

**UNIVERSIDADE FEDERAL FLUMINENSE**  
**ESCOLA DE ENGENHARIA**  
**MESTRADO PROFISSIONAL EM MONTAGEM**  
**INDUSTRIAL**

**PEDRO PAULO ROSA DE PAULA**

**AVALIAÇÃO DO FRESAMENTO FRONTAL DO FERRO  
FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO CLASSE 3 PELOS  
MÉTODOS DE TENSOMETRIA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-  
X E RUÍDO MAGNÉTICO BARKHAUSEN**

**NITERÓI, RJ**

**2023**

PEDRO PAULO ROSA DE PAULA

**AVALIAÇÃO DO FRESAMENTO FRONTAL DO FERRO  
FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO CLASSE 3 PELOS  
MÉTODOS DE TENSOMETRIA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-  
X E RUÍDO MAGNÉTICO BARKHAUSEN**

Dissertação apresentada ao Mestrado Profissional em Montagem Industrial da Universidade Federal Fluminense, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Montagem Industrial. Área de Concentração: Métodos e Processos de Fabricação e Montagem.

Orientador:

Prof. Dr. Lucas Benini

Niterói, RJ

2023.

Ficha catalográfica automática - SDC/BEE  
Gerada com informações fornecidas pelo autor

P324a Paula, Pedro Paulo Rosa de  
Avaliação do fresamento frontal do ferro fundido nodular austemperado classe 3 pelos métodos de tensometria por difração de raios-x e ruído magnético Barkhausen / Pedro Paulo Rosa de Paula. - 2023.  
90 f.: il.

Orientador: Lucas Benini.  
Dissertação (mestrado profissional)-Universidade Federal Fluminense, Escola de Engenharia, Niterói, 2023.

1. Usinagem por fresamento. 2. Rugosidade superficial. 3. Tensão residual. 4. Alterações microestruturais. 5. Produção intelectual. I. Benini, Lucas, orientador. II. Universidade Federal Fluminense. Escola de Engenharia. III. Título.

CDD - XXX

Bibliotecário responsável: Debora do Nascimento - CRB7/6368

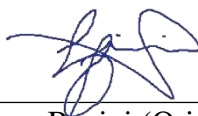
PEDRO PAULO ROSA DE PAULA

**AVALIAÇÃO DO FRESAMENTO FRONTAL DO FERRO FUNDIDO  
NODULAR AUSTEMPERADO CLASSE 3 PELOS MÉTODOS DE  
TENSOMETRIA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X E RUÍDO MAGNÉTICO  
BARKHAUSEN**

Dissertação apresentada ao Mestrado Profissional em Montagem Industrial da Universidade Federal Fluminense, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Montagem Industrial. Área de Concentração: Métodos e Processos de Fabricação e Montagem.

Aprovada em 14 de dezembro de 2023.

**BANCA EXAMINADORA**



---

Prof. Dr. Lucas Benini (Orientador –Presidente)  
Universidade Federal Fluminense (UFF)



---

Prof. Dr. José Mauro Moraes Júnior  
Universidade Federal Fluminense (UFF)

Documento assinado digitalmente



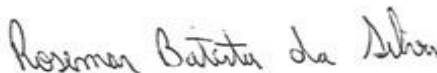
**SERGIO SOUTO MAIOR TAVARES**

Data: 06/01/2024 23:53:44-0300

Verifique em <https://validar.it.gov.br>

---

Prof. Dr. Sérgio Souto Maior Tavares  
Universidade Federal Fluminense (UFF)



---

Prof. Dr. Rosemar Batista da Silva  
Universidade Federal de Uberlândia (UFU)

Niterói, RJ  
2023

Aos meus pais, esposa e irmãos.

## AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus pela dádiva da vida, por Ele me proporcionar saúde para enfrentar os obstáculos desta trajetória e permitir vivenciar este momento de alegria e superação.

À minha mãe, Maria do Carmo, por fazer do meu sonho o dela, não medindo esforços para a sua concretização. Ao meu pai, Manoel de Paula (*in memoriam*), pelo exemplo de humildade e trabalho, mesmo na sua ausência. Obrigado por priorizarem não somente a minha formação acadêmica, mas também como ser humano. Levo sempre comigo a perseverança, otimismo, simplicidade e alegria graças a vocês. Aos meus irmãos, Eulália e Manoel Luiz, pelo suporte, apoio e incentivo constante em mais esta caminhada.

À minha esposa Aline por todo amor, companheirismo, motivação e cumplicidade em mais esta etapa da minha trajetória. Este trabalho não seria possível sem você comigo. Eu amo você!

Ao meu orientador e amigo, professor Dr. Lucas Benini, pela paciência, comprometimento, profissionalismo, atenção e ensinamentos que levarei para sempre comigo. Sua empatia e conhecimento técnico fez total diferença no nosso trabalho. Alcançamos juntos patamares não galgados anteriormente, que servirão de incentivo para projetos posteriores. Obrigado por tudo!

Aos técnicos e docentes do Departamento de Engenharia de Produção e Mecânica da Universidade Federal de Viçosa (UFV), em especial aos técnicos Leandro Gonçalves de Bem por conduzir os experimentos de usinagem com maestria e ao André Luis Mendes, pelo suporte.

À Universidade Federal Fluminense (UFF) e seus docentes por me proporcionarem todo o conhecimento adquirido no Mestrado Profissional em Montagem Industrial. Ao Laboratório de Ensaio Não Destrutivos (LEND/UFF) e ao Laboratório de Tensões (LAT/UFF) pela realização dos ensaios não destrutivos; em especial ao Dr. Leosdan Noris e à Dra. Maria Cindra Fonseca.

Aos meus amigos que carrego comigo desde a infância, ao Bloco Casa Verde e aos familiares que sempre emanaram energias positivas, por tornarem mais leve esta caminhada, em especial ao meu Tio Lu, quem sempre me motivou a dar continuidade nos estudos.

A todos vocês minha eterna gratidão por minha formação acadêmica, profissional e pessoal.

*“Ama-se mais o que se conquista com esforço”*

Benjamin Disraeli

## RESUMO

O ferro fundido nodular austemperado (ADI) é resultante do tratamento térmico realizado em condições isotérmicas denominado austêmpera. Submetendo o ferro fundido nodular a este tratamento melhora-se suas propriedades mecânicas, como aumento da ductilidade e resistência mecânica. Embora estas propriedades sejam benéficas e desejadas em vários casos, o ADI é considerado um material de difícil usinabilidade devido às suas propriedades inerentes induzidas pela microestrutura, principalmente a formação da ausferrita que confere uma combinação de desgaste por abrasão e adesão às ferramentas de cortes utilizadas. Este efeito indesejado torna-se um desafio para a aplicação deste material. Por este motivo informações acerca da caracterização da usinagem por fresamento frontal do ADI utilizando-se de ensaios não destrutivos são importantes, porém escassas. Este trabalho tem por objetivo estudar a relação entre os parâmetros de corte utilizados no fresamento frontal na qualidade das superfícies, nas alterações microestruturais e na geração de tensões residuais das amostras usinadas do ADI classe 3. As amostras de ADI foram usinadas com ferramentas de metal duro sem revestimento no centro de usinagem de 3 eixos, variando-se a velocidade de corte em 120 e 160 m/min, profundidade de corte de 1 e 0,37 mm e aplicação do fluido de corte (a seco e jorro). Para cada condição de corte avaliada, foram mensuradas nas amostras a rugosidade da superfície, as tensões residuais por tensometria por difração de raio-X, o ruído magnético Barkhausen (RMB) e a dureza Vickers. Os resultados evidenciaram que o aumento da velocidade de corte ocasionou um decréscimo da qualidade das superfícies fresadas, gerou tensões residuais mais trativas na direção transversal e menos compressiva na direção longitudinal, enquanto que o aumento da profundidade de corte juntamente com o aumento da velocidade de corte ocasionou menores atividades magnéticas mensuradas pelo RMB, quando adotados condições de cortes mais severas. As alterações microestruturais se concentraram mais próximas às superfícies fresadas o que não ocasionou mudança de fase da microestrutura do ADI, verificado pelos ensaios de RMB e Dureza Vickers. O uso do fluido lubri-refrigerante é desprezível sob as condições de corte empregadas nesta pesquisa visto que não culminou em alterações significativas quando comparado a usinagem a seco.

**Palavras-chave:** Ferro fundido nodular austemperado. Fresamento. Tensão Residual, Ruído Magnético de Barkhausen. Rugosidade.

## ABSTRACT

Austempered nodular cast iron (ADI) results from heat treatment carried out under isothermal conditions called austempering. Subjecting nodular cast iron to this treatment improves its mechanical properties, such as increased ductility and mechanical resistance. Although these properties are beneficial and desired in several cases, ADI is considered a material that is difficult to machine due to its inherent properties induced by the microstructure, mainly the formation of ausferrite that provides a combination of abrasive wear and adhesion to the cutting tools used. This undesirable effect becomes a challenge for the application of this material. For this reason, information about the characterization of ADI face milling machining using non-destructive tests is important, but scarce. This work aims to study the relationship between the cutting parameters used in face milling on surface quality, microstructural changes and the generation of residual stresses of machined ADI Grade 3 samples. The ADI samples were machined with carbide tools without coating on the 3-axis machining center, varying the cutting speed at 120 and 160 m/min, cutting depth of 1 and 0.37 mm and application of the cutting fluid (dry and jet). For each cutting condition evaluated, surface roughness, residual stresses by X-ray diffraction tensometry, magnetic Barkhausen noise (BN) and Vickers hardness were measured in the samples. The results showed that the increase in cutting speed caused a decrease in the quality of the milled surfaces, generating more tensile residual stresses in the transverse direction and less compressive in the longitudinal direction, while the increase in cutting depth together with the increase in cutting speed caused lower magnetic activities measured by BN, when more severe cutting conditions were adopted. The microstructural changes were concentrated closer to the milled surfaces, which did not cause a phase change in the ADI microstructure, verified by the BN and Vickers Hardness tests. The use of lubricating fluid is negligible under the cutting conditions used in this research as it did not result in significant changes when compared to dry machining.

**Keywords:** Austempered ductile iron. Milling. Residual Stress. Magnetic Barkhausen noise. Roughness.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 2.1 – Principais processos de usinagem: (a) torneamento; (b) furação; (c) fresamento tangencial e (d) fresamento frontal ou de topo (GROOVER, 2017).	6
Figura 2.2 – Classificação dos processos de fresamento (a) Periférico ou tangencial (b) Frontal ou de topo (GROOVER, 2017).	10
Figura 2.3 – Representação do parâmetro de rugosidade Ra (ISO 4287).	11
Figura 2.4 – Representação do parâmetro de rugosidade Rz (ISO 4287).	12
Figura 2.5 – Representação do parâmetro de rugosidade Rt (ISO 4287).	12
Figura 2.6 – Domínios magnéticos no material ferro magnético (GRIJALBA, 2006).	13
Figura 2.7 – Ensaio do RMB: (a) Experimento de Barkhausen; (b) Saltos de tensão registrados no período; (c) processo de indução magnética e sua descontinuidade (MORGAN, 2013).	13
Figura 2.8 – Envolvente do sinal (MORGAN, 2013).	15
Figura 2.9 – Esquema de geração das tensões residuais por deformação de duas fases distintas com propriedades mecânicas diferentes (LODH <i>et al.</i> , 2022).	16
Figura 2.10 – Origens das tensões residuais causadas durante processamento (LODH <i>et al.</i> , 2022).	17
Figura 2.11 – Tensões residuais de acordo com a escala de comprimento (LODH <i>et al.</i> , 2022).	18
Figura 2.12 – Surgimento das tensões residuais na usinagem devido aos: (a) efeitos mecânicos e (b) térmicos (GUNNBERG <i>et al.</i> , 2006, adaptada).	20
Figura 2.13 – Esquema de deformação plástica durante o fresamento (LI <i>et al.</i> , 2022, adaptado).	21
Figura 2.14 – Gradientes de temperatura gerados durante o fresamento (LI <i>et al.</i> , 2022, adaptado).	21
Figura 2.15 – Distâncias interplanares: (a) sem tensões aplicadas; (b) com tensões (NORCINO, 2013, adaptado).	24
Figura 2.16 – Micrografia do ferro fundido cinzento (CALLISTER E RETHWISCH, 2016).	26
Figura 2.17 – Micrografia do Ferro fundido branco (CALLISTER E RETHWISCH, 2016).	27
Figura 2.18 – Micrografia do ferro fundido maleável (CALLISTER E RETHWISCH, 2016).	29
Figura 2.19 – Micrografia de ferro fundido vermicular (CALLISTER E RETHWISCH, 2016).	30

Figura 2.20 – Microestrutura do ferro fundido nodular (CALLISTER E RETHWISCH, 2016). .....	31
Figura 2.21 – Processo de austêmpera em ferros fundidos (RODRIGUES JÚNIOR, 2013 modificado).....	33
Figura 2.22 – Limite de resistência à tração versus alongamento para diversos tipos de ferros fundidos nodulares obtidos por diferentes tipos de tratamento térmicos (GUESSER, 2009)..	35
Figura 3.1 – Metodologia e objetivo. ....	37
Figura 3.2 – Ciclo de tratamento térmico do ADI classe 3 (ASTM A897M-6, adaptado). ....	38
Figura 3.3 – Microestrutura do ADI classe 3, como recebido.....	39
Figura 3.4 – Preparação das amostras para fresamento: (a) Vista isométrica das amostras (b) Geometria das amostras preparadas em milímetros. ....	40
Figura 3.5 - Centro de Usinagem ROMI D800. ....	41
Figura 3.6 – Amostras fresadas: (a) a seco; (b) jorro. ....	41
Figura 3.7 – Esquematização da medição da rugosidade: (a) Ressaltos fresados (b) delimitação das áreas analisadas nos ressaltos. ....	42
Figura 3.8 – Medição das tensões residuais: (a) Equipamento utilizado; (b) Amostra; (c) Medições das tensões residuais nas amostras.....	43
Figura 3.9 – Sistema de medição do RMB: (a) Equipamento utilizado; (b) desenho esquemático do transdutor; (c) medição dos ressaltos fresados. ....	44
Figura 3.10 – Pontos de medição dos sinais RMB. ....	45
Figura 3.11 – Esquematização da medição da dureza: (a) Ressaltos ensaiados; (b) disposição dos ensaios de dureza nos ressaltos. ....	45
Figura 3.12 – Medições das diagonais da endentação prismática de dureza HV15.....	46
Figura 4.1 – Influência dos parâmetros de corte nos valores de rugosidade Ra.....	47
Figura 4.2 – Influência dos parâmetros de corte nos valores de rugosidade Rz.....	49
Figura 4.3 – Influência dos parâmetros de corte nas tensões residuais longitudinais. ....	51
Figura 4.4 – Influência dos parâmetros de corte nas tensões residuais transversais. ....	53
Figura 4.5 – Influência dos parâmetros de corte nos valores $RMS_{RMB}$ para a frequência de excitação de $f_{ex} = 50$ Hz.....	54
Figura 4.6 – Influência dos parâmetros de corte nos valores $RMS_{RBM}$ para a frequência de excitação de $f_{ex} = 10$ Hz.....	55
Figura 4.7 – Envolventes do sinal RMB após o fresamento do ADI com $v_c = 120$ m/min. ....	57
Figura 4.8 – Envolventes do sinal RMB após o fresamento do ADI com $v_c = 160$ m/min.....	58
Figura 4.9 – Influência dos parâmetros de corte nos ensaios de dureza Vickers. ....	60



## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Influência dos parâmetros de corte adotados no fresamento na geração de tensões residuais (LI <i>et al.</i> , 2022, modificado). .....	22
Tabela 2.2 – Métodos de medição de tensões residuais (TOMAZ, 2019, modificado). .....	23
Tabela 2.3 – Propriedades mecânicas dos ferros fundidos (CALLISTER E RETHWISCH, 2016, modificado).....	31
Tabela 2.4 – Propriedades mecânicas do ADI segundo a Norma ASTM A897-90. ....	35
Tabela 3.1 – Composição química do ADI - classe 3. ....	38
Tabela 3.2 – Condições de corte empregadas nos experimentos. ....	41
Tabela 3.3 – Parâmetros do analisador de tensões residuais por difração de raios-X.....	43
Tabela 3.4 – RMB parâmetros de medição do sinal.....	44
Tabela 4.1 – Resultados dos valores médios das tensões residuais.....	50
Tabela 4.2 – Medição da amplitude RMB com $f_{ex} = 50$ Hz. ....	56
Tabela 4.3 – Medição da amplitude RMB com $f_{ex} = 10$ Hz. ....	56

## LISTA DE SÍMBOLOS

$a_p$	Profundidade de corte (mm)
$B$	Birrefringência induzida
$B_0$	Birrefringência inicial
$d$	Distância interplanar
$d$	Diâmetro (mm)
$f$	Avanço (mm/rotação)
$f_{ex}$	Frequência de excitação magnética
$K$	Constante acustoelástica do material
$n$	Número inteiro conhecido como ordem de difração
$n$	Rotação (RPM)
$R_a$	Desvio aritmético médio (micrometro)
$RMB$	Ruído magnético de Barkhausen
$R_t$	Altura total do perfil (micrometro)
$R_z$	Média dos 5 vales e 5 picos mais altos (micrometro)
$\sin$	Seno
$v_c$	Velocidade de corte (m/min)
$v_e$	Velocidade efetiva de corte
$v_f$	Velocidade de avanço (mm/rot)
$z$	Número de dentes da ferramenta
$\delta$	Tensão atuante (MPa)
$\theta$	Ângulo de difração do plano
$f_z$	Avanço por dente
$\lambda$	Comprimento de onda

$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$  Tensões principais

$\sigma_a$  Tensão Aplicada

$\sigma_r$  Tensão Residual

$\sigma_{ter}$  Tensão térmica

$\sigma_{mec}$  Tensão mecânica

$\sigma_{cav}$  Tensão de formação do cavaco

$\sigma_{cis}$  Tensão de cisalhamento

$\varphi$  Ângulo polar

$\psi$  Ângulo azimutal

*ADI* *Austempered Ductile Iron*

*CNC* Comando Numérico Computadorizado

*HV* Dureza Vickers

*LAT* Laboratório de Tensões

*LEM* Laboratório de Ensaio Mecânicos

*LMDC* Laboratório de Metrologia Dimensional e Computacional

*MAN* Laboratório de Manufatura

*RMS* *Root Mean Squares*

*TR* Tensão Residual

*UFF* Universidade Federal Fluminense

*UFV* Universidade Federal de Viçosa

*USI* Laboratório de Usinagem

*USP* Universidade de São Paulo

## SUMÁRIO

Agradecimentos.....	iii
Resumo.....	v
Abstract .....	vi
Lista de ilustrações .....	vii
Lista de tabelas .....	x
Lista de símbolos.....	xi
Sumário .....	xiii
<b>1 INTRODUÇÃO.....</b>	<b>1</b>
<b>1.1 OBJETIVOS.....</b>	<b>4</b>
<b>2 REVISÃO DA LITERATURA.....</b>	<b>5</b>
<b>2.1 PROCESSOS DE USINAGEM.....</b>	<b>5</b>
<b>2.1.1 Grandezas de corte na usinagem.....</b>	<b>7</b>
<b>2.1.2 Fluido de corte.....</b>	<b>9</b>
<b>2.2 PROCESSO DE FRESAMENTO.....</b>	<b>9</b>
<b>2.3 ACABAMENTO DA SUPERFÍCIE USINADA .....</b>	<b>10</b>
<b>2.3.1 Parâmetros de rugosidade superficial .....</b>	<b>11</b>
<b>2.4 RUÍDO MAGNÉTICO BARKHAUSEN (RMB) .....</b>	<b>12</b>
<b>2.5 TENSÕES RESIDUAIS .....</b>	<b>15</b>
<b>2.5.1 Tensões residuais na usinagem.....</b>	<b>19</b>
<b>2.5.2 Tensões residuais em processos de fresamento .....</b>	<b>20</b>
<b>2.5.3 Sistemas de medição de tensão residual.....</b>	<b>22</b>
<b>2.6 FERROS FUNDIDOS .....</b>	<b>24</b>
<b>2.6.1 Ferro fundido cinzento ou ferro fundido com grafita lamelar .....</b>	<b>25</b>
<b>2.6.2 Ferro fundido branco .....</b>	<b>26</b>
<b>2.6.3 Ferro fundido maleável .....</b>	<b>28</b>
<b>2.6.4 Ferro fundido vermicular .....</b>	<b>29</b>

<b>2.5.1</b>	<b>Ferro fundido nodular, ou ferro fundido dúctil ou ainda ferro fundido com grafita esferoidal</b> .....	30
2.7	AUSTÊMPERA .....	32
<b>2.5.2</b>	<b>Ferro fundido nodular austemperado (ADI)</b> .....	33
3	MEDODOLOGIA .....	36
3.1	AMOSTRAS DE ADI.....	37
3.2	FRESAMENTO DO ADI: PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS E ENSAIOS 39	
3.3	SISTEMA DE MEDIÇÃO DA RUGOSIDADE .....	41
3.4	SISTEMA DE MEDIÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS .....	42
3.5	SISTEMA DE MEDIÇÃO DO RMB .....	43
3.6	SISTEMA DE MEDIÇÃO DA DUREZA.....	45
4	Resultados.....	47
4.1	RUGOSIDADE SUPERFICIAL.....	47
4.2	TENSÕES RESIDUAIS .....	50
4.3	RUÍDO MAGNÉTICO BARKHAUSEN (RMB) .....	54
4.4	DUREZA VICKERS.....	59
5	CONCLUSÕES .....	62
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	64

## 1 INTRODUÇÃO

Por intermédio dos trabalhos de Frederick Winslow Taylor, ocorridos no final do séc. XIX, o conceito de produtividade foi definido como uma procura contínua por melhores métodos de trabalho e processos de fabricação. Com o advento das tecnologias se faz cada vez mais necessário produzir mais ao menor custo possível (MARTINS e LAUGEINI, 2005; PEINADO e GRAEML, 2007; SLACK *et al.*, 2009; CARPINETTI, 2010).

A usinagem se apresenta como um processo de fabricação bastante difundido mundialmente e tem por objetivo conferir às saídas (peça final acabada): dimensão, formato e/ou acabamento superficial por meio da utilização de ferramenta que gera cavacos. É classificada como convencional quando ocorre a remoção de material da matéria prima por meio da utilização de ferramentas com geometria definida ou não-definida, e como não convencional quando ocorre a remoção de material através de processos que empregam energia mecânica, elétrica, químicas e térmicas sem necessariamente a utilização de uma ferramenta de corte ou que haja contato entre ferramenta e peça (FERRARESI, 2013; GROOVER, 2017; MACHADO, 2015; DINIZ *et al.*, 2013). Um grande avanço deste setor industrial foi a inserção da tecnologia do Comando Numérico Computadorizado (CNC) nas máquinas operatrizes, o que conferiu maior repetitividade, precisão dimensional e qualidade no processamento dos insumos, principalmente nos processos de usinagem convencional mais utilizados na indústria metalmeccânica: fresamento, torneamento, furação e a retificação (LI *et al.*, 2023; SOORI *et al.*, 2023; HOU *et al.*, 2023).

Dentre os processos de usinagem com ferramenta de geometria definida mais conhecidos, o fresamento é um processo de usinagem amplamente utilizado na indústria de manufatura por conta de sua versatilidade (MOHANRAJ *et al.*, 2019). O corte é realizado por meio de uma ferramenta denominada fresa. A ferramenta gira no seu próprio eixo enquanto que a peça a ser trabalhada permanece fixa à mesa que se movimenta em três eixos distintos de acordo com as solicitações de geometria desejada e gerando cavacos (DINIZ *et al.*, 2000; FERRARESI, 2013; MACHADO, 2015; GROOVER, 2017). Este processo de usinagem pode ser aplicado nas mais distintas classes de materiais metálicos, ferrosos ou não-ferrosos, e ainda nos não metálicos sintéticos ou naturais, ou ainda em polímeros e compósitos (SHARUN e RONALD, 2022).

Os ferros fundidos pertencem a classe de metais ferrosos e, assim como os aços, são materiais de construção mecânica consolidados em aplicações de engenharia, nos mais diferentes tipos de indústrias, com destaque para a ferroviária, naval, aeroespacial, agrícola,

construção civil e automobilística. A vantagem dos ferros fundidos em relação aos aços está na menor temperatura de fusão e facilidade de fundição, o que lhe confere um menor custo de produção, ou seja, há menor número de etapas de fabricação que os aços (SILVA e MEI, 2006; CALLISTER E RETHWISCH, 2016). Eles são classificados como ferro fundido branco, cinzento, nodular (ou dúctil) e maleável de acordo com sua morfologia, apresentação microestrutural da grafita e propriedades mecânicas (ABNT 6589; ABNT6916; DIN1561; DIN 1563; CALLISTER E RETHWISCH, 2016).

O ferro fundido nodular (ou dúctil) é resultante do acréscimo de quantidades baixas de cério e/ou magnésio ao ferro fundido cinzento antes da sua fundição, neste material a grafita é apresentada em forma de nódulos (CALLISTER E RETHWISCH, 2016; ASKELAND e PHULÉ, 2008; SILVA e MEI, 2006; GUESSER, 2009). Da literatura específica, sabe-se que as propriedades mecânicas do ferro fundido nodulares podem ser melhoradas quando este material é submetido ao tratamento térmico de austêmpera (KAZEMI *et al.*, 2014).

A austêmpera é um tratamento térmico realizado em condições isotérmicas obtido por meio do aquecimento do material acima da zona crítica e posterior resfriamento do mesmo em um meio moderado e novamente é resfriado até a temperatura ambiente (CAKIR *et al.*, 2005; CHIAVERINI, 2008). Este tratamento é indicado a ferros fundidos e aços com alto teor de carbono e tem como objetivo a transformação da austenita em ausferrita e bainita, respectivamente. Ao submeter o ferro fundido nodular a este tratamento obtém-se o ferro fundido nodular austemperado (*austempered ductile iron - ADI*), que apresenta uma estrutura com perlita super fina e refinada com altíssima resistência mecânica e melhor ductibilidade se compararmos com a martensita (SUSIL *et al.*, 2006).

O ADI é um exemplo de material que se adequa aos interesses de ramos diversificados da engenharia por conta das suas propriedades melhoradas, e se enquadra muito bem às solicitações da indústria moderna devido às suas propriedades mecânicas, como boa tenacidade, ductibilidade e ainda alta resistência à fadiga e ao desgaste, aliados a uma alta resistência mecânica (BENINI, 2017; XIN, 2022). Este material é utilizado em aplicações estruturais na indústria automotiva e mecanização agrícola (BOCCARDO *et al.*, 2017); peças e componentes de transmissão mecânica: engrenagens, roletes e virabrequins (YUZHOU *et al.*, 2021) e na construção civil, lâminas de nivelamento de terra e pontas de ríper (ZIMBA, *et al.*, 2002).

Por conta de sua ampla aplicação, este material é comumente submetido a processos de usinagem distintos (GOLDBERG *et al.*, 2002). Sua usinabilidade foi objeto de estudo de Klocke *et al.*, (2010) e De Carvalho *et al.*, (2013). As forças de cortes durante sua usinagem foram pesquisadas por Meena *et al.*, (2013) e Seeker (2006). A influência dos aspectos

microestruturais sobre a usinabilidade do ADI foi analisada por Arft *et al.* (2012) e a relação entre parâmetros da sua microestrutura e o RMB foi calculada por Tuzum *et al.*, (2023) utilizando regressão linear múltipla, já Eltaggaz *et al.*, (2018) estudaram uma estratégia híbrida na utilização de fluido de corte na usinagem do ADI. O estudo de Avishan *et al.*, (2009) verificou a influência da profundidade de corte na usinagem de uma liga de ADI. Já Katuku (2022), Aslantas *et al.*, (2008), Fernandez *et al.*, (2021) e Parhad *et al.* (2019) elaboraram estudos acerca do torneamento do ADI. Uma avaliação da influência do teor de grãos microcristalinos sinterizados no processo de retificação do ADI classe 3 foi efetuada por Benini (2017). A furação do ADI foi objeto de estudo de Barbosa (2009) e também de Meena (2011). Em relação ao fresamento, Lacalle *et al.* (2020) analisaram o desempenho de pastilhas cerâmicas no fresamento do ADI. Uma discussão sobre fresamento do ADI com diferentes tipos de insertos é apresentada no estudo de Priarone *et al.* (2015). Já Eraslan *et al.* (2021) investigaram a usinabilidade no fresamento de topo do ADI comparando com o aço fundido G18NiMoCr36+QT1 (CS) um material com propriedades mecânicas semelhantes. Sinlah *et al.* (2016) verificaram a influência da microestrutura no fresamento do ADI.

Apesar destes trabalhos citados, as poucas pesquisas envolvendo o fresamento do ADI investigaram as forças de usinagem, o desgaste de ferramentas e a microestrutura de subsuperfície, mas não investigaram as tensões residuais e o ruído magnético Barkhausen (RMB) geradas no material. As tensões residuais são as tensões que permanecem na peça após a retirada de carregamentos e/ou gradientes de temperaturas (GIANENDER *et al.*, 2022). A deformação plástica ou elásticas de um modo permanente, causadas por efeitos térmicos e mecânicos oriundos da usinagem é uma das principais causas do surgimento de tensões residuais (ZHIJUN, 2022). Na engenharia o conhecimento aprofundado das tensões residuais pode anteceder falhas de equipamentos principalmente por fadiga (JAMES *et al.*, 2006). Uma das alternativas mais eficiente para medir tensões residuais em peças que serão sujeitas a variados tipos de carregamentos é a realização de ensaios não destrutivos, visto que os mesmos não inviabilizam a utilização futura do componente ensaiado (DIVE e LAKADE, 2021; GUNES, 2022).

O RMB é um ensaio não destrutivo capaz de detectar alterações microestruturais exclusivamente em materiais ferromagnéticos por intermédio de uma bobina leitora posicionada na superfície do componente, onde ocorre a excitação gerada por um campo magnético (YONGRUI, 2022). Enquanto a tensometria por difração de raios-X é um ensaio não destrutivo eficaz para mensurar as tensões residuais em materiais cristalinos, baseado na teoria da difração de raios-X e da elasticidade do material sólido (WENYOU, 2022).

## 1.1 OBJETIVOS

Estudar os efeitos das condições de corte no fresamento frontal na qualidade das superfícies, na geração de tensões residuais e nas alterações microestruturais das amostras usinadas do ADI classe 3, empregando ensaios não destrutivos para avaliação da integridade da superfície, como de rugosidade, do ruído magnético de Barkhausen e de tensometria por difração de raios-X e dureza Vickers. Como objetivos específicos, têm-se:

- Analisar a influência da variação dos parâmetros de corte (profundidade de corte, velocidade de corte e aplicação ou não do fluido lubri-refrigerante) empregados na usinagem do ADI classe 3 na integridade da superfície das amostras fresadas, pelos parâmetros de rugosidade Ra e Rz;
- Identificar os parâmetros de corte de maior influência na geração de tensões residuais incidentes no ADI classe 3 após a sua usinagem por fresamento frontal, quantificando e qualificando-as em magnitude e direção;
- Estimar, pelo ruído magnético Barkhausen (RMB) a localização onde se concentraram as alterações microestruturais e ainda as respectivas influencias dos parâmetros de corte utilizados para o fresamento frontal do ADI classe 3;
- Verificar se os parâmetros de corte adotados na presente pesquisa são capazes de gerar a mudança de fase na microestrutura do ADI classe 3, realizando ensaios de Dureza Vickers.

## 2 REVISÃO DA LITERATURA

Neste capítulo é apresentado uma revisão bibliográfica dos principais processos de usinagem e suas respectivas grandezas, o processo de fresamento, acabamento de superfícies usinadas e seus parâmetros de rugosidade superficial, o ruído magnético de Barkhausen e seus parâmetros, as tensões residuais e os tipos mais comuns, a geração de tensão residual na usinagem, métodos de medição das tensões residuais, tensometria por difração de raios-x, ferros fundidos e suas classes, o tratamento térmico de austêmpera e o ferro fundido nodular austemperado (ADI).

### 2.1 PROCESSOS DE USINAGEM

Machado *et al.* (2015) definem a usinagem como um processo de fabricação em que ocorre a remoção de cavaco da peça bruta por meio de uma ferramenta de corte e que gera cavacos. Já Rodríguez *et al.* (2017) definem usinagem como sendo uma gama de processos de fabricação que conferem a um determinado componente: dimensões, geometria e superfícies desejadas por meio da remoção de material (cavacos). Ferraresi (2013) apresentou uma definição mais abrangente acerca do termo usinagem, como sendo: as operações de usinagem ao conferir forma, ou as dimensões, ou o acabamento, ou a combinação desses três itens na peça, produzem cavaco. Como convergência pode-se destacar que este processo de fabricação pode ser realizado via desbaste – quando ocorre quantidades elevadas de remoção de material da matéria prima com o objetivo de dar forma inicial de uma determinada peça – e por acabamento: quando o volume de material removido é bem inferior (quando comparado ao desbaste), tendo por finalidade conferir dimensões e respectivas tolerância às peças usinadas (MACHADO, 2015).

A classificação dos processos de usinagem advém da maneira como ocorre a remoção de material da peça bruta. No processo de usinagem convencional uma ferramenta de corte é utilizada e de forma mecânica, por intermédio do cisalhamento, remove material da peça bruta na forma de cavacos. Enquanto que nos processos de usinagem não convencional a remoção de material é realizada por intermédio de energias químicas, elétricas e térmicas ou mesmo uma combinação entre elas, sem a utilização de uma ferramenta de corte (GROOVER, 2017). A Figura 2.1 mostra uma representação esquemática de alguns processos de usinagem com geometria definida.

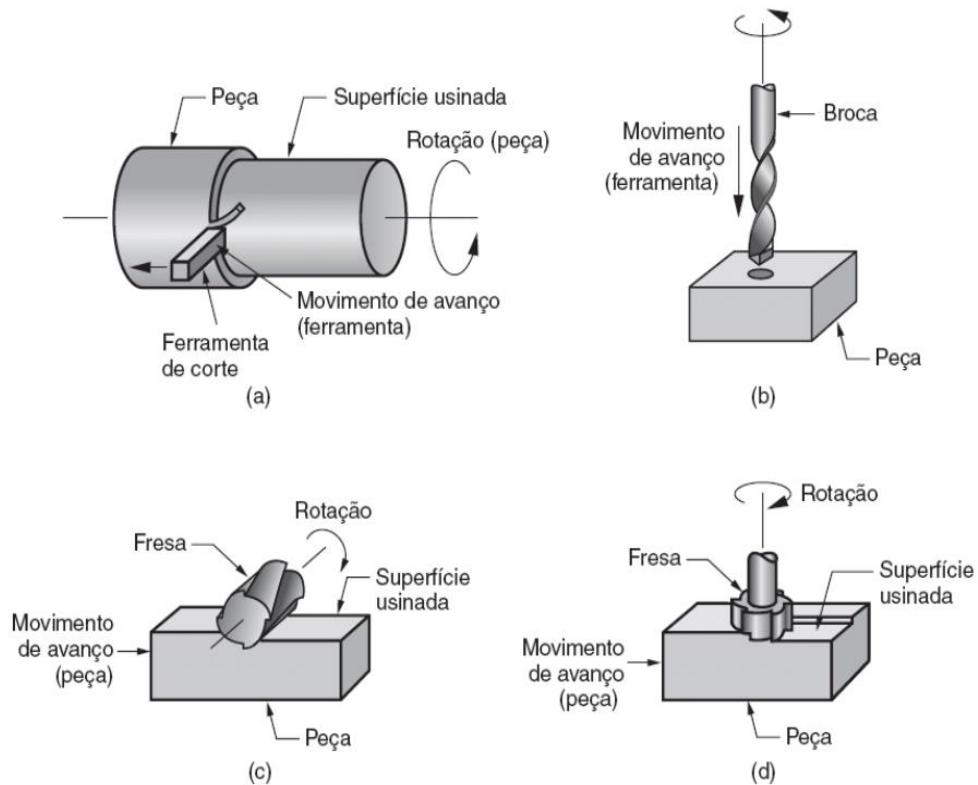


Figura 2.1 – Principais processos de usinagem: (a) torneamento; (b) furação; (c) fresamento tangencial e (d) fresamento frontal ou de topo (GROOVER, 2017).

A usinabilidade de um material trata-se de uma grandeza expressamente comparativa entre os mesmos, no qual são consideradas uma gama de propriedades de usinagem que eles possam apresentar, podendo ser definida pelo grau de dificuldade da remoção de material na forma de cavacos da peça bruta (SHAW, 2005; GROOVER, 2017; FERRARESI, 2013). Por ser uma propriedade tecnológica, a usinabilidade varia em função de parâmetros e condições de corte aos quais a peça bruta está submetida (SHAW, 2005; DINIZ *et al.*, 2000).

A usinabilidade está associada a diversas de condições apresentadas pelo material: composição química, dureza, propriedades mecânicas, seu estado metalúrgico e ainda a processamentos anteriores no que diz respeito aos parâmetros e condições de cortes empregados (RODRÍGUEZ *et al.*, 2017; DINIZ *et al.*, 2000). Nos processos de usinagem em que são utilizadas ferramentas com geometria definida a usinabilidade do material engloba diversos fatores, tais como: desgaste da ferramenta, forças de corte (energia consumida), forma dos cavacos, integridade e acabamento da superfície usinada (CAKIR e ISIK, 2008). Neste contexto destaca-se que os materiais que possuem boa usinabilidade requerem baixo consumo de energia durante o processamento, desgaste pequeno das ferramentas de corte utilizadas, facilidade na

remoção de cavacos da peça bruta, conferindo acabamentos superficiais adequados (MACHADO, 2015; SHAW, 2005).

A usinabilidade ainda pode estar atrelada à escolha correta do tipo de usinagem a ser empregada, já que na usinagem convencional a remoção do material acontece de forma mecânica, com a utilização de uma ferramenta de corte com geometria definida ou não-definida. Processos como torneamento, furação, fresamento e retificação são aqueles mais utilizados na indústria metal mecânica atual e pertencem a esta classificação. Contudo, na usinagem não-convencional a remoção de material para a confecção da peça final acabada não utiliza necessariamente uma ferramenta de corte, já que a remoção de material normalmente é feita na sua forma mais direta por meio de energia térmica, mecânica, elétrica e química ou mesmo por uma combinação entre elas (GROOVER, 2017).

### 2.1.1 Grandezas de corte na usinagem

De acordo com Machado *et al.* (2015), as grandezas de corte são parâmetros de entrada que o operador deve fornecer às máquinas/equipamentos para a realização da usinagem. Estes parâmetros devem levar em consideração a disponibilidade de parâmetros que a máquina operatriz utilizada oferece e principalmente o material a ser trabalhado. São elas:

- **Velocidade de corte ( $v_c$ ):** é a velocidade instantânea do ponto de referência, da aresta cortante da ferramenta, de acordo com a direção e o sentido de corte. Nos movimentos rotacionais, a velocidade de corte é obtida pela Equação 1.

$$v_c = \pi \cdot d \cdot n / 1000 \quad (1)$$

Em que:

$v_c$  = velocidade de corte [m/min];

$d$  = diâmetro da peça ou ferramenta [mm];

$n$  = número de rotações por minuto [rpm].

- **Velocidade de avanço ( $v_f$ ):** é definida como a velocidade instantânea da ferramenta, segundo a direção e o sentido de avanço, conforme Equação 2.

$$v_f = f \cdot n \quad (2)$$

Em que:

$v_f$  = velocidade de avanço [mm/min];

$f$  = avanço [mm];

$n$  = número de rotações por minuto [rpm].

- **Velocidade efetiva de corte ( $v_e$ ):** pode ser entendida como ponto de referência da aresta cortante da ferramenta, segundo a direção efetiva de corte. As seleções da velocidade de corte e de avanço dependem da operação de usinagem e do material escolhido. A velocidade efetiva de corte é calculada pela Equação 3.

$$\vec{v}_e = \vec{v}_c + \vec{v}_f \quad (3)$$

Em que:

$v_e$  = velocidade efetiva de corte [m/min];

$v_c$  = velocidade de corte [m/min];

$v_f$  = velocidade de avanço [mm/min].

- **Profundidade de corte ( $a_p$ ):** este parâmetro diz respeito à profundidade, em milímetros, no qual a ferramenta é incidida na peça a ser usinada na direção perpendicular ao plano de trabalho, e é determinada de acordo com potência e rigidez da máquina, tipo e fixação da ferramenta utilizada, bem como do material a ser trabalhado.
- **Avanço ( $f$ ):** é definido pelo percurso da ferramenta sobre a peça trabalhada em cada volta (mm/rpm). No torneamento o avanço é a distância percorrida pela ferramenta por rotação da peça. Entretanto, no fresamento, o avanço é a distância percorrida pela mesa da máquina em uma rotação da fresa dividida pelo número de cortes da ferramenta, isto é indicado em avanço por dente ( $f_z$ ), de acordo com a Equação 4.

$$f_z = \frac{v_f}{z \cdot n} \quad (4)$$

Em que:

$f_z$  = avanço por dente [mm/dente];

$v_f$  = velocidade de avanço da mesa [mm/min];

$z$  = número de dentes da ferramenta;

$n$  = rotação por minuto da fresa [rpm].

### 2.1.2 Fluido de corte

O melhoramento contínuo da indústria metal mecânica, principalmente no setor de processos de fabricação por usinagem, fez despertar o interesse na busca por melhores processamentos da matéria prima, conferindo maior produtividade aos processos. Neste contexto, além da definição da ferramenta e parâmetros de corte otimizado para cada material, a dissipação de calor gerado na usinagem tem recebido destaque em diversas pesquisas (JOHNSON *et al.*, 2014; SHOKRANI *et al.*, 2012; MANIKANTA *et al.*, 2022). As principais funções do uso de fluido de corte em processos de usinagem são (JOHNSON *et al.*, 2014):

- **Lubrificar:** favorecendo a redução das forças necessárias por meio da redução do atrito e formação de arestas postizas nas ferramentas quando as máquinas operatrizes realizarem utilizadas no processo de usinagem trabalhareem em baixas velocidades de corte. Pode-se conseguir melhoria do acabamento superficial à peça por meio desta ação lubrificante;
- **Refrigerar:** já que a refrigeração diminui a temperatura na região de corte reduzindo o surgimento de tensões residuais (principalmente trativas), este resfriamento é indispensável nas operações onde são utilizadas altas velocidades de corte;
- **Remover cavacos:** extinguir os cavacos oriundos do processo na região do corte, sendo as duas primeiras funções as mais importantes em usinagem.

Estes benefícios listados estão diretamente ligados à produtividade em processos de usinagem. No entanto, a grande maioria dos fluido lubri-refrigerante são de origem mineral e a sua utilização acarreta diversos malefícios à saúde humana: intoxicações, alergias e outros tipos de doenças cutâneas, e ainda são extremamente nocivos ao meio ambiente: visto que cerca da metade do fluido lubri-refrigerante utilizado na indústria metal mecânica são descartados inadequadamente (BENEDICTO *et al.*, 2017; PRIARONE *et al.*, 2015).

## 2.2 PROCESSO DE FRESAMENTO

O fresamento é um processo de fabricação por usinagem convencional no qual se utiliza de uma ferramenta com geometria definida (a fresa) para remover material da peça bruta. Neste processo podem ser empregados parâmetros e condições de corte de desbaste e acabamento para se obter geometrias simples e/ou complexas nos mais variados tipos de materiais por conta

de sua ampla aplicabilidade na indústria de manufatura (MACHADO *et al.*, 2015; GROOVER, 2017; MOHANRAJ *et al.*, 2019).

Nas operações que envolvem a usinagem de componentes ocorre de forma direta uma demanda energética por unidade de volume de material removida da matéria prima até se transformar em peça final acabada. Neste contexto, a geração de calor no processo de fresamento advém principalmente da deformação plástica, que é diretamente proporcional ao volume de material fresado e ainda do atrito. O atrito eleva as temperaturas principalmente na interface cavaco-ferramenta-peça levando à formação de tensões residuais (FERRARESI, 2013; MACHADO, 2015; GROOVER, 2017).

O processo de usinagem por fresamento pode ser classificado em três posições: vertical, horizontal e inclinado de acordo com a posição da ferramenta em relação a peça. Já em relação a posição dos dentes da ferramenta e a peça, o fresamento se classifica em frontal (de topo) ou tangencial/periférico (DINIZ *et al.*, 2000; MACHADO, 2015; GROOVER, 2017). Na Figura 2.2 (a) é exibido uma ilustração do fresamento periférico ou tangencial, enquanto que na Figura 2.2 (b) é apresentado um fresamento frontal (ou de topo).

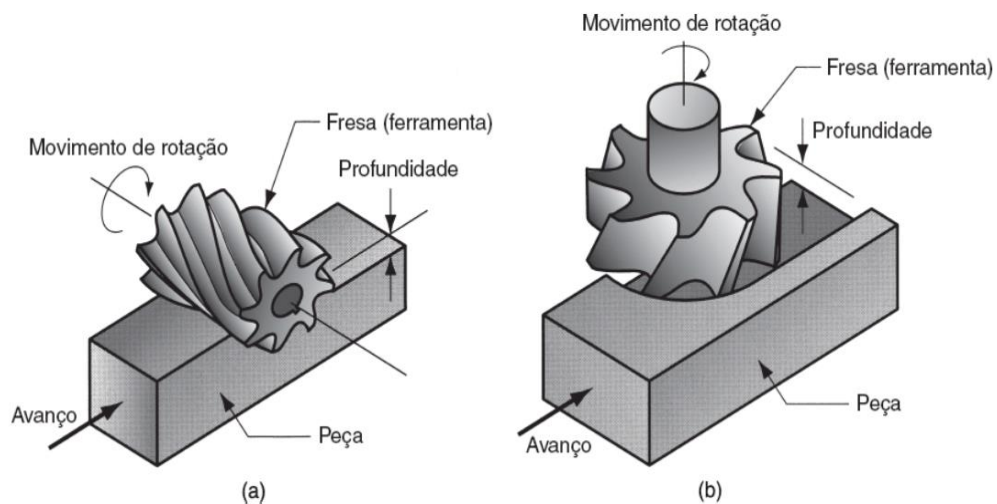


Figura 2.2 – Classificação dos processos de fresamento (a) Periférico ou tangencial (b) Frontal ou de topo (GROOVER, 2017).

### 2.3 ACABAMENTO DA SUPERFÍCIE USINADA

A superfície da peça final acabada é resultante dos processos de fabricação que envolvem vários fatores: ruptura, recuperação elástica, geração de calor, tensões residuais, deformações plásticas e vibrações (MACHADO *et al.*, 2009). Neste sentido a precisão

dimensional e geométrica das superfícies de peças usinadas podem apresentar desvios macro geométricos (admitidos dentro do intervalo de tolerâncias estabelecidos nos projetos) e desvios micro geométrico (que constituem a rugosidade superficial) (FERRARESI, 2013).

### 2.3.1 Parâmetros de rugosidade superficial

Segundo a norma ISO 4287, a rugosidade é uma variável de saída e pode ser obtido nos processos de usinagem através dos diversos parâmetros resultantes deste ensaio e se subdividem em:

- **Parâmetros de amplitude (ou verticais):** determinado pela altura dos picos, pela profundidade dos vales ou dos dois, sem considerar os espaçamentos das irregularidades;
- **Parâmetros de espaço (ou horizontais):** determinado pelos espaçamentos dos desvios de perfil;
- **Parâmetros híbridos:** é determinado pela combinação dos parâmetros de amplitude e de espaço.

Na indústria metal mecânica um dos instrumentos mais utilizados na medição da rugosidade superficial de peças usinadas é o rugosímetro, por conta de seu alto padrão de qualidade nas medições realizadas ele é capaz de analisar anomalias relacionadas com a qualidade das superfícies. Através do uso deste aparelho eletrônico é possível mensurar e qualificar a superfície da peça final acabada ou mesmo durante seu processamento, pois se obtém parâmetros precisos de medições que são caracterizadas como:

- **Ra:** é o desvio aritmético médio, e pode ser entendido como o desvio médio de sua linha média (ROSSI, 2008; ISO 4287), conforme exhibe a Figura 2.3.

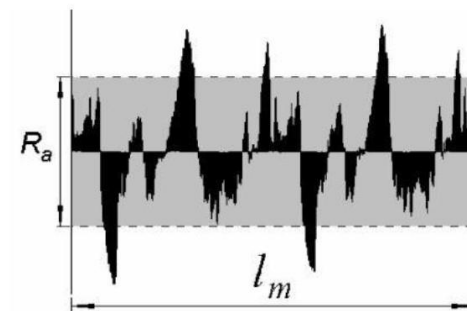


Figura 2.3 – Representação do parâmetro de rugosidade Ra (ISO 4287).

- **Rz**: é definido como a altura máxima do perfil e é a média das distâncias dos 5 picos mais altos e dos 5 vales mais profundos em um comprimento de amostra (ISO 4287; ROSSI, 2008), como mostra a Figura 2.4.

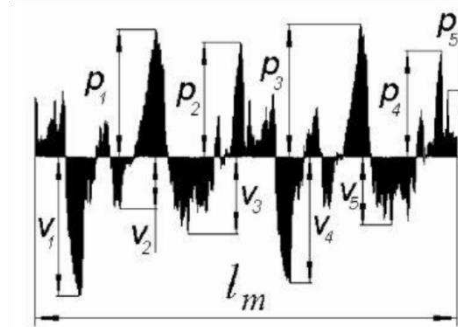


Figura 2.4 – Representação do parâmetro de rugosidade Rz (ISO 4287).

- **Rt**: é a altura total do perfil, e pode ser mensurada como a soma da maior altura de pico do perfil e da maior profundidade de vale do perfil em um comprimento de amostra Machado *et al.* (2009), como exibido na Figura 2.5.

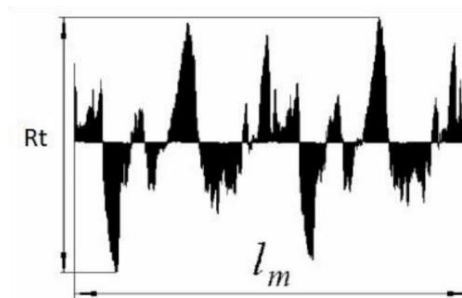


Figura 2.5 – Representação do parâmetro de rugosidade Rt (ISO 4287).

## 2.4 RUÍDO MAGNÉTICO BARKHAUSEN (RMB)

O ruído magnético Barkhausen (RMB) é uma das técnicas que vem ganhando notoriedade na indústria metal mecânica moderna por conta da sua altíssima sensibilidade em mensurar tensões residuais do tipo I e tipo II e alterações microestruturais numa faixa de profundidade de 0,003 até 10 mm, de acordo com a variação da frequência de excitação fornecida ao equipamento utilizado. O RMB é sensível na captação das tensões residuais oriundas do processo de usinagem por fresamento de topo exclusivamente em materiais ferromagnéticos (MORGAN, 2013).

A medição do RMB é aplicada somente em materiais ferromagnéticos pelo fato destes materiais apresentarem micro domínios - regiões microscópicas com ordenamento de magnetização - para detecção de tensões residuais, já que o mecanismo de medição é baseado na deformação elástica e a magnetização aplicada (ROSSINI *et al.*, 2012; MORGAN, 2013; SAME *et al.*, 2023). Na Figura 2.6 são apresentados os domínios magnéticos no material ferro magnético, variando em função dos valores de campo magnético.

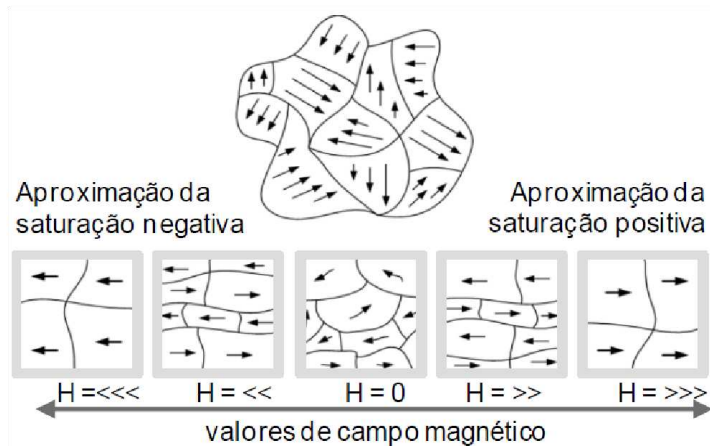


Figura 2.6 – Domínios magnéticos no material ferro magnético (GRIJALBA, 2006).

Quando são incididas tensões mecânicas externas no componente a sua variação resulta em uma alteração da orientação preferencial dos domínios do material, e estas microrregiões sofrem movimentos ao longo de direções cristalográficas favorável. Ao posicionar uma bobina de indução nas proximidades do componente ocorre a geração de pulsos elétricos e seu somatório constitui o ruído Barkhausen, e sua intensidade varia em função das tensões residuais presentes no componente ensaiado (ROSSINI *et al.*, 2012; MORGAN, 2013; SAME *et al.*, 2023). Na Figura 2.7 é ilustrado esquematicamente o princípio de funcionamento do RMB.

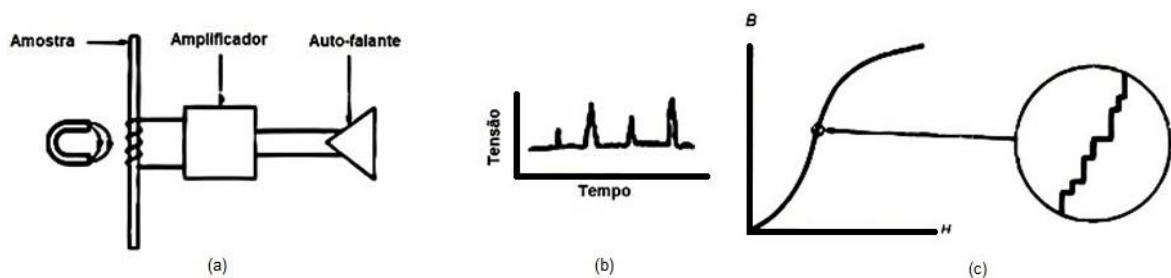


Figura 2.7 – Ensaio do RMB: (a) Experimento de Barkhausen; (b) Saltos de tensão registrados no período; (c) processo de indução magnética e sua descontinuidade (MORGAN, 2013).

Como resultado da medição do RBM se extrai um sinal com componentes AC aleatórios não estacionário, que apresentam uma alta frequência com variação dinâmica em amplitude com uma frequência muito menor. O sinal é caracterizado através da obtenção de parâmetros plotados em função do domínio no tempo (MORGAN, 2013):

- **RMS:** este parâmetro é uma medida estatística da magnitude de uma quantidade variável de saída do ensaio, e vem do termo em inglês *Root Mean Squares*, que matematicamente, refere-se ao valor eficaz ou a raiz do valor quadrático médio, pois trata-se de um parâmetro utilizado na caracterização da potência de um sinal AC. A sua aplicação tem grande relevância escalar e o seu resultado é usado para quantificar o sinal RBM em tensão (V). Como o sinal RBM é obtido em amplitude o seu valor *RMS* é baseado na amplitude corresponde ao desvio padrão e seu resultado diz respeito a uma representação de uma medida do tamanho médio das suas flutuações ao redor da média (Equação 5).

$$RMS_{RMB} = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (V_i - V_m)^2}{n-1}} \quad (5)$$

Em que:

$V_i$  = valor da tensão medida para a  $i$ -ésima observação;

$V_m$  = valor médio do sinal;  $n$  = número de observações ou pontos (tempo) do sinal.

- **Envolvente:** é definida como a curva que modula a amplitude do sinal de Barkhausen na parte positiva do mesmo, ao unir sequencialmente todos os pontos entre os picos subsequentes. Por conta da sua praticidade de visualização do resultado comportamental do ruído, a envolvente do sinal ganha relevância por conta da análise direta da forma como os sinais se apresentam, da sua amplitude e dos valores quando atingido o seu pico máximo (MORGAN, 2013). Na Figura 2.8 é apresentado o sinal RBM bem como a sua envolvente.

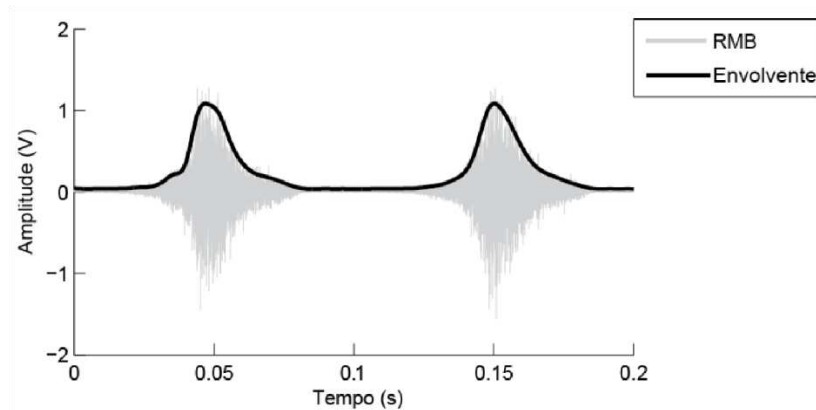


Figura 2.8 – Envolvente do sinal (MORGAN, 2013).

- **Energia:** este parâmetro é o menos utilizado em aplicações de engenharia na caracterização do sinal de Barkhausen no tempo. E assim como no RMS sua função é quantificar o valor do sinal em grandeza escalar.

Vários estudos têm abordado o RMB para avaliar as tensões residuais. Li *et al.* (2022) elaboraram um estudo acerca das tensões residuais presentes em materiais ferromagnéticos através dos parâmetros característicos do RBM. Dive *et al.* (2021) demonstraram o progresso de pesquisas recentes na detecção de tensão residual através de métodos não destrutivos, tendo o RMB como um dos métodos analisados. A caracterização do RMB em materiais estruturais foi objeto de estudo no trabalho de Farias (2005). Morgan (2013) desenvolveu uma técnica baseada no RMB clássico, que permite monitorar tensões residuais em superfícies ferromagnéticas.

## 2.5 TENSÕES RESIDUAIS

De acordo com Kou (2002), as tensões residuais podem ser definidas como tensões auto equilibradas existentes em um componente, quando o mesmo se encontra livre de qualquer carregamento e/ou ação de forças externas ou gradiente de temperatura incidentes sobre seu volume. Na engenharia, o surgimento das tensões residuais - também conhecidas popularmente na indústria como tensões internas - nos componentes ocorre devido a submissão dos mesmos a processos de fabricação nos quais o material sofre deformações plásticas e/ou elásticas permanentes não uniformes, sendo os mais comuns: laminação, flexão, tratamentos térmicos e superficiais, soldagem, brasagem, oxicorte, usinagem e forjamento. Em geral, todos os materiais de construção mecânica apresentam tensões residuais autoequilibradas incidentes nos

mesmos (ROHDE e JEPSSON, 2000; LODH, 2022; WAKI *et al.*, 2003; CAPELLO, 2004; SAME *et al.*, 2023).

A incidência dessas tensões residuais pode ocorrer em materiais cristalinos ou não cristalinos e sua distribuição pode favorecer ou prejudicar a vida útil do componente. Por este motivo, a quantificação e distribuição das tensões residuais ao longo de peças acabadas é de suma importância aos projetos de engenharia, visto que a presença destas tensões auto equilibradas altera substancialmente o comportamento de falha da peça. Especificamente, essas tensões são geradas por variações nas propriedades mecânicas de forma macroscópica, tais como a rigidez elástica e o coeficiente de Poisson, e de ainda de forma microscópica quando ocorrem sobreposições dos limites e desorganização dos grãos que compõem o material (SAME *et al.*, 2023; LODH, 2022).

Na Figura 2.9 é demonstrado o processo de geração de tensões residuais a partir da deformação elástico-plástica de um material composto de duas fases (fase “a” e fase “b”). Neste exemplo, a diferença das propriedades mecânicas das duas fases faz com que a fase “a” permaneça sob deformação elástica, enquanto a fase “b” ultrapasse o regime elástico, gerando uma diferença  $\Delta\varepsilon$ . Na ausência de carregamento ( $\sigma=0$ ) a fase “a” retorna ao seu estado inicial de alongamento, enquanto a fase “b” apresentara uma diferença entre o alongamento inicial ( $\Delta\varepsilon_p$ ). A introdução das tensões residuais neste caso ocorre por conta de fenômenos relacionados à deformação tais como distorções e diferenças entre os retornos elásticos das fases “a” e “b”, se propagando ao longo da peça (LODH, 2022).

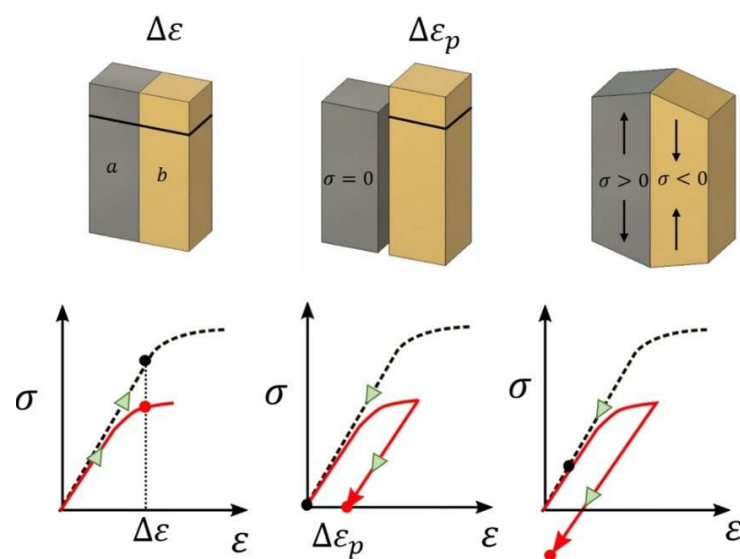


Figura 2.9 – Esquema de geração das tensões residuais por deformação de duas fases distintas com propriedades mecânicas diferentes (LODH *et al.*, 2022).

A classificação das tensões residuais varia de acordo com a forma que foram causadas/origem: mecânica, térmica e outras fontes, escala de auto equilíbrio em que são identificadas ou ainda pelo método utilizado para mensurar a sua existência e distribuição ao longo da peça (WITHERS e BHADESHIA, 2001). Na Figura 2.10 é apresentada a classificação das tensões residuais em função das origens das tensões residuais durante o processamento de materiais. Explique esta figura os dois tipos de tensão, assim como fez na apresentação.

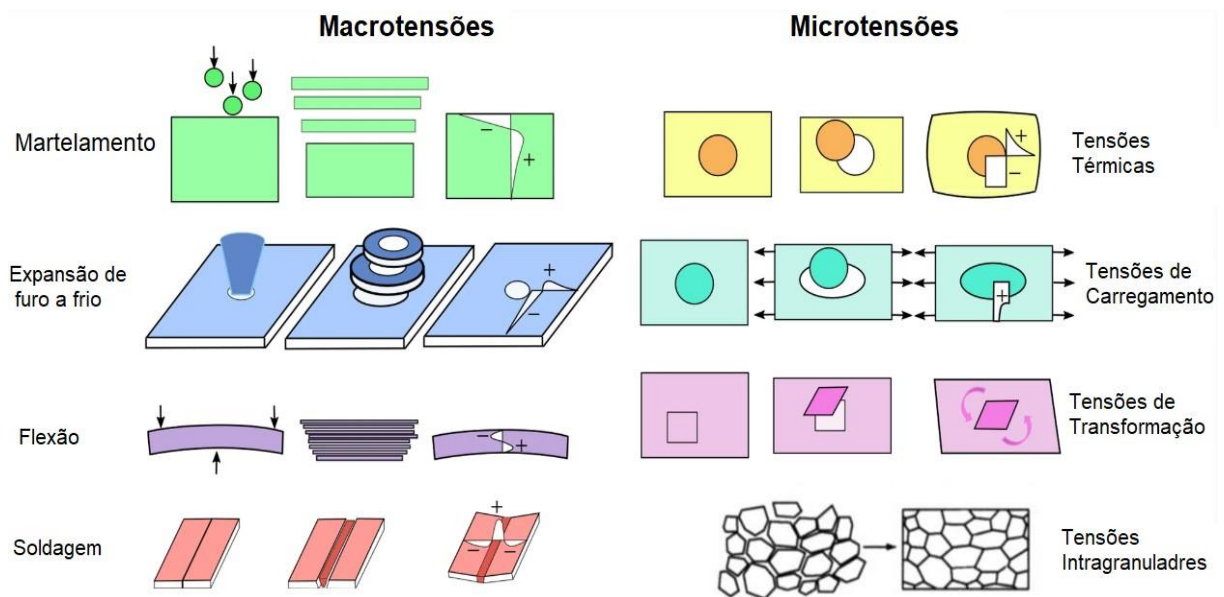


Figura 2.10 – Origens das tensões residuais causadas durante processamento (LODH *et al.*, 2022).

As tensões residuais são classificadas como (DIVE *et al.*, 2021; WANG *et al.*, 2018; WITHERS e BHADESHIA, 2001; BARTLETT e LI, 2019):

- **Tensão Residual Macroscópicas (tipo I):** são aquelas que se estendem ao longo de vários grãos do material afetando um volume considerado do mesmo e comprometem todo o componente. Estas tensões se apresentam em equilíbrio no limite dos componentes se constituindo em uma escala maior do que o contorno de grão que o material possui, e são provenientes de fontes térmicas, químicas, mecânicas ou mesmo uma combinação entre elas. Tensões residuais tipo I são quantidades tensoriais, com direções e magnitudes variando ao longo de distintas áreas do material e representam a média dos valores de tensão residual presente nos grãos;
- **Tensão Residual Microscópica (tipo II):** estas tensões residuais quase sempre estão presentes em materiais que possuem uma estrutura polícristalina devido a sua variação das propriedades elásticas e térmicas e se apresentam equilibradas nos limites de contornos dos grãos e sua vizinhança. Por esse motivo, também são conhecidas como

tensões intergranulares ou micro tensões estruturais e se apresentam mais significativamente em materiais polifásicos e que estão sujeitos a mudanças de fases;

- **Tensão Residual Submicroscópica (tipo III):** correspondem as tensões residuais submicroscópica e se apresentam localizadas apenas em uma parte interna delimitada do grão, são oriundas dos campos de discordância e coerência entre as interfaces do material e outros defeitos cristalinos.

Nos projetos de engenharia as tensões residuais macroscópicas (tipo I) são aquelas que merecem maior destaque e estudo mais aprofundados devido a sua importância no que diz respeito aos carregamentos que as peças serão submetidas, já que elas atuarão no volume total dos componentes mecânicos empregados (LODH *et al.*, 2022). Na Figura 2.11 é demonstrada a variação do nível de tensão residual de acordo com a escala de comprimento utilizada,  $\sigma_{Macro}$  são tensões do Tipo I,  $\sigma_{II}$  são as tensões do Tipo II causada pela interação entre as fases, e  $\sigma_{III}$  são as tensões de nível submicroscópico no interior da matriz (LODH *et al.*, 2022; WITHERS e BHADSHIA, 2001).

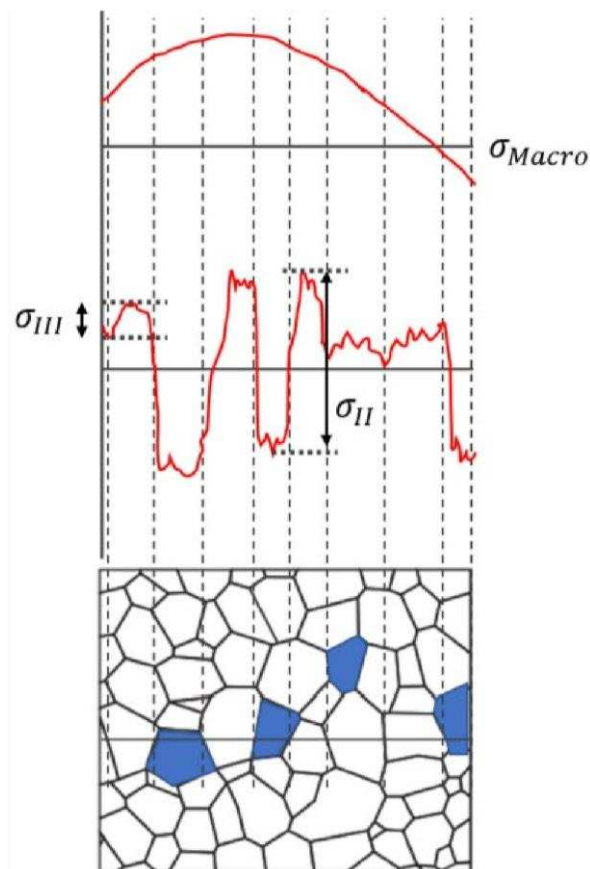


Figura 2.11 – Tensões residuais de acordo com a escala de comprimento (LODH *et al.*, 2022).

As tensões residuais incidentes nos componentes entrarão no somatório algébrico de carregamentos a que ele for projetado. Neste sentido, elas podem se apresentar como compressivas e trativas. As tensões residuais trativas são consideradas um problema extremamente indesejado visto que, quando presente nos componentes, se soma aos carregamentos, culminando em um decréscimo considerado de resistência à fadiga, favorecendo a iniciação e propagação de trincas e falha e/ou rompimento prematuro e imprevisto. Entretanto as tensões residuais compressivas têm efeito oposto às trativas e são consideradas benéficas aos componentes por entrarem no somatório de carregamento da peça como “negativas” elas conferem um aumento da vida útil principalmente por fadiga (MARTELL *et al.*, 2014; SAME *et al.*, 2023).

### **2.5.1 Tensões residuais na usinagem**

Os processos de usinagem pertencem, de modo geral, a última etapa do processo de fabricação de uma peça/componente, por este motivo são responsáveis pela geração das tensões residuais incidentes no material final usinado (MA *et al.*, 2016). Em processos de usinagem o componente é submetido a deformações plásticas e elásticas, alterações de volume e gradientes de temperatura, todos estes fenômenos estão ligados a geração de tensões residuais. O estado como as tensões residuais atuam na peça usinada depende diretamente de alguns dos principais parâmetros de corte utilizados, tais como a velocidade de corte, avanço, profundidade de corte, tipo, técnica e vazão de fluido de corte e ferramenta utilizada (MASMIATI *et al.*, 2015). Ao empregar altas velocidades de corte ocorre o aumento do calor gerado por conta do aumento do atrito na interface ferramenta-peça, podendo ainda gerar deformações plásticas adicionais quando as tensões térmicas ultrapassarem o limite de escoamento do material usinado (LIANG *et al.*, 2007).

Para Capello (2005), existe uma dificuldade enorme em prever a incidência de tensões residuais nas superfícies usinadas por conta da complexidade do processo. O perfeito conhecimento acerca de influência de cada parâmetro adotado na usinagem varia muito em função do material que está sendo processado. Segundo Lodh (2022), Liang *et al.* (2007) e Li *et al.* (2022), a geração de tensões residuais compressivas está associada à predominância de efeitos mecânicos, enquanto que o surgimento de tensão residual trativas está relacionada à predominância de efeitos térmicos. Esta correlação é exibida nas Figura 2.12 a) e b), onde a sequência 0-A-B diz respeito a evolução das tensões residuais nos processos de usinagem.

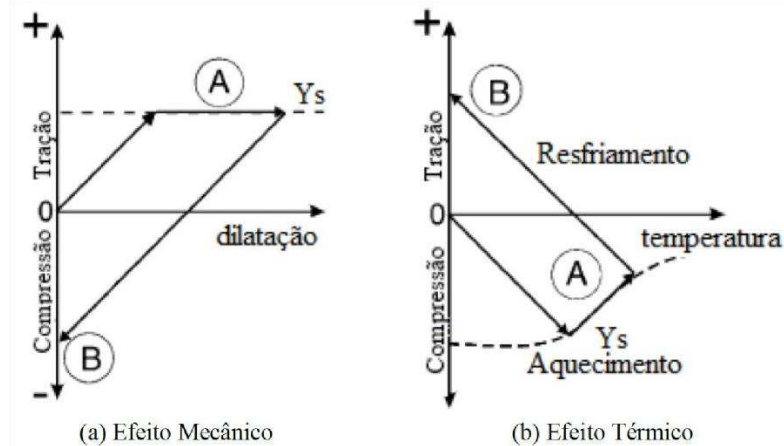


Figura 2.12 – Surgimento das tensões residuais na usinagem devido aos: (a) efeitos mecânicos e (b) térmicos (GUNNBERG *et al.*, 2006, adaptada).

### 2.5.2 Tensões residuais em processos de fresamento

No processo de usinagem por fresamento ocorre simultaneamente a incidência de efeitos térmicos e mecânicos, gerando tensões residuais na peça usinada. De acordo com Li *et al.* (2022), os principais fatores termomecânicos responsáveis pela indução de tensão residual no fresamento são:

- **Formação dos cavacos:** quando a fresa em rotação entra em contato com o componente durante o processo de remoção de material da peça bruta em forma de cavaco ocorre a deformação plástica do mesmo por tração, desta forma o material não removido da peça bruta sofreu deformação elástica pois também foi tracionado;
- **Deformação plástica (cisalhamento):** no processo de fresamento quando ocorre a deformação plástica o cisalhamento da área da superfície usinada tende a gerar tensões residuais compressivas por conta do atrito na interface ferramenta-peça;
- **Gradiente de temperatura:** o efeito do aumento da temperatura no processo de corte tende a gerar tensões residuais trativas devido ao fenômeno da expansão térmica, expansão e contração de fases distintas dos materiais. Além disso as alterações volumétricas devido às transformações de fases podem induzir a geração de tensões residuais compressivas ou trativas.

Na Figura 2.13 e na Figura 2.14 são ilustrados os processos de geração de tensões residuais por deformação plástica e por gradiente de temperatura, respectivamente, durante o processo de fresamento.

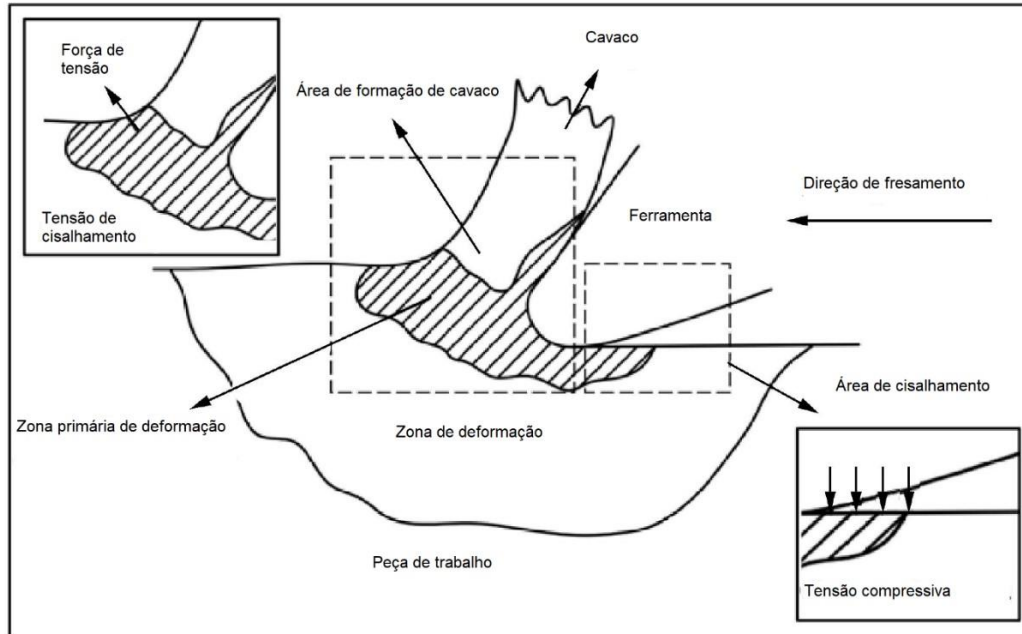


Figura 2.13 – Esquema de deformação plástica durante o fresamento (LI *et al.*, 2022, adaptado).

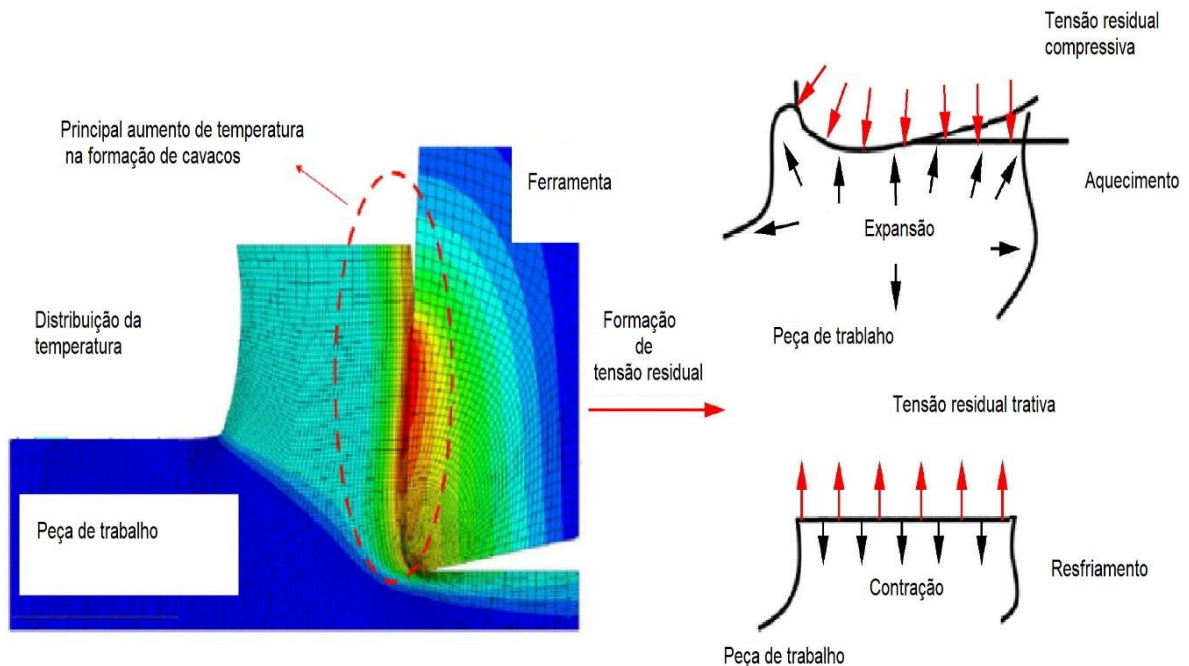


Figura 2.14 – Gradientes de temperatura gerados durante o fresamento (LI *et al.*, 2022, adaptado).

Considerando os efeitos responsáveis pela geração de tensões residuais no processo de usinagem por fresamento ( $\sigma_{res}$ ), pode se expressar matematicamente como a soma entre os efeitos térmicos e mecânicos, conforme mostra a Equação 6.

$$\sigma_{res} = \sigma_{ter} + \sigma_{mec} = \sigma_{ter} + \sigma_{cav} + \sigma_{cis} \quad (6)$$

Em que:

$\sigma_{res}$  = tensão residual;

$\sigma_{ter}$  = tensão térmica;

$\sigma_{mec}$  = tensão mecânica;

$\sigma_{cav}$  = tensão de formação do cavaco;

$\sigma_{cis}$  = tensão de cisalhamento.

A incidência das tensões residuais nos componentes fresados é afetada pelos parâmetros de corte adotados durante o fresamento, tais como geometria da ferramenta e parâmetros de processo. Os principais parâmetros relacionados ao fresamento que afetam as distribuições detalhadas de tensão residual são na Tabela 2.1 (LI *et al.*, 2022).

Tabela 2.1 – Influência dos parâmetros de corte adotados no fresamento na geração de tensões residuais (LI *et al.*, 2022, modificado).

Parâmetros relacionados ao fresamento		Tensão residual superficial	Máxima tensão compressiva subsuperficial	Nível de influência
<b>Parâmetros de processo</b>	Velocidade de fresamento	Diminui	Aumenta para saturar	Alta
	Avanço	Nenhuma alteração significativa	Diminui para saturar	Alta
	Profundidade de corte	Primeiro diminui, depois aumenta	Primeiro diminui, depois aumenta	Alta
	Largura de alimentação	Aumento pequeno	Nenhuma alteração significativa	Rara
	Força de usinagem	Diminui	Diminui	Alta
<b>Parâmetros geométricos da ferramenta</b>	Raio de canto	Aumenta	Aumenta	Alta
	Raio da aresta	Aumenta	Diminui	Alta
	Ângulo de inclinação	Pequena diminuição	Pequena diminuição	Baixa
	Desgaste de flanco	Aumenta	Diminui	Alta

### 2.5.3 Sistemas de medição de tensão residual

Todos os componentes submetidos a processos de fabricação e estrutural apresentam tensões residuais. Por este motivo a necessidade de mensurar as tensões residuais existentes no material se torna imprescindível em projetos de engenharia, principalmente no funcionamento confiável e seguro do componente quando utilizado (SAME *et al.*, 2023).

Com o avanço tecnológico novas práticas de medição foram introduzidas na indústria metal mecânica objetivando maior precisão, sensibilidade e qualidade na detecção das tensões residuais nos componentes. Cada uma das técnicas apresentam uma gama de vantagens e desvantagens quando comparadas entre si, e são divididas em dois grupos principais: técnicas destrutivas e (que remove material do componente inviabiliza a utilização do mesmo após a realização do ensaio) e técnicas não-destrutivas (não há remoção de material – não é intrusiva a ponto de inutilizar o material - componente mensurado pode ser utilizado normalmente na aplicação, visto que a medição ocorre por equipamentos geralmente eletro-eletrônicos sofisticados sem modificar sua estrutura) (SAME *et al.*, 2023).

Por conta do ganho de produtividade ao utilizar a peça ensaiada, a presente pesquisa deu ênfase à realização de ensaios não destrutivos. Na Tabela 2.2 são listadas as principais técnicas não destrutivas empregas na indústria para medição de tensões residuais.

Tabela 2.2 – Métodos de medição de tensões residuais (TOMAZ, 2019, modificado).

<b>Categoria</b>	<b>Técnicas</b>	<b>Grandezas Medidas</b>	<b>Tensões avaliadas</b>
Mecânica	Furo cego, amostragem, remoção de camadas	Deformação causada pela relaxação das tensões	Tipo I
Difração	Raio-X nêutrons e radiação Síncrotron	Ângulos de Bragg e variação das distâncias interplanares	Tipo I e Tipo II
Ultrassom	Acustoelasticidade	Velocidade ou tempo de percurso de ondas ultrassônicas	Tipo I
Magnética	Magnética condutiva	Ruído magnético Barkhausen	Tipo I e Tipo II

Lester e Aborn propuseram a técnica de difração de raios-X em 1925 e é fundamentada na lei de Bragg (Equação 7). No entanto somente a partir de 1930 ele se consolidou como alternativa aos métodos de ensaios mecânicos, que eram os mais empregados a época. Esta técnica permite quantificar e qualificar a tensão em magnitude e direções existentes baseando-se na alteração do espaçamento interatômico, mensurando diretamente esta distância entre os planos da estrutura cristalina do componente em função dos estados de tensões que eles são submetidos. A avaliação é executada pela comparação destes espaços interatômicos sem tensões residuais com o espaçamento quando internamente tensionado (SAME *et al.*, 2023).

$$n\lambda = 2d \sin\theta \quad (7)$$

Em que:

n = número inteiro conhecido como ordem de difração;

$\lambda$  = comprimento de onda do feixe de raios X incidente;  
 $d$  = distância interplanar;  
 $\theta$  = ângulo de difração do plano.

Para a realização deste tipo de ensaio é de extrema importância que o componente apresente uma microestrutura com grãos refinados. Além disso, o componente não pode conter gradientes de tensão na área analisada, visto que o uso de feixes estreitos de raios-X monocromáticos com comprimento de onda  $\lambda$  na superfície analisada faz com que ocorra uma difração do feixe nos átomos do material, neste caso o espaçamento dos planos interatômicos não sofre variações com orientação destes planos. Conforme ilustrado na Figura 2.15 (a), as distâncias interplanares ( $d_0$ ) se mantêm constante nos grãos dos respectivos componentes na inexistência de tensão residuais ou tensões aplicadas. Entretanto, na Figura 2.15 (b) ocorre uma variação das distâncias interplanares inicial ( $d_0$ ), culminando em novas distâncias interplanares ( $d_1$  e  $d_2$ ). O equipamento de tensometria por difração de raios-x faz a correlação destas variações de distâncias interplanares quantificando e qualificando-as em magnitude e direção (ROSSINI *et al.*, 2012; SAME *et al.*, 2023).

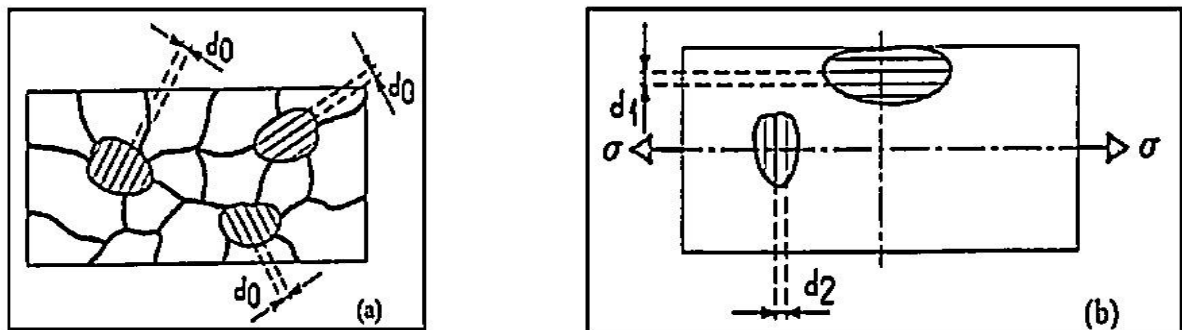


Figura 2.15 – Distâncias interplanares: (a) sem tensões aplicadas; (b) com tensões (NORCINO, 2013, adaptado).

## 2.6 FERROS FUNDIDOS

Os ferros fundidos pertencem a classe de metais ferrosos, contendo um percentual nominal de carbono acima de 2,14% de sua composição, entretanto, o intervalo real da porcentagem de carbono está entre 3,0 e 4,5 % em sua grande maioria. O carbono é o elemento de liga básico e determinante no percentual de grafita que pode ser formado. O silício é o elemento grafitizante, de suma importância nessa liga pois tem função de favorecer a decomposição do carboneto de ferro e sua presença pode tender na geração de ferro fundido

branco ou cinzento, independente do teor de carbono apresentado pela liga. O manganês, o fósforo e o enxofre também são elementos químicos encontrados nessa liga, em quantidades relativamente baixas e/ou desprezíveis (SILVA e MEI, 2006; CALLISTER E RETHWISCH, 2016; GUESSER, 2009; ROU *et al.*, 2023).

A presença de silício em sua composição química, aliado ao alto teor de carbono, faz com que esses materiais de construção mecânica sejam considerados como ligas ternárias de Fe-C-Si. A complexidade de entendimento dos fenômenos de transformação da austenita formada são em função dos parâmetros de tempo e temperatura do resfriamento que originam grafita ou carbono livre. A quantidade, a forma e disposição dos respectivos constituintes implicam em alterações substanciais nas propriedades dessas ligas ternárias. Por essa perspectiva, verifica-se que a sua composição química (principalmente o teor de silício) e a velocidade com a qual ocorre o seu resfriamento são os fatores primordiais para determinação das estruturas dos ferros fundidos (CHIAVERINI, 2012; CALLISTER E RETHWISCH, 2016).

Essa classe de material ferroso é consolidada nas aplicações de engenharia muito por conta das peculiaridades de suas propriedades mecânicas o que faz com que sua aplicação seja difundida nos mais diversos ramos, principalmente da indústria metalmeccânica (GUESSER, 2009). Os ferros fundidos são classificados como (ABNT 6589; ABNT6916; BEDOLLA-JACUINDE, 2016; DIN1561; DIN 1563; CALLISTER E RETHWISCH, 2016; CHIAVERINI, 2012; COLPAERT e COSTA, 2008; FONSECA, 2006; GUESSER, 2009): ferro fundido cinzento, ferro fundido branco, ferro fundido maleável, ferro fundido vermicular, ferro fundido nodular.

### **2.6.1 Ferro fundido cinzento ou ferro fundido com grafita lamelar**

São materiais de construção mecânica que apresentam um custo de fabricação relativamente mais baixo muito por conta de seu processo de produção facilitado, sua nomenclatura vem da sua coloração na superfície fraturada, que é escura-cinza. As vantagens advêm do processo que ocorre com altas tolerâncias de composição tornando-as facilmente alcançadas e ainda pelo fato de sua fundição ocorrer em temperaturas baixas de vazamento, baixa contração de líquido a sólido e alta fluidez, quando comparado a outros materiais. Este ferro fundido trata-se de uma liga de Fe-C-Si e alguns outros elementos que são adicionados (ou em forma de impurezas) em percentuais bem baixos tais como o enxofre, manganês e fósforo (CALLISTER E RETHWISCH, 2016; CHIAVERINI, 2012).

O teor de carbono está compreendido entre 2,5 e 4,0% e de acordo com o aumento desse percentual, ocorre o favorecimento para a formação do ferro fundido cinzento. Já o teor de silício é visto como segundo elemento mais importante na formação dos ferros fundidos, no cinzento o seu teor situa-se aproximadamente entre 1 e 3% (em condições moderadas) e tem uma relação direta com o percentual de carbono presente, pois em casos onde o teor de Si é baixo o de C pode chegar até 5,0% aproximadamente. Sendo assim é de suma importância que o teor de silício seja suficiente para que o processo de grafitação ocorra até a temperatura de formação de perlita, entretanto não seja responsável pela decomposição da cementita e perlita, pois assim é conseguido ferros fundidos cinzentos com melhor resistência mecânica. O silício também pode contribuir para a melhoria da resistência à oxidação e corrosão desse tipo de material quando submetido a temperaturas elevadas (CALLISTER E RETHWISCH, 2016; CHIAVERINI, 2012; ROU *et al.*, 2023).

A presença do fósforo em teores excessivos pode fragilizar este material por conta da formação de esteadita quebradiça e intergranular que reduz a sua resistência à tração e ainda pode causar um decréscimo considerado na sua usinabilidade (CALLISTER E RETHWISCH, 2016; CHIAVERINI, 2012; COLPAERT e COSTA, 2008). A apresentação da grafita neste tipo de ferro fundido se apresenta em sua maioria em flocos escuros envolvidos por uma matriz de ferrita  $\alpha$ , conforme exibido na Figura 2.16, ou perlita.

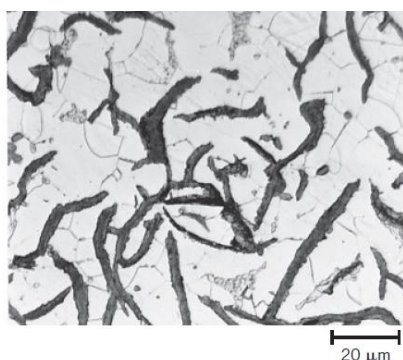


Figura 2.16 – Micrografia do ferro fundido cinzento (CALLISTER E RETHWISCH, 2016).

### 2.6.2 Ferro fundido branco

Este tipo de ferro fundido apresenta como elementos químicos principais o ferro, o carbono tendo o seu teor variando entre 1,8 a 3,6 %, e também o silício com percentuais de 0,5 a 1,9%. Contudo, os elementos químicos que o compõem em proporções bem inferiores aos principais destacam-se o manganês com seu teor variando entre 0,25 a 0,80%, o enxofre de 0,06

a 0,20 % e ainda o fósforo com menor proporção, com percentuais entre 0,06 a 0,18 %. Nesse material o carbono se apresenta praticamente em sua totalidade na forma combinada de carbonetos (CALLISTER E RETHWISCH, 2016; CHIAVERINI, 2012; COLPAERT e COSTA, 2008).

O resfriamento mais rápido durante o processo de fundição faz com que ocorra a formação do ferro fundido branco no sentido superficial em direção ao núcleo e de acordo com as dimensões das seções o ferro fundido cinzento é formado nas regiões interiores, por serem resfriadas mais lentamente principalmente em seções maiores. Este resfriamento rápido faz com que a maioria do carbono presente na sua composição se apresenta na forma de cementita e não como grafita. Devido à alta concentração da fase cementita presente, a sua dureza e resistência ao desgaste são bastante elevadas, o que o torna extremamente frágil principalmente pelo aumento da primeira propriedade. Esta quantidade elevada de cementita faz com que ocorra um decréscimo considerado da sua usinabilidade, a ponto de considerar-se praticamente impossível de se usinar, e quando fraturado apresenta uma coloração branca na sua superfície. Para produção desse material comumente são utilizados controles dos parâmetros da velocidade de resfriamento e ajustes dos teores de carbono e silício (SILVA e MEI, 2006, CALLISTER E RETHWISCH, 2016).

A aplicação do ferro fundido branco é atribuída às peças e componentes que demandam dureza superficial elevada, baixo grau de ductilidade e alta resistência à abrasão e ainda como intermediário para se produzir o ferro fundido maleável (CALLISTER E RETHWISCH, 2016; CHIAVERINI, 2012; COLPAERT e COSTA, 2008). A Figura 2.17 mostra a micrografia do ferro fundido branco, onde as regiões mais claras de cementita estão envolvidas por dentritas de perlita, possuindo estruturas em lamelas de ferrita-cementita.



Figura 2.17 – Micrografia do Ferro fundido branco (CALLISTER E RETHWISCH, 2016).

### 2.6.3 Ferro fundido maleável

É um tipo de ferro fundido obtido pelo tratamento térmico denominado maleabilização, que consiste basicamente no aumento relativamente alto, da tenacidade e ductilidade desse material. Este tratamento térmico tem por finalidade transformar o ferro fundido branco (de composição adequada) em maleável e ocorre em temperaturas entre 800 °C e 900 °C, sob um período de tempo prolongado em uma atmosfera considerada neutra para se evitar o processo de oxidação. A cementita presente no ferro fundido branco se decompõe formando grafita na forma de rosetas ou aglomerados, enquanto que a sua taxa de resfriamento está correlacionada com a matriz perlítica ou ferrítica onde a grafita formada permanece envolvida (SILVA e MEI, 2006; CALLISTER E RETHWISCH, 2016).

Os principais elementos químicos que compõe este material é o ferro, o carbono e o silício, com os percentuais de carbono variando entre 2,0 e 2,6%, e o teor de Si de 1,1 até 1,6%. Os outros elementos se apresentam em proporções menores neste material, sendo o teor de manganês de 0,20 a 1,0%, o de enxofre entre 0,04 e 0,18% e fósforo em no máximo 0,18%. Por conta da melhoria significativa na tenacidade e ductilidade desse material e ainda por apresentarem uma boa resistência ao desgaste, à fadiga e à tração aliado à sua usinabilidade (que é considerada a melhor dentre as ligas ferrosas) o seu emprego é bem amplo na indústria de manufatura (CHIAVERINI, 2012).

Comumente este material é considerado um intermediário entre o aço e o ferro fundido cinzento, visto que apresenta todas as características de resistência e usinabilidade pertencentes aos ferros fundidos e ainda propriedades mecânicas parecidas com as do aço de baixo e médio carbono, tais como ductilidade razoável que pode passar dos 10% em alongamento. A aplicação do ferro fundido maleável é estabelecida nas indústrias automotiva, de construção civil, marítima e ferroviária, sendo sua grande área peças e componentes de sistemas de transmissões (engrenagens, coroas e pinhão), conexões e flanges de fixação e outras finalidades onde se requer serviços relativamente mais pesados (CALLISTER E RETHWISCH, 2016; CHIAVERINI, 2012; COLPAERT e COSTA, 2008). Na Figura 2.18 é possível visualizar na micrografia do ferro fundido maleável as rosetas escuras de grafita oriundas do processo de maleabilização, em uma matriz de ferrita  $\alpha$ .

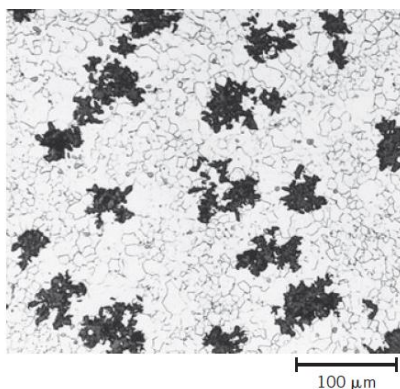


Figura 2.18 – Micrografia do ferro fundido maleável (CALLISTER E RETHWISCH, 2016).

#### 2.6.4 Ferro fundido vermicular

Este tipo de ferro fundido é o mais recente entre as ligas pertencentes à classe. Nesse material a adição de aproximadamente 4,0% de silício faz com que o carbono se apresente na forma de “vermes” de grafite. Entretanto, menos de 20% dessa grafita formada pode ser apresentada na forma de nódulos, o que faz com que a microestrutura desse material possa ser intermediária entre o ferro fundido cinzento e o ferro fundido nodular. Assim como nos ferros fundidos dúcteis ocorre a adição de Cério e/ou Magnésio, no entanto estes elementos químicos se apresentam em proporções bem menores, evitando-se a formação de arestas vivas que levam a uma redução na resistência à fratura e à fadiga desse material. Como nos outros tipos de ferro fundido as propriedades mecânicas estão relacionadas à sua microestrutura (CHEN *et al.*, 2023; CALLISTER E RETHWISCH, 2016; GUESSER, 2009).

A complexidade de produção desse tipo de ferro fundido advém da limitação do grau de nodulariedade da grafita formada, que eleva a resistência e a sua ductilidade, bem como a prevenção da formação dos flocos de grafita que é encontrada na microestrutura do ferro cinzento, por reduzirem a sua resistência principalmente à fadiga, para isso é fundamental o controle minucioso da adição dos elementos de liga que compõem este material. As matrizes ferríticas nesse material faz com que apresentem menores resistências combinados com uma maior ductilidade, quando comparado a matrizes perlíticas. Já os valores de resistência à tração e de escoamento assemelham-se aos dos ferros fundidos nodulares e maleáveis e maiores que os encontrados nos ferros fundidos cinzentos (CALLISTER E RETHWISCH, 2016; CHEN *et al.*, 2023; GUESSER, 2009). Na Figura 2.19 são demonstradas as partículas de grafita em formas de “vermes” escuros e ainda uma pequena quantidade relativa de nódulos também de grafita envolvidas por uma matriz de ferrita  $\alpha$ .

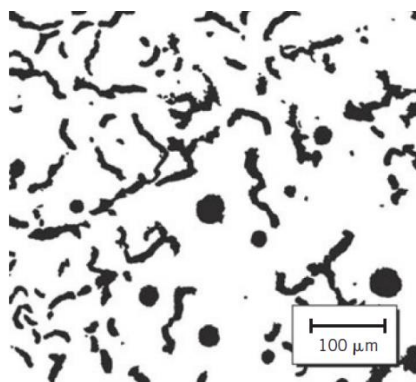


Figura 2.19 – Micrografia de ferro fundido vermicular (CALLISTER E RETHWISCH, 2016).

### 2.5.1 Ferro fundido nodular, ou ferro fundido dúctil ou ainda ferro fundido com grafita esferoidal

Este tipo de ferro fundido trata-se de uma liga ferrosa ternária, contendo basicamente o Fe-C-Si como elementos principais e que comumente apresentam percentuais de carbono variando entre 3,0 e 4,0% e teor de silício que variam entre 1,5 e 3,0%. Além desses três principais elementos, a composição química desse tipo de ferro fundido é dotada de níquel, cobre, molibdênio e manganês em pequenos e/ou desprezíveis percentuais, variando de acordo com as propriedades mecânicas solicitadas nos projetos de fabricação do mesmo (CALLISTER E RETHWISCH, 2016; CHIAVERINI, 2012; COLPAERT e COSTA, 2008; RAO *et al.*, 2023).

Para que se obtenha o ferro fundido nodular é necessária a utilização de um forno de fusão, que por sua vez pode ser elétrico ou a coque, tendo por objetivo fundir cargas metálicas. Estas cargas podem ser constituídas de sucatas de aço, peças retornadas do mesmo material ou gusa, que após serem fundidas são realizados ajustes na sua composição química. Posteriormente, são realizados tratamentos distintos no metal líquido: inoculação e nodularização. O primeiro, visando garantir a formação de grafita, consiste basicamente na adição de um material inoculante que facilite a nucleação da grafita, pouco antes da etapa de vazamento do metal no molde. Já o segundo tratamento proporciona o crescimento da grafita nucleada em forma de nódulos (partículas esféricas), podendo ser realizado na panela de vazamento, dentro do molde em câmara específica para o depósito da liga ou ainda pelo método de nodulização por fio de magnésio metálico. Comumente o magnésio e/ou cério em percentuais variando de 0,03 a 0,06%, são os elementos químicos utilizados industrialmente na nodulização, tendo por finalidade produzir uma microestrutura particular a esse tipo de ferro fundido, que confere um aumento na resistência mecânica e ductilidade, alcançando patamares de limites de resistência à tração de 480 MPa e ductilidade na forma de alongamento entre 10

e 20% que se aproximam das propriedades mecânicas do aço (CALLISTER E RETHWISCH, 2016; CHIAVERINI, 2012; RAO *et al.*, 2023).

Diferentes classes de ferros fundidos nodulares são conseguidas de acordo com a adição de diferentes elementos de ligas e condições distintas de resfriamentos e ainda a realização de tratamentos térmicos posterior que possibilitam ampla aplicação e propriedades mecânicas melhoradas de acordo com as solicitações (CALLISTER E RETHWISCH, 2016; CHIAVERINI, 2012; COLPAERT e COSTA, 2008; RAO *et al.*, 2023). A disposição dos nódulos escuros de grafita em uma matriz de ferrita  $\alpha$  pode ser observada na microestrutura do ferro fundido nodular, conforme exibido na Figura 2.20.

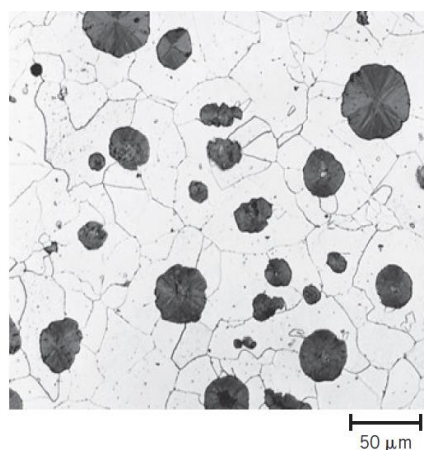


Figura 2.20 – Microestrutura do ferro fundido nodular (CALLISTER E RETHWISCH, 2016).

A partir da análise da Tabela 2.3, é possível realizar uma comparação entre as propriedades mecânicas dos principais tipos de ferro fundido, levando em consideração sua classe e respectiva matriz onde a grafita está disposta.

Tabela 2.3 – Propriedades mecânicas dos ferros fundidos (CALLISTER E RETHWISCH, 2016, modificado).

Classe	Estrutura da Matriz	Limite de resistência à tração (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Ductilidade (% AL em 50mm)
<b>Ferro Fundido Cinzento</b>				
SAE G1800	Ferrita + Perlita	124	-	-
SAE G2500	Ferrita + Perlita	173	-	-
SAE G4000	Perlita	276	-	-
<b>Ferro Fundido Nodular (ASTM A536)</b>				
60-40-18	Ferrita	414	276	18

100-70-03	Perlita	68	483	3
120-90-02	Martensita Revenida	827	621	2
<b>Ferro Fundido Maleável (ASTM A536)</b>				
32510	Ferrita	345	224	10
45006	Ferrita + Perlita	448	310	6
<b>Ferro Fundido Vermicular (ASTM A842)</b>				
Classe 250	Ferrita	250	175	3
Classe 450	Perlita	450	315	1

## 2.7 AUSTÊMPERA

A ampla aplicação do ferro fundido nos mais distintos ramos industriais se justifica pelo baixo custo de produção e resistência ao desgaste. Contudo, o material apresenta algumas propriedades mecânicas específicas as quais inviabilizam a sua utilização, principalmente nos componentes submetidos a carregamento de tração e compressão (CALLISTER E RETHWISCH, 2016). O melhoramento destas propriedades no ferro fundido nodular, podem ser alcançadas submetendo-o ao tratamento térmico de austêmpera (RAO *et al.*, 2023; KAZEMI *et al.*, 2014), pois sua resistência ao desgaste e à fadiga são aumentados consideravelmente, melhorando ainda sua usinabilidade (GUESSER, 2009). Com o objetivo de potencializar, corrigir e obter propriedades solicitadas pode se realizar um tratamento térmico com condições de aquecimento/resfriamento controlados nos períodos de tempos pré-definidos (SILVA E MEI, 2006).

A austêmpera é um tipo de tratamento térmico que ocorre em condições de transformações isotérmicas e tem por objetivo a formação de uma estrutura bainítica nos aços e ausferrítica nos ferros fundidos. Em comum o tratamento confere aumento dos valores de dureza e resistência ao impacto, aumentando sua tenacidade. Ocorre a formação de ausferrita no ferro fundido nodular quando submetido à austêmpera, neste caso a estrutura consiste de austenita estável reagida e ferrita acicular (BALZER, 2003).

O tratamento térmico de austêmpera começou a ser aplicado comercialmente nos ferros fundidos dúcteis a partir da década de 70. Contudo, somente depois de 20 anos surgiram as primeiras normas internacionais contendo suas respectivas classes cada qual com sua propriedade particular (KEOUGH *et al.*, 2012). A austêmpera em si é um tratamento térmico que consiste na austenitização do ferro fundido cerca de  $900 \pm 50$  °C seguido por uma austêmpera com transformação isotérmica sob uma temperatura compreendida na faixa de 250 e 400 °C por um período de tempo determinado (de 30 até 150 min) até que se atinja a classe

de ADI desejada. A Figura 2.21 ilustra o ciclo completo do tratamento de austêmpera (CAKIR *et al.*, 2008; GUESSER, 2009).

Durante a austêmpera o ferro fundido nodular é elevado à temperatura de austenitização, se inicia o rearranjo cristalino do material de cubico de corpo centrado para cubico de face centrada, sob temperatura constante e um período de tempo que pode variar de 20 até 800 minutos, de acordo com a microestrutura almejada. Nesta etapa do processo de austêmpera os nódulos de grafita funcionam como uma fonte de carbono e por difusão efetuam a saturação da austenita. A difusão é inversamente proporcional ao número de nódulos de grafita presente na matriz do material (LUSSOLI, 2003 *apud* RODRIGUES JÚNIOR, 2013).

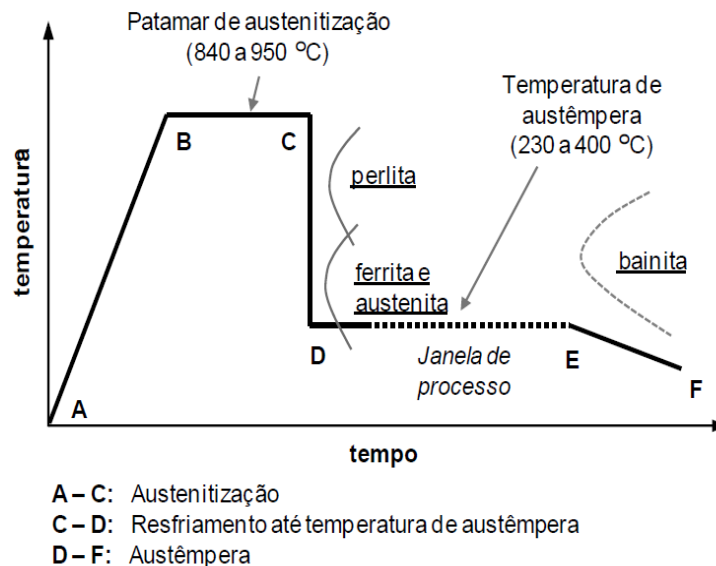


Figura 2.21 – Processo de austêmpera em ferros fundidos (RODRIGUES JÚNIOR, 2013 modificado).

## 2.5.2 Ferro fundido nodular austemperado (ADI)

Os primeiros registros da utilização em escala industrial do ADI são em meados da década de 1970, posteriormente o seu campo de aplicação tem aumentado ligeiramente (SHARUN e RONALD, 2023; KEOUGH *et al.*, 2012). Este material é obtido quando submetemos um ferro fundido nodular ao tratamento térmico de austêmpera e suas respectivas classes advém dos parâmetros de tempo e temperatura adotados no processo de resfriamento da austenita (KAZEMI *et al.*, 2014).

O ADI apresenta-se como um material capaz de suprir as demandas da indústria moderna devido às suas propriedades mecânicas melhoradas (BENINI, 2017). O tratamento térmico de austêmpera, confere a este material um aumento significativo na ductilidade,

tenacidade e ainda uma resistência à tração, à fadiga e ao desgaste (WANG, 2022). Este ganho em suas propriedades mecânicas faz com que alcancem patamares que se assemelham aos encontrados nos aços, no entanto, seu emprego em projetos de engenharia é reduzido por conta de poucas informações acerca de sua usinagem e posterior caracterização (LUSSOLI, 2003; XIN, 2022).

A composição química do ADI é a mesma encontrada na do ferro fundido nodular convencional, apenas em casos em que se demandam projetos customizados de fabricação do mesmo (geralmente peças com espessuras elevadas), são adicionados elementos de liga que melhoram os patamares de austemperabilidade desse material, tais como o cobre, molibdênio e Níquel, tendo por finalidade de dificultar a formação de perlita e favorecer a formação da estrutura ausferrita em sua microestrutura (WANG, 2022; LUSSOLI, 2003; XIN, 2022).

A mudança da microestrutura desse material é a principal causa que lhe conferem características benéficas e é composta basicamente por ferrita acicular, austenita retida (estabilizada em carbono) e ainda grafita na forma esferoidal que reduzem a microsegregação de solutos nesse material. A esta matriz é atribuído a nomenclatura de “ausferrita” (YANG, 2023; SHARUM e RONALD, 2023).

O ADI, quando comparado ao ferro fundido nodular bruto de fusão, apresenta um aumento significativo de resistência à tração, alcançando aproximadamente o dobro dessa propriedade. Enquanto que na comparação com alguns tipos de aços se destacam a resistência à fadiga, onde os patamares apresentados pelo ADI são iguais ou superiores, um percentual de alongamento maior aliado a uma capacidade maior de amortecimento das vibrações e densidade cerca de 10% menor (LUSSOLI, 2003). A Figura 2.22 apresenta a resistência à tração versus alongamento em função da matriz perlítica, ferrítica, martensita e ausferrítica (ADI).

Existem cinco classes distintas do ADI de acordo com a norma ASTM A897-90, estas variam de acordo com sua resistência à tração (KIM *et al.*, 2008) As propriedades que podem ser alcançadas dependem da definição dos parâmetros de tempo e temperaturas utilizados durante o tratamento térmico de austêmpera. A Tabela 2.4 demonstra a variabilidade de classes de ADI e suas respectivas propriedades mecânicas.

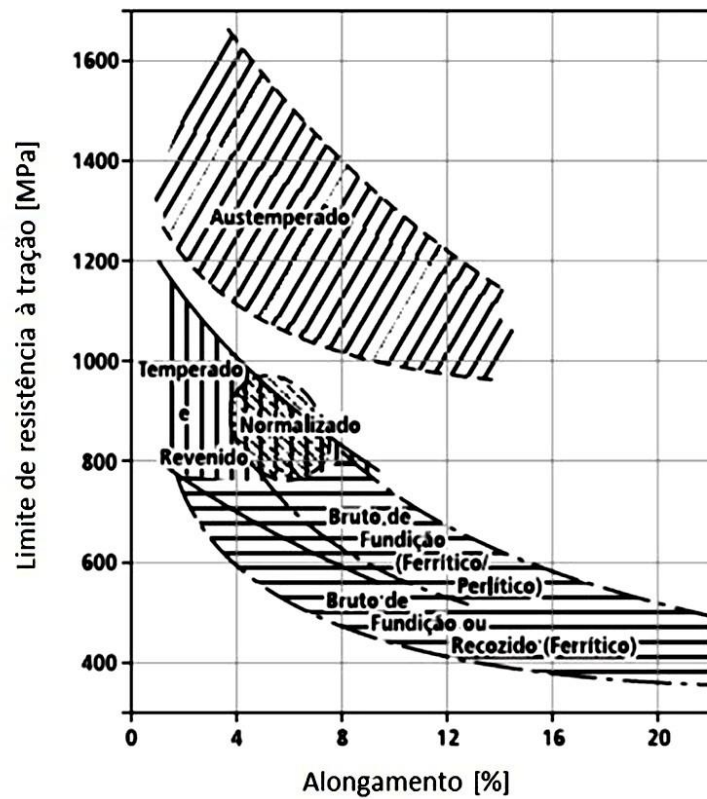


Figura 2.22 – Limite de resistência à tração versus alongamento para diversos tipos de ferros fundidos nodulares obtidos por diferentes tipos de tratamento térmicos (GUESSER, 2009).

Tabela 2.4 – Propriedades mecânicas do ADI segundo a Norma ASTM A897-90.

Classe	Resist. a tração (MPa/Ksi)	Tensão de escoamen. (MPa/Ksi)	Along. (%)	Energia ao Impacto (J/ft-lb)	Dureza (BHN)
1	850/125	550/80	10	100/75	269/321
2	1050/150	700/100	7	80/60	302/363
3	1200/175	850/125	4	60/45	341/444
4	1400/200	1100/155	1	35/25	366/477
5	1600/230	1300/185	N/A	N/A	444/555

### 3 MEDODOLOGIA

Neste capítulo são apresentados os materiais, equipamentos e métodos que foram empregados na realização da presente pesquisa. Por apresentar naturezas multidisciplinares esta pesquisa foi desenvolvida em instituições de ensino superior distintas: Universidade Federal Fluminense – UFF e Universidade Federal de Viçosa – UFV. A Fundação Tupy S.A. disponibilizou amostras de ADI classe 3 para a realização dos ensaios. A preparação das amostras de ADI, o fresamento frontal e as análises metalográficas foram realizadas na Universidade Federal de Viçosa (UFV) nos seguintes laboratórios: Laboratório de Usinagem (USI-UFV), Laboratório de Manufatura (MAN-UFV) e Laboratório de Metalurgia e Soldagem (MES-UFV), respectivamente. Enquanto que na Universidade Federal Fluminense (UFF) *campus* Niterói foram realizados os ensaios de Rugosidade no Laboratório de Metrologia Dimensional e Computacional (LMDC/UFF), tensometria por difração de raios – x no Laboratório de Tensões (LAT/UFF), medições do RMB no Laboratório de Ensaios Não Destrutivos (LEND/UFF) e ensaios de dureza Vickers no Laboratório de Ensaios Mecânicos (LEM /UFF).

A definição da usinagem por fresamento frontal nas amostras de ADI foi estabelecida por conta da versatilidade deste processo e disponibilidade de um centro de usinagem CNC devidamente instrumentado na Universidade Federal de Viçosa - UFV. Para a caracterização do fresamento frontal foram realizados sequencialmente os ensaios não destrutivos de rugosidade superficial, ruído magnético de Barkhausen e tensometria por difração de raios-x e, por fim, o ensaio semidestrutivo de dureza Vickers. A Figura 3.1 apresenta esquematicamente o desdobramento do objetivo e suas respectivas metodologias. Nas seções subsequentes são descritos os equipamentos, materiais e a metodologia experimental empregada para atingir este objetivo.

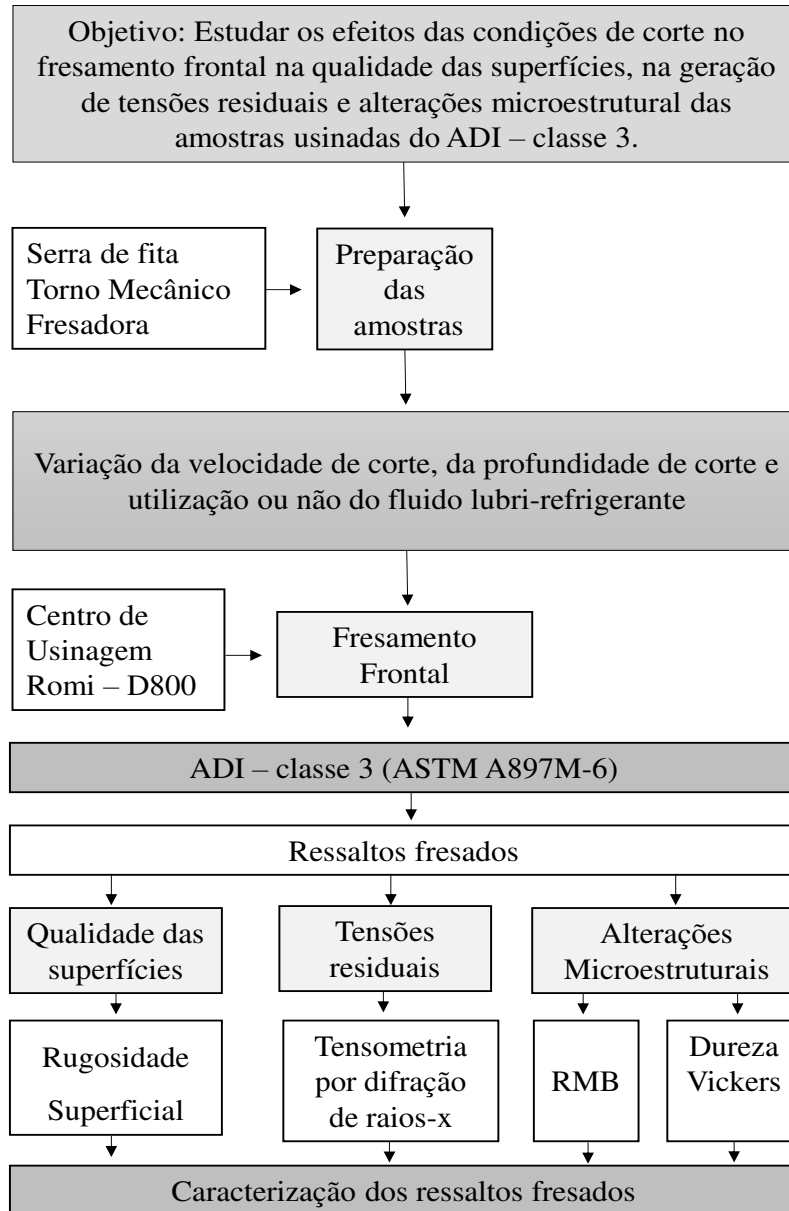


Figura 3.1 – Metodologia e objetivo.

### 3.1 AMOSTRAS DE ADI

As amostras de ADI classe 3 utilizadas nesta pesquisa foram fornecidas pela Tupy Fundição S.A., obtidas pelo processo de fundição contínua, no formato de tarugos cilíndricos nas dimensões de  $\varnothing$  90 mm x 250 mm já tratadas termicamente por austêmpera. A referida empresa adotou condições necessárias para se obter o ADI classe 3, de acordo com os parâmetros estabelecidos pela ASTM A897M-6. Segundo esta norma a temperatura de austenitização deve ser igual a 900 °C, permanecendo durante o período de 180 min. A austêmpera foi o processo subsequente e se deu pelo resfriamento do material até a temperatura de 290 °C, sendo mantido nesta temperatura por 60 min para transformação isotérmica em sal

de nitrato de sódio ( $\text{NaNO}_3$ ) e nitrato de potássio ( $\text{KNO}_3$ ) derretidos. Por fim, o material foi resfriado até a temperatura ambiente. Na Figura 3.2 são ilustrados os parâmetros de tempo e temperatura adotados para a realização do tratamento térmico para o ADI utilizado neste trabalho.

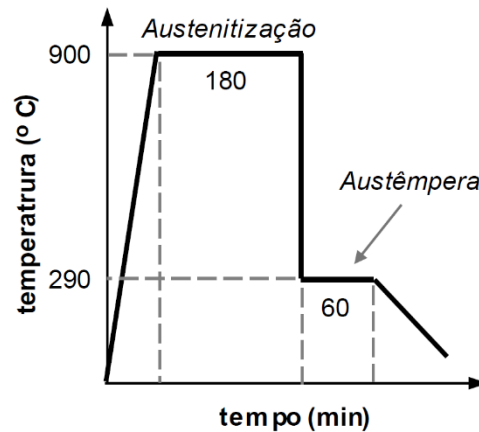


Figura 3.2 – Ciclo de tratamento térmico do ADI classe 3 (ASTM A897M-6, adaptado).

Na Tabela 3.1 é demonstrada a composição química do ADI classe 3, enquanto que a microestrutura das amostras desse material foi obtida por metalografia realizada no Laboratório de Metalurgia e Soldagem (MES/UFV), sendo que o reagente químico utilizado para revelação da microestrutura do ADI - classe 3 foi o Nital 2%, conforme Figura 3.3.

Tabela 3.1 – Composição química do ADI - classe 3.

	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Cu</b>	<b>Mg</b>
%	3,1	0,2	2,3	0,03	0,3	0,7	0,04

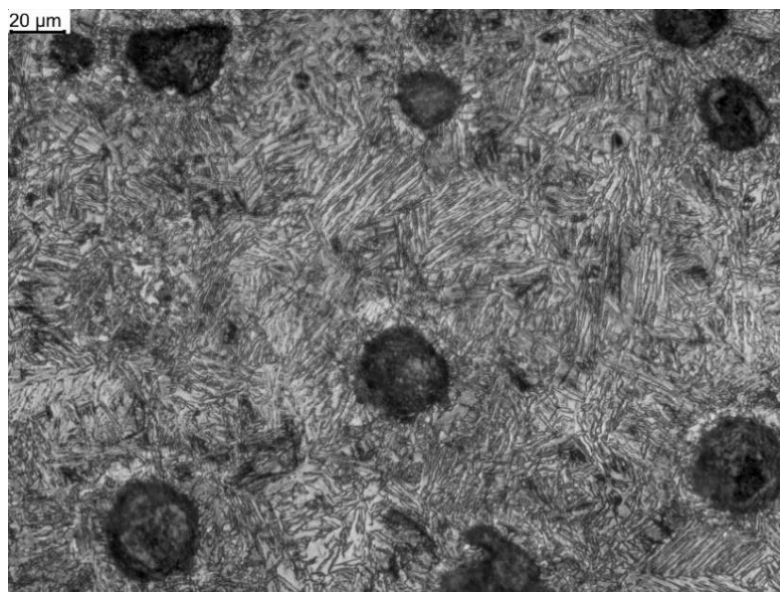


Figura 3.3 – Microestrutura do ADI classe 3, como recebido.

### 3.2 FRESAMENTO DO ADI: PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS E ENSAIOS

As amostras de ADI classe 3 foram preparadas por usinagem convencional utilizando-se de uma serra de fita, torno mecânico e fresadora pertencentes ao Laboratório de Usinagem (USI) da UFV, conforme ilustrado na Figura 3.4 (a) e (b). Foi realizado o fresamento frontal no centro de usinagem ROMI, modelo D800, CNC - Comando Fanuc Series 0i-MC, potência do motor principal 20 cv / 15 kW (regime s3 - 25% - 15 min), potência total instalada 30 kVA, rotação máxima de 8000 rpm, Figura 3.5, pertencente ao Laboratório de Manufatura (MAN/UFV). A ferramenta de corte utilizada foi uma fresa de topo inteiriça de metal duro, com quatro aresta, diâmetro de 10 mm, sem revestimento, modelo S904 e ângulo de hélice de 30°. Cada um dos ressaltos usinados foi fresado por passe único.

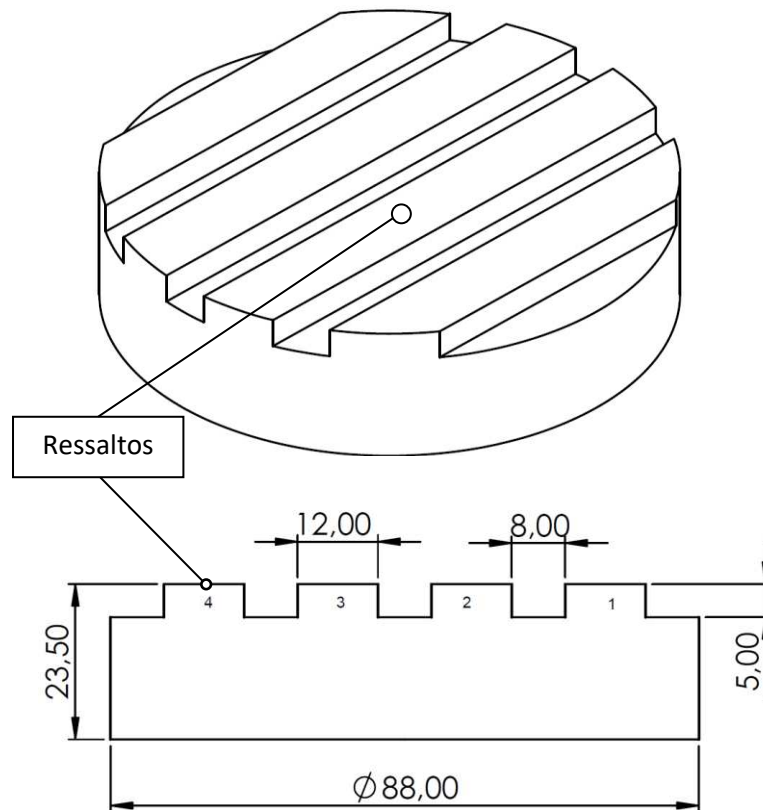


Figura 3.4 – Preparação das amostras para fresamento: (a) Vista isométrica das amostras (b) Geometria das amostras preparadas em milímetros.

O comprimento de usinagem dos ressaltos 1 e 4 foi de 50 mm (Figura 3.4), já os ressaltos 2 e 3 o comprimento usinado foi de 69 mm. Na condição onde foi aplicado o fluido lubri-refrigerante em jorro utilizou-se o óleo solúvel biodegradável HYDRIA-EP diluído na proporção de 1:10. Visando investigar a influência de cada um dos parâmetros de corte adotados na usinagem por fresamento frontal das amostras de ADI classe 3, a velocidade de corte ( $v_c$ ), a profundidade de corte ( $a_p$ ) foram variadas em dois níveis e ainda o uso de fluido lubri-refrigerante em jorro – Figura 3.6 (b) – no fresamento ou a seco (Figura 3.6 (a) condição onde não se utilizou o fluido lubri-refrigerante). Contudo, manteve-se constante em todos os ensaios o avanço por dente  $f_z = 0,05$  mm/dente. Uma análise fatorial completa de 3 (três) parâmetros e 2 (dois) níveis foi efetuada, considerando duas réplicas de cada condição ensaiada, totalizando 16 (dezesesseis) ensaios, conforme mostra a Tabela 3.2.



Figura 3.5 - Centro de Usinagem ROMI D800.

Tabela 3.2 – Condições de corte empregadas nos experimentos.

Ressalto	$a_p$ (mm)	$v_c$ (m/mm)	Fluido de corte
A1	0,37	120	Jorro
A2	1		
A3	0,37	160	
A4	1		
B1	0,37	120	A seco
B2	1		
B3	0,37	160	
B4	1		

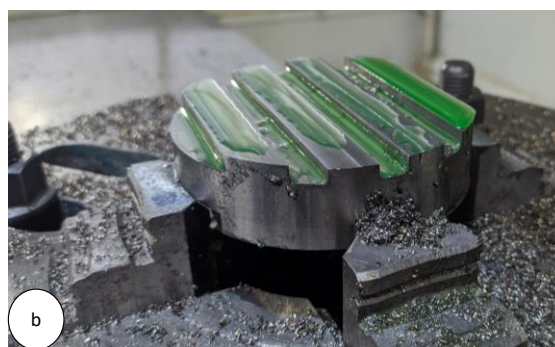
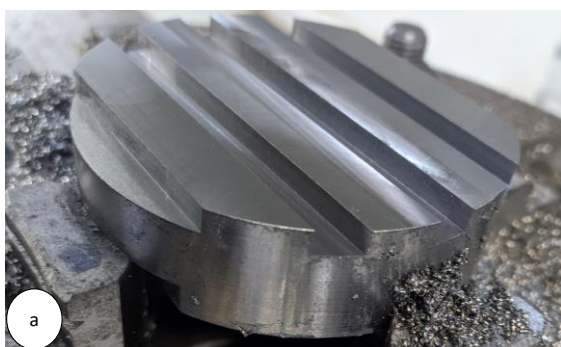


Figura 3.6 – Amostras fresadas: (a) a seco; (b) jorro.

### 3.3 SISTEMA DE MEDIÇÃO DA RUGOSIDADE

A qualidade do acabamento superficial dos ressaltos fresados foi mensurada com a utilização de um rugosímetro Taylor Hobson Surtronic S25, disponibilizado pelo Laboratório

de Metrologia Dimensional e Computacional (LMDC/UFF), neste trabalho foram considerados os parâmetros de rugosidade  $R_a$  e  $R_z$ . Para a realização deste ensaio foi empregado um comprimento de medição  $L = 4,00$  mm e um comprimento de amostragem (*cut-off*)  $L_c = 0,80$  mm. Em todos os 4 (quatro) ressaltos fresados das amostras e suas respectivas réplicas – Figura 3.10 (a) – foram realizadas 6 (seis) medições de rugosidades, limitando-se à área de 1 a 6, conforme Figura 3.10 (b).

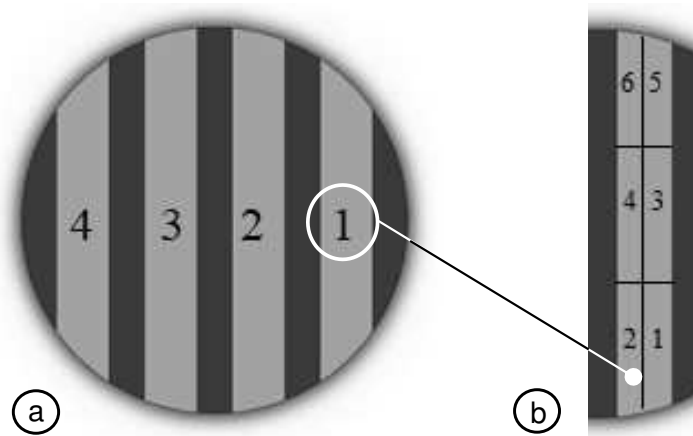


Figura 3.7 – Esquematização da medição da rugosidade: (a) Ressaltos fresados (b) delimitação das áreas analisadas nos ressaltos.

#### 3.4 SISTEMA DE MEDIÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS

As tensões residuais incidentes nas amostras após o fresamento frontal foram mensuradas pelo equipamento de Tensometria por difração de raios-X, pelo método de  $sen^2\psi$ . As medições foram realizadas no Laboratório de Tensões (LAT/UFF), utilizando o analisador de tensões XStress3000, do fabricante Stresstecc, Figura 3.7 (a). Foram mensuradas as tensões residuais nas direções Transversais (T) e Longitudinais (L) por difração de raios-X nos 4 (quatro) ressaltos fresados de cada uma das amostras, na posição central de ambas, após o fresamento das mesmas e suas respectivas réplicas, conforme a Figura 3.7 (c). Os parâmetros de calibração deste equipamento são listados na Tabela 3.3.

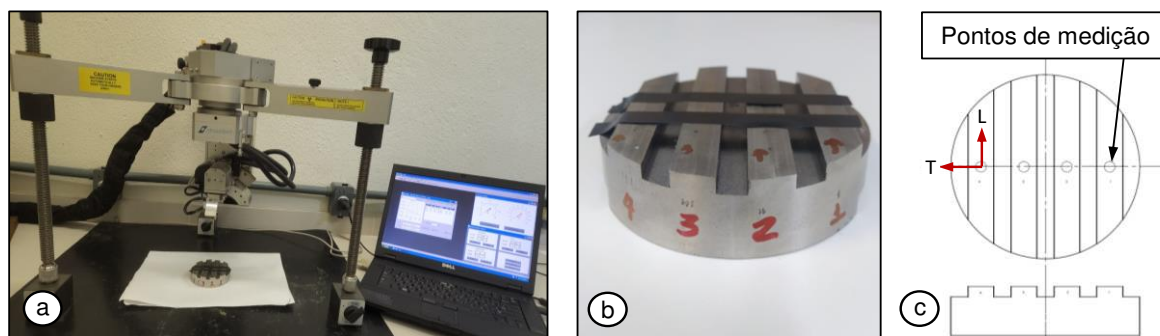


Figura 3.8 – Medição das tensões residuais: (a) Equipamento utilizado; (b) Amostra; (c) Medições das tensões residuais nas amostras.

Tabela 3.3 – Parâmetros do analisador de tensões residuais por difração de raios-X.

<b>Diâmetro do colimador (mm)</b>	2
<b>Ângulo de incidência <math>2\theta</math> (°)</b>	156,42
<b>Ângulo de inclinação <math>\psi</math> (°)</b>	0;18;27;33;45
<b>Radiação</b>	CrK $\alpha$
<b>Comprimento de onda <math>\lambda</math> (Å)</b>	2,29092
<b>Plano de difração (<math>hkl</math>)</b>	[2 1 1]
<b>Corrente (mA)</b>	7
<b>Tensão (kV)</b>	30

### 3.5 SISTEMA DE MEDIÇÃO DO RMB

As medições dos sinais do RMB foram realizadas no Laboratório de Ensaios Não Destrutivos (LEND/UFF), com um equipamento medidor BARKTECH, desenvolvido para fins acadêmicos por um grupo de professores da Universidade de São Paulo (USP), conforme mostra a Figura 3.8 (a). O RMB foi avaliado usando uma sonda com área de seção transversal de aproximadamente 15 mm<sup>2</sup>. Os ensaios foram realizados na superfície das amostras em dois pontos distintos de cada um dos ressaltos fresados e o resultado foi obtido pela média aritmética entre as duas medições em cada um dos ressaltos. A Figura 3.9 ilustra os pontos de medição nos ressaltos após a sua usinagem. Para cada condição foi realizado a 21 medições de RMB com 7000 repetições. A Tabela 3.4 apresenta os parâmetros de medição do RMB.

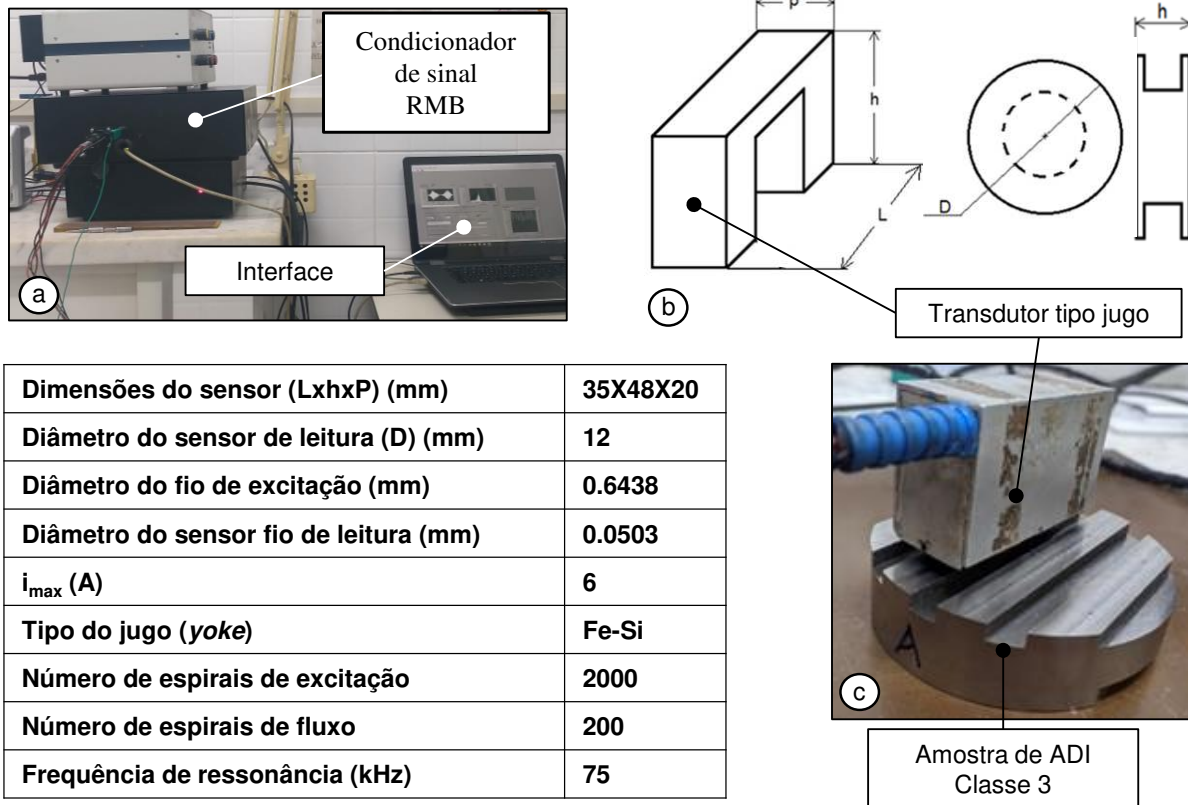


Figura 3.9 – Sistema de medição do RMB: (a) Equipamento utilizado; (b) desenho esquemático do transdutor; (c) medição dos ressaltos fresados.

Tabela 3.4 – RMB parâmetros de medição do sinal.

Parâmetros RMB	Valor
Frequência de amostragem [kHz]	350
Frequência de excitação [Hz]	10
Amplitude de excitação [A]	1
Ciclos de excitação	1
Ganho de pré-filtragem	100
Ganho RMB	10
Ganho pré-varredura	2
Ganho total	2000

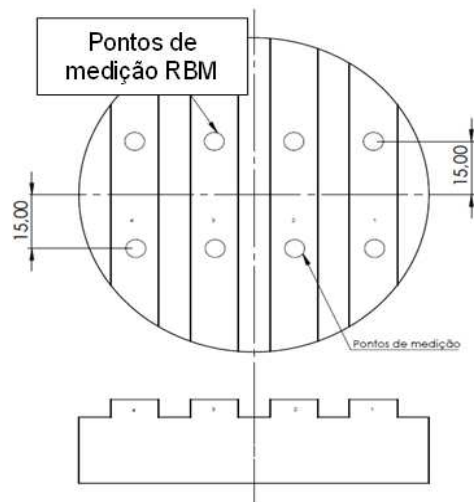


Figura 3.10 – Pontos de medição dos sinais RBM.

### 3.6 SISTEMA DE MEDIÇÃO DA DUREZA

Os ensaios de dureza Vickers 15 foram realizados na superfície das amostras e suas respectivas réplicas no durômetro Brinell Vickers Heckert – Modelo HPO250, fabricado pela empresa WMP, pertencente ao Laboratório de Ensaios Mecânicos LEM da UFF. Os ensaios foram realizados em dois momentos distintos: os primeiros ensaios de dureza foram realizados na amostra antes de ser submetido ao processo de usinagem para mensurar o valor de dureza da amostra como recebida; posteriormente foram realizados os mesmos ensaios após a usinagem por fresamento frontal em cada um dos ressaltos fresados. A carga aplicada foi de 15 kgf (HV 15) durante 25 s para cada medição. O método utilizado foi o ensaio de Dureza Vickers, com a carga de 15 kg (HV15). Foram realizados 5 (cinco) medições em cada um dos ressaltos fresados, conforme exibido na Figura 3.11.

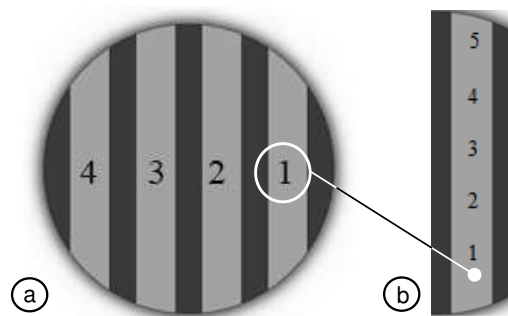


Figura 3.11 – Esquematização da medição da dureza: (a) Ressaltos ensaiados; (b) disposição dos ensaios de dureza nos ressaltos.

O resultado da medição final de cada ressalto se deu por meio da média aritmética obtida entre os resultados. Para mensurar o comprimento das diagonais foi utilizado um microscópio metalográfico invertido da marca Kontrol, modelo IM720 pertencente ao Laboratório de Materiais e Soldagem da Universidade Federal de Viçosa, conforme ilustrado na Figura 3.12.

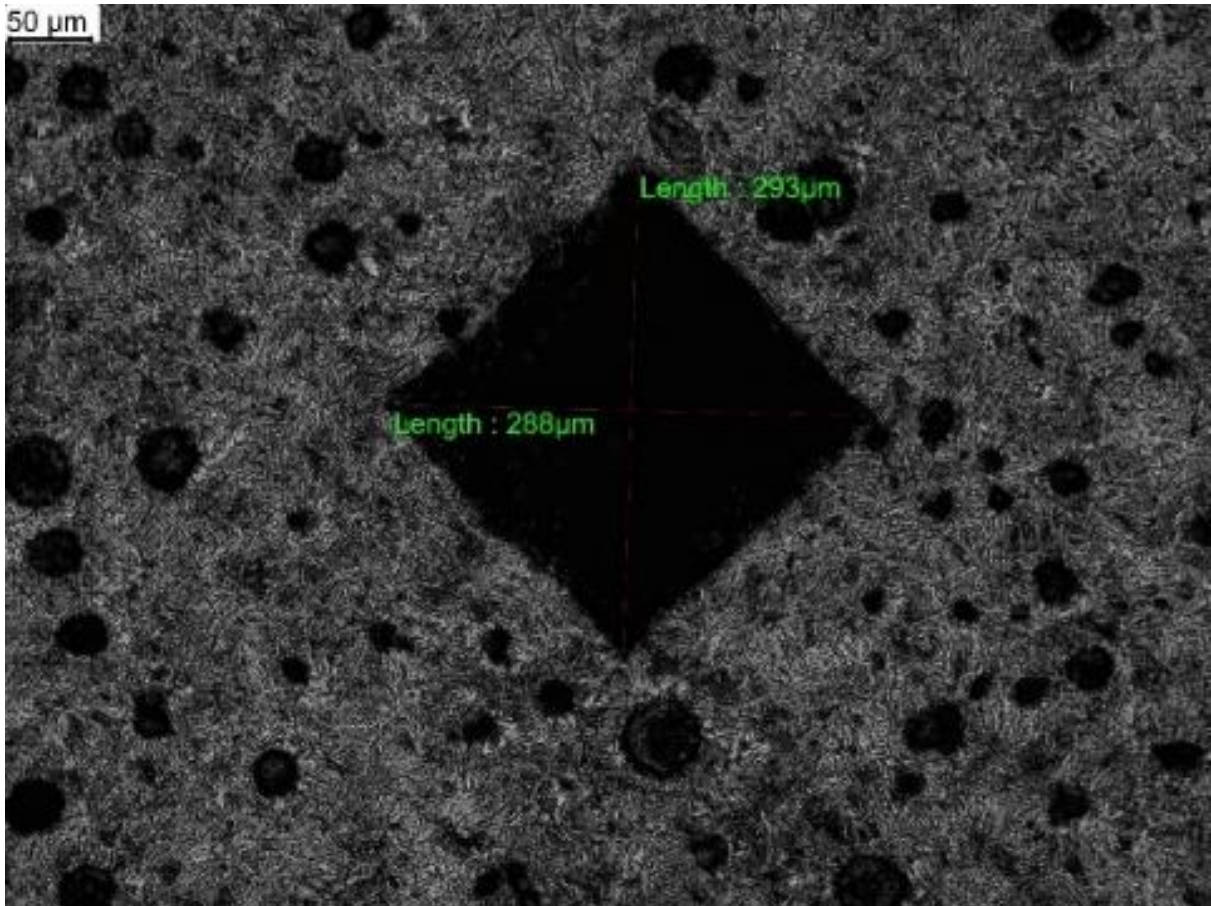


Figura 3.12 – Medições das diagonais da endentação prismática de dureza HV15.

## 4 RESULTADOS

Neste capítulo é discutido a influência dos parâmetros de corte adotados na presente pesquisa sobre as características do processo de fresamento frontal das amostras e os resultados obtidos no fresamento frontal do ADI classe 3. São apresentados sequencialmente os resultados da rugosidade superficial, da geração de tensões residuais nos componentes fresados, dos sinais de ruído magnético Barkhausen e de dureza Vickers.

### 4.1 RUGOSIDADE SUPERFICIAL

Os valores de rugosidade Ra são apresentados na Figura 4.1. A partir da análise desta figura é possível destacar que a utilização do fluido lubri-refrigerante não exerceu influência significativa nos ensaios realizados. Este efeito pode estar relacionado à presença de nódulos de grafita na microestrutura do ADI.

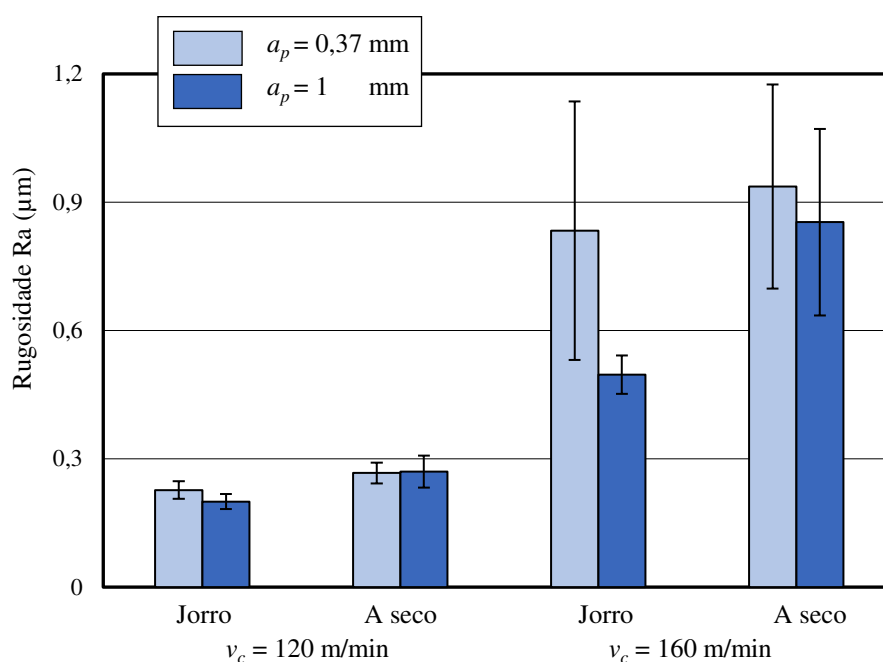


Figura 4.1 – Influência dos parâmetros de corte nos valores de rugosidade Ra.

A grafita pode atuar como lubrificante e dissipador de calor durante o seu processo de usinagem desse material (ERASLAM *et al.*, 2021; POLISHETTY *et al.*, 2008). Resultado semelhante foi obtido na pesquisa realizada por Oliveira (2006), que efetuou ensaios de usinagem por fresamento com e sem o uso de fluido lubri-refrigerante no AISI H13, utilizado em moldes e matrizes, seguido da caracterização da sua rugosidade superficial. Além disso, de acordo com Guesser (2009) o ADI as ferramentas de metal duro utilizadas na usinagem desse

material são sensíveis às variações drásticas de temperaturas que ocorrem com a aplicação de fluido lubri-refrigerante durante a usinagem desse material, tendendo a geração e propagação de trincas em situações de fadiga térmica, culminando na redução da vida útil do ferramental utilizado.

No entanto, a utilização do fluido lubri-refrigerante foi a condição que mais influenciou a qualidade das superfícies usinadas de aço AISI H13 melhorando-as quando comparado a usinagem a seco, de acordo com as análises estatísticas dos resultados experimentais apresentadas na pesquisa elaborado por Awale *et al.* (2023). A usinagem a seco culminou em maiores valores de rugosidade Ra, quando comparado às condições onde foram aplicados fluido lubri-refrigerante. Segundo Silva *et al.* (2006), a utilização de fluidos lubri-refrigerantes em processos de usinagem está diretamente relacionada à dissipação de calor que é gerado durante a remoção de cavacos da peça bruta e ainda à redução do atrito entre a ferramenta e a peça. Entretanto, na usinagem a seco, podem ocorrer a formação de arestas postiças, principalmente quando adotadas baixas velocidades de corte, pelo efeito de adesão de material na ferramenta de corte o que ocasiona um decréscimo considerável na qualidade das superfícies usinadas.

Considerando a profundidade de corte, a utilização do fluido lubri-refrigerante também não exerceu influência significativa nos resultados de Ra quando a profundidade de corte ( $a_p$ ) foi variada. Estes resultados foram opostos aos resultados de Patole *et al.* (2021), onde somente o aumento da profundidade de corte afetaram drasticamente a qualidade das superfícies usinadas.

Contudo, o aumento da velocidade de corte de 120 para 160 m/min ocasionou o aumento dos valores de Ra. Este efeito pode estar relacionado às vibrações geradas pelo processo de fresamento e ao desgaste da ferramenta utilizada devido ao aumento da velocidade de corte. É bem estabelecido que a rugosidade da superfície usinada está diretamente relacionada à vibração da ferramenta de corte (ERASLAN *et al.*, 2021; POLISHETTY *et al.*, 2008; BONIFÁCIO *et al.*, 1994). Segundo Akdemir *et al.*, (2012) a interface peça-ferramenta-máquina é um sistema flexível, e durante o processo de usinagem as vibrações surgem devido à variação da força de corte. Essas vibrações podem piorar a qualidade das superfícies usinadas. Além disso, Guesser (2009) aponta que a velocidade de corte para a usinagem do ADI deve ser reduzida, pois velocidades de corte mais altas têm efeito sobre o desgaste da ferramenta, o que também leva a um decréscimo na qualidade das superfícies.

Na Figura 4.2 são apresentados os resultados da rugosidade Rz. Observa-se que os resultados mantiveram o comportamento semelhante aos resultados da rugosidade Ra (Figura 4.1), pois não houve alterações significativas no acabamento das superfícies considerando os

valores obtidos em Rz. Verifica-se que o uso do fluido de corte não influenciou significativamente os resultados de rugosidade Rz, assim como o aumento de da profundidade de corte ( $a_p$ ). Contudo, o aumento da velocidade de corte se mostrou um fator relevante nos valores de rugosidade Rz.

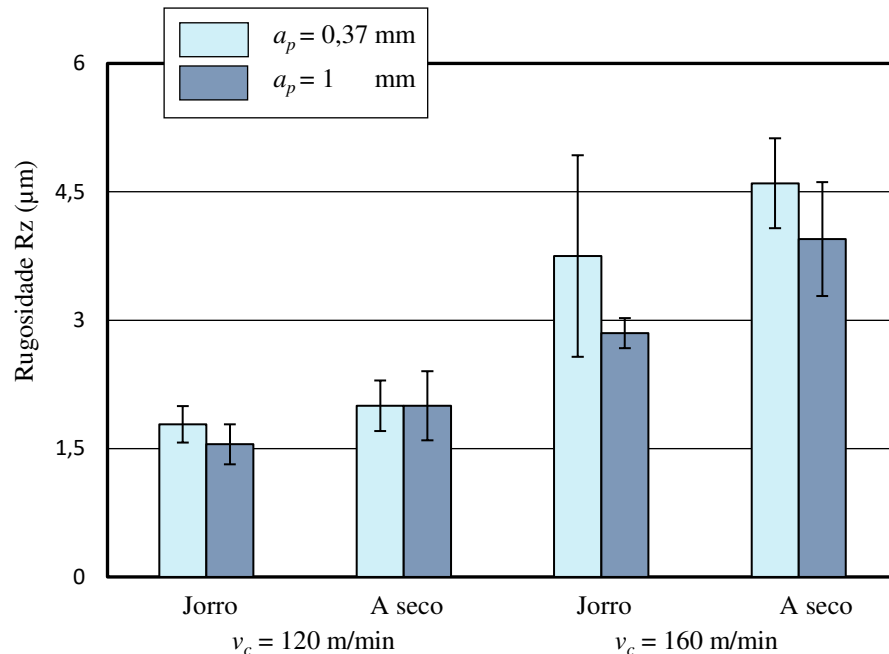


Figura 4.2 – Influência dos parâmetros de corte nos valores de rugosidade Rz.

Comparando a Figura 4.1 com a Figura 4.2, observa-se que os parâmetros de rugosidade Ra e Rz exibidos neste trabalho apresentaram comportamento semelhante no que diz respeito aos resultados obtidos, pois em ambos os casos o aumento da velocidade de corte foi o parâmetro que mais influenciou os resultados de rugosidade, piorando a qualidade das superfícies usinadas. Observa-se que a qualidade das superfícies usinadas piora com o aumento da velocidade de corte. Isto pode estar relacionado às vibrações geradas pelo processo de fresamento e ao desgaste da ferramenta de corte devido ao aumento da velocidade de corte. É bem estabelecido que a rugosidade da superfície usinada está diretamente relacionada à vibração da ferramenta de corte (ERASLAN *et al.*, 2021; BONIFÁCIO e DINIZ, 1994; POLISHETTY *et al.*, 2008). Segundo Akademir *et al.*, (2012), a interface peça-ferramenta-máquina é um sistema flexível e durante o processo de usinagem surgem vibrações devido à variabilidade da força de corte. Estas vibrações podem deteriorar os resultados de rugosidade. Além disso, Guesser (2009) ressalta que a velocidade de corte para o ADI deve ser reduzida,

pois velocidades de corte mais altas afetam o desgaste da ferramenta, o que também leva a uma pior qualidade superficial.

De acordo com ANSI/ASME B46.1–2009 os valores de rugosidade Ra normalmente alcançados em processos usinagem por fresamento estão compreendidos entre 0,8 e 12,5  $\mu\text{m}$ . Nas condições de ensaio de  $v_c = 120$  m/min, os resultados de rugosidade Ra foram abaixo deste intervalo estabelecido pela norma. Este resultado é bastante almejado, principalmente na indústria de fabricação nas quais demandam melhor qualidade da superfície. Na maioria dos ensaios onde foram adotadas uma velocidade de corte de 160 m/min os resultados obtidos de rugosidade Ra se apresentaram muito próximo ao limite inferior do intervalo realizável em fresamento estabelecido por norma.

## 4.2 TENSÕES RESIDUAIS

A Tabela 4.1 apresenta os valores numéricos das medições de tensões residuais obtidos pela técnica de tensometria por difração de raios-X, nas direções longitudinal e transversal dos ressaltos usinados por fresamento frontal. Verifica-se a partir desta tabela que todas as tensões residuais medidas na direção longitudinal foram compressivas, ao passo que, todas as tensões medidas na direção transversal foram trativas.

Tabela 4.1 – Resultados dos valores médios das tensões residuais.

<b>Amostra</b>	<b>Tensão residual longitudinal (MPa)</b>	<b>Tensão residual transversal (MPa)</b>
A1	-140 $\pm$ 07	140 $\pm$ 09
A2	-290 $\pm$ 06	290 $\pm$ 02
A3	-110 $\pm$ 05	160 $\pm$ 06
A4	-330 $\pm$ 02	370 $\pm$ 10
B1	-160 $\pm$ 10	260 $\pm$ 07
B2	-190 $\pm$ 08	300 $\pm$ 02
B3	-95 $\pm$ 12	230 $\pm$ 06
B4	-60 $\pm$ 06	410 $\pm$ 10

As tensões residuais mais compressivas foram observadas na amostra A4, onde foram empregadas uma velocidade de corte de 160 m/min, profundidade de corte de 1 mm e não foi utilizado o fluido lubri-refrigerante durante o fresamento. No que diz respeito à geração de tensões residuais compressivas, estes seriam os melhores parâmetros de corte adotado na presente pesquisa. No entanto, a amostra B4, onde a usinagem foi realizada com velocidade de

corte de 160 m/min, profundidade de corte de 1 mm com a utilização do fluido lubri-refrigerante destaca-se negativamente como sendo a condição na qual gerou tensões residuais mais trativas quando comparada aos demais resultados deste trabalho.

Na Figura 4.3 e a Figura 4.4 são apresentados os resultados obtidos nas medições das tensões residuais pelo método de difração de raios-X, de acordo com as respectivas direções longitudinal (L) e transversal (T), em cada um dos ressaltos fresados. A partir da análise dessas figuras é possível verificar que todas as tensões residuais mensuradas na direção longitudinal (L) foram compressivas, ao passo que na direção transversal (T) as tensões residuais mensuradas foram todas trativas. Ma *et al.* (2016) afirmam que para cada tipo de tensão residual gerada após a usinagem ocorre a hipótese de prevalência de efeitos térmicos ou mecânicos, de acordo com os parâmetros e condições de cortes adotados nos ensaios de usinagem. Segundo Martins (2004), nas tensões residuais trativas a predominância é de efeitos térmicos, enquanto que nas tensões residuais compressivas ocorre uma sobreposição dos efeitos mecânicos. Neste caso, há indícios de que nesta pesquisa os efeitos mecânicos da usinagem do ADI prevaleceram na direção longitudinal, uma vez que todas as tensões residuais mensuradas foram compressivas. Já na direção transversal ocorre uma possibilidade de que houve a predominância dos efeitos térmicos.

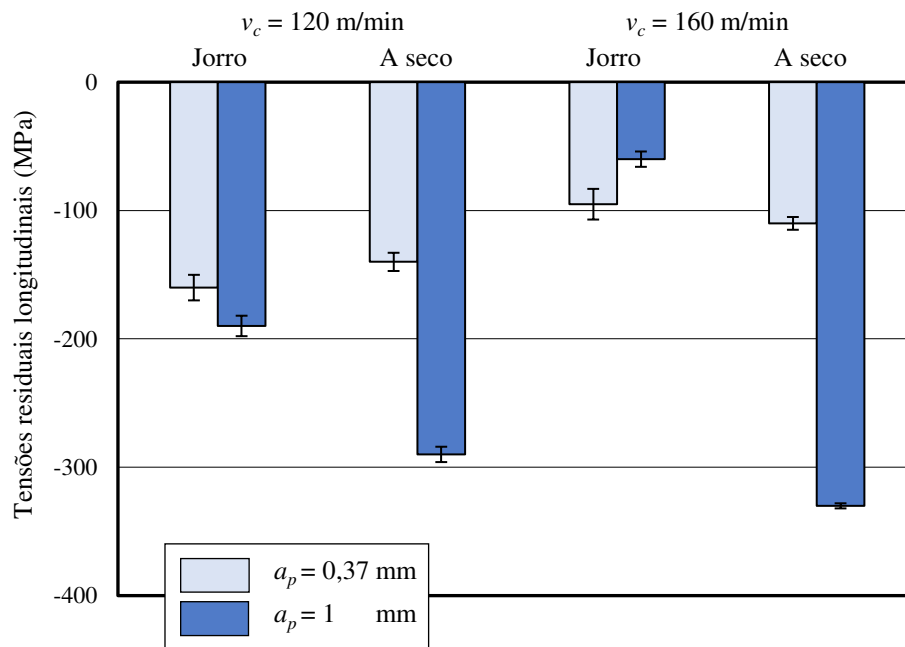


Figura 4.3 – Influência dos parâmetros de corte nas tensões residuais longitudinais.

Verifica-se na Figura 4.3 que o aumento da velocidade de corte fez com que ocorresse um decréscimo na magnitude das tensões residuais de compressão na maioria das medições

realizadas. Harter e Grijalba (2013) também obtiveram resultado semelhante quando estudaram o uso de ensaios não destrutivos para avaliação de tensões residuais oriundas da usinagem por fresamento do aço H13. Nota-se na Figura 4.3 que o aumento da velocidade de corte também foi o principal fator responsável por gerar tensões residuais mais trativas, corroborando com os resultados de Jang *et al.* (1996) que mensuraram as tensões residuais variando experimentalmente os parâmetros de velocidade de corte, profundidade de corte e avanço na usinagem do aço inoxidável 304. Entretanto estes resultados se opuseram aos encontrados no trabalho de Outeiro *et al.* (2002), onde as tensões residuais diminuíram aproximadamente 150 MPa quando a velocidade de corte foi aumentada em aproximadamente 66%; e à pesquisa de Quintas *et al.* (2018), em que o aumento da velocidade de corte tendeu a gerar tensões residuais mais compressivas após a o fresamento de topo do aço AISI 4340. De acordo com Brown *et al.* (2018) o aumento da velocidade de corte nos processos de usinagem tende a gerar uma maior taxa de deformação nas zonas de cisalhamento, ocasionando um aumento considerado da taxa de trabalho mecânico que proporciona maiores gradientes de temperatura na superfície da peça usinada. Isto culminará na geração de tensões residuais trativas oriundas deste efeito térmico.

O aumento da profundidade de corte se mostrou mais significativo na geração de tensões residuais em ambas direções considerando a velocidade de corte de 160 m/min, evidenciando que quanto mais severo for o processo de usinagem o aumento da profundidade de corte tenderá a gerar tensões residuais mais trativas e menos compressivas, respectivamente. Mendonça (2016) obteve estes mesmos resultados ao estudar a influência da variação de parâmetros de corte na integridade da superfície do aço SAE 4340, quando usinado por fresamento de topo, usando ferramentas de metal duro. Segundo Sadeghifar *et al.* (2023), este efeito pode estar atrelado ao conceito de que ao aumentar a profundidade de corte ocorre uma maior taxa de remoção de material por passe, aumentando a área de contato podendo causar um atrito maior na interface ferramenta – peça – cavaco o que eleva as temperaturas de corte e, por consequência, a geração de tensões residuais trativas.

Na Figura 4.4 são apresentados os resultados de tensões residuais na direção transversal dos ressaltos fresados. Como pode ser observado nesta figura, o uso do fluido lubri-refrigerante foi a condição de menor influência significativa na maioria das tensões residuais mensuradas em ambas direções. Este fenômeno está de acordo com os resultados da pesquisa elaborada por Leppert e Peng (2012), nos quais indicam que na usinagem a seco é possível gerar tensões residuais comparáveis à usinagem com o uso do fluido lubri-refrigerante, tornando o processo ecológico e economicamente correto. Para Outeiro *et al.* (2002) uma justificativa para este fenômeno é que na usinagem a seco ocorre um aumento da temperatura de corte na zona de

formação do cavaco, o que pode ocasionar uma queda de dureza localiza nesta região e, eventualmente, uma diminuição das forças de corte culminando na diminuição das tensões residuais geradas.

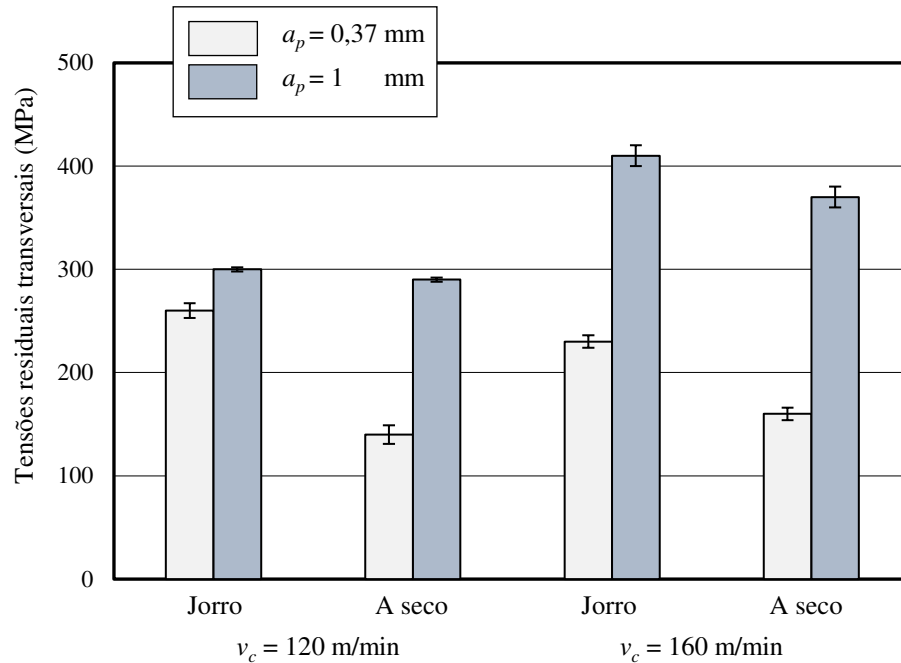


Figura 4.4 – Influência dos parâmetros de corte nas tensões residuais transversais.

Considerando os resultados obtidos nas medições de tensões residuais após o fresamento do ADI classe 3, sob as condições e parâmetros de corte adotados no presente trabalho, e comparando-as aos resultados do trabalho de Strodict *et al.* (2022), destaca-se que a seleção dos parâmetros de corte tem grande influência na geração de tensões residuais. As informações acerca da seleção de parâmetros de corte que mais influenciam na geração de tensões residuais devem ser observadas nos projetos de engenharia. Na presente pesquisa o aumento da velocidade de corte foi o parâmetro que mais influenciou a geração de tensões residuais mais trativas na direção transversal e menos compressiva na direção longitudinal.

De acordo com Martell *et al.* (2014), Lodh *et al.* (2022), Li *et al.* (2022) e Masmiati *et al.* (2016), as tensões residuais trativas promovem efeitos deletérios pois as mesmas podem se somar às tensões do carregamento aplicado, levando-os a falha prematuras e/ou distorções geométricas inesperadas, quando em serviço. Contudo, na existência de tensões residuais compressivas pode ocasionar um aumento considerado na vida útil do componente em serviço, principalmente por fadiga, configurando um caso de efeitos benéficos.

### 4.3 RUIÍDO MAGNÉTICO BARKHAUSEN (RMB)

Na Figura 4.5 são apresentados os resultados de  $RMS_{RMB}$  quando mensurados com  $f_{ex} = 50$  Hz. Observa-se que a utilização do fluido lubri-refrigerante não gerou alterações significativas nos sinais RMB. Já o aumento da profundidade de corte culminou na diminuição nos resultados  $RMS_{RMB}$  quando utilizado a velocidade de corte de 160 m/min. Contudo, na velocidade de corte de 120 m/min, este efeito não foi observado. Para Wang *et al.* (2014) o aumento da velocidade de corte faz com que a temperatura na região de corte e por isso o cavaco é removido também aumenta, a temperatura de corte também aumenta, e o cavaco é removido bruscamente, causando uma deformação plástica mais severa da superfície usinada.

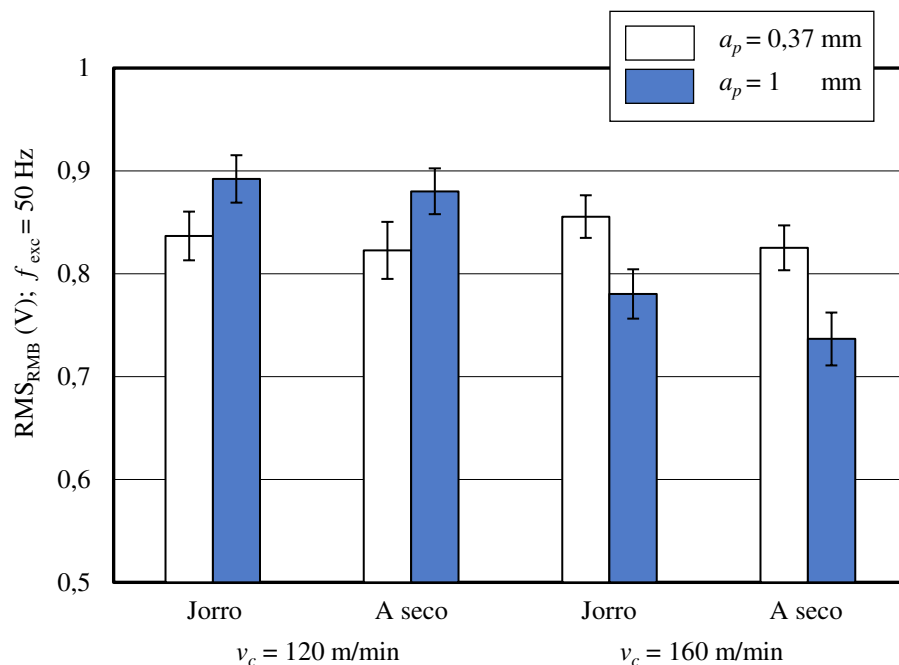


Figura 4.5 – Influência dos parâmetros de corte nos valores  $RMS_{RMB}$  para a frequência de excitação de  $f_{ex} = 50$  Hz.

Uma hipótese que pode explicar a diminuição do MBN é que o aumento da velocidade de corte, associado a uma maior profundidade de corte, pode ter alterado a microestrutura do material. A alteração da microestrutura deve-se ao aumento do calor localizado resultante de uma condição de corte mais severa. Isso pode ter aumentado o tamanho de grão do material e reduzido os valores de  $RMS_{RMB}$ . Segundo Chen *et al.* (2018), variações na microestrutura do material tem influência nos sinais do RMB. De acordo com os resultados do RMB, a profundidade de corte é mais determinante quando se aumenta a velocidade de corte, pois o

processo de fresamento se torna mais severo, levando a alterações microestruturais sensíveis ao RMB.

Os resultados  $RMS_{RMB}$  mensurados com  $f_{ex} = 10$  Hz são apresentados na Figura 4.6. Ao comparar a Figura 4.5 com a Figura 4.6 nota-se que uma maior atividade magnética foi apresentada nos ensaios com  $f_{ex} = 50$  Hz. Esses resultados estão de acordo com os resultados de Chen *et al.* (2018), que realizaram uma análise utilizando um filtro passa-banda com intervalo de 5 kHz para entender o comportamento de cada banda de frequência no sinal RMB. Para Morgan (2013), quanto mais alta for a frequência de excitação magnética menor será a faixa de profundidade (profundidade de pele) para materiais ferrosos, ou seja, altas frequências de excitação são recomendadas para medir alterações das propriedades mais próximas à superfície do componente ensaiado. Segundo Jiles (2000), a frequência de excitação de 10 Hz apresenta uma profundidade de pele em materiais ferrosos entre 0,71 – 10 mm, enquanto que na frequência de excitação de 50 Hz a faixa de profundidade esta compreendida entre 0,31 – 4,5 mm. Deste modo, verifica-se que as alterações microestruturais no ADI geradas pelo processo de fresamento estão mais próximas da superfície das amostras, pois os valores mensurados de  $RMS_{RMB}$  com a frequência de excitação magnética de 50 Hz corresponderam ao dobro dos valores obtidos quando a frequência de excitação magnética foi de 10 Hz.

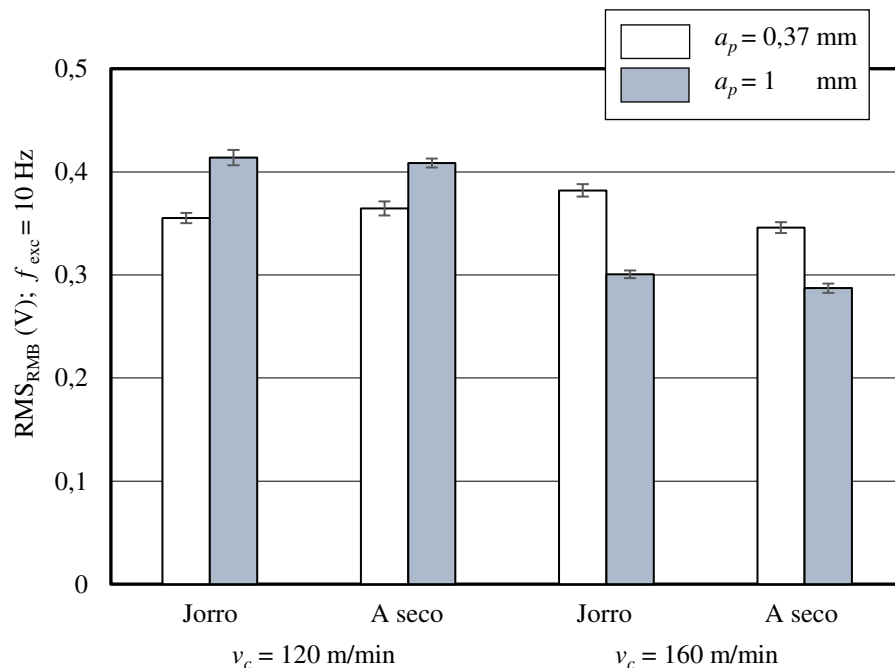


Figura 4.6 – Influência dos parâmetros de corte nos valores  $RMS_{RMB}$  para a frequência de excitação de  $f_{ex} = 10$  Hz.

Na Tabela 4.2 são apresentadas as medições das amplitudes RMB em cada uma das condições de corte empregadas no fresamento do ADI classe 3, mensuradas com a frequência de excitação magnética de 50 Hz. A partir da análise da Tabela 4.2 pode-se verificar que a utilização do fluido lubri-refrigerante não causou alterações significativas dos resultados de Amplitude dos sinais de RMB, assim como o aumento isolado da profundidade de corte. Entretanto o aumento da velocidade de corte causou uma diminuição nas amplitudes dos sinais RMB somente nas usinagens onde foram empregadas condições de cortes mais severas, com profundidade de corte de 1 mm.

Tabela 4.2 – Medição da amplitude RMB com  $f_{ex} = 50$  Hz.

<b>Amostra</b>	<b>Amplitude (V)</b>
<b>A1</b> (jorro, $v_c = 120$ m/min, $a_p = 0,37$ mm)	2,778685303
<b>A2</b> (jorro, $v_c = 120$ m/min, $a_p = 1$ mm,)	2,842075228
<b>A3</b> (jorro, $v_c = 160$ m/min $a_p = 0,37$ mm)	2,828493801
<b>A4</b> (jorro, $v_c = 160$ m/min, $a_p = 1$ mm)	2,560689506
<b>B1</b> (seco, $v_c = 120$ m/min $a_p = 0,37$ )	2,693518340
<b>B2</b> (seco, $v_c = 120$ m/min $a_p = 1$ mm)	2,792959532
<b>B3</b> (seco, $v_c = 160$ m/min, $a_p = 0,37$ )	2,584817027
<b>B4</b> (seco, $v_c = 160$ m/min, $a_p = 1$ mm)	2,341004186

Na Tabela 4.3 são exibidas as medições das amplitudes RMB em cada uma das condições de corte empregadas no fresamento do ADI – classe 3, mensuradas com a frequência de excitação magnética de 10 Hz. Observa-se novamente que o uso do fluido lubri-refrigerante não culminou em alterações das amplitudes dos sinais RMB, bem como o aumento da profundidade de corte. Contudo, ao comparar os valores das amplitudes obtidas na Tabela 4.2 com os da Tabela 4.3 percebe-se que os mesmos corresponderam a aproximadamente metade dos valores encontrados, quando adotado uma  $f_{ex}$  maior.

Tabela 4.3 – Medição da amplitude RMB com  $f_{ex} = 10$  Hz.

<b>Amostra</b>	<b>Amplitude (V)</b>
<b>A1</b> (jorro, $v_c = 120$ m/min, $a_p = 0,37$ mm)	1,456520583
<b>A2</b> (jorro, $v_c = 120$ m/min, $a_p = 1$ mm,)	1,607583453
<b>A3</b> (jorro, $v_c = 160$ m/min $a_p = 0,37$ mm)	1,433293779
<b>A4</b> (jorro, $v_c = 160$ m/min, $a_p = 1$ mm)	1,12701566

<b>B1</b> (seco, $v_c = 120$ m/min $a_p = 0,37$ )	1,456772139
<b>B2</b> (seco, $v_c = 120$ m/min $a_p = 1$ mm)	1,557038442
<b>B3</b> (seco, $v_c = 160$ m/min, $a_p = 0,37$ )	1,322799878
<b>B4</b> (seco, $v_c = 160$ m/min, $a_p = 1$ mm)	1,102152025

Analisando a Figura 4.7 e a Figura 4.8, verifica-se que o formato das envolventes do RMB não apresentaram alterações significativas. O formato das envolventes dos sinais encontradas no fresamento do ADI classe 3 é semelhante às envolventes com predomínio de ferrita e perlita estudados por D'amato *et al.* (2003) onde ele usou diferentes tratamentos térmicos para obter matrizes distintas de ADI, posteriormente caracterizou os sinais RMB obtidos em cada uma das diferentes matrizes.

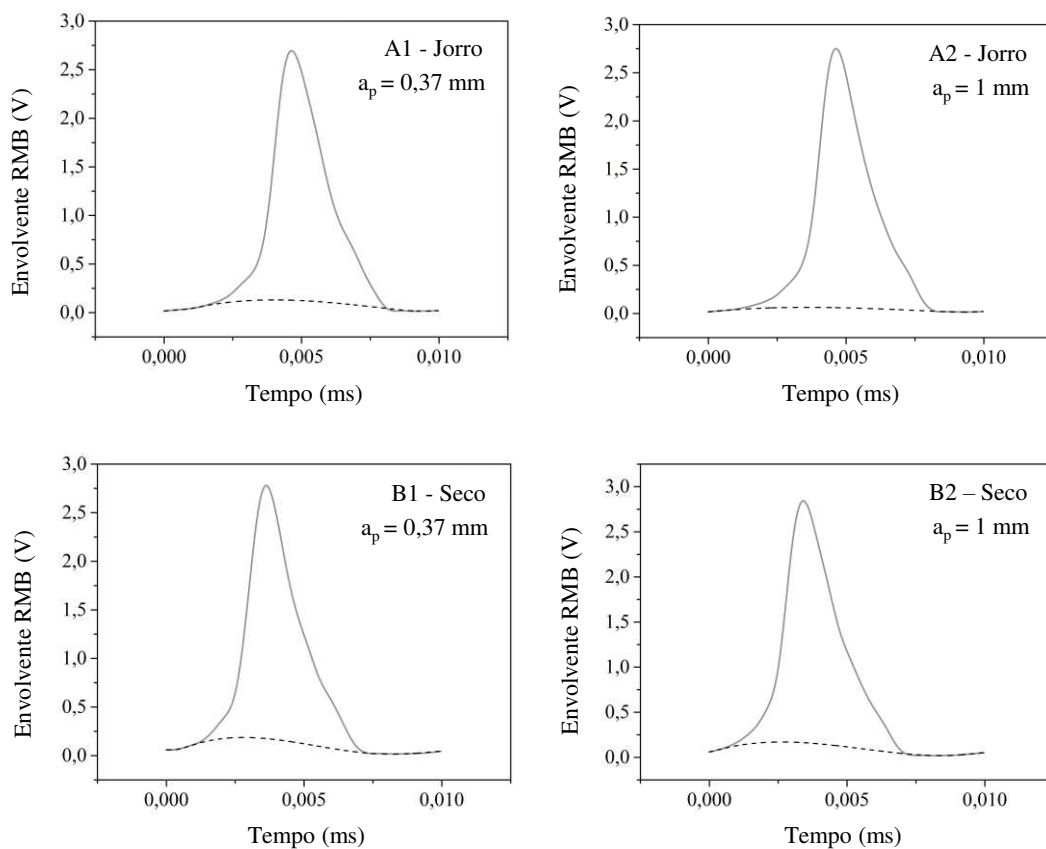


Figura 4.7 – Envolventes do sinal RMB após o fresamento do ADI com  $v_c = 120$  m/min.

Nessa pesquisa os autores investigaram o RMB no ADI preparado com diferentes constituintes da matriz: ferrita, perlita, martensita e bainita. As envolventes RMB variam muito de acordo com a microestrutura da matriz, pois ADI com a presença de martensita ou bainita

resulta em picos menores, com amplitudes 10 vezes menores que a ADI com ferrita ou perlita. Resultado semelhante foi encontrado por Costa *et al.* (2015), que estudaram as envolventes dos sinais RMB em aços AISI 1020 e 1045 em função de tratamentos de têmpera (em água), normalização e recozimento nestes materiais. As envolventes diminuíram drasticamente suas amplitudes nas amostras que apresentaram fase martensítica.

Guesser (2009) ressalta que o ADI também possui austenita retida em sua matriz, que pode se transformar em martensita durante a usinagem em uma região da peça chamada de zona afetada de usinagem (ZAU), que fica na frente da ferramenta de corte. Nessa região, a ferramenta comprime o material, causando descoesão do nódulo da matriz, ao mesmo tempo em que ocorre deformação plástica localizada na matriz, entre os nódulos. A intensa deformação plástica provoca alongamento entre os nódulos no sentido do corte, com os nódulos sendo igualmente deformados à frente e abaixo da ferramenta. As amplitudes das envolventes nas Figuras 4.7 e 4.8 indicam, portanto, que o fresamento do ADI classe 3, com as condições de corte utilizadas neste trabalho não causaram a transformação da austenita retida em martensita.

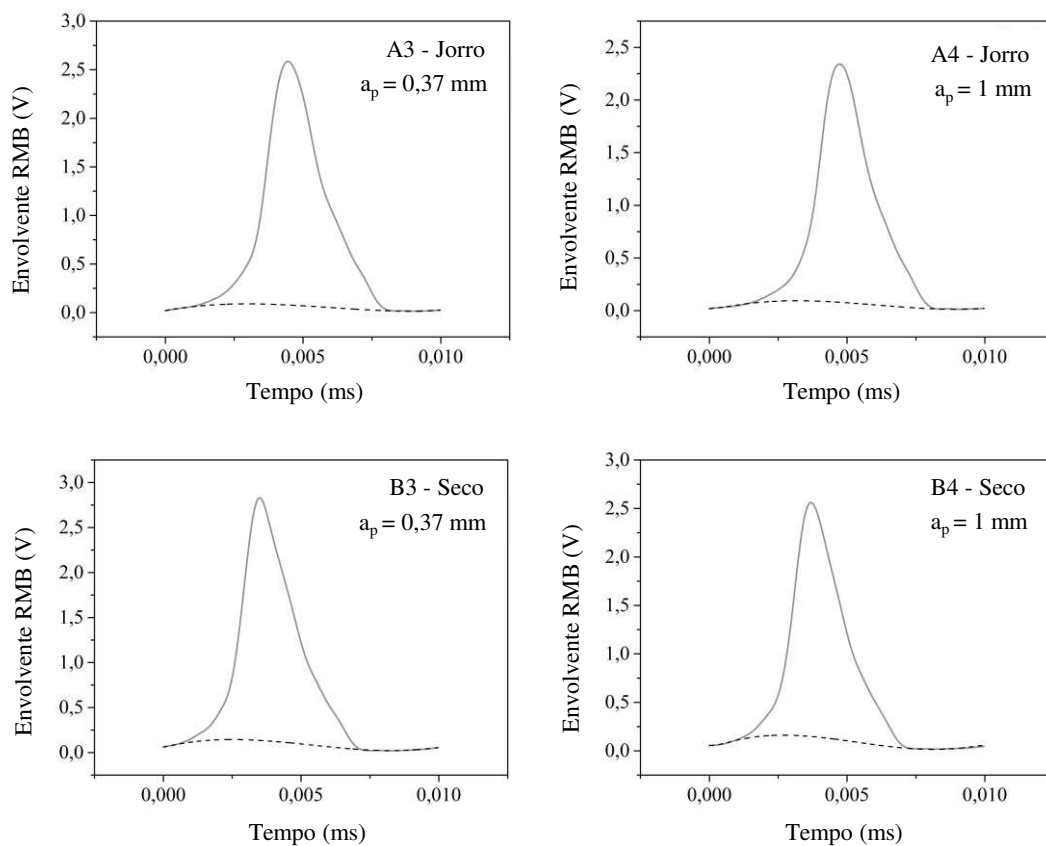


Figura 4.8 – Envolventes do sinal RMB após o fresamento do ADI com  $v_c = 160$  m/min.

Destaca-se ainda que todas as envolventes do sinal RMB apresentaram pico único, conforme exibido nas Figuras 4.7 e 4.8. Este perfil de pico é comum em materiais que foram submetidos a tratamentos térmicos e/ou processos de fabricação. As estruturas resultantes são provenientes de processos metaestáveis, razão pela qual há maior número de defeitos cristalinos e partículas de segunda fase, diferentemente dos aços elétricos que apresentam pelo menos dois picos de RMB bem definidos (MELO, 2019).

A pesquisa apresentada por Costa *et al.* (2015) corrobora com este efeito. Nela os autores comparam as envolventes dos sinais RMB obtidos em aços AISI 1020 e 1045 tratados termicamente por têmpera, normalização e recozimento, gerando diferentes microestruturas. O perfil de pico único foi verificado apenas nas amostras de aço AISI 1020 recozidas e normalizadas. Contudo, as menores atividades magnéticas foram mensuradas nas amostras tratadas termicamente por têmpera, devido a presença da martensita que confere um quantitativo maior de defeito microestruturais, que minimizam drasticamente a capacidade de magnetização do material.

Outro ponto a ser considerado nas Figuras 4.7 e 4.8 é a posição do pico (a posição do campo magnético em que ocorre o máximo da envolvente do sinal RMB). De acordo com Neslušana *et al.* (2015), a posição de pico pode ser caracterizada como a força do campo magnético na qual a atividade da parede de Bloch de maior alcance pode ser obtida. Como pode ser visto nas Figuras 4.7 e 4.8, o fluido de corte exerce influência na posição de pico, que aumenta de 0,003 a 0,005 ms na condição de utilização de fluido lubri-refrigerante. Awale *et al.* (2023), quem estudaram o pico de RMB gerado por diferentes condições de fluido de corte na retificação de AISI H13 endurecido, isso pode ser explicado devido à maior facilidade de magnetização da usinagem a seco devido ao arqueamento, movimento e rotação mais rápidos da parede do domínio magnético.

#### 4.4 DUREZA VICKERS

A dureza da superfície de um componente pode ser determinada por diversos tipos de ensaios, comumente utiliza-se na indústria de manufatura ensaios mecânicos nos quais medem a resistência a uma deformação plástica localizada (risco ou indentações) que o material apresenta. Esta propriedade mecânica é de suma importância nos projetos de engenharia pois o perfeito conhecimento da dureza apresentada pelo componente pode anteceder falhas (ZHANG, 2023; CALLISTER E RETHWISCH, 2016).

Na Figura 4.11 são exibidos os resultados de ensaios de dureza Vickers. Verifica-se que não houve alterações significativas nos resultados de dureza em relação a variação dos parâmetros de corte ensaiados neste trabalho. Deve-se destacar que a medição da dureza das amostras como recebidas foi de 349 HV15. Os resultados obtidos pela técnica de ruído magnético Barkhausen (RMB) antecederam à realização dos ensaios de dureza Vickers, este que foi a última metodologia aplicada na presente pesquisa por conta da deformação plástica oriunda da indentação que contribuiriam para um falso resultado nos ensaios subsequentes. Verificou-se que a presença da fase martensítica faria com que as envolventes dos sinais alcancem picos 10 vezes menores.

Os resultados dos ensaios de dureza Vickers confirmaram que as variações de velocidade de corte, profundidade de corte e uso ou não do fluido lubri-refrigerante adotadas na presente pesquisa não foram suficientes para ocasionar variações desta propriedade, visto que não houve mudanças significativas da dureza quando comparadas à amostra como recebida.

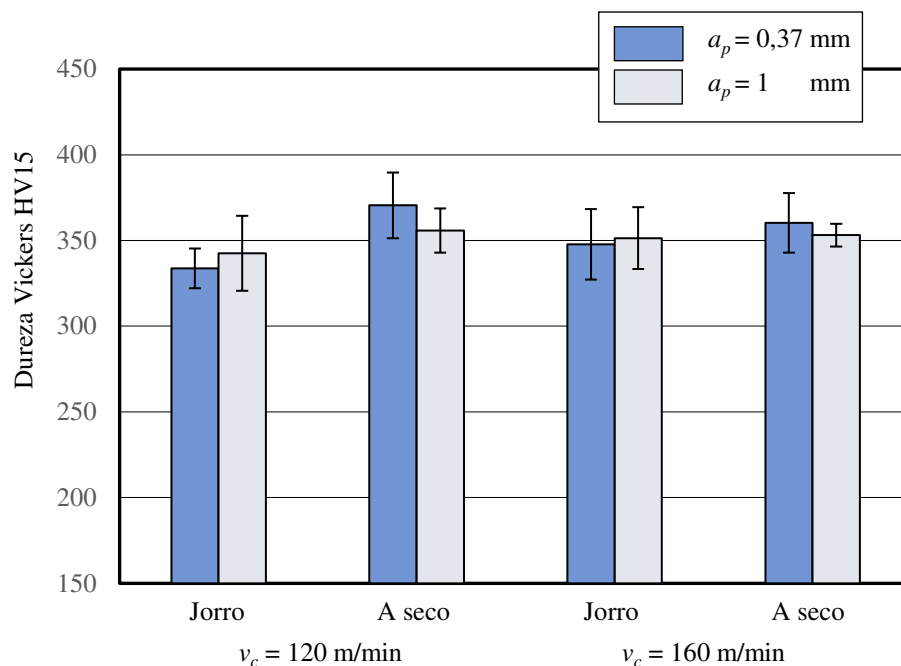


Figura 4.9 – Influência dos parâmetros de corte nos ensaios de dureza Vickers.

Comparando-se os resultados do RMB e de dureza, observa-se que as condições ensaiadas neste trabalho não causaram alterações significativas na microestrutura a ponto de mudar a matriz ferrítica do material. Este resultado está de acordo com os resultados de D'amato *et al.* (2003), que caracterizaram o ADI com diferentes matrizes (matriz de ferrita, perlita, martensita e bainita) por meio do RMB. Nos resultados destes autores, o ADI com matriz de

martensita gerou sinais RMB cerca de dez vezes menores do que ADI com matriz de ferrita e de perlita.

## 5 CONCLUSÕES

Este trabalho teve como objetivo estudar a relação entre a variação da velocidade de corte, profundidade de corte e uso do fluido lubri-refrigerante no fresamento frontal na qualidade das superfícies usinadas, na geração de tensões residuais e das alterações microestruturais das amostras usinadas do ADI classe 3. Com os resultados alcançados, conclui-se que:

- O aumento da velocidade de corte de 120 m/min para 160 m/min ocasionou um decréscimo na qualidade das superfícies usinadas por fresamento frontal, no entanto a variação da profundidade de corte e a utilização do fluido lubri-refrigerante não influenciaram significativamente no acabamento superficial considerando os parâmetros de rugosidade  $R_a$  e  $R_z$ ;
- As tensões residuais mensuradas após a usinagem do ADI classe 3 assumiram naturezas distintas, visto que a incidências das mesmas se apresentaram trativas e compressivas no material fresado na direção transversal e longitudinal, respectivamente;
- A variação da velocidade de corte foi o parâmetro que mais contribuiu para as alterações nas tensões residuais, visto que o seu aumento culminou em tensões residuais mais trativas na direção transversal e menos compressivas na direção longitudinal;
- O aumento da profundidade de corte tendeu a gerar tensões residuais mais trativas na direção transversal e mais compressivas na direção longitudinal. E ainda quando foram adotadas condições de corte mais severas (aumento de profundidade de corte aliada ao aumento da velocidade de corte) foi responsável pelo decréscimo das atividades magnética mensuradas pelo parâmetro  $RMS_{RMB}$ ;
- As variações da profundidade de corte, velocidade de corte e utilização do fluido lubri-refrigerante nos experimentos não ocasionaram alterações significativas que inviabilizassem a utilização dos componentes fresados no que diz respeito à qualidade das superfícies usinadas. Destaca-se que quando adotada a velocidade de corte de 120 m/min, se obteve melhores resultados de rugosidade superficial;
- O uso do fluido lubri-refrigerante no fresamento frontal do ADI classe 3, sob as condições empregadas neste trabalho é dispensável, pois sua utilização não exerceu influência significativas na variação dos valores do RMS, na geração de tensões residuais e na qualidade das superfícies e nos resultados de dureza Vickers, quando comparado a usinagem a seco;

- As maiores atividades magnéticas mensuradas pelo RMB foram observadas na frequência de excitação de 50 Hz, o que indica a incidência de alterações microestruturais localizadas na região mais superficial das amostras fresadas;
- Os resultados do ensaio de dureza Vickers evidenciaram que não ocorreram alterações significativas nesta propriedade em função das condições de corte empregadas neste trabalho;
- Considerando os parâmetros de cortes avaliadas neste trabalho, seu impacto ambiental e econômico, a condição de usinagem a seco, com velocidade de corte de 120 m/min e profundidade de corte de 1 mm é mais adequada para fresamento do ADI classe 3, pois proporciona melhor qualidade superficial, com tensões residuais mais compressivas. Isso indica que um componente fresado sob estes parâmetros teria um melhor desempenho na vida útil.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Em trabalhos futuros sugere-se:

- Monitor a temperatura e a força de corte incidentes na interface ferramenta-peça durante o processo de usinagem por fresamento frontal do ADI classe 3, visto que é estabelecido pela literatura que gradientes de temperatura e deformações plásticas oriundos de processos de usinagem tem influência direta na geração das tensões residuais;
- Variar o parâmetro de avanço por dente ( $fz$ ), pois de acordo com a literatura a variação deste parâmetro tem grande influência na qualidade das superfícies usinadas, bem como na geração de tensões residuais e ainda seria possível verificar se este parâmetro teria influência na alteração da microestrutura das amostras de ADI fresadas pelos resultados obtidos nos ensaios de ruído magnético de Barkhausen e dureza Vickers.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AKDEMIR, A.; YAZMAN, S.; SAGLAM, H.; UYANER, M. *The Effects of Cutting Speed and Depth of Cut on Machinability Characteristics of Austempered Ductile Iron*. Journal of Manufacturing Science and Engineering, v. 134(2), 2012.

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. ANSI/ASME, 2010.

ANSI/ASME B46.1-2009. *Surface texture: surface roughness, waviness and lay.*, New York.

ARFT, M.; KLOCKE, F. *High performance turning of austempered ductile iron (ADI) with adapted cutting inserts*. CIRP Conference on Modeling of Machining Operations (CIRP CMMO), p. 129-134, 2013.

ASKELAND, D. R.; PHULÉ, P. P. *Ciência e engenharia dos materiais*. [S.I.] Cengage Learning, São Paulo, 2008.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR 4287: *Especificações geométricas do produto (GPS) -Rugosidade: Método do perfil - Termos, definições e parâmetros da rugosidade*. Rio de Janeiro, p.18, 2002.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR 6589: *Peças em ferro fundido cinzento classificadas conforme a resistência à tração*. Rio de Janeiro, p.11, 1986.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR 6916: *Ferro fundido nodular ou ferro fundido com grafita esferoidal*. Rio de Janeiro, p. 15, 1981.

ASTM A897M - 06: *Standard Specification for Austempered Ductile Iron Castings*, v. 01-02, 2011.

AVISHAN, B.; YAZDANI, S.; VAHID, D. *The influence of depth of cut on the machinability of an alloyed austempered ductile iron*. Materials Science and Engineering: A. v. 523, Issues 1–2, p. 93-98, 2009.

AWALE, A. S.; SRIVASTAVA, A.; KUMAR, A.; YUSUFZAI, M. Z. K.; VASHISTA, M. *Magnetic non-destructive evaluation of microstructural and mechanical characteristics of hardened AISI H13 die steel upon sustainable grinding*, Journal of Manufacturing Processes, v. 103, p. 193-206, 2023.

BALZER, M. E. *Determinação da “janela de processo” de austêmpera de um ADI sem adição de elementos de liga através de ensaios mecânicos e metalográficos*. 85 p. Dissertação (mestrado). Programa de Pós-graduação em Ciência e em Engenharia de Materiais. UFSC. Florianópolis. 2003.

BARTLETT, J. L.; LI, X. *An overview of residual stresses in metal powder bed fusion*. Additive Manufacturing, v. 27, n. March, p. 131–149, 2019.

BENINI, L. *Influência do teor de grãos microcristalinos de  $Al_2O_3$  em rebolos convencionais na retificação de ADI*. 2017. Tese (doutorado). Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, UFSC. Florianópolis, 2017.

BOCCARDO, A.D.; DARDATI, P.M.; CELENTANO, D.J.; GODOY, L.A. *Austempering heat treatment of ductile iron: Computational simulation and experimental validation*, Finite Elements in Analysis and Design, v. 134, p. 82-91, 2017.

BONIFACIO, M. E. R.; DINIZ, A. E. *Correlating tool wear, tool life, surface roughness and tool vibration in finish turning with coated carbide tools*. Wear, v. 173(1–2), p. 137-144, 1994.

CAKIR, M. C.; ISIK, Y. *Investigating the machinability of austempered ductile irons having different austempering temperatures and times*. Materials and Design, v. 29, p. 937-942, 2008.

CAKIR, M.C.; BAYRAM, A.; ISIK, Y.; SALAR, B. *The effects of austempering temperature and time onto the machinability of austempered ductile iron*. Materials Science and Engineering: A v. 407, p. 147–153. 2005.

CALLISTER, W.D. Jr.; RETHWISCH, D. *Ciência e engenharia de materiais: uma introdução*; tradução Sergio Murilo Stamile Soares - 9. ed. - Rio de Janeiro: LTC, 2016.

CAPELLO, E. *Residual stress in turning. Part I: influence of process parameters*. Journal of Materials Processing Technology, v. 160, n. 2, p. 221-228, 2004.

CARPINETTI, Luis Cesar Ribeiro. *Gestão da Qualidade: Conceitos e Técnicas*. 1.ed. São Paulo: Atlas, 2010.

CHEN, Y.; PANG, J.C.; ZOU, C.L.; LI, S.X.; ZHANG, Z.F. *High-temperature fatigue damage mechanism and strength prediction of vermicular graphite iron*, International Journal of Fatigue, v. 168, 2023.

CHIAVERINI, V. *Aços e ferros fundidos*. 550 p. 7 ed. Livros ABM. 2008.

COSTA, L. F. T.; CAMPOS, M. F.; *Hysteresis and Magnetic Barkhausen Noise for SAE 1020 and 1045 Steels With Different Microstructures*, IEEE Transactions on Magnetics, vol. 50, no. 4, 2015.

CULLITY, B. D.; GRAHAM C.D. *Introduction to Magnetic Materials*. 2 Wiley-IEEE Press, 568, 2008.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG DIN en 1561 Gießereiwesen: Gußeisen mit Lamellengraphit. Berlin. 14 p.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG DIN en 1563: Gießereiwesen Gusseisen mit Kugelgraphit. Berlin p. 30, 2005.

DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L. *Tecnologia da Usinagem dos Materiais*. 5ª ed., São Paulo: Artliber, 2013.

DIVE, V.; LAKADE, S. *Recent Research Progress on Residual Stress Measurement Using Non-Destructive Testing*, Materials Today: Proceedings, v. 47, Part 11, p. 3282-3287, 2021.

DU, Y.; WANG, X.; ZHANG, D.; WANG, X.; JU, C.; JIANG, B. *A superior strength and sliding-wear resistance combination of ductile iron with nanobainitic matrix*. Journal of Materials Research and Technology, v. 11, p. 1175-1183, 2021.

ELTAGGAZ, A.; SAID, Z.; DEIAB, I. *An integrated numerical study for using minimum quantity lubrication (MQL) when machining austempered ductile iron (ADI)*. International Journal on Interactive Design and Manufacturing, v. 14, p. 747–758, 2020.

ERASLAN, D.; BALCI, A.; ÇETIN, B.; UÇAK, N.; ÇIÇEK, A.; YILMAZ, O.; DAVUT, K. *Machinability evaluations of austempered ductile iron and cast steel with similar mechanical properties under eco-friendly milling conditions*, Journal of Materials Research and Technology, v.11, p. 1443-1456, 2021.

EZILARASAN, C.; SENTHIL, K.; VELAYUDHAM. *Effect of Machining Parameters on Surface Integrity in Machining Nimonic C-263 Super Alloy Using Whisker-Reinforced Ceramic Inset* Journal of Materials Engineering and Perform v. 22, p. 1619–1628, 2013.

FARIAS, A.R. *Caracterização do Ruído Magnético Barkhausen em Materiais Estruturais Utilizando Transformada Wavelet*. 2005. Dissertação (mestrado). Mestrado em ciência, tecnologia das radiações, minerais e materiais. Centro de desenvolvimento da tecnologia nuclear -CDTN. 2005.

FERRARESI, D. *Fundamentos da Usinagem dos Metais*. 16ª ed., São Paulo: Edgard Blucher, 2013.

FONSECA, M.T. *Metalurgia dos ferros fundidos*. SENAI/DRMG, Belo Horizonte, p.62, 2006.

GOLDBERG, M.; BERRY, J. T.; LITTLEFAIR, G.; SMITH, G. *A study of the machinability of an ASTM grade 3 austempered ductile iron*. *Proceedings of the World Conference on ADI*, p.14, Louisville, USA, 2002.

GROOVER, M. P. *Fundamentos da Moderna Manufatura*. Vol. 2. GEN:LTC, 5ª edição, 2017.

GUESSER, W. L. *Propriedades mecânicas dos ferros fundidos*. 344p. 1 ed. São Paulo, Brasil, Artiber, 2009.

GUNES, B.; KARATOSUN, S.; GUNES, O. *Drilling resistance testing combined with SonReb methods for nondestructive estimation of concrete strength*, Construction and Building Materials, v. 362, p.129700, 2023.

HOU, J.; LIU, H.; ZHOU, H.; WANG, Y. *A new linear measurement method for the geometric error of CNC machine tools — Normal measurement method*, Measurement, v. 222, 2023.

JAMES, M.N.; HUGHES, D.J.; CHEN, Z.; LOMBARD, H.; HATTINGH, D.G.; ASQUITH, D.; YATES, J. R.; WEBSTER, P. J. *Residual stresses and fatigue performance*. Engineering Failure Analysis. v. 14, Issue 2, p. 384-395, 2007.

JOHNSON, R. D. J.; WINS, K. L. D.; RAJ, A.; BEATRICE, B. A. *Optimization of Cutting Parameters and Fluid Application Parameters during Turning of OHNS Steel*. Procedia Engineering, v. 97, p. 172–177, 2014.

KAJAL, G.; TYAGI, M.R.; KUMAR, G. *A review on the effect of residual stresses in incremental sheet metal forming used in automotive and medical sectors*, Materials Today: Proceedings, 2022.

KATUKU, K. *Regime features of austempered ductile iron cutting*, Journal of Manufacturing Processes. v. 83, p. 374-386, 2022.

KAZEMI, M.; KIANI-RASHID, A. R.; NOURIAN A.; BABAKHANI A. *Investigation of microstructural and mechanical properties of austempered steel bar-reinforced ductile cast iron composite*. Materials and De-sign, v. 53, p. 1047-1051, 2014.

KEOUGH, J. R.; HAYRYNEN, K. L.; POPOVSKI V. M. *Continuing Developments in the Science and Application of Austempered Ductile Iron (ADI)*. 70th World Foundry Congress, Monterrey, México, 2012. 10 p.

KIM, Y. J.; SHIN, H.; PARK, H.; LIM, J.D. *Investigation into mechanical properties of austempered ductile cast iron (ADI) in accordance with austempering temperature*. Materials Letters, v. 62, p. 357-360, 2008.

KOU, S.; *Welding metallurgy*, 2 Ed., John Wiley & Sons. 2002

LACALLE, L.; VALDIVIELSO, L.; AMIGO, A.; SASTOQUE, F. *Milling with ceramic inserts of austempered ductile iron (ADI): process conditions and performance*. Int J Adv Manuf Technol v.110, p. 899–907, 2020.

LI, B.; LIU, T.; LIAO, J.; FENG, C.; YAO, L.; ZHANG, J. *Non-invasive milling force monitoring through spindle vibration with LSTM and DNN in CNC machine tools*. Measurement, v. 210, p.112554, 2023.

LI, J.; LI, Y.; WEN, S.; ZHANG, G. *A novel method of key meta-action unit integrated identification for CNC machine tool reliability*, Computers & Industrial Engineering, v. 177, 109073, 2023.

LI, Y.; YAO, E.; WANG, P.; SHI, Y. Method of measuring the stress of ferromagnetic materials based on EMAT and magnetic Barkhausen noise characteristic parameters. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v. 562, 169848, 2022.

LODH, A.; THOOL, K.; SAMAJDAR, I. X-ray Diffraction for the Determination of Residual Stress of Crystalline Material: An Overview. *Trans Indian Inst Met*, v.75, p. 983–995, 2022.

LUSSOLI, R.J. *Efeito da adição de cobre e da seção da peça sobre as características microestruturais e mecânicas de ferro fundido nodular austemperado*. 2003 Tese (doutorado) - Universidade Federal de Santa Catarina, Centro Tecnológico. Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, 2003.

MA, Y.; FENG, P.; ZHANG, J.; WU, Z.; YU, D. *Prediction of surface residual stress after end milling based on cutting force and temperature*. Journal of Materials Processing Technology, v. 235, p. 41–48, set. 2016.

MACHADO, A. R.; ABRÃO, A. M.; COELHO, R. T.; SILVA, N. B. *Teoria da Usinagem dos Materiais*. 3ª ed., São Paulo: Edgard Blucher, 2015.

MANIKANTA, J. E.; RAJU, B.N.; PRASAD, C.; SANKAR, B.S.S. P. *Machining performance on SS304 using nontoxic, biodegradable vegetable-based cutting fluids*, Chemical Data Collections, v. 42, 100961, 2022.

MARTELL, J. J.; LIU, C. R.; SHI, J. *Experimental investigation on variation of machined residual stresses by turning and grinding of hardened AISI 1053 steel*. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 74, n. 9–12, p. 1381–1392, 2014.

MARTINS, P. G.; LAUGENI, F. P. *Administração da Produção*. 2.ed. rev. aum. e atual. São Paulo: Saraiva, 2005.

MASMIATI, N.; SARHAN, A. A. D. *Optimizing cutting parameters in inclined end milling for minimum surface residual stress – Taguchi approach*. Measurement, v. 60, p. 267–275, jan. 2015.

MELO, G.N. *Ruído Barkhausen como ferramenta para identificação de modificações microestruturais em aço AISI 1020 soldado*. Tese de Doutorado. Natal: Universidade Federal do Rio Grande do Norte; 2019.

MOHANRAJ, T.; SHANKAR, S.; RAJASEKAR, R.; SAKTHIVEL, N.R.; PRAMANIK, A. *Tool condition monitoring techniques in milling process — a review*. Journal of Materials Research and Technology, v.9, Issue 1, p. 1032-1042, 2020.

NESLUŠANA, M.; Hrabovská, T.; ČILLIKOVÁ, M.; MIČIETOVÁ, A. *Monitoring of hard milled surfaces via Barkhausen noise*. Procedia Engineering, v.13, p. 472-479, 2015.

NORCINO, A. B. *Uma contribuição ao estudo das tensões residuais no fresamento*. Dissertação (Mestrado) — Universidade Estadual Paulista, 2013.

OLIVEIRA J. M. *Caracterização da integridade de superfícies usinadas para produção de moldes e matrizes*. Dissertação em Materiais – Universidade de Caxias do Sul, 92 p., 2006.

PARHAD, P.; DAKRE, V.; LIKHITE, A.; BHATT, J. *The impact of cutting speed and depth of cut on cutting force during turning of austempered ductile iron*. Materials Today: Proceedings, v. 19, Part 2, p. 663-669, 2019.

PEINADO, J.; GRAEML, A. R. *Administração da produção: operações industriais e de serviços*. Curitiba: UnicenP, 2007.

POLISHETTY, A.; SINGAMNENI, S.; LITTLEFAIR G. *A comparative assessment of austempered ductile iron as a substitute in weight reduction applications*. oct 7-10; Illinois USA Proceedings of the ASME 2008 international manufacturing science and engineering conference collocated with the 3rd JSME/ASME international conference on materials and processing (MSEC2008) 2008:49e57.

RAO, S. V.; RAMANA, M. V.; MADARAPU, A.; BABU, J.; AZITH, P. *Experimental investigation on wear behaviour of heat-treated ductile cast iron*, Materials Today: Proceedings, 2023.

RODRIGUES JR, A. S. *Avaliação do ferro fundido nodular austemperado aplicado a facas industriais para trabalho a frio*. 2013. 97 p. Dissertação (mestrado). Mestrado profissional em Materiais da Fundação Oswaldo Aranha, UNIFOA. Volta Redonda, 2013.

RODRIGUES, L. D. *Medição de tensões residuais em tubos visando a determinação de esforços em dutos enterrados*. Dissertação (Mestrado) — Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, 2007.

RODRÍGUEZ, J. M. *et al.* *Continuous chip formation in metal cutting processes using the Particle Finite Element Method (PFEM)*. *International Journal of Solids and Structures*, v. 120, p. 81–102, 2017.

ROHDE, J.; JEPPSSON, A. *Literature review of heat treatments simulations with respect to phase transformation, residual stress and distortion*. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, v.29, p. 47-62, 2000.

ROSSI, G. C. *Estudo das forças de corte no processo de fresamento de bordas de chapas utilizadas para a fabricação de tubos de aço com costura*. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo. 2008.

ROSSINI, N. S. *et al.* *Methods of measuring residual stresses in components*. *Materials and Design*, v. 35, p. 572–588, 2012.

SAME, S.A.; KHAN, K.; SMYTH, N.A. *Comparison between a predicted and an experimentally measured residual stress field generated by side-punching of API X65 steel*, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 104943, 2023.

SEKER, U.; HASIRCI, H. *Evaluation of machinability of austempered ductile irons in terms of cutting forces and surface quality*. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 173, p. 260-268, 2005.

SHARUN, V.; RONALD, B.A. *Traditional machining of Austempered ductile iron (ADI): A review*, *Materials Today: Proceedings*. v. 72, Part 4, p. 2027-2031, 2023.

SHAW, M.C. *Metal Cutting Principles*. New York: Oxford University Press, 2005.

SHINGE, V.R.; PABLE, M.J. *Effect of nano-minimum quantity lubrication on cutting temperature and surface roughness of milling AISI D3 tool steel*, *Materials Today: Proceedings*, v. 72, Part 3, p. 1758-1764, 2023.

SHOKRANI, A.; DHOKIA, V.; NEWMAN, S.T. *Environmentally conscious machining of difficult-to-machine materials with regard to cutting fluids*, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. v. 57, p. 83-101, 2012.

SILVA, A. L. C.; MEI, P. R. *Aços e ligas especiais*. 512 p. 2 ed. Eletro-metal S. A., Metais Especiais. 2006.

SINLAH, A.; HANDAYANI, D.; VOIGT, R.C.; HAYRYNEN, K.; M'SAOUBI R.; SALDANA, C. *Effects of microstructure and strength on wear performance in rough milling of austempered ductile iron*, *International Journal of Cast Metals Research*, v. 29:1-2, p. 62-67. (2016)

SLACK, N.; CHAMBERS, S.; JOHNSTON, R. *Administração da produção*. 3.ed. São Paulo: Atlas, 2009.

SOORI, M.; AREZOO, B.; DASTRES, R. *Machine learning and artificial intelligence in CNC machine tools, A review*. Sustainable Manufacturing and Service Economics, <https://doi.org/10.1016/j.smse.100009>. 2023.

STEFANITA, C. G. *From bulk to nano: the many sides of magnetism*. Berlin: Springer, 2008.

SUSIL K.; SHARATH, K.; RONALD, T.; GAVIN, L. *Development of austenite free ADI (austempered ductile cast iron)*. Materials Science and Engineering: A, v. 435–436, Pages 112–122, 2006.

TOMAZ, I. V. *Estudo das tensões residuais e forças de usinagem no fresamento de topo de aço maraging 300*. Tese de Doutorado. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (PGMEC), Universidade Federal Fluminense, Niterói, 2019.

VISHAL, Y.; BHAGWAN, F. *Effect of cutting speed and feed on surface roughness in dry turning of Inconel X-750*, Materials Today: Proceedings, v. 61, Part 2, p. 587-592, 2022.

WAKI, H.; OGURA, K.; NISHIKAWA, I.; KASHIHARA, Y. *Residual stress measurements of plasma-sprayed coatings*. JSME International Journal – Serie A, v. 46, n. 4, p. 590-597, 2003.

WANG, H.; ZHU, L.; XU, B. *Residual Stresses and Nanoindentation Testing of Films and Coatings*. Residual Stresses and Nanoindentation Testing of Films and Coatings, p. 1–19, 2018.

WANG, X. *et al. Relationship among process parameters, microstructure, and mechanical properties of austempered ductile iron (ADI)*. Materials Science and Engineering: A. v. 857, 144063, 2022.

WITHERS, P. J.; BHADESHIA, H. K. D. H. *Residual stress. Part 1 – Measurement techniques*. Materials Science and Technology, v. 17, pp. 3552001a. 2001.

ZHANG, H.; WU, H.; ZHANG, L.; JIANG, M.; HUANG, H.; YAN, J. *Surface hardness and scratch characteristics of nanosecond laser colored Ti-based metallic glass*, Journal of Alloys and Compounds, v. 970, 2023.

ZHANG, W.; GUO, D.; WANG, L.; DAVIES, C.; MIRIHANAGE, W.; TONG, M.; HARRISON, M. *X-ray diffraction measurements and computational prediction of residual stress mitigation scanning strategies in powder bed fusion additive manufacturing*, Additive Manufacturing, v. 61, 103275, 2023.

ZHAO, T.; DUNGAN, J. M. *Improved Baseline Method to Calculate Lost Construction Productivity*. Journal of Construction Engineering and Management, v. 140, n. 2, p. 06013006, 2014.

ZHIJUN, C.; LINGYUN, Q.; RUIKANG, C.; JISHENG, L.; ZHANG, Q. *Machining-induced residual stress analysis and multi-objective optimization for milling process of Mg–Li alloy*. Measurement, v. 204,112127, 2022.

ZIMBA, J.; SIMBI, D.; NAVARA, E. *Austempered ductile iron: an alternative material for earth moving components*. Cement and Concrete Composites, v. 25, Issue 6, p. 643-649, 2003.