etapa condiz com a preparação e categorização das amostras para desenvolvimento do estudo, incluindo as dimensões utilizadas, maquinário usado em corte, remoção do revestimento e método para classificação das amostras.

Em seguida, na segunda etapa, foram determinadas as têmperas a serem realizadas com as amostras de aço 22MnB5, com diferentes severidades, a fim de gerar potencialmente diferentes microestruturas nessas amostras, considerando a presença ou não do revestimento de Al-Si.

A terceira etapa se restringe ao processo de medição de Barkhausen e a análise dos sinais. Indicando localização de pontos de medição, equipamentos utilizados e parâmetros RMB avaliados para serem correlacionados com variações de dureza e a microestrutura gerada nas amostras.

A quarta etapa define o procedimento caracterização do material por metalografias obtidas por microscopia óptica, indicando como foi realizado o processo de preparação e visualização das amostras e última etapa do planejamento, a qual informa como foram realizados os ensaios de dureza Vickers, levando em conta carga aplicada no ensaio, polimento da superfície das amostras e região de medição.



**Figura 36:** Fluxograma das etapas do planejamento experimental

### 3.2 Preparação e categorização das amostras

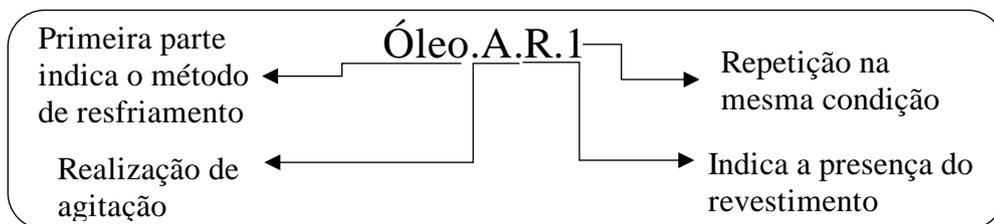
As amostras utilizadas nesta pesquisa foram produzidas a partir de chapas de aço 22MnB5 (Usibor), material frequentemente utilizados em processos de estampagem a quente, foram fornecidas pela empresa BENTELEER e podem ser vistas na Figura 37. As chapas foram produzidas pelo processo de laminação a frio, possuem dimensão 200 mm x 170 mm x 1,7 mm e são recobertas com uma camada de Al-Si.



**Figura 37:** Chapas de aço 22MnB5 como recebidas revestidas com Al-Si.

A chapa inicial foi marcada para produção de amostras retangulares de dimensão de 40mm x 40 mm e cortado com a utilização de uma guilhotina mecânica da SORG com capacidade de corte de até 5mm para aços. Dessa forma, foram produzidas diversas amostras, das quais 30 foram selecionadas para realização dos experimentos. Dentre elas quatorze passaram por processo de lixamento para remoção da camada de Al-Si, onde se utilizou lixas de gramatura 80 e 180 em uma lixadeira poltriz da Arotec para retirada completa deste recobrimento.

Depois da realização de corte e lixamento, as amostras foram categorizadas em grupos do 1 ao 7 de acordo com os diferentes tratamentos térmicos de têmpera a serem aplicados. Cada grupo então passou a ter quatro amostras, sendo duas com revestimento de Al-Si e duas sem revestimento e foram classificadas de acordo com a nomenclatura que pode ser vista na figura 36. O método inclui informações sobre o meio de resfriamento utilizado, a agitação ou não desse meio e características também da amostra como, a presença ou não do revestimento e indica a quantidade de repetições realizadas na mesma condição de têmpera.



**Figura 38:** Nomenclatura para a classificação das amostras.

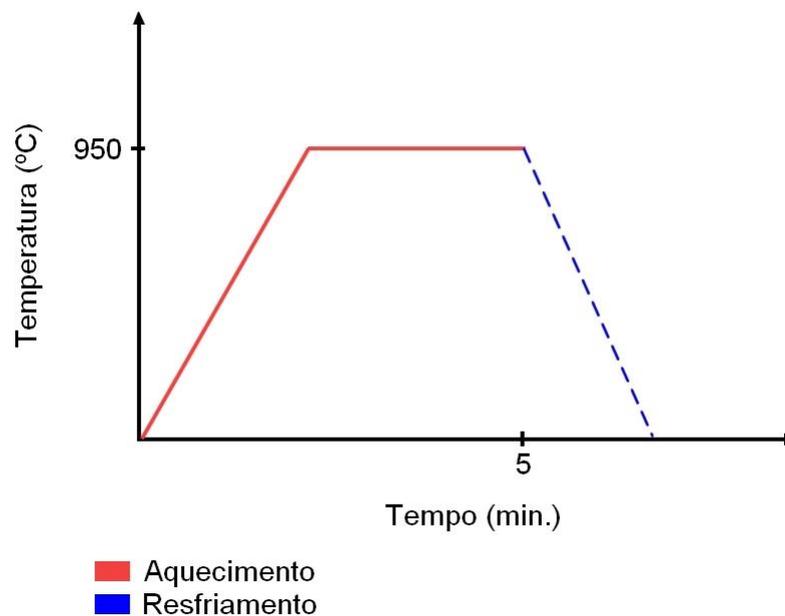
### 3.3 Tratamentos térmicos de têmpera

Os tratamentos de têmpera realizados nas amostras de aço 22MnB5 foram selecionados de acordo com a severidade, ou seja, conforme às diferentes condições de resfriamento, em meios como, ar, água, óleo e salmoura, com e sem agitação. Seguindo o agrupamento realizado das 28 amostras, cada grupo foi associado a uma condição de resfriamento específica em têmpera para formação de diferentes condições microestruturais. Essa associação entre os grupos e os diferentes meios de resfriamento pode ser visto na tabela 3.

**Tabela 3:** Tabela de associação dos grupos de amostras com meios de resfriamento.

GRUPO	MEIO DE RESFRIAMENTO
1	Ar
2	Óleo
3	Óleo com agitação
4	Água
5	Água com agitação
6	Salmoura 20% NaCl
7	Salmoura 20% NaCl com agitação

Os tratamentos térmicos de têmpera foram realizados com o aquecimento das amostras em um forno a temperatura de 950 °C, temperatura acima da linha AC3 do material, durante o período de 5 min, de forma que houvesse completa austenitização das amostras de aço 22MnB5, como pode ser visto no gráfico informativo da Figura 39.

**Figura 39:** Gráfico informativo do processo de têmpera com o tempo total de aquecimento.

O forno utilizado para aquecimento foi um forno mufla de temperatura máxima de 1200 °C da marca GRION. Em conjunto com o forno, foi empregada uma bomba a vácuo para criar uma atmosfera com menores quantidades de oxigênio e assim reduzir efeitos de oxidação e formação de carepa.

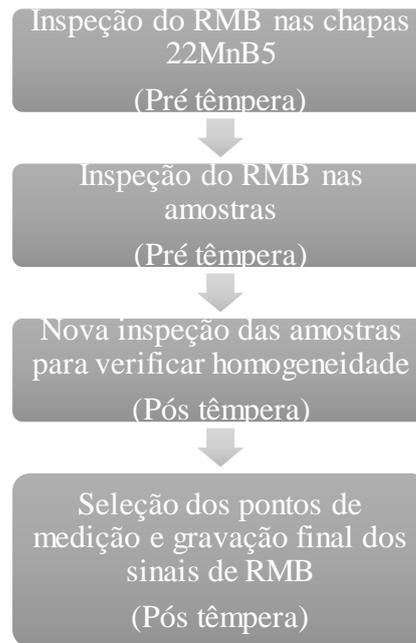
Em seguida da etapa de aquecimento das amostras de aço a 950 °C, elas foram resfriadas até a temperatura ambiente, considerando os meios de resfriamento para cada grupo de amostras e com muito cuidado para evitar qualquer influência de ferramentas na taxa de resfriamento e proporcionar que esse resfriamento ocorresse da forma mais homogênea possível nas amostras. A agitação observada em alguns grupos provocada no óleo, na água e na salmoura, para proporcionar diferentes níveis de severidade na têmpera em um mesmo meio, foi moderada e aplicada com o auxílio de ar comprimido.

### **3.4 Medição do RMB e análise dos sinais**

O processo de medição e captura dos sinais do ruído magnético de Barkhausen se dividiu em duas etapas. Inicialmente as amostras de Usibor passaram por um processo de inspeção inicial para verificar a condição inicial das placas como recebidas e identificar possíveis efeitos do processo de fabricação no sinal de RMB. Após a etapa de corte foi realizado novamente outra inspeção para garantir que as amostras apresentavam certa homogeneidade entre si e garantir que após tratamentos térmicos não houvesse variáveis que pudessem interferir com a análise dos dados.

Depois de realizados os tratamentos de têmpera (austenitização completa e resfriamento das peças), foi feita uma nova inspeção RMB em algumas das amostras, em que foram gravados os sinais e feita uma análise desses dados para avaliar a homogeneidade entre diversos pontos dentro da mesma amostra.

Durante todo o processo de inspeção e medição, foram levadas em consideração ambas as faces do material, assim como a orientação do sensor, com o objetivo de avaliar qualquer variação possível que pudesse influenciar nos resultados. Somente após todo esse procedimento preliminar de inspeção e estudo das amostras via RMB, foi especificada a metodologia de utilização da técnica para a obtenção dos resultados deste trabalho. O planejamento específico descrito aqui para o processo de medição do RMB e análise dos sinais pode ser visto de forma esquemática no fluxograma abaixo (Figura 40).

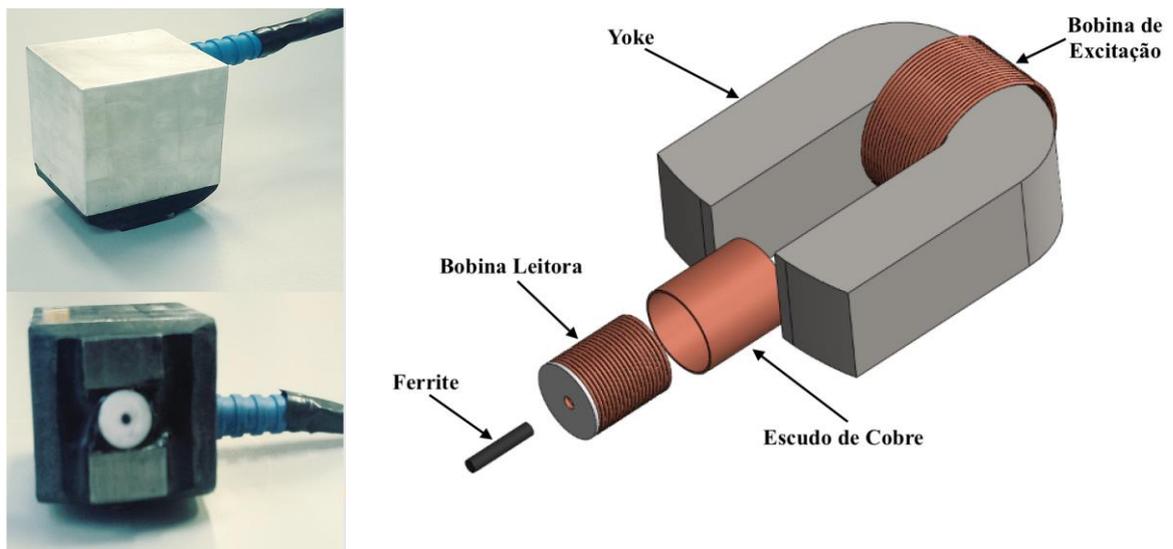


**Figura 40:** Planejamento do processo de medição RMB.

Todo esse processo de medição do RMB nas amostras foi realizado com os equipamentos presentes no próprio laboratório da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP, os quais serão detalhados no próximo tópico.

### 3.4.1 Equipamento de medição do RMB

O processo de medição do ruído magnético de Barkhausen foi realizado mediante o uso de um sensor já presente no laboratório com uma geometria plana adequada para realizar medições no modelo de amostra estudada neste trabalho (Figura 41). Esse sensor de detecção do RMB é constituído de um núcleo de ferro e silício em forma de U (yoke), apresenta uma bobina com 360 espiras de arame de cobre AWG28 e funciona como a bobina de excitação do campo magnético. Ele possui também uma outra bobina para detecção dos sinais RMB constituída de 3000 voltas de arame AWG44 e envolvida com uma capa de cobre para reduzir a influência de interferências eletromagnéticas externas. Além disso, essa bobina possui um núcleo de ferrite (material cerâmico de óxido de ferro) que aumenta a sensibilidade de captura dos sinais. Esse sensor apresenta também uma estrutura externa de alumínio que serve como uma capa protetora, evitando possíveis danos as bobinas durante o processo de medição.

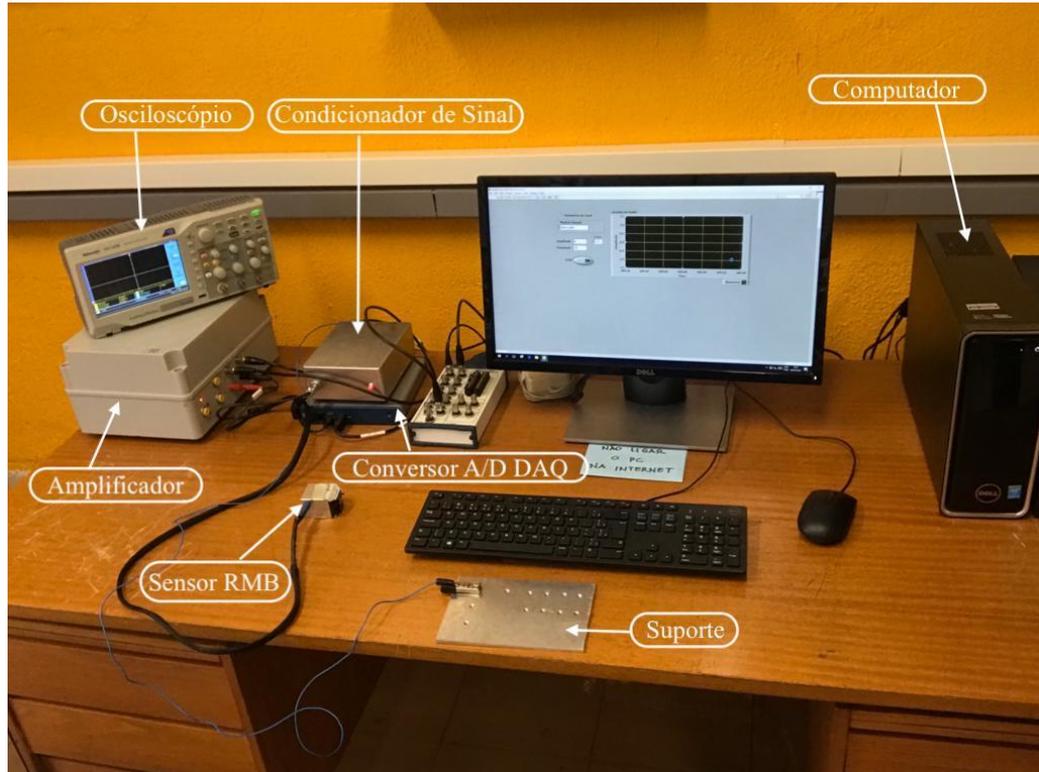


**Figura 41:** Sensor RMB e seus componentes. Fonte: Autoria própria.

As medições do RMB são realizadas com o auxílio de um suporte de alumínio já presente no laboratório, o qual, facilita o procedimento por permitir que o sistema de aterramento seja conectado ao suporte ao invés das amostras, as quais apresentam dimensões reduzidas.

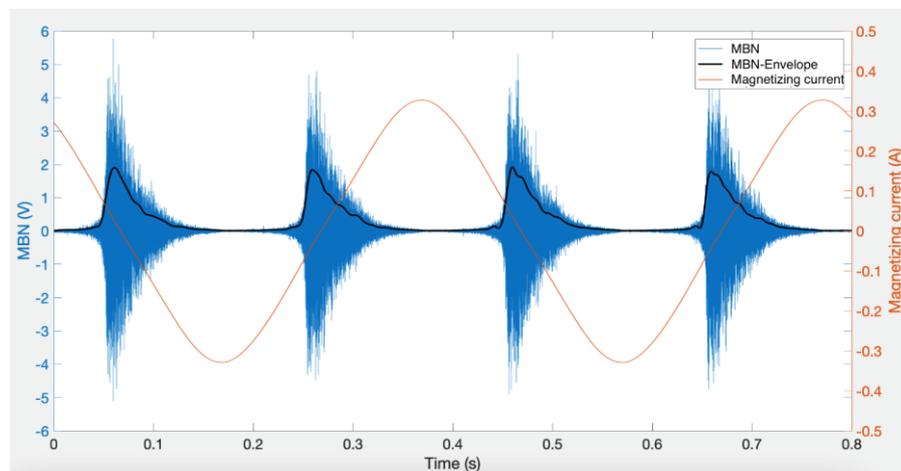
Nas medições do RMB, o sensor está conectado a todo um sistema para a aquisição do sinal (Figura 42). Esse sistema é composto inicialmente por um computador que é capaz de criar o sinal de referência da tensão de excitação no script “Gerador de ondas” no software LabVIEW® e através dele é possível controlar a forma de onda, a amplitude e a frequência desse sinal. O sinal digital gerado é convertido para analógico por meio de um conversor A/D da placa DAQ USB-6331 da National Instruments com 16 bits de resolução. Esse sinal senoidal é enviado para um amplificador bipolar de corrente onde é conectada a bobina de excitação magnética.

Seguindo a sequência desse sistema de aquisição, o sinal RMB ao ser obtido pela bobina leitora é filtrado em uma faixa de frequência de 1-150 KHz e amplificados com ganho de 30 dB. Novamente é feita uma conversão pela mesma placa A/D aqui já citada, só que agora convertendo o sinal de analógico para digital e com uma frequência de amostragem de 600 KHz.



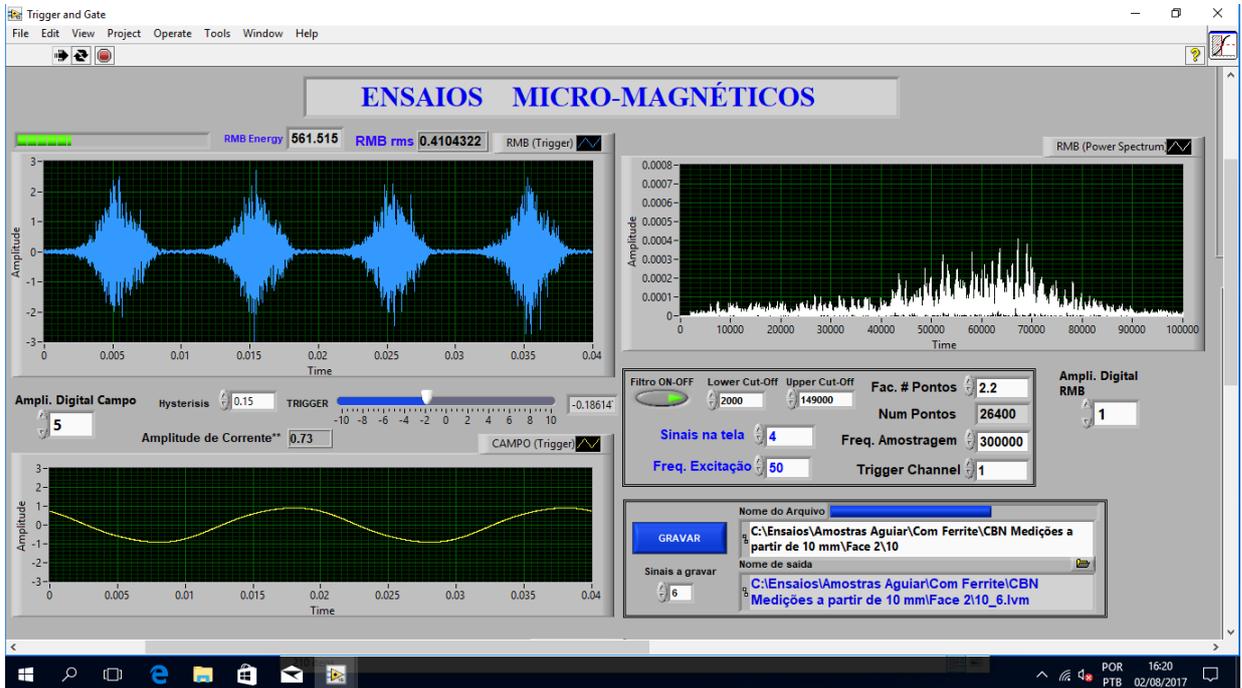
**Figura 42:** Sistema completo de medição do RMB.

A medição do ruído de Barkhausen realizada por esse sistema de aquisição é composta por sinais de RMB gerados em 2 ciclos completos de magnetização, que por sua vez, geram 4 “burst” de RMB (Figura 43). Em cada ponto de medição são realizadas 10 gravações desse sinal, onde são feitos posteriormente cálculos de valor médio e desvio padrão dos valores RMS, análise do envelope médio do sinal, com verificação das amplitudes e posições de pico em relação ao campo aplicado.

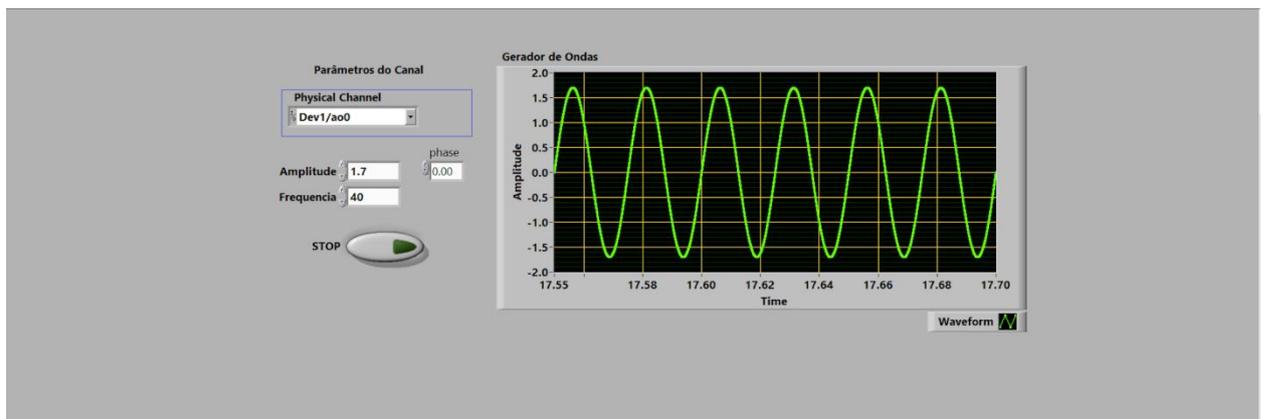


**Figura 43:** Dois ciclos completos de magnetização com 4 “burst” de RMB em relação a corrente do campo magnetizante e os devidos envelopes. Fonte: Autoria própria.

A visualização, armazenamento e controle dos sinais é feita através do software LabVIEW® (Figura 44), enquanto todo o processamento desses sinais RMB e análise dos parâmetros foi realizada através de códigos desenvolvidos no software MATLAB®.



(a)



(b)

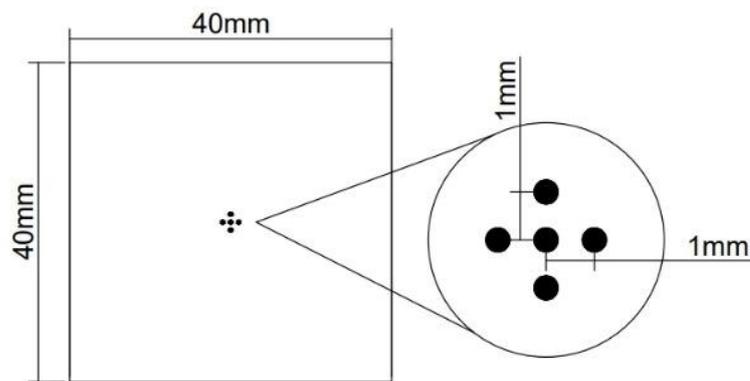
**Figura 44:** Interface do Software LabVIEW®. Em (a) o programa para aquisição do sinal RMB ;(b) o programa para geração de tensão para excitação magnética.

### 3.4.2 Posições e parâmetros das medições do RMB nas amostras

As medições do RMB foram realizadas de três formas diferentes consoante com o objetivo a ser atingido com o ensaio. Inicialmente, para as inspeções antes da têmpera, pontos

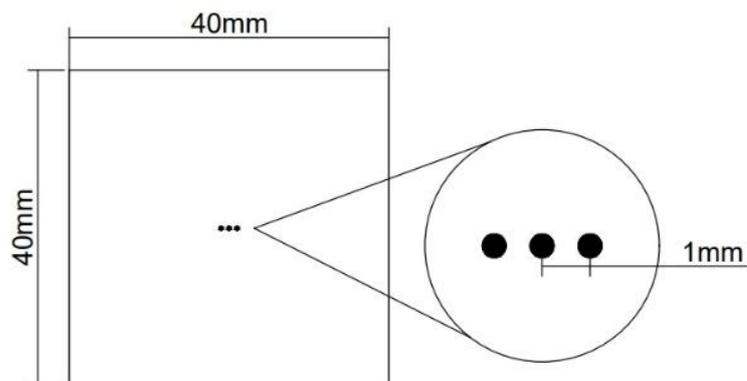
aleatórios das chapas e das amostras foram observados sem gravação dos dados, mas considerando uma variação de orientação do sensor em  $90^\circ$  e considerando ambas as faces.

Após o procedimento de tratamento térmico, para avaliação da homogeneidade do sinal, foram selecionados cinco pontos espaçados 1mm entre si ao redor do centro de cada amostra na frente e no verso (Figura 45), sendo que a gravação dos sinais também levou em consideração as duas orientações do sensor a  $0^\circ$  e a  $90^\circ$ . Nesse processo de medição, quatro amostras foram selecionadas para estudo dentro do conjunto das vinte e oito.



**Figura 45:** Pontos de medição RMB para verificar homogeneização. Fonte: Autoria própria.

A medição do RMB final para obtenção dos dados para correlacionar a microestrutura com o tratamento aplicado ao material, objetivo principal deste trabalho, foi feita considerando três pontos em uma única face das amostras, esses pontos estavam dispostos em uma única linha central, com afastamento de 1mm entre eles, conforme ilustrado na Figura 46. A medição e gravação destes sinais também avaliou a variação de orientação do sensor, como já exposto acima.



**Figura 46:** Pontos de medição RMB para amostras temperadas. Fonte: Autoria própria.

No caso específico deste trabalho, foram utilizados dois campos magnético de excitação gerados com diferentes amplitudes de tensão senoidal, de acordo com a presença ou não de revestimento nas amostras. O primeiro campo com a intenção de medir amostras com revestimento utilizou corrente de pico de  $I = 0,4A$  e frequência de 5 Hz e o segundo campo para as amostras sem revestimento utilizou  $I = 0,33A$  e frequência de 5 Hz. Essa relação entre os campos e as amostras está bem detalhada na tabela 4. Tais parâmetros foram selecionados de acordo com variação de espessura das amostras, que ocorre devido à presença ou não da cobertura de Al-Si e por gerar o melhor nível de sensibilidade do RMB no material em estudo.

**Tabela 4:** Parâmetros de corrente e frequência dos campos magnéticos de excitação utilizados para medição.

<b>Campo magnético gerado</b>		
<b>Amostras</b>	<b>Corrente (A)</b>	<b>Frequência (Hz)</b>
Com cobertura Al-Si	0,4	5
Sem cobertura Al-Si	0,33	5

### **3.5 Microscopia ótica e Microscopia eletrônica de varredura**

Uma amostra em condição inicial e duas amostras em cada condição de tempera (uma com revestimento e outra sem) foram selecionadas para a realização da etapa de microscopia ótica. Inicialmente as 15 amostras selecionadas passaram por processo de corte para remoção da região central com dimensões em torno de 12mm x 12mm. O corte foi realizado com uma cortadora metalográfica modelo CM100 da Teclago.

Após a realização dos cortes, todas as amostras selecionadas passaram por processo de embutimento metalográfico em resina polimérica, com o objetivo de facilitar os processos de lixamento e polimento. Esse embutimento foi feito com uso de uma embutidora automática de modelo Auto EM30D, também da empresa Teclago.

Posteriormente a esses processos de corte e embutimento, as amostras foram lixadas com lixas 80, 180, 240, 320, 400, 600 e 1200 e polimento com pastas de diamante de 6  $\mu m$ , 3  $\mu m$  e 1  $\mu m$  até a obtenção de uma superfície espelhada. Ambas as etapas foram realizadas com auxílio de uma máquina politriz Polipan 2 da Pantec a 600 rpm.

O ataque químico das superfícies polidas foi feito com o uso Nital 2% (solução de ácido nítrico e álcool etílico) para visualização das fases no aço, utilizando um microscópio ótico

Zeiss modelo Scope A1 AX10, com câmera integrada e com visualização em preto e branco, o qual permitiu a obtenção das imagens em diversas ampliações de 100x, 200x, 500x e 1000x.

A microscopia eletrônica de varredura foi utilizada em conjunto a ótica para um estudo mais aprofundado da microestrutura formada nas amostras e auxiliar na avaliação da influência da severidade dos processos térmicos nas estruturas martensíticas formadas. O microscópio eletrônico utilizado foi o JEOL JSM-6510LV com filamento de tungstênio, operado com voltagem de aceleração de 20 kV, distância de trabalho de 10 mm e tamanhos de feixe de 50 (unidades arbitrárias – UA) para a aquisição de imagens.

### **3.6 Ensaios de dureza Vickers**

Os ensaios de dureza foram realizados em todas as 28 amostras que passaram por processo de têmpera e em 2 amostras em estado inicial. Nesses ensaios, foi utilizado o equipamento de microdureza Shimadzu HVM-2, que realiza a medição de dureza através do uso de um indentador de diamante com forma piramidal e que considera somente o tamanho das diagonais da pirâmide formada, necessitando, assim que todas as amostras tivessem um certo nível de planicidade por meio de lixamento e polimento com lixas de gramatura 1200 e polimento com pasta de diamante.

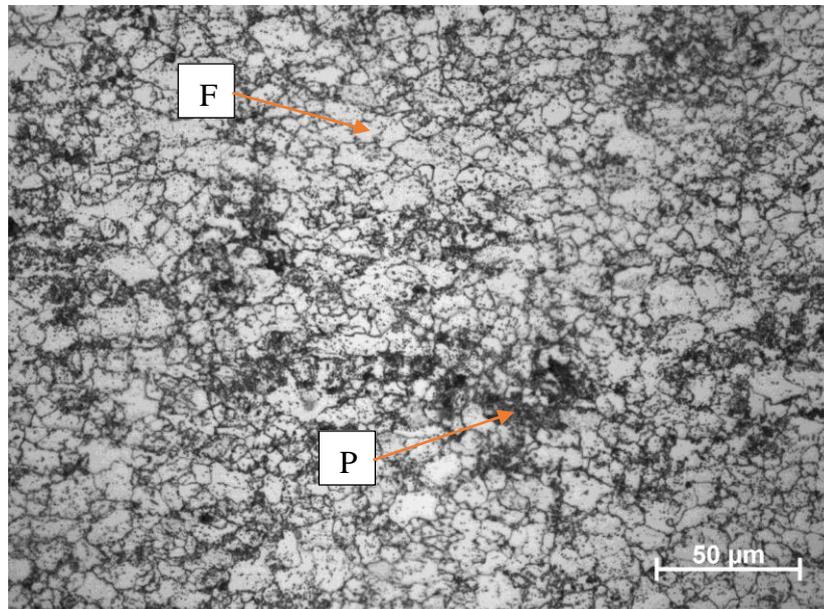
As medições foram realizadas considerando a escala Vickers e com aplicação de carga de 0,5kgf (4,9 N) durante 15 segundos em 4 pontos diferentes de cada amostra, com obtenção posteriormente de um valor médio de dureza do material e um desvio padrão. Esse ensaio caracterizou-se como um ensaio de dureza de baixa carga e apresentou elevada confiabilidade, pois mostrou pequenas variações entre as medições e manteve um padrão de dureza já identificado na literatura.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 Análise da chapa de 22MnB5 como recebida

#### 4.1.1 Microestrutura e dureza

A chapa de aço na condição como recebida, com espessura de 1,7 mm e produzida por laminação a frio, foi avaliada através de microscopia ótica (Figura 47). Esse material apresentou uma microestrutura com ferrita em maior quantidade (regiões brancas) e alguns pontos de perlita (regiões mais escuras), sendo que essa perlita tende a se formar nos contornos de grão da ferrita. A dureza desse material, com sua estrutural inicial e seguindo a escala Vickers, estabeleceu-se em torno de 194 HV com desvio padrão de 7,5 HV.



**Figura 47:** Imagem de microscopia ótica do aço 22MnB5 como recebido (500x). F: Ferrita; P: Perlita. Fonte: Autoria própria.

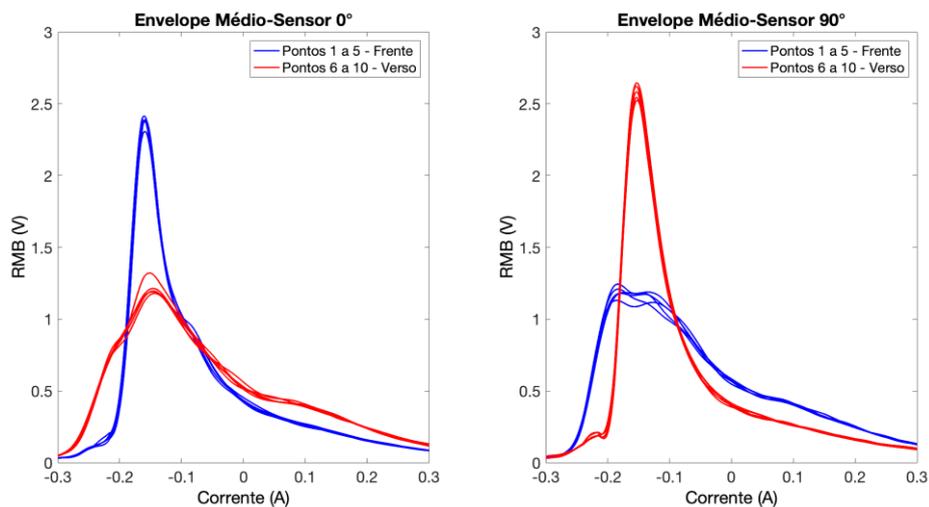
#### 4.1.2 Sinal RMB da chapa de 22MnB5

As medições do RMB realizadas na chapa como recebida, em condição com revestimento (Figura 48) e sem revestimento (Figura 49) e com o sensor a 0° e 90°, mostraram, através do envelope do sinal, uma grande homogeneidade entre os pontos medidos em uma mesma face do material. Entretanto, ao observar os picos formados pelas medições na frente e no verso da chapa, facilmente percebe-se uma diferença na morfologia desses picos, com mudança da amplitude e largura, sendo essas diferenças mais aparentes na chapa com

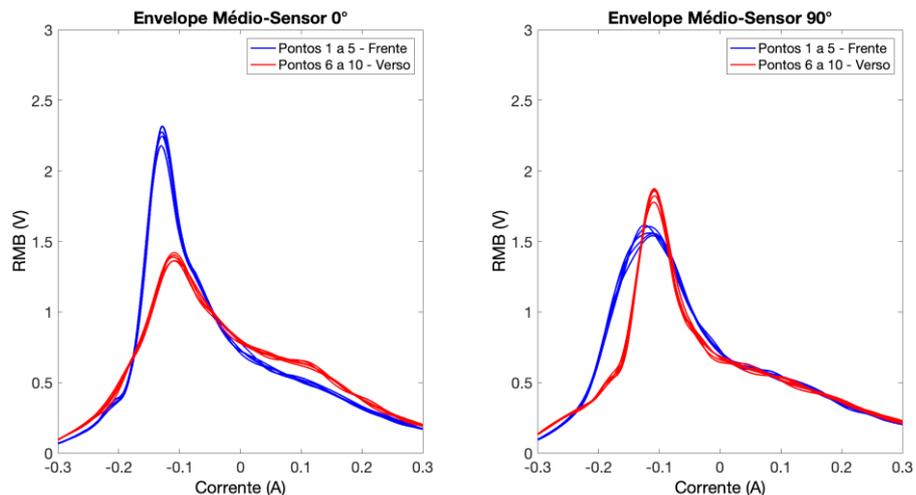
revestimento. Essas variações podem estar relacionadas ao processo de laminação a frio do material, por meio da formação de algum tipo de textura, ou pela própria aplicação do revestimento de Al-Si.

As chapas com revestimento apresentam uma mudança maior na morfologia possivelmente devido a mudanças ocasionadas pelo processo de fabricação desse aço revestido, como textura, vazios ou fases de intermetálicos, as quais provavelmente se concentram na região de interface entre o material e esse revestimento, que pode estar sendo removida em conjunto com a camada de recobrimento.

Ambos os picos apresentam posições de amplitude máxima muito parecidas, em torno de -0,15 A para o material com revestimento e -0,1 A para o material sem, posicionados mais à esquerda e que indicam a presença de uma fase ferromagnética com menores níveis de dureza e resistência mecânica. Esses picos são um indicativo forte da matriz ferrítica do aço, resultado que pode ser corroborado pela metalografia já apresentada no tópico acima.



**Figura 48:** Sinal RMB da chapa com revestimento (Sensor 0° e 90°). Fonte: Autoria própria.

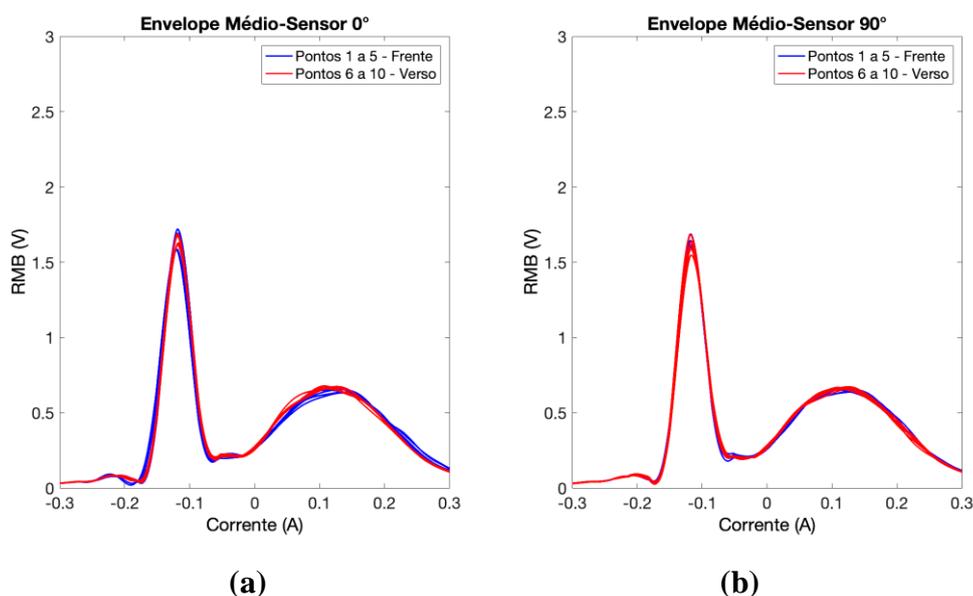


**Figura 49:** Sinal RMB da chapa sem revestimento (Sensor 0° e 90°). Fonte: Autoria própria

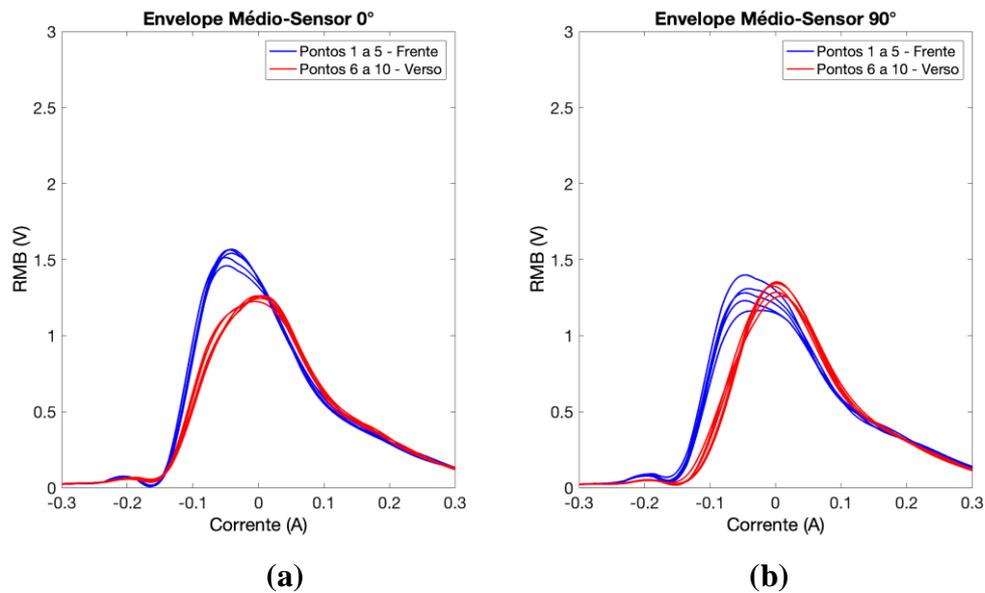
## 4.2 Verificação de homogeneidade das amostras após têmpera

A homogeneidade proporcionada pela austenitização do aço 22MnB5 a 950 °C por 5 minutos em forno e têmpera no comportamento do sinal foi avaliada através da comparação de envelopes do RMB obtidos em diversos pontos na região central de algumas amostras. Essa avaliação da homogeneidade foi realizada em ambas as faces das chapas e com variação da orientação do sensor para aumentar a confiabilidade dos resultados. O aquecimento foi realizado da mesma forma para todas as chapas.

Esse estudo, com medições do sinal RMB, confirmou que não havia diferenças significativas na região de interesse das amostras após tratamento térmico, pois todos os pontos avaliados produziram envolventes praticamente iguais, independente de posição da medição, seja na frente ou verso da amostra e orientação do sensor. Isso pode ser observado na Figura 50, que explora os resultados do sinal da chapa resfriada em óleo com agitação (Óleo.R.A.1). Um resultado similar foi obtido para o caso de amostras tratadas sem revestimento (Figura 51); contudo, existem pequenas variações nas morfologias dos envelopes, que podem ser justificadas através do processo de remoção do revestimento. Essa remoção acaba retirando a camada de interface em diferentes níveis, situação que não pode ser controlada e acaba por gerar diferenças no sinal. Dessa forma, foi comprovado a possibilidade de se obter um padrão de perfil do sinal RMB específico para cada condição de tratamento térmico aplicado nas amostras.



**Figura 50:** Estudo da Homogeneidade das amostras com resfriamento em óleo com revestimento (Óleo.R.A.1) (a) Sensor 0° (b) Sensor 90°. Fonte: Autoria própria.



**Figura 51:** Estudo da Homogeneidade da amostra após resfriamento em água sem revestimento (**Água.2**) (a) Sensor 0° (b) Sensor 90°. Fonte: Autoria própria.

### 4.3 Caracterização microestrutural das metalografias

#### 4.3.1 Caracterização por microscopia ótica

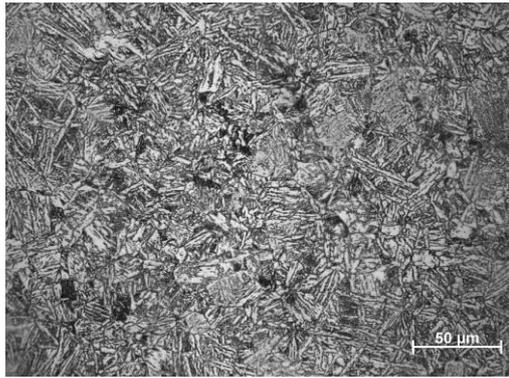
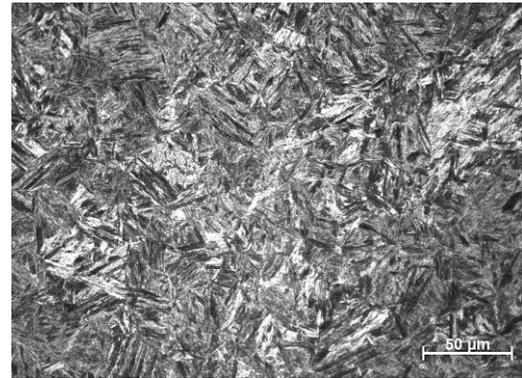
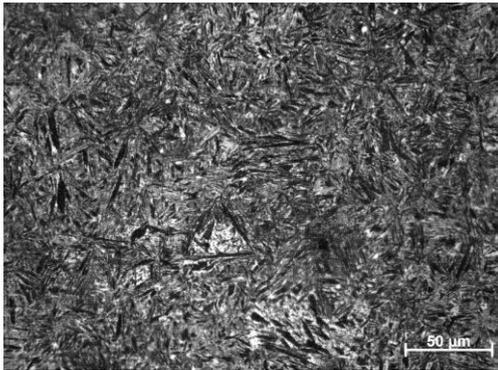
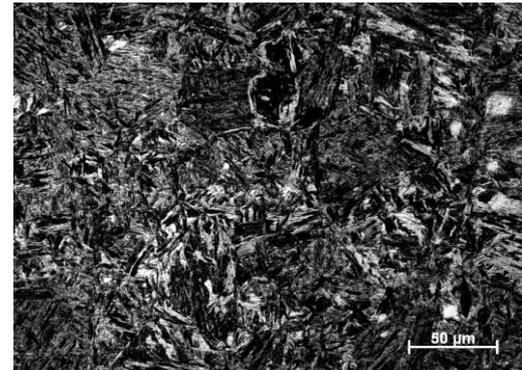
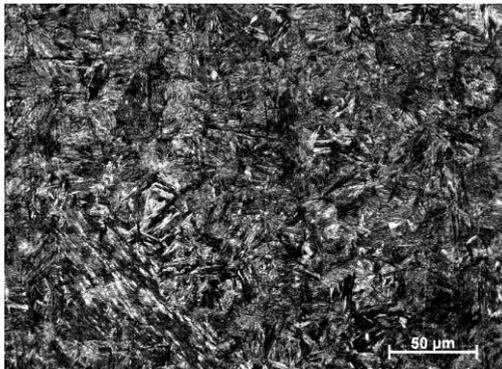
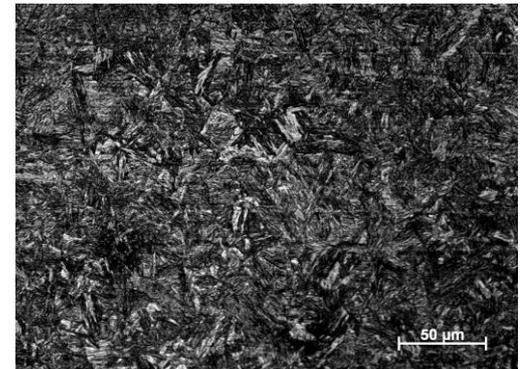
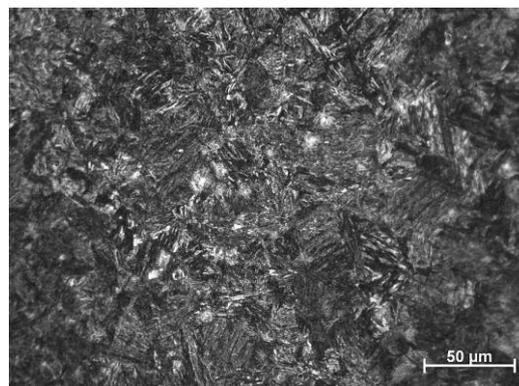
Algumas amostras temperadas foram caracterizadas quanto a sua microestrutura por meio de microscopia ótica e ataque com nital 2 %, com o objetivo de entender melhor a evolução da transformação de fases segundo o tratamento térmico. Somente foi realizado o estudo de caracterização em um grupo de amostras temperadas com revestimento e um grupo temperado sem revestimento, sem considerar as repetições de amostras por entender que elas iriam apresentar uma estrutura muito similar, sendo difícil realizar alguma diferenciação somente com esse ensaio.

Na Figura 52 é possível visualizar que o resfriamento ao ar na amostra Ar.R.1, com baixa taxa de transferência de calor, gerou uma microestrutura basicamente com presença da bainita, que possui nesse caso uma morfologia muito parecida com a bainita superior, por se exibir no formato de placas de ferrita (parte branca) que permitem a difusão do carbono e o surgimento da cementita (regiões mais acizentadas) entre a ferrita, e dessa forma apresentam um formato lamelar característico. Existem ainda regiões mais escuras que são um indicativo de pontos de perlita ou talvez bainita inferior no material. Naderi (2007), em seus estudos, confirmou que para o resfriamento ao ar de peças de 22MnB5 temperadas a 950 °C de forma convencional, a microestrutura é predominantemente formada por bainita com essa configuração. Em outro estudo relacionado com processos de estampagem a quente do aço

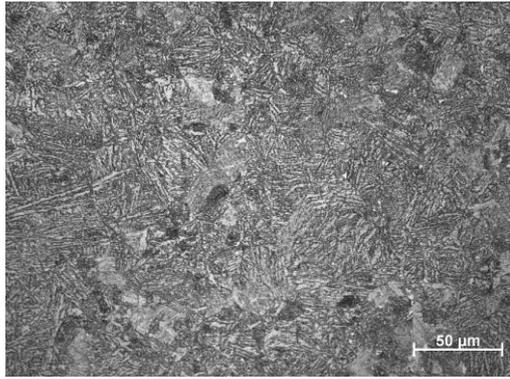
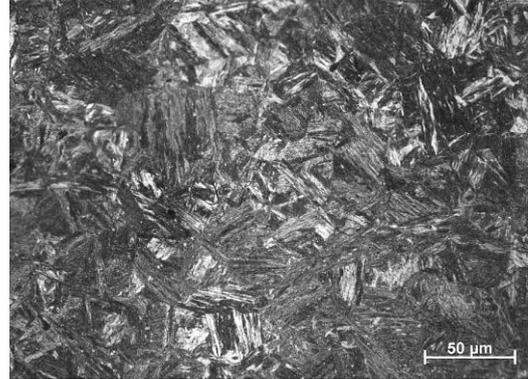
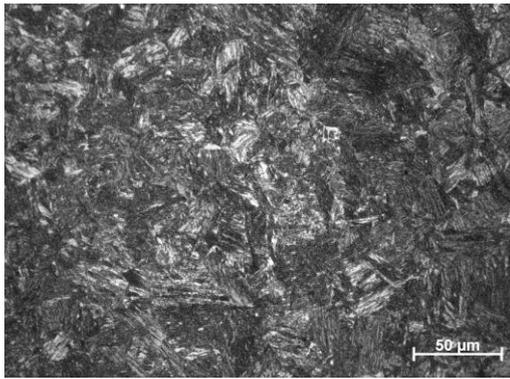
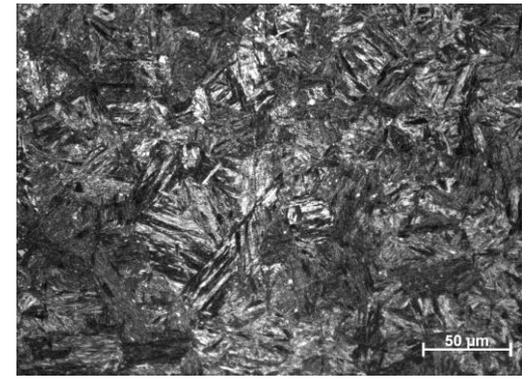
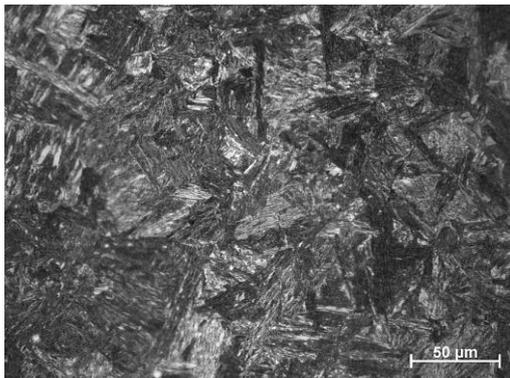
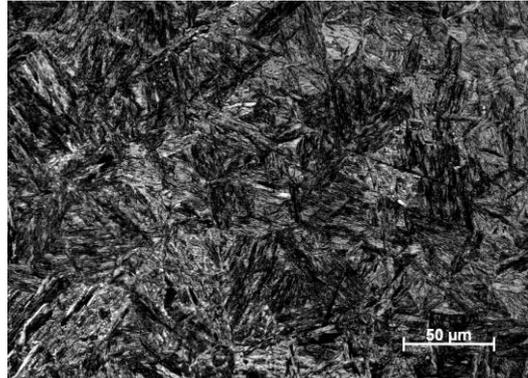
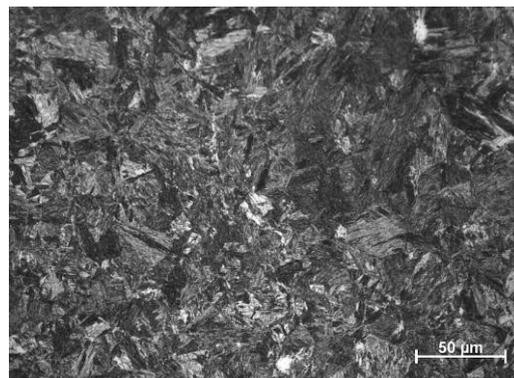
22MnB5, realizado por Palmieri et al. (2023), foi verificado que a bainita apresenta-se com morfologia lamelar, muito similar à que foi visualizada na micrografia da amostra Ar.R.1.

As outras amostras que passaram por têmperas mais severas (Figura 52) aparentaram possuir uma estrutura estritamente com martensita no formato de ripas; entretanto, podem existir regiões com a formação de bainita e por possuírem morfologias muito parecidas, é difícil distingui-las somente com a visualização de imagens com ataque de nital. Além disso, outras estruturas cristalinas podem estar presentes, como a austenita retida e ferrita, que tornam o processo de quantificação de fases para esse material ainda mais complexo. Contudo, as imagens de microscopia geradas permitem verificar que existe mudança do nível de refinamento da martensita presente nas amostras de acordo com nível de resfriamento empregado, que por sua vez pode influenciar diretamente nas propriedades mecânicas do aço, com aumento de dureza e resistência mecânica e perda de ductilidade.

A Figura 53 mostra as metalografias das amostras seguindo as mesmas condições da figura 50, entretanto elas foram temperadas sem revestimento. A caracterização microestrutural é basicamente a mesma das amostras com revestimento, mas não fica muito claro o refinamento da martensita e nem no tamanho das ripas formadas. As pequenas diferenças entre as têmperas de amostras com revestimento e sem revestimento podem estar atreladas as diferentes taxas de resfriamento proporcionadas pelo alumínio-silício e pela camada de óxido formada na superfície do material, pois de acordo com Taylor e Clough (2018), a presença de óxidos dificulta a troca de calor com o ambiente.

**Ar.R.1****Óleo.R.1****Óleo.R.A.1****Água.R.1****Água.R.A.1****Salmoura.R.1****Salmoura.R.A.1**

**Figura 52:** Microestrutura das amostras resfriadas em todas as condições com revestimento, com ataque de Nital 2 % e aumento de 500x. Fonte: Autoria própria.

**Ar.1****Óleo.1****Óleo.A.1****Água.1****Água.A.1****Salmoura.1****Salmoura.A.1**

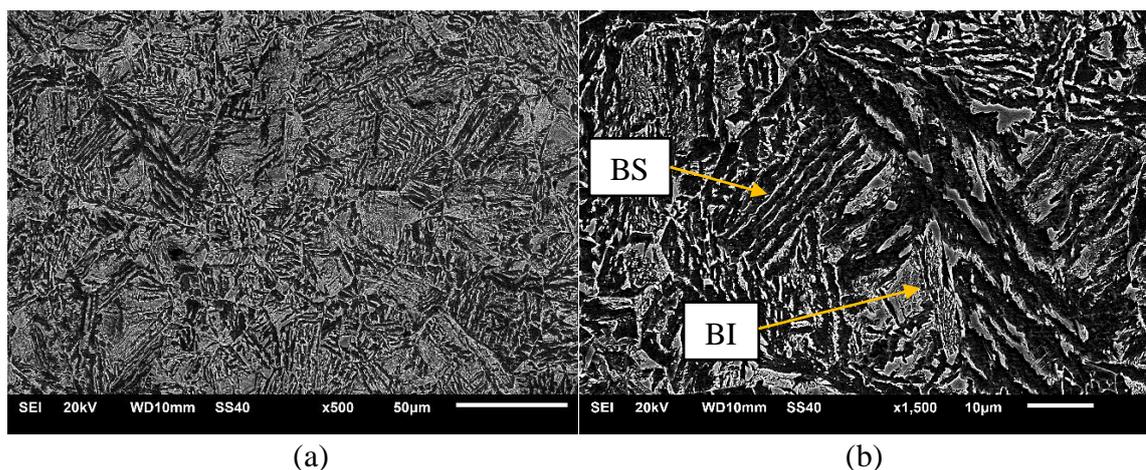
**Figura 53:** Microestrutura das amostras resfriadas nas diversas condições sem revestimento, com ataque de Nital 2 % e aumento de 500x. Fonte: Autoria própria.

### 4.3.2 Caracterização por microscopia eletrônica de varredura

A caracterização com uso do MEV foi necessária para avaliar melhor as estruturas presentes nas amostras após a aplicação dos tratamentos térmicos, já que as micrografias obtidas por MO não foram totalmente conclusivas quando a microestrutura dos materiais considerando as variações de resfriamento.

#### 4.3.2.1 MEV da Bainita formada após resfriamento ao ar

Uma das amostras do 22MnB5 com revestimento, resfriada ao ar, foi investigada através da microscopia eletrônica de varredura, a fim de corroborar com a teoria de uma estrutura essencialmente formada por bainita, estabelecida previamente pela microscopia ótica e pela literatura. Nas imagens apresentadas abaixo (Figura 54), são visualizadas estruturas com características lamelares semelhantes à de bainita superior, com variações mais grosseiras e mais refinadas dessas lamelas. Além dessa estrutura foi possível detectar locais da amostra com a precipitação do carboneto de ferro em cima das regiões de ferrita, indicando a presença de pontos com morfologia mais semelhante à bainita inferior.

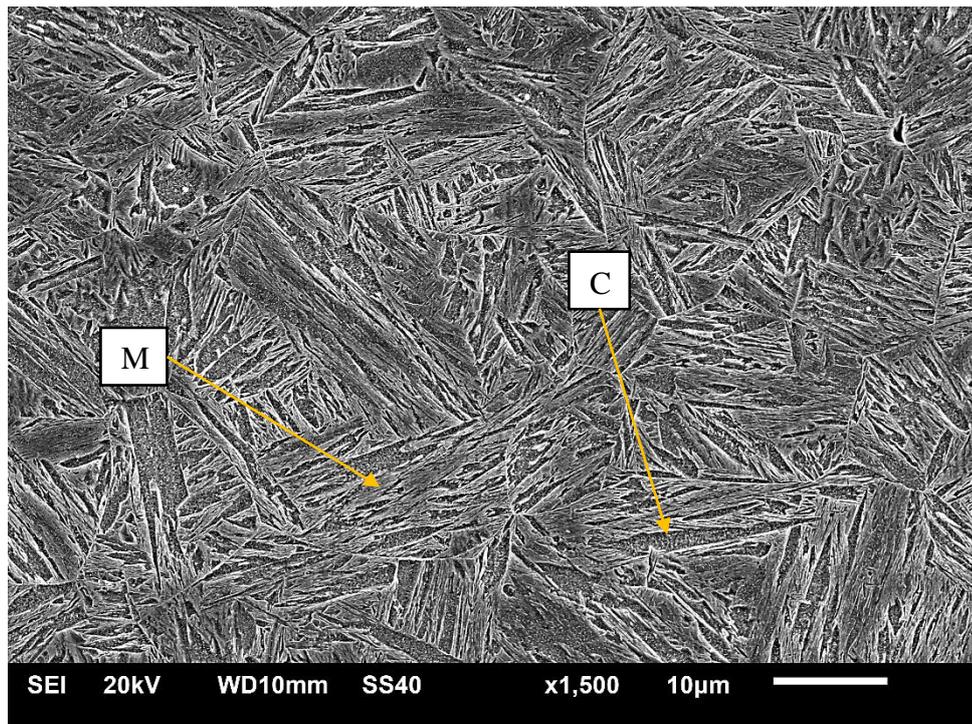


**Figura 54:** Amostra resfriada ao ar (Ar.R.1) (a) Aumento de 500x (b) Aumento de 1500x. BS: Bainita superior; BI: Bainita inferior.

#### 4.3.2.1 MEV das estruturas martensíticas

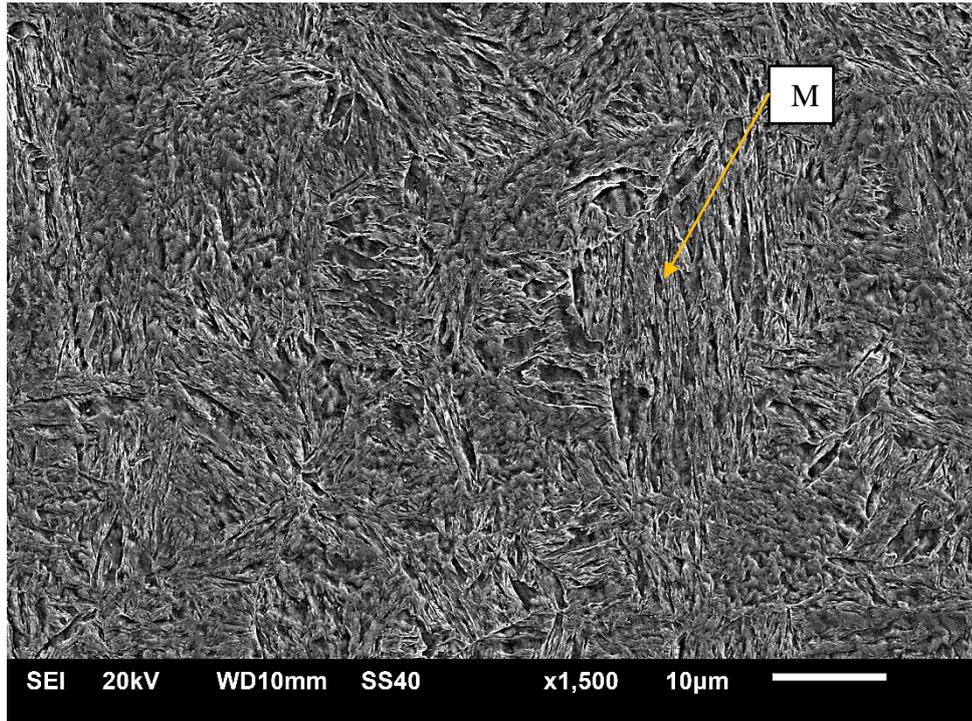
Posteriormente, com o objetivo de avaliar a relação de refinamento observada nas martensíticas após MO e definir de forma mais concreta a presença ou não de outras fases. Dessa maneira, duas amostras em níveis diferentes de severidade de têmpera com revestimento foram escolhidas para serem varridas no MEV.

Uma das amostras, com o resfriamento em óleo, que seria a condição menos severa das opções de resfriamento utilizadas na pesquisa para formação de martensita, apresenta a microestrutura exposta na Figura 55. A microestrutura aparenta realmente ser em sua maioria martensítica, mas apresenta uma martensita com ripas maiores e mais grosseiras, organizadas em pacotes relativamente grandes. Entretanto, observando a microestrutura com um aumento maior, foram encontrados precipitados de carboneto sobre as ripas de martensita, representados pelos pontos esbranquiçados. Indicando que durante o processo de tempera em óleo, houve a precipitação desses carbonetos, com um possível autorrevenimento da martensita.



**Figura 55:** Microestrutura da amostra com revestimento resfriada em óleo (**Óleo.R.1**) com aumento de 1500x. M: Martensita; C: Carbonetos. Fonte: Autoria própria.

Na condição mais severa de têmpera, salmoura com agitação, a amostra apresentou, de forma semelhante, uma estrutura completamente martensita, mas com diferenças claras quando comparada a situação anterior Figura 56. Nesse caso, a martensita apresenta-se através placas mais bem definidas e em pacotes menores, além disso, aparentemente, não há a precipitação de nenhum carboneto, como visto na figura anterior. Esse refinamento da estrutura é capaz de aumentar ainda mais a dureza do material e gerar mais discordâncias.



**Figura 56:** Microestrutura da amostra com revestimento resfriada em salmoura com agitação (Salmoura.R.A.1) com aumento de 1500x. M: Martensita. Fonte: Autoria própria.

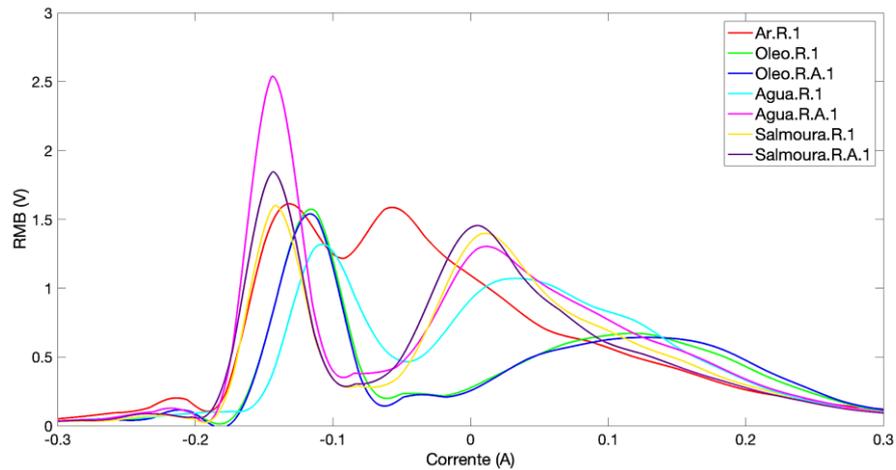
#### 4.4 Análise do RMB nas amostras com revestimento após têmpera

As amostras, após o processo de têmpera com revestimento, tiveram seu sinal RMB analisado de acordo com as características do envelope, que incluem a posição de pico, amplitude de pico, largura de pico. Dentre esses parâmetros, o fator de destaque se estabeleceu como o de posição de pico, que aparentou ser mais sensível às mudanças microestruturais do tratamento térmico.

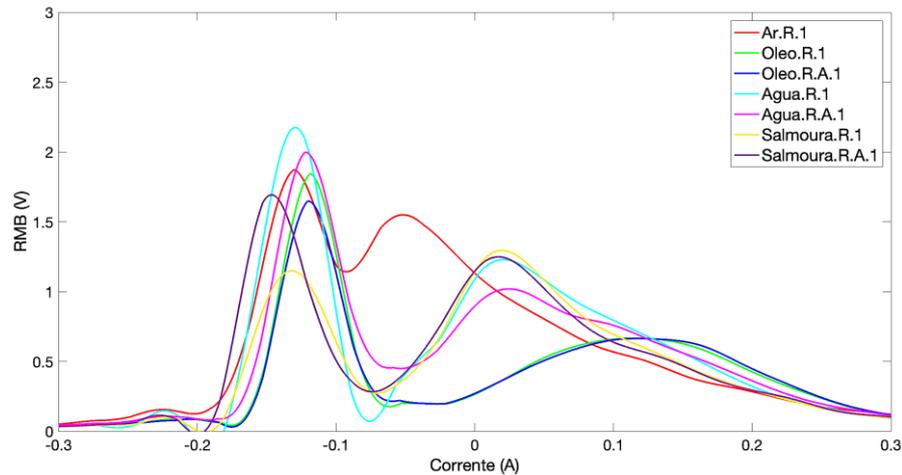
Observando os primeiros resultados na Figura 57 com os envelopes do ponto central das amostras com revestimento, verificou-se que um primeiro pico aparece em todas as medições, independente da orientação do sensor e não sofre modificações significativas de acordo com o tipo de resfriamento empregado nos ensaios. Portanto, esse pico no sinal surge como uma forte indicação de alguma fase presente no próprio material ou no revestimento que não sofre variação pelo tratamento empregado, sendo estudado com mais afinco em tópicos posteriores.

Avaliando ainda a Figura 57, os envelopes mostram a formação de um segundo pico à direita que se modifica entre as amostras consoante a severidade do tratamento, variando tanto a posição de pico como a amplitude do sinal. Essa variação é um forte indício de transformação

martensítica no aço, devido à formação desse pico ocorrer em posições mais deslocadas para direita do ponto de inversão de campo, ou seja, em locais de maior módulo do campo magnético.



(a)

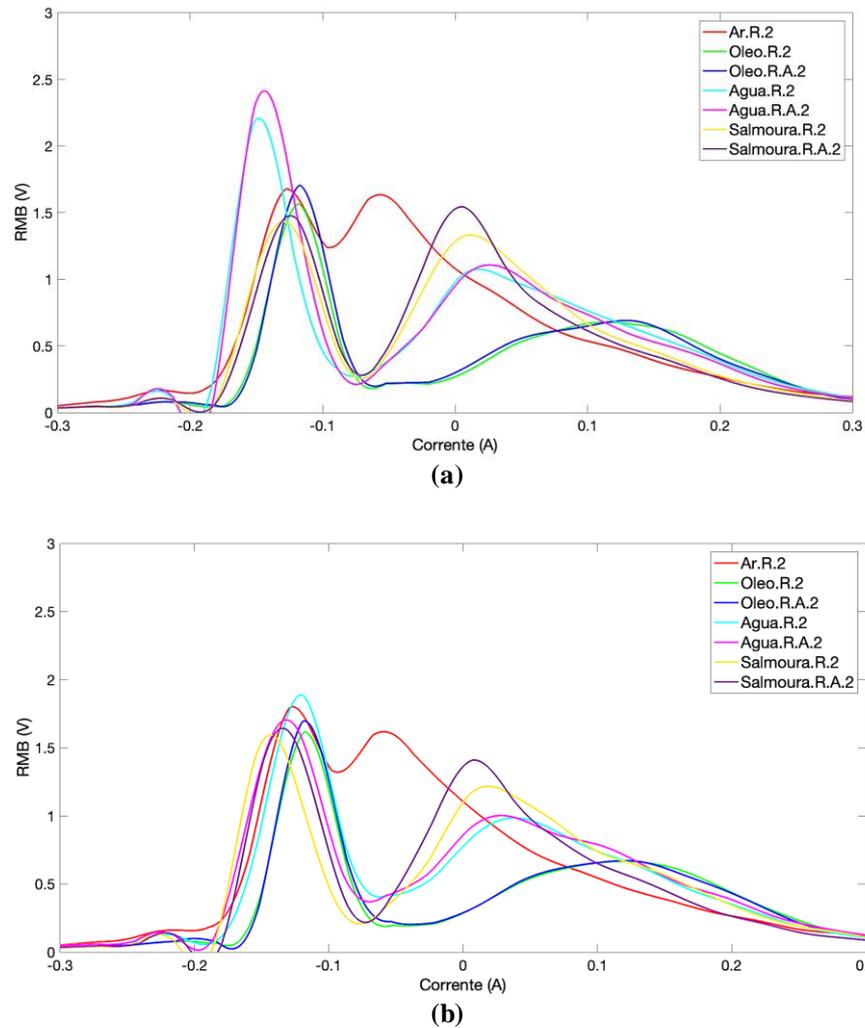


(b)

**Figura 57:** Envelope das amostras com revestimento em todas as condições de resfriamento, com medições com sensor (a) 0° (b) 90°. Fonte: Autoria própria.

As amostras de repetição nas mesmas condições de resfriamento das apresentadas acima também tiveram seus envelopes analisados (Figura 58). Da mesma forma, elas seguiram o mesmo padrão, sem diferenças significativas relacionadas ao primeiro pico e seguindo com as mesmas mudanças já apresentadas com relação ao segundo pico do sinal de RMB.

Ponderando ambos os resultados obtidos, com os envelopes de todas as amostras com revestimento, sendo possível concluir que não existe uma mudança clara entre os resfriamentos com e sem agitação no sinal de Barkhausen, pois as curvaturas do sinal se mantiveram basicamente nas mesmas regiões, indicando que não houve um efeito claro da agitação aplicada na microestrutural final gerada nas peças.



**Figura 58:** Envelope das amostras resfriadas com revestimento em repetição, com medições com sensor (a)  $0^\circ$  (b)  $90^\circ$ . Fonte: Autoria própria.

Um estudo numérico foi realizado com a obtenção dos valores da posição do segundo pico com relação ao campo aplicado nas amostras em todas as condições de resfriamento com revestimento e da mesma maneira nas repetições dessas amostras. A tabela 5 dispõe dos valores obtidos para a posição do segundo pico e sua relação com os diferentes tratamentos de têmpera empregados. Numericamente as mudanças da posição do segundo pico acompanharam de certa forma a severidade do tratamento térmico aplicado e expõe a possível capacidade da medição RMB em detectar e acompanhar a formação de outras fases magnéticas como martensita e bainita, não havendo grandes variações com relação mudança de direção do sensor no processo de medição.

**Tabela 5:** Análise numérica da amplitude e posição do Segundo pico com a severidade do processo de têmpera de todas as amostras com revestimento (a) Sensor 0° (b) Sensor 90°. Fonte: Autoria própria.

Relação analítica do <b>segundo pico</b> entre amostras (sensor 0°) (Ponto Central)			
Amostra	Amplitude máx. (V)	Posição Pico (A)	Severidade da Têmpera
Ar.R.1	1,591	-0,055	
Ar.R.2	1,634	-0,056	
Óleo.R.1	0,668	0,116	
Óleo.R.2	0,677	0,113	
Óleo.R.A.1	0,659	0,122	
Óleo.R.A.2	0,690	0,128	
Água.R.1	1,057	0,032	
Água.R.1	1,075	0,017	
Água.R.A.1	1,299	0,015	
Água.R.A.2	1,107	0,026	
Salmoura.R.1	1,364	0,010	
Salmoura.R.2	1,332	0,011	
Salmoura.R.A.1	1,438	0,004	
Salmoura.R.A.2	1,544	0,005	

(a)

Relação analítica do <b>segundo pico</b> entre amostras (sensor 90°) (Ponto Central)			
Amostra	Amplitude máx. (V)	Posição Pico (A)	Severidade da Têmpera
Ar.R.1	1,550	-0,048	
Ar.R.2	1,618	-0,058	
Óleo.R.1	0,667	0,116	
Óleo.R.2	0,665	0,118	
Óleo.R.A.1	0,664	0,119	
Óleo.R.A.2	0,670	0,120	
Água.R.1	1,229	0,020	
Água.R.1	0,985	0,037	
Água.R.A.1	1,019	0,025	
Água.R.A.2	1,002	0,027	
Salmoura.R.1	1,295	0,020	
Salmoura.R.2	1,217	0,018	
Salmoura.R.A.1	1,249	0,017	
Salmoura.R.A.2	1,410	0,006	

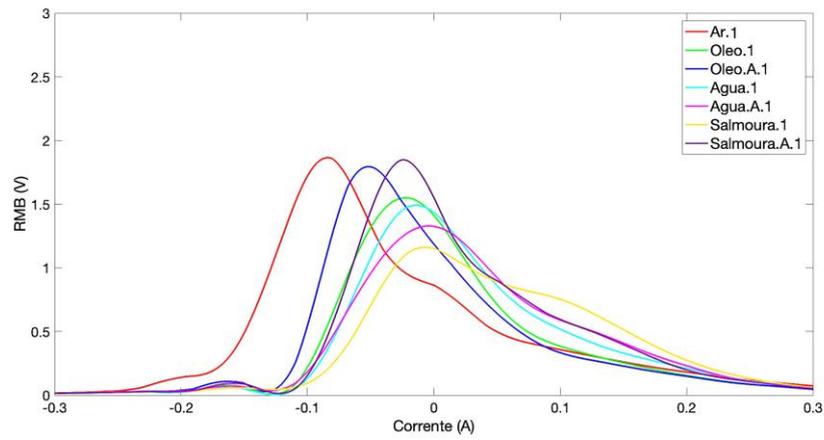
(b)

#### 4.5 Análise RMB das amostras sem revestimento após têmpera

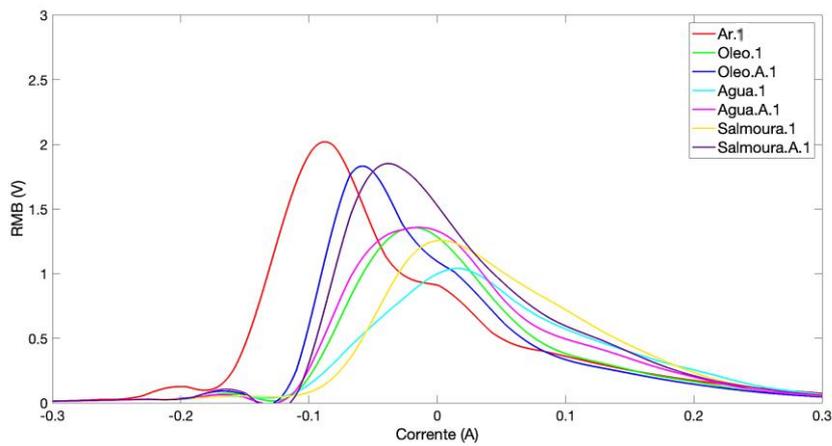
O grupo de amostras sem revestimento também passou por um processo de análise do sinal RMB. Os mesmos parâmetros, que haviam apresentado a melhor correlação com os diferentes resfriamentos aplicados, foram considerados para estudo do envelope.

Conforme a Figura 59 e Figura 60, que apresentam as amostras resfriadas sem revestimento, com suas devidas repetições, em medições com sensor a 0° e 90°, aparentemente não houve mudanças claras na envolvente do sinal de RMB que fossem um indicativo de

variação de microestrutura com aumento da severidade de têmpera. Também não houve diferenças entre as medições com a alternância do ângulo de orientação do sensor.

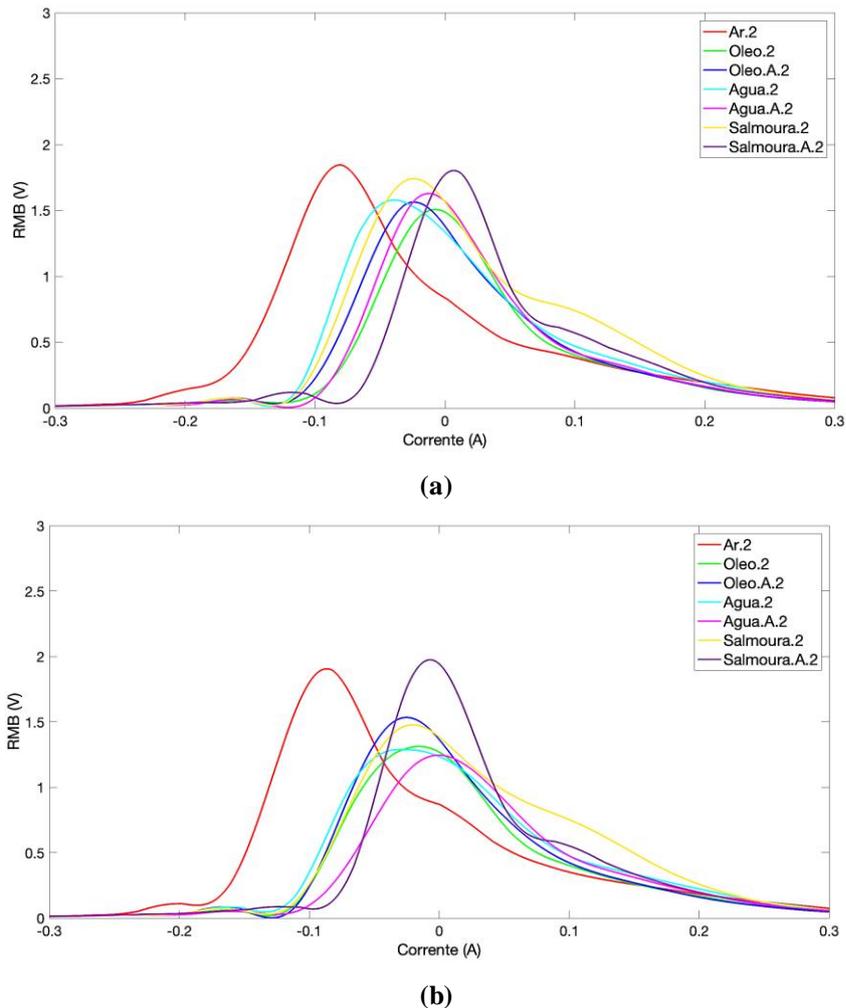


(a)



(b)

**Figura 59:** Envelope das amostras sem revestimento, em todas as condições de resfriamento, com medições com sensor (a) 0° (b) 90°. Fonte: Autoria própria.



**Figura 60:** Envelope das repetições das amostras sem revestimento, em todas as condições de resfriamento, com medições com sensor (a)  $0^\circ$  (b)  $90^\circ$ . Fonte: Autoria própria.

Somente as amostras Ar.1 e Ar.2 que foram resfriadas ao ar com baixa taxa de resfriamento aparentam uma mudança clara na posição do pico. As demais amostras variam basicamente a amplitude de pico com uma certa tendência de redução de módulo, mas não apresentam um comportamento sequencial de acordo com um determinado padrão, apenas a tendência em se estabelecer mais próximo da posição de inversão do campo com corrente nula, o que dificulta a sua análise e estudo da microestrutura. Uma hipótese para a justificativa desse acontecimento pode ser feita a partir da formação de uma camada de óxido que ocorreu na superfície das chapas devido à falta de revestimento, que por sua vez dificultou a troca de calor com o ambiente de resfriamento, e, ao mesmo tempo, promoveu a descarbonetação da superfície do aço.

Além disso, o sinal estudado apresentou apenas um pico relacionado ao material, demonstrando a existência de uma probabilidade de que o surgimento de um primeiro pico em

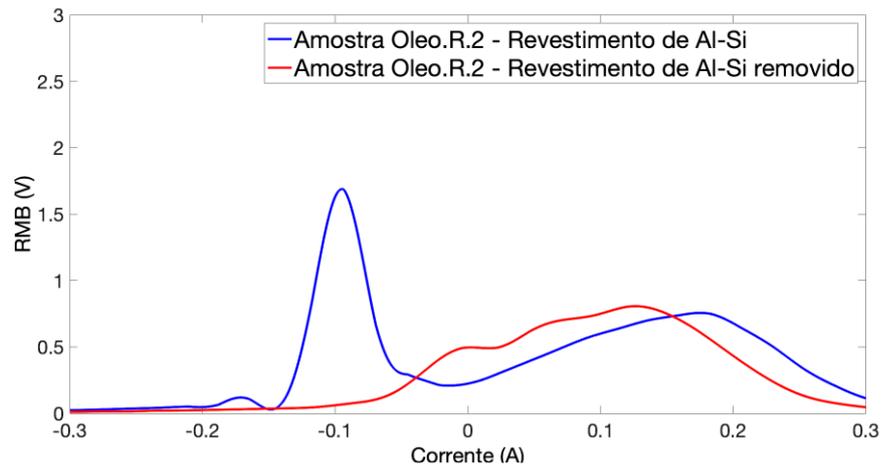
sinais tratados com revestimento é realmente atrelado a presença da cobertura de alumínio silício.

#### **4.6 Efeito do Revestimento de Al-Si no sinal de RMB**

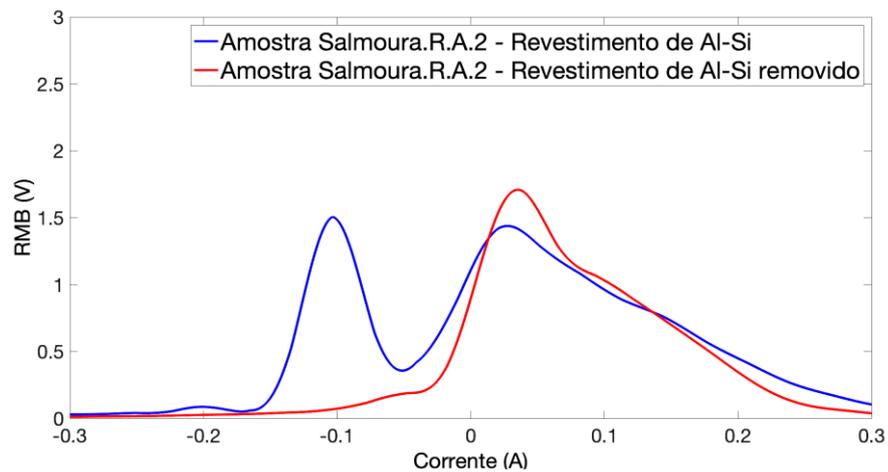
O revestimento de Al-Si tem como função somente inibir a formação de óxidos e descarbonização em aços para estampagem a quente, porém, durante as medições e análise dos sinais das amostras foram detectadas diferenças nos envelopes entre as que possuíam revestimento e as sem revestimento. O sinal das amostras com revestimento apresentou um primeiro pico à esquerda, o qual não exibiu grandes variações entre os diferentes tratamentos térmicos aplicados, enquanto o segundo pico (à direita) mostrou altas variações, como já abordado no tópico 4.4. Dessa forma, uma investigação mais aprofundada foi feita em algumas amostras selecionadas com revestimento. As amostras Óleo.R.2 e Salmoura.R.2 foram escolhidas para esse estudo e foram utilizadas para entender melhor o efeito do revestimento nos sinais RMB.

Nas duas amostras, o envelope do ponto central delas foi comparado antes e depois da remoção desse recobrimento, como pode ser visto na Figura 61. Com essa análise, observou-se o desaparecimento do primeiro pico do sinal, comprovando que a existência desse pico está atrelada ao revestimento. Além disso, no tópico 4.1.2 deste trabalho, verificou-se que o sinal do material como recebido não apresenta esse comportamento, podendo-se indicar que essa mudança está associada diretamente ao processo de aquecimento e austenitização para têmpera.

Nos estudos realizados por Windmann, Röttger e Theisen (2014) e pelos autores Rasera et al. (2016), o revestimento de alumínio silício foi avaliado e identificou-se que durante o aquecimento para têmpera e estampagem a quente do aço 22MnB5, ocorre a difusão dos elementos para a formação de camadas de intermetálicos (Al-Fe-Si), porém em conjunto com o surgimento dessas subcamadas do recobrimento parte do ferro alfa se estabiliza na interface entre o metal base e o revestimento Al-Si. De acordo com esses trabalhos, quanto maior a difusão de alumínio para o aço e do ferro para o revestimento, durante o aquecimento, mais a fase alfa do ferro é estabilizada e conseqüentemente não se transforma em martensita após tratamento de têmpera.



(a)

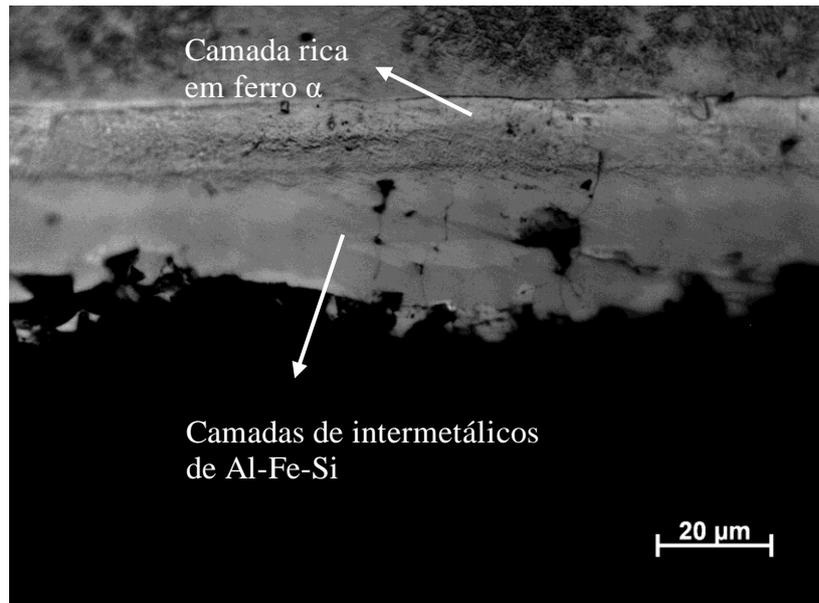


(b)

**Figura 61:** Efeito do revestimento no envelope do sinal RMB (a) Amostra Óleo.R.2 com sensor a  $90^\circ$  (b) Amostras Salmoura.R.A.2 com sensor a  $0^\circ$ . Fonte: Autoria própria.

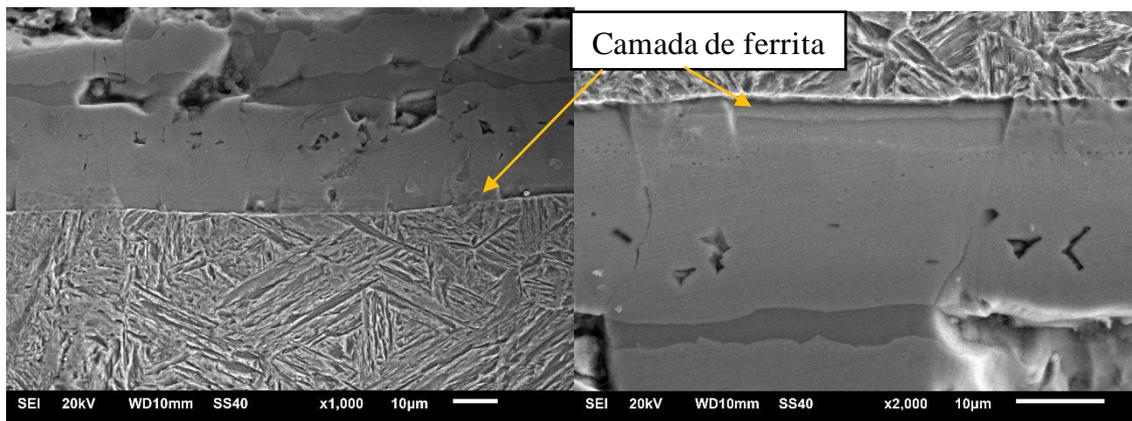
O surgimento do ferro alfa ferromagnético na interface justifica plausivelmente o aparecimento do primeiro pico no sinal RMB, pois, sendo uma fase mais dúctil e com menor dureza, aparece normalmente em regiões de menor intensidade de campo, ou antes, do ponto de inversão desse campo.

A microscopia ótica de uma amostra do USIBOR 1500 após têmpera corrobora os resultados apresentados aqui, com a formação de uma camada de interface entre o aço e o revestimento, indicada na Figura 62.



**Figura 62:** Revestimento de Al-Si-Fe após têmpera com surgimento da camada de interface de ferro alfa (Aumento de 1000x). Fonte: Autoria própria.

O MEV realizado no revestimento apresentou a mesma região com mudança de coloração na interface com o aço, constituindo mais um artifício para comprovar a presença da ferrita, que não se transforma devido aos processos difusionais durante aquecimento das amostras de aço. Esse resultado pode ser visualizado na Figura 63.



**Figura 63:** MEV da camada de interface entre o revestimento e o aço. Fonte: Autoria própria.

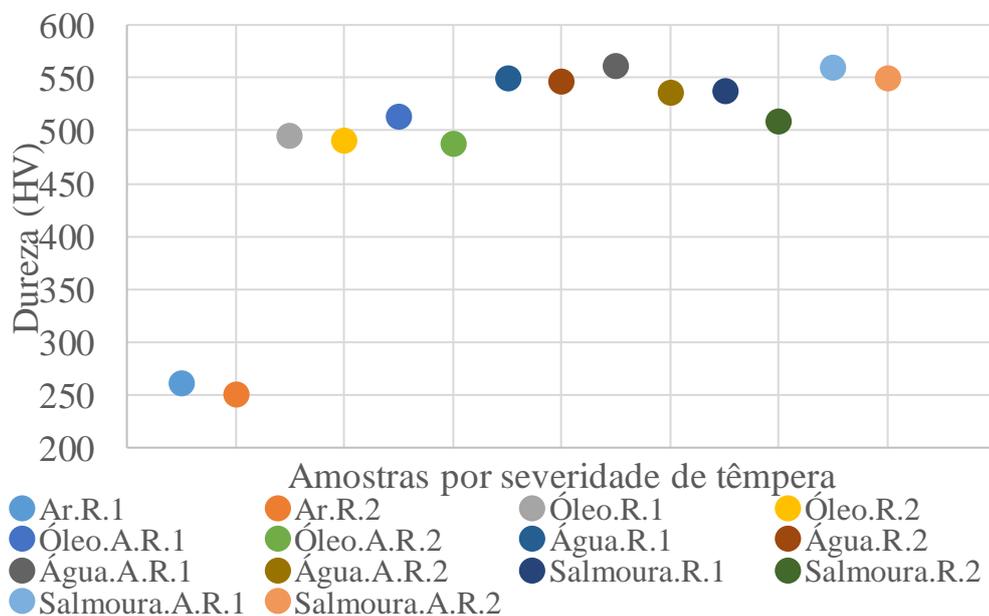
#### 4.7 Medições de Dureza

As medições de dureza Vickers realizadas com o microdurômetro Shimadzu permitiram avaliar o efeito do tratamento térmico na resistência a deformação plástica das amostras de aço

mangânês ao boro. Na Figura 64 estão expostos os resultados encontrados para amostras com revestimento, com os valores de dureza correspondentes às diferentes amostras.

Nesse estudo, foi identificado valores de dureza em torno de 250 HV para amostras resfriadas ao ar, confirmando a predominância da bainita. A partir do resfriamento em óleo os níveis de dureza se estabeleceram próximos ou superiores a 500 HV, valor de dureza facilmente atrelado a presença da martensita. Assim, por meio da avaliação da dureza, é possível corroborar os resultados encontrados na etapa de caracterização microestrutural, que foi realizada com uso das técnicas de microscopia.

Os valores de dureza apresentados também indicam que não houve grandes efeitos da agitação do meio de resfriamento nas fases presentes no material após têmpera; apenas pequenas variações entre as amostras temperadas com revestimento são perceptíveis acima dos valores de 500 HV até 560 HV.

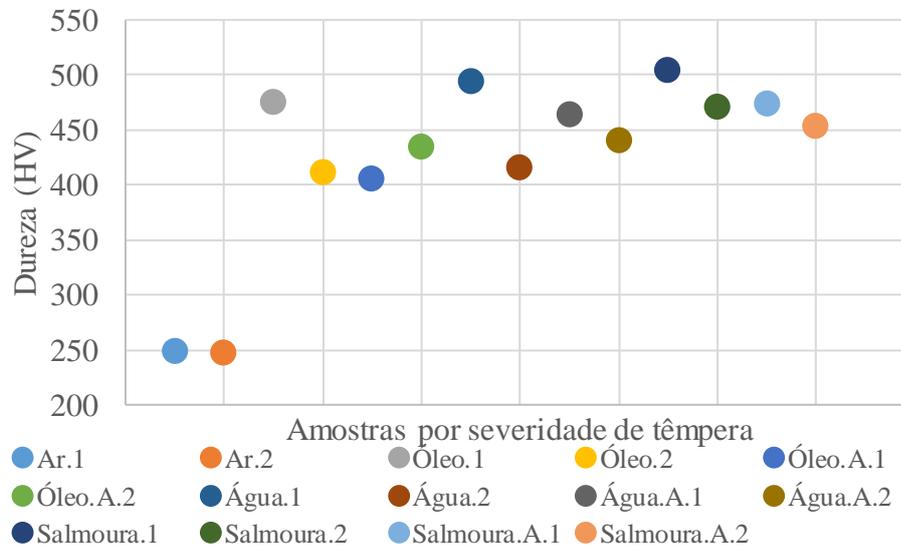


**Figura 64:** Relação da severidade de têmpera com o valor de dureza em Vickers. (Amostras com revestimento).  
Fonte: Autoria própria.

Na Figura 65, a dureza das amostras temperadas sem revestimento é apresentada. O mesmo comportamento foi observado, em que o aumento da dureza após resfriamento em óleo não possui uma grande relação com a agitação do meio, confirmando que esta agitação não foi eficaz para gerar taxas de resfriamento significativamente superiores.

Os valores de dureza das chapas sem revestimento com formação da estrutura martensítica (Óleo.1 à Salmoura.A.2) foram inferiores as das chapas tratadas com revestimento, mantendo-se geralmente entre 400 HV e 500 HV. Esses valores reduzidos ocorrem devido à formação da camada de óxido (carepa) na superfície das amostras, a qual de acordo com Taylor

e Clough (2018), apresenta coeficiente de transferência de calor menor do que o revestimento de alumínio-silício, reduzindo levemente o efeito do meio na têmpera e, conseqüentemente, a severidade do processo, ao mesmo tempo que atua com a remoção do carbono presente na superfície do material.



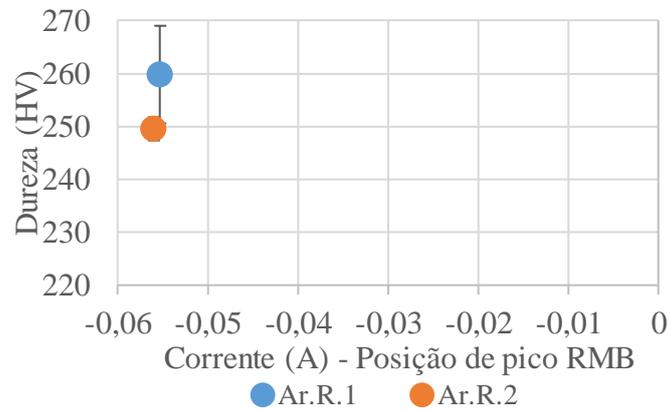
**Figura 65:** Relação da severidade de têmpera com o valor de dureza em Vickers (Amostras sem revestimento).  
Fonte: Autoria própria.

#### 4.8 Comparação da Dureza com o sinal RMB

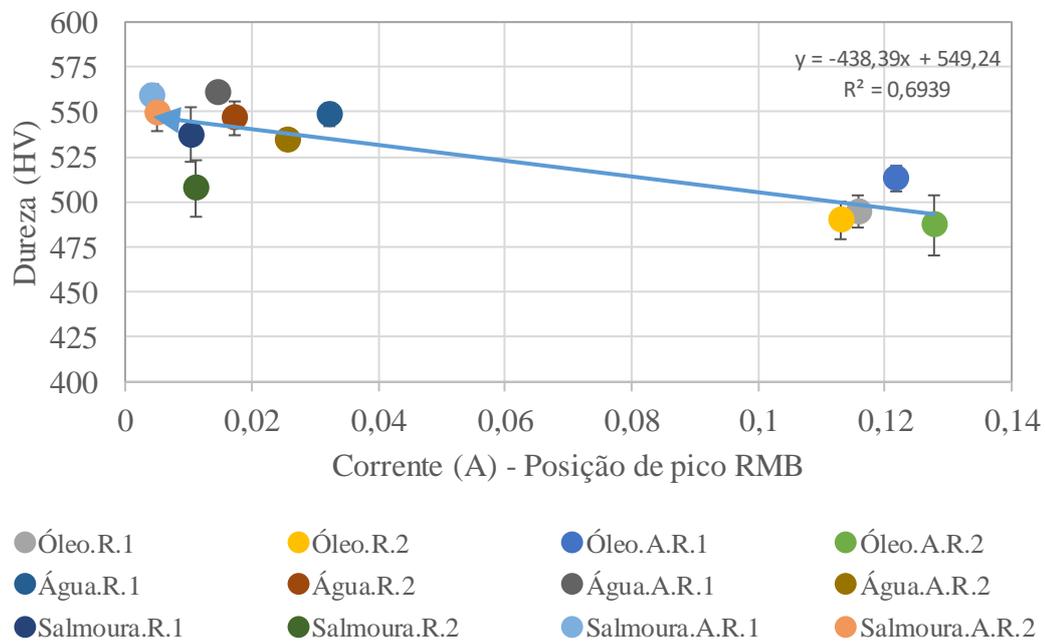
Os valores de dureza obtidos com o ensaio de microdureza foram comparados com o melhor parâmetro identificado e com maior sensibilidade à formação de martensita e severidade de têmpera nos ensaios do ruído magnético, sendo ele a posição de pico do envelope do sinal.

Observando a Figura 66, torna-se visível a capacidade do ensaio RMB em avaliar as mudanças no material pelo efeito dos diferentes tratamentos térmicos aplicados. Em níveis de dureza de 250 HV o pico do sinal se manteve antes do ponto de inversão de campo (Figura 64 a), como esperado devido maior facilidade que um material ferromagnético menos duro e com menos pontos de ancoragem de paredes de domínio magnético tem de orientar seus domínios magnéticos no sentido do campo aplicado. A partir do resfriamento em óleo (Figura 64 b), com a formação de martensita esperada, os valores de dureza aumentaram e se estabeleceram em torno dos 500 HV, sendo representados pelo deslocamento da posição do segundo pico para a direita, somente após a inversão de campo magnético. Já para os resfriamentos com maiores taxas de perda de calor, que no caso são a partir com grupo de amostras com têmpera em água, os níveis de dureza foram superiores a 500 HV e o sinal RMB detectou essa mudança através

do deslocamento do pico para uma região mais próxima ao local de 0 A de inversão de campo, aproximando-se cada vez mais desse ponto com a severidade da têmpera.



(a)



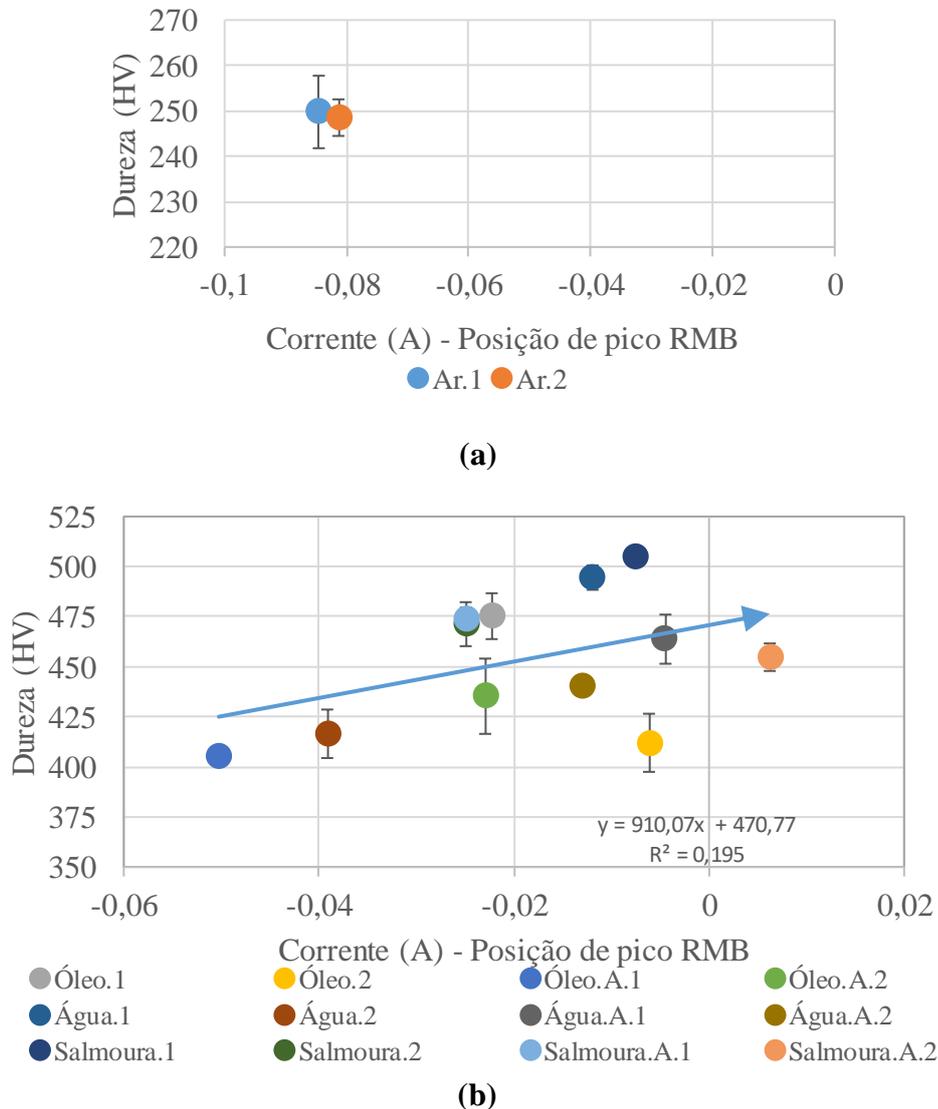
(b)

**Figura 66:** Relação da dureza com a posição de pico RMB nas amostras com revestimento (a) Resfriamento Ar (bainita) (b) Resfriamento a partir do óleo (martensita). Fonte: Autoria própria.

A mesma análise foi feita para as amostras sem revestimento (Figura 65). A posição de pico deslocada mais para esquerda também foi capaz de detectar o nível de dureza de 250 HV (Figura 65 a), assim como o aumento dessa dureza com o decorrer do aumento de severidade dos tratamentos térmicos, que modificou a posição de pico para regiões mais próximas da posição de inversão de campo (Figura 65 b). Nesse caso a variação da posição de pico foi aparentemente progredindo com o decorrer do aumento da dureza, mas não seguiu uma

correlação real muito clara quantitativamente entre o valor de dureza e o valor da posição de pico.

Em ambos os casos, com e sem revestimento, é possível inferir que o ensaio do ruído magnético de Barkhausen apresenta certa sensibilidade a mudança dos valores de dureza e a mudança dos constituintes da microestrutura em aços de alta resistência mecânica que se alteram com a mudança dos processos de têmpera.



**Figura 67:** Relação da dureza com a posição de pico RMB nas amostras sem revestimento (a) Resfriamento Ar (bainita) (b) Resfriamento a partir do óleo (martensita). Fonte: Autoria própria.

#### 4.9 Avaliação do comportamento dos picos RMB das amostras tratadas

As amostras tratadas termicamente apresentaram um padrão de comportamento do sinal sem uma correlação completa com o nível de dureza do material. Além disso, a relação do sinal com a dureza não seguiu exatamente o que era esperado em ambos os casos, com e sem

revestimento das amostras. Por esses motivos, algumas hipóteses que podem auxiliar no entendimento dos sinais RMB foram levantadas.

#### **4.9.1 Comportamento do pico martensítico RMB em amostras com revestimento**

A avaliação do envelope do sinal RMB revelou uma mudança de morfologia do segundo pico, o qual se associa diretamente com a presença de martensita, através de variações de amplitude, largura de pico e posição do pico em relação à corrente do campo aplicado. Como já exposto em outros tópicos, o pulso do sinal RMB referente à formação de martensita em uma temperatura inicial com óleo, estabeleceu-se em uma posição de maior campo aplicado, com uma largura de pulso alongada e uma amplitude menor, ao ser correlacionado com pulsos exibidos por outras fases, como a ferrita, que possui uma maior resposta magnética em presença a um campo magnetizante, comportamento comprovado em estudos, como o realizado por Kleber et al., (2004), em aços ferríticos-martensíticos. Essa resposta, foi exatamente a esperada de uma fase magnética com maior nível de dureza e com mais pontos de travamento de paredes de domínio, como as discordâncias. Entretanto, com o decorrer do aumento da severidade do processo térmico de tratamento das amostras e o refinamento das martensitas, com consequente aumento da dureza e das discordâncias, observou-se que esse pulso, ao invés de acompanhar o comportamento inicial da martensita, passou por um aumento da amplitude com redução da largura e mudança de posição de pico para um local de menor intensidade do campo aplicado, aproximando-se do ponto de inversão do campo.

De acordo com Honkanen et al., (2021), as variações de sinal RMB devem ser avaliadas com cautela devido à complexidade dos resultados obtidos, pois mesmo que teoricamente o sinal seja diretamente associado a dureza do material, diversas condições microestruturais podem influenciar no pulso RMB. Nesse trabalho, os autores, obtiveram sinais muito similares mesmo considerando amostras com estruturas completamente diferentes, uma perlítica-ferrítica e uma martensítica e com níveis de dureza bem distintos, confirmando que é necessário entender os diversos fatores que podem interferir no processo de movimentação das paredes de domínio magnético.

Existem três hipóteses que podem ser estabelecidas para entender o comportamento apresentado pelo sinal das amostras temperadas com revestimento. Uma relacionada ao aparecimento de carbonetos na microestrutura do aço temperado, devido a um possível autorrevenimento da martensita, que foi comprovado através do estudo das micrografias no MEV. Outra hipótese seria devido ao refinamento da martensita e a influência da redução dos

pacotes de placas martensíticas na movimentação das paredes dos domínios magnéticos e uma relacionada a distância entre pontos considerados de travamento de paredes de domínio, gerados nos diferentes processos de têmpera que podem atuar como atenuantes do efeito de redução de amplitude e deslocamento do pico para regiões de maior módulo de campo.

A primeira hipótese fundamenta-se na comprovação de precipitados que aparecem nas placas martensíticas da amostra que foi resfriada em óleo com microestrutura martensítica mais grosseira. Esses precipitados atuariam como pontos não magnéticos de travamento das paredes de domínio, promovendo a movimentação do pico RMB para uma posição de maior intensidade de campo, com conseqüente aumento da largura e redução da amplitude desse pico. Os carbonetos, como o  $Fe_3C$ , podem ter uma influência tão grande quanto a presença de fases como a martensita no sinal RMB do material (HONKANEN et al., 2021). Porém, é possível que tal efeito tenha se tornado cada vez menos efetivo com o aumento das velocidades de resfriamento, já que a amostra que passou pelo processo mais severo de têmpera não apresentou tais carbonetos em sua microestrutura e teve assim seu pico deslocado para o ponto de inversão de campo, com maior amplitude e menor largura.

O refinamento da microestrutura com mais regiões de nucleação da martensita também pode ter sido um fator capaz de modificar a assinatura do sinal recebido, pois aparentemente houve a redução do tamanho dos pacotes e blocos de placas martensíticas com a mudança do meio de resfriamento da amostra. Essa redução talvez possa fornecer aos domínios magnéticos mais pontos de nucleação, da mesma forma que ocorre com o aumento da quantidade de contornos de grão em uma situação com diminuição do tamanho dos grãos, favorecendo assim o aumento do valor médio do pulso RMB em materiais ferromagnéticos (Figura 28) (SAKAMOTO; OKADA; HOMMA, 1987; YAMAURA; FURUYA; WATANABE, 2001).]

Uma última hipótese que pode ser levantada é relacionada a distância entre os pontos de travamento das paredes de domínio magnético. A modificação da quantidade de discordâncias e contornos de grão podem afetar diretamente o sinal RMB e promover a modificação da resposta magnética do material de acordo com a aproximação desses pontos de ancoragem das paredes, como a modificação da largura do pulso.

#### **4.9.2 Comportamento do pico nas amostras sem revestimento**

As amostras de aço 22MnB5 sem revestimento ao passar pelos processos de têmpera não apresentaram o mesmo comportamento do sinal RMB das amostras com revestimento. Nesse caso, como já exposto em outros tópicos, o envelope do sinal apresentou apenas um único

pico referente a martensita transformada, sendo que esses picos exibiram uma tendência de concentração em pontos de menor campo magnético com amplitudes maiores que nos casos das amostras com revestimento.

A explicação dessa variação de sinal devido à presença ou não do revestimento pode estar relacionada ao processo de descarbonetação do aço ao entrar em contato com a atmosfera oxidante em elevadas temperaturas, fato comprovado pela formação de carepa. Essa perda de carbono na região superficial e subsuperficial provavelmente reduziu a quantidade de carbono dentro da martensita, diminuindo as distorções da rede cristalina e a dureza da fase.

## 5 CONCLUSÕES

O desenvolvimento desse trabalho permitiu estudar e avaliar o comportamento do aço alta resistência 22MnB5 após tratamentos térmicos de têmpera, por meio de medições de dureza e ensaios de caracterização microestrutural. Além disso, ele viabilizou avaliar a capacidade da aplicação do ensaio magnético de Barkhausen para acompanhar a mudança microestrutural desse material.

A caracterização das amostras após tratamento térmico, permitiu identificar a formação majoritária de bainita para resfriamento ao ar e martensita para os demais resfriamentos, com algumas variações no nível de refinamento da martensita; comportamento comprovado por avaliações por microscopia eletrônica de varredura.

Com as medições de RMB realizadas nas amostras temperadas com e sem revestimento, foi possível identificar o efeito desse revestimento no sinal, com o surgimento de um pico inicial no envelope, o qual surge devido à formação de uma camada de interface de ferro alfa entre o aço e o recobrimento, estabelecida durante o aquecimento e austenitização em razão da difusão dos átomos de alumínio e silício, que estabiliza a ferrita nessa região.

A medição do RMB foi capaz de diferenciar algumas fases presentes nesse aço. A bainita, foi detectada por causa do posicionamento de seu pico mais deslocado para esquerda do ponto de inversão de campo, características de fases de menor dureza. A martensita, entretanto, foi identificada com o surgimento de um segundo pico posicionado em regiões de maior intensidade de corrente do campo de excitação para o caso amostras com revestimento. Para as amostras sem revestimento, somente houve a presença de um único pico, que tendeu a se estabelecer mais próximo ao ponto de inversão de campo devido o processo de decarbonetação.

O segundo pico RMB presente nas amostras revestidas, que se relaciona diretamente com a martensita, variou para posições de menor intensidade de campo, com aumento da amplitude e redução da largura em correlação com o aumento da severidade do processo de têmpera, mas ainda assim foi difícil estabelecer uma correlação numérica assertiva com a dureza das amostras apresentada em cada processo.

O método de ensaio não destrutivo de Barkhausen apresenta grande potencial para avaliar a microestrutura dos aços alta resistência mecânica, como o 22MnB5. No entanto, ainda são necessários mais estudos devido à complexidade de correlação do sinal com as diversas variações microestruturais que esse tipo de aço pode sofrer com os diferentes tratamentos térmicos.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHO FUTUROS

Seguindo o estudo aqui apresentado, fica sugerido para trabalhos futuros:

- Realizar o controle das taxas de resfriamento com o auxílio de termopares para a obtenção de microestruturas mais variadas, com níveis de dureza diversos e verificar a influência no sinal RMB;
- Verificar o comportamento do sinal RMB em amostras de aço que passaram por processo real de estampagem a quente e que possuem a geometria mais similar as peças automobilísticas.
- Investigar mais a fundo as camadas de intermetálico, o processo de formação da interface de ferrita que surge durante aquecimento do revestimento do 22MnB5 e seu efeito nas medições de RMB.

## REFERÊNCIAS

- ÅKERSTRÖM, P. **Modelling and simulation of hot stamping**. Luleå tekniska universitet, , 2006.
- BHADESHIA, H.; HONEYCOMBE, R. **Steels: microstructure and properties**. [s.l.] Butterworth-Heinemann, 2017.
- BLAOW, M.; EVANS, J. T.; SHAW, B. A. Surface decarburisation of steel detected by magnetic barkhausen emission. **Journal of Materials Science**, v. 40, n. 20, p. 5517–5520, out. 2005.
- BUTTLE, D. J. et al. Determination of residual stresses by magnetic methods. 2006.
- CACERES, R. M. G. Utilização de ensaio não destrutivo micro-magnético na avaliação da transformação martensítica gerada no processo de fadiga mecânica do aço inoxidável AISI 304L. 2018.
- CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. [s.l.] LTC, 2008. v. 8
- CANALE, L. **Temperabilidade**. Curso: Engenharia e ciência dos materiais I: [s.n.].
- CHIAVERINI, V. Aços e ferros fundidos. 6ª Edição. **São Paulo, SP**, 1988.
- COLPAERT, H.; DA COSTA, A. L. V. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. [s.l.] Editora Blucher, 2008.
- COZACIUC, I.; SILVA, L. R. DA; TOGNI, M. A. **Ensaio de materiais**. MÓDULOS E ed. São Paulo: Escola SENAI "Luiz Scavone", [s.d.].
- CULLITY, B. D. Introduction to magnetic materials. 1972. **New Jersey: Addison-Wiley Publishing Company**, 1972.
- DEDAVID, B. A.; GOMES, C. I.; MACHADO, G. **Microscopia eletrônica de varredura: aplicações e preparação de amostras: materiais poliméricos, metálicos e semicondutores**. [s.l.] EdiPUCRS, 2007.
- FAN, D. W.; DE COOMAN, B. C. State-of-the-knowledge on coating systems for hot stamped parts. **Steel research international**, v. 83, n. 5, p. 412–433, 2012.

FUNAKAWA, Y.; NAGATAKI, Y. High Strength Steel Sheets for Weight Reduction of Automotives. **JFE Tech. Rep**, v. 24, p. 1–5, 2019.

GARCIA ARANDA, L. et al. Experiments and simulation of hot stamping of quenched steels. **Advanced Technology of Plasticity**, v. 2, p. 1135–1140, 2002.

GERDAU. **Tratamento térmico**. Mundo dos aços especiais: [s.n.].

GONTARSKI, T. L.; CASALI, R. M.; MIKOWSKI, A. Dureza vickers-definição, normatização e perspectivas de pesquisa: uma revisão/vickers hardness-definition, standardization and research perspectives: a review. **Brazilian Journal of Development**, v. 7, p. 15736–15754, 2021.

GRIJALBA, F. A. F. **Desenvolvimento De Ensaio Não Destrutivo Baseado No Ruído Magnético De Barkhausen Para Caracterização De Tensões Elásticas E Deformações Plásticas Em Aços**. [s.l.] Universidade de São Paulo, 2010.

HONKANEN, M. et al. Mimicking Barkhausen noise measurement by in-situ transmission electron microscopy - effect of microstructural steel features on Barkhausen noise. **Acta Materialia**, v. 221, 1 dez. 2021.

INAGUMA, T.; SAKAMOTO, H.; HASEGAWA, M. Microstructure dependence of Barkhausen voltage pulse width in steel. **Journal of Applied Physics**, v. 111, n. 6, 15 mar. 2012.

JÄRVINEN, H. et al. The effect of initial microstructure on the final properties of press hardened 22MnB5 steels. **Materials Science and Engineering: A**, v. 676, p. 109–120, 2016.

KAPLAN, M.; GÜR, C. H.; ERDOGAN, M. Characterization of dual-phase steels using magnetic Barkhausen noise technique. **Journal of Nondestructive Evaluation**, v. 26, p. 79–87, 2007.

KARBASIAN, H.; TEKKAYA, A. E. A review on hot stamping. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, n. 15, p. 2103–2118, 2010.

KLEBER, X. et al. Ferrite-martensite steels characterization using magnetic Barkhausen noise measurements. **ISIJ international**, v. 44, n. 6, p. 1033–1039, 2004a.

KLEBER, X. et al. Ferrite-martensite steels characterization using magnetic Barkhausen noise measurements. **ISIJ international**, v. 44, n. 6, p. 1033–1039, 2004b.

MACEK, B. **Developing a deep drawn hot stamped fuel tank guard**. Great Designs in Steel Seminar. **Anais...**2007.

MANGONON, P. L.; THOMAS, G. The martensite phases in 304 stainless steel. **Metallurgical transactions**, v. 1, n. 6, p. 1577–1586, 1970.

MASCAREÑAS, D.; LOCKHART, M.; LIENERT, T. Barkhausen noise as an intrinsic fingerprint for ferromagnetic components. **Smart Materials and Structures**, v. 28, n. 1, p. 15014, 2018.

MATAYOSHI, T. O. **Estampagem a quente do aço ao boro 22MnB5**. Universidade de São Paulo, 2016.

MERKLEIN, M. et al. Hot stamping of boron steel sheets with tailored properties: A review. **Journal of materials processing technology**, v. 228, p. 11–24, 2016.

MORGAN, M. A. C. **Ruído Magnético de Barkhausen contínuo rotacional**. Universidade de São Paulo, , 2013.

MÜLLER-BOLLENHAGEN, C.; ZIMMERMANN, M.; CHRIST, H.-J. Very high cycle fatigue behaviour of austenitic stainless steel and the effect of strain-induced martensite. **International Journal of Fatigue**, v. 32, n. 6, p. 936–942, 2010.

MUN, D. J. et al. Effects of cooling rate, austenitizing temperature and austenite deformation on the transformation behavior of high-strength boron steel. **Materials science and engineering: A**, v. 545, p. 214–224, 2012.

NADERI, M. **Hot stamping of ultra high strength steels**. Citeseer, , 2007.

NIKRAVESH, M.; NADERI, M.; AKBARI, G. H. Influence of hot plastic deformation and cooling rate on martensite and bainite start temperatures in 22MnB5 steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 540, p. 24–29, 2012.

PALMIERI, M. E. et al. Analysis of Transition Zone on a Hot-Stamped Part with Tailored Tool Tempering Approach by Numerical and Physical Simulation. **steel research international**, v. 94, n. 3, p. 2200665, 2023.

RASERA, J. N. et al. Direct contact heating for hot forming die quenching. **Applied Thermal Engineering**, v. 98, p. 1165–1173, 2016.

ROSSI, A. **Caracterização mecânica da solda a ponto em chapa de aço 22MnB5 utilizando ensaio de tração e análises de correlação de imagem digital**. Universidade de São Paulo, , 2022.

SAKAMOTO, H.; OKADA, M.; HOMMA, M. **Theoretical analysis of Barkhausen noise in carbon steels**IEEE TRANSACTIONS ON MAGNETICS. IEEE Transactions on Magnetism ( Volume: 23, Issue: 5): [s.n.].

SHIN, H. C.; HA, T. K.; CHANG, Y. W. Kinetics of deformation induced martensitic transformation in a 304 stainless steel. **Scripta Materialia**, v. 45, n. 7, p. 823–829, 2001.

SILVA, A.; MEI, P. R. Aços e ligas especiais. 2ª edição. **Editora Blucher**, p. 220, 2006.

TAYLOR, T. AND; CLOUGH, A. Critical review of automotive hot-stamped sheet steel from an industrial perspective. **Materials Science and Technology**, v. 34, n. 7, p. 809–861, 2018.

VENTURATO, G. et al. Effects of phase transformation in hot stamping of 22MnB5 high strength steel. **Procedia Engineering**, v. 183, p. 316–321, 2017.

WINDMANN, M.; RÖTTGER, A.; THEISEN, W. Formation of intermetallic phases in Al-coated hot-stamped 22MnB5 sheets in terms of coating thickness and Si content. **Surface and Coatings Technology**, v. 246, p. 17–25, 2014.

YAMAURA, S.; FURUYA, Y.; WATANABE, T. **The effect of grain boundary microstructure on Barkhausen noise in ferromagnetic materials**Acta mater. Acta Materialia, ISSN 1359-6454, [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00189-6](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00189-6).: [s.n.]. Disponível em: <[www.elsevier.com/locate/actamat](http://www.elsevier.com/locate/actamat)>.

YANG, H. et al. Influence of Al–Si coating on microstructure and mechanical properties of fiber laser welded and then press-hardened 22MnB5 steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 794, p. 139918, 2020.

ZHU, L. et al. Modeling of microstructure evolution in 22MnB5 steel during hot stamping. **Journal of Iron and Steel Research International**, v. 21, n. 2, p. 197–201, 2014.