

LEONARDO ROSA RIBEIRO DA SILVA

**ESTUDO DA USINABILIDADE DE FERROS
FUNDIDOS VERMICULARES DE ALTA RESISTÊNCIA
NOS PROCESSOS DE FURAÇÃO E FRESAMENTO**



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

2020

LEONARDO ROSA RIBEIRO DA SILVA

**ESTUDO DA USINABILIDADE DE FERROS FUNDIDOS
VERMICULARES DE ALTA RESISTÊNCIA NOS PROCESSOS DE
FURAÇÃO E FRESAMENTO**

TESE apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para a obtenção do título de **DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA**.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Álisson Rocha Machado
Coorientador: Dr. Wilson Luiz Guessser

**Uberlândia – MG
2020**

LEONARDO ROSA RIBEIRO DA SILVA

**ESTUDO DA USINABILIDADE DE FERROS FUNDIDOS
VERMICULARES DE ALTA RESISTÊNCIA NOS PROCESSOS DE
FURAÇÃO E FRESAMENTO**

Tese **APROVADA** pelo Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Álisson Rocha Machado – UFU - Orientador
Prof. Dr. Wilson Luiz Guessser – UDESC- Coorientador
Prof. Dr. Alexandre Mendes Abrão – UFMG
Prof. Dr. Rolf Bertrand Schröter – UFSC
Prof. Dr. Rosemar Batista da Silva – UFU
Prof. Dr. Valtair Antonio Ferraresi – UFU

Uberlândia, 14 de fevereiro de 2020



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA

Coordenação do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

Av. João Naves de Ávila, nº 2121, Bloco 1M, Sala 212 - Bairro Santa Mônica, Uberlândia-MG, CEP 38400-902
Telefone: (34) 3239-4282 - www.posgrad.mecanica.ufu.br - secposmec@mecanica.ufu.br



ATA DE DEFESA - PÓS-GRADUAÇÃO

Programa de Pós-Graduação em:	Engenharia Mecânica				
Defesa de:	Tese de Doutorado, nº 291, COPEM				
Data:	quatorze de fevereiro de dois mil e vinte	Hora de início:	08:00	Hora de encerramento:	12:00
Matrícula do Discente:	11613EMC009				
Nome do Discente:	Leonardo Rosa Ribeiro da Silva				
Título do Trabalho:	Estudo da Usinabilidade de Ferros Fundidos Vermiculares de Alta Resistência nos Processos de Furação e Fresamento.				
Área de concentração:	Materiais e Processos de Fabricação				
Linha de pesquisa:	Processos de Fabricação (Usinagem e Soldagem)				
Projeto de Pesquisa de vinculação:					

Reuniu-se na Sala 206 do Bloco 1M, Campus Santa Mônica, da Universidade Federal de Uberlândia, a Banca Examinadora, designada pelo Colegiado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, assim composta: Professores Doutores: Alexandre Mendes Abrão - UFMG; Rolf Bertrand Schroeter - UFSC; Rosemar Ba sta da Silva - FEMEC/UFU; Valtair Antonio Ferraresi - FEMEC/UFU; Álisson Rocha Machado FEMEC/UFU, orientador(a) do(a) candidato(a).

Iniciando os trabalhos o(a) presidente da mesa, Dr(a). Álisson Rocha Machado, apresentou a Comissão Examinadora e o candidato(a), agradeceu a presença do público, e concedeu ao Discente a palavra para a exposição do seu trabalho. A duração da apresentação do Discente e o tempo de arguição e resposta foram conforme as normas do Programa.

A seguir o senhor(a) presidente concedeu a palavra, pela ordem sucessivamente, aos(às) examinadores(as), que passaram a arguir o(a) candidato(a). Ul mada a arguição, que se desenvolveu dentro dos termos regimentais, a Banca, em sessão secreta, atribuiu o resultado final, considerando o(a) candidato(a):

Aprovado.

Esta defesa faz parte dos requisitos necessários à obtenção do tulo de Doutor.

O competente diploma será expedido após cumprimento dos demais requisitos, conforme as normas do Programa, a legislação per nente e a regulamentação interna da UFU.

Nada mais havendo a tratar foram encerrados os trabalhos. Foi lavrada a presente ata que após lida e achada conforme foi assinada pela Banca Examinadora.



Documento assinado eletronicamente por **Rosemar Ba sta da Silva, Professor(a) do Magistério Superior**, em 14/02/2020, às 12:08, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Álisson Rocha Machado, Professor(a) do Magistério Superior**, em 14/02/2020, às 12:09, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Rolf Bertrand Schroeter, Usuário Externo**, em 14/02/2020, às 12:10, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Alexandre Mendes Abrão, Usuário Externo**, em 14/02/2020, às 12:11, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Valtair Antonio Ferraresi, Professor(a) do Magistério Superior**, em 14/02/2020, às 12:12, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://www.sei.ufu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **1867871** e o código CRC **DDB24070**.

Ficha Catalográfica Online do Sistema de Bibliotecas da UFU com dados
informados pelo próprio autor.

S586	Silva, Leonardo Rosa Ribeiro da, 1991-
2020	<p>ESTUDO DA USINABILIDADE DE FERROS FUNDIDOS VERMICULARES DE ALTA RESISTÊNCIA NOS PROCESSOS DE FURAÇÃO E FRESAMENTO [recurso eletrônico] / Leonardo Rosa Ribeiro da Silva. - 2020.</p> <p>Orientador: Álisson Rocha Machado. Coorientador: Wilson Luiz Guesser.</p> <p>Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Uberlândia, Pósgraduação em Engenharia Mecânica. Modo de acesso: Internet.</p> <p>Disponível em: http://doi.org/10.14393/ufu.te.2020.114 Inclui bibliografia. Inclui ilustrações.</p> <p>1. Engenharia mecânica. I. Machado, Álisson Rocha, 1956- , (Orient.). II. Guesser, Wilson Luiz, 1951-, (Coorient.). III. Universidade Federal de Uberlândia. Pós-graduação em Engenharia Mecânica. IV. Título.</p> <p style="text-align: right;">CDU: 621</p>

Bibliotecários responsáveis pela estrutura de acordo com o AACR2:

Gizele Cristine Nunes do Couto - CRB6/2091

Nelson Marcos Ferreira - CRB6/3074

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais João Ribeiro (em memória) e Solange Rosa, bem como minha irmã Ludmila Rosa pelo apoio que tornou possível esta jornada.

Aos meus orientadores Álisson Rocha e Wilson Guesser (em memória), sem os quais este trabalho não teria acontecido.

Aos professores Wisley Sales, Eder Costa e Rosermar Batista pelos ensinamentos que tornaram este trabalho ainda melhor.

Aos colegas que tiveram participação direta neste trabalho, em especial ao Antônio Favero, Ângela Maria, David Marcucci, Luiz Eduardo Rodrigues, Kenji Okada, Guilherme Castanheira, Pedro Henrique Pires, Vergílio Torezan, Thiago França e Ana Paula Costa.

A todos os colegas que mesmo não contribuindo diretamente, me ajudaram através de sua convivência.

As entidades de fomento CAPES, CNPQ e FAPEMIG pelo apoio a pesquisa.

E a todos aqueles que colocaram pedras no meu caminho. Ao movê-las me tornei mais forte, e com elas construí meu castelo.

Não nos é permitido saber se lograremos êxito ou não.
Não há desonra em falhar.
Só existe uma vergonha definitiva.
A covardia de não ter tentado.

Surfista Prateado.

DA SILVA, L. R. R. **ESTUDO DA USINABILIDADE DE FERROS FUNDIDOS VERMICULARES DE ALTA RESISTÊNCIA NOS PROCESSOS DE FURAÇÃO E FRESAMENTO**. 2020. 162 f. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

RESUMO

A constante procura por maior eficiência energética levou a busca por materiais que permitam construção de motores a combustão interna mais leves e resistentes. O ferro fundido vermicular se destaca entre estes novos materiais devido as suas propriedades mecânicas superiores, contudo estas propriedades também reduzem drasticamente sua usinabilidade em relação ao ferro fundido cinzento. Neste trabalho foi investigada a usinabilidade de três tipos de ferros fundidos vermiculares, um da classe 450 e outros dois da classe 500. A maior resistência dos ferros fundidos vermiculares da classe 500 foi obtida através do refino de grafita, sendo que em um dos materiais também foi adicionado molibdênio, resultando em uma maior dureza. A análise do tribossistema através de ensaios de fresamento frontal em rampa permitiu estimar o coeficiente de atrito na interface de corte, assim como o ensaio de deslizamento alternado nos três materiais contribuiu para simular o tribossistema de usinagem. As temperaturas de corte no processo de fresamento foram mensuradas através de uma termocâmara, observando-se uma elevada correlação entre elas e as propriedades mecânicas dos três materiais investigados. No processo de furação foram investigadas a correlação de diversas variáveis de saída do processo de usinagem, das propriedades mecânicas e metalúrgicas, além do monitoramento de sinais de emissão acústica e potência elétrica consumida. Observou-se que a combinação da nodularidade do material e do sinal de corrente elétrica da máquina apresenta o melhor custo benefício para predição e monitoramento do desgaste das ferramentas. A capacidade preditiva do desgaste da ferramenta do sinal de corrente elétrica foi investigada de maneira mais aprofundada no processo de fresamento frontal em peças com diferentes condições superficiais (maciça e pré-furada). Estas análises indicaram que o desvio médio quadrático (RMS) do sinal de corrente elétrica apresenta a melhor capacidade de monitoramento do processo. Por fim foram analisadas a usinabilidade dos três materiais no processo de fresamento frontal de placas maciças dos três materiais para diferentes parâmetros de usinagem, atmosferas lubrificantes (seco e mínima quantidade de lubrificação - MQL), geometrias e revestimentos das ferramentas de corte. Estas análises permitiram concluir que o refino de grafita reduz a usinabilidade do material, e que trincas térmicas são o mecanismo de desgaste mais frequente no fresamento destes materiais.

Palavras chave: Ferro fundido vermicular de alta resistência; usinabilidade; furação; fresamento.

DA SILVA, L. R. R. **STUDY OF THE MACHINABILITY OF HIGH STRENGTH COMPACTED GRAPHITE CAST IRONS IN THE DRILLING AND MILLING PROCESSES.** 2020. 162 P. PhD thesis, Federal University of Uberlândia, Uberlândia.

ABSTRACT

The constant search for greater energy efficiency led to the search for materials that allow the construction of lighter and more resistant internal combustion engines. Vermicular cast iron stands out among these new materials due to its superior mechanical properties; however, these properties also drastically reduce its machinability compared to gray cast iron. In this work, the machinability of three types of vermicular cast iron was investigated, one of class 450 and two other of class 500. The higher resistance of the vermicular cast iron of class 500 was obtained through the graphite refining, and in one of the materials also molybdenum was added, resulting in higher hardness. The analysis of the tribosystem through face milling tests in ramp allowed to estimate the friction coefficient at the cutting interface, as well as the reciprocating test in the three materials contributed to simulate the machining tribosystem. The cutting temperatures in the milling process were measured using a thermocamera, observing a high correlation between them and the mechanical properties of the three materials investigated. In the drilling process, the correlation of several output variables from the machining process, mechanical and metallurgical properties, as well as the monitoring of acoustic emission signals and consumed electrical power, were investigated. It was observed that the combination of the nodularity of the material and the electric current signal of the machine presents the best cost-benefit for the prediction and monitoring of tool wear. The wear predictive capacity of the electric current signal was further investigated in the face milling process in workpieces with different surface conditions (solid and pre-drilled). These analyses indicated that the mean quadratic deviation (RMS) of the electric current signal has the best capacity for monitoring the process. Finally, the machinability of the three materials was investigated in the face milling process of solid plates of the three materials for different machining parameters, lubricating and cooling atmospheres (dry and minimal quantity of lubrication - MQL), geometries and coatings of the cutting tools. These analyses allowed to conclude that the graphite refining reduces the machinability of the material and that thermal cracks are the most frequent wear mechanism when milling these materials.

Keywords: High strength compacted graphite cast iron; machinability; drilling; milling.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Diagrama de fases do sistema ferro-carbono. Adaptado de Smallman e Bishop (1999).	20
Figura 2.2 – Microestruturas típicas de ferros fundidos. (a) Ferro fundido cinzento, não atacado; (b) Ferro fundido vermicular, não atacado; (c) Ferro fundido nodular, não atacado; (d) Ferro fundido cinzento ferrítico-perlítico, 3% de Nital; (e) Ferro fundido vermicular ferrítico-perlítico, 3% de Nital; (f) Ferro fundido nodular ferrítico-perlítico, 3% de Nital. Adaptado de Vaško (2016).	23
Figura 2.3 – Formato tridimensional dos veios de grafita dos ferros fundidos cinzento, vermicular e nodular. Adaptado de Dawson e Schroeder (2000b).	24
Figura 2.4 – Relação entre nodularidade e percentual de Mg para os ferros fundidos cinzento, vermicular e nodular.	25
Figura 2.5 – Diferentes tipos de matriz do ferro fundido vermicular: (a) Ferrítica (MATSUSHITA et al., 2015); (b) Ferrítico-perlítica (PIRGAZI; GHODRAT; KESTENS, 2014); (c) Perlítica (MOCELLIN et al., 2004); (d) Bainítica (GHADERI; NILI AHMADABADI; GHASEMI, 2003); (e) Martensítica (SLATTER; LEWIS; JONES, 2011b).	26
Figura 2.6 – Limite máximo de ruptura e limite de escoamento em relação ao percentual de perlita e a temperatura para um CGI de 0-10% de nodularidade. Adaptado de Shao; Dawson; Lampic (1998).	26
Figura 2.7 – Dureza Brinell do percentual de perlita, para um CGI não ligado e com nodularidade variando entre 0-10% (SHAO; DAWSON; LAMPIC, 1998).	26
Figura 2.8 – Limite máximo de ruptura (LR), limite de escoamento (LE) e limite de resistência à fadiga (LF) em relação ao percentual de nodularidade para ferros fundidos vermiculares de matriz predominantemente perlítica. Adaptado de (SINTERCAST, 1997).	27
Figura 2.9 – Nódulo cercado por ferrita em um ferro fundido vermicular (GUESSER, 2009).	27
Figura 2.10 – Variação da dureza Brinell em relação ao percentual de nodularidade para CGI com matrizes com percentual de perlita variando de 85-100% (SHAO; DAWSON; LAMPIC, 1998).	27
Figura 2.11 – Variação do limite máximo de ruptura em relação ao percentual de deformação: (a) Nodular; (b) Vermicular; (c) Cinzento. Adaptado de Vaško (2016).	28
Figura 2.12 – Coeficiente de atrito em relação a carga normal para obtidos em ensaios tribológicos cilindro sobre plano para diferentes tipos de CGI. Adaptado de Shao; Dawson; Lampic (1998).	29
Figura 2.13 – Efeito do percentual de perlita no desgaste de amostras de CGI a diferentes atmosferas e temperaturas (KIM et al., 2009b).	30
Figura 2.14 – Efeito do percentual de nodularidade no desgaste de amostras de CGI a diferentes atmosferas e temperaturas (KIM et al., 2009b).	30
Figura 2.15 – Coeficiente de atrito e carga normal para vários materiais.	31
Figura 2.16 – Variáveis de entrada e saída que influenciam na usinabilidade do ferro fundido vermicular.	32

Figura 2.17 – Processo da formação do cavaco nos ferros fundidos. Adaptado de Cohen; Voigt; Marwanga (2000).	33
Figura 2.18 – (a) Medições do momento torçor; (b) Medição de força de avanço. Adaptado de Mocellin et al. (2004).	34
Figura 2.19 – Constantes de Kienzle, determinadas empiricamente: (a) Força específica de corte; (b) Força específica de avanço. Adaptado de Mocellin et al. (2004).	35
Figura 2.20 – Forças de corte no torneamento lateral (NAYYAR et al., 2012).	36
Figura 2.21 – Forças de corte no mandrilamento (NAYYAR et al., 2012).	36
Figura 2.22 - Forças de corte no faceamento (NAYYAR et al., 2012).	36
Figura 2.23 – Forças de corte mensuradas para as seguintes parâmetros de torneamento: $V_c = 300$ m/min, $f = 0.2$ mm/rev e $a_p = 1.5$ mm (NAYYAR et al., 2013).	38
Figura 2.24 – Forças e velocidades de corte testadas em relação a dureza (NAYYAR et al., 2013).	38
Figura 2.25 – Torque em função da quantidade de furos (EVANS; HOOGENDOORN; PLATT, 2013).	39
Figura 2.26 – Condições de potência de corte para os três estados de afiação da ferramenta (NAVES, 2009). (a) $V_c = 600$ m/min; (b) $V_c = 800$ m/min; (c) $V_c = 1000$ m/min;	40
Figura 2.27 – Variação dos esforços de corte pela velocidade para os quatro ferros fundidos: a) F_z ; b) M_z . Condições de corte: $f = 0,27$ mm/rot e $L_f = 16$ mm (DA SILVA, 2016).	41
Figura 2.28 – Variação dos esforços de corte pelo avanço: a) F_z ; b) M_z . Condições de corte: $V_c = 135$ m/min e $L_f = 16$ mm (DA SILVA, 2016).	41
Figura 2.29 – Aparato de medição de temperatura. (1) Aresta de corte da ferramenta; (2) vista inferior da ferramenta; (3) suporte utilizado. Adaptado de (NAYYAR et al., 2012).	42
Figura 2.30 – Medições de temperatura durante os ensaios de torneamento (NAYYAR et al., 2012).	42
Figura 2.31 – Comparação entre as forças envolvidas no processo de torneamento com e sem aquecimento a laser (SKVARENINA; SHIN, 2006).	43
Figura 2.32 – Imagem infravermelha da ferramenta de corte: (a) durante o corte; (b) imediatamente depois do corte. Adaptado de Berglund (2011).	44
Figura 2.33 – Comparação entre o acabamento superficial na furação dos ferros fundidos cinzento e vermicular (EVANS; HOOGENDOORN; PLATT, 2013).	44
Figura 2.34 – Variação da rugosidade em função do tempo de corte (ROSA et al., 2010). (a) 160 m/min; (b) 250 m/min.	45
Figura 2.35 – Variação da energia de corte e rugosidade em função do avanço no torneamento de amostras aquecidas a laser (SKVARENINA; SHIN, 2006).	46
Figura 2.36 – Variação da energia de corte e rugosidade em função da temperatura de arrancamento de material no torneamento de amostras aquecidas a laser (SKVARENINA; SHIN, 2006).	46
Figura 2.37 – Comparação da rugosidade média no processo de torneamento entre amostras aquecidas e não aquecidas a laser (SKVARENINA; SHIN, 2006).	47
Figura 2.38 – Influência da forma da grafita na vida da ferramenta durante o torneamento dos ferros fundidos grafiticos (DAWSON et al., 2001).	48
Figura 2.39 – Vida da ferramenta nas diversas operações de usinagem de blocos de motores (SCHULZ; REUTER, 1999).	48

Figura 2.40 – Comparativo da vida de diferentes tipos de ferramentas a diferentes velocidades de corte utilizadas no processo de torneamento dos ferros fundidos cinzento e vermicular (DAWSON et al., 2001).....	48
Figura 2.41 – Evolução do desgaste de flanco para os três materiais e V_c analisados (NAVES, 2009).	49
Figura 2.42 – Desgaste de flanco das ferramentas utilizadas na furação dos materiais estudados por Mocellin et al. (2004).	50
Figura 2.43 – Vida das ferramentas utilizadas na furação dos materiais estudados por Mocellin et al. (2004).....	50
Figura 2.44 – Vida da ferramenta de corte no torneamento dos ferros fundidos cinzento, cinzento ligado e CGI (70-80% de perlita) Dawson et al. (2001).	50
Figura 2.45 – Efeito do percentual de perlita (estabilizada utilizando cobre e estanho) na vida da ferramenta nos processos de torneamento e fresamento. (a) Ferramenta de metal duro; (b) Ferramenta de PCBN. Adaptado de Dawson et al. (2001).	51
Figura 2.46 – Influência do percentual de nodularidade e perlita na vida da ferramenta durante a usinagem do CGI (BERGLUND, 2011).	52
Figura 2.47 – Influência na vida dos teores de elementos de liga adicionados no CGI na vida da ferramenta (BERGLUND, 2011). (a) Cromo; (b) Manganês.....	52
Figura 2.48 – Influência da velocidade de corte e do avanço na vida da ferramenta (BERGLUND, 2011).	52
Figura 2.49 – Influência do % em massa de titânio na vida da ferramenta no torneamento do CGI (DAWSON et al., 2001).	53
Figura 2.50 – Tempo de corte em relação ao teor de titânio (SADIK, 2007a).	53
Figura 2.51 – Influência do teor de silício no torneamento do CGI (DAWSON et al., 2001).....	54
Figura 2.52 – Comparativo da usinabilidade em relação a $VB_{max} = 0,4$ mm para os ferros fundidos estudados por Da Silva (2016).	54
Figura 3.1 – Sequência de atividades a serem realizadas durante a tese.	55
Figura 3.2 – Microestruturas dos materiais avaliados. As figuras inferiores são ampliações maiores das amostras após os ataques (Nital-2% por 15 segundos). Adapado de da Silva et al. (2018b).....	56
Figura 3.3 – a) Microscopia eletrônica de varredura do formato tridimensional das geometrias da grafita usualmente encontradas nos ferros fundidos vermiculares; b) grafita esferoidal; c) grafita esferoidal em maior ampliação. d) grafita esferoidal ligeiramente irregular; e) grafita esferoidal ligeiramente irregular em maior ampliação; f) grafita esferoidal irregular; g,h,i) grafita esferoidal ligeiramente irregular em maior ampliação; j) grafita compacta (vermicular); k,l,m) grafita compacta (vermicular) em maior ampliação.	57
Figura 3.4 – Propriedades mecânicas dos materiais avaliados. a) Forma da grafita; b) curvas tensão x deformação; c) dureza Brinell; d) microdureza vickers da matriz e do carboneto de molibdênio; e) espaçamento interlamelar da perlita; f) tenacidade ao impacto Charpy.	58
Figura 3.5 – Ferramentas utilizadas nas avaliações de usinabilidade. a) Inserto heptagonal revestido de TiAlN; b) inserto heptagonal revestido de TiN; c) detalhes geométricos do inserto heptagonal;	

d) inserto romboide revestido de TiAlN; e) inserto romboide revestido de TiN; f) detalhes geométricos do inserto romboide; g) broca de metal duro revestida de TiAlN; h) detalhes geométricos da broca; i) fresa de metal duro revestida de TiAlN; j) detalhes geométricos da fresa.	59
Figura 3.6 – Propriedades reológicas do meio lubrificante-refrigerante.	60
Figura 4.1 – Exemplo dos testes de deslizamento simples de carga progressiva para o CGI A. a) Riscos obtidos com a carga progressiva. b) Valores médios das forças normais e tangenciais em função da distância deslizada.	62
Figura 4.4 – Exemplo de mapa triboscópico utilizado na avaliação da evolução do coeficiente de atrito durante cada ciclo, para o CGI A.	63
Figura 4.2 – Exemplo de um perfil topográfico da região central da marca obtido no ensaio de deslizamento recíproco com carga progressiva para o CGI A na condição lubrificada.	63
Figura 4.3 – Metodologia para mensurar o fator F_{ab} . a) Cálculo do perfil médio de desgaste. b) Medição das áreas de fluxo lateral (A1) e região desgastada (A2).	64
Figura 4.5 – Arranjo experimental. a) Peça, dinamômetro, fresa e aplicador de MQL; b) direção da rampa; c) Peça após ensaios.	65
Figura 4.6 – Identificação da região que obedece a lei de Coulomb no fresamento em rampa. a) Forças normais e tangenciais durante todo o percurso da rampa; b) região linear escolhida para avaliação.	66
Figura 4.7 – Dureza Brinell e coeficiente de atrito mensurados nos ensaios de deslizamento simples.	67
Figura 4.8 – Durezas Brinell e ao risco.	67
Figura 4.9 – Marcas de desgaste resultantes dos ensaios de deslizamento simples com carga progressiva. A marca inteira de desgaste para: a) CGI A; b) CGI B; c) CGI C. Maior ampliação da parte final das marcas de desgaste: d) CGI A; e) CGI B; f) CGI C.	68
Figura 4.10 – Interferometria da região central das amostras avaliadas nos testes a seco. a) CGI A; b) CGI B; c) CGI C.	69
Figura 4.11 – Interferometria da região central das amostras avaliadas nos testes lubrificados. a) CGI A; b) CGI B; c) CGI C.	69
Figura 4.12 – Análise quantitativa da marca média de desgaste das superfícies avaliadas.	70
Figura 4.13 – Mapa triboscópico das amostras avaliadas nos testes a seco. a) CGI A; b) CGI B; c) CGI C.	71
Figura 4.14 – Mapa triboscópico das amostras avaliadas nos testes lubrificados. a) CGI A; b) CGI B; c) CGI C.	71
Figura 4.15 – Coeficiente de atrito médio durante todos os ciclos avaliados.	72
Figura 4.16 – Região central das marcas de desgaste dos ensaios de deslizamento alternado. a) CGI A, seco; b) CGI B, seco. c) CGI C, seco; d) CGI A, lubrificado; e) CGI B, lubrificado. f) CGI C, lubrificado.	72
Figura 4.17 – Diagrama de Pareto para os efeitos das variáveis de entrada em relação ao COF e FT.	73

Figura 4.18 – Efeito médio das variáveis de entrada no coeficiente de atrito em relação à: a) lubrificação; b) Material; c) Velocidade de corte; d) Geometria da Ferramenta; e) Revestimento; f) Avanço.	74
Figura 4.19 – Efeito médio das variáveis de entrada na força tangencial em relação à: a) lubrificação; b) Material; c) Velocidade de corte; d) Geometria da Ferramenta; e) Revestimento; f) Avanço.	75
Figura 5.1 – Representação do corpo de prova utilizado nos ensaios de temperatura. Dimensões em milímetros.	77
Figura 5.2 – Corpo de prova com termopares fixados e tinta antirreflexiva aplicada.	78
Figura 5.3 – Configuração experimental.	79
Figura 5.4 – Comparação das medições de temperatura dos termopares e da câmera termográfica.	80
Figura 5.5 – Potência de usinagem para cada uma das condições avaliadas. a) Via dinamômetro; b) via Sensor Hall.	81
Figura 5.6 – Análise da influência das variáveis de entrada na potência de usinagem medida por ambos os métodos (Sensor Hall e Dinamômetro). a) Diagrama de Pareto; b) Efeito do material; c) Efeito da velocidade de corte; d) efeito do avanço.	82
Figura 5.7 – Correlação de Pearson entre a potência de usinagem e as propriedades mecânicas dos materiais. a) via dinamômetro; b) via Sensor Hall.	83
Figura 5.8 – Acabamento superficial para cada uma das condições avaliadas.	84
Figura 5.9 – Análise da influência das variáveis de entrada na rugosidade. a) Diagrama de Pareto; b) Efeito do material; c) Efeito da Velocidade de corte; d) Efeito do avanço.	85
Figura 5.10 – Correlação de Pearson entre a rugosidade (Ra) e as propriedades mecânicas dos materiais.	86
Figura 5.11 – Acabamento superficial para cada uma das condições avaliadas.	87
Figura 5.12 – Frame contendo o pixel de maior temperatura para cada condição de corte avaliada.	88
Figura 5.13 – Análise da influência das variáveis de entrada na temperatura. a) Diagrama de Pareto; b) Efeito do material; c) Efeito da Velocidade de corte; d) efeito do avanço.	88
Figura 5.14 – Correlação de Pearson entre a temperatura e as propriedades mecânicas dos materiais.	89
Figura 6.1 – Arranjo experimental dos ensaios de furação. a) centro de usinagem e sensor de emissão acústica; b) detalhes dos furos na peça (dimensões em mm); c) broca utilizada nos ensaios; d) vista detalhada da aresta principal de corte da broca; e) sensor de tensão utilizado nos ensaios modelo LV 25-P; f) Sensor de corrente utilizado nos ensaios modelo HAS 50-S.	91
Figura 6.2 – Exemplos dos sinais de saída avaliados. a) sinal de corrente elétrica em relação ao tempo; b) FFT do sinal de corrente elétrica; c) Sinal de potência elétrica em função do tempo; d) FFT do sinal de potência elétrica; e) Sinal de emissão acústica em função do tempo; f) FFT do sinal de emissão acústica; g) Perfil de rugosidade; h) Valores médios do desvio de forma de cilindridade.	92
Figura 6.3 – Resultados dos testes de vida da ferramenta. a) Curvas de vida da ferramenta para uma réplica de cada material. b) Valor médio da distância usinada interpolada para o critério de fim de vida, considerando todos os testes.	94

Figura 6.4 – MEV das ferramentas desgastadas utilizando elétrons secundários: a) CGI A; b) CGI B; c) CGI C; e elétrons retro-espalhados: d) CGI A; e) CGI B; f) CGI C.	95
Figura 6.5 – Regiões desgastadas das ferramentas limpas com Nital 10% por 6h. a) CGI A; b) CGI B; c) CGI C; maiores ampliações das mesmas ferramentas: d) CGI A; e) CGI B; f) CGI C; Composição elementar da região assinalada pelas setas: g) CGI A; h) CGI B; i) CGI C.	96
Figura 6.6 – Morfologia do cavaco observada durante os testes de vida da ferramenta. a) CGI A; CGI B; c) CGI C. Os números em vermelho indicam o número do furo.	97
Figura 6.7 – Correlação de Pearson entre as variáveis de saída e as curvas de vida da ferramenta (Figura 6.3a).	99
Figura 6.8 – Correlação de Pearson entre os sinais avaliados (Figura 6.2) com as curvas de vida da ferramenta.	100
Figura 7.1 – a) Arranjo experimental dos ensaios de fresamento; b) Disposição dos furos nos corpos de prova obtidos no Capítulo 6; c) Ferramentas utilizadas nos ensaios; d) sensor de corrente Has 50-S.	103
Figura 7.2 – a) Avaliação do sinal de corrente para as peças maciças e perfuradas. São ilustrados, respectivamente: a) e b) Perfil da corrente elétrica; c) e d) Envelope do sinal avaliado; e) e f) Distribuição cumulativa e probabilidade distributiva para o primeiro percurso da ferramenta; g) e h) Distribuição cumulativa e probabilidade distributiva para toda a vida da ferramenta.	104
Figura 7.3 – Análise de variância para o VB_{Bmax} . a) Diagrama de Pareto; b) Influência da condição da placa usinada; c) Influência do material usinado; d) Influência do revestimento da ferramenta; e) Influência da atmosfera de corte.	105
Figura 7.4 – Fotos dos desgastes das ferramentas revestidas de TiN após usar o CGI A com MQL. a) Desgaste de flanko na usinagem da peça com pre-furos; b) desgaste de flanko na usinagem da peça maciça; c) desgaste de cratera na usinagem da peça com pre-furos; d) desgaste de cratera na usinagem da peça maciça.	106
Figura 7.5 – Fotos dos desgastes das ferramentas revestidas com TiAlN usadas na usinagem das placas com pré-furos a seco. a) Desgaste de flanko na usinagem do CGI A; b) Desgaste de flanko na usinagem do CGI B; c) Desgaste de flanko na usinagem do CGI C; d) desgaste de cratera, na usinagem do CGI A; e) desgaste de cratera, na usinagem do CGI B; f) desgaste de cratera, na usinagem do CGI C.	107
Figura 7.6 – Fotos dos desgastes das ferramentas após usar placas maciças do CGI B com MQL. a) Desgaste de flanko da ferramenta revestida com TiN; b) desgaste de flanko da ferramenta revestida com TiAlN; c) desgaste de cratera da ferramenta revestida com TiN; d) desgaste de cratera da ferramenta revestida com TiAlN.	108
Figura 7.7 – Fotos dos desgastes das ferramentas revestidas com TiAlN após usar placas maciças do CGI C. a) Desgaste de flanko após usar a seco; b) desgaste de flanko após usar com MQL; c) desgaste de cratera após usar a seco; d) desgaste de cratera após usar com MQL.	109
Figura 7.8 – Análise de variância do parâmetro de rugosidade R_a . a) Diagrama de Pareto; b) Influência das condições da superfície da peça da peça usinada; c) Influência do material usinado; d) Influência do revestimento da ferramenta; e) Influência da atmosfera de usinagem.	110

- Figura 7.9 – Análise de variância do sinal de corrente elétrica em relação à variância (dispersão) do sinal. a) Diagrama de Pareto; b) Influência das condições da superfície da peça usinada; c) Influência do material usinado; d) Influência do revestimento da ferramenta; e) Influência da atmosfera de usinagem. 111
- Figura 7.10 – Análise de variância da amplitude pelo parâmetro RMS do sinal de corrente elétrica. a) Diagrama de Pareto; b) Influência das condições da superfície da peça usinada; c) Influência do material usinado; d) Influência do revestimento da ferramenta; e) Influência da condição lubrificante. 112
- Figura 7.11 – Análise de variância para o sinal de corrente elétrica em relação à assimetria do sinal, Skewness. a) Diagrama de Pareto; b) Influência das condições da superfície da peça usinada; c) Influência do material usinado; d) Influência do revestimento; e) Influência da condição lubrificante. 113
- Figura 7.12 – Análise de variância da Kurtosis do sinal de corrente elétrica. a) Diagrama de Pareto; b) Influência das condições da superfície da peça usinada; c) Influência do material usinado; d) Influência do revestimento da ferramenta; e) Influência da atmosfera de usinagem. 114
- Figura 8.1 – Sinal de corrente elétrica avaliado. a) Sinal bruto; b) Região avaliada e valor Rms do sinal. 117
- Figura 8.2 – Resultados dos ensaios de esclerometria linear de carga progressiva. a) MEV dos riscos na ferramenta revestida de TiAlN. b) MEV dos riscos na ferramenta revestida de TiN. c) Vista ampliada da região final de um dos riscos da ferramenta de TiN. d) Forças mensuradas durante a esclerometria para a ferramenta revestida de TiAlN. e) Forças mensuradas durante a esclerometria para a ferramenta de TiN. f) Microscopia óptica para o desgaste de uma ferramenta revestida de TiN. 118
- Figura 8.3 – Análise de variância para a vida da ferramenta. a) Diagrama de Pareto; b) Influência da velocidade de corte; c) Influência do avanço; d) Influência do material usinado; e) Influência da condição lubrificante; f) Influência do revestimento; g) Influência da geometria da ferramenta. 119
- Figura 8.4 – Desgaste da ferramenta em função da velocidade de corte. a) ferramenta heptagonal a 200 m/min; b) ferramenta heptagonal a 300 m/min; c) ferramenta romboide a 200 m/min; ferramenta romboide a 300 m/min. Ferramentas limpas com Nital 10% por 6 horas. 120
- Figura 8.5 – Desgaste das ferramentas heptagonais após a usinagem do: a) CGI A; b) CGI B; c) CGI C; Desgaste das ferramentas romboides após a usinagem do: d) CGI A; e) CGI B; f) CGI C. Ferramentas limpas com Nital 10% por 6 horas. 121
- Figura 8.6 – Desgaste das ferramentas revestidas de TiAlN na usinagem do CGI C, a uma velocidade de corte de 300 m/min e avanço de 0,2 mm/ver. a) Ferramenta heptagonal, usinagem a seco; b) ferramenta heptagonal, usinagem com MQL; c) Ferramenta romboide, usinagem a seco; d) ferramenta romboide, usinagem com MQL. Ferramentas limpas com Nital 10% por 6 horas. . 122
- Figura 8.7 – Desgaste das ferramentas utilizadas na usinagem do CGI B com atmosfera de MQL, a uma velocidade de corte de 200 m/min e avanço de 0,2 mm/ver. a) Ferramenta heptagonal,

revestida de TiN; b) ferramenta romboide, revestida de TiN; c) ferramenta heptagonal, revestida de TiAlN; d) ferramenta romboide, revestida de TiAlN.....	123
Figura 8.8 – Desgaste das ferramentas revestidas de TiAlN na usinagem do CGI C sem fluido de corte, a uma velocidade de 300 m/min e avanço de 0,1 mm/rev. a) Ferramenta heptagonal; b) Ferramenta romboide.	124
Figura 8.9 – Correlação de Pearson entre a distância usinada e as propriedades mecânicas dos materiais.	124
Figura 8.10 – Análise de variância para a rugosidade do primeiro percurso usinado (Ra_1). a) Diagrama de Pareto; b) Influência da velocidade de corte; c) Influência do avanço; d) Influência do material usinado; e) Influência da condição lubrificante; f) Influência do revestimento; g) Influência da geometria da ferramenta.	126
Figura 8.11 – Análise de variância para a rugosidade média durante a vida da ferramenta (Ra_m). a) Diagrama de Pareto; b) Influência da velocidade de corte; c) Influência do avanço; d) Influência do material usinado; e) Influência da condição lubrificante; f) Influência do revestimento; g) Influência da geometria da ferramenta.	127
Figura 8.12 – Correlação de Pearson entre o acabamento superficial e as propriedades mecânicas dos materiais. a) Ra para o primeiro trecho usinado; b) Ra médio durante a vida da ferramenta. ..	128
Figura 8.13 – Análise de variância para o sinal RMS da corrente durante a vida da ferramenta. a) Diagrama de Pareto; b) Influência da velocidade de corte; c) Influência do avanço; d) Influência do material usinado; e) Influência da condição lubrificante; f) Influência do revestimento; g) Influência da geometria da ferramenta.	129
Figura 8.14 – Correlação de Pearson entre o sinal RMS da corrente elétrica e as propriedades mecânicas dos materiais.	130
Figura 9.1 – Indicadores de comparação para os materiais avaliados em relação a cada capítulo. .	133

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Comparação percentual das propriedades entre ferros fundidos cinzento e nodular em relação ao vermicular com matriz perlítica. Norma SAE J1887/2002, retirado de Guesser (2009);	28
Tabela 2.2 – Caracterização dos ferros fundidos estudados por Mocellin et al. (2004).	34
Tabela 2.3 – Caracterização dos ferros fundidos utilizados nos testes de torneamento. Adaptado de Nayyar et al. (2012).	35
Tabela 2.4 – Propriedades dos materiais investigados (NAYYAR et al., 2013).	37
Tabela 2.5 – Correlação entre os parâmetros dos materiais e as forças de corte (NAYYAR et al., 2013).	38
Tabela 2.6 – Caracterização dos ferros fundidos analisados por (NAVES, 2009).	39
Tabela 2.7 – Caracterização dos ferros fundidos analisados por Da Silva (2016).	41
Tabela 2.8 – Propriedades do CGI usinado nos testes de medição de temperatura pot Berglund (2011).	43
Tabela 2.9 – Caracterização dos materiais analisados por Rosa et al. (2010).	45
Tabela 2.10 – Parâmetros de ensaio utilizados por Dawson et al. (2001).	47
Tabela 3.1 – Geometria das ferramentas de corte.	60
Tabela 4.1– Parâmetros de Usinagem.	65
Tabela 5.1– Parâmetros de Usinagem.	80
Tabela 5.2– Análise de variância para a potência de usinagem.	82
Tabela 5.3– Análise de variância para a rugosidade R_a .	84
Tabela 5.4– Análise de variância para a Temperatura.	87

LISTA DE SÍMBOLOS

μ – Coeficiente de atrito
 A_1 – Áreas deformação plástica lateral
 A_2 – Região desgastada
 a_e – Penetração de trabalho
 A_{e1}, A_{e2}, A_{cm} – Limites da região de austenitização plena
 A_{e3} – Região de austenitização para endurecimento, normalização e recozimento pleno
 a_f – Penetração de avanço
 Al_3O_2 – Dióxido de alumínio
 a_p – Profundidade de usinagem
 Atm – Atmosfera
 CBN – Nitreto Cúbico de Boro
 CDF – Função de distribuição cumulativa
 CGI – Ferro fundido vermicular (do inglês compact graphite iron)
 d – Diâmetro
 f – Avanço
 F_{ab} – Fator F_{ab}
 F_{ap} – Força de apoio
 F_c – Força principal de corte
 FD – Desvio de forma de cilindricidade
 Fe_3C – Cementita
 $Fe-\alpha$ – (ferrita α)
 $Fe-\gamma$ – (austenita)
 $Fe-\delta$ – (ferrita δ)
 F_f – Força de avanço
 FFT – Transformada rápida de Fourier
 FGI – Ferro fundido cinzento (do inglês flake graphite iron)
 F_n – Força de compressão
 FN – Força normal
 FN_a – Carga média aplicada
 FN_a – Carga média aplicada
 FT – Força tangencial
 F_{TR} – Força ativa
 F_u – Força de Usinagem
 HB – Dureza Brinell (do inglês hardness Brinell)
 HBS – Dureza Brinell ao risco
 Hz – Hertz
 K – Número de fatores a ser investigado

L_c – Percurso de corte
 LE – Limite de escoamento (LE)
 L_e – Percurso efetivo
 LF – Limite de resistência a fadiga (LF)
 L_f – Percurso de avanço
 LR – Limite máximo de ruptura (LR)
 MQL – Mínima quantidade de lubrificação
 N – Número de níveis de um planejamento fatorial
 n – Número de rotações da peça
 $^{\circ}C$ – Graus Celcius
 p – Número de geradores de interação de variáveis
 P_c – Potência de avanço
 P_c – Potência de corte
 PDF – Função de distribuição de probabilidade
 P_u – Potência de usinagem
 R_a – Desvio médio média
 rev – Revolução
 Rku – Kurtosis
 Rms – Desvio médio quadrático
 rpm – Rotações por minuto
 Rsk – Skewness
 Rz – Altura de dez pontos
 SGI – Ferro fundido nodular (do inglês spheroidal graphite Iron)
 $TiAlN$ – Nitreto de titânio e alumínio
 $TiCN$ – Carbonitreto de titânio
 TiN – Nitreto de titânio
 T_{mr} – Taxa de remoção de material
 Var – Variância
 VB_{Bmax} – Desgaste máximo de flanco
 V_c – Velocidade de corte
 V_e – Velocidade efetiva de corte
 V_f – Velocidade de avanço
 W_a – Largura média da marca de desgaste
 W_a – Largura média da marca de desgaste

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	18
2	FERROS FUNDIDOS VERMICULARES	20
2.1	SISTEMA FERRO-CARBONO	20
2.2	TIPOS DE FERROS FUNDIDOS	21
2.3	FERRO FUNDIDO VERMICULAR	24
2.3.1	<i>PROPRIEDADES MECÂNICAS FERRO FUNDIDO VERMICULAR.....</i>	<i>25</i>
2.3.2	<i>PROPRIEDADES TRIBOLÓGICAS DO FERRO FUNDIDO VERMICULAR.....</i>	<i>28</i>
2.3.3	<i>USINABILIDADE DO FERRO FUNDIDO VERMICULAR.....</i>	<i>31</i>
2.3.4	<i>FORMAÇÃO DO CAVACO</i>	<i>32</i>
2.3.5	<i>FORÇA E POTÊNCIA DE USINAGEM.....</i>	<i>33</i>
2.3.6	<i>TEMPERATURA DE CORTE</i>	<i>42</i>
2.3.7	<i>INTEGRIDADE SUPERFICIAL.....</i>	<i>44</i>
2.3.8	<i>DESGASTE DA FERRAMENTA.....</i>	<i>47</i>
3	METODOLOGIA GERAL	55
3.1	ESTRUTURAÇÃO DA TESE	55
3.2	MATERIAIS AVALIADOS	56
3.3	FERRAMENTAS AVALIADAS.....	59
3.4	MEIO LUBRIRREFRIGERANTE UTILIZADO.....	60
4	ANÁLISE DO COEFICIENTE DE ATRITO NA INTERFACE ENTRE A FERRAMENTA E A PEÇA NO PROCESSO DE FACEAMENTO	61
4.1	METODOLOGIA.....	61
4.1.1	<i>Ensaio de deslizamento único com carga progressiva.....</i>	<i>61</i>
4.1.2	<i>Ensaio de deslizamento alternado com carga progressiva.....</i>	<i>62</i>
4.1.3	<i>Ensaio de de usinagem</i>	<i>64</i>
4.2	RESULTADOS E DISCUSSÕES	66
4.2.1	<i>Ensaio de deslizamento único com carga progressiva.....</i>	<i>66</i>
4.2.2	<i>Ensaio de deslizamento recíproco com carga progressiva</i>	<i>68</i>
4.2.3	<i>Ensaio de Usinagem.....</i>	<i>73</i>
4.3	CONCLUSÕES.....	75
5	ANÁLISE DAS TEMPERATURAS DE CORTE NO FRESAMENTO DE TOPO	77

5.1	METODOLOGIA	77
5.1.1	<i>Preparação do corpo de prova</i>	77
5.1.2	<i>Ensaio de usinagem</i>	78
5.2	RESULTADOS E DISCUSSÕES	80
5.2.1	<i>Calibração da emissividade do corpo de prova</i>	80
5.2.2	<i>Potência de usinagem utilizando Dinamômetro e Sensores Hall.....</i>	81
5.2.3	<i>Rugosidade.....</i>	84
5.2.4	<i>Temperatura.....</i>	86
5.2.5	<i>Conclusões.....</i>	89
6	MONITORAMENTO DO DESGASTE DA FERRAMENTA NO PROCESSO DE FURAÇÃO	90
6.1	METODOLOGIA	90
6.1.1	<i>Ensaio de furação.....</i>	90
6.1.2	<i>Monitoramento das variáveis de saída.....</i>	91
6.2	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	93
6.2.1	<i>Vida da ferramenta.....</i>	93
6.2.2	<i>Mecanismos de desgaste.....</i>	94
6.2.3	<i>Morfologia do cavaco.....</i>	97
6.2.4	<i>Monitoramento do desgaste da ferramenta.....</i>	98
6.3	CONCLUSÕES.....	101
7	ENSAIOS DE VIDA EM PLACAS COM FUROS NO FRESAMENTO DE FACEAMENTO E MONITORAMENTO DA CORRENTE ELÉTRICA	102
7.1	METODOLOGIA	102
7.1.1	<i>Ensaio de fresamento.....</i>	102
7.1.2	<i>Avaliação do sinal de corrente elétrica</i>	103
7.2	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	104
7.2.1	<i>Vida da ferramenta e mecanismos de desgaste.....</i>	104
7.2.2	<i>Rugosidade.....</i>	109
7.2.3	<i>Análise do sinal de corrente.....</i>	111
7.3	CONCLUSÕES.....	115
8	FRESAMENTO FRONTAL DE PLACAS MACIÇAS COM DIFERENTES FERRAMENTAS...	116
8.1	METODOLOGIA	116
8.1.1	<i>Adesividade do revestimento das ferramentas</i>	116
8.1.2	<i>Ensaio de fresamento.....</i>	116
8.2	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	117
8.2.1	<i>Adesividade do revestimento das ferramentas</i>	117

8.2.2	<i>Vida da ferramenta e mecanismos de desgaste</i>	118
8.2.3	<i>Rugosidade</i>	125
8.2.4	<i>Análise do sinal de corrente</i>	128
8.3	CONCLUSÕES.....	130
9	CONSIDERAÇÕES FINAIS	132
9.1	CONCLUSÕES.....	132
9.2	TRABALHOS FUTUROS	133
10	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	135

CAPÍTULO I

1 INTRODUÇÃO

Visando tanto a economia de combustíveis fósseis como a diminuição da emissão de poluentes, cresce a cada ano a demanda por maior eficiência energética nos motores de combustão interna. Segundo Dawson (2008), a chave para possibilitar este ganho em eficiência está na utilização de maiores taxas de compressão nos motores, resultando assim em um melhor desempenho.

De acordo com Pulkrabek (2004), o ferro fundido cinzento é o material mais utilizado na fabricação dos componentes dos motores de combustão interna, devido a sua grafita em forma de veios que fornece boa condutividade térmica e capacidade de amortecimento de vibrações, duas características imprescindíveis para um material ser utilizado na confecção de um bloco ou cabeçote de motor. Os veios de grafita do ferro fundido cinzento, contudo, tendem a concentrar tensões, tornando este material relativamente frágil, sendo este fato um dos principais motivadores na busca de novos materiais que suportem cada vez maiores taxas de compressão durante a combustão (GUESSER; DURAN; KRAUSE, 2004a).

Os ferros fundidos nodulares e de grafita compacta/vermicular (CGI) foram descobertos simultaneamente em 1948 e patenteados em 1949. É notável que a descoberta do CGI se deu por acidente durante a invenção do ferro fundido nodular, sendo o CGI considerado inicialmente uma forma degradada do ferro fundido nodular (MURTHY; SESHAN, 1985; DAWSON; SCHROEDER, 2004). Mesmo que esforços tenham sido feitos até os anos 80 para melhorar as técnicas de produção em larga escala do CGI (ESTES; SCHNEIDEWIND, 1955; EVANS; DAWSON; LALICH, 1976; MURTHY; SESHAN, 1985), apenas a partir dos anos 90 a produção de CGI atingiu patamares comparáveis aos do ferro fundido cinzento, motivada especialmente pela produção de blocos de motores sobrealimentados na Europa (DAWSON; SCHROEDER, 2000a; DAWSON; SCHROEDER, 2004; GUESSER; DURAN; KRAUSE, 2004a; DAWSON; INDRA, 2007; DAWSON; HANG, 2009).

Devido à combinação de características, os maiores campos de aplicação do CGI são projetos que requerem materiais com propriedades mecânicas superiores às do ferro fundido cinzento, combinadas com capacidade de dissipação de vibrações e calor superior ao do ferro fundido nodular (DAWSON; SCHROEDER, 2004). Quando comparado ao ferro fundido cinzento e às ligas de alumínio, o CGI tem propriedades mecânicas que permitem melhorias em relação à fabricação de motores, como diminuição de massa e aumento de pressões de pico (DAWSON; SCHROEDER, 2004; GUESSER; DURAN; KRAUSE, 2004a; DAWSON; INDRA, 2007) juntamente com maior resistência ao desgaste (SHAO; DAWSON; LAMPIC, 1998; DAWSON; SCHROEDER, 2000a; KIM et al., 2009a; SLATTER; LEWIS; JONES, 2011a). Avanços recentes foram feitos para utilização destes materiais em outros componentes automotivos sujeitos a desgaste intenso e fadiga térmica, como coletores de exaustão (GUESSER; GUEDES, 1997) e elementos

do freio (GUESSER; GUEDES, 1997; LIM; GOO, 2011). A otimização destes fatores é usualmente associada a ganhos de eficiência energética e redução na emissão de poluentes, o que eleva o apelo sustentável deste material (LECOINTE; MONNIER, 2003; PETITJEAN et al., 2004; KARABEKTAS, 2009; REDDY; PANDURANGADU; HUSSAIN, 2013; TURNER et al., 2014; MUQEEM; AHMAD; SHERWANI, 2015).

Em virtude da inerente complexidade dos processos de usinagem é virtualmente impossível prever a usinabilidade de um sistema (SHAW, 1984). As propriedades mecânicas superiores do CGI em relação ao alumínio e ao ferro fundido cinzento tornam a usinagem deste material um desafio, sendo esta menor usinabilidade evidenciada nos processos de torneamento (SKVARENINA; SHIN, 2006; ROSA et al., 2010; NAYYAR et al., 2012; NAYYAR et al., 2013; STALBAUM, 2013), furação (MOCELLIN et al., 2004; EVANS; HOOGENDOORN; PLATT, 2013) e fresamento (DAWSON et al., 2001; ABELE; SAHM; SCHULZ, 2002; NAVES, 2009).

De acordo com Pierce et al. (2019) projeta-se que veículos de alta potência (*heavy duty*) sejam o subsetor de maior demanda de combustíveis, com um crescimento de cerca de 30% até 2040. Uma vez que as táticas mais utilizadas para melhoria da eficiência energética nos motores destes veículos são o aumento da pressão de pico e a redução de tamanho, o CGI 450 já se estabeleceu como uma das principais escolhas para sua produção (MYAGKOV et al., 2014). Apesar das vantagens do CGI 450 na produção dos motores supramencionados, já se encontram desenvolvidas variantes deste material com propriedades mecânicas ainda superiores, como as que serão discutidas nesta tese. Estas novas variantes fazem com que o desafio de tornar a usinagem deste material competitiva em escala industrial seja ainda maior.

Este trabalho tem como objetivo avaliar a usinabilidade de três ferros fundidos vermiculares, sendo um (CGI A) classe 450, e outros dois (CGIs B e C) de classe 500. Com a finalidade de avaliar a usinabilidade dos ferros fundidos vermiculares de maneira mais completa, serão conduzidos ensaios de natureza tribológica (Capítulo 4), térmica (Capítulo 5), de monitoramento de sinais oriundos do processo (Capítulo 6), da geometria do corpo de prova (Capítulo 7) e dos parâmetros de usinagem (Capítulo 8). Em todos os capítulos será dado enfoque na correlação das variáveis de saída com as propriedades mecânicas dos materiais, tornando assim mais fácil o entendimento dos fenômenos observados. Por fim, com base nos resultados de cada capítulo, serão criados indicadores, a partir dos quais os materiais poderão ser avaliados de maneira mais ampla, sendo sugeridas então as aplicações nas quais melhor se enquadram.

CAPÍTULO II

FERROS FUNDIDOS VERMICULARES

2.1 SISTEMA FERRO-CARBONO

O diagrama de fases do sistema ferro-carbono é a base para se entender as diversas estruturas formadas nos aços e ferros fundidos (VAN VLACK, 1970). Como ilustrado na Figura 2.1, o aumento do teor de carbono tem um grande efeito sobre o ponto de fusão destas ligas, o que é uma das causas da maior produção de ferro fundido em relação ao aço carbono, uma vez que menores temperaturas de fusão resultam em barateamento da cadeia produtiva (SMALLMAN; BISHOP, 1999).

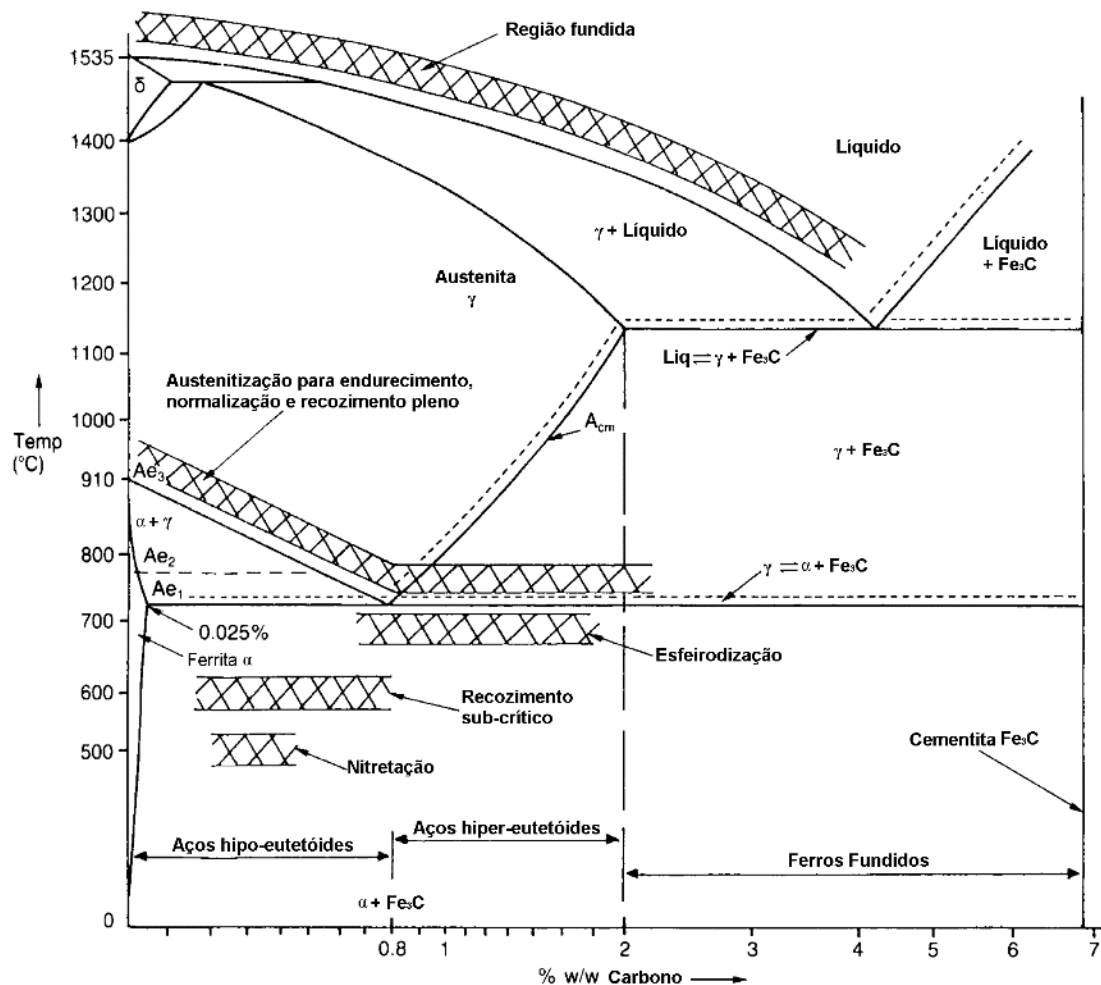


Figura 2.1 – Diagrama de fases do sistema ferro-carbono. Adaptado de Smallman e Bishop (1999).

Nas três alotropias do ferro “puro”, Fe- α (ferrita α), Fe- γ (austenita) e Fe- δ (ferrita δ), pequenas quantidades de carbono (em torno de 0,025%) se dissolvem intersticialmente, formando soluções sólidas (CALLISTER; RETHWISCH, 2009). Maiores concentrações de carbono resultam no aparecimento do composto Fe₃C (cementita), que por ser um cerâmico apresenta uma dureza mais elevada que a das alotropias do ferro puro. A grande diferença de solubilidade entre as fases de ferrita e austenita é responsável pela grande gama de comportamentos dos aços tratados termicamente, sendo as linhas Ae₁, Ae₂, Ae₃, A_{cm} as limitantes de onde se observa a formação plena de austenita. Em resfriamentos lentos, a austenita pode vir a se decompor em um constituinte formando lamelas de ferrita e cementita, o qual é chamado de perlita. Resfriamentos rápidos, como os obtidos por processos de têmpera, resultam na formação de uma fase metaestável chamada de martensita (SHACKELFORD; ALEXANDER, 2001). São denominados aços compostos com percentual em massa de carbono abaixo de 2,14%. Acima desta faixa até cerca de 4,5% os compostos são denominados ferros fundidos (SMALLMAN; BISHOP, 1999; CALLISTER; RETHWISCH, 2009). No sistema ferro carbono a grafita é uma forma termodinamicamente mais estável que a cementita, contudo, a baixas concentrações de carbono (como no caso dos aços), a grafita não se estabelece, em virtude da letargia inerente a sua formação (GUESSER, 2009).

2.2 TIPOS DE FERROS FUNDIDOS

Segundo Guesser (2009) e Smallman e Bishop (1999) ferros fundidos são ligas compostas majoritariamente por ferro (Fe), carbono (C) e silício (Si), contendo ainda traços de manganês (Mn), enxofre (S) e fósforo (P), além de outros elementos de liga. Segundo Chiaverini (2002a) os efeitos dos principais componentes dos ferros fundidos são:

- Carbono: Nos ferros fundidos sempre presente em teores superiores a 2,14%, sendo o elemento de liga básico e o principal determinante da quantidade de grafita que irá se formar;
- Silício: Elemento grafitizante, favorecendo a decomposição do carboneto de ferro (cementita) e formação da grafita;
- Manganês: Elemento desgrafitizante, pois favorece a estabilização do Fe₃C, contrabalanceando os efeitos causados pelo silício. Atua também como elemento dessulfetante;
- Fósforo: Estabilizada a cementita, favorece a formação de fosfetos e carbonetos de ferro, também chamada de esteadita;
- Enxofre: Sem função significativa em teores normais, podendo, contudo, formar sulfetos de manganês (MnS), os quais melhoram a usinabilidade dos ferros fundidos (PEREIRA; BOEHS; GUESSER, 2005);

- Níquel (Ni), cromo (Cr) e molibdênio (Mo): Adicionados isoladamente ou em combinação, sendo a principal função o aumento de resistência ao desgaste.

Uma vez que as matrizes dos ferros fundidos se apresentam de maneira similar às dos aços (ferrítica, perlítica, bainítica ou martensítica), o principal diferenciador é a morfologia dos veios de grafita (VAŠKO, 2016), conforme indica a Figura 2.2. Por possuírem resistência mecânica inferior à da matriz, a grafita comporta-se como uma segunda fase, sendo sua forma um fator de influência direta nos campos de concentração de tensões (GUESSER, 2009). As principais famílias de ferros fundidos são:

- Ferro Fundido Branco: Neste tipo de ferro fundido não há veios de grafita, estando o carbono inteiramente na forma de cementita (Fe_3C) ou outros carbonetos metálicos, o que resulta em um aspecto branco quando este material fratura. Devido à alta concentração de cementita, apresenta alta dureza e resistência ao desgaste, sendo muito empregado em cilindros de laminação, moinhos de esfera e britadores (SMALLMAN; BISHOP, 1999; CHIAVERINI, 2002a; CALLISTER; RETHWISCH, 2009). Como consequência de sua alta dureza, a usinabilidade do ferro fundido branco é relativamente baixa, mesmo quando se utilizam ferramentas de alta dureza como as revestidas com nitreto cúbico de boro (CBN) e o nitreto de titânio e alumínio (TiAlN).
- Ferro Fundido Cinzento: Apresenta grafita na forma de lamelas. Estas lamelas são responsáveis por esta liga ser de fácil fusão e modelagem, apresentar boa usinabilidade, suportar altas cargas compressivas e elevada capacidade de absorção de vibrações, além de condutividade térmica superior quando comparada aos demais ferros fundidos. Em virtude de possuir todas estas qualidades combinadas com uma resistência mecânica satisfatória, é o ferro fundido mais utilizado industrialmente, sobretudo em componentes automotivos como blocos e cabeçotes de motores, além de discos e tambores de freio (GUESSER, 1997; CHIAVERINI, 2002a; CALLISTER; RETHWISCH, 2009; GUESSER, 2009; VAŠKO, 2016);
- Ferro Fundido Maleável: Esta liga é resultante de ferros fundidos brancos que passam pelo tratamento de maleabilização, o qual confere mais ductilidade e tenacidade ao material. Esta maleabilização pode ocorrer por grafitização (ferro fundido maleável preto), na qual a cementita é decomposta em grafita, ou descarbonetização (ferro fundido maleável branco), em que a cementita é oxidada. Seu principal emprego é na produção de tubos e conexões em virtude de sua boa soldabilidade na camada descarbonetada e de sua tenacidade (SMALLMAN; BISHOP, 1999; CHIAVERINI, 2002a; GUESSER, 2009);
- Ferro Fundido Nodular: Também chamado de ferro fundido dúctil, possui grafita em forma de nódulos. A grafita em forma de nódulos é uma forma menos agressiva de descontinuidade da matriz quando comparada às lamelas de grafita encontradas no ferro fundido cinzento, resultando em maior tenacidade em virtude da menor contração de

tensões. A nodulização do ferro fundido é feita a partir da adição de elementos de liga como magnésio, cério, lítio, sódio e bário. Os tratamentos térmicos de recozimento e normalização podem também decompor a cementita em grafita esferoidal, auxiliando ainda no alívio de tensões residuais do material. O ferro fundido nodular e suas ligas são largamente empregados na indústria, especialmente substituindo peças antes feitas de ferro fundido maleável. Exemplos de peças produzidas utilizando este material na indústria automotiva são: manga de ponta de eixo, suporte de freio e cubo de roda (VAN VLACK, 1970; CHIAVERINI, 2002a; CHIAVERINI, 2002b; CALLISTER; RETHWISCH, 2009);

- Ferro Fundido Vermicular: Neste material, os veios de grafita apresentam uma forma intermediária à dos ferros fundidos cinzentos e nodulares. Este material apresenta boa resistência mecânica, tenacidade, ductilidade e resistência a choques térmicos quando comparado aos demais ferros fundidos. Este tipo de ferro fundido tem ganhado espaço na indústria automobilística, sendo atualmente utilizado em componentes como blocos de motores e coletores de exaustão (GUESSER, 1997; GOODRICH, 2004; GUESSER, 2009).

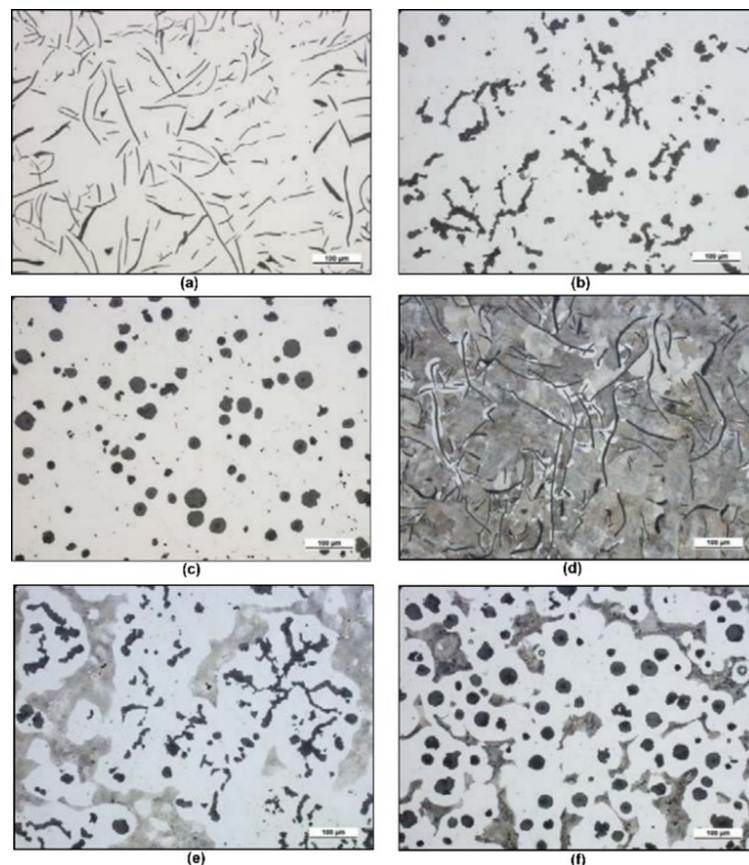


Figura 2.2 – Microestruturas típicas de ferros fundidos. (a) Ferro fundido cinzento, não atacado; (b) Ferro fundido vermicular, não atacado; (c) Ferro fundido nodular, não atacado; (d) Ferro fundido cinzento ferrítico-perlítico, 3% de Nital; (e) Ferro fundido vermicular ferrítico-perlítico, 3% de Nital; (f) Ferro fundido nodular ferrítico-perlítico, 3% de Nital. Adaptado de Vaško (2016).

2.3 FERRO FUNDIDO VERMICULAR

O ferro fundido vermicular, também conhecido como CGI (do inglês *Compact Graphite Iron*), foi criado por acidente devido a erros de composição química durante a produção de ferro fundido nodular (JUNIOR; GUESSER, 2011). A microestrutura deste material apresentava grafita em uma forma intermediária entre as lamelas do ferro fundido cinzento e os nódulos do ferro fundido nodular, apresentando geralmente nodularidade inferior a 20% (ASTM, 2015). As principais formas da grafita encontradas nos ferros fundidos vermiculares são apresentadas na Figura 2.3.

Os veios de grafita do CGI são curtos, espessos e apresentam bordas mais arredondadas quando comparadas às lamelas do ferro fundido cinzento, concentrando assim menos tensões e dificultando a nucleação e propagação de trincas, sendo uma das causas a maior tenacidade à fratura do CGI. Diferentemente dos ferros fundidos nodular e cinzento, o CGI apresenta seus veios de grafita interligados formando agrupamentos na matriz, conforme a Figura 2.3. Esta forma complexa da grafita no CGI é também responsável pelo mais eficiente bloqueio da propagação de trincas quando comparada ao ferro fundido cinzento, além de melhor condutividade térmica quando comparada ao ferro fundido nodular (DAWSON; SCHROEDER, 2000b; GUESSER, 2009; NAYYAR et al., 2012; VAŠKO, 2016).

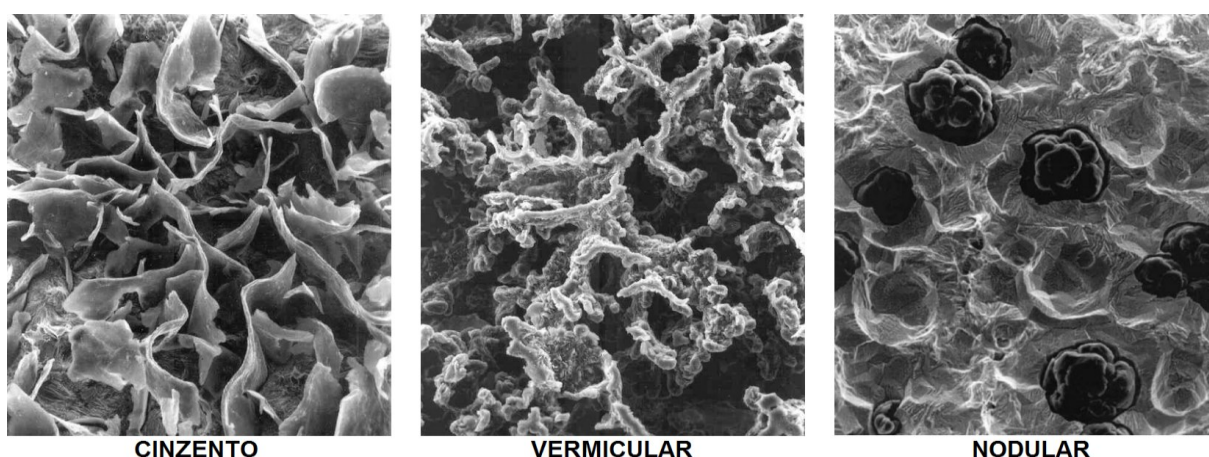


Figura 2.3 – Formato tridimensional dos veios de grafita dos ferros fundidos cinzento, vermicular e nodular. Adaptado de Dawson e Schroeder (2000b).

O ferro fundido vermicular foi inicialmente produzido pela adição controlada de titânio (Ti) na ordem de 0,10 a 0,15% juntamente com magnésio (Mg) Mocellin et al. (2004). Neste processo, o Mg é utilizado como elemento nodularizante e o Ti de maneira antagônica como anti-nodularizante. A presença do titânio, contudo, levava à formação de carbonetos e carbonitretos de alta dureza que dificultavam a usinabilidade da liga (GUESSER, 2002). A fim de se evitar a utilização do titânio, novos processos de produção do CGI como o SinterCast® se baseiam no melhor manejo do metal fundido antes de sua moldagem, além de rigoroso controle térmico do processo durante a fundição e o tratamento com Mg e terras raras como Cério (Ce). Conforme a Figura 2.4, o Mg atua como inoculante de maneira similar à utilizada na produção de ferro fundido nodular (DAWSON; SCHROEDER, 2000a; CHIAVERINI, 2002a).

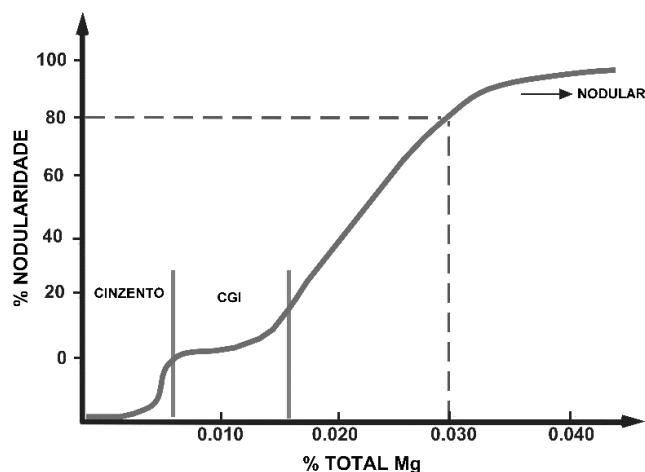


Figura 2.4 – Relação entre nodularidade e percentual de Mg para os ferros fundidos cinzento, vermicular e nodular.

2.3.1 PROPRIEDADES MECÂNICAS FERRO FUNDIDO VERMICULAR

Nos ferros fundidos vermiculares, as propriedades mecânicas são especialmente dependentes dos percentuais de perlita na matriz e de nodulização (GUESSER, 2009; ANGUS, 2013). Diferentes tipos de matrizes obtidas para o ferro fundido vermicular são exibidos na Figura 2.5. Uma vez que o comportamento difusivo do carbono no CGI é mais favorável à formação de ferrita que de perlita quando comparado ao ferro fundido cinzento, o percentual de perlitização é controlado por meio do uso de elementos perlitizantes como estanho, cobre e manganês (SHAO; DAWSON; LAMPIC, 1998). A adição destes elementos em quantidades superiores à necessária para se obter 100% de perlitização resulta em diminuição do espaçamento interlamelar da perlita (GUESSER, 2009). A relação entre o limite de escoamento e o percentual de perlita para CGI variando entre 0-10% de nodularidade é analisada com base na Figura 2.6, na qual se observa um aumento tanto no módulo de elasticidade quanto no limite de escoamento com o aumento do percentual de perlitização. A Figura 2.7 ilustra a relação linear entre o percentual de perlita na matriz e o aumento da dureza Brinell para CGI com nodularidade entre 0-10%, o que pode ser explicado pelo fato da perlita ser um microconstituente mais duro que a ferrita. Destaca-se que para uma mesma concentração de perlita o ferro fundido vermicular apresenta valores de dureza de 10% a 15% maiores (SHAO; DAWSON; LAMPIC, 1998).

A nodularidade depende tanto da quantidade de elementos nodularizantes como Mg e Cério (Ce) quanto dos deletérios (S, Ti) adicionados (SERGEANT, 1980). O efeito do percentual de nodularidade é exibido na Figura 2.8. O aumento da nodularidade resulta em um aumento do limite máximo de ruptura (LR) e do limite de escoamento (LE), uma vez que a grafita em forma de nódulos concentra menos tensões, aumentando assim a tenacidade a fratura do material (SHAO; DAWSON; LAMPIC, 1998; GUESSER, 2009), além de bloquear discordâncias, dificultando sua propagação. Este efeito é especialmente notado em ferros fundidos vermiculares de matriz perlítica, em que os nódulos apresentam um anel de ferrita ao seu redor conforme ilustra a Figura 2.9. O aumento do limite de resistência à fadiga (LF) pode ser explicado com base na tenacificação e no aumento do limite de

escoamento do material, os quais implicam que o material pode absorver mais energia antes da falha, resultando em uma maior quantidade de ciclos até que ocorra a fratura por fadiga.

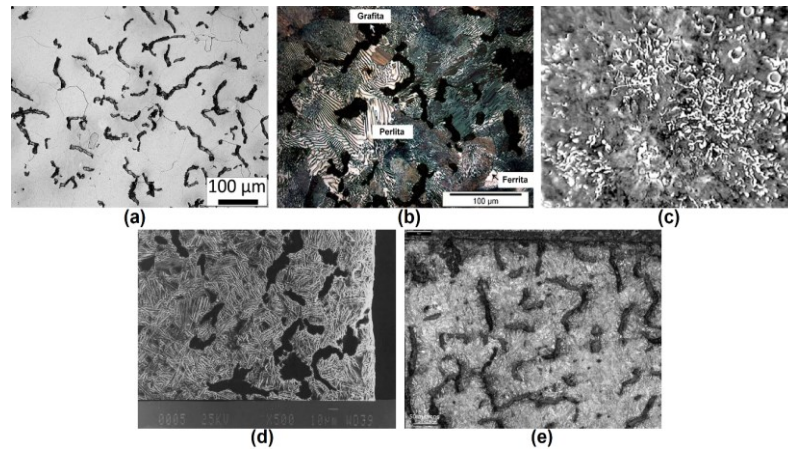


Figura 2.5 – Diferentes tipos de matriz do ferro fundido vermicular: (a) Ferrítica (MATSUSHITA et al., 2015); (b) Ferrítico-perlítica (PIRGAZI; GHODRAT; KESTENS, 2014); (b) Perlítica (MOCELLIN et al., 2004); (d) Bainítica (GHADERI; NILI AHMADABADI; GHASEMI, 2003); (e) Martensítica (SLATTER; LEWIS; JONES, 2011b).

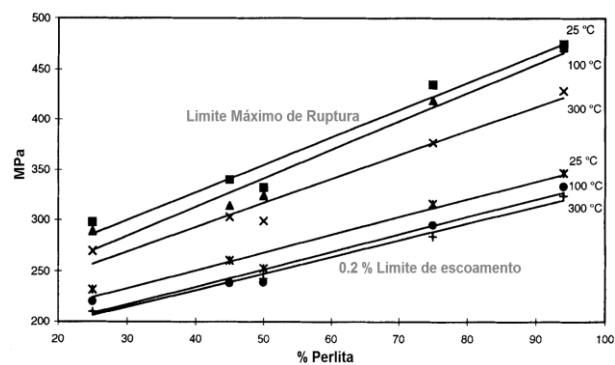


Figura 2.6 – Limite máximo de ruptura e limite de escoamento em relação ao percentual de perlita e a temperatura para um CGI de 0-10% de nodularidade. Adaptado de Shao; Dawson; Lampic (1998).

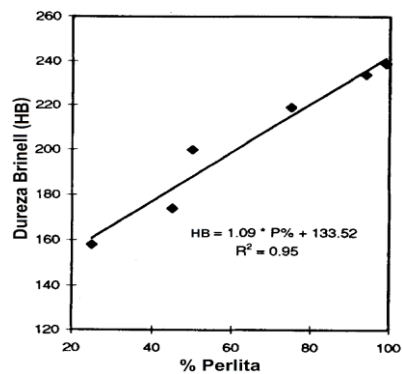


Figura 2.7 – Dureza Brinell do percentual de perlita, para um CGI não ligado e com nodularidade variando entre 0-10% (SHAO; DAWSON; LAMPIC, 1998).

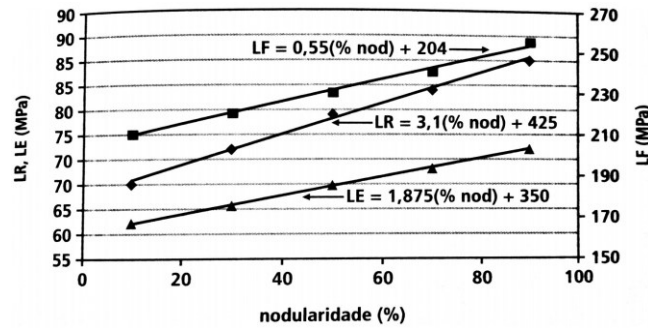


Figura 2.8 – Limite máximo de ruptura (LR), limite de escoamento (LE) e limite de resistência à fadiga (LF) em relação ao percentual de nodularidade para ferros fundidos vermiculares de matriz predominantemente perlítica. Adaptado de (SINTERCAST, 1997).



Figura 2.9 – Nódulo cercado por ferrita em um ferro fundido vermicular (GUESSER, 2009).

A Figura 2.10 ilustra a variação na dureza em relação ao percentual de nodularidade, para um CGI com perlita variando entre 85-100%, sendo que a dureza se mantém relativamente constante para percentuais de nodularidade entre 0-90%, faixa esta que inclui os percentuais de nodularização mais habitualmente utilizados para o CGI (Figura 2.4). Os pontos de nodularidade negativa na Figura 2.10 representam a predominância de veios de grafita lamelares (ferro fundido cinzento). Os menores valores de dureza nesta região são explicados pelas maiores concentrações de tensões propiciadas pela grafita lamelar, a qual diminui a capacidade de absorção de energia plástica do material, resultando em menor dureza. O rápido aumento da dureza se dá pela formação da grafita vermicular, a qual por possuir cantos arredondados atenua a concentração de tensões na interface entre a grafita e a matriz, tenacificando o material. Observam-se poucos ganhos em relação à dureza com o aumento na nodularidade, indicando que a grafita nodular e vermicular pouco se diferenciam quanto à concentração de tensões.

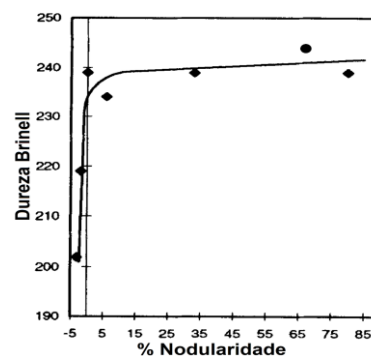


Figura 2.10 – Variação da dureza Brinell em relação ao percentual de nodularidade para CGI com matrizes com percentual de perlita variando de 85-100% (SHAO; DAWSON; LAMPIC, 1998).

A Figura 2.11 ilustra o limite máximo de ruptura em função do percentual de deformação para os ferros fundidos cinzento, CGI e nodular. As propriedades termomecânicas intermediárias do ferro fundido vermicular são representadas na Tabela 2.1, em que foi atribuído o valor de 100 para as propriedades do CGI e os respectivos valores proporcionais para os ferros fundidos cinzento e nodular.

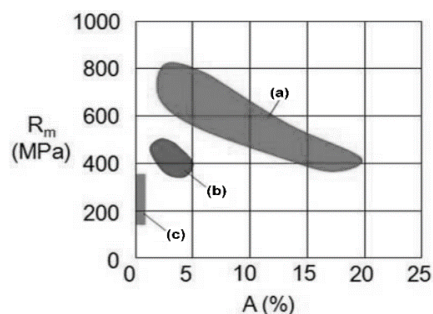


Figura 2.11 – Variação do limite máximo de ruptura em relação ao percentual de deformação: (a) Nodular; (b) Vermicular; (c) Cinzento. Adaptado de Vaško (2016).

Tabela 2.1 – Comparação percentual das propriedades entre ferros fundidos cinzento e nodular em relação ao vermicular com matriz perlítica. Norma SAE J1887/2002, retirado de Guessser (2009);

PROPRIEDADES	CINZENTO	VERMICULAR	NODULAR
Limite de Resistência (LR)	55	100	155
Limite de Escoamento 0,2 (LE)	-	100	155
Módulo de Elasticidade	75	100	110
Alongamento	0	100	110
Limite de Fadiga (LF)	55	100	125
Dureza	85	100	115
Condutividade Térmica	130	100	75
Amortecimento de Vibração	285	100	65

2.3.2 PROPRIEDADES TRIBOLÓGICAS DO FERRO FUNDIDO VERMICULAR

Segundo SLATTER; LEWIS; JONES (2011B) matrizes martensíticas (Figura 2.5e) apresentam um desempenho superior ao desgaste por impacto quando comparadas as demais matrizes, em virtude do endurecimento propiciado pelo tratamento térmico necessário para gerar esta matriz. A Figura 2.12 ilustra resultados de ensaios tribológicos realizados utilizando blocos planos de ferros fundidos (5x16x15 mm) contra um cilindro de aço nitretado de 39 mm de diâmetro. A velocidade de rotação variou entre 13-15 rpm, os testes duraram 25 minutos e não houve adição de meio lubrificador. Os testes indicam que o CGI perlítico e não ligado (Curva 4) apresentou comportamento tribológico similar ao ferro fundido cinzento com adição de fósforo, comumente utilizado em cilindros automotivos (Curvas 5 e 6). Este resultado se torna especialmente relevante uma vez que o CGI perlítico, ao contrário do ferro fundido cinzento com adição de fósforo, pode ser produzido por fundição em areia

sem risco de microporosidade. As Curvas 1 e 2 representam, respectivamente, o CGI com 20% de perlita e o CGI hipereutético, ilustrando que estes materiais não são indicados para a confecção de cilindros automotivos em virtude dos elevados valores de coeficiente de atrito. O CGI com adição de Cr-Mo, representado na Curva 3 apresentou os valores mais baixos de coeficiente de atrito (SHAO; DAWSON; LAMPIC, 1998).

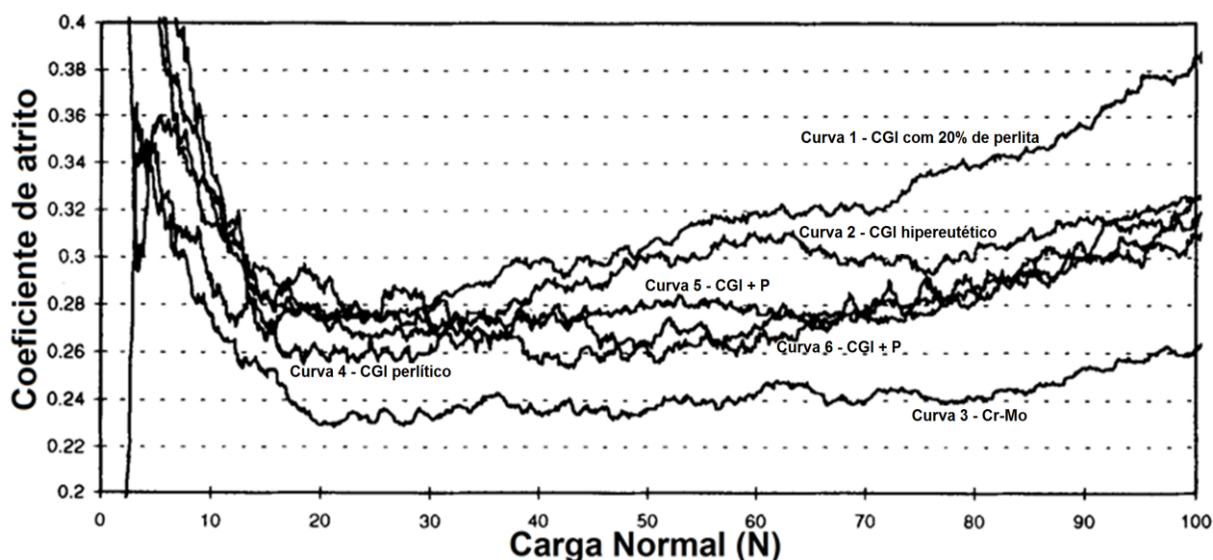


Figura 2.12 – Coeficiente de atrito em relação a carga normal para obtidos em ensaios tribológicos cilindro sobre plano para diferentes tipos de CGI. Adaptado de Shao; Dawson; Lampic (1998).

As Figuras Figura 2.13 e Figura 2.14 ilustram, respectivamente, os efeitos dos percentuais de perlita e nodularidade no volume desgastado, por meio de ensaios pino-disco, com uma carga de 47.2 N, uma velocidade de 96 rpm e uma distância deslizada de 4000 m. Foram realizados testes em atmosfera normal a temperatura ambiente e a 200 °C, assim como a 200 °C para uma atmosfera de argônio (Ar). Na Figura 2.13 observa-se a diminuição do volume desgastado com o aumento do percentual de perlita, sendo a causa para esta queda o aumento de dureza da matriz concomitante ao aumento no percentual de perlita. Na Figura 2.14 observa-se a diminuição do volume desgastado com o aumento da nodularização, sendo a causa deste fenômeno a tenacificação do material com o aumento da nodularidade. Em ambos os testes a 200 °C, destinados tanto a avaliar a influência dos percentuais de perlita e de nodularização, foi observado um maior volume desgastado para amostras sujeitas a uma atmosfera normal do que para uma atmosfera de argônio, uma vez que o Ar inibe a oxidação, e, por consequência, a perda de massa por desgaste oxidativo (KIM et al., 2009b).

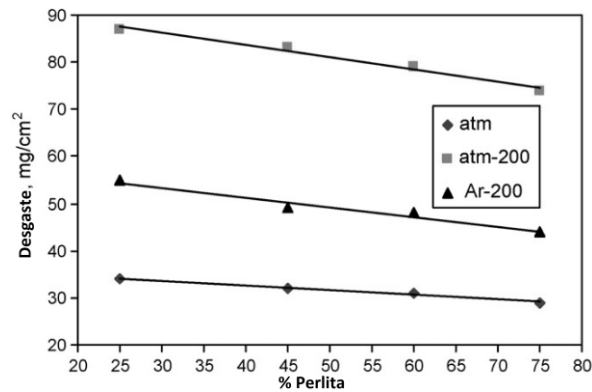


Figura 2.13 – Efeito do percentual de perlita no desgaste de amostras de CGI a diferentes atmosferas e temperaturas (KIM et al., 2009b).

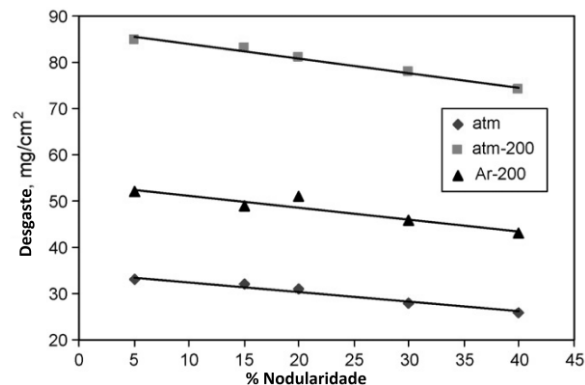


Figura 2.14 – Efeito do percentual de nodularidade no desgaste de amostras de CGI a diferentes atmosferas e temperaturas (KIM et al., 2009b).

Dawson (1999a) investigou, através de ensaios de desgaste sem lubrificação, a viabilidade da utilização do CGI na produção de cilindros automotivos. Materiais destinados à produção destes cilindros devem apresentar baixos coeficientes de atrito e, simultaneamente, tolerar altas cargas sem que ocorra desgaste excessivo, o qual aumentaria o atrito. Foram realizados ensaios por deslizamento em que um cilindro de aço nitretado deslizava, a uma velocidade de 5.7 cm.s^{-1} , sobre os corpos de prova feitos dos materiais a serem testados. A Figura 2.15 plota os resultados destes testes, nos quais os materiais são comparados tanto em função do coeficiente de atrito mínimo como em função da carga necessária para se atingir o coeficiente de atrito de 0,3. Com base nos critérios adotados, o CGI perlítico não ligado (4) apresentou uma performance superior ao alumínio revestido com nikasil (9) e ao ferro fundido cinzento com adição de Cr (8). Não se observaram diferenças significativas entre o CGI perlítico (4) e os ferros fundidos cinzentos com adição de Fósforo (5,6) e Fósforo + Boro (7). A melhor performance foi obtida pelo CGI com adição de Cr-Mo (3), que apresentou os menores valores de coeficiente de atrito e as maiores cargas de desgaste.

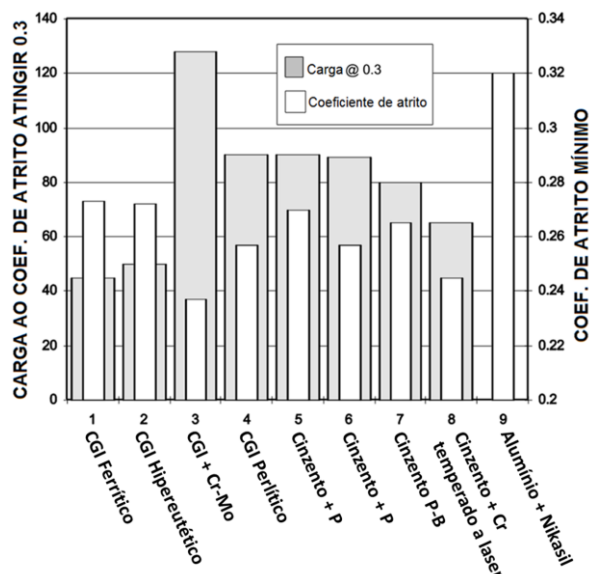


Figura 2.15 – Coeficiente de atrito e carga normal para vários materiais.

2.3.3 USINABILIDADE DO FERRO FUNDIDO VERMICULAR

As propriedades mecânicas da usinagem de um metal são aquelas que expressam seus efeitos sobre grandezas mensuráveis inerentes ao processo, como vida da ferramenta, forças de usinagem, acabamento superficial da peça, temperatura de corte, características do cavaco e produtividade (FERRARESI, 1970; TRENT, 2010; EL-HOFY, 2013). Segundo El-Hofy (2013), a expressão usinabilidade de um material pode então ser entendida como a facilidade com que este material pode ser usinado, ou seja, materiais com boa usinabilidade necessitam de pouca potência para remover material, permitem altas velocidades de corte, obtêm bom acabamento superficial e pouco desgastam a ferramenta. Dada a grande gama de variáveis envolvidas no processo, a grandeza mensurada como usinabilidade deve, portanto, ser entendida não como uma propriedade do material, mas como uma consequência do sistema ao qual ele foi sujeito durante o processo de usinagem (TRENT, 2010). Com base nestes fatos, o parâmetro de usinabilidade mostra-se válido não apenas para mensurar a “facilidade” de corte de um dado material, como também para quantificar os demais parâmetros envolvidos no processo de usinagem (MACHADO et al.).

Uma vez que os principais fatores de influência nas propriedades mecânicas dos ferros fundidos vermiculares são a morfologia da grafita (SHAO; DAWSON; LAMPIC, 1998; DAWSON, 1999a), o percentual de perlitização, a presença de inclusões na matriz (SHAO; DAWSON; LAMPIC, 1998; DAWSON et al., 2001; GUESSER, 2009), a adição de elementos de liga (DAWSON et al., 2001), e que o processo de usinagem envolve basicamente deformações elastoplásticas no material (TRENT, 2010; MACHADO et al., 2015a), fica claro que estes parâmetros são os de grande influência na usinabilidade do ferro fundido vermicular. A Figura 2.16 ilustra as variáveis de entrada e saída de usinabilidade acima listadas para o ferro fundido vermicular.

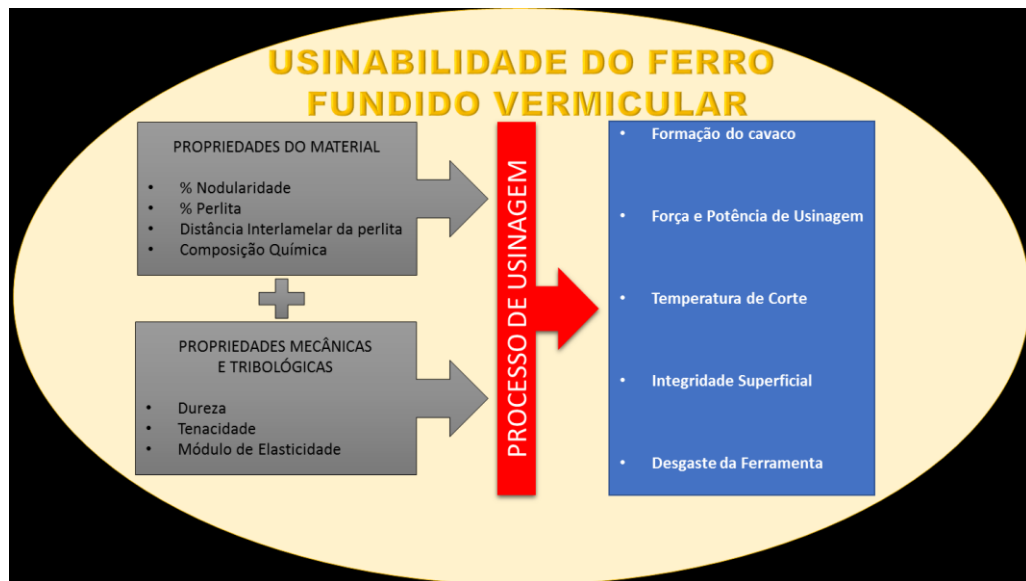


Figura 2.16 – Variáveis de entrada e saída que influenciam na usinabilidade do ferro fundido vermicular.

2.3.4 FORMAÇÃO DO CAVACO

A morfologia da grafita influencia fortemente na forma do cavaco, tanto pelo fato de a grafita apresentar baixos valores de resistência mecânica quando comparada à matriz, como por ser uma descontinuidade da matriz, favorecendo assim a remoção de material (COHEN; VOIGT; MARWANGA, 2000). Nayyar et al. (2012) observaram, por meio de testes de torneamento dos ferros fundidos cinzento, nodular e vermicular, que os cavacos resultantes são sempre segmentados e descontínuos, logo quebra de cavaco não é um problema para ferros fundidos grafíticos. A formação de cavaco durante a usinagem dos ferros fundidos é ilustrada Figura 2.17. Inicialmente, a ferramenta comprime o material, deformando-o elastoplasticamente. Quando o material atinge seu limite de ruptura ocorre a fratura, a qual se propaga a frente e abaixo da aresta de corte, por estarem estas zonas sujeitas a tensões trativas (Figura 2.17a). Com a movimentação da ferramenta de corte, o cavaco se desprende (Figura 2.17b). Para algumas situações, em especial no ferro fundido cinzento, o cavaco se desprende a frente da ferramenta de corte, causando perda temporária de contato entre a ferramenta e o corpo de prova até a formação do próximo cavaco (Figura 2.17c). O rompimento do material durante a formação do cavaco contribui para o aumento da rugosidade da peça (Figura 2.17d).

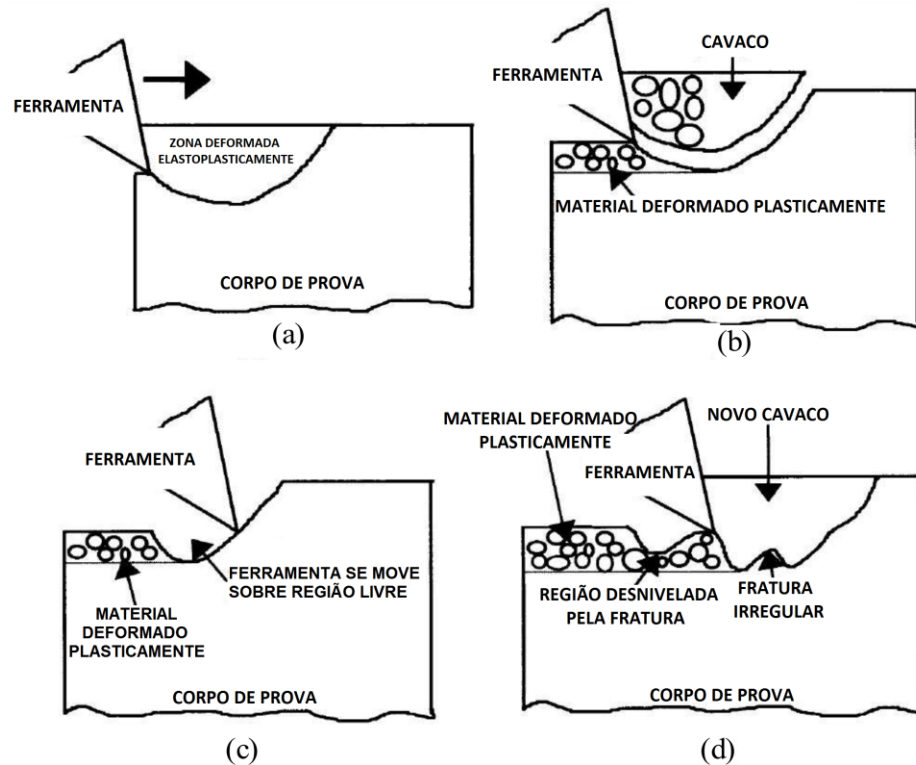


Figura 2.17 – Processo da formação do cavaco nos ferros fundidos. Adaptado de Cohen; Voigt; Marwanga (2000).

Uma vez que o ferro fundido nodular tende a apresentar maior tenacidade à fratura que o ferro fundido cinzento, para as mesmas condições de corte, a fragmentação dos cavacos é menor (COHEN; VOIGT; MARWANGA, 2000). O comportamento da formação de cavaco do ferro fundido vermicular encontra-se entre o do ferro fundido cinzento e o do nodular (REUTER et al., 1999). Dawson et al. (2001) observaram, por meio de testes de fresamento de CGI, com teor de perlita na matriz variando entre 50-97,5%, que as matrizes com menor teor de perlita apresentavam maior tenacidade e resistência à formação e ao desprendimento do cavaco quando comparadas às matrizes com maior teor de perlita. A relação entre o teor de perlita e a formação do cavaco pode ser explicada pelo fato de a maior concentração de perlita tornar a matriz mais dura (Figura 2.7) e menos tenaz, favorecendo o cisalhamento e desprendimento do cavaco.

2.3.5 FORÇA E POTÊNCIA DE USINAGEM

Atualmente, a principal aplicação para o ferro fundido vermicular é a fabricação de blocos de motores, sendo a usinagem destes blocos inicialmente realizada com base nos mesmos parâmetros utilizados para usinar o ferro fundido cinzento (GUESSER, 2009). Uma vez que a resistência mecânica do CGI é maior que a do ferro fundido cinzento, exigem-se maiores força e potência de usinagem do mesmo. Mocellin et al. (2004) investigaram as forças de usinagem de dois lotes de ferro fundido

cinzento em relação ao ferro fundido vermicular, sendo estes materiais especificados na Tabela 2.2. Como ferramenta, foram utilizadas brocas de metal duro de 10 mm de diâmetro, revestidas com uma monocamada de TiAlN, classe K35. Como parâmetros de ensaio, foram utilizados a velocidade de corte $V_c = 80\text{m/min}$ e um avanço $f = 0,2\text{ mm/rev}$.

Tabela 2.2 – Caracterização dos ferros fundidos estudados por Mocellin et al. (2004).

Propriedades	MATERIAIS					
	Cinzento A	Vermicular B	Vermicular C	Vermicular D	Vermicular E	Vermicular F
Vermicular (%)	Lamelar	64	92	91	86	89
Nodular (%)	Lamelar	36	8	9	14	11
Perlita (%)	97/100	99	84	89	90	39
Dureza	214/223	229	237	229	229	173
Classe	250	550	450	450	450	350

Os resultados para o momento torçor e as forças de avanço para os materiais citados na Tabela 2.2 são indicados na Figura 2.18, sendo realizados seis furos em cada material, três para mensurar o momento torçor e três para as forças de avanço. Com uma confiabilidade de 95%, não se observaram diferenças significativas quanto ao momento torçor para os materiais testados. O ferro fundido vermicular *F* apresentou os menores valores de força de avanço, o que pode ser explicado pelo seu menor percentual de perlita na matriz, evidenciado pela sua menor dureza. Não se observaram diferenças significativas nos valores de forças de avanço para os demais materiais. Por meio do uso do expoente e da equação de Kienzle, foram calculadas as forças de corte e avanço, conforme a Figura 2.19 em que se observou que o ferro fundido vermicular *C* apresentou uma força específica de corte 7% e uma força específica de avanço 29% maior que o ferro fundido cinzento.

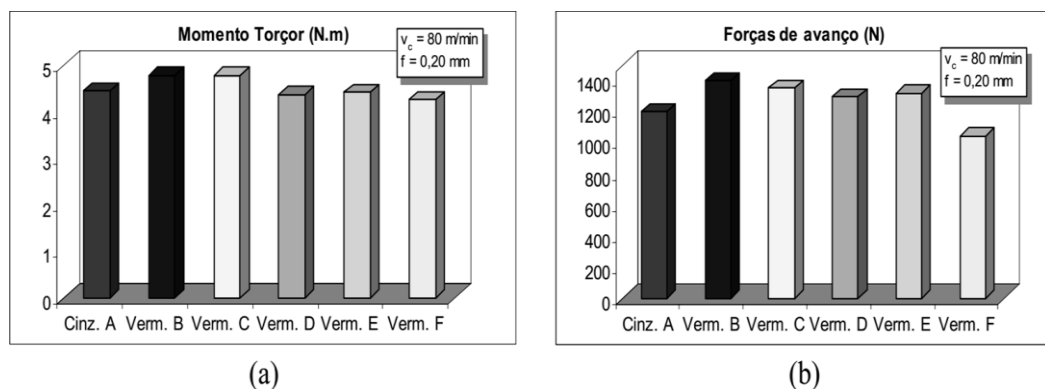


Figura 2.18 – (a) Medições do momento torçor; (b) Medição de força de avanço. Adaptado de Mocellin et al. (2004).

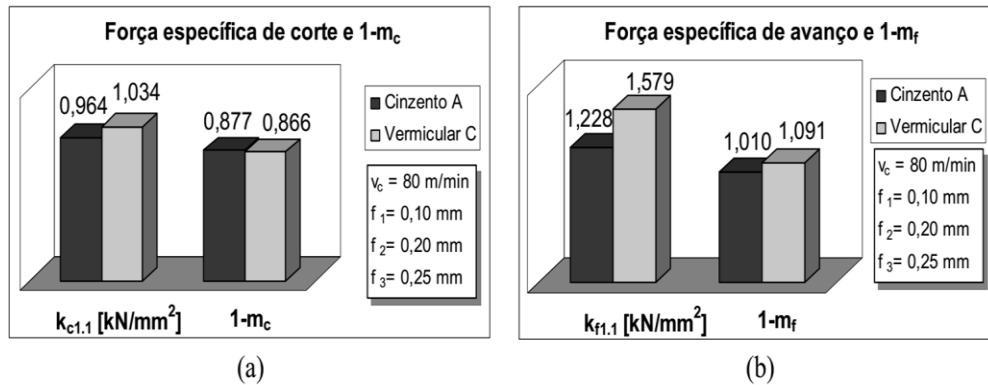


Figura 2.19 – Constantes de Kienzle, determinadas empiricamente: (a) Força específica de corte; (b) Força específica de avanço. Adaptado de Mocellin et al. (2004).

Nayyar et al. (2012) compararam as forças de corte dos ferros fundidos especificados na Tabela 2.3, através em ensaios de torneamento externo, faceamento e mandrilamento, utilizando uma velocidade de corte $V_c = 300$ m/min, um avanço $f = 0,2$ mm/rev, profundidade de corte de $a_p = 1,5$ mm e lubrificação com emulsão de óleo com 5% de concentração. As Figuras Figura 2.20, Figura 2.21 e Figura 2.22 representam, respectivamente, as forças de corte para os testes de torneamento externo, mandrilamento e faceamento. Na Figura 2.20 temos observa-se que, no torneamento externo, a força de corte resultante no ferro fundido cinzento foi cerca de 100 N menor que no ferro fundido vermicular. A Figura 2.21, de maneira similar à Figura 2.20, indica que, para o mandrilamento, o ferro fundido cinzento apresenta os menores valores de força de usinagem, não podendo se inferir uma diferença significativa entre as forças de corte do ferro fundido vermicular e nodular. Na Figura 2.22 nota-se que, para ambas as velocidades de corte, os ensaios lubrificados apresentaram menores forças de corte que os a seco. As maiores forças de corte mensuradas durante o faceamento foram para o ferro fundido nodular perlítico (Nodular-2), seguidos pelo ferro fundido nodular ferrítico e vermicular. Estes valores podem ser facilmente explicados pois os esforços para usinar o material são proporcionais à tenacidade de sua matriz, uma vez que a tenacidade está relacionada com a energia, tanto na fase elástica como plástica, necessária para romper o material.

Tabela 2.3 – Caracterização dos ferros fundidos utilizados nos testes de torneamento. Adaptado de Nayyar et al. (2012).

Ferro Fundido	Perlita %	HB	Nodularidade %	Rm	Rp0.2	Alongamento %
Cinzento – FGI	>99	175	N.A.	194	182	0,3
Vermicular - CGI	86	210	10	415	310	1,7
Nodular-2 – SGI	76	230	86	-	-	-
Nodular-5 - SGI	22	155	87	-	-	-

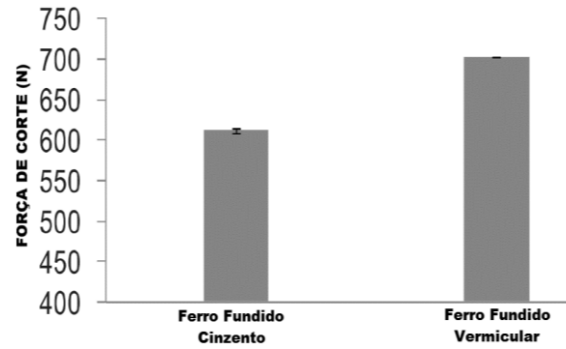


Figura 2.20 – Forças de corte no torneamento lateral (NAYYAR et al., 2012).

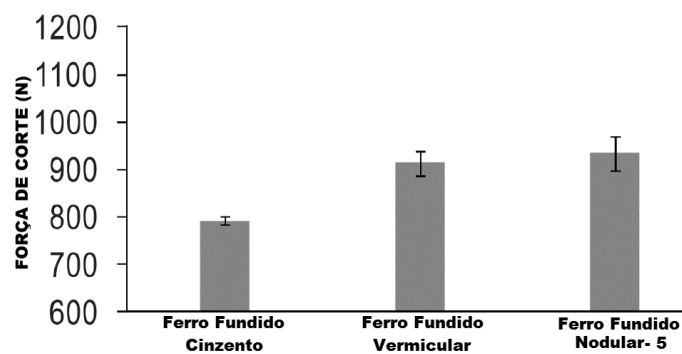


Figura 2.21 – Forças de corte no mandrilamento (NAYYAR et al., 2012).

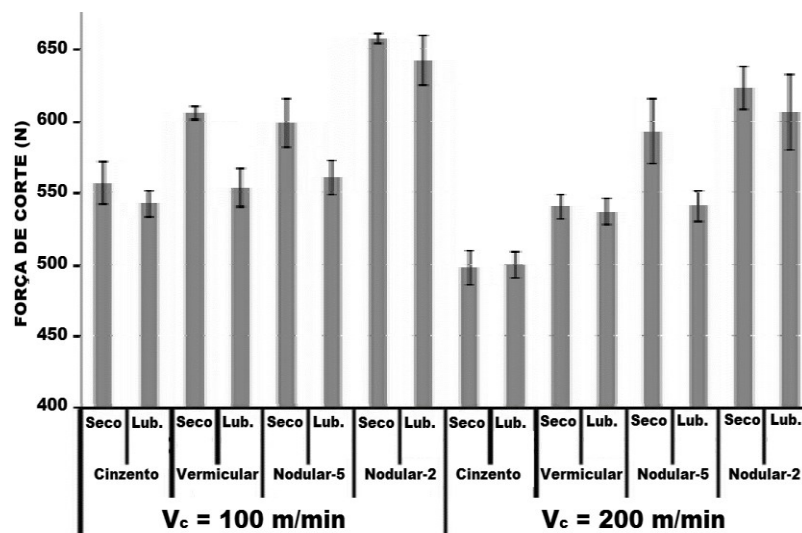


Figura 2.22 - Forças de corte no faceamento (NAYYAR et al., 2012).

Nayyar et al. (2013) investigaram, por meio de testes de torneamento, a usinabilidade de 18 tipos diferentes de ferros fundidos vermiculares, comparando-os com dois tipos diferentes de ferros fundidos cinzentos, conforme a Tabela 2.4. Como parâmetros de ensaio, foram utilizadas velocidades de corte (V_c) de 250, 300 e 350 m/min, avanços (f) de 0,15, 0,2 e 0,25 mm/rev e uma profundidade de corte $a_p = 1,5$ mm. O meio lubrificante foi a emulsão a uma concentração de 5%. A ferramenta

utilizada foi de metal duro, revestida com TiN, Al₂O₃ e Ti(C,N). As forças de usinagem para os parâmetros médios dos ensaios são ilustradas na Figura 2.23, sendo esse valor a raiz quadrada da soma dos quadrados das forças nos três eixos. Os ferros fundidos vermiculares de matriz ferrítica (1-6) apresentaram menores forças de corte que os de matriz perlítica (7-18). Os ferros fundidos cinzentos apresentaram valores maiores que os CGI de matriz ferrítica e menores que os de matriz perlítica, tendo o ferro fundido cinzento 1 (*FGI-1*) apresentado maiores valores que o ferro fundido cinzento 2 (*FGI-2*) em virtude de seu menor limite máximo de resistência (*LR*). As correlações entre as forças de corte e as propriedades do material são indicadas na Tabela 2.5 na qual se observa que a distância interlamelar e a nodularidade apresentaram pouca correlação com as forças de corte; com exceção do percentual de deformação, o qual apresentou correlação acima de 84%, todos os demais parâmetros apresentaram correlação acima de 95%. A Figura 2.24 ilustra a força de corte mensurada a dois níveis de velocidade de corte (250 e 350 m/min) e dois níveis de avanço (0,15 e 0,25 mm/rev), sendo mantida a profundidade de corte de 1,5 mm. Observa-se que, com o aumento da velocidade de corte, as forças de corte diminuem, e que com o aumento do avanço as forças de corte aumentam. Dentro da faixa testada, observou-se que o avanço foi o parâmetro que mais influenciou as forças de corte.

Tabela 2.4 – Propriedades dos materiais investigados (NAYYAR et al., 2013).

Ferro Fundido	PROPRIEDADES MICROESTRUTURAIS			PROPRIEDADES MECÂNICAS			
	Nodularidade (%)	Perlita (%)	Distância interlamelar da perlita (nm)	LR (MPa)	LE (MPa)	Deformação (%)	Dureza
Cinzento 1	-	-	-	245	184	0,8	184
Cinzento 2	-	-	-	220	162	1,3	162
CGI 1	9	27	240	275	219	4,7	132
CGI 2	10	23	222	295	226	6,2	140
CGI 3	11	21	188	329	240	8	140
CGI 4	24	26	322	316	243	5	144
CGI 5	17	23	222	319	242	5,5	146
CGI 6	18	24	183	317	239	6	140
CGI 7	9	78	247	385	283	2,3	198
CGI 8	7	87	200	430	305	2,7	217
CGI 9	6	81	184	430	309	2,8	206
CGI 10	26	78	310	468	321	2,9	208
CGI 11	18	90	274	507	340	3	229
CGI 12	16	87	205	532	352	3,3	229
CGI 13	12	96	267	435	337	1,9	230
CGI 14	8	989	266	442	331	2,1	242
CGI 15	8	98	177	455	330	2,1	229
CGI 16	31	91	283	531	379	2,3	234
CGI 17	24	95	230	525	351	2,8	236
CGI 18	9	97	214	538	364	2,8	234

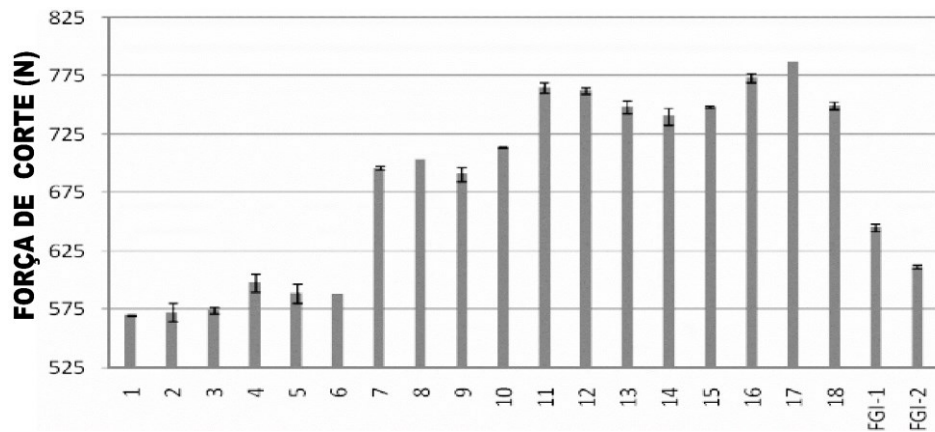


Figura 2.23 – Forças de corte mensuradas para as seguintes parâmetros de torneamento: $V_c = 300$ m/min, $f = 0.2$ mm/rev e $a_p = 1.5$ mm (NAYYAR et al., 2013).

Tabela 2.5 – Correlação entre os parâmetros dos materiais e as forças de corte (NAYYAR et al., 2013).

VARIÁVEL	CORRELAÇÃO
LR (MPa)	0,9586
Dureza HB	0,9834
LE	0,9764
Deformação (%)	0,8474
Nodularidade (%)	0,1646
Perlita (%)	0,9617
Distância Interlamelar	0,1419

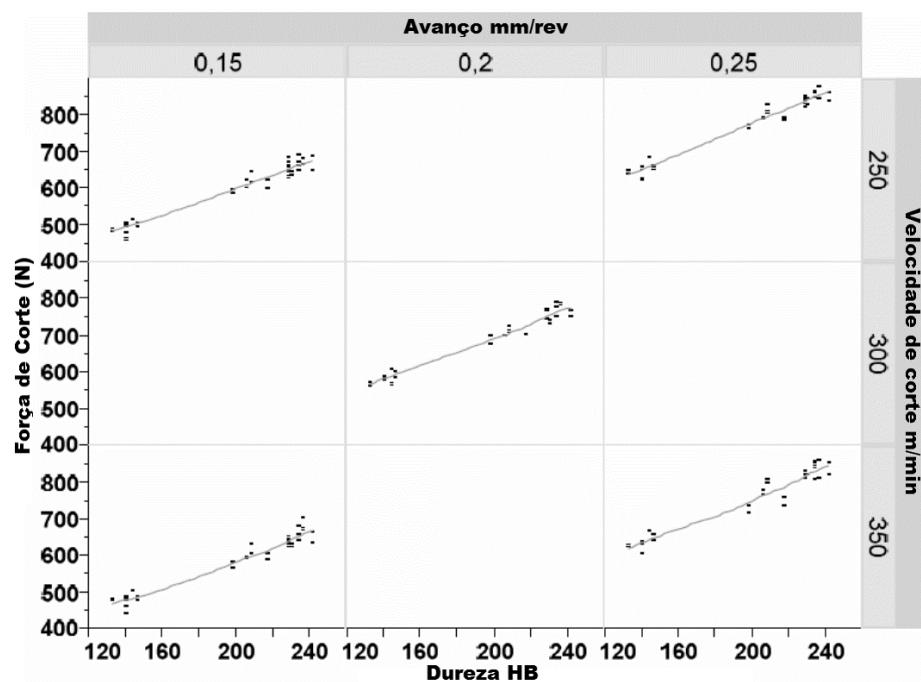


Figura 2.24 – Forças e velocidades de corte testadas em relação a dureza (NAYYAR et al., 2013).

A Figura 2.25 ilustra o torque em função da quantidade de furos em amostras de ferro fundido cinzento classe 40 e vermicular grau 450. Como parâmetros do ensaio de furação, foram utilizados uma velocidade de avanço $f = 264$ mm/min, rotação de 3000 rpm e profundidade de furo de 31,75 mm. As brocas utilizadas eram de metal duro com 6,35 mm de diâmetro, revestidas com TiAlN. Foi utilizado um meio lubrificador emulsificado a base de água, com diluição de 8%. Como esperado, o ferro fundido cinzento apresentou melhor usinabilidade que o vermicular. O torque durante a furação do ferro fundido cinzento foi constante, já o ferro fundido vermicular apresentou uma elevação no torque à medida que se aumentava a quantidade de furos, sendo este maior esforço oriundo do desgaste da ferramenta e adesão de material (EVANS; HOOGENDOORN; PLATT, 2013).

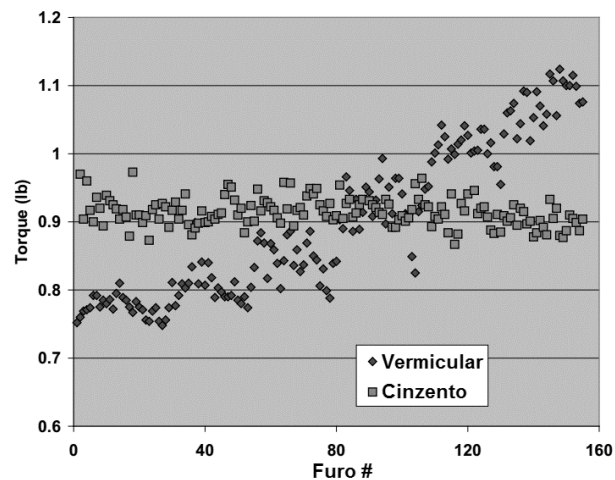


Figura 2.25 – Torque em função da quantidade de furos (EVANS; HOOGENDOORN; PLATT, 2013).

Naves (2009) comparou a usinabilidade de ferros fundidos caracterizados na Tabela 2.6, respectivamente o cinzento ligado ao CrCuSn (A), cinzento ligado CrCuSnMo (B) e vermicular classe 350 (C). Foram realizados ensaios de fresamento frontal sem lubrificação, sendo utilizadas ferramentas de metal duro revestidas de Al_2O_3 , e uma fresa frontal de 125 mm de diâmetro com capacidade para 8 insertos. Os parâmetros de teste foram $f = 0,2$ mm/dente, $a_p = 1,0$ mm. A velocidade de corte (V_c) foi variada, sendo estudados os valores de 600, 800 e 1000 m/min. O critério adotado para o meio e fim de vida da ferramenta foi um volume de material removido de 2460 cm³ e 4921 cm³ respectivamente.

Tabela 2.6 – Caracterização dos ferros fundidos analisados por (NAVES, 2009).

MATERIAL	PERLITA (%)	GRAFITA				LR (MPa)	DUREZA (HB)	PERLITA (HV0,1)	Cond. Térmica (W/mK)
		Forma	Tipo	Tamanho	Nodularidade (%)				
CINZENTO + CrCuSn (A)	100%	I	A	4-5	-	226	216,4	320,3	50
CINZENTO + CrCuSnMo (B)	100%	I	A	4-5	-	250	223,5	330,1	45.5
VERMICULAR FV 350 (C)	66%	III-VI	-	-	15	372	174,9	341,6	37

A Figura 2.26 ilustra as condições de potência de corte média para a ferramenta no início, meio e fim de vida da ferramenta. Para todos os materiais e condições de vida da ferramenta, observou-se que a potência de corte aumenta concomitantemente a V_c . Para as três condições de V_c estudadas, não se distinguem diferenças significativas na potência dos três materiais analisados quando a ferramenta está nova. À medida que a ferramenta evolui para seu meio de vida, percebe-se um leve aumento na potência de corte para todas as condições de V_c , contudo, novamente nenhuma diferença significativa entre os três materiais analisados. Ao fim de vida, os materiais B e C apresentaram um aumento na potência de corte substancialmente superior ao material A. Este aumento é explicado pelo fato de que tanto a adição de Mo no material B como a maior tenacidade do material C resultaram em um desgaste mais acentuado das arestas de corte da ferramenta.

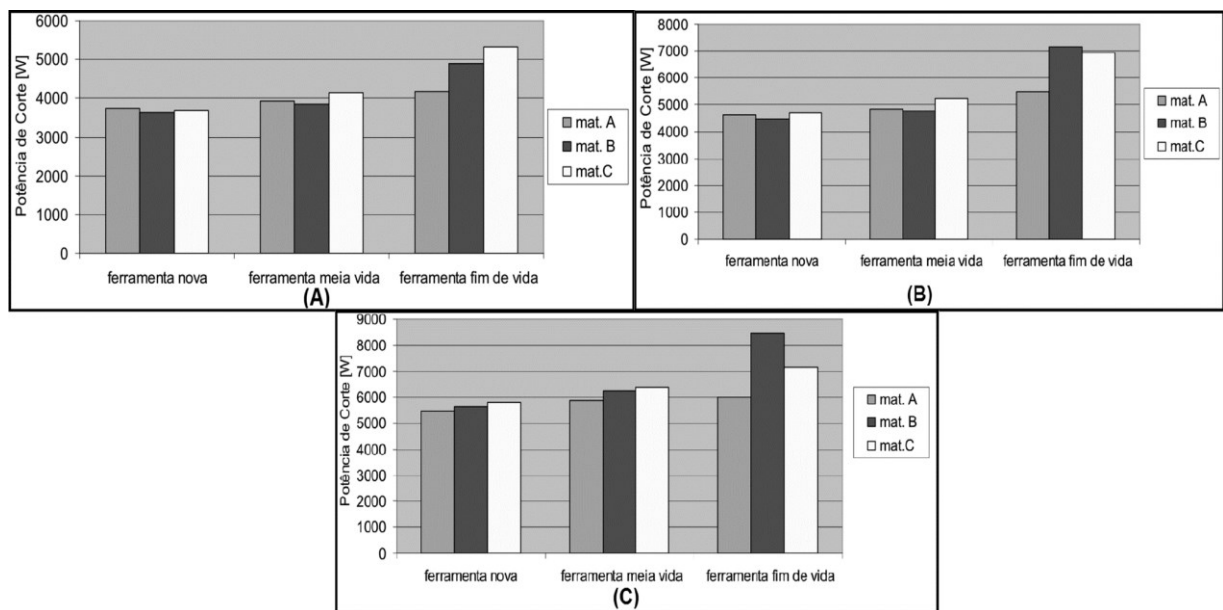


Figura 2.26 – Condições de potência de corte para os três estados de afiação da ferramenta (NAVES, 2009). (a) $V_c = 600$ m/min; (b) $V_c = 800$ m/min; (c) $V_c = 1000$ m/min;

Da Silva (2016) investigou o processo de furação no ferro fundido cinzento classe FC250, no ferro fundido cinzento de alta resistência com adição de Mo (FC300) e com adição de Mo e refino de grafita (FC300_(RG)), além do ferro fundido vermicular classe FV450. As propriedades mecânicas destes materiais são exibidas na Tabela 2.7. Foram utilizadas brocas de 10 mm de diâmetro, com pontas intercambiáveis de metal duro revestidas com TiAlN. Para medições de força de avanço (F_z) e torque (M_z), foram realizados ensaios a seco em duas configurações de parâmetros, sendo uma ponta de broca para cada configuração. O desgaste foi monitorado a cada três furos, sendo adotado $VB_{max} = 0,1$ mm. Para ambas as configurações, foi utilizado $L_f = 16$ mm, sendo para o ensaio 1 os valores de $V_c = 110-140$ m/min e $f = 0,27$ mm/rev e para o ensaio 2 os valores de $V_c = 135$ m/min e $f = 0,20-0,32$ mm/rev.

Tabela 2.7 – Caracterização dos ferros fundidos analisados por Da Silva (2016).

MATERIAL	PERLITA (%)	GRAFITA		LR (MPa)	LE (MPa)	DUREZA (HB)	Alongamento (%)
		Forma	Nodularidade (%)				
FC250	100%	I	-	259	-	187	-
FC300	100%	I	-	278	-	207	-
FC300 _(RG)	100%	I	-	283	-	217	-
FV450	99%	III-VI	9	524	379	229	1,54

A Figura 2.27 ilustra o comportamento de F_z e M_z com a variação da velocidade de corte para os materiais da Tabela 2.7. Os resultados mostram que tanto F_z como M_z não sofreram grandes variações com o aumento de V_c . Os resultados médios indicaram que os menores valores de força de avanço foram obtidos pelo FC250, seguidos do FC300 e FC300_(RG), sendo os maiores valores os do FV450. Estes resultados podem ser facilmente explicados pelo fato de que tanto LR como a HB também aumentaram de maneira análoga.

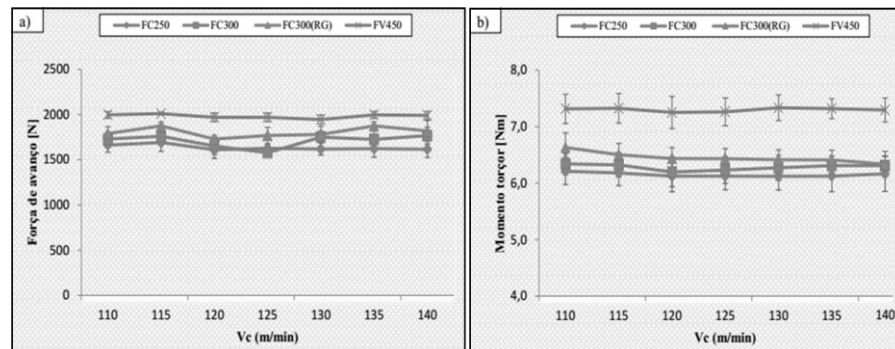


Figura 2.27 – Variação dos esforços de corte pela velocidade para os quatro ferros fundidos: a) F_z ; b) M_z . Condições de corte: $f = 0,27$ mm/rot e $L_f = 16$ mm (DA SILVA, 2016).

A Figura 2.28 por sua vez exibe o comportamento de F_z e M_z em função de f . De modo geral, observa-se uma leve tendência de aumento de F_z com o aumento de f . O momento torçor, por sua vez, aumentou de forma mais pronunciada. Estes resultados eram previsíveis uma vez que o aumento do avanço resulta no aumento do volume de material a ser cisalhado, sendo necessário assim mais força de avanço e mais torque para promover a usinagem.

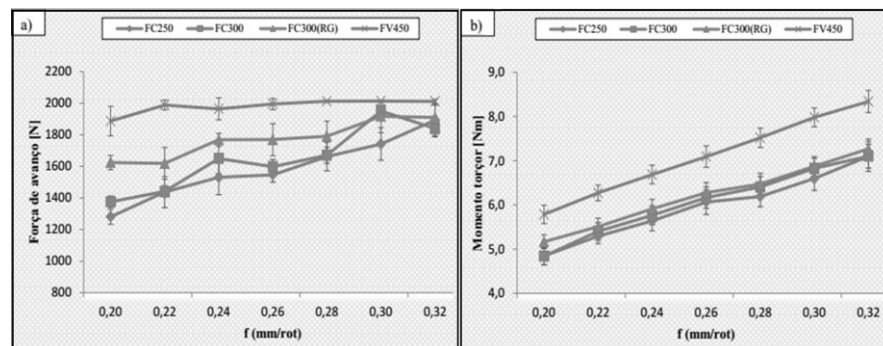


Figura 2.28 – Variação dos esforços de corte pelo avanço: a) F_z ; b) M_z . Condições de corte: $V_c = 135$ m/min e $L_f = 16$ mm (DA SILVA, 2016).

2.3.6 TEMPERATURA DE CORTE

A fim de mensurar temperaturas de corte na interface entre a ferramenta e o corpo de prova, Nayyar et al. (2012) realizaram ensaios de torneamento sem lubrificação, utilizando pastilhas de metal duro revestidas com Al_2O_3 , raio de aresta de 1,2 mm, velocidades de corte (V_c) de 52, 100, 211 e 320 m/min, avanço (f) de 0.2 mm/rev e profundidade de corte (a_p) de 3.5 mm. As temperaturas na zona de corte foram mensuradas utilizando termopares na pastilha de corte conforme indica a Figura 2.29. A Figura 2.30 indica as temperaturas para o torneamento em função da velocidade, nas junções V1 e V2 detalhadas na Figura 2.29, dos ferros fundidos detalhados na Tabela 2.3. Em todas as situações mensuradas, o ferro fundido cinzento apresentou menores temperaturas de corte, mesmo que estatisticamente estas diferenças sejam negligenciáveis. Com o aumento da velocidade de corte, observou-se aumento no calor gerado para todas as situações, uma vez que não foi utilizada lubrificação nos testes. Para velocidades de corte acima de 100 m/min, o comportamento térmico do CGI e do ferro fundido nodular (SGI) foi indistinguível (NAYYAR et al., 2012)

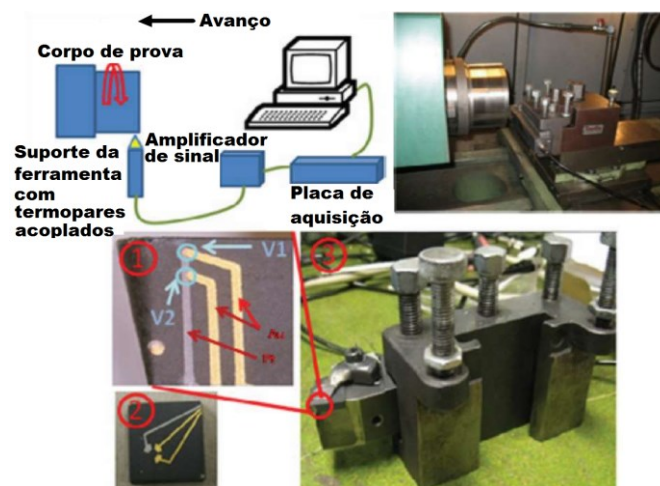


Figura 2.29 – Aparato de medição de temperatura. (1) Aresta de corte da ferramenta; (2) vista inferior da ferramenta; (3) suporte utilizado. Adaptado de (NAYYAR et al., 2012).

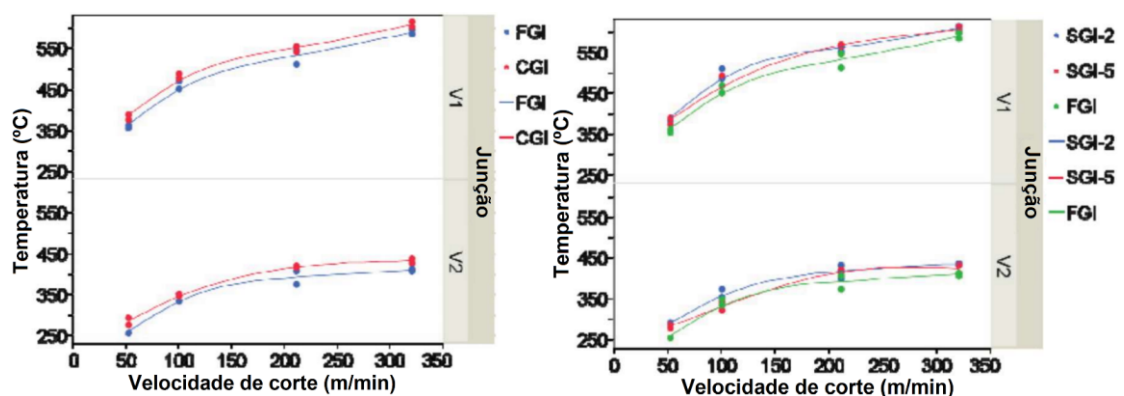


Figura 2.30 – Medições de temperatura durante os ensaios de torneamento (NAYYAR et al., 2012).

Skvarenina e Shin (2006) estudaram a influência da temperatura de corte na usinabilidade do ferro fundido vermicular no processo de torneamento. A fim de aquecer a peça, foi utilizado um feixe de laser (LAM, do inglês *Laser-assisted Machining*) posicionado a 1,7 mm do plano de corte e 4,5 mm de diâmetro, além de um jato de baixa pressão de CO₂ com a finalidade de inibir oxidação. As forças envolvidas no processo foram mensuradas utilizando um dinamômetro. A ferramenta utilizada era de metal duro, sem revestimento, com 0,8 mm de raio de aresta. Na Figura 2.31 compara-se a força média de corte (F_c), força média de avanço (F_f) e a força média radial (F_t) para testes com $V_c = 100$ m/min, $f = 0,1$ mm/rev, $a_p = 0,5$ mm. Nos testes LAM foi aplicado ainda um feixe de laser com potência de 650 W, o qual elevou a temperatura de arrancamento de material (T_{mr}) para 400 °C. Observa-se que a F_c e a F_f das amostras aquecidas a laser foram cerca de 15% menores enquanto o F_t foi 15% maior quando comparados com o teste convencional.

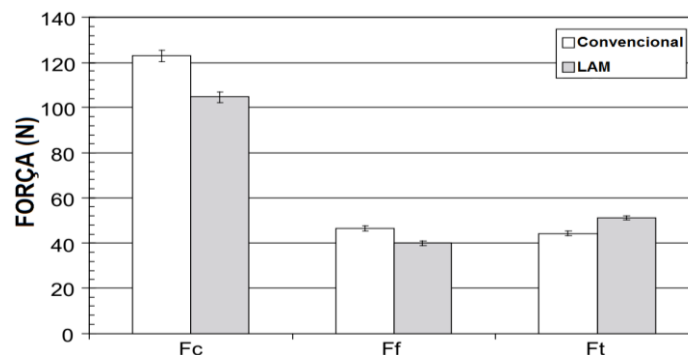


Figura 2.31 – Comparação entre as forças envolvidas no processo de torneamento com e sem aquecimento a laser (SKVARENINA; SHIN, 2006).

Berglund (2011) investigou a temperatura de corte em um processo de torneamento do ferro fundido vermicular, com as propriedades mecânicas detalhadas na Tabela 2.8, por meio do uso de uma câmera infravermelha. A ferramenta de corte era de metal duro, revestida com TiCN e com raio de aresta de 0,3 mm. Foram utilizados como parâmetros $V_c = 100$ m/min, $f = 0,3$ mm/dente e $a_p = 3$ mm. A Figura 2.32 ilustra as temperaturas na ferramenta de corte durante 0,033 segundos após interrompido o corte. A maior temperatura observada foi de 325 °C (excluindo-se a interface de corte, em que as temperaturas atingem maiores valores). Imediatamente após encerrado o corte, a temperatura máxima do inserto caiu para aproximadamente 90 °C.

Tabela 2.8 – Propriedades do CGI usinado nos testes de medição de temperatura por Berglund (2011).

FATOR	VALOR
Nodularidade (%)	4
Percentual de perlita	75%
LR (MPa)	385
Alongamento (%)	1,8
HB	196

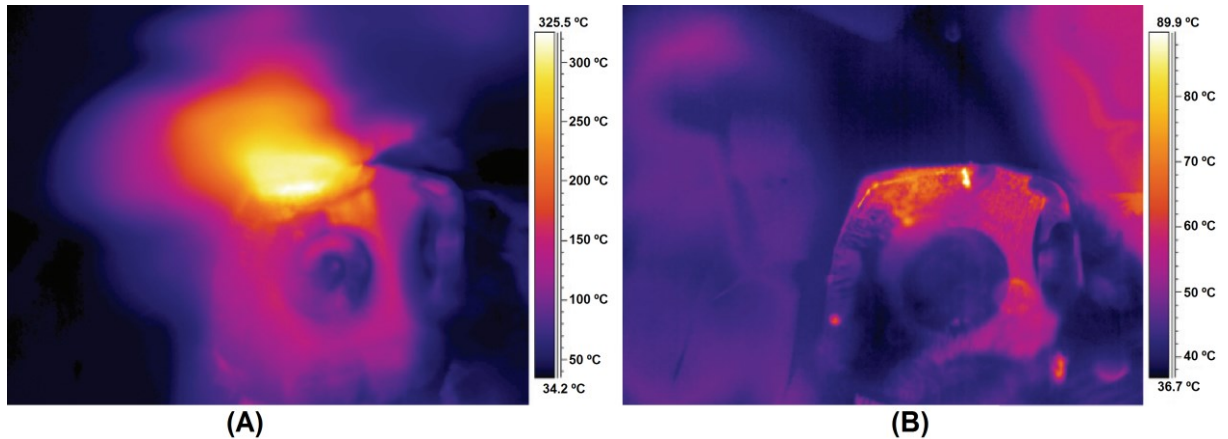


Figura 2.32 – Imagem infravermelha da ferramenta de corte: (a) durante o corte; (b) imediatamente depois do corte. Adaptado de Berglund (2011).

2.3.7 INTEGRIDADE SUPERFICIAL

Após o processo de furação ilustrado na Figura 2.25, Evans; Hoogendoorn; Platt (2013) submeteram os furos ao processo de mandrilamento, utilizando um mandril de metal duro de 6.75 mm de diâmetro, $V_c = 130$ mm/min, rotação de 900 rpm e o mesmo fluido meio lubrificadorrefrigerante a base de água diluído a 8%. Os resultados do acabamento superficial são ilustrados na Figura 2.33, na qual também é possível visualizar a maior dificuldade de usinagem do ferro fundido vermicular no processo de mandrilamento. Nos primeiros oitenta furos, ambos os materiais apresentaram um aumento de mesma magnitude na rugosidade dos furos, o que indica uma taxa inicial de desgaste similar da ferramenta. Após os oitenta furos, o ferro fundido cinzento apresentou estabilidade na rugosidade dos furos, enquanto no ferro fundido vermicular a rugosidade continuou a subir.

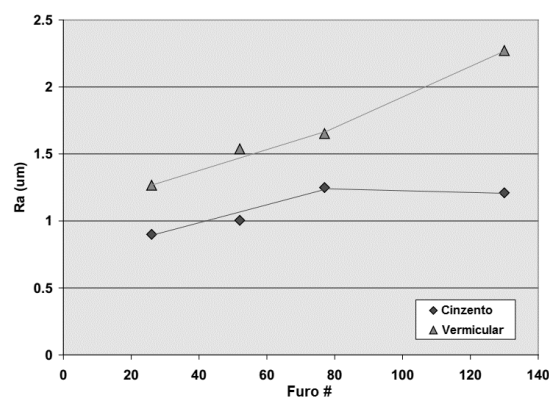


Figura 2.33 – Comparação entre o acabamento superficial na furação dos ferros fundidos cinzento e vermicular (EVANS; HOOGENDOORN; PLATT, 2013).

Rosa et al. (2010) investigaram a influência do teor de titânio e da nodularidade no acabamento superficial do processo de torneamento dos ferros fundidos vermiculares listados na Tabela 2.9. Não foram utilizados fluidos de corte, sendo mantidos constantes $f = 0,15$ mm/rev, e $a_p = 1$ mm, e

velocidades de corte $V_c = 160$ e 250 m/min. A ferramenta de corte utilizada era de metal duro, revestida com TiN, Al_3O_2 e TiCN. A Figura 2.34 ilustra os valores de rugosidade em função do tempo de corte para $V_c = 160$ m/min (Figura 2.34a) e $V_c = 250$ m/min (Figura 2.34b). Para ambos os casos se observa que nos períodos iniciais de teste não houve variação significativa da rugosidade nos três materiais. As amostras L2 e L3 apresentaram menor período de estabilidade que a amostra L1. O abrupto aumento de rugosidade das amostras L2 e L3 deu-se em virtude da maior taxa de desgaste da ferramenta para estes materiais, sendo a mudança da forma da aresta de corte a responsável pelo aumento da rugosidade. Uma vez que com o prosseguimento dos testes as amostras L1 apresentaram rugosidades no mesmo patamar que as amostras L2 e L3, concluiu-se que o teor de titânio influencia no desgaste da ferramenta, e a mudança na forma da aresta de corte gerada por este desgaste é o principal fator do aumento da rugosidade.

Tabela 2.9 – Caracterização dos materiais analisados por Rosa et al. (2010).

Liga	HB		PROPRIEDADES MECÂNICAS			Perlita (%)	Espaçamento Interlamelar (%)	Nodularidade (%)	Ti (% em massa)
	Superfície	Núcleo	LR	LE	ϵ (%)				
L1	231	234	517	399	1,92	98	0,45	7	0,007
L2	245	240	490	394	1,13	99	0,30	12	0,03
L3	231	228	513	394	1,50	97	0,35	16	0,03

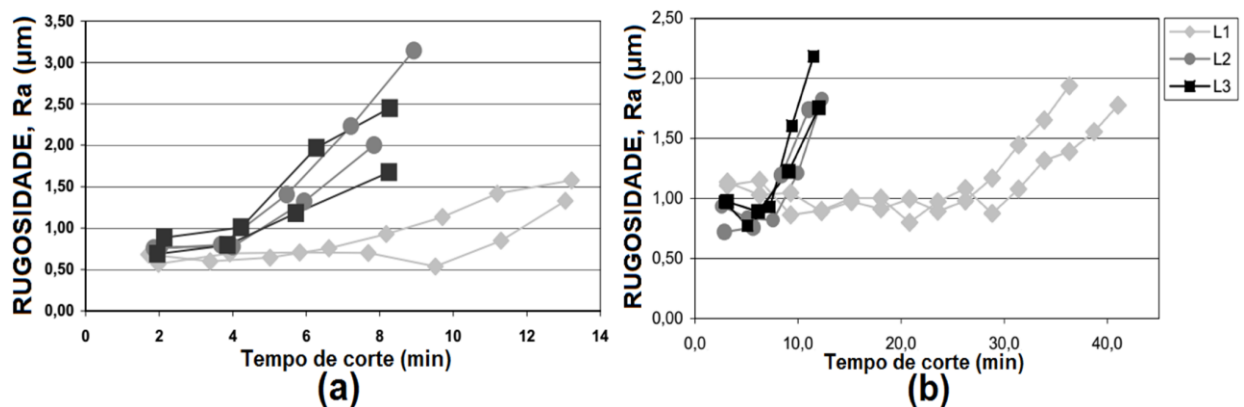


Figura 2.34 – Variação da rugosidade em função do tempo de corte (ROSA et al., 2010). (a) 160 m/min; (b) 250 m/min.

Skvarenina e Shin (2006) investigaram também, no processo de torneamento, a relação entre a energia de corte, o avanço e a rugosidade, mantendo-se os demais parâmetros de ensaio constantes, como ilustra a Figura 2.35. Como pode ser visto, o aumento no avanço resulta em uma expressiva queda na energia específica de corte, enquanto a rugosidade aumenta de maneira menos pronunciada.

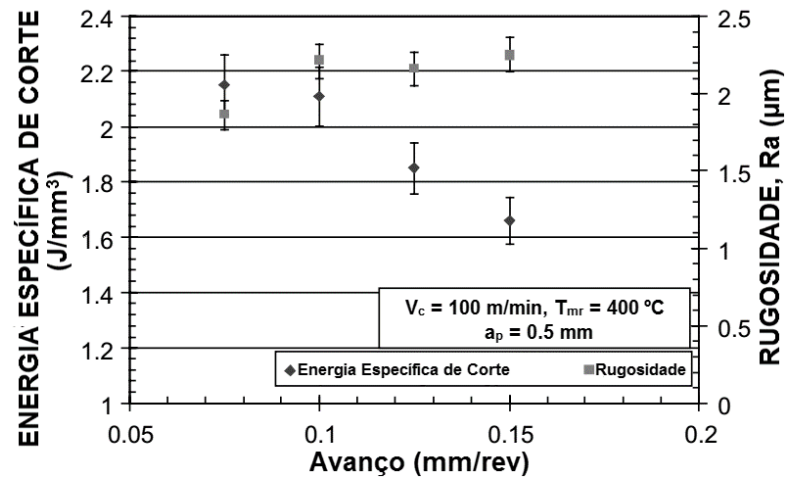


Figura 2.35 – Variação da energia de corte e rugosidade em função do avanço no torneamento de amostras aquecidas a laser (SKVARENINA; SHIN, 2006).

De maneira similar, a Figura 2.36 ilustra uma queda na energia específica de corte com o aumento na temperatura de remoção de material (T_{mr}), uma vez que este aumento na temperatura diminui a tenacidade do material, requerendo assim menos energia para cisalhar. Não se observaram diferenças significativas na rugosidade com o aumento da T_{mr} .

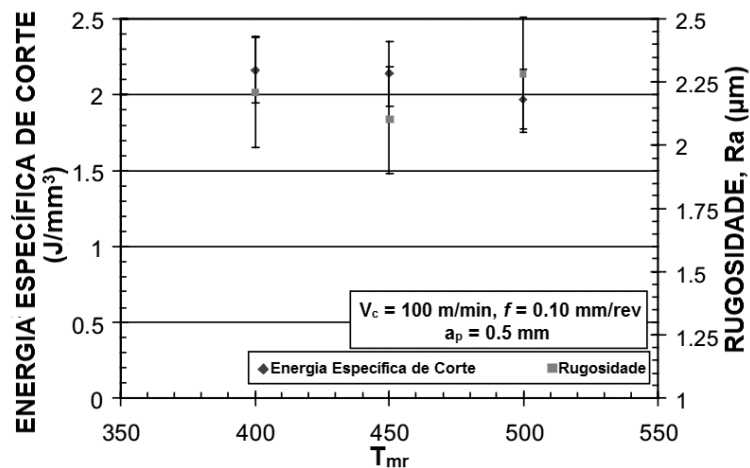


Figura 2.36 – Variação da energia de corte e rugosidade em função da temperatura de arrancamento de material no torneamento de amostras aquecidas a laser (SKVARENINA; SHIN, 2006).

A Figura 2.37 ilustra a rugosidade média de testes realizados com os parâmetros $V_c = 100$ m/min, $f = 0,15$ mm/rev, $a_p = 0,5$ mm, sendo uma das amostras aquecida por um laser de potência de 750 W e apresentando T_{mr} de 400 °C. Foi observada uma redução de aproximadamente 5% em rugosidade com o aumento da temperatura obtido com o aquecimento a laser, além de um menor desvio padrão entre as medições.

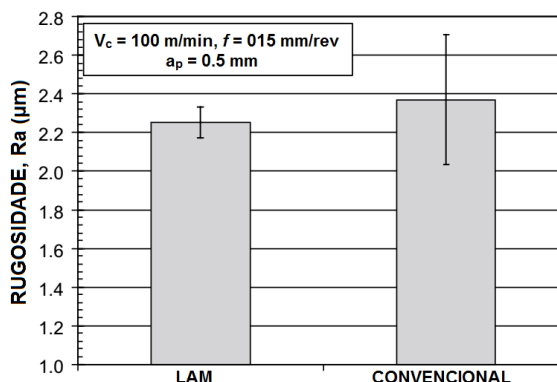


Figura 2.37 – Comparação da rugosidade média no processo de torneamento entre amostras aquecidas e não aquecidas a laser (SKVARENINA; SHIN, 2006).

2.3.8 DESGASTE DA FERRAMENTA

Uma vez que as propriedades mecânicas dos ferros fundidos são dependentes da forma da grafita e da composição da matriz (GUESSER, 2009), e que estas propriedades mecânicas estão diretamente ligadas aos esforços de usinagem (MACHADO et al., 2015a), torna-se necessário investigar a relação destes parâmetros com o desgaste da ferramenta de corte.

A relação entre a forma da grafita e o desgaste da ferramenta foi evidenciada por Dawson et al. (2001) na Figura 2.38 para o processo de fresamento, utilizando ferramenta de PCBN e parâmetros exibidos na Tabela 2.10. O ferro fundido cinzento apresentou os melhores resultados de vida da ferramenta, uma vez que, de acordo com a Tabela 2.1, este material apresenta menor robustez mecânica que os demais ferros fundidos grafiticos, resultando assim em menores esforços mecânicos na usinagem. Com o aumento da nodularidade, o desgaste da ferramenta também aumentou, pois, conforme a Figura 2.8, a resistência mecânica do material aumenta com o acréscimo no percentual de nodularidade.

Tabela 2.10 – Parâmetros de ensaio utilizados por Dawson et al. (2001).

Material da pastilha	V_c (m/min)	f	a_p (mm)
FRESAMENTO		(mm/dente)	
Metal Duro	150	0,15	2,0
Metal Duro	250	0,15	2,0
PCBN	400	0,15	2,0
PCBN	800	0,15	2,0
TORNEAMENTO		mm/rev	
Metal Duro	150	0,3	0,20
Metal Duro	250	0,3	0,20
PCBN	400	0,3	0,15
PCBN	800	0,3	0,15

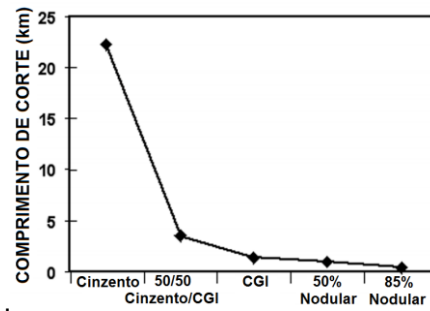


Figura 2.38 – Influência da forma da grafita na vida da ferramenta durante o torneamento dos ferros fundidos grafíticos (DAWSON et al., 2001).

A menor usinabilidade do ferro fundido vermicular em comparação ao ferro fundido cinzento, quando utilizadas as mesmas condições de usinagem, continua a ser um dos maiores desafios na utilização em larga escala de blocos de motor de CGI. Este fato foi evidenciado por Schulz e Reuter (1999) na Figura 2.39, em que se observa que o desgaste da ferramenta é sempre maior na usinagem do CGI para todos os processos utilizados na usinagem de blocos de motores. Na Figura 2.40, Dawson et al. (2001) relataram que no fresamento, utilizando os parâmetros descritos na Tabela 2.10, mesmo se variando o material da ferramenta e as velocidades de corte, o desgaste da ferramenta ainda é menor na usinagem do ferro fundido cinzento.

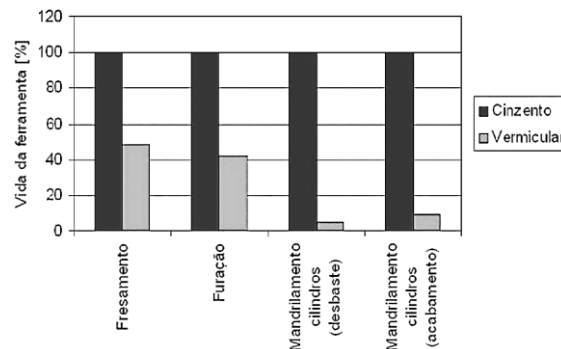


Figura 2.39 – Vida da ferramenta nas diversas operações de usinagem de blocos de motores (SCHULZ; REUTER, 1999).

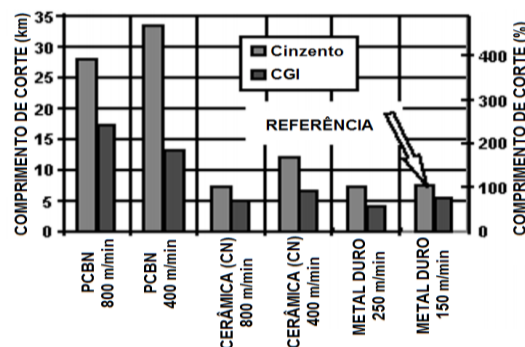


Figura 2.40 – Comparativo da vida de diferentes tipos de ferramentas a diferentes velocidades de corte utilizadas no processo de torneamento dos ferros fundidos cinzento e vermicular (DAWSON et al., 2001).

Naves (2009) representou, na Figura 2.41 o comprimento médio do desgaste de flanco das pastilhas em função da velocidade de corte para os materiais detalhados na Tabela 2.6, utilizando os mesmos parâmetros de usinagem dos ensaios representados na Figura 2.26. O material A não apresentou diferenças significativas quando V_c subiu de 600 para 800 m/min, tendo, no entanto, o desgaste aumentado para a velocidade de corte de 1000 m/min. O material B não apresentou diferenças significativas no valor de desgaste de flanco a 800 e 1000 m/min, contudo, para ambas as velocidades, o desgaste foi maior que a 600 m/min. Por fim, o material C (CGI) apresentou uma tendência de queda no desgaste de flanco com o aumento de V_c , sendo seu desgaste maior que o dos outros materiais nos testes a 600 m/min e apresentando valores similares de desgaste de flanco ao material A nos testes a 1000 m/min.

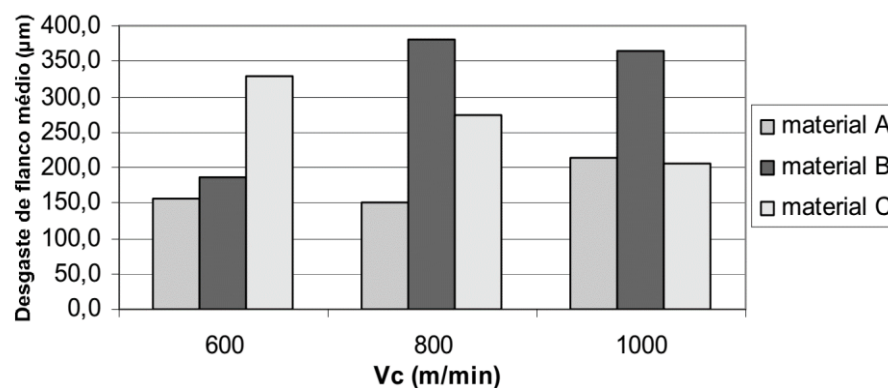


Figura 2.41 – Evolução do desgaste de flanco para os três materiais e V_c analisados (NAVES, 2009).

Mocellin et al. (2004) analisaram também o desgaste das ferramentas utilizadas para furar os materiais listados na Tabela 2.2, durante os testes ilustrados nas Figuras Figura 2.18 e Figura 2.19 com a finalidade de comparar a usinabilidade durante o processo de furação entre o ferro fundido cinzento e vermicular. Foi tomado como parâmetro de desgaste de flanco máximo $VB_{max} = 0,40$ mm. A Figura 2.42 ilustra a evolução do desgaste de flanco em função da profundidade de furação. Na Figura 2.42a observa-se que as curvas referentes ao Cinzento A mostram menores valores de desgaste desde o início do experimento, tendo as brocas utilizadas para furar o Vermicular B apenas 44% da vida média das brocas utilizadas no Cinzento A (Figura 2.43), de maneira similar aos resultados observados por Schulz e Reuter (1999). Na Figura 2.42b não se observa uma diferença significativa no comportamento dos Vermiculares C, D, E, cujo desempenho foi ligeiramente superior ao Vermicular B quanto à vida da ferramenta (Figura 2.43). O Vermicular F, em contrapartida, apresentou uma usinabilidade muito superior à do ferro fundido Cinzento A, sendo a causa para esta relativamente alta usinabilidade em função do seu baixo teor de perlita, o qual resultou em baixa dureza e maior usinabilidade, não chegando ao valor máximo estabelecido para o desgaste de flanco mesmo após mais de 30 metros perfurados.

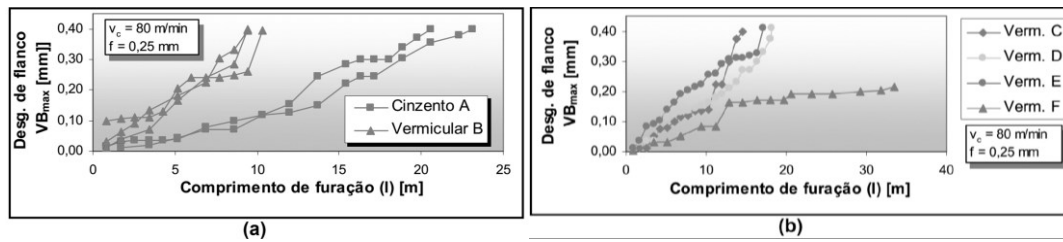


Figura 2.42 – Desgaste de flanco das ferramentas utilizadas na furação dos materiais estudados por Mocellin et al. (2004).

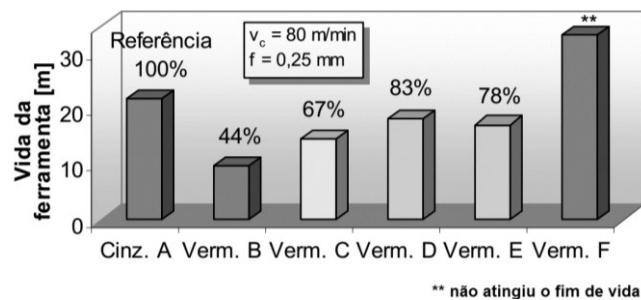


Figura 2.43 – Vida das ferramentas utilizadas na furação dos materiais estudados por Mocellin et al. (2004).

Dawson et al. (2001), na Figura 2.44, explanaram que, no processo de torneamento, utilizando os parâmetros da Tabela 2.10, o CGI contendo de 70-80% de perlita apresenta resultados similares quanto à vida da ferramenta quando comparado ao ferro fundido cinzento ligado para diversas velocidades de corte. Este resultado é importante uma vez que a adição de elementos de liga melhora apenas 20-25% a dureza e a tenacidade, além de 5-10% a resistência à fadiga em relação ao ferro fundido cinzento convencional, valores inferiores aos obtidos com o uso do CGI conforme a Tabela 2.1.

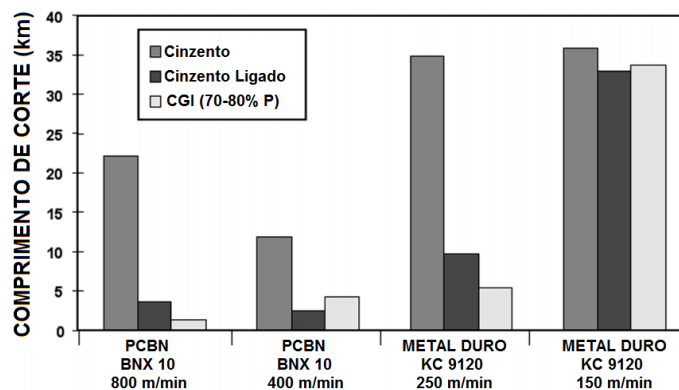


Figura 2.44 – Vida da ferramenta de corte no torneamento dos ferros fundidos cinzento, cinzento ligado e CGI (70-80% de perlita) Dawson et al. (2001).

O efeito do percentual de perlita é ilustrado na Figura 2.45 (DAWSON et al., 2001), para os parâmetros descritos na Tabela 2.10. No processo de fresamento, tanto para os testes com ferramenta de metal duro (Figura 2.45a) quando para os testes com ferramenta de PCBN (Figura 2.45b) observa-

se um aumento na vida da ferramenta com o aumento do percentual de perlita. Isso ocorre provavelmente porque menores percentuais de perlita resultam em maior tenacidade da matriz, dificultando a clivagem do material. No torneamento, observa-se pouca influência no percentual de perlita para as maiores velocidades de corte, no entanto, nas velocidades mais baixas, observou-se que um percentual de 75% de perlita resulta na maior vida de ambos os materiais das ferramentas.

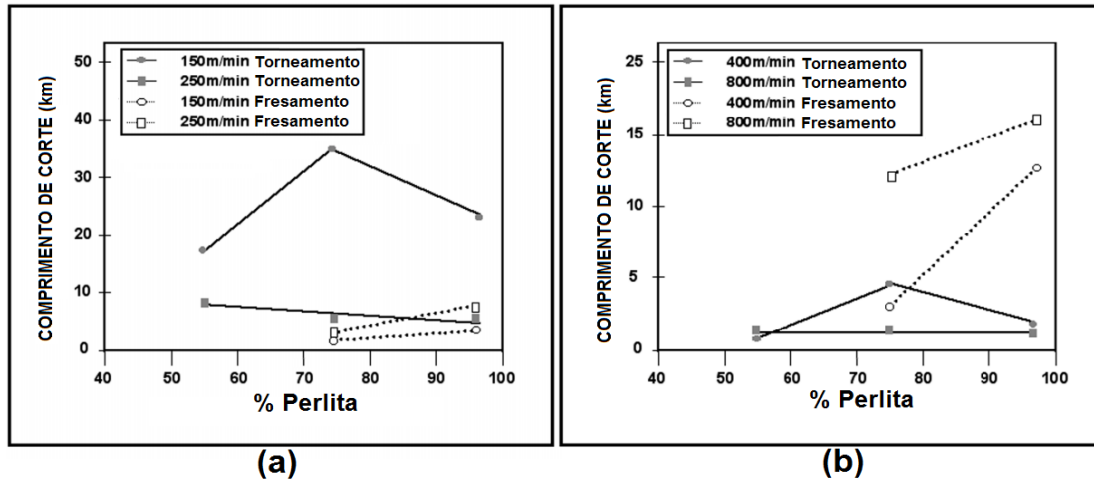


Figura 2.45 – Efeito do percentual de perlita (estabilizada utilizando cobre e estanho) na vida da ferramenta nos processos de torneamento e fresamento. (a) Ferramenta de metal duro; (b) Ferramenta de PCBN. Adaptado de Dawson et al. (2001).

Berglund (2011) investigou o efeito dos percentuais de nodularidade e perlita, bem como da adição de Cr e Mn na usinabilidade do CGI em testes de fresamento frontal. Foi utilizado como critério de usinabilidade o fim de vida da ferramenta quando esta apresentar um desgaste máximo de flanco de $VB_{\max} = 0,3$ mm. Foram utilizadas ferramentas de metal duro revestidas de TiCN e parâmetros de usinagem $V_c = 200$ m/min, $f = 0,2$ mm/dente e $a_p = 3$ mm. A Figura 2.46 ilustra a vida da ferramenta em função do teor de perlita e da nodularidade, e verifica-se que o teor de perlita tem um efeito muito maior sobre a vida da ferramenta que a nodularidade. Na Figura 2.47 por sua vez, ilustra a influência dos teores de Cr (Figura 2.47b) e Mn (Figura 2.47a) na diminuição da vida da ferramenta, uma vez que o cromo aumenta sua resistência ao desgaste e o Mn tenacifica o CGI. Estes efeitos, apesar de adversos, para usinagem são essenciais para o aumento de eficiência dos blocos automotivos. Mantendo o valor de $a_p = 3$ mm e variando V_c de 120 a 200 m/min e f de 0,15 a 0,25 mm/dente, sendo também investigada a influência destes parâmetros na usinabilidade do CGI, e os resultados foram representados na Figura 2.48. Assim como observado por Naves (2009) no fresamento frontal de alta velocidade, o aumento de V_c tem um grande impacto na vida da ferramenta, uma vez que a influência deste parâmetro é maior que a do avanço. Os resultados de Berglund (2011) indicam que baixas velocidades de corte e maiores avanços resultam em maior vida da ferramenta.

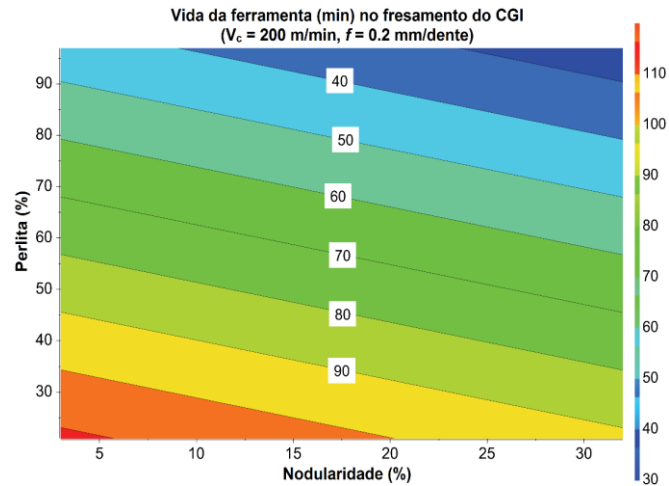


Figura 2.46 – Influência do percentual de nodularidade e perlita na vida da ferramenta durante a usinagem do CGI (BERGLUND, 2011).

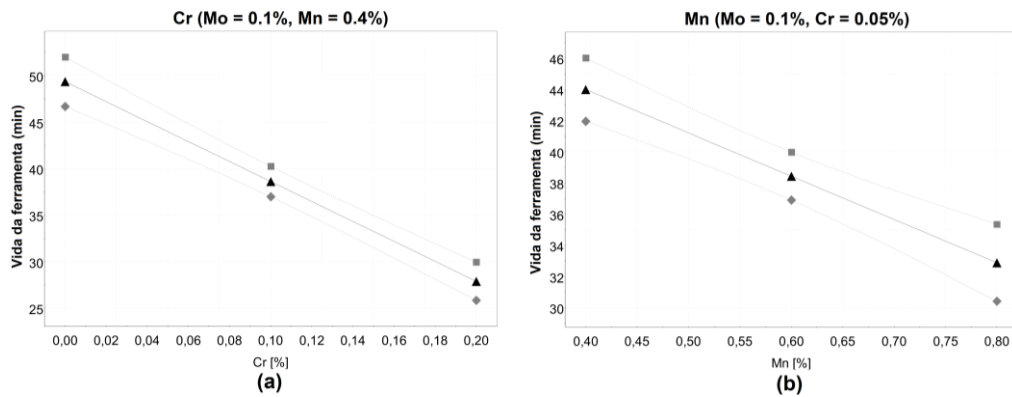


Figura 2.47 – Influência na vida dos teores de elementos de liga adicionados no CGI na vida da ferramenta (BERGLUND, 2011). (a) Cromo; (b) Manganês.

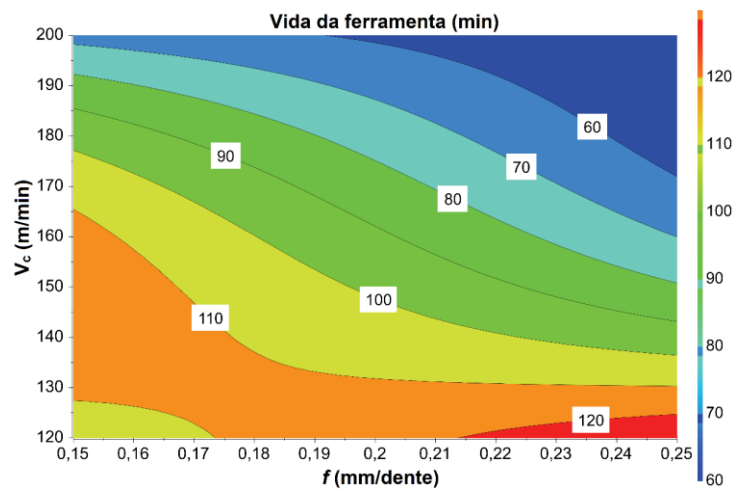


Figura 2.48 – Influência da velocidade de corte e do avanço na vida da ferramenta (BERGLUND, 2011).

A Figura 2.49 (DAWSON et al., 2001) ilustra o efeito do percentual em massa de titânio no torneamento utilizando ferramenta de metal duro (Tabela 2.10). O Titânio encontra-se tipicamente em uma faixa de 0,005 a 0,2% no CGI. Inicialmente utilizado para auxiliar na transformação da grafita lamelar para vermicular ao inibir a nodularização da grafita, o titânio pode vir a reagir com o carbono e com o nitrogênio presentes na liga formando carbonitretos $Ti(C,N)$ extremamente duros, os quais comprometem a vida da ferramenta de corte. Observou-se uma rápida queda na vida da ferramenta até um percentual de 0,04% de titânio, sendo que, apesar do comprimento de corte continuar a diminuir com o aumento do teor de titânio, essa diminuição ocorre a uma menor taxa.

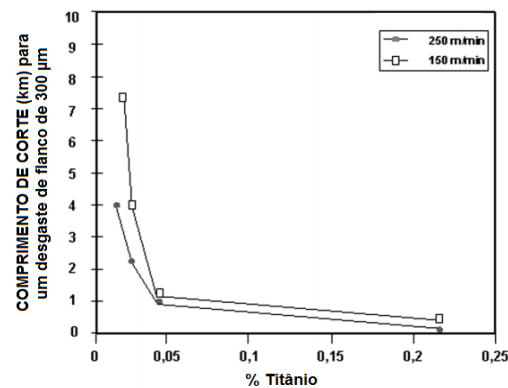


Figura 2.49 – Influência do % em massa de titânio na vida da ferramenta no torneamento do CGI (DAWSON et al., 2001).

Sadik (2007a) obteve, em testes de torneamento frontal de alta velocidade de ferros fundidos vermiculares com diferentes teores de titânio, conclusões semelhantes a Dawson et al. (2001). Foram utilizados como parâmetros de usinagem $V_c = 700$ m/min, $a_p = 2$ mm e $f = 0,125$ mm/dente, além de ferramentas cerâmicas, cerâmicas revestidas e de metal duro com revestimento. Os resultados dos testes são ilustrados na Figura 2.50, e mostram que as ferramentas cerâmicas com e sem revestimento apresentam comportamentos praticamente indistinguíveis, claramente superiores aos das ferramentas de metal duro revestidas até cerca de 0,06 % de titânio, e todas as ferramentas passam a ter tempo de corte similar.

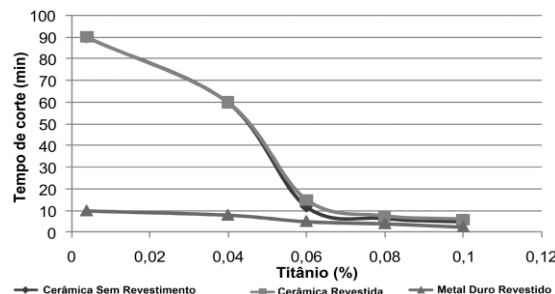


Figura 2.50 – Tempo de corte em relação ao teor de titânio (SADIK, 2007a).

O silício (Si) é utilizado como estabilizante da ferrita no ferro fundido vermicular, sendo seu efeito na vida da ferramenta durante o torneamento (Tabela 2.10) ilustrado na Figura 2.51 (DAWSON et al., 2001). Ligas de CGI com 3% de Si melhoraram a vida da ferramenta no torneamento a 400 m/min

utilizando ferramenta de PCBN e a 150 e 250 m/min utilizando ferramentas de metal duro. Quando utilizada velocidade de corte de 800 m/min para as ferramentas de PCBN, não se observou ganho da adição de silício. Por estabilizar a ferrita, o CGI com 3% de silício é relativamente macio (170 HB), não sendo apropriado para a confecção de cilindros e blocos automotivos. A adição de 4% de silício aumenta ainda mais a tenacidade do CGI, no entanto, este aumento na tenacidade faz com que os ganhos obtidos no aumento da vida da ferramenta sejam majoritariamente perdidos.

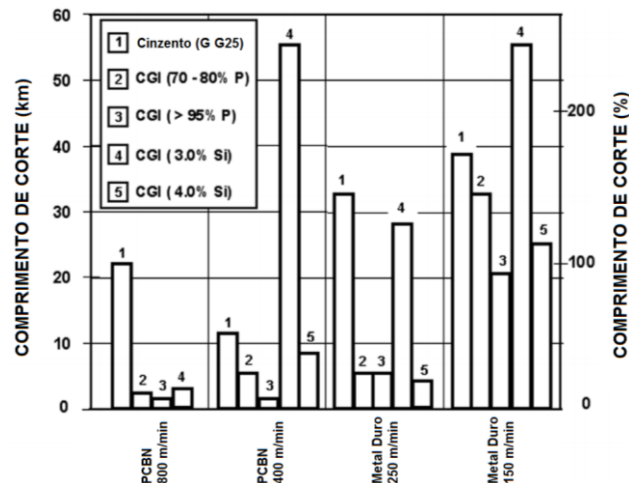


Figura 2.51 – Influência do teor de silício no torneamento do CGI (DAWSON et al., 2001).

Da Silva (2016) investigou também o desgaste de brocas utilizadas em ensaios de furação dos materiais listados na Tabela 2.7. Para os testes de vida da ferramenta, foi utilizado um fatorial 2^3 completo, cujo as variáveis foram $V_c = 70$ e 140 m/min, $f = 0,15$ e $0,25$ mm/rev, além dos materiais usinados. Os testes foram realizados sem lubrificação, sendo cada condição repetida 3 vezes. Foi adotado um $VB_{max} = 0,4$ m. A Figura 2.52 representa a vida das ferramentas em relação ao valor de VB_{max} adotado. Observa-se por meio deste gráfico que o aumento da V_c de 70 para 140 m/min aumenta de maneira muito significativa a vida das brocas. Segundo Da Silva (2016) este fato se explica pela adesão se intensificar a velocidades de corte mais baixas.

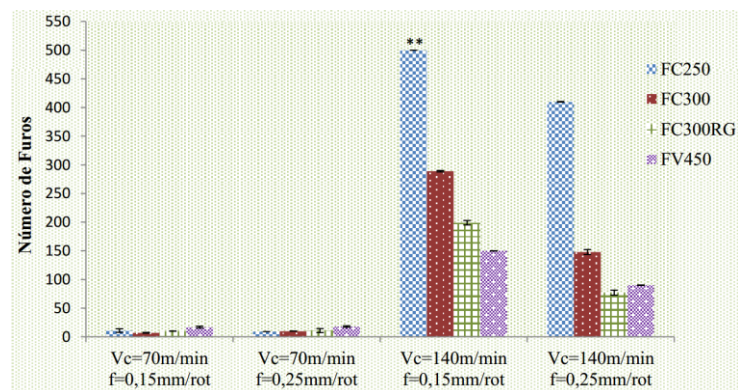


Figura 2.52 – Comparativo da usinabilidade em relação a $VB_{max} = 0,4$ mm para os ferros fundidos estudados por Da Silva (2016).

CAPÍTULO III

METODOLOGIA GERAL

3.1 ESTRUTURAÇÃO DA TESE

A investigação da usinabilidade dos materiais avaliados nesta tese é realizada por meio da sequência de atividades ilustradas na Figura 3.1. A sequência de atividades realizadas foi planejada para que cada capítulo sirva de embasamento para o próximo, culminando assim com um melhor entendimento da usinabilidade dos ferros fundidos vermiculares.

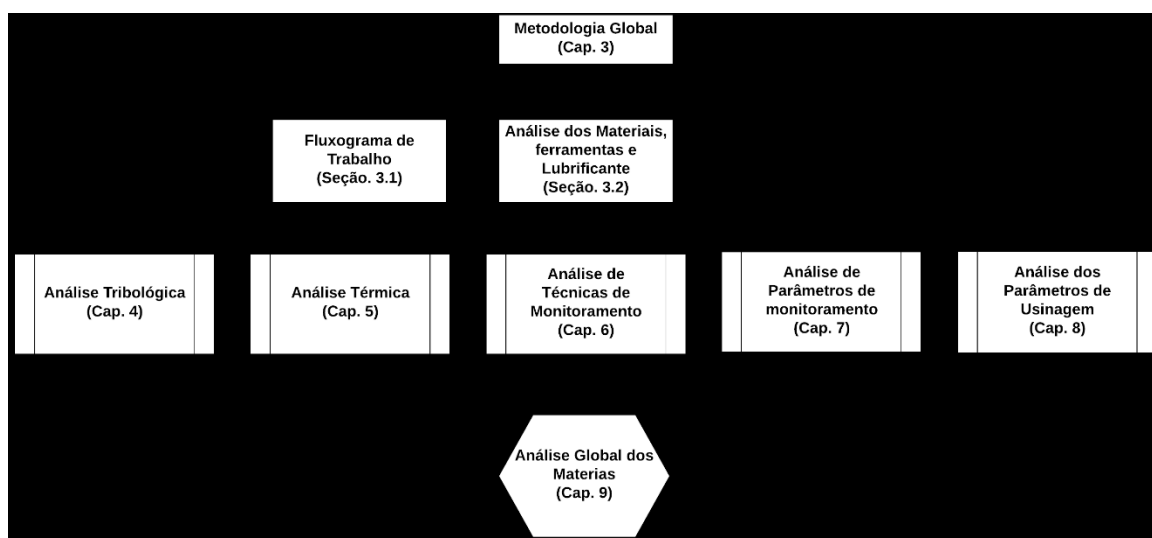


Figura 3.1 – Sequência de atividades a serem realizadas durante a tese.

No Capítulo 3 é apresentada a metodologia geral deste trabalho, bem como informações sobre os materiais, ferramentas de corte e fluido de corte utilizados durante toda a tese. Na sequência, são apresentadas as diversas abordagens investigativas (ensaios tribológicos e de usinagem) utilizadas para levantar e comparar o comportamento dos três ferros fundidos vermiculares estudados. No Capítulo 4 é realizado um estudo do tribossistema em questão, sendo comparadas diferentes técnicas tribológicas para esta finalidade. No Capítulo 5 é proposta uma metodologia para avaliação das temperaturas no processo de fresamento utilizando câmeras termográficas. Esta técnica foi então utilizada para ranquear os materiais quanto ao calor gerado durante o corte, bem como correlacionar este calor gerado com as propriedades mecânicas dos materiais. No Capítulo 6 foram investigadas

duas diferentes técnicas de monitoramento da usinabilidade dos materiais no processo de furação, sendo estas novamente correlacionadas com a usinabilidade do material, bem como com suas propriedades mecânicas.

No Capítulo 7 foi investigada a usinabilidade do material no processo de fresamento em relação às condições superficiais da peça, a qual foi variada pela comparação de placas maciças com as placas previamente furadas no Capítulo 6. Neste capítulo, foi ainda aprofundada a análise do sinal RMS da corrente elétrica para predição de diferentes graus de interrupção do corte, uma vez que este sinal apresentou o melhor desempenho de monitoramento no Capítulo 6. No Capítulo 8 foi avaliado o efeito dos parâmetros de corte previamente utilizados nos ensaios de tribômetro abertos no Capítulo 4, em relação à usinabilidade dos materiais. Foi também avaliada a adesividade dos revestimentos das ferramentas, uma vez que deslocamentos em um dos revestimentos foram observados já no Capítulo 7. No capítulo 9 foram criados indicadores baseados nas variáveis de saída dos capítulos anteriores, sendo estes ponderados e utilizados para avaliar o desempenho dos materiais como um todo.

3.2 MATERIAIS AVALIADOS

Este trabalho avalia três diferentes classes de ferros fundidos de grafita compacta, do inglês *Compacted Graphite Cast Iron* (CGI), destinados à produção de motores de combustão interna de alto desempenho. Estes materiais foram nomeados CGI A, CGI B e CGI C, apresentando uma composição química similar de 4,2% de carbono equivalente ($C+Si/3+P/3$), 0,9% Cu e 0,07% Sn, sendo ao CGI C adicionado ainda 0,1 % de Mo. As microestruturas dos materiais são ilustradas por meio de microscopia óptica na Figura 3.2. As diferentes formas de grafita encontradas nestes materiais são exemplificadas na Figura 3.3, obtidas por microscopia eletrônica de varredura, utilizando elétrons secundários.

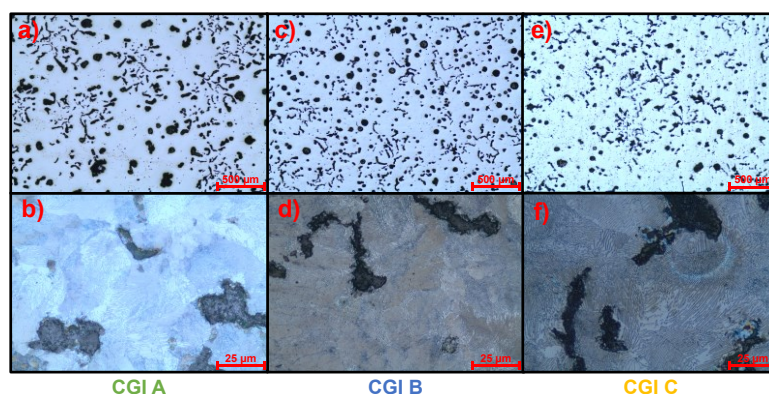


Figura 3.2 – Microestruturas dos materiais avaliados. As figuras inferiores são ampliações maiores das amostras após os ataques (Nital-2% por 15 segundos). Adaptado de da Silva et al. (2018b).

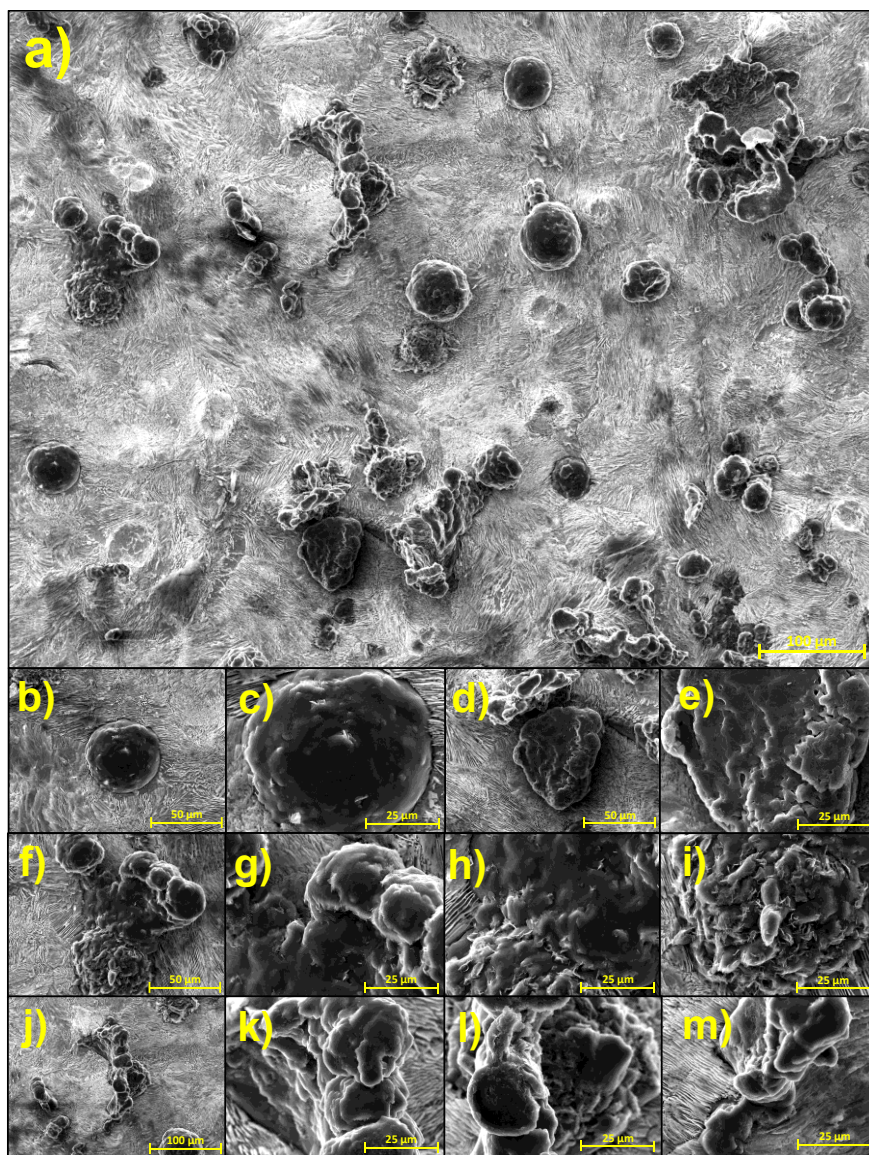


Figura 3.3 – a) Microscopia eletrônica de varredura do formato tridimensional das geometrias da grafita usualmente encontradas nos ferros fundidos vermiculares; b) grafita esferoidal; c) grafita esferoidal em maior ampliação. d) grafita esferoidal ligeiramente irregular; e) grafita esferoidal ligeiramente irregular em maior ampliação; f) grafita esferoidal irregular; g,h,i) grafita esferoidal ligeiramente irregular em maior ampliação; j) grafita compacta (vermicular); k,l,m) grafita compacta (vermicular) em maior ampliação.

Na Figura 3.4 são apresentadas as propriedades mecânicas dos materiais avaliados. A Figura 3.4a ilustra a classificação gráfica por análise metalográfica, realizada conforme a ISO-945 (2011). Observa-se que o CGI A tem uma nodularidade menor que tanto o CGI B quanto o CGI C, assim como uma maior porcentagem de grafita compacta. A Figura 3.4b apresenta os ensaios de tração para os materiais avaliados. Com base na norma ISO-16112 (2017), conclui-se que o CGI A pertence à classe 450, e ambos CGI B e C à classe 500. A menor ductilidade do CGI A pode ser explicada com base em sua menor nodularidade (Figura 3.4a). A grafita nodular apresenta menos pontos de concentração de tensão e melhor ancoragem na matriz, o que resulta em uma maior ductilidade, e, por consequência,

tenacidade. A Figura 3.4c ilustra os valores de dureza Brinell, também realizados de acordo com a norma ISO-16112 (2017). A maior dureza dos CGIs B e C podem ser explicada tanto pela suas maiores nodularidade (Figura 3.4a), como pelas suas grafitas mais refinadas (Figura 3.2), o que resulta em uma maior resistência ao escoamento, e por consequência maior dureza. A maior dureza do CGI C em relação ao CGI B pode ser explicada pela presença de carbonetos de Mo, oriundos da adição de 0,1% deste elemento na composição química deste material, resultando assim em uma maior dureza média. Este fato é corroborado pela Figura 3.4d, a qual ilustra a microdureza Vickers das matrizes dos materiais avaliados, bem como a dos carbonetos do CGI C, o qual apresentam, em média, uma dureza mais de 3,5 vezes maior que a matriz. A menor dureza da matriz do CGI A em relação aos demais materiais pode ser explicada com base na Figura 3.4e, a qual ilustra o espaçamento interlamelar médio dos materiais estudados, mensurado conforme o indicado por Vander Voort (1999). O maior espaçamento interlamelar do CGI A indica uma maior presença de ferrita na composição da perlita, o que explica a menor dureza da matriz deste material. Ambos os CGIs B e C apresentam valores próximos de espaçamento interlamelar e microdureza da matriz, sendo o espaçamento interlamelar do CGI C ligeiramente menor devido à migração de carbono da cementita para formação dos carbonetos de molibdênio. A Figura 3.4f ilustra a tenacidade ao impacto Charpy dos materiais avaliados. Uma vez que esta grandeza está ligada à capacidade do material em absorver energia a elevadas taxas de cisalhamento, ambos os CGIs B e C apresentaram maior tenacidade que o CGI A.

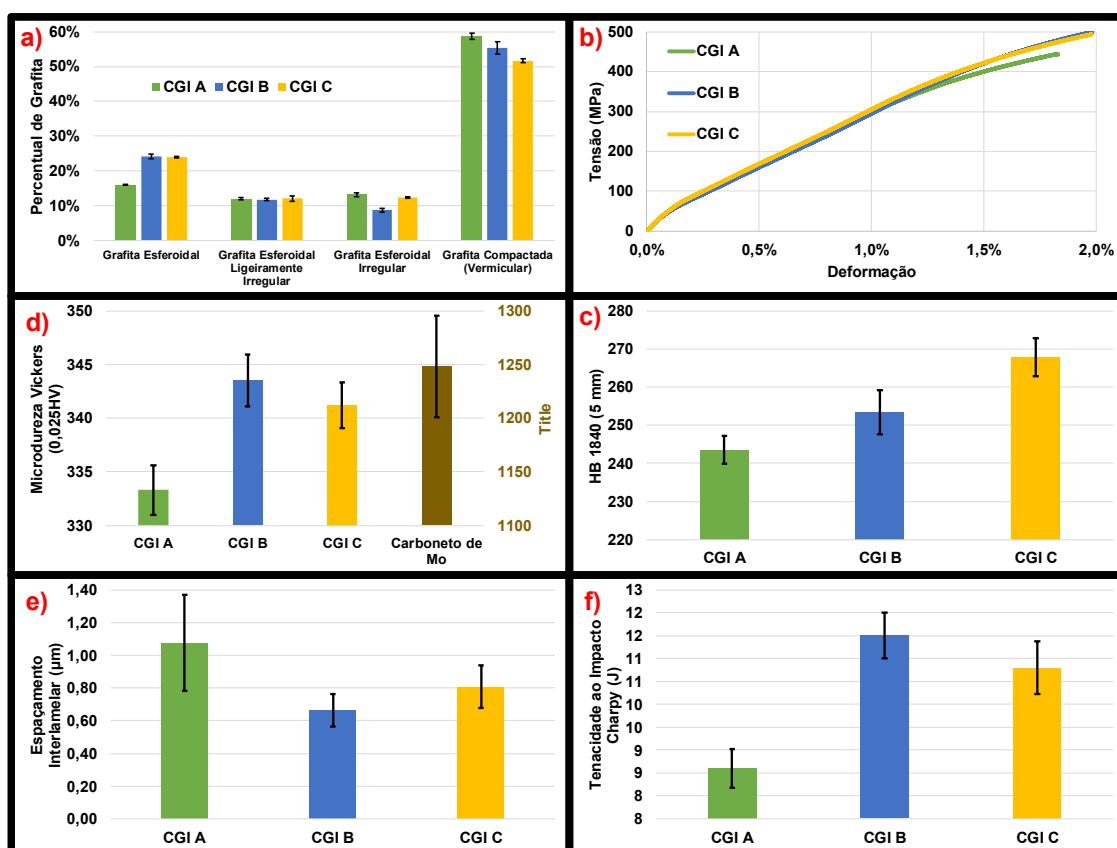


Figura 3.4 – Propriedades mecânicas dos materiais avaliados. a) Forma da grafita; b) curvas tensão x deformação; c) dureza Brinell; d) microdureza vickers da matriz e do carboneto de molibdênio; e) espaçamento interlamelar da perlita; f) tenacidade ao impacto Charpy.

3.3 FERRAMENTAS AVALIADAS

As ferramentas de usinagem utilizadas neste trabalho são ilustradas na Figura 3.5, e detalhadas na Tabela 3.1, consistindo de:

- Inserto heptagonal negativo, revestido de TiAlN, código XNHF0906ANN-D57 WKK25S (TOOLSUNITED, 2020a);
- Inserto heptagonal negativo, revestido de TiN código XNHF0906ANN-D57 WKP35G (TOOLSUNITED, 2020b);
- inserto romboide tangencial, revestido de TiAlN, código LNHU130608R-L55T WKK25S (TOOLSUNITED, 2020e);
- inserto romboide tangencial, revestido de TiN, código LNHU130608R-L55T WKP35G (TOOLSUNITED, 2020f);
- broca de metal duro revestida de TiAlN, código DC150-03-10.000A1 WJ30RE (TOOLSUNITED, 2020c);
- fresa integral de metal duro, revestida de TiAlN, código H3022118-10 (TOOLSUNITED, 2020d);

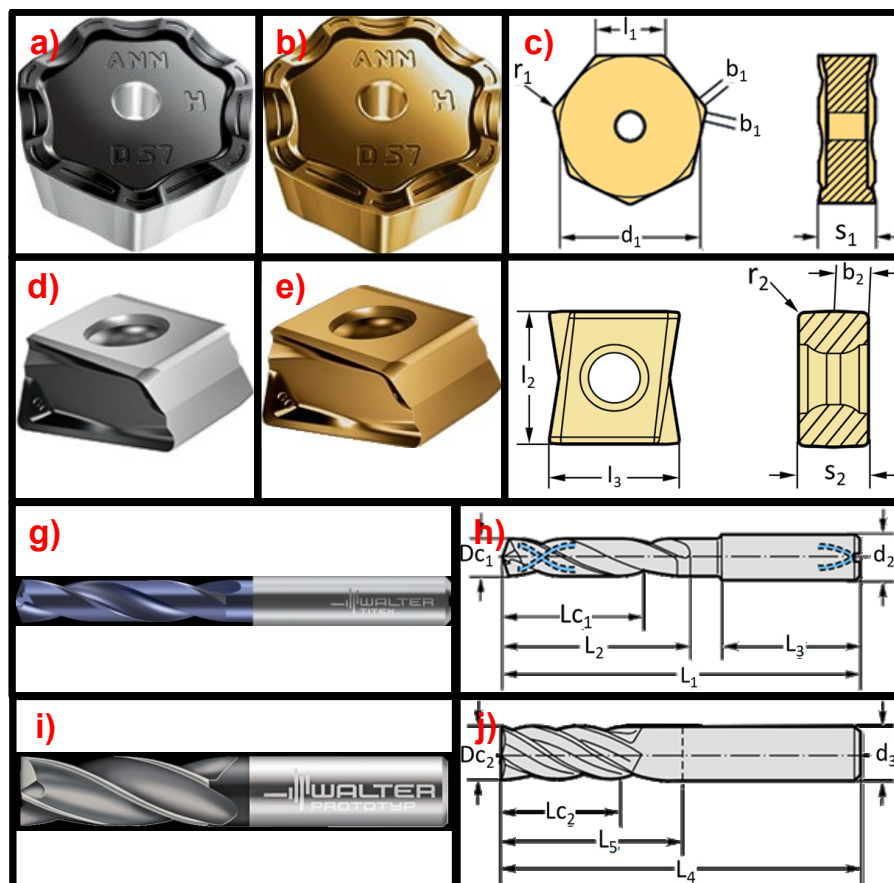


Figura 3.5 – Ferramentas utilizadas nas avaliações de usinabilidade. a) Inserto heptagonal revestido de TiAlN; b) inserto heptagonal revestido de TiN; c) detalhes geométricos do inserto heptagonal; d) inserto romboide revestido de TiAlN; e) inserto romboide revestido de TiN; f) detalhes geométricos do inserto romboide; g) broca de metal duro revestida de TiAlN; h) detalhes geométricos da broca; i) fresa de metal duro revestida de TiAlN; j) detalhes geométricos da fresa.

Tabela 3.1 – Geometria das ferramentas de corte.

Inserto heptagonal negativo (Figura 3.5c)		Inserto romboidal tangencial (Figura 3.5f)		Broca (Figura 3.5h)		Fresa (Figura 3.5j)	
Nº de arestas de corte	14	Nº de arestas de corte	4	d _{c1} (mm)	10,00	Nº de arestas de corte	4
d ₁ (mm)	19,05	L ₂ (mm)	12,00	L _{c1} (mm)	35,00	d _{c2} (mm)	10,00
l ₁ (mm)	9,00	L ₃ (mm)	13,00	L ₁ (mm)	89,00	L _{c2} (mm)	22,00
S ₁ (mm)	6,35	S ₂ (mm)	6,80	L ₂ (mm)	47,00	L ₄ (mm)	72,00
r ₁ (mm)	0,80	r ₂ (mm)	0,80	L ₃ (mm)	40,00	L ₅ (mm)	32,00
b ₁ (mm)	1,40	b ₂ (mm)	2,20	d ₂ (mm)	10,00	D ₃ (mm)	10,00
Ângulo de folga	0	Ângulo de folga	0	Ângulo de Hélice	30°	Ângulo de Hélice	30°
Ângulo de cunha	128,570°	Ângulo de cunha	90°	Ângulo de ponta	140°	Ângulo de Chanfro	0°

3.4 MEIO LUBRIRREFRIGERANTE UTILIZADO

Nos testes lubrificado foi utilizado o meio lubrificador Vascomil MMS FA 2, de base mineral, desenvolvido pela Blaser Swisslube do Brasil Ltda (BLASER, 2020). Este fluido é recomendado pelo fabricante para operações genéricas de usinagem de ligas de alumínio, ferrosas, titânio e cobre, na forma de mínima quantidade de meio lubrificador – MQL. A densidade, viscosidade cinemática e dinâmica foram mensurados utilizando um viscosímetro Stabinger SVM 3000/G2, fabricado pela Anton Paar. As medições foram feitas de 20 a 100°C, sendo feitas quatro medições para cada temperatura, cujos valores são ilustrados na Figura 3.6. Observa-se que a densidade do meio lubrificador cai linearmente com a temperatura, enquanto as viscosidades cinemática e dinâmica obedecem um regime exponencial.

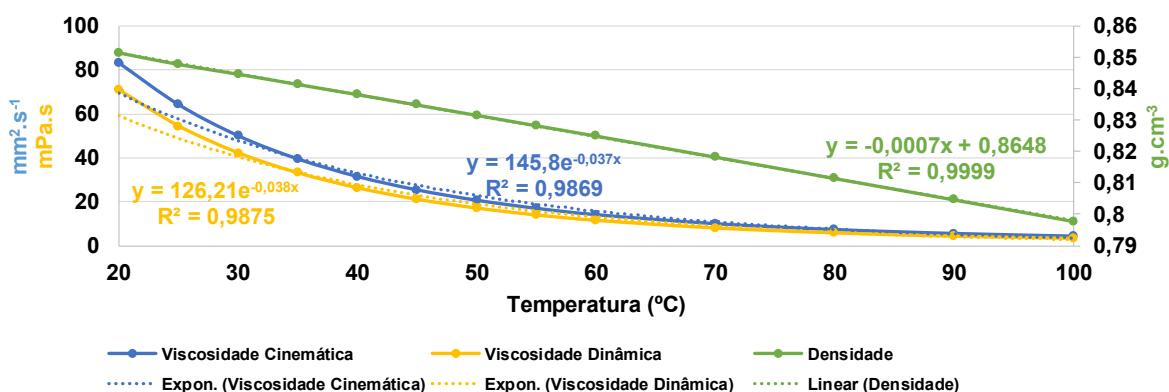


Figura 3.6 – Propriedades reológicas do meio lubrificador.

CAPÍTULO IV

4 ANÁLISE DO COEFICIENTE DE ATRITO NA INTERFACE ENTRE A FERRAMENTA E A PEÇA NO PROCESSO DE FACEAMENTO

4.1 Metodologia

4.1.1 Ensaios de deslizamento único com carga progressiva

Os testes de deslizamento único com carga progressiva foram realizados em amostras dos três ferros fundidos caracterizados na seção 3.2. As amostras foram previamente lixadas e polidas até um acabamento final obtido com óxido de cromo (5 μm). Nos testes, foi utilizado um tribômetro universal cartesiano com 0,1 μm de resolução triaxial, sendo o indentador acoplado a uma célula de carga com um range de medição de 0,002 a 120 N (DA SILVA et al., 2019). Como contra-corpo foram utilizadas esferas de carboneto de tungstênio (WC-Co) de 5 mm de diâmetro, com a finalidade de aproximar o tribopar a um tribossistema típico de usinagem do CGI. Foram realizados ensaios a seco, compostos de riscos de 3,5 mm de comprimento, com uma carga incrementada linearmente de 0,5 a 40 N, sendo os valores de força triaxial e deslocamento adquiridos a uma taxa de 4 kHz. Para garantir reprodutibilidade, foram realizadas três medições para cada material.

Um exemplo de teste realizado para o material CGI A é ilustrado na Figura 4.1. As marcas de desgaste são ilustradas na Figura 4.1a, sendo a diferença de largura entre o início e o final do ensaio explicada pelo aumento progressivo da carga. O coeficiente de atrito foi mensurado de acordo com a Equação 4.1, em que n é o número de medições realizadas durante o teste, μ é o coeficiente de atrito (COF), FT é a força tangencial e FN é a força normal. O coeficiente de atrito final é obtido pela média dos coeficientes de atrito durante os ensaios. Os valores médios das forças mensuradas nos riscos na a são ilustrados na Figura 4.1b. A dureza ao risco foi mensurada baseado no modelo proposto por Williams (1996). As variáveis foram exibidas na Equação 4.2, sendo FN_a a carga média aplicada e W_a a largura média da marca de desgaste.

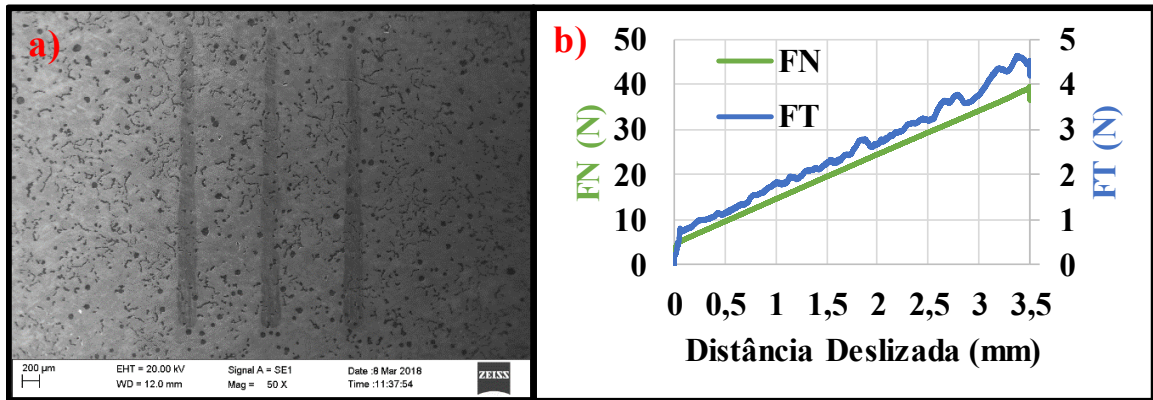


Figura 4.1 – Exemplo dos testes de deslizamento simples de carga progressiva para o CGI A. a) Riscos obtidos com a carga progressiva. b) Valores médios das forças normais e tangenciais em função da distância deslizada.

$$\frac{\sum_{i=1}^n \mu_n = \frac{FT}{FN}}{n} \quad (4.1)$$

$$HBS = \frac{FN_a}{W_a} \quad (4.2)$$

4.1.2 Ensaios de deslizamento alternado com carga progressiva

O coeficiente de atrito foi também mensurado utilizando ensaios de deslizamento alternado com carga progressiva, utilizando um tribômetro universal Plint® modelo TE 67, a uma frequência de 2 Hz e amplitude de 10 mm. A posição do contra-corpo em relação à amostra durante cada ciclo foi mensurada utilizando um transformador diferencial linear variável (LVDT) modelo RS 646-511 incorporado ao tribômetro. Foram utilizados corpos de prova de geometria e acabamento similares aos utilizados na seção 4.1.1. As forças tangenciais e normais foram mensuradas utilizando uma célula de carga, de maneira similar ao descrito por Dutra (2017). Todos os dados da célula de carga e do LVDT foram adquiridos a uma taxa de 4 kHz. Os testes foram realizados a uma carga inicial de 48 N, sendo esta carga incrementada em 7 N a cada 10 minutos até a carga final de 83N, após uma hora de ensaio. Adicionalmente aos testes a seco, foram realizados ensaios em regime de lubrificação insuficiente utilizando uma micro gota de 10 µL ao início de cada teste. Para garantir reprodutibilidade, todas as condições foram repetidas três vezes. O resultado destes testes é exemplificado na Figura 4.2, com o chamado Mapa triboscópico. Neste mapa apresenta o coeficiente de atrito (COF) em relação a posição do indentador sobre a amostra (início, meio e fim do ciclo) e ao número de ciclos (tempo). Com esse mapa pode-se analisar a evolução do COF para diferentes velocidades relativas (posição sobre amostra) e diferentes condições superficiais (números de ciclo ao longo do tempo), avaliando de maneira ampla o tribossistema em questão.

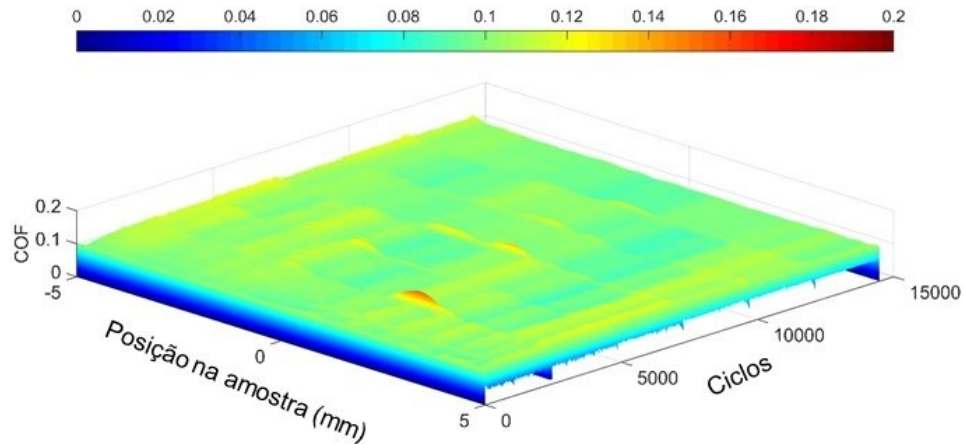


Figura 4.2 – Exemplo de mapa triboscópico utilizado na avaliação da evolução do coeficiente de atrito durante cada ciclo, para o CGI A.

A região central de cada marca de desgaste foi mensurada utilizando interferometria de luz branca, como ilustrado na Figura 4.3. Esta superfície foi convertida em uma série de perfis, como ilustrado na Figura 4.4, logo podendo ser calculado o perfil médio da marca de desgaste (Figura 4.4a). Com base no perfil médio, foram calculadas as áreas de deformação plástica lateral (A_1) e região desgastada (A_2), sendo assim possível calcular o fator F_{ab} (ZUM GAHR, 1987) para cada condição avaliada utilizando a Equação 4.3. Analisando o fator F_{ab} é possível avaliar a correlação entre a região desgastada e a plasticamente deformada, avaliando sua ligação com as forças de contato e mecanismos de desgaste.

$$F_{ab} = \frac{(A_2 - A_1)}{A_2} \quad (4.3)$$

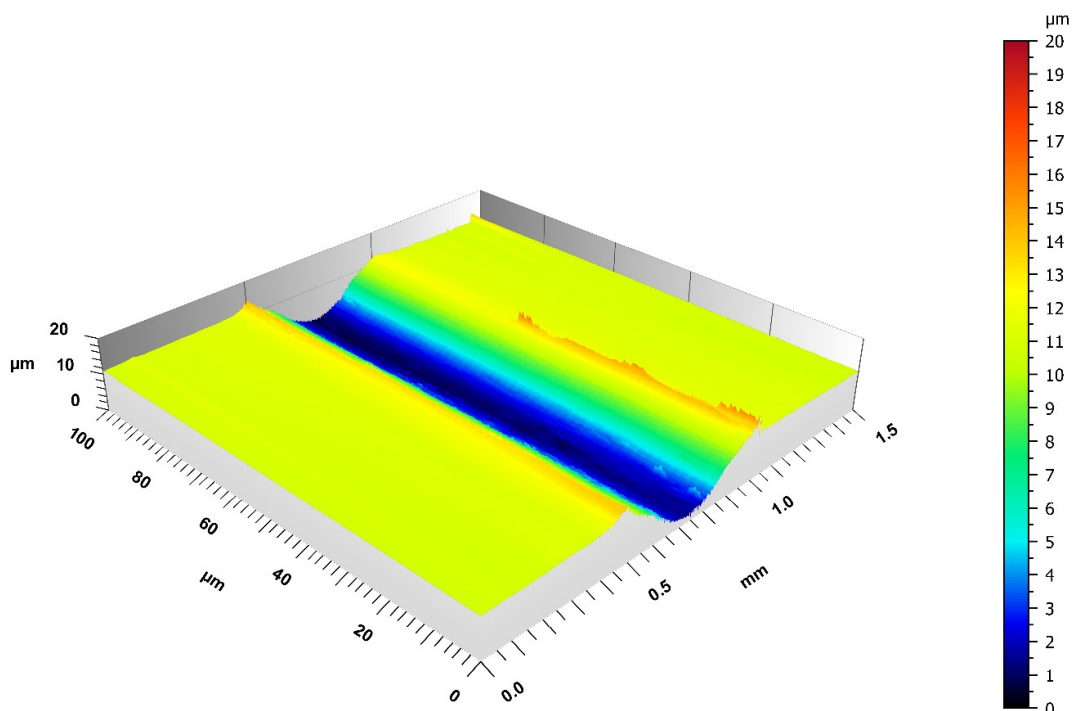


Figura 4.3 – Exemplo de um perfil topográfico da região central da marca obtido no ensaio de deslizamento recíproco com carga progressiva para o CGI A na condição lubrificada.

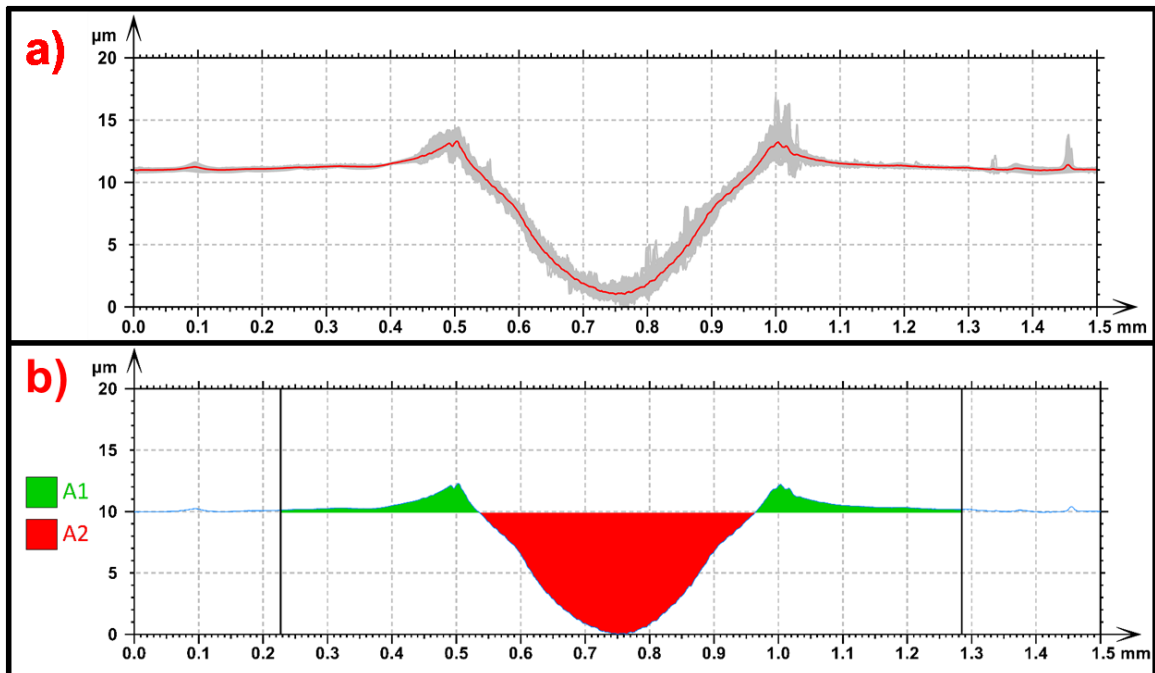


Figura 4.4 – Metodologia para mensurar o fator F_{ab} . a) Cálculo do perfil médio de desgaste. b) Medição das áreas de fluxo lateral (A1) e região desgastada (A2).

4.1.3 Ensaios de de usinagem

Os testes tribológicos de usinagem foram realizados em um centro de usinagem CNC de três eixos Bridgeport Discovery® 760, fabricado pela ROMI, com potência de acionamento do eixo-árvore de 9 kW e rotação com variação contínua de 10 a 10000 rpm. O centro de usinagem foi configurado experimentalmente como um tribômetro aberto (do inglês *open-tribometer*). Os parâmetros de ensaio são listados na Tabela 4.1, sendo estas variáveis arranjadas em um planejamento experimental $3 \times 2^{5-1}$, em que V_c é a velocidade de corte e f o avanço. Para garantir reprodutibilidade, todas as condições foram testadas três vezes, sendo a ferramenta trocada à primeira indicação de desgaste. O arranjo experimental é ilustrado na Figura 4.5. Os três aplicadores de MQL utilizados foram posicionados a 120° ao redor do porta ferramenta, sendo o MQL introduzido pelo aplicador B1-210 fabricado pela Bielomatik (BIELOMATIK, 2020), a uma vazão de 50 ml/h e uma pressão de 6 bar. A peça foi posicionada sobre um dinamômetro estacionário Kistler® modelo 9265B, a uma taxa de aquisição de 4 kHz. Para simular uma carga progressiva, foi realizado um fresamento em rampa com 100 mm de comprimento e 100 μm de profundidade, como ilustrado na Figura 4.5b. O percurso da rampa foi posicionado na região central do dinamômetro, com a finalidade de minimizar os efeitos dos momentos gerados pelas forças de usinagem. Um exemplo de superfície obtida após os ensaios é ilustrada na Figura 4.5c. A fim de padronizar os ensaios, antes de cada rampa as superfícies foram usinadas com os parâmetros destacados na Tabela 4.1, resultando em superfícies com acabamento médio de $R_a = 0,342 \pm 0,005$ μm , $R_z = 3,555 \pm 0,015$ μm , $R_{sk} = -4,342 \pm 0,05$ e $R_{ku} = 31,95 \pm 1,75$.

Tabela 4.1– Parâmetros de Usinagem.

Material	V_c (m/min)	f (mm/rev)	Geometria da ferramenta	Revestimento	Lubrificação
CGI A	200	0,1	Heptagonal Negativo	TiN	Seco
CGI B	300	0,2	Romboide Tangencial	TiAlN	MQL (50ml/h), 6 bar
CGI C					

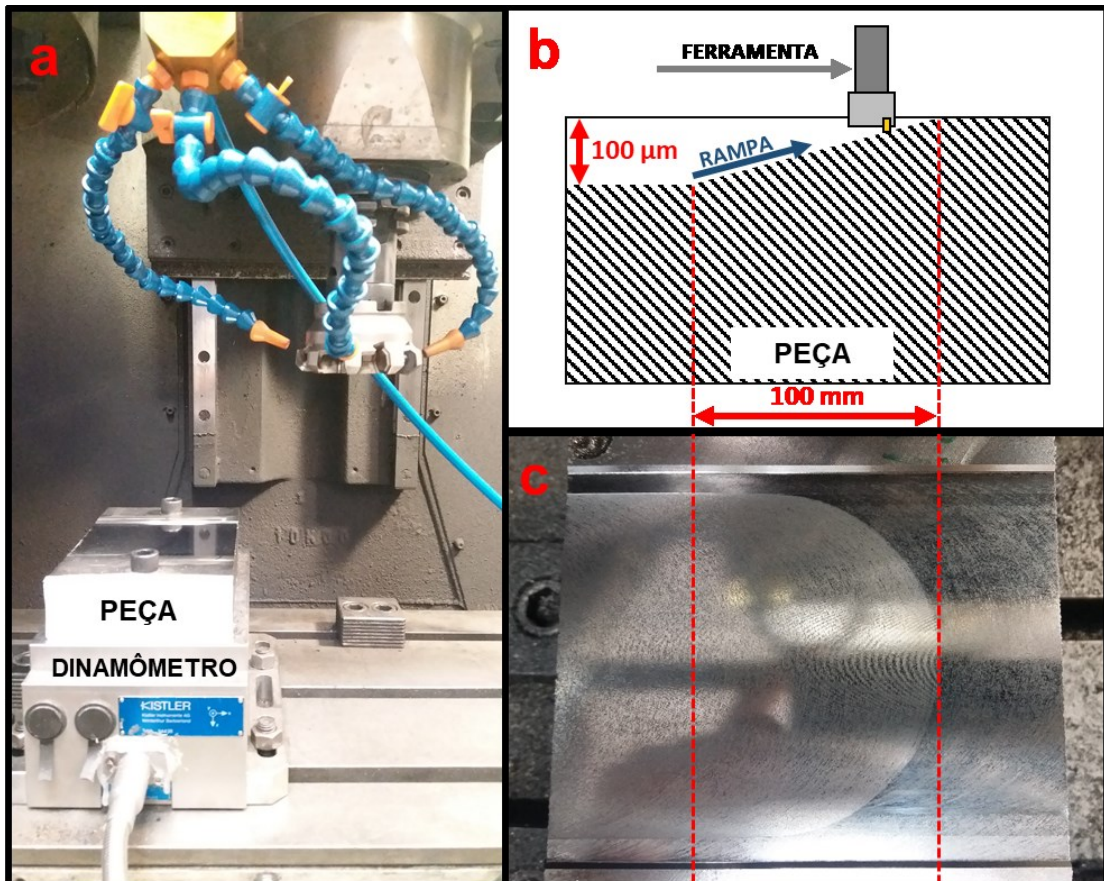


Figura 4.5 – Arranjo experimental. a) Peça, dinamômetro, fresa e aplicador de MQL; b) direção da rampa; c) Peça após ensaios.

Um exemplo das forças mensuradas pelo dinamômetro é ilustrado na Figura 4.6. A Figura 4.6a ilustra que a região inicial e final da rampa não apresentam uma relação linear entre as forças tangenciais e normais, não sendo possível identificar se este efeito está ligado à influência das forças cisalhantes presentes na formação do cavaco ou do momento gerado durante o processo de usinagem. Para solucionar este problema, foi escolhida para avaliação a região central do percurso da rampa, conforme ilustra a Figura 4.6b, a qual obedece uma relação linear, necessária para aplicação da lei de atrito de Coulomb (ÖZEL, 2006; ARRAZOLA; UGARTE; DOMÍNGUEZ, 2008; BROCAIL; WATREMEZ; DUBAR, 2010; MOLINARI; CHERIGUENE; MIGUELEZ, 2011; GRZESIK; ŽAK, 2013). Após identificada a região em que se pode aplicar a lei de atrito de Coulomb, pode-se calcular o coeficiente de atrito aparente (μ_n) entre o tribopar ferramenta/peça utilizando o modelo proposto por Ozlu; Budak; Molinari (2009) apresentado na Equação 4.4, sendo α o ângulo da superfície de saída.

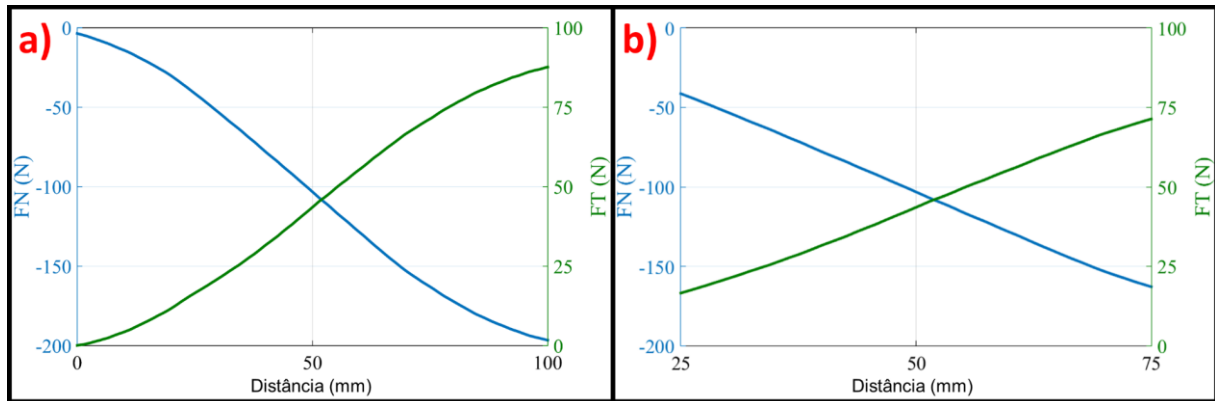


Figura 4.6 – Identificação da região que obedece a lei de Coulomb no fresamento em rampa. a) Forças normais e tangenciais durante todo o percurso da rampa; b) região linear escolhida para avaliação.

$$\mu_n = \frac{\sum_1^n \tan(\alpha + \tan^{-1}(FN/FT))}{n} \quad (4.4)$$

4.2 Resultados e discussões

4.2.1 Ensaios de deslizamento único com carga progressiva

Figura 4.7 ilustra o coeficiente de atrito médio obtido pelo ensaio de deslizamento único com carga progressiva. Os resultados indicam que o COF se comportou de maneira inversamente proporcional ($R^2 = -0,975$) em relação à dureza dos materiais, o que pode ser explicado pela já conhecida relação entre dureza, deformação plástica e coeficiente de atrito (MOORE; TEGART, 1952; SUGISHITA; FUJIYOSHI, 1981b; REID; SCHEY, 1987). Este menor coeficiente de atrito também pode ser atribuído às menores e mais dispersas fases gráficas presentes nos CGIs B e C (Figura 3.2), as quais, ao serem ejetadas pela deformação plástica, podem formar um tribofilme mais uniforme, reduzindo assim o atrito (SUGISHITA; FUJIYOSHI, 1981b; SUGISHITA; FUJIYOSHI, 1981a).

Apesar destes valores obtidos estarem de acordo com o já encontrado na literatura para testes puramente tribológicos realizados para tribosistemas similares (SUGISHITA; FUJIYOSHI, 1981b; SUGISHITA; FUJIYOSHI, 1981a; DAWSON, 1999b), estes valores ainda estão abaixo destes observados em processos de usinagem convencional (BAILEY, 1975). De acordo com Kim e Yoon (2015), os valores do coeficiente de atrito para ferros fundidos são inicialmente baixos, crescendo com o aumento da distância deslizada. Como cada risco foi realizado em superfícies diferentes, estes valores relativamente baixos podem estar relacionados com o fato de o sistema não ter saído do período de “*running-in*”.

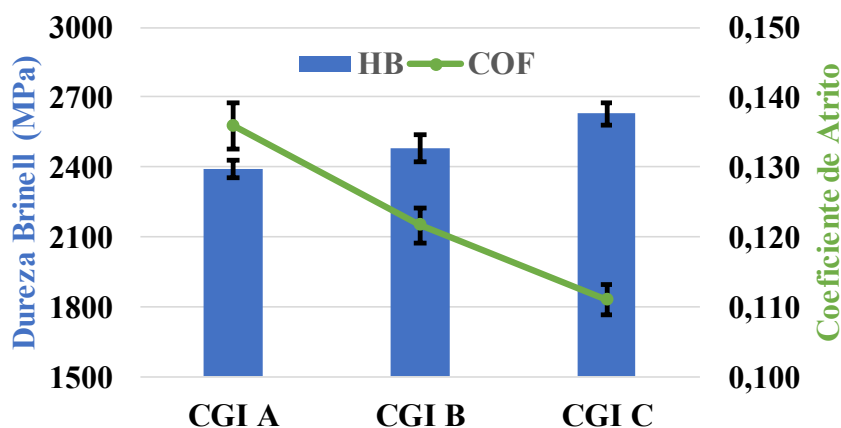


Figura 4.7 – Dureza Brinell e coeficiente de atrito mensurados nos ensaios de deslizamento simples.

A Figura 4.8 ilustra os valores da relação entre a dureza Brinell (HB) e a dureza ao risco (HBs) para os materiais avaliados. Os resultados mostram uma correlação direta ($R^2 = 0,998$) entre a dureza e a dureza ao risco. A relação entre as durezas dinâmica e estática (HBs/HB) foi, em média, 0,39. Este valor contrasta com os valores encontrados por Williams (1996) para aços com teores de carbono de 0,2 e 0,9%, os quais apresentaram em geral valores acima de 1. Uma possível explicação é a presença da fase gráfitica dos ferros fundidos formar um tribossistema com capacidade de lubrificar a região de contato. A grafita reduz o arrasto do indentador na peça, resultando em uma menor largura da marca de desgaste, especialmente quando comparada com os aços-carbono.

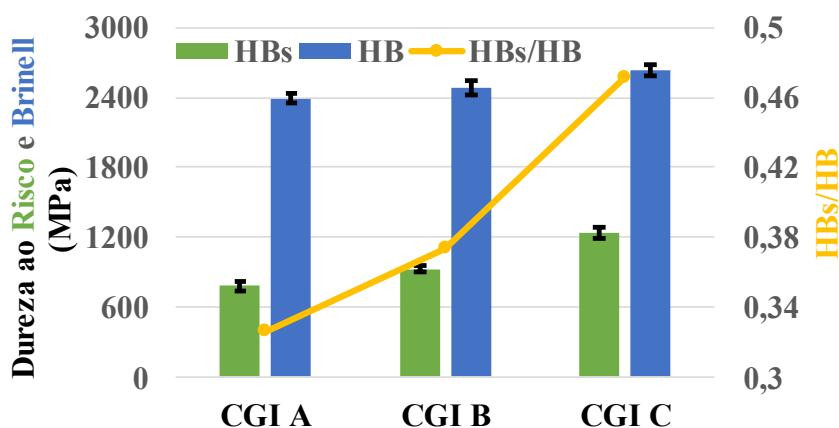


Figura 4.8 – Durezas Brinell e ao risco.

Figura 4.9 ilustra as marcas de desgaste para cada material avaliado. É possível observar, especialmente nas regiões finais das marcas de desgaste (Figura 4.9d,e,f), a diferença em largura das marcas de desgaste, as quais resultam nos valores crescentes de HBs do CGI A para o CGI C, ilustrados na Figura 4.8. Como foi realizado apenas um risco por região, os ensaios não resultaram em desgaste o suficiente para diferenciar os mecanismos de desgaste de maneira acurada. Entretanto, pode ser observada a redução das marcas de desgaste próximas às fases gráficas, como indicado pelas setas verdes, demonstrando a capacidade meio lubrificante desta fase, e corroborando ainda mais o seu efeito nos valores baixos da relação HBs/HB em comparação aos aços.

Não foi encontrado desgaste significativo nas esferas usadas como contra-corpo. Isso pode ser explicado pelo fato de a esfera de WC-Co ser muito mais dura que os CGIs avaliados, bem como por uma região diferente da esfera ser usada para cada teste.

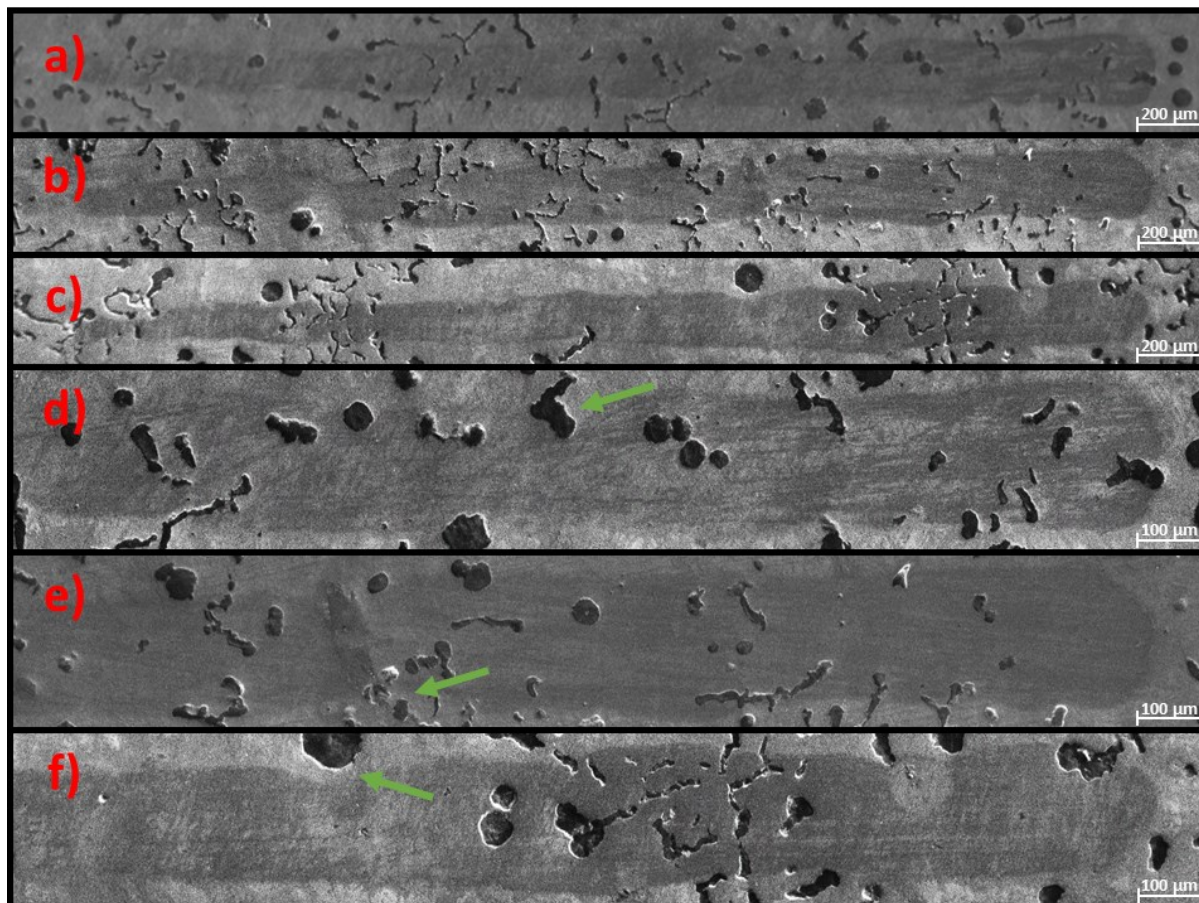


Figura 4.9 – Marcas de desgaste resultantes dos ensaios de deslizamento simples com carga progressiva. A marca inteira de desgaste para: a) CGI A; b) CGI B; c) CGI C. Maior ampliação da parte final das marcas de desgaste: d) CGI A; e) CGI B; f) CGI C.

4.2.2 Ensaios de deslizamento recíproco com carga progressiva

As regiões centrais das marcas de desgaste resultantes dos ensaios a seco e lubrificados são ilustradas, respectivamente, na Figura 4.10 e Figura 4.11. A análise das escalas de ambas as figuras permite concluir que mesmo uma pequena adição (10 µl) de meio lubrificador foi responsável pela redução considerável no volume desgastado. Estas figuras permitem identificar que, independente do uso de meio lubrificador ou não, o volume desgastado apresentou uma correlação inversa com a dureza dos materiais. Este resultado indica que o refino da grafita e o maior percentual de nodularidade dos CGIs B e C, bem como a adição de Mo do CGI C, resultaram em maior resistência ao desgaste destes materiais quando comparados ao CGI A. Este resultado é especialmente relevante em virtude da aplicação destes materiais em blocos e cabeçotes automotivos, os quais estão sujeitos a condições de lubrificação quase sempre desfavoráveis nos períodos iniciais de uso dos motores.

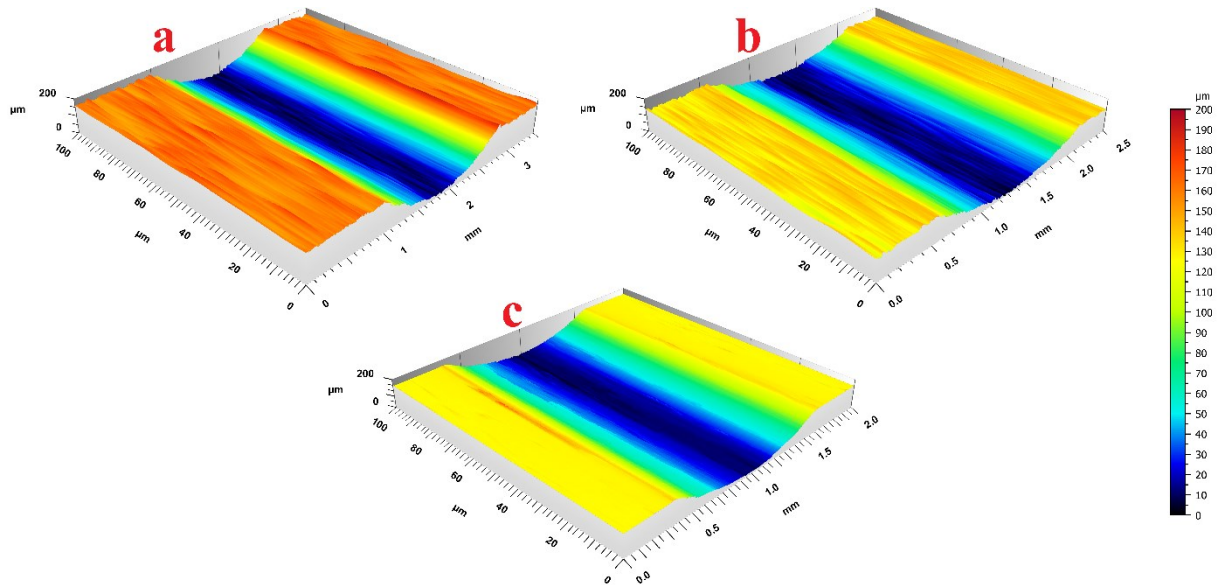


Figura 4.10 – Interferometria da região central das amostras avaliadas nos testes a seco. a) CGI A; b) CGI B; c) CGI C.

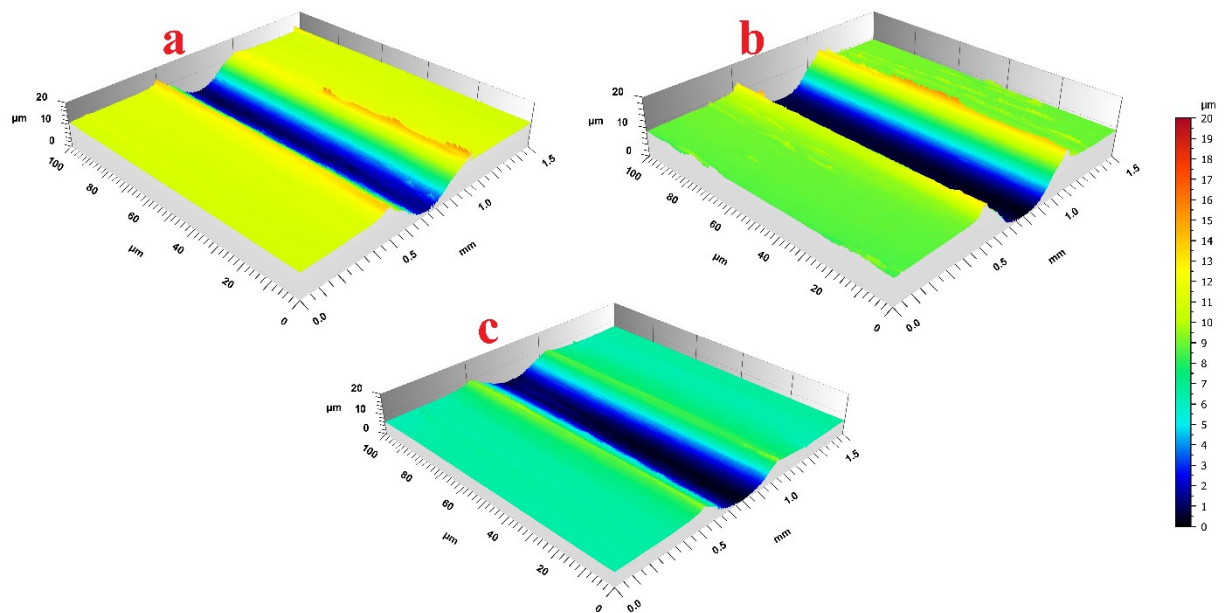


Figura 4.11 – Interferometria da região central das amostras avaliadas nos testes lubrificados. a) CGI A; b) CGI B; c) CGI C.

Utilizando a metodologia previamente descrita e ilustrada na Figura 4.4, foram feitas análises quantitativas das marcas de desgaste geradas para cada condição avaliada, cujos resultados são apresentados na Figura 4.12. A Figura 4.12a mostra que a adição de meio lubrificador reduziu em mais de duas vezes o fluxo lateral de material. Entretanto, observa-se que nos testes a seco o fluxo de material deformado plasticamente diminuiu com a dureza do material, enquanto nos testes lubrificados aumentou. Isso pode ser explicado baseado no fato de que os testes a seco resultaram em maiores taxas de deformação plástica. Uma vez que o aumento da dureza aumenta a resistência ao desgaste, menos material seria deformado. Nos testes lubrificados, as tensões na superfície do material

são menores, resultando em menor desgaste, sendo então proporcionalmente mais energia dissipada na forma de fluxo lateral de material.

Figura 4.12b mostra a relação entre a área de seção transversal média desgastada para as condições a seco e lubrificada. Em ambas as condições, a área desgastada caiu com o aumento da dureza. Em média, a área desgastada na condição a seco foi cerca de 50 vezes maior que a área na condição lubrificada. Este resultado demonstra tanto a eficiência quanto a eficácia deste meio lubrificante em reduzir consideravelmente o desgaste no tribossistema, mesmo em pequenas quantidades (10 μl).

Figura 4.12c mostra o fator F_{ab} para cada condição analisada. Para os testes a seco, os valores para todos os materiais foram maiores que 0,99, indicando que a área desgastada foi completamente dominante em relação ao fluxo lateral. Este fato sugere que a energia mecânica resultante do movimento relativo entre as superfícies foi dissipada majoritariamente na forma de desgaste, independente da dureza dos materiais. Os valores do fator F_{ab} foram maiores que os 0,6 observados por Franco e Sinatora (2017) para o ferro fundido cinzento na condição a seco. Esta diferença pode ser explicada pelo fato de a grafita lamelar do ferro fundido cinzento ter uma melhor capacidade meio lubrificante, reduzindo assim o desgaste e sendo, portanto, mais energia dissipada na forma de fluxo lateral de material. Para os testes lubrificados, uma diminuição no F_{ab} foi observada tanto em relação aos testes a seco como em relação à dureza dos materiais. Como o cisalhamento das camadas de meio lubrificante ajuda a dissipar a energia mecânica na região de contato, uma maior parte da energia se dissipa como fluxo lateral de material. Como essas tensões superficiais são menores, um aumento na dureza e na tenacidade dos CGIs B e C em relação ao CGI A (Figura 3.4) são as principais razões para a variação na resistência ao desgaste dos três materiais.

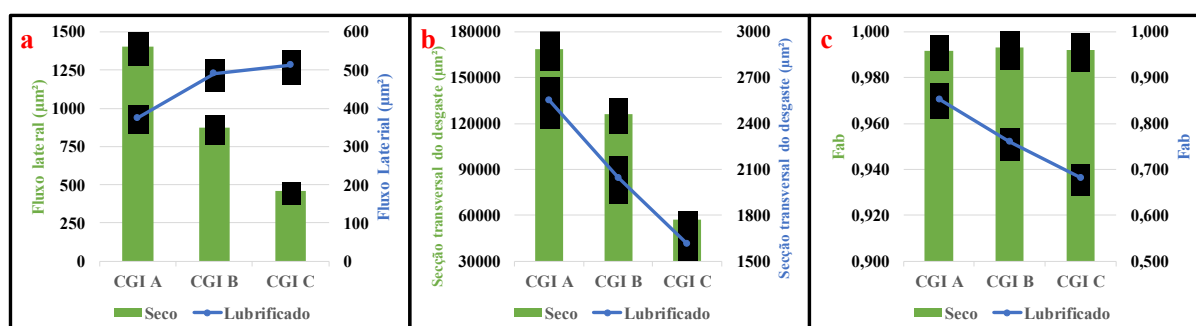


Figura 4.12 – Análise quantitativa da marca média de desgaste das superfícies avaliadas.

Os mapas triboscópicos para as condições a seco e lubrificada para cada um dos materiais avaliados são ilustradas, respectivamente, na Figura 4.13 e Figura 4.14. Para ambas as condições lubrificada e a seco, o COF caiu com o aumento da dureza do material, o que já era esperado, uma vez que o desgaste apresentou comportamento similar. Nos testes a seco, um período inicial de *running-in* com um COF relativamente alto foi observado, sendo a duração inversamente proporcional à dureza dos materiais. O uso de fluidos de corte resultou não apenas na diminuição do coeficiente de atrito, mas também na eliminação do período inicial de *running-in* observado nos testes a seco. Durante os testes a seco, todos os materiais apresentaram uma tendência a crescimento do COF com o

aumento da carga aplicada. Entretanto, este aumento é menor para os materiais de maior dureza. Uma maior estabilidade do coeficiente de atrito foi observada durante os testes lubrificados, independente da carga aplicada. O CGI C, apresentando uma maior dureza, manifestou uma tendência à redução do COF ao longo do teste, indicando a possível formação de um tribofilme.

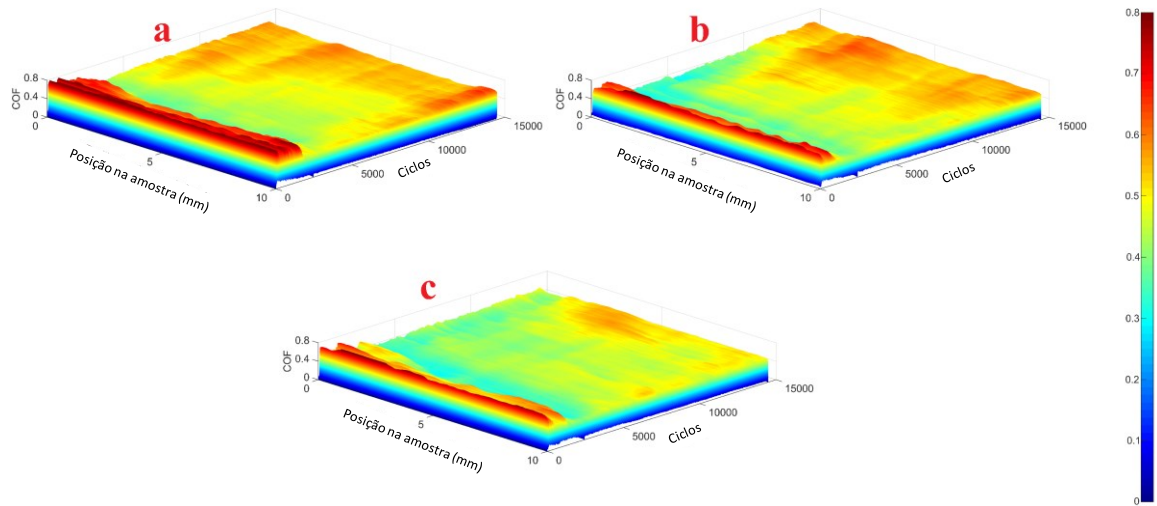


Figura 4.13 – Mapa triboscópico das amostras avaliadas nos testes a seco. a) CGI A; b) CGI B; c) CGI C.

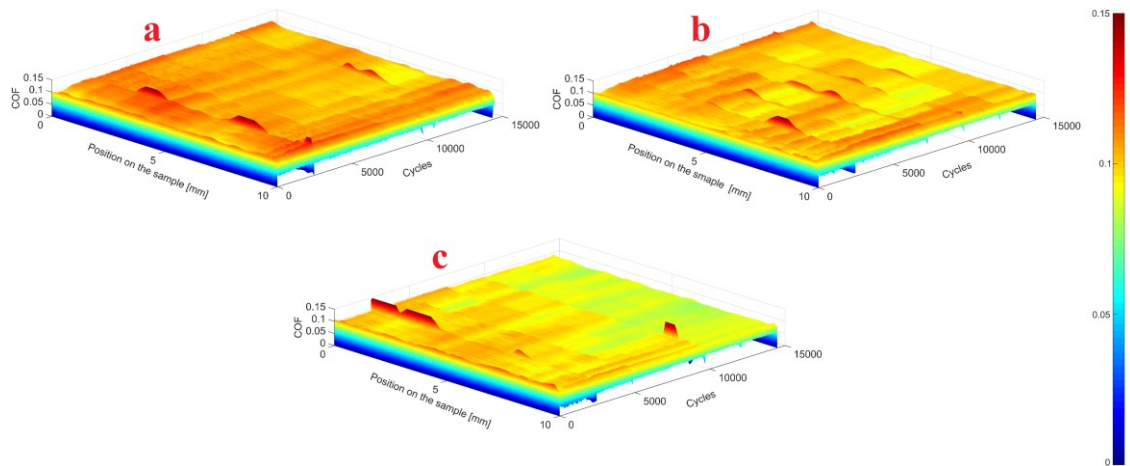


Figura 4.14 – Mapa triboscópico das amostras avaliadas nos testes lubrificados. a) CGI A; b) CGI B; c) CGI C.

A Figura 4.15 ilustra o coeficiente de atrito médio para todos os ciclos dos testes. Para todos os casos, o COF das condições lubrificadas foi cerca de 5 vezes menor que nos ensaios a seco. Considerando os ensaios a seco, Dawson (1999b) obteve resultados similares para os valores de coeficiente de atrito em testes de deslizamento para ferros fundidos vermiculares, utilizando esferas de aço nitretado como contra-corpo. Em relação à diminuição do COF quando o meio lubrificante foi utilizado, Cabanettes et al. (2016) encontraram resultados similares quando avaliaram o deslizamento de amostras de alumínio em relação a vários diferentes contra-corpos feitos com materiais utilizados em ferramentas de corte.

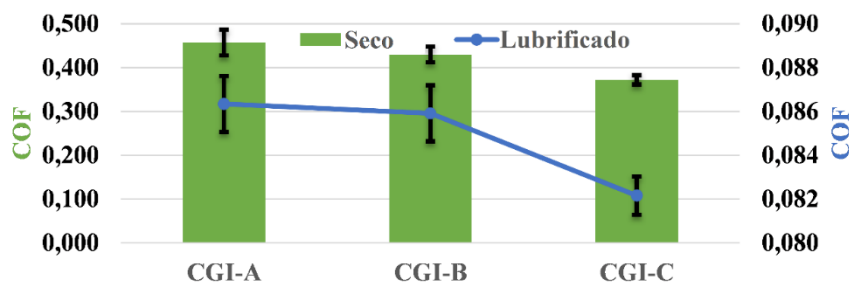


Figura 4.15 – Coeficiente de atrito médio durante todos os ciclos avaliados.

A Figura 4.16 ilustra a região central das marcas de desgaste para todas as condições avaliadas nos ensaios de deslizamento alternado. Nos testes a seco (Figura 4.16a,b,c) pode-se observar a presença de cavidades nas marcas de desgaste, indicadas pelos círculos verdes. Este fenômeno é conhecido como “grão aberto”, do inglês *open-grain* (SOUTO et al., 2002), sendo caracterizado pela ejeção da fase grafitica e consequente fratura dos grãos adjacentes à matriz. Este fenômeno é muito comum na usinagem de ferros fundidos grafiticos, um dos principais obstáculos na obtenção de melhores acabamentos superficiais nestes materiais (GUESSER; PEREIRA; BOEHS, 2016). Observa-se também que os CGIs B e C apresentaram menos eventos de “grão aberto” que o CGI A, o que pode ser explicado pela grafita mais refinada destes materiais, a qual pode resultar em melhor ancoragem na matriz.

Nos ensaios lubrificados (Figura 4.16d,e,f) observa-se nas marcas de desgaste a presença de riscos paralelos à direção do deslizamento, indicando que a diminuição nas tensões superficiais causadas pela adição de meio lubrificante favoreceu o mecanismo de desgaste de micro-corte. As menores tensões superficiais também resultaram no aparecimento de microtrincas, como as indicadas pelos círculos em azul. De maneira similar ao fenômeno de “grão aberto”, observou-se uma maior concentração de microtrincas no CGI A em relação aos CGIs B e C, sendo a provável causa o maior refino da grafita destes materiais (Figura 3.2) bem como suas maiores nodularidades (Figura 3.4) as quais aumentam a tenacidade. De maneira similar aos testes de risco único, não se observou desgaste considerável nos contra-corpos de WC-Co.

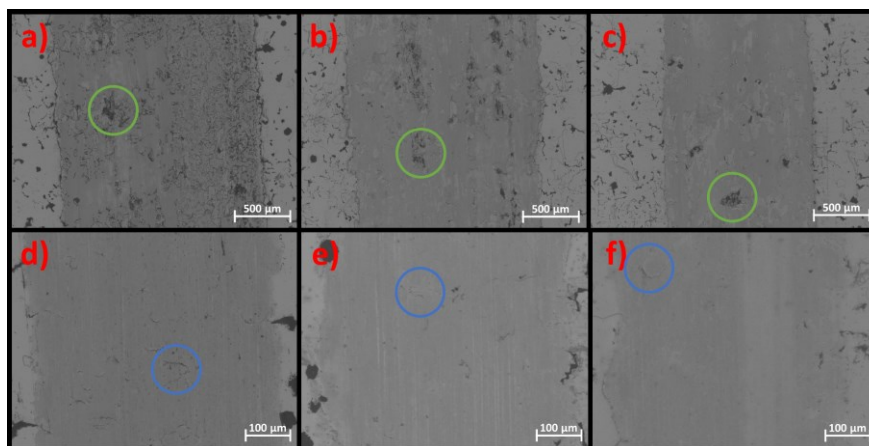


Figura 4.16 – Região central das marcas de desgaste dos ensaios de deslizamento alternado. a) CGI A, seco; b) CGI B, seco. c) CGI C, seco; d) CGI A, lubrificado; e) CGI B, lubrificado. f) CGI C, lubrificado.

4.2.3 Ensaios de Usinagem

A Figura 4.7 ilustra o diagrama de Pareto utilizado na avaliação da influência das variáveis de entrada indicadas na Tabela 4.1, em relação ao COF e às forças tangenciais de corte (FT). A linha tracejada representa o parâmetro p , o que indica os valores mínimos para uma variável ser considerada estatisticamente significativa para um intervalo de confiança de 95%. Os efeitos médios de cada variável em relação ao COF e à FT são indicados, respectivamente, na Figura 4.18 e Figura 4.19.

Corroborando com os resultados encontrados na seção 4.2.2, a lubrificação correspondeu a mais de 70% da influência tanto no COF (Figura 4.18a) quanto na FT (Figura 4.19a). A capacidade de formação de um filme meio lubrificador de baixa resistência ao cisalhamento é especialmente relevante em sistemas de corte interrompido, como o processo de fresamento, uma vez que a interrupção do corte permite a relubrificação da superfície a ser cortada (ITOIGAWA et al., 2007; MELKOTE et al., 2017).

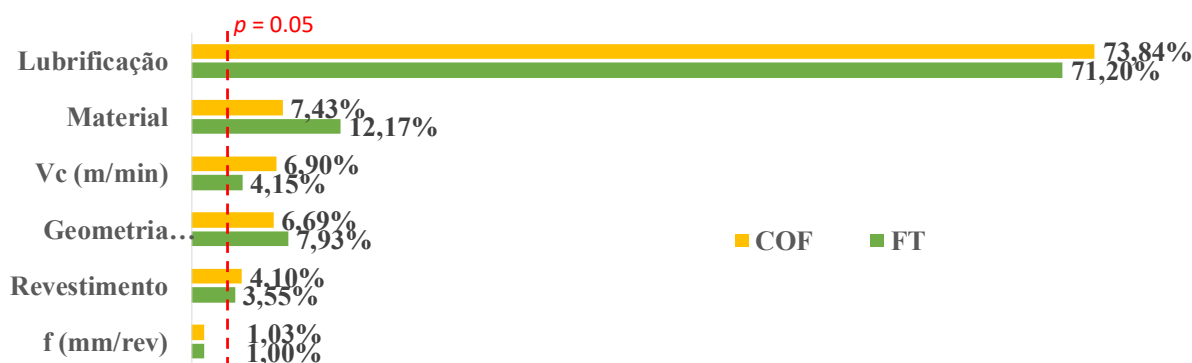


Figura 4.17 – Diagrama de Pareto para os efeitos das variáveis de entrada em relação ao COF e FT.

O material apresentou a segunda maior significância tanto para o COF (Figura 4.18b) quanto para a FT (Figura 4.19b). Observa-se, entretanto, que essa influência é inversamente proporcional à dureza para o COF e diretamente proporcional para a FT. A relação entre o material, especialmente sua dureza, e o coeficiente de atrito já foi tratada nas seções 4.2.1 e 4.2.2. O aumento nas forças tangenciais é explicado pela maior dureza e tenacidade dos CGIs B e C em relação ao CGI A, o que requer maiores tensões cisalhantes para a formação do cavaco (TRENT; WRIGHT, 2013; MACHADO et al., 2015b).

A velocidade de corte foi o terceiro parâmetro de maior influência em relação ao COF (Figura 4.18c) e o quarto em relação à FT (Figura 4.19c). A relação entre o aumento da velocidade de corte e a redução do COF já é bem estabelecida na literatura (GRZESIK, 2000; DHAR; AHMED; ISLAM, 2007; RECH et al., 2008; BEN ABDELALI et al., 2012; NAISSON; JOEL; PARIS, 2013; RECH et al., 2013; PULS; KLOCKE; LUNG, 2014; SMOLENICKI et al., 2014), uma vez que o aumento na velocidade relativa entre as superfícies desloca o parâmetro de lubrificidade da curva de Stribeck para a direita (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017) em virtude do aumento na espessura do filme meio lubrificador. Quanto as forças tangenciais, o aumento na velocidade de corte reduz ao aquecer ainda mais a zona de corte, diminuindo suas propriedades mecânicas e requerendo assim menos força para ser usinado (TRENT; WRIGHT, 2013; MACHADO et al., 2015b). O uso de pequenas profundidades de corte combinado com a

capacidade meio lubrificador tanto do fluido como do material reduziram sua influência no parâmetro FT.

A geometria da ferramenta foi o quarto parâmetro mais influente para o COF (Figura 4.18d) e o terceiro em relação à FT (Figura 4.19d). Como ambas as ferramentas apresentam o mesmo valor de raio de aresta, a explicação para o maior coeficiente de atrito na ferramenta romboidal tangencial é devido a sua maior aresta raspadora (Tabela 3.1). Este fator resulta em um maior volume de material deformado e aderido durante o contato entre a peça e a ferramenta e, por consequência, em um aumento no COF. Este aumento é, no entanto, mais significativo para a FT, uma vez que a aresta raspadora age diretamente no plano de cisalhamento responsável pela maior parte da ação da FT. O revestimento teve a quinta maior influência tanto para o COF (Figura 4.18e) quanto para a FT (Figura 4.19e). A melhor performance dos revestimentos TiNAl para metais ferrosos já é amplamente evidenciada na literatura (SANTOS, 1999; RECH et al., 2008; VIANA et al., 2015a), sendo a provável explicação a menor interação química entre este revestimento e as ligas estudadas, quando comparado ao TiN.

De todos os parâmetros avaliados, o avanço foi a única que não apresentou significância estatística tanto para o COF (Figura 4.18f) quanto para a FT (Figura 4.19f). Este fato pode ser explicado pelas relativamente pequenas profundidades de corte avaliadas. Como o avanço influencia diretamente o tamanho do cavaco e, portanto, sua interação com a ferramenta, a variação na formação destes cavacos durante o processo de corte não foi grande o suficiente para causar mudanças significativas em relação ao COF e à FT. A tendência de diminuição do coeficiente de atrito com o aumento do avanço foi observada por outros autores para profundidades de corte maiores (OZLU; BUDAK; MOLINARI, 2009; KUMAR; KUMAR, 2016). Uma possível explicação é que o aumento da região aparente de contato resulta em proporcionalmente menos juntas mecânicas formadas na região de contato, reduzindo o COF. A tendência a aumento da FT é bem estabelecida na literatura (CABANETTES et al., 2016), uma vez que as forças tangenciais são diretamente proporcionais ao tamanho da área de contato entre a ferramenta, peça e cavaco, o qual é diretamente proporcional ao avanço.

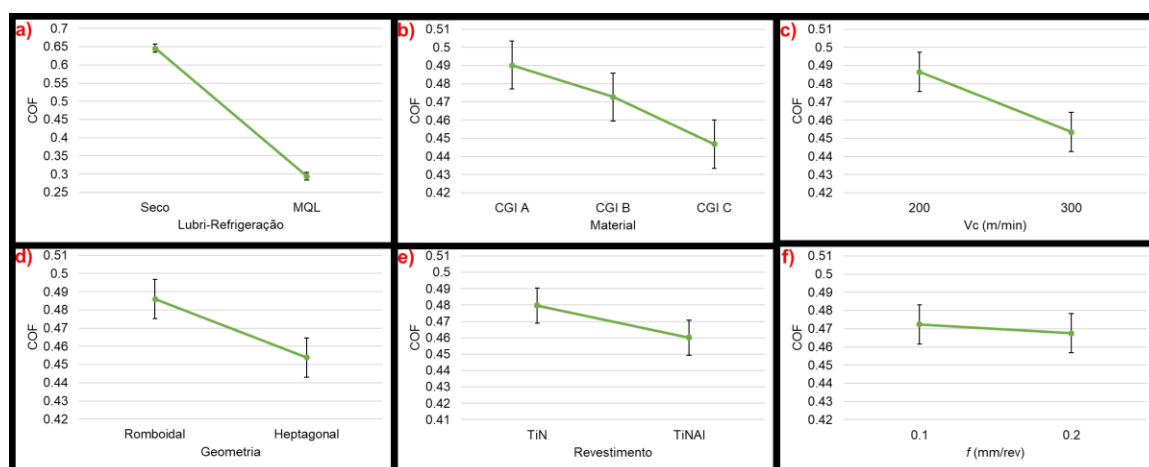


Figura 4.18 – Efeito médio das variáveis de entrada no coeficiente de atrito em relação à: a) lubrificação; b) Material; c) Velocidade de corte; d) Geometria da Ferramenta; e) Revestimento; f) Avanço.

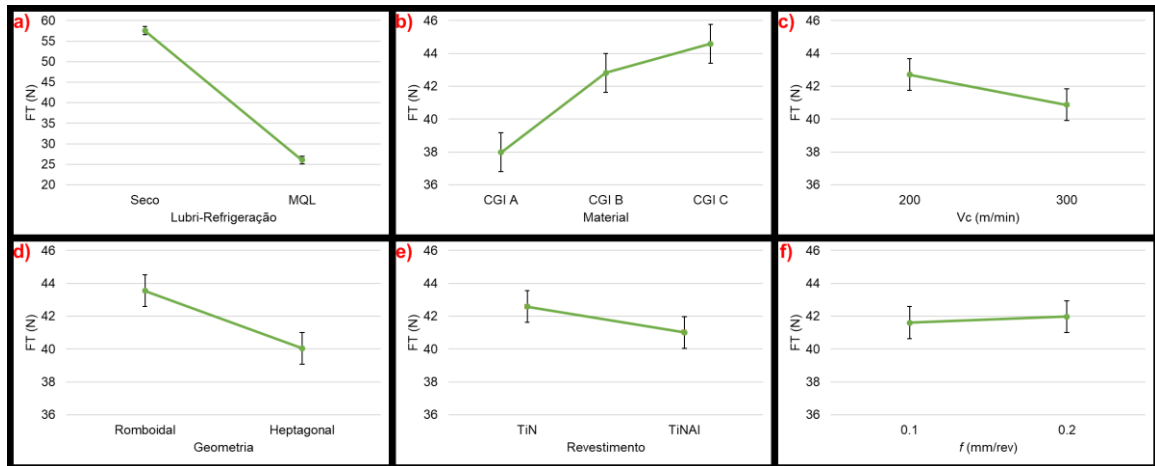


Figura 4.19 – Efeito médio das variáveis de entrada na força tangencial em relação à: a) lubrificação; b) Material; c) Velocidade de corte; d) Geometria da Ferramenta; e) Revestimento; f) Avanço.

4.3 Conclusões

Neste capítulo, foram avaliadas três diferentes técnicas de mensuramento do coeficiente de atrito em sistemas de usinagem para os materiais estudados nesta tese. Dos resultados, podem ser destacadas as seguintes conclusões:

1. Todas as medições indicaram que o COF é inversamente proporcional à dureza do material.
2. O refino de grafita, o aumento da nodularidade e o uso de Mo como elemento de liga diminuíram o COF e aumentaram a resistência do CGI.
3. Os ensaios de deslizamento único com carga progressiva apresentaram valores de COF menores que os usualmente encontrados nos ensaios de usinagem a seco. Isso pode ser explicado pela combinação de baixas pressões de contato e pela possível criação de um tribossistema diferente do usualmente encontrado nas condições reais de usinagem.
4. Apesar da dureza ao risco apresentar uma elevada correlação com a dureza Brinell, sua razão foi relativamente baixa quando comparada a materiais como os aços carbonos, sendo a possível explicação o efeito auto meio lubrificador oriundo das fases gráficas.
5. Os testes de deslizamento alternado com carga progressiva apresentaram melhor correlação quanto aos valores de COF em relação a condições reais de usinagem.
6. A lubrificação foi o parâmetro mais significativo em relação à redução do COF. Quando comparadas às condições a seco, o uso de meio lubrificador resultou na redução de cerca de 5 vezes do COF nos ensaios de deslizamento alternado com carga progressiva e de 2 vezes nos ensaios de usinagem.

7. Os ensaios de deslizamento alternado com carga progressiva a seco resultaram em um fator F_{ab} maior que 0,99, indicando que a taxa de desgaste foi muito superior ao fluxo lateral de material. O uso de 10 μl de meio lubrificador foi o suficiente para reduzir o F_{ab} uma vez que apresentou uma menor taxa de desgaste e um fluxo lateral de material proporcionalmente maior quando comparado às condições a seco.
8. O uso de 10 μl de meio lubrificador nos ensaios de deslizamento alternado com carga progressiva foi o suficiente para eliminar os picos de COF nas fases iniciais do ensaio (*running-in*).
9. Para os ensaios de usinagem, o material, a geometria da ferramenta e a velocidade de corte e revestimento apresentaram uma considerável influência no COF e na FT, porém consideravelmente menor que a lubrificação. O avanço não apresentou significância estatística para as condições avaliadas, mesmo que sua tendência de aumento/diminuição encontre embasamento teórico.
10. Os ensaios de deslizamento alternado com carga progressiva e os ensaios de usinagem apresentaram boa correlação com os valores usualmente encontrados na literatura para os valores de COF em tribossistemas similares (RECH et al., 2008; OZLU; BUDAK; MOLINARI, 2009; BEN ABDELALI et al., 2012; HADAD; SADEGHI, 2013; PULS; KLOCKE; LUNG, 2014; MELKOTE et al., 2017).

CAPÍTULO V

ANÁLISE DAS TEMPERATURAS DE CORTE NO FRESAMENTO DE TOPO

5.1 Metodologia

5.1.1 Preparação do corpo de prova

Um problema comum encontrado nos ensaios de medição de temperatura no processo de fresamento são as diferenças nas condições de contorno entre os ensaios nas bordas e no centro dos corpos de prova, as quais influenciam diretamente a distribuição de temperaturas do processo. Para evitar este problema, o corpo de prova foi seccionado conforme ilustrado na Figura 5.1. Esta configuração permite que cada ensaio seja individualizado em condições idênticas, uma vez que a região a ser usinada (representada em vermelho) está separada da vizinha por um vão de 1,5 mm, produzido por usinagem de jato d'água abrasivo.

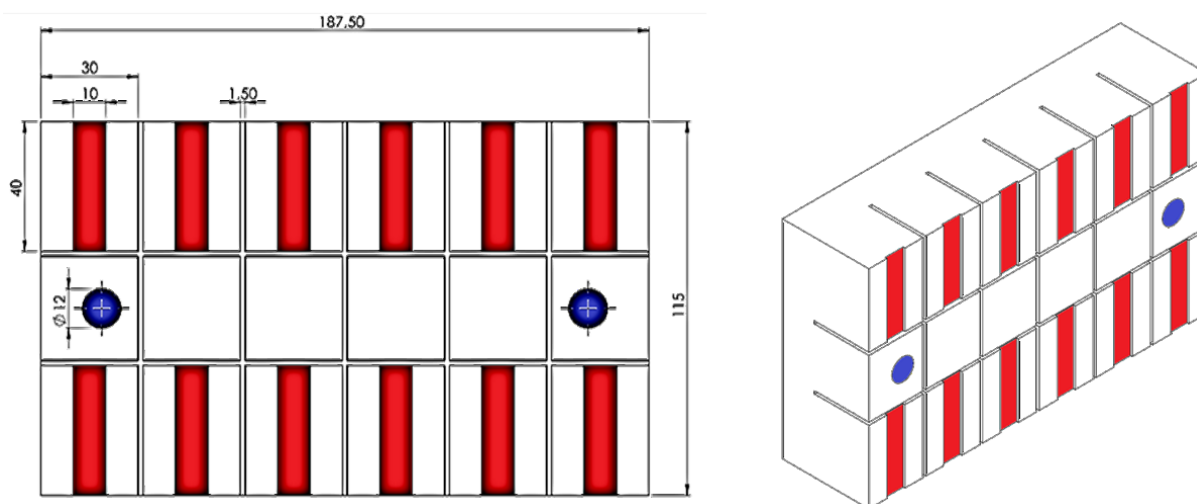


Figura 5.1 – Representação do corpo de prova utilizado nos ensaios de temperatura. Dimensões em milímetros.

Termopares do tipo T foram soldados por descarga capacitiva em atmosfera inerte a aproximadamente 6 mm da zona de corte. Estes termopares foram calibrados a temperaturas entre 20 e 70 °C, usando um banho termostático modelo MQBTC A-100, fabricado pela Microquímica® Equipamentos LTDA, com resolução de 0,1 °C e estabilidade de 0,01 °C. A peça foi então pintada com uma tinta de baixo ponto de fusão na coloração preto-fosco, com a finalidade de evitar que a reflexão

de luz sobre a peça seja confundida com sua emissividade. A peça com os termopares fixados (indicados por círculos vermelhos) e a camada de tinta aplicada é ilustrada na Figura 5.2. A finalidade desta configuração experimental é a de calibrar a emissividade da peça por meio da comparação direta da temperatura indicada pelo termopar e a temperatura do pixel da câmera termográfica correspondente a mesma posição.

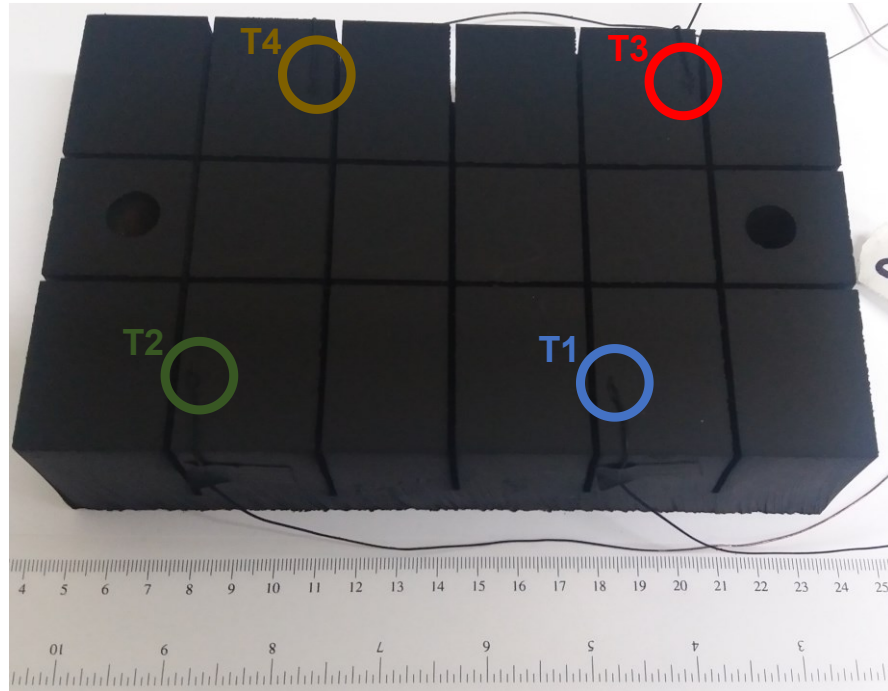


Figura 5.2 – Corpo de prova com termopares fixados e tinta antirreflexiva aplicada.

5.1.2 Ensaios de usinagem

Os ensaios de usinagem foram realizados no mesmo centro de usinagem CNC ROMI Bridgeport Discovery® 720 descrito na Seção 4.1.3. A configuração experimental para os ensaios é ilustrada na Figura 5.3. Para mensurar as forças de usinagem utilizadas para calcular a potência de usinagem, o corpo de prova foi colocado sobre uma plataforma dinanométrica Kistler®, modelo 9265B, fixada por parafusos M12 nas regiões em azul indicadas na Figura 5.1. A potência de usinagem foi mensurada de acordo com a Equação 5.1, em que F_r é a força resultante nos três eixos, v_e a velocidade efetiva de corte e η o coeficiente de rendimento da máquina. De maneira concomitante, a potência de corte foi também mensurada pelo produto do sinal de sensores de tensão e corrente por efeito hall em função do tempo, conforme indicado pela Equação 5.2, seguindo a metodologia proposta por da Silva et al. (2017), em que T é o tempo de aquisição dos dados, $i(t)$ a corrente instantânea e $v(t)$ a tensão instantânea. Os valores de potência elétrica mensurados foram posteriormente subtraídos dos valores de potência de funcionamento da máquina, resultando assim em uma maior aproximação da potência elétrica real consumida durante o corte.

$$P_c = \frac{F_r v_e}{60\eta} (W) \quad (5.1)$$

$$P_c = \frac{1}{T} \int_0^T i(t) \cdot v(t) dt \quad (5.2)$$

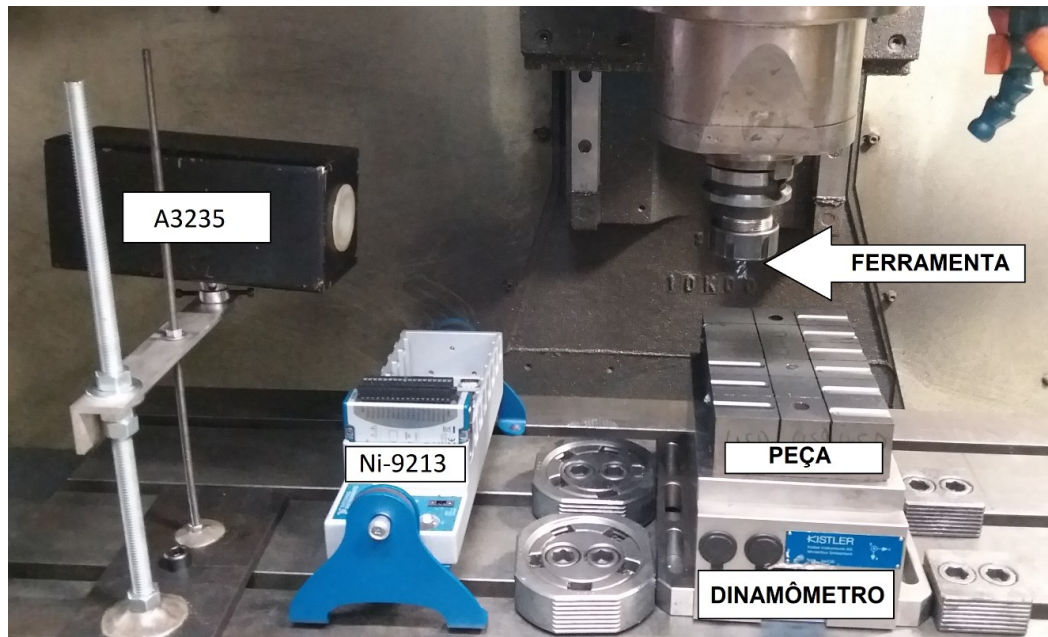


Figura 5.3 – Configuração experimental.

Os termopares indicados na Figura 5.2 foram conectados à placa de aquisição Ni-9213, para calibração da emissividade do corpo de prova, conforme descrito na Seção 5.1.1. Para aquisição da temperatura nas proximidades da zona de corte, foi utilizada uma câmera termográfica (TC) modelo A325 da FLIR Tools® com resolução de 320x240 pixels, em uma escala de medição de 0 a 350 °C com acurácia de ± 2 °C. As imagens térmicas foram adquiridas a uma taxa de 30 quadros por segundo. A câmera foi fixada à esquerda do corpo de prova a uma distância de 400 mm, fazendo assim com que não houvesse movimento relativo entre ambos, minimizando perdas de foco.

Como ferramenta de corte, foram utilizadas as fresas integrais descritas na Figura 3.5i,j e Tabela 3.1. Foram fixados uma profundidade axial de corte $a_p = 1$ mm, uma penetração de trabalho (profundidade radial de corte) $a_e = 10$ mm (todo diâmetro da ferramenta) e um percurso de avanço (comprimento de corte) $L_f = 40$ mm, conforme trilhas desenhadas em vermelho na Figura 5.1. Com a finalidade de minimizar os efeitos do desgaste das ferramentas nos resultados das medições, as mesmas eram trocadas antes que o seu desgaste máximo de flanco (VB_{Bmax}) chegasse a 0,05 mm.

O planejamento experimental utilizado para cada um dos três materiais avaliados (Figura 3.2 e Figura 3.4) é apresentado na Tabela 5.1, sendo realizadas duas réplicas por condição. Todos os ensaios foram realizados a seco, uma vez que a utilização de lubrificação dificultaria a análise termográfica da zona de corte. Após os ensaios, a rugosidade da superfície foi mensurada usando um rugosímetro da fabricante Taylor Hobson® modelo S100, com um raio de ponta de 0,2 μ m. Foram realizadas três medições por percurso usinado, com um comprimento amostral de 25,6 mm. O perfil foi tratado com um filtro Gaussiano (*cutt-off*) de 0,8 mm, sendo utilizada a rugosidade média do perfil (R_a) como parâmetro de comparação.

Tabela 5.1– Parâmetros de Usinagem.

Condição	V_c (m/min)	f (mm/rev)
1	120	0,1
2	120	0,2
3	240	0,1

5.2 Resultados e discussões

5.2.1 Calibração da emissividade do corpo de prova

Os resultados das temperaturas medidas pelos termopares T1 a T4 nas posições indicadas na Figura 5.2 e pela câmara termográfica nas mesmas regiões (mesmo pixel), Tc, utilizando uma emissividade ϵ de 0,95 (FLIR, 2015), para o fresamento com cada uma das condições indicadas na Tabela 5.1, dos três materiais testados, são apresentados na Figura 5.4. Para todas as condições avaliadas, a temperatura dos termopares apresentou uma correlação de Pearson (R^2) superior a 90% com o pixel em questão da imagem termográfica. Estes resultados indicam que a emissividade indicada pelo fabricante para esta tinta foi corretamente imputada, aumentando a confiabilidade dos valores de temperatura mensurados pela termografia.

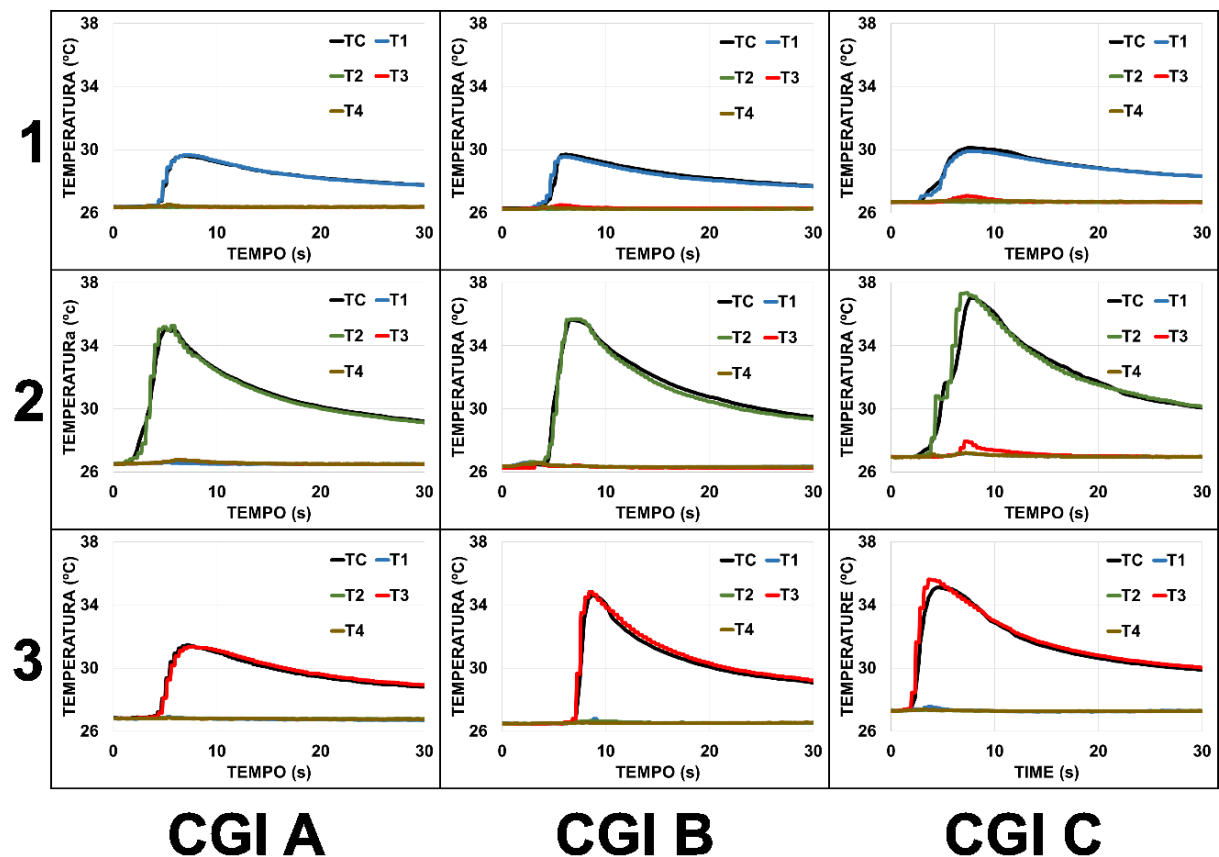


Figura 5.4 – Comparação das medições de temperatura dos termopares e da câmara termográfica.

5.2.2 Potência de usinagem utilizando Dinamômetro e Sensores Hall

Os valores de potência de usinagem obtidos pelas Equações 5.1 e 5.2 para os materiais avaliados em cada condição de usinagem da Tabela 5.1 são ilustrados na Figura 5.5, sendo a análise de variância para ambas as técnicas de medição apresentada na Tabela 5.2. Nestes testes, não há a interferência do desgaste das ferramentas, uma vez que elas eram trocadas antes que apresentassem influência na potência de usinagem ($VB_{\text{Bmax}} < 0,05 \text{ mm}$).

As medições de potência por ambas as técnicas apresentaram um erro médio inferior a 6%, indicando o potencial da utilização dos sensores de potência elétrica como alternativa de baixo custo aos dinamômetros na medição da potência de usinagem. Resultados similares para a concordância entre os métodos de medição foram obtidos por da Silva et al. (2017).

Conforme indicado pela análise de variância da Tabela 5.2, todas as variáveis apresentaram significância estatística no processo. A variação de cada uma delas em relação à potência de usinagem para cada um dos métodos de medição é detalhada na Figura 5.6. O diagrama de Pareto (Figura 5.6a) indica que a velocidade de corte é a variável com maior influência na potência de usinagem, seguida pelo avanço e o material. Uma vez que a maior parte da energia necessária para cisalhar o material é oriunda do eixo máquina, tanto em relação à velocidade efetiva de corte (v_e) na Equação 5.1 como em relação à potência elétrica consumida na Equação 5.2, este resultado era esperado.

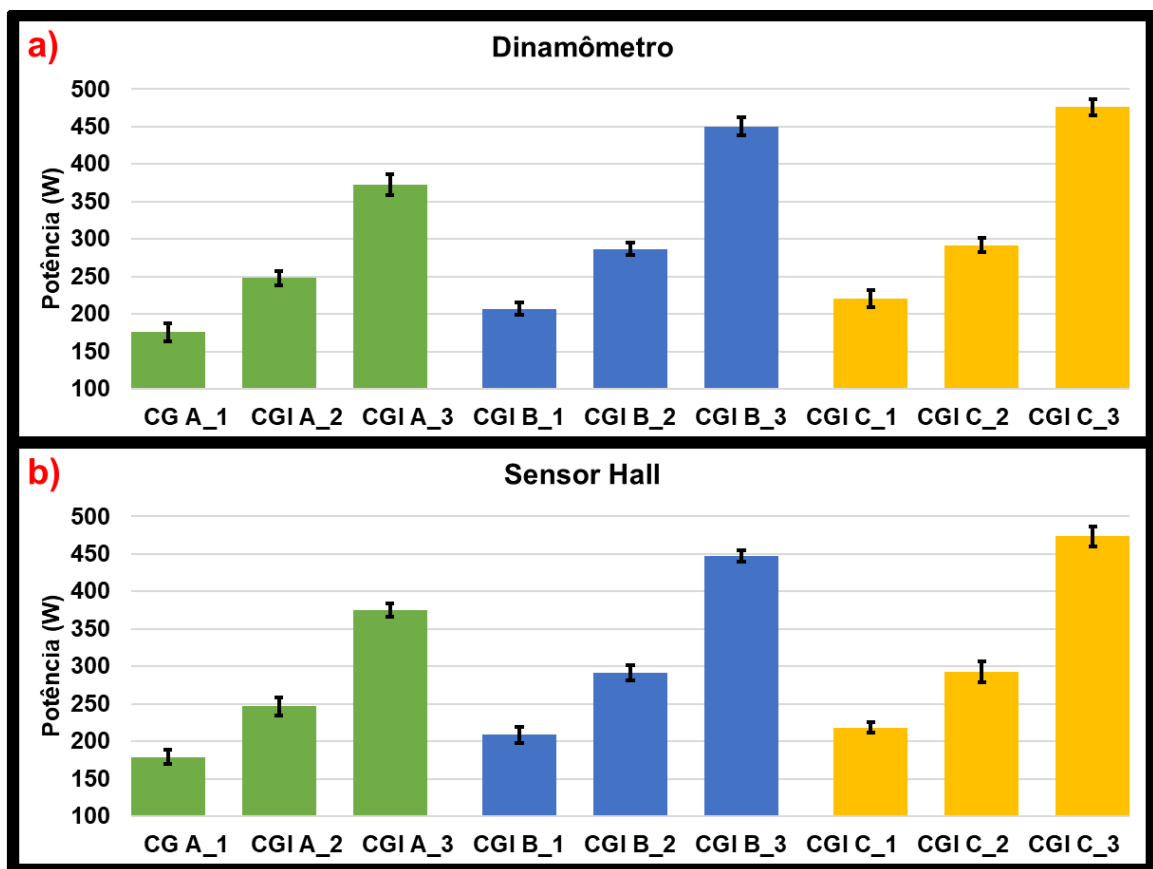


Figura 5.5 – Potência de usinagem para cada uma das condições avaliadas. a) Via dinamômetro; b) via Sensor Hall.

Tabela 5.2– Análise de variância para a potência de usinagem.

Fator	Dinamômetro					Sensor Hall				
	SS	df	MS	F	p	SS	df	MS	F	p
Material	6706,08	2	3353,04	10,5927	0,025225	6293,66	2	3146,83	11,1780	0,023033
Vc	80553,24	1	80553,24	254,4779	0,032490	79013,03	1	79013,03	8,6669	0,031274
f	8302,25	1	8302,25	26,2278	0,046880	8377,61	1	8377,61	9,7586	0,045488
Erro	1266,17	4	316,54			1126,08	4	281,52		
Total SS	91965,38	8				89636,31	8			

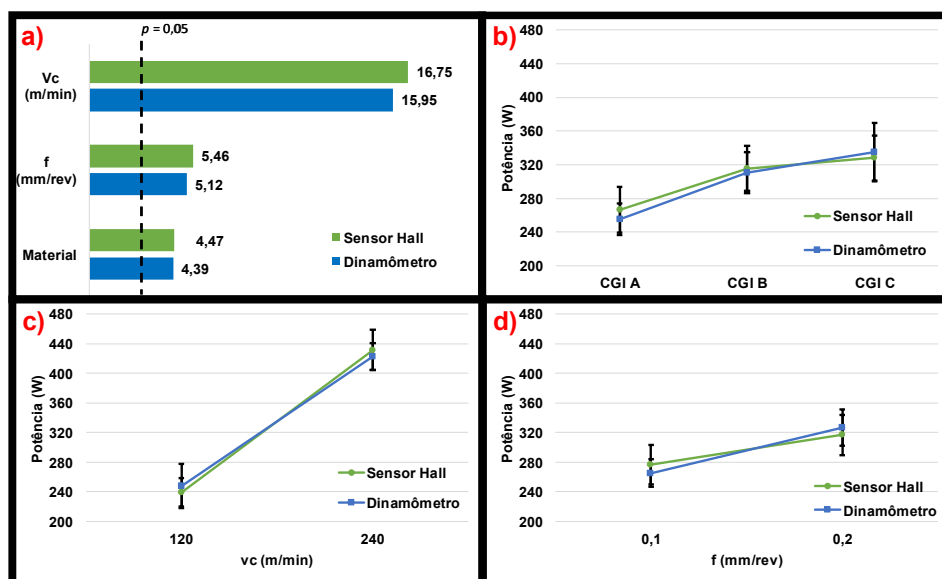


Figura 5.6 – Análise da influência das variáveis de entrada na potência de usinagem medida por ambos os métodos (Sensor Hall e Dinamômetro). a) Diagrama de Pareto; b) Efeito do material; c) Efeito da velocidade de corte; d) efeito do avanço.

A potência de usinagem em relação ao tipo de material usinado (Figura 5.6b) variou de maneira diretamente proporcional às propriedades mecânicas dos ferros fundidos (Figura 3.4). Isto pode ser explicado pelo fato de que as propriedades mecânicas têm fortes influências na força de usinagem e consequentemente na potência requerida para o corte (TRENT; WRIGHT, 2013).

O efeito do avanço (Figura 5.6d) é bem conhecido (MACHADO et al., 2015b) na força de usinagem e, consequentemente, na potência de usinagem, pois ele está diretamente ligado ao volume de material a ser removido, participando do processo de deformação nos planos de cisalhamento primário e secundário. Portanto, quanto maior o avanço maior a potência requerida. Apesar de significativo, o baixo efeito do avanço em relação à velocidade de corte (Figura 5.6d) pode ser explicado pela menor contribuição cinética do avanço na v_e da equação 5.1, e pelo menor consumo de energia dos servo-motores utilizados para movimentar a mesa do centro de usinagem em relação ao eixo máquina para Equação 5.2.

A Figura 5.7 ilustra os resultados da correlação linear entre as propriedades dos materiais ilustradas na Figura 3.4 e os valores médios de potência indicados na Figura 5.6b. Ambos os gráficos Figura 5.7a e Figura 5.7b apresentaram valores similares de correlação, devido aos resultados similares para os valores de potência para os dois métodos usados, conforme ilustrado na Figura 5.5. Observa-se que as formas irregulares da grafita (Figura 3.3c,d) apresentaram menores valores de correlação com a potência de usinagem. Isso pode ser explicado por sua pequena ocorrência no percentual total de grafita no material, como ilustrado pela Figura 3.4a.

O espaçamento interlamelar apresentou uma correlação inversa com a potência. Quanto maior a distância das lamelas de cementita (Fe_3C) para as da ferrita ($\text{Fe-}\alpha$) menor a dureza média da região, requerendo assim menos potência para que ocorra o cisalhamento. A correlação direta entre a microdureza Vickers da matriz perlítica dos materiais com a potência de corte pode ser explicada pela maior energia necessária para cisalhar o material e pela relação inversa desta com o espaçamento interlamelar. De maneira análoga, a correlação direta da dureza Brinell, a tenacidade ao impacto Charpy, o limite máximo de ruptura (UTS) e o percentual de deformação podem ser explicados pelo fato de que, ao se aumentar estas propriedades mecânicas, mais potência é necessária para cisalhar o material. O comportamento inverso da grafita compacta e direto da grafita esferoidal em relação à potência se deve pela diferença na concentração de tensões que estas diferentes geometrias da fase gráfitica imputam na matriz.

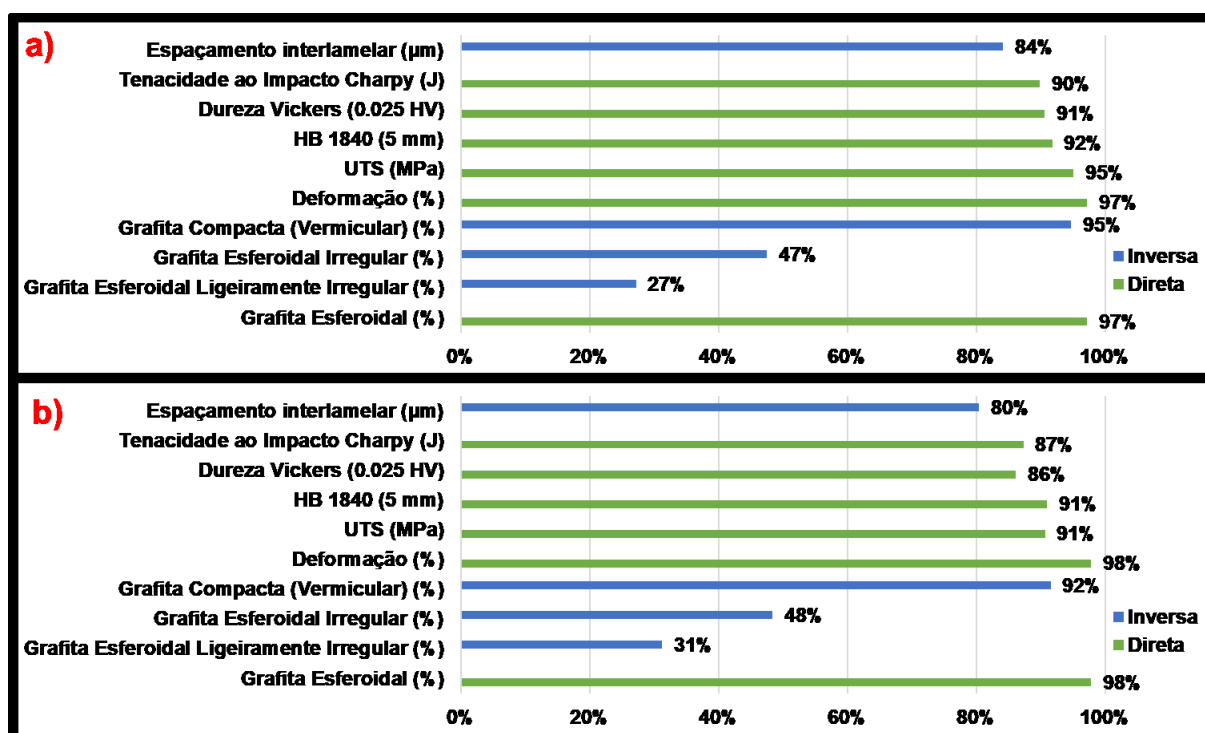


Figura 5.7 – Correlação de Pearson entre a potência de usinagem e as propriedades mecânicas dos materiais. a) via dinamômetro; b) via Sensor Hall.

5.2.3 Rugosidade

Os valores de rugosidade para os materiais avaliados em cada condição de usinagem da Tabela 5.1 são ilustrados na Figura 5.8, sendo a análise de variância para estas variáveis apresentada na Tabela 5.3. Assim como para a potência de usinagem, todas as variáveis apresentaram significância estatística. O efeito individual de cada variável de entrada é melhor detalhado na Figura 5.9.

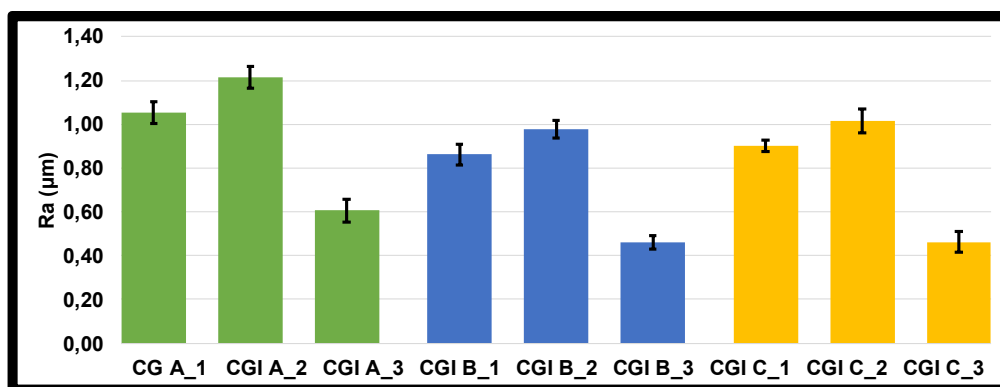


Figura 5.8 – Acabamento superficial para cada uma das condições avaliadas.

Tabela 5.3– Análise de variância para a rugosidade R_a .

Fator	Ra (μm)				
	SS	df	MS	F	p
Material	0,064705	2	0,032352	6,3480	0,001175
Vc	0,275699	1	0,275699	8,1832	0,000026
f	0,025939	1	0,025939	5,1787	0,002551
Erro	0,002297	4	0,000574		
Total SS	0,581941	8			

A Figura 5.9a ilustra que, apesar de todas as variáveis serem estatisticamente significativas para um intervalo de confiança de 95%, ao contrário do esperado, o avanço apresentou a menor influência no acabamento. Em relação à influência do material do corpo de prova (Figura 5.9b), não se observam diferenças estatísticas entre os CGIs B e C, contudo ambos apresentaram em média valores de rugosidade inferiores ao CGI A. Isso pode ser explicado com base no fato de ambos os materiais serem mais duros que o CGI A, o que resulta em menos fluxo lateral de material durante o cisalhamento, como detalhado por Da Silva et al. (2019). Outra explicação é o refino das fases gráficas (Figura 3.2), que resulta em melhor ancoramento, e com isso o material se torna menos susceptível ao fenômeno do *open-grain* (SOUTO et al., 2002).

Uma hipótese para a elevada correlação entre a velocidade de corte e o acabamento superficial (Figura 5.9c) é a combinação das relativamente elevadas velocidades de corte utilizadas (3822 e 7643 rpm) e a menor rigidez de um corpo de prova montado sobre um dinamômetro em relação a uma peça montada diretamente sobre a mesa do centro de usinagem (Figura 5.3). O aquecimento gerado pela

maior velocidade de corte, especialmente pelo fato de a penetração de trabalho corresponder a todo diâmetro da ferramenta, diminui os esforços necessários para cisalhar o material, podendo assim reduzir a vibração oriunda das interações entre a ferramenta e a peça, melhorando o acabamento da superfície resultante. O avanço apresentou uma relação diretamente proporcional com a rugosidade da superfície usinada, conforme previsto na literatura (TRENT; WRIGHT, 2013).

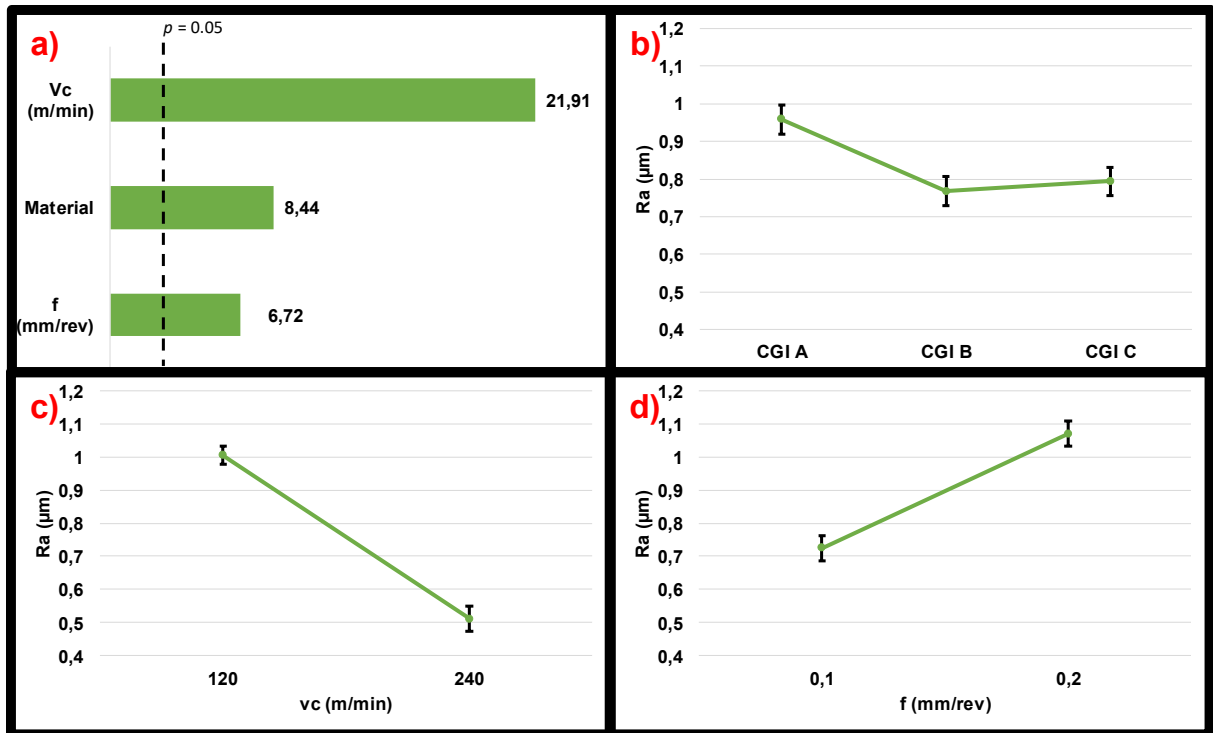


Figura 5.9 – Análise da influência das variáveis de entrada na rugosidade. a) Diagrama de Pareto; b) Efeito do material; c) Efeito da Velocidade de corte; d) Efeito do avanço.

A Figura 5.10 ilustra os resultados da correlação linear entre as propriedades dos materiais ilustradas na Figura 3.4 e os valores médios de rugosidade indicados na Figura 5.9b. O espaçamento interlamelar apresentou correlação direta com o acabamento superficial. Maiores espaçamentos interlamelares resultaram em menores durezas médias da matriz, o que levou a maiores valores de rugosidade. O percentual das formas de menor circularidade da grafita apresentou correlação direta com a rugosidade, enquanto o percentual de grafita nodular apresentou inversa. Este fato pode ser explicado em virtude de a grafita nodular apresentar melhor ancoragem à matriz (Figura 3.3b), resultando em uma maior resistência ao fenômeno do “grão aberto” em relação às formas com menor circularidade. Outra possível explicação é que a maior ancoragem da grafita nodular em relação às demais resulta em um cisalhamento mais uniforme do cavaco, o que se converte em um melhor acabamento da superfície.

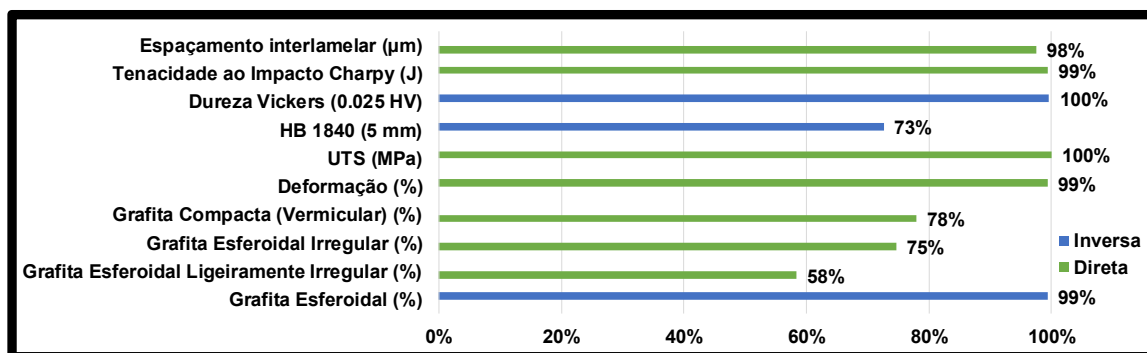


Figura 5.10 – Correlação de Pearson entre a rugosidade (R_a) e as propriedades mecânicas dos materiais.

A tenacidade ao impacto Charpy, UTS e percentual de deformação apresentaram correlação direta com a rugosidade. Estas grandezas estão diretamente ligadas com a deformabilidade do material durante seu cisalhamento, o que resulta em maior sulcamento durante o corte e, por consequência, maior rugosidade. As durezas Brinell e Vickers apresentaram correlação inversa com a rugosidade. Este fato se explica pela natureza inversa entre dureza e tenacidade (MEYERS; CHAWLA, 2008), o que resulta em um comportamento mais frágil no momento da separação do cavaco e, com isso, em uma menor deformação plástica superficial da peça. A dureza Brinell apresentou menor correlação que a dureza Vickers da matriz, uma vez que está mais ligada aos aspectos macro geométricos do material ao computar os valores de dureza média do material como um todo.

5.2.4 Temperatura

Segundo Bergman e Incropera (2011), quanto mais próximo de uma fonte de calor, maior a taxa de queda do gradiente de temperatura entre esta fonte e as regiões adjacentes. Este fato explica as baixas temperaturas de usinagem encontradas usualmente no monitoramento de processos de usinagem por imagens termográficas (LAURO; BRANDÃO; RIBEIRO FILHO, 2013; SIMEONE et al., 2017), especialmente quando comparados com métodos de medição direta como o termopar ferramenta-peça (ZGÓRNIK; GRDULSKA, 2012; KUS et al., 2015; HEIGEL et al., 2017). Uma vez que cada pixel apresenta o valor médio da temperatura na região por ele compreendida, a usualmente baixa resolução das câmeras térmicas impossibilita acurácia na medição das relativamente pequenas áreas de contato entre a ferramenta e a peça. Esta acurácia, entretanto, é maior para as regiões adjacentes à zona de corte em que a taxa de queda do gradiente de temperatura é menor, tornando a análise por imagens térmicas uma ferramenta vantajosa para avaliação tanto da usinabilidade do material como de possíveis transformações metalúrgicas ocasionadas por aquecimento excessivo da peça.

Os valores da temperatura para os materiais avaliados em cada condição de usinagem da Tabela 5.1 são ilustrados na Figura 5.11, e a análise de variância para estas variáveis é apresentada na Tabela 5.4. Assim como para a potência e rugosidade, todas as variáveis de saída se mostraram estatisticamente significativas para as temperaturas, para um intervalo de confiança de 95%. A análise dos desvios padrões da Figura 5.11 ilustra que, independente do material usinado, o desvio padrão

sempre foi um pouco maior na condição de usinagem 2 (Tabela 5.1). Este fato pode ser explicado com base na Figura 5.12, a qual apresenta os frames contendo o pixel de maior temperatura para cada condição de usinagem investigada. A condição 2, por apresentar maior avanço, apresenta cavacos com maior volume. O maior volume destes cavacos dissipa mais energia no seu desprendimento, retirando mais energia térmica da interface de corte e com isso fazendo com que a temperatura oscile um pouco mais.

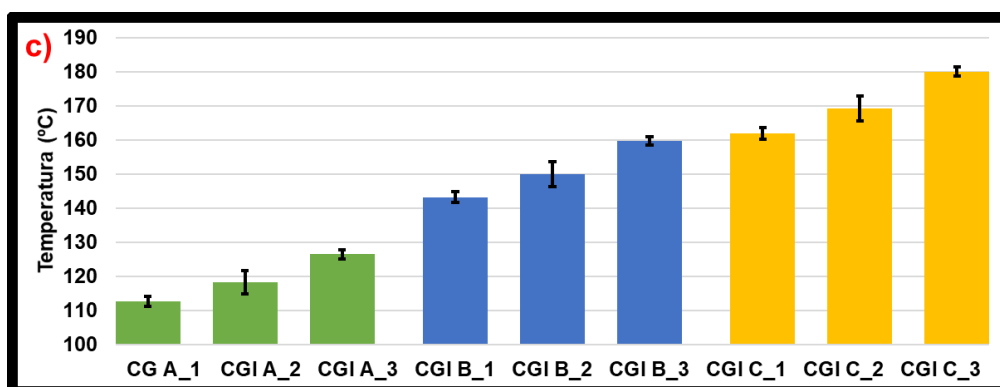


Figura 5.11 – Acabamento superficial para cada uma das condições avaliadas.

Tabela 5.4– Análise de variância para a Temperatura.

Fator	Temperatura (°C)				
	SS	df	MS	F	p
Material	4005,721	2	2002,860	1609,844	0,000002
Vc	392,850	1	392,850	315,762	0,000059
f	65,472	1	65,472	52,625	0,001917
Erro	4,977	4	1,244		
Total SS	4407,958	8			

A Figura 5.13 ilustra com maior detalhamento a influência das variáveis de entrada do processo na temperatura. A Figura 5.13a indica que a temperatura nas proximidades da zona de corte foi muito mais sensível às variações de material que a da velocidade de corte e do avanço. Este fato pode ser explicado pela forte dependência da geração de calor pela resistência do material. Além disso, quando este calor se dissipa, a energia extra necessária para cisalhar os materiais de maiores propriedades mecânicas (Figura 3.4) é melhor percebida com a variação do material usinado, conforme a Figura 5.13b. Outro ponto para a elevada influência do material nas temperaturas registradas é a maior nodularidade dos CGIs B e C, a qual, além de contribuir para aumentar a dureza e a tenacidade destes materiais em relação ao CGI A, também resulta em uma menor dissipação de calor para o ambiente. O avanço apresentou a menor influência na temperatura, uma vez que esta variável imputa menos energia no processo que a velocidade de corte, e seus efeitos quanto à temperatura também se concentram mais na interface ferramenta-peça. O efeito, no entanto, é direto, isto é, aumentou ligeiramente com o aumento do avanço.

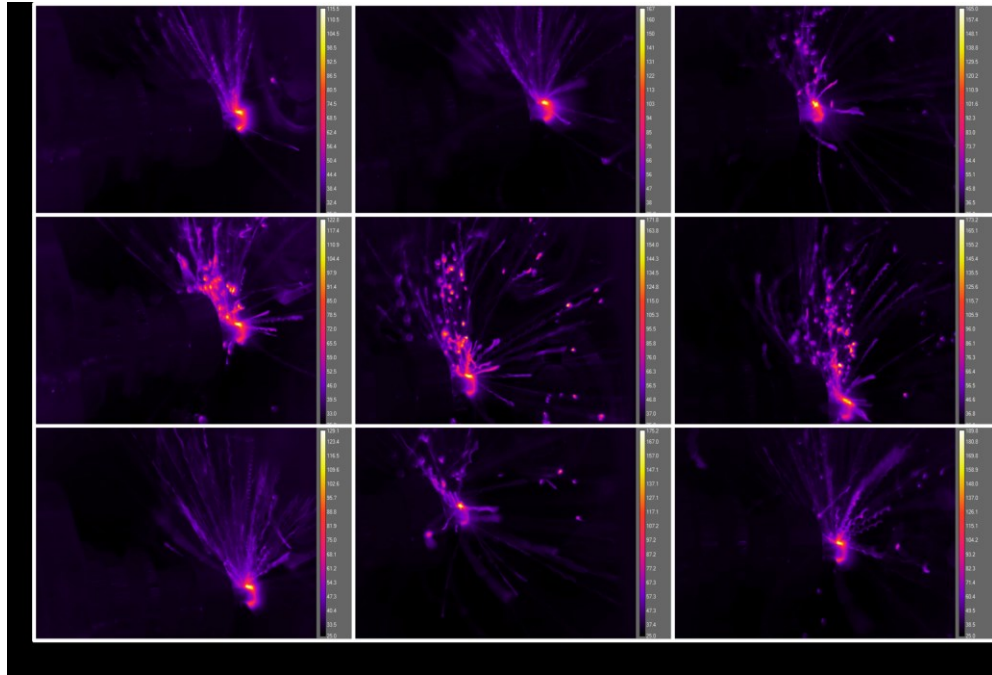


Figura 5.12 – Frame contendo o pixel de maior temperatura para cada condição de corte avaliada.

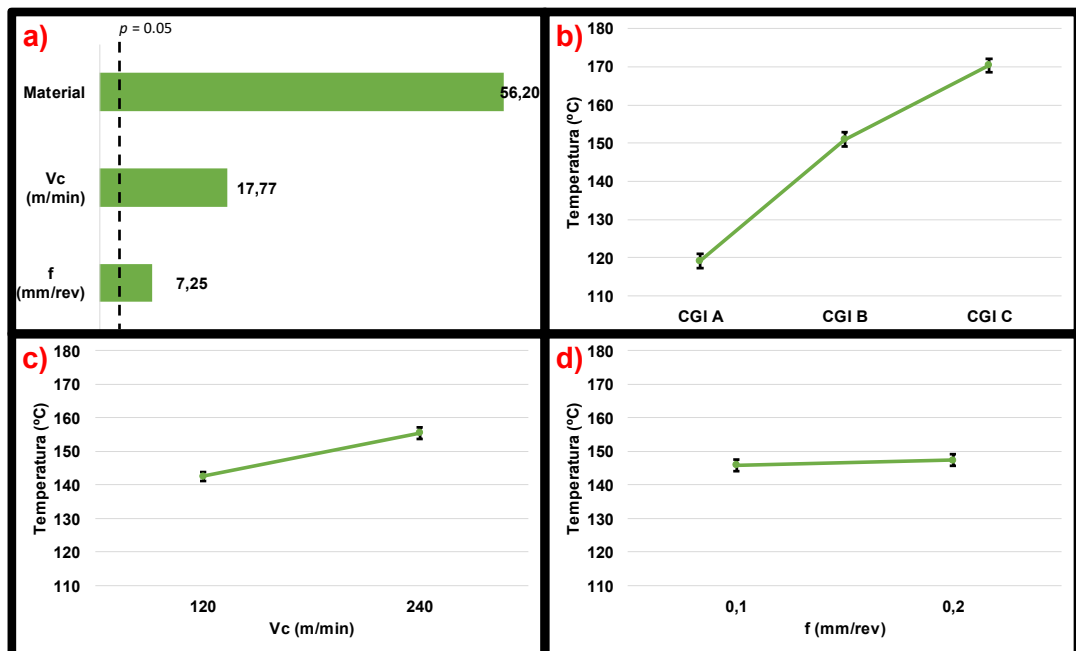


Figura 5.13 – Análise da influência das variáveis de entrada na temperatura. a) Diagrama de Pareto; b) Efeito do material; c) Efeito da Velocidade de corte; d) efeito do avanço.

A Figura 5.14 ilustra os resultados da correlação linear entre as propriedades dos materiais ilustradas na Figura 3.4 e os valores médios de temperatura indicados na Figura 5.13b. Em geral, as correlações apresentaram um comportamento similar ao observado para a potência (Figura 5.7). Este fato pode ser explicado pelo fato de o aquecimento gerado durante o processo de usinagem ser originado da parcela não aproveitada da energia imputada no sistema, a qual não foi convertida em

trabalho. Os valores de correlação são, em geral, mais baixos para a temperatura que para a potência, sendo este fato possivelmente causado pela menor taxa de aquisição e maior incerteza de medição da câmera termográfica em relação às ferramentas de medição de potência discutidas na seção 5.2.2.

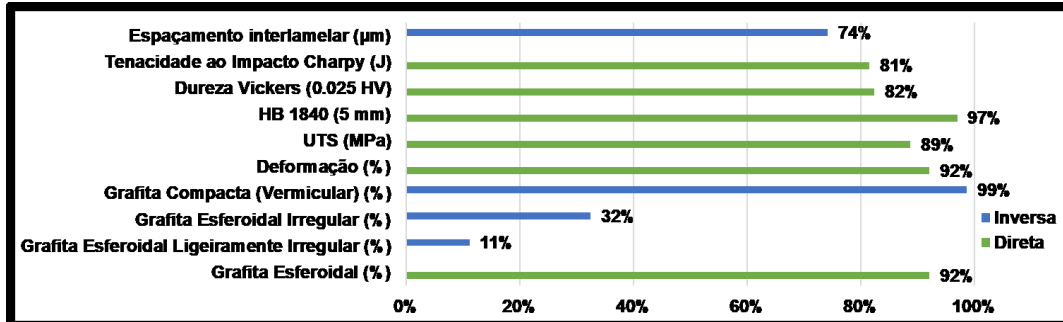


Figura 5.14 – Correlação de Pearson entre a temperatura e as propriedades mecânicas dos materiais.

5.2.5 Conclusões

Neste capítulo, a usinabilidade dos materiais foi avaliada quanto à potência, rugosidade e temperatura de corte no processo de fresamento de topo. Dos resultados, podem ser destacadas as seguintes conclusões:

1. A metodologia de calibração da emissividade do corpo de prova utilizando termopares do tipo T se mostrou satisfatória para aumento da confiabilidade nos resultados.
2. A metodologia de seccionamento dos corpos de prova se mostrou efetiva para o isolamento das condições de contorno para cada réplica.
3. A utilização de sensores Hall se mostrou uma alternativa viável para o monitoramento da potência de usinagem ao apresentar resultados similares aos obtidos por meio do uso de um dinamômetro.
4. O aumento de dureza e nodularidade resultou em aumento da potência de corte e das temperaturas nas regiões adjacentes à interface ferramenta-peça.
5. Não foram observadas diferenças estatísticas significativas para os valores de R_a entre os CGIs B e C.
6. Ambos os CGIs B e C apresentaram valores de rugosidade R_a cerca de 20% menores que o CGI A.
7. Um maior avanço resulta em maior oscilação da temperatura nas proximidades da zona de corte.
8. As temperaturas das regiões adjacentes à zona de corte foram mais sensíveis à mudança de material que as da velocidade de corte.
9. De maneira geral, as propriedades mecânicas e metalúrgicas apresentaram boas correlações com a potência, a rugosidade e a temperatura mensuradas, corroborando com a importância da análise desses fatores na previsão da usinabilidade de materiais.

CAPÍTULO VI

MONITORAMENTO DO DESGASTE DA FERRAMENTA NO PROCESSO DE FURAÇÃO

6.1 Metodologia

6.1.1 Ensaios de furação

A Figura 6.1 ilustra o arranjo experimental utilizado na condução dos testes. A Figura 6.1a ilustra o centro de usinagem ROMI Discovery 760 utilizado nos testes, bem como o sensor de emissão acústica SENSIS DM-42 fixado magneticamente no eixo Z do centro de usinagem, com uma taxa de aquisição ajustada em 1 MHz. A disposição dos furos é ilustrada na Figura 6.1b, consistindo de furos cegos com 30 mm de profundidade (percurso de avanço, L_f). Como ferramenta de corte, foram utilizadas brocas de metal duro revestidas de TiAlN, com especificação DC150-03-10.000A1-WJ30RE e 10 mm de diâmetro, as quais são ilustradas na Figura 6.1c, sendo sua aresta de corte principal ilustrada em maior detalhe na Figura 6.1d. Apesar de a ferramenta apresentar canais internos de alimentação de fluido de corte, os testes foram realizados a seco. A corrente elétrica e a tensão consumidas durante a usinagem foram mensuradas de acordo com a metodologia proposta por da Silva et al. (2017), usando um sensor de tensão modelo LV 25-P (Figura 6.1e), e um sensor de corrente modelo Has 50-S (Figura 6.1f), ambos com $\pm 1\%$ de erro no range de medição adotado. Ambos os sensores de tensão e corrente foram colocados na entrada de força da máquina, devido à sua maior facilidade de acesso em relação ao motor principal (spindle), sendo seus sinais adquiridos a uma taxa de 6 kHz.

Como Parâmetros de corte foram utilizados uma velocidade de corte de 80 m/min a um avanço de 0,25 mm/rev, valores baseados no trabalho de Mocellin et al. (2004) sobre o processo de furação de CGIs com propriedades mecânicas similares. O desgaste da ferramenta foi mensurado a cada 20 furos (ou 0,6 m usinados) por microscopia óptica, sendo utilizado como critério de fim de vida da broca $VB_{\text{max}} = 0,4$ mm. No total, foram realizados um teste e duas réplicas para cada material, sendo considerados para análise os resultados médios obtidos destes valores.

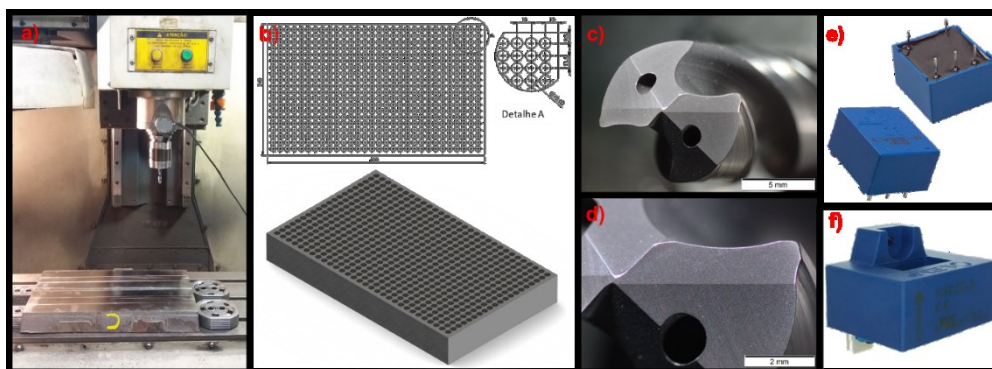


Figura 6.1 – Arranjo experimental dos ensaios de furação. a) centro de usinagem e sensor de emissão acústica; b) detalhes dos furos na peça (dimensões em mm); c) broca utilizada nos ensaios; d) vista detalhada da aresta principal de corte da broca; e) sensor de tensão utilizado nos ensaios modelo LV 25-P; f) Sensor de corrente utilizado nos ensaios modelo HAS 50-S.

6.1.2 Monitoramento das variáveis de saída

Durante os ensaios de vida da ferramenta, a corrente elétrica, a potência elétrica de usinagem, o sinal de emissão acústica, a rugosidade das paredes internas, a cilindricidade e as amostras do cavaco foram também acompanhados a cada 20 furos. O objetivo destas medições é o de avaliar qual destes parâmetros de saída apresenta a maior sensibilidade à condição de desgaste da ferramenta, com o intuito de servir como parâmetro para futuros modelos preditivos. Exemplos dos sinais de saída são ilustrados na Figura 6.2.

Na Figura 6.2a,c,e, o retângulo tracejado indica o período real de corte, sendo para fins de cálculo descartados os 10% inicial e final do sinal. O período de corte foi detectado quando o valor do sinal de corrente elétrica ultrapassava o valor médio mais duas vezes o desvio padrão do sinal da ferramenta se deslocando em direção à peça no início do teste. Nas análises, foram avaliadas a amplitude média (MA), a raiz do valor quadrático médio (RMS), a skewness (Sk) e kurtosis (Ku) do sinal de corrente (Figura 6.2a). A Figura 6.2b ilustra o espectro de frequência obtido pela transformada rápida de fourier (FFT) dos sinais obtidos na região de corte ilustrada na Figura 6.2a. Os picos mostrados nesta figura são relacionados com a frequência da rede elétrica (60Hz) e seus harmônicos, não sendo correlacionados com o desgaste da ferramenta.

De maneira similar, a Figura 6.2c e Figura 6.2d ilustram o sinal de potência elétrica obtido pela multiplicação dos sinais de tensão e corrente. A identificação da região efetiva de usinagem foi realizada de maneira similar à do sinal de corrente elétrica. Novamente, a análise do espectro de frequência (Figura 6.2d) ilustra picos apenas da frequência da rede elétrica e seus harmônicos, não apresentando correlação com o desgaste da ferramenta.

A Figura 6.2e e Figura 6.2f ilustram um dos sinais de emissão acústica (AE) obtidos a cada 20 furos, em função do tempo e da frequência, respectivamente. A estratégia da análise de sinal foi similar à utilizada para a corrente e para a potência elétrica. Na análise do espectro de frequência (FFT), observou-se que um pico na amplitude do sinal a uma frequência $\Omega \approx 1800$ Hz aumentava juntamente com o desgaste da ferramenta e, portanto, foi utilizado como parâmetro de monitoramento.

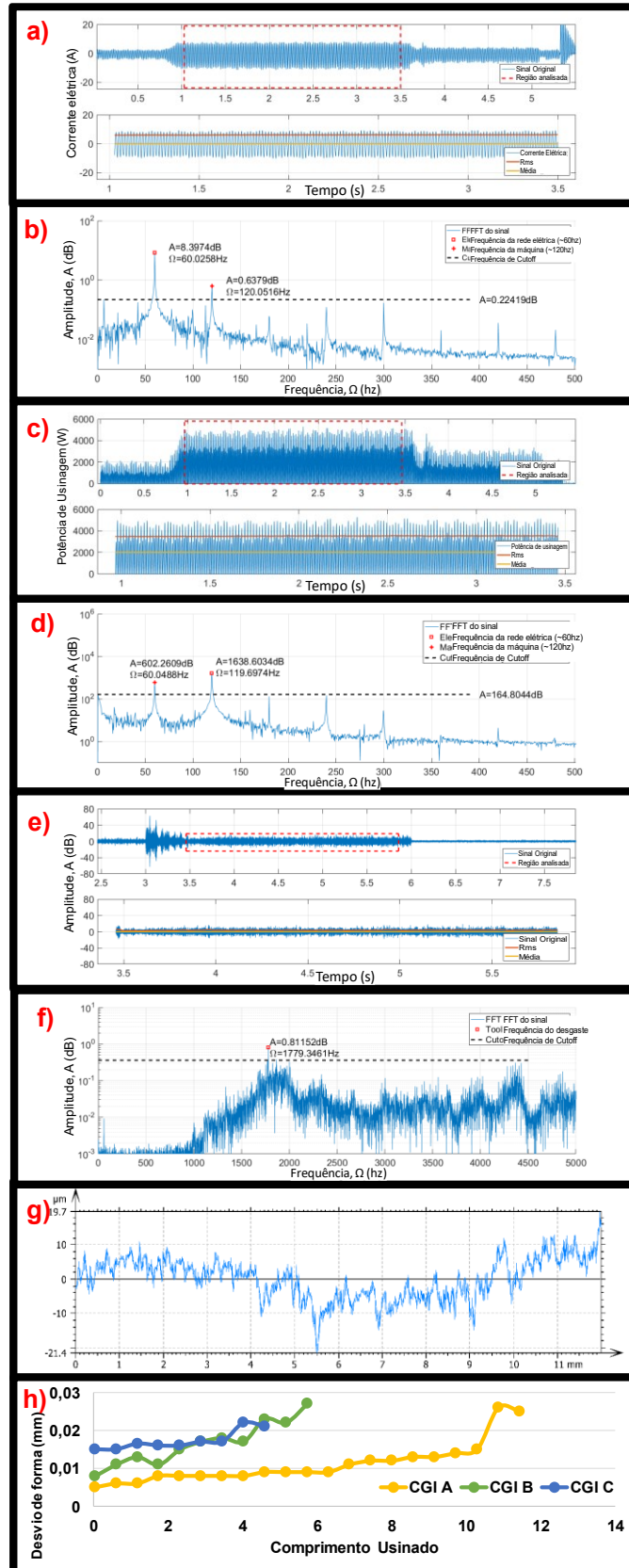


Figura 6.2 – Exemplos dos sinais de saída avaliados. a) sinal de corrente elétrica em relação ao tempo; b) FFT do sinal de corrente elétrica; c) Sinal de potência elétrica em função do tempo; d) FFT do sinal de potência elétrica; e) Sinal de emissão acústica em função do tempo; f) FFT do sinal de emissão acústica; g) Perfil de rugosidade; h) Valores médios do desvio de forma de cilindridade.

Após a conclusão dos ensaios de usinagem, os mesmos furos nos quais os sinais de corrente, potência e emissão acústica foram monitorados foram também mensurados quanto à rugosidade e ao desvio de forma de cilindridade (FD). A rugosidade foi mensurada utilizando um rugosímetro Taylor Hobson, modelo S100, com resolução de 10 nm, e foram realizadas duas medições de 12 mm diametralmente opostas, sendo um exemplo de perfil ilustrado na Figura 6.2g. A análise do sinal de rugosidade foi feita utilizando os mesmos parâmetros utilizados no tratamento dos sinais de corrente, potência e emissão acústica em função do tempo. O desvio de cilindridade (FD) dos furos foi mensurado com uma máquina de medir por coordenadas tipo ponte do fabricante Mitutoyo, modelo BR-M443, com resolução de 0,5 µm. A cilindridade foi mensurada em três regiões diferentes do furo (5, 15 e 25 mm), usando 12 pontos por região, para cada uma das placas utilizadas para cada material e condição avaliados, sendo os resultados médios exibidos na e Figura 6.2h.

6.2 Resultados e discussão

6.2.1 Vida da ferramenta

A Figura 6.3a ilustra as curvas do desgaste máximo de flanco para as ferramentas utilizadas em uma das réplicas para os testes de vida das ferramentas para os três materiais investigados. O valor médio da vida da ferramenta em função do comprimento usinado foi interpolado para o critério de fim de vida adotado ($VB_{Bmax} = 0,4$ mm), sendo ilustrados os valores médios para as três réplicas na Figura 6.3b. Os valores da distância usinada para o critério adotado foram baseados nas regressões exponenciais ilustradas na Figura 6.3a. Observa-se que o CGI A resultou em uma vida consideravelmente maior da ferramenta quando comparado aos CGIs B e C. Este fato se explica em função das fases gráficas mais refinadas do CGI B e C em relação ao CGI A (Figura 3.2), o que, em conjunção com a menor nodularidade do CGI A (Figura 3.4a), resulta em menores propriedades mecânicas (Figura 3.4b,c, d, e, f) do CGI A em relação aos CGIs B e C, e, com isso, maior usinabilidade. O CGI C resultou em uma usinabilidade ligeiramente inferior ao CGI B, sendo a possível explicação a presença de carbonetos de Mo, os quais, em virtude de sua elevada dureza quando comparados à dureza média das matrizes dos materiais (Figura 3.4d), aumentaram o desgaste da ferramenta na usinagem deste material.

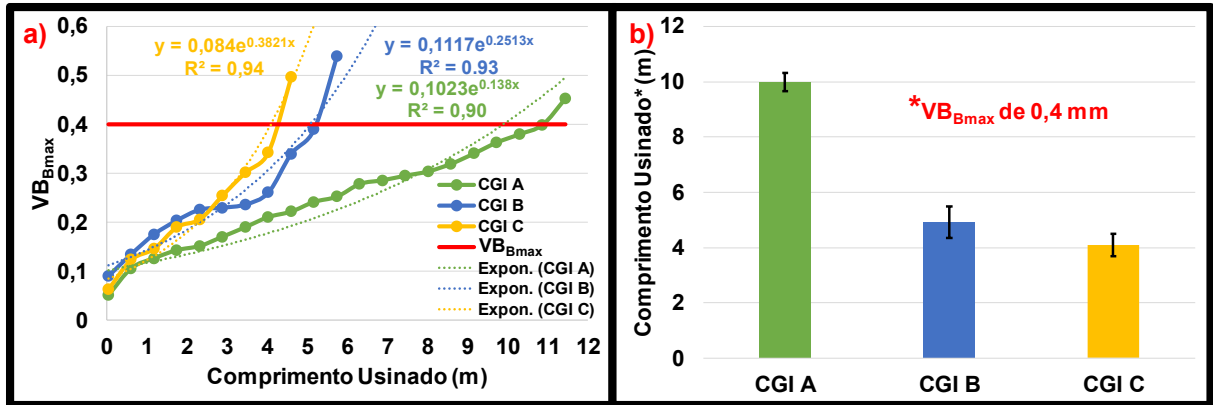


Figura 6.3 – Resultados dos testes de vida da ferramenta. a) Curvas de vida da ferramenta para uma réplica de cada material. b) Valor médio da distância usinada interpolada para o critério de fim de vida, considerando todos os testes.

Os dados ilustrados na Figura 6.3b indicam que o CGI A apresentou um comprimento de usinagem aproximadamente 2 vezes maior que o CGI B e aproximadamente 2,5 vezes maior que o CGI C. Resultados similares foram encontrados por Mocellin et al. (2004) no processo de furação de ferros fundidos cinzentos e vermiculares de alta resistência para parâmetros de usinagem similares. Os autores também apontaram a diferença nas propriedades mecânicas dos materiais como principal causa na variação da usinabilidade encontrada.

6.2.2 Mecanismos de desgaste

Figura 6.4 ilustra a microscopia eletrônica de varredura (MEV) das imagens das ferramentas utilizando elétrons secundários (Figura 6.4a,b,c) e retro-espalhados (Figura 6.4d,e,f), tiradas após constatado o fim de vida das mesmas. Nas Figura 6.4a,b,c têm-se, respectivamente, os CGIs A, B e C, e observa-se um acúmulo de material aderido na ponta das ferramentas. Este fato ocorre devido às elevadas temperaturas e tensões envolvidas no processo de usinagem, que se tornam mais críticas com o aumento do desgaste. Menores forças e temperaturas de usinagem para o CGI A em relação aos CGIs B e C foram observadas no capítulo 5 e relatadas por Da Silva et al. (2018a) no processo de fresamento dos mesmos materiais, dando mais suporte para esta hipótese.

O padrão do desgaste de flanco observado para estas ferramentas é típico para o processo de furação (MACHADO et al., 2015b), aumentando em direção à periferia da ferramenta, uma vez que a velocidade de corte aumenta com o diâmetro da ferramenta. O lascamento da aresta de corte também pode ser observado nas ferramentas avaliadas, especialmente nas ferramentas utilizadas na usinagem do CGI B (Figura 6.4b) e CGI C (Figura 6.4c).

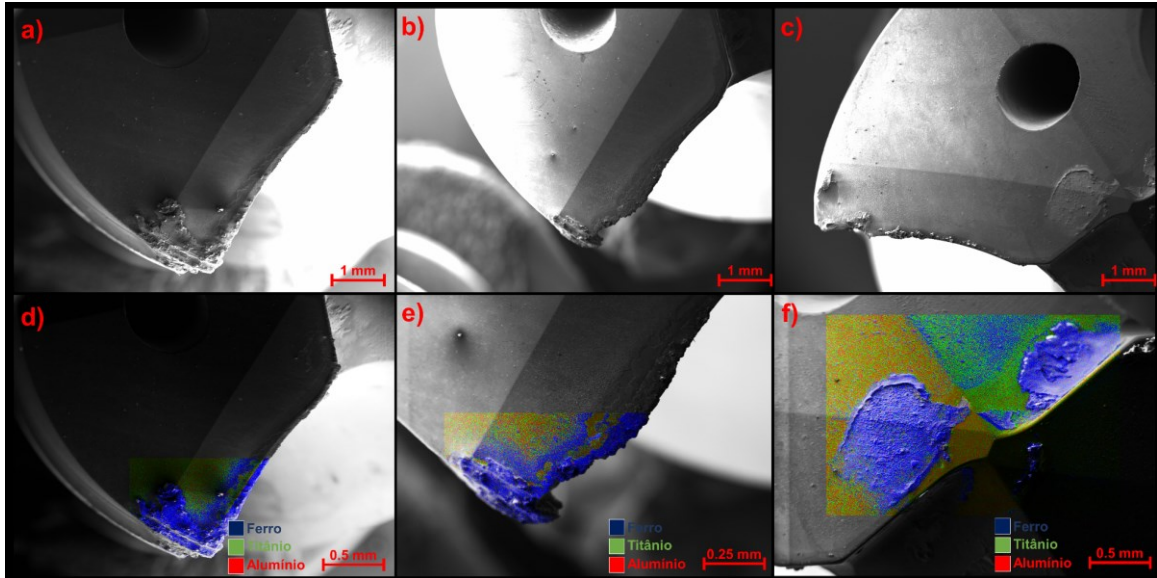


Figura 6.4 – MEV das ferramentas desgastadas utilizando elétrons secundários: a) CGI A; b) CGI B; c) CGI C; e elétrons retro-espalhados: d) CGI A; e) CGI B; f) CGI C.

A Figura 6.4d,e,f ilustra imagens de microscopia eletrônica de varredura utilizando elétrons retroespalhados (EDS) para as ferramentas utilizadas na usinagem dos CGIs A, B e C, respectivamente. Os mapas de EDS foram ajustados para os elementos ferro (matriz do CGI), titânio (revestimento de TiAlN) e alumínio (revestimento de TiAlN e a camada inferior de Al_2O_3), sendo os mapas localizados nas regiões com maior volume de material aderido. A presença de ferro na superfície da ferramenta confirma a presença de material aderido na superfície da mesma. A coloração mais avermelhada da região desgastada das ferramentas utilizadas na usinagem dos CGIs B e C sugere que o desgaste mais severo pode ter alcançado, em algumas regiões, a camada de Al_2O_3 da ferramenta.

Figura 6.5 ilustra a microscopia eletrônica utilizando elétrons secundários para as mesmas ferramentas ilustradas na Figura 6.4, contudo limpas utilizando Nital-10% por 6 horas, com o objetivo de remover o material aderido da superfície e de melhor identificar os mecanismos de desgaste. As Figura 6.5a,b,c referem-se, respectivamente aos CGIs A, B e C, sendo maiores ampliações dessas regiões mostradas nas Figura 6.5d,e,f. As Figura 6.5h,i ilustram os espectros de EDS com a composição elementar para os pontos indicados na Figura 6.5d,e,f.

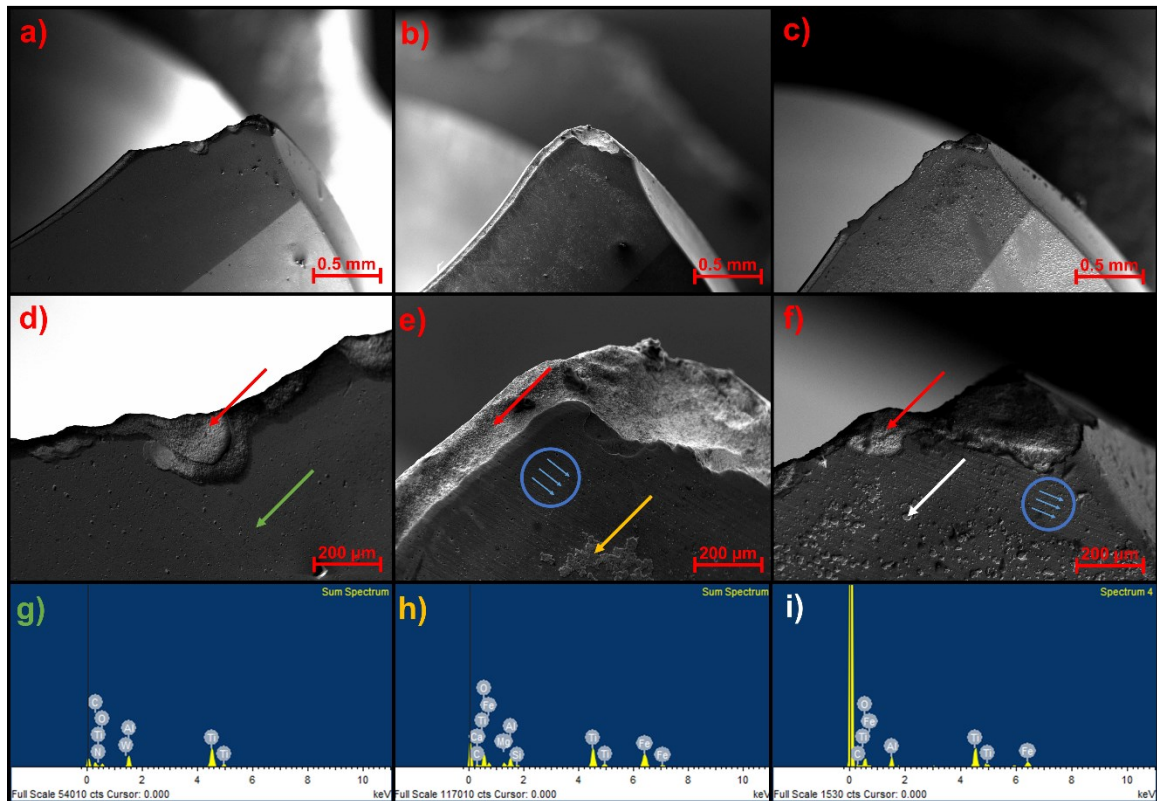


Figura 6.5 – Regiões desgastadas das ferramentas limpas com Nital 10% por 6h. a) CGI A; b) CGI B; c) CGI C; maiores ampliações das mesmas ferramentas: d) CGI A; e) CGI B; f) CGI C; Composição elementar da região assinalada pelas setas: g) CGI A; h) CGI B; i) CGI C.

Apesar do lascamento das arestas de corte causado pelas elevadas cargas envolvidas no processo de furacão, a remoção do material aderido permitiu a identificação das marcas de desgaste na aresta de corte das ferramentas. Próximo à aresta de corte, as ferramentas perderam o revestimento, expondo assim o substrato. O aspecto áspero do substrato (apontado pelas setas vermelhas nas Figura 6.5d,e,f) indica que o mecanismo de desgaste predominante é a adesão. Este fato ocorre quando o material da peça, após aderido, desliza pela ferramenta, arrancando grãos de WC do substrato. Esses grãos de WC que fluem junto com o material aderido são a provável causa do desgaste abrasivo observado na ferramenta, na sequência. Esta hipótese é reforçada pela presença de sulcos paralelos indicados em azul nas Figura 6.5e,f para os CGIs B e C nas proximidades das regiões em que o substrato ficou exposto. A presença de inclusões de ferro, mesmo após a limpeza e confirmadas pela análise de EDS (Figura 6.5g,h,i), indica que a ligação entre o ferro da peça e o material da ferramenta foi maior que uma simples adesão mecânica, especialmente para o CGI C (Figura 6.5f). Esse padrão de desgaste da ferramenta foi observado para os três materiais testados, contudo, por causa das maiores potências requeridas na usinagem dos CGIs B e C, as taxas de desgaste para esses materiais foram maiores quando comparadas ao CGI A.

6.2.3 Morfologia do cavaco

A Figura 6.6 ilustra a morfologia dos cavacos, coletados aleatoriamente durante os testes de vida da ferramenta, correspondendo aos furos nos quais foram avaliados os demais parâmetros citados na seção 6.1.2. De acordo com Kuzu et al. (2016), após estudos sobre o processo de furação do CGI usando diferentes atmosferas de usinagem, os cavacos encontram-se geralmente nas formas triangular, retangular e espiral. Foi observado que, para o CGI A (Figura 6.6a) o cavaco é basicamente triangular e retangular durante todos os testes de vida. Para os CGIs B e C, respectivamente mostrados nas figuras Figura 6.6b e Figura 6.6c, nota-se que além das formas triangulares e retangulares, cavacos em espiral também podem ser observados ao se aproximar o fim de vida da ferramenta.

Estes resultados reforçam ainda mais a hipótese de que maiores temperaturas de corte são encontradas na usinagem do CGI B e C, uma vez que o aumento da temperatura na interface de corte favorece a tenacificação do cavaco e sua evolução para cavaco espiral. Esta evolução para formas espirais nos CGIs B e C, especialmente quando a ferramenta encontra-se relativamente desgastada ($VB_{Bmax} > 0,20$), encontra suporte nos estudos realizados por Oliveira et al. (2011) sobre os efeitos da geometria da ferramenta na usinagem do CGI no processo de furação. Os autores encontraram que, sob condições de corte mais severas, no caso induzidas por mudanças na geometria da ferramenta, a transição de cavacos triangulares e retangulares para cavacos espirais foi favorecida.

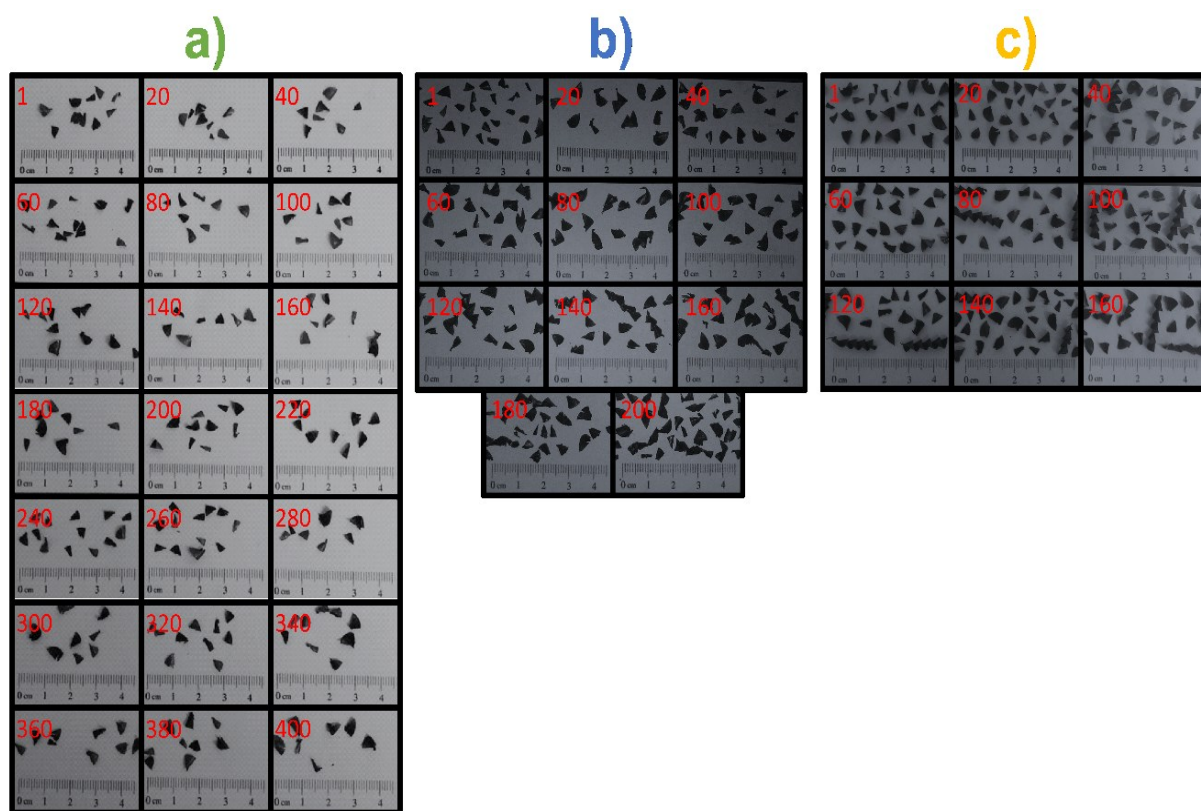


Figura 6.6 – Morfologia do cavaco observada durante os testes de vida da ferramenta. a) CGI A; CGI B; c) CGI C. Os números em vermelho indicam o número do furo.

6.2.4 Monitoramento do desgaste da ferramenta

Figura 6.8 ilustra a correlação linear entre as propriedades mecânicas e metalúrgicas com as curvas de vida ilustradas na Figura 6.3b. As cores verde e azul correspondem aos parâmetros com correlação direta e inversa com a vida da ferramenta, respectivamente. O espaçamento interlamelar apresentou correlação direta com a vida da ferramenta, uma vez que maiores espaçamentos das lamelas de carboneto de ferro - cementita (Fe_3C) e de ferrita ($\text{Fe-}\alpha$) que formam a perlita - resultam em menor fração volumétrica de Fe_3C no grão, diminuindo assim a dureza média da matriz. Uma vez que o Fe_3C é mais duro que o $\text{Fe-}\alpha$, fica explicada a correlação direta entre o espaçamento interlamelar e a usinabilidade deste material. Resultados similares para o efeito do espaçamento interlamelar foram observados por Dawson et al. (2001) em seus estudos sobre a usinabilidade do CGI.

A tenacidade ao impacto Charpy apresentou correlação inversa com a usinabilidade. Este fato pode ser explicado em virtude dos processos de usinagem poderem ser descritos como sequências sucessivas de interações de alta taxa de cisalhamento entre a ferramenta e a peça. Quanto maior a energia do impacto nestas condições, maior as tensões na ferramenta, e por consequência, maior o desgaste. Como esperado, ambas as durezas Vickers e Brinell apresentaram correlação inversa com a usinabilidade, uma vez que, segundo Trent e Wright (2013) quanto mais duro o material, mais difícil é deformá-lo plasticamente, gerando assim maiores tensões e temperaturas na interface de corte, favorecendo o desgaste da ferramenta.

A tensão limite de ruptura (UTS) e o percentual de deformação apresentaram correlação inversa com a usinabilidade. Este fato pode ser explicado uma vez que a necessidade de maiores tensões na região de corte para formar o cavaco e a maior deformabilidade do mesmo antes do seu rompimento são fatores que aceleram o desgaste da ferramenta. No processo de furação, uma maior deformabilidade do material é particularmente problemática em virtude da dificuldade inerente deste processo para a ejeção do cavaco, especialmente quando comparado a outros processos como fresamento e torneamento. Resultados similares para a relação entre o comportamento da tensão de ruptura e a usinabilidade foram encontrados por Dawson et al. (2001) quando comparando diferentes classes de ferros fundidos cinzentos, vermiculares e nodulares no processo de torneamento.

A relação entre a morfologia da grafita pode ser melhor entendida com base na Figura 3.3, a qual ilustra a forma tridimensional para cada tipo de grafita usualmente encontrada nos materiais avaliados nesta tese. A presença de grafita esferoidal mostrou uma correlação inversa com a usinabilidade. Este comportamento pode ser explicado em função da grafita esferoidal apresentar menos pontos de concentração de tensão devido a sua forma esférica, dificultando a propagação de trincas durante o processo de formação do cavaco, diminuindo assim a usinabilidade do material. Resultados similares foram observados por Martinez et al. (2017) em seus estudos sobre o efeito da forma da grafita na usinabilidade no processo de torneamento de diferentes tipos de ferros fundidos gráfiticos.

O percentual de grafita esferoidal ligeiramente irregular, grafita esferoidal irregular e grafita vermicular apresentaram correlação direta com a usinabilidade. As formas ligeiramente irregular e irregular da grafita nodular apresentaram baixas correlações com a usinabilidade do material,

possivelmente em virtude do baixo percentual destas formas nos materiais, como ilustrado pela Figura 3.4a. A relativamente alta correlação da grafita vermicular e a usinabilidade pode ser explicada quando comparando sua morfologia à da grafita esferoidal, conforme ilustrado na Figura 3.3. A forma da grafita compacta resulta em mais pontos de concentração de tensão que a grafita esferoidal, reduzindo então a resistência do material ao cisalhamento e à propagação de trincas, aumentando assim a sua usinabilidade. No entanto, formula-se a hipótese de que, caso a comparação fosse feita entre um material apresentando grafita lamelar e grafita vermicular, a correlação se inverteria, uma vez que a grafita vermicular passaria a ser a forma mais tenacificante quando comparada à grafita lamelar.

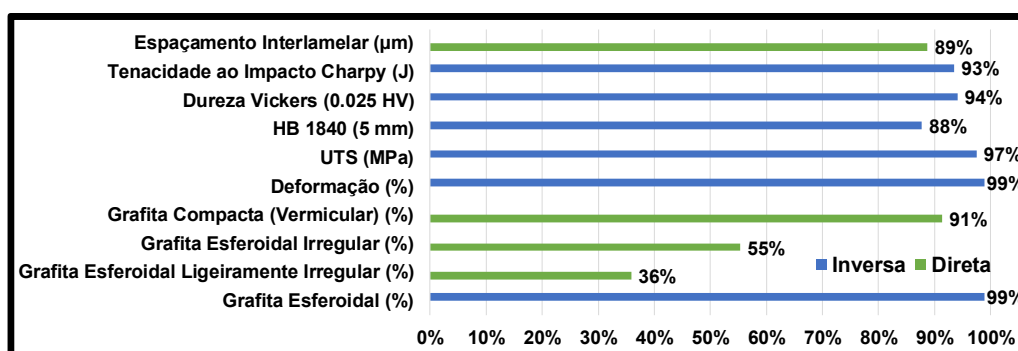


Figura 6.7 – Correlação de Pearson entre as variáveis de saída e as curvas de vida da ferramenta (Figura 6.3a).

A Figura 6.8 ilustra os resultados das correlações de Pearson das variáveis de saída ilustradas na Figura 6.2 para cada ponto das curvas de vida das ferramentas ilustradas na Figura 6.3a, interpoladas para um critério de fim de vida de $VB_{\text{max}} = 0,4 \text{ mm}$. Em geral, os resultados de simetria (skewness - Sk) e achatamento (Kurtosis - Ku) dos sinais apresentaram baixas correlações com as curvas de desgaste da ferramenta, independente da origem do sinal avaliado. Esta baixa correlação pode ser explicada pelo fato de que os parâmetros de usinagem não foram variados nos ensaios realizados. De acordo com Mukhopadhyay et al. (2012), em seu trabalho sobre análise estatística de sinais durante o torneamento de compostos metal-matriz, a profundidade de corte, avanço e velocidade de corte são os parâmetros que mais afetam a Skewness e a Kurtosis dos sinais mensurados durante a usinagem.

A amplitude média do sinal (MA), a raiz média quadrática (RMS) e o pico de amplitude para $\Omega \approx 1800 \text{ Hz}$ do sinal de emissão acústica (AE) apresentaram, em geral, correlações acima de 70% com o desgaste da ferramenta. O MA e o RMS da rugosidade apresentaram, em geral, correlações por volta de 90% com o desgaste da ferramenta, sendo o parâmetro com melhor correlação nesta análise. Esta boa correlação pode ser explicada pela ligação direta entre o desgaste da ferramenta e a interação da aresta de corte com o material a ser cisalhado, o qual influencia o acabamento superficial.

O RMS do sinal de potência e corrente elétrica apresentou capacidades preditivas similares em relação ao desgaste da ferramenta. Isto acontece porque o motor responsável pela velocidade de corte no eixo árvore é de corrente alternada, alterando apenas a corrente elétrica quando imposto a diferentes restrições de sua rotação, sendo a tensão mantida constante, resultando assim em variações similares da corrente e potência elétricas. A amplitude média (MA) do sinal de corrente elétrica,

contudo, apresentou uma capacidade preditiva muito inferior a do sinal de potência elétrica. Este fato pode ser explicado devido à natureza do sinal de corrente elétrica, o qual oscila simetricamente em torno do zero, conforme ilustrado na Figura 6.2a.

A correlação entre os desvios de forma de cilindridade (FD) e o desgaste da ferramenta apresentou maior capacidade preditiva que a análise do sinal de emissão acústica (AE) independentemente do parâmetro avaliado. Este fato pode ser explicado em virtude do desgaste da ferramenta modificar as interações tribológicas na interface cavaco-ferramenta, causando mais instabilidade no corte, o qual pode gerar mais vibração e portanto menor qualidade geométrica dos furos. A correlação entre o desgaste da ferramenta e os desvios de forma de cilindridade foram também observados por D'Orazio et al. (2017) no processo de furação da liga de alumínio AA7075, utilizando brocas de aço rápido revestidas com DLC e por Sultan; Sharif; Kurniawan (2015) no processo de furação do aço AISI 316L, utilizando brocas de metal duro sem revestimento.

Em relação ao custo benefício da predição do desgaste da ferramenta, apesar das boas correlações obtidas pelos sinais de amplitude média (MA) e raiz média quadrática (RMS) dos parâmetros de rugosidade, assim como pelos valores do desvio de forma de cilindridade (FD), estas técnicas ainda requerem interrupção do processo de usinagem para serem medidas de maneira efetiva, o que é contraproduutivo para um processo que busca aplicabilidade na indústria 4.0. O sinal de corrente e potência elétrica apresentam em geral uma melhor capacidade preditiva que o sinal de emissão acústica, também requerendo menor investimento em equipamentos e menores custos computacionais para processamento. Para mensurar o sinal de corrente, é necessário apenas um sensor de baixo custo, sendo alocado apenas metade dos dados quando comparado com o sinal de potência, sendo, portanto, o melhor sistema de monitoramento do processo avaliado quanto à aplicabilidade e ao custo-benefício.

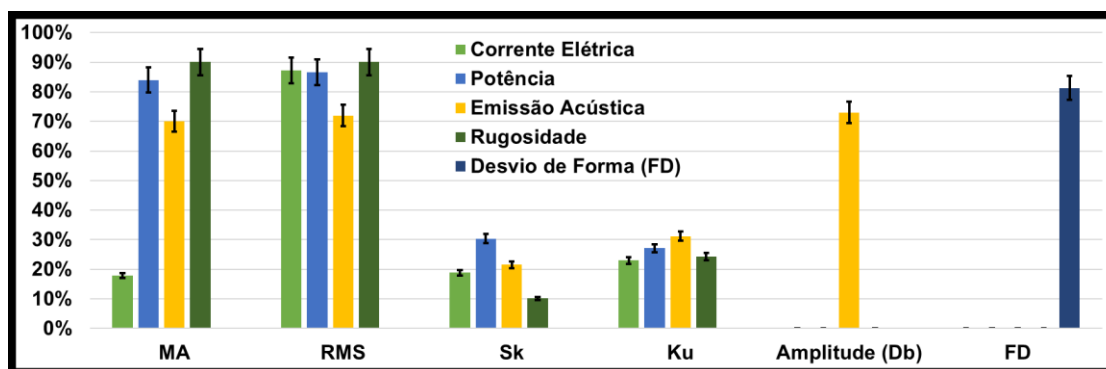


Figura 6.8 – Correlação de Pearson entre os sinais avaliados (Figura 6.2) com as curvas de vida da ferramenta.

A relação entre as propriedades mecânico-metalúrgicas dos materiais em relação à vida da ferramenta (Figura 6.7) apresentou em geral melhores correlações que os sinais analisados durante o processo de usinagem (Figura 6.8). Estas propriedades mecânicas, contudo, são apenas um indicador global da usinabilidade do material, não sendo aplicáveis para uma predição do desgaste da ferramenta durante o processo de usinagem. Do ponto de vista da sustentabilidade do processo visando a otimizar

a vida da ferramenta, de acordo com os dados apresentados, sugere-se uma combinação de ambas as estratégias para conseguir uma maior eficiência produtiva. Para o sistema avaliado, a combinação de análise metalográfica prévia para mensurar os percentuais de grafita nodular e vermicular no CGI e o monitoramento do processo de usinagem utilizando o RMS do sinal de corrente elétrica são apontados como a melhor solução para se parametrizar e otimizar a usinabilidade do material.

6.3 Conclusões

Este capítulo apresentou um estudo da vida da ferramenta no processo de furação, utilizando brocas de metal duro revestidas com TiAlN, para os materiais avaliados nesta tese. A vida da ferramenta foi correlacionada com as propriedades mecânico-metalúrgicas dos materiais e o desgaste das ferramentas com os sinais de corrente e potência elétrica, emissão acústica, rugosidade e com os valores de desvio de forma a cada 0,6 m usinados. A forma do cavaco foi também considerada na análise da usinabilidade do material. As investigações realizadas resultaram nas seguintes conclusões:

1. Usinar o CGI A resultou em uma vida da ferramenta cerca de duas vezes maior que usar o CGI B, e 2,5 vezes maior que usar o CGI C.
2. Para todos os materiais testados, o desgaste máximo de flanco foi o parâmetro mais importante para descrever o desgaste da ferramenta. Lascamento da aresta de corte, adesão e abrasão foram os mecanismos de desgaste predominantes observados nos ensaios de vida da ferramenta. Ao usar o CGI B e C, contudo, as taxas de desgaste foram maiores que para o CGI A.
3. A morfologia do cavaco foi predominantemente circular e retangular durante a maior parte da vida da ferramenta para todos os materiais. Para os CGIs B e C, contudo, com a evolução do desgaste da ferramenta, foram também gerados cavacos em espiral.
4. Com exceção das formas irregulares da grafita nodular, as quais se apresentam em menor parcela nos materiais avaliados, as propriedades mecânico-metalúrgicas dos materiais testados apresentaram em média uma correlação maior que 93% com a vida da ferramenta, considerando a distância furada.
5. A simetria (Skewness) e o achatamento (Kurtosis) dos sinais para todos os parâmetros de saída e a amplitude média do sinal de corrente não apresentaram boa correlação com as curvas de desgaste da ferramenta.
6. O RMS dos sinais se mostrou o parâmetro mais adequado para prever o desgaste da ferramenta, com uma correlação média de 84%. O sinal de corrente, contudo, apresentou-se como solução com melhor custo benefício para monitorar o processo de usinagem em questão.
7. A combinação de análise metalográfica da morfologia da grafita e o monitoramento do RMS do sinal de corrente elétrica é o meio mais confiável, simples e efetivo de prever a vida da ferramenta na furação dos CGIs estudados.

CAPÍTULO VII

ENSAIOS DE VIDA EM PLACAS COM FUROS NO FRESAMENTO DE FACEAMENTO E MONITORAMENTO DA CORRENTE ELÉTRICA

7.1 Metodologia

7.1.1 Ensaios de fresamento

A Figura 7.1 ilustra o arranjo experimental utilizado para os experimentos. Na Figura 7.1a é apresentada a configuração padrão dos ensaios, realizados no centro de usinagem ROMI Discovery 760. Para as condições lubrificadas, aplicadores de MQL foram dispostos de maneira equidistante (120°), na posição de sobre-cabeça a uma taxa de 50 ml/h e 6 bar de pressão, sendo utilizado o fluido de corte descrito na seção 3.4. Para simular uma maior taxa de interrupção dos processos de usinagem, foram usadas, além de placas maciças (Figura 7.1a) as placas previamente perfuradas no Capítulo 6. A disposição dos furos é ilustrada na Figura 7.1b, sendo a área de superfície da placa reduzida em aproximadamente 50%. As placas maciças, também utilizadas, possuíam as mesmas dimensões principais desta placa furada. Como ferramentas de usinagem, foram utilizados os insertos heptagonais revestidos de TiN e TiAlN, descritos na Figura 3.5a,b,c e Tabela 3.1, e ilustrados novamente na Figura 7.1c. As variações no consumo de energia elétrica foram monitoradas utilizando o sensor HAS 50-S, ilustrado na Figura 7.1d. Este sensor possui um erro de $\pm 1\%$ na faixa de medição, sendo o sinal adquirido a uma taxa de 6 kHz. A escolha pelo sinal de corrente se deu devido aos resultados obtidos na seção 6.2.4, onde este sinal apresentou o melhor resultado em relação ao custo-benefício na avaliação da usinabilidade.

Como parâmetros de corte, foram utilizados uma velocidade de corte $V_c = 300$ m/min, avanço $f = 0,20$ mm/rev, profundidade axial de corte $a_p = 1$ mm e uma profundidade radial de corte de 60 mm, a qual corresponde a 75% do diâmetro da fresa. Apenas um inserto foi utilizado por teste, sendo adotado como critério de fim de vida um volume usinado de ~ 581 mm³, o qual corresponde a 6 e 12 percursos da ferramenta para, respectivamente, as placas maciças e previamente furadas, na direção de maior comprimento da peça (400 mm). Para garantir uma maior significância estatística, foi realizado um total de 3 repetições por condição de usinagem. O perfil da corrente elétrica foi mensurado durante toda a duração do ensaio. O desgaste da ferramenta foi mensurado quanto ao desgaste máximo de flanco (VB_{Bmax}) ao fim de cada percurso da ferramenta sobre a peça, utilizando microscopia óptica. A rugosidade da superfície foi mensurada por meio de um total 9 leituras de 4 mm cada, sendo realizadas

3 medições no começo, meio e fim do percurso usinado, utilizando um rugosímetro do fabricante Taylor Hobson, modelo S100, com resolução de 10 μm .

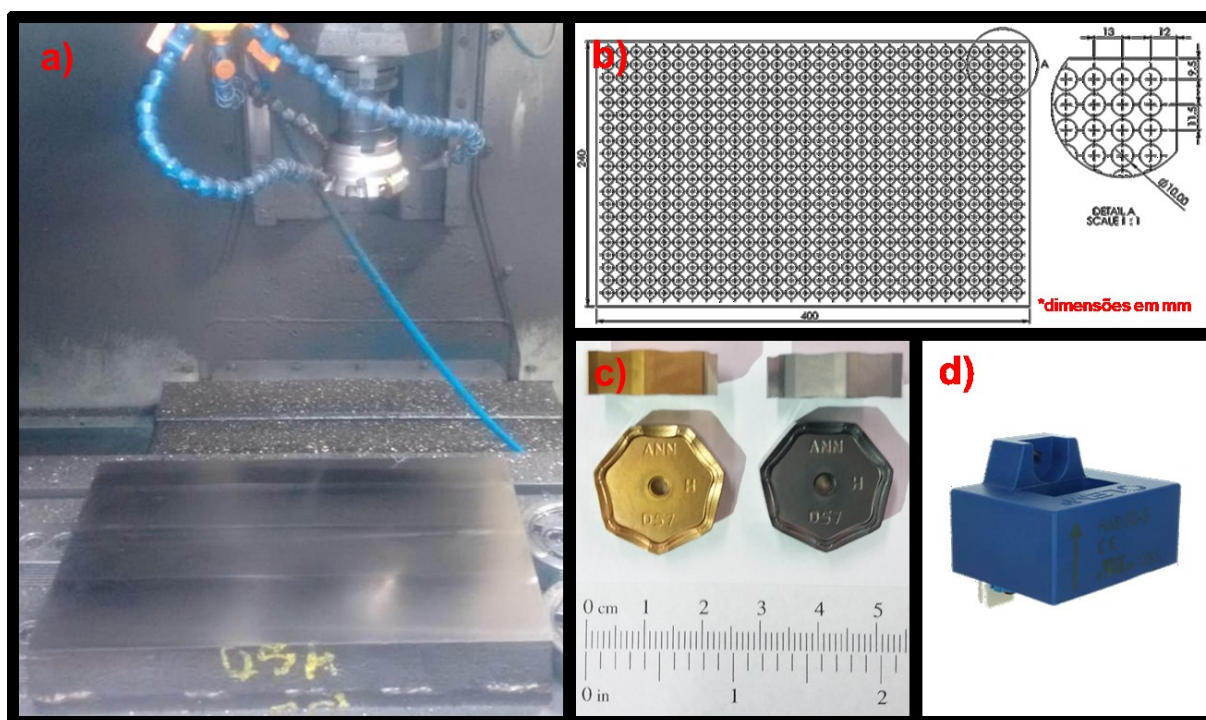


Figura 7.1 – a) Arranjo experimental dos ensaios de fresamento; b) Disposição dos furos nos corpos de prova obtidos no Capítulo 6; c) Ferramentas utilizadas nos ensaios; d) sensor de corrente Has 50-S.

7.1.2 Avaliação do sinal de corrente elétrica

A metodologia de avaliação do sinal de corrente elétrica é ilustrada na Figura 7.2. Inicialmente foi removida do sinal bruto (Figura 7.2a,b) a região correspondente ao processo de usinagem (Figura 7.2c,d). O critério adotado para identificar o início do processo de usinagem foi análogo ao utilizado na seção no Capítulo VI, ou seja, quando a corrente elétrica superasse o valor $Rms + 2\sigma$ da corrente elétrica consumida com os eixos da máquina parados, sendo ainda deste vetor descontado os 10% inicial e final. Do sinal resultante, foram aplicadas as funções de probabilidade cumulativa (CDF) e probabilidade distributiva (PDF) para cada percurso da ferramenta (Figura 7.2e,f) e o mesmo foi feito para todo o volume usinado (Figura 7.2g,h). Uma vez observadas diferenças na distribuição do sinal para as placas maciças e perfuradas, foram escolhidos para avaliação descritiva resultante do sinal:

- Variância (Var) – Análise da dispersão
- Desvio médio quadrático (Rms) – Análise de amplitude
- Skewness (Rsk) – Análise de assimetria
- Kurtosis (Rku) – Análise de achatamento

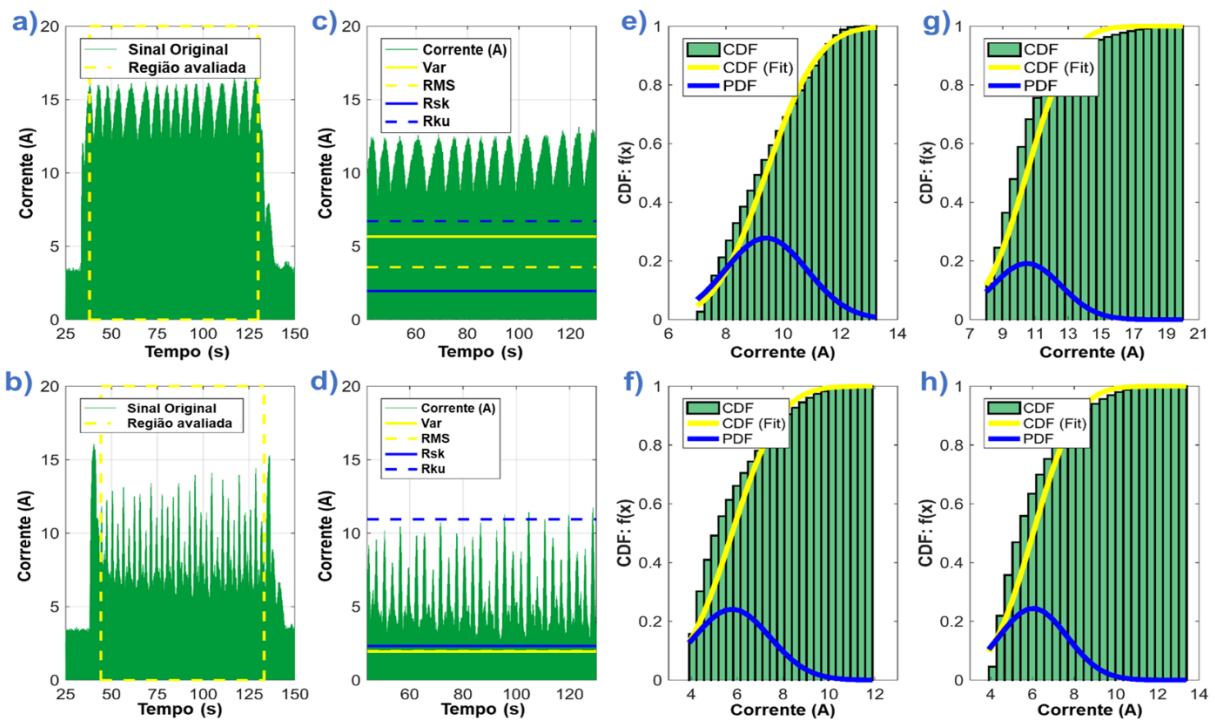


Figura 7.2 – a) Avaliação do sinal de corrente para as peças maciças e perfuradas. São ilustrados, respectivamente: a) e b) Perfil da corrente elétrica; c) e d) Envelope do sinal avaliado; e) e f) Distribuição cumulativa e probabilidade distributiva para o primeiro percurso da ferramenta; g) e h) Distribuição cumulativa e probabilidade distributiva para toda a vida da ferramenta.

7.2 Resultados e discussão

7.2.1 Vida da ferramenta e mecanismos de desgaste

Os valores para análise de variância do desgaste máximo de flanco VB_{max} , mensurados ao final de todo o volume usinado adotado como critério de fim de vida, são apresentados na Figura 7.3. Com base na Figura 7.3a observa-se que todos os parâmetros apresentaram influência significativa no desgaste da ferramenta, para um intervalo de confiança de 95% e índice de significância de 5%, tendo, contudo, o grau de interrupção do corte um impacto muito mais significativo que todos os demais fatores combinados. Este impacto pode ser melhor detalhado na Figura 7.3b, em que a presença de furos na superfície da peça aumentou o grau de interrupção do processo, mas isto não resultou em maior desgaste, pelo contrário, o desgaste VB_{max} foi mais de 3 vezes maior para a usinagem da placa maciça. Estes resultados são ainda mais surpreendentes ao se considerar que o tempo para usinar a quantidade de material estipulado ($\sim 581 \text{ mm}^3$) para a peça com furos é o dobro daquele para usinar a peça maciça. Em relação ao material da peça, observa-se que o CGI A apresentou menores valores de desgaste da ferramenta entre os materiais testados (Figura 7.3c) e não houve diferença estatística dos desgastes das ferramentas entre os CGIs B e C, sendo o desgaste máximo de flanco em média

maior para o CGI C. A melhor performance do CGI A pode ser explicada em razão das propriedades mecânicas inferiores deste material, como ilustrado na Figura 3.4. A análise da Figura 7.3d indica uma leve tendência a um maior desgaste de flanco para as ferramentas revestidas de TiN em relação às ferramentas revestidas de TiAlN, sendo esta influência a menos significativa de todas. A utilização de MQL como meio lubrificante resultou em menores valores de desgaste de flanco, conforme apontado na Figura 7.3e.

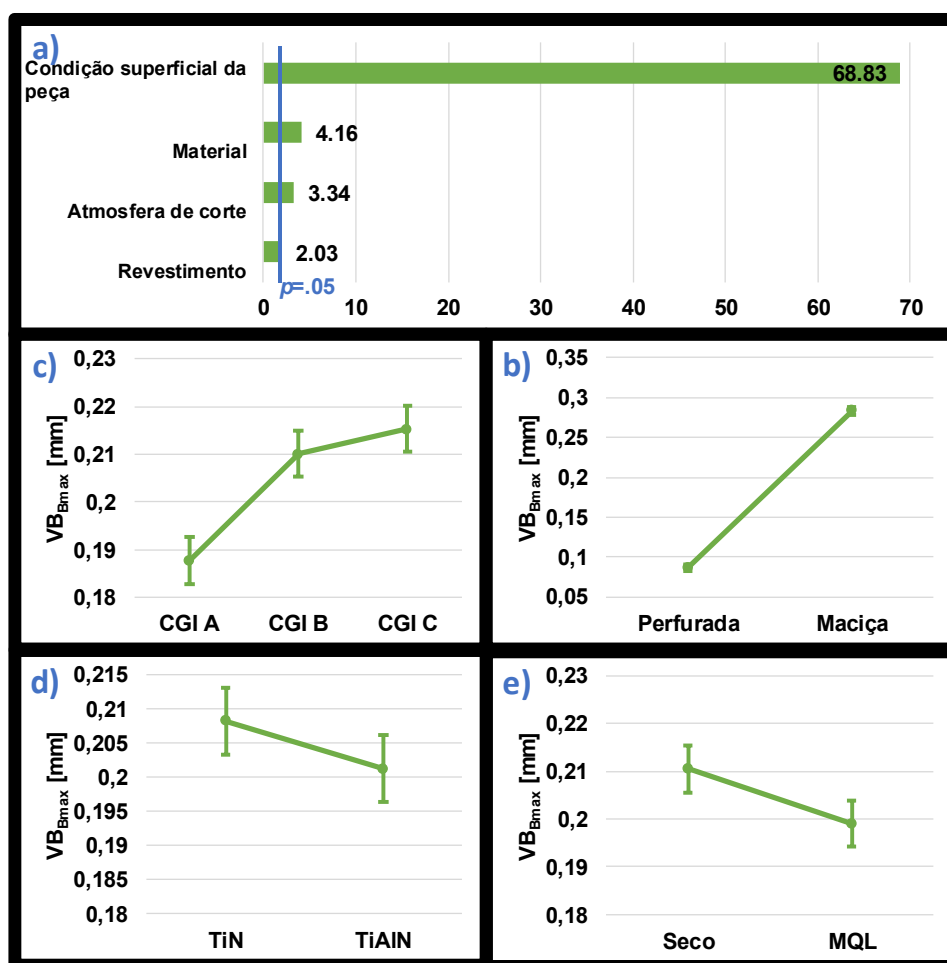


Figura 7.3 – Análise de variância para o VB_{Bmax} . a) Diagrama de Pareto; b) Influência da condição da placa usinada; c) Influência do material usinado; d) Influência do revestimento da ferramenta; e) Influência da atmosfera de corte.

Na Figura 7.4 são apresentadas fotos de microscopia eletrônica de varredura das ferramentas revestidas de TiN, ao final dos testes de vida com o material CGI A na condição lubrificada, para as diferentes condições de interrupção do corte. Na Figura 7.4a,b, ilustra-se o desgaste na superfície de folga e na Figura 7.4c,d na superfície de saída, na usinagem da peça com pré-furos (Figura 7.4a,c) e para a placa maciça (Figura 7.4b,d). Observa-se que tanto o desgaste de flanco como o de cratera são mais regulares e nitidamente menores para a usinagem das placas com pré-furos que para a usinagem das placas maciças. A aparência das regiões desgastadas (aspecto áspero) de ambas as ferramentas indica que o mecanismo de desgaste predominante é o adesivo (*attrition*). No fresamento das placas

maciças, além de os desgastes de flanco e cratera se apresentarem mais irregulares e volumosos, observa-se a presença expressiva de trincas térmicas, fato também observado por Sadik (2007b), as quais levavam ao lascamento da aresta de corte ao se propagarem e convergirem (Figura 7.4b,d). Na usinagem das placas pré-furadas deste material (CGI A) não se observaram trincas térmicas (Figura 7.4a,c), sugerindo que a maior interrupção do corte resultou em menor aquecimento na interface cavaco-ferramenta-peça. Conforme também observado por Su et al. (2018), o fato de o CGI ser um material relativamente frágil resulta em pouca formação de rebarbas, independente das condições de usinagem. Este fato explica a melhor usinabilidade da placa pré-furada, uma vez que, caso este material fosse propenso à formação de rebarbas relativamente longas e altamente encruadas, como é o caso das ligas de níquel (WANG; LIU, 2018) e dos aços inoxidáveis (DA SILVA et al., 2016), a presença dos furos resultaria em uma maior superfície para formação destas rebarbas, prejudicando severamente a usinabilidade do material. Outro fator que favorece o corte do CGI na condição pré-furada é a presença da grafita vermicular, a qual resulta em melhor capacidade de absorção de vibrações que materiais como o ferro fundido nodular e os aços carbono (GUESSER, 2009), ajudando a atenuar a vibração oriunda da maior interrupção do corte.

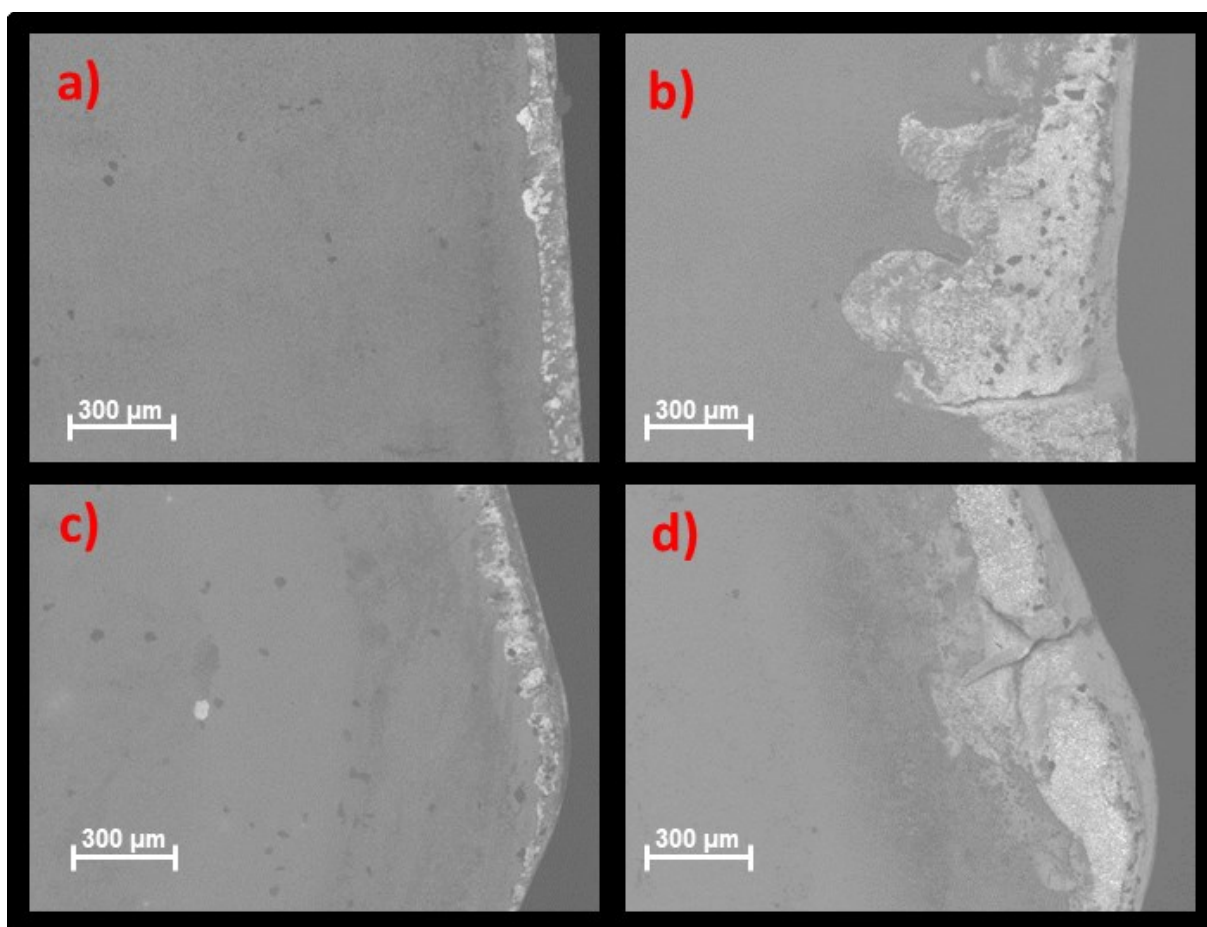


Figura 7.4 – Fotos dos desgastes das ferramentas revestidas de TiN após usinar o CGI A com MQL. a) Desgaste de flanco na usinagem da peça com pre-furos; b) desgaste de flanco na usinagem da peça maciça; c) desgaste de cratera na usinagem da peça com pre-furos; d) desgaste de cratera na usinagem da peça maciça.

Na Figura 7.5 são apresentadas fotos de microscopia eletrônica de varredura de ferramentas revestidas de TiAlN, para os ensaios a seco, nas placas com pré-furos para os diferentes materiais avaliados. O desgaste de flanco é apresentado na Figura 7.5a,b,c e a cratera nas Figura 7.5d,e,f, para os materiais CGI A (Figura 7.5a,d), CGI B (Figura 7.5b,e), CGI C (Figura 7.5c,f). Com base nestas figuras, pode-se notar uma tendência à intensificação da área desgastada e de trincas térmicas de maneira crescente nas ferramentas usadas na usinagem do CGI A para o CGI C. Este fato pode ser explicado em virtude de as temperaturas de usinagem aumentarem de maneira similar para estes materiais, conforme observado no Capítulo V e constatada por Da Silva et al. (2018a). Este aumento nas temperaturas de usinagem está diretamente ligado à maior quantidade de energia necessária para deformar os CGIs B e C quando comparados ao CGI A. Os aspectos das áreas desgastadas (ásperos) indicam predominância do mecanismo de desgaste adesivo (*attrition*) no flanco e na superfície de saída, na usinagem dos três materiais.

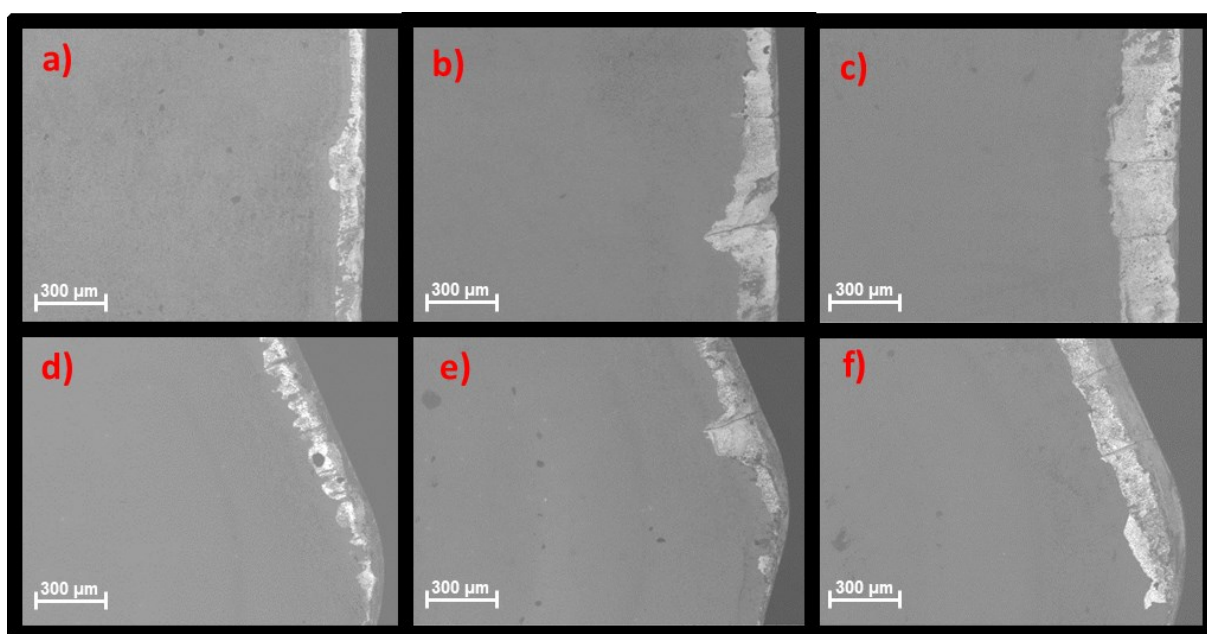


Figura 7.5 – Fotos dos desgastes das ferramentas revestidas com TiAlN usadas na usinagem das placas com pré-furos a seco. a) Desgaste de flanco na usinagem do CGI A; b) Desgaste de flanco na usinagem do CGI B; c) Desgaste de flanco na usinagem do CGI C; d) desgaste de cratera, na usinagem do CGI A; e) desgaste de cratera, na usinagem do CGI B; f) desgaste de cratera, na usinagem do CGI C.

Na Figura 7.6 são apresentadas fotos de microscopia eletrônica de varredura das ferramentas usadas nos ensaios lubrificados, com as placas maciças do CGI B. O desgaste de flanco é apresentado nas Figura 7.6a,b e a cratera nas Figura 7.6c,d para a ferramenta revestida de TiN (Figura 7.6a,c) e TiAlN (Figura 7.6b,d). Observa-se, nestas figuras, a presença expressiva de trincas de origem térmica, tanto na ferramenta revestida com TiN como na revestida com TiAlN. As características das superfícies desgastadas, com aspecto áspero, indicam a predominância do mecanismo de desgaste adesivo (*attrition*), tanto no flanco como na superfície de saída. O desgaste é ligeiramente maior para as

ferramentas revestidas de TiN (Figura 7.3d), possivelmente em virtude de este revestimento ter maior tendência a deslocamentos, especialmente nas terminações das trincas térmicas, indicando que o revestimento de TiAlN apresenta maior adesividade no substrato. Os estudos de Viana et al. (2015b) confirmam a boa adesão do revestimento de TiAlN em ferramentas de metal duro no faceamento de ferros fundidos vermiculares classe 450.

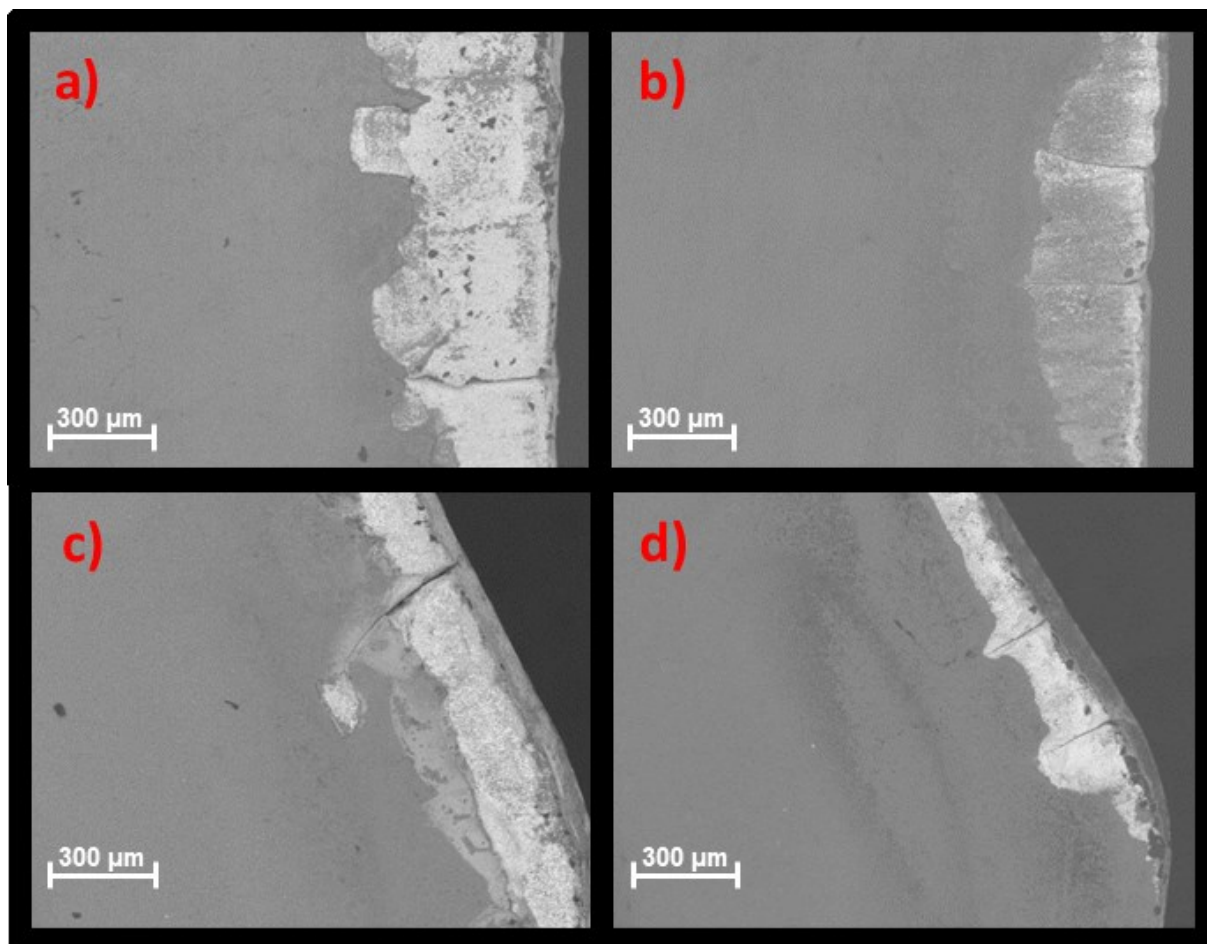


Figura 7.6 – Fotos dos desgastes das ferramentas após usinar placas maciças do CGI B com MQL. a) Desgaste de flanco da ferramenta revestida com TiN; b) desgaste de flanco da ferramenta revestida com TiAlN; c) desgaste de cratera da ferramenta revestida com TiN; d) desgaste de cratera da ferramenta revestida com TiAlN.

Na Figura 7.7 são apresentadas fotos de microscopia eletrônica de varredura das ferramentas revestidas com TiAlN, após usinar placas maciças do material CGI C. O desgaste de flanco é apresentado nas Figura 7.7a,b e o desgaste de cratera nas Figura 7.7c,d para as condições de corte a seco (Figura 7.7a,c) e com MQL (Figura 7.7b,d). Novamente observam-se áreas desgastadas com o aspecto áspero, característico da predominância do mecanismo de desgaste adesivo (*attrition*), sendo maior para a usinagem a seco e para a presença de trincas térmicas, em maior número também na usinagem a seco. A aplicação do fluido, mesmo em pequenas quantidades, é capaz de reduzir o coeficiente de atrito na interface de corte do tribossistema em questão, como observado por Da Silva et al. (2019) (Capítulo IV) e consequentemente, diminuir a temperatura e as trincas de origem térmicas.

Este efeito coloca o sistema MQL como alternativa viável para lubrificação no processo de fresamento, o qual até então é majoritariamente realizado a seco (WALKER, 2013).

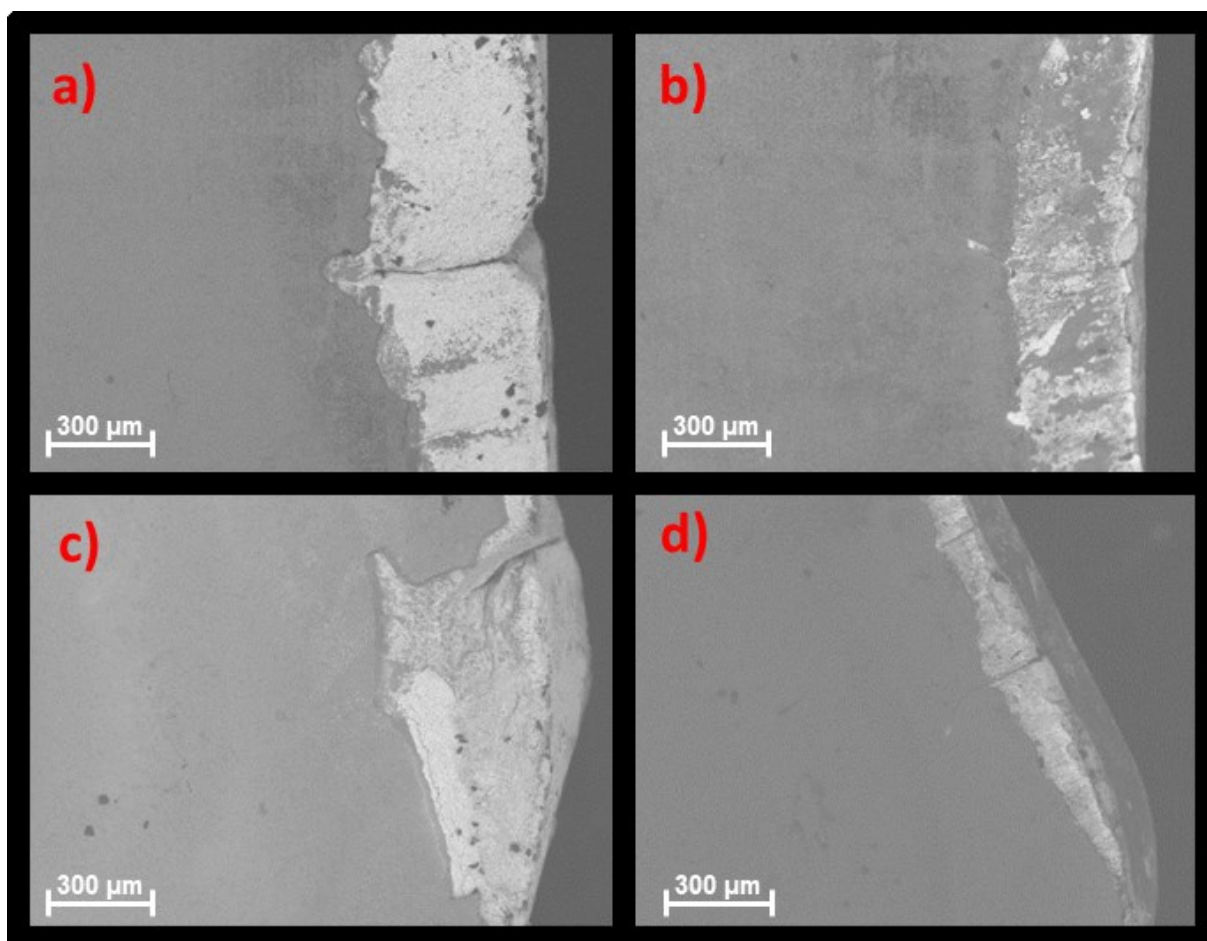


Figura 7.7 – Fotos dos desgastes das ferramentas revestidas com TiAlN após usar placas maciças do CGI C. a) Desgaste de flanco após usinar a seco; b) desgaste de flanco após usinar com MQL; c) desgaste de cratera após usinar a seco; d) desgaste de cratera após usinar com MQL.

7.2.2 Rugosidade

Os resultados da análise de variância – ANOVA da rugosidade, parâmetro R_a , são apresentados na Figura 7.8. Conforme indicado na Figura 7.8a, todos os parâmetros avaliados foram estatisticamente significativos em relação à rugosidade, considerando um intervalo de confiança de 95% e um índice de significância de 5%. Embora as condições da superfície da peça tenham novamente sido o parâmetro mais significativo, este foi em uma escala muito menor do que foi para o desgaste da ferramenta. A Figura 7.8b ilustra que a rugosidade foi, em média, maior quando usinando as placas com pré-furos do que as placas maciças. Apesar de a maior frequência de interrupção do corte não ter causado trepidação o suficiente para afetar negativamente a vida da ferramenta, esta pode ser a causa para o maior R_a nesta condição. Observou-se também um R_a consideravelmente

maior para o CGI A em relação aos CGI B e C, conforme indicado na Figura 7.8c. O melhor acabamento superficial encontrado nos CGIs B e C pode ser explicado em virtude do refino da grafita, o qual gera um cisalhamento do cavaco mais homogêneo. Outra explicação é a maior nodularidade dos CGIs B e C em relação ao CGI A, uma vez que a grafita nodular apresenta melhor ancoramento à matriz (Figura 3.3), possivelmente resultando em uma maior resistência à ejeção de grafita, que causa o fenômeno de “grão aberto”.

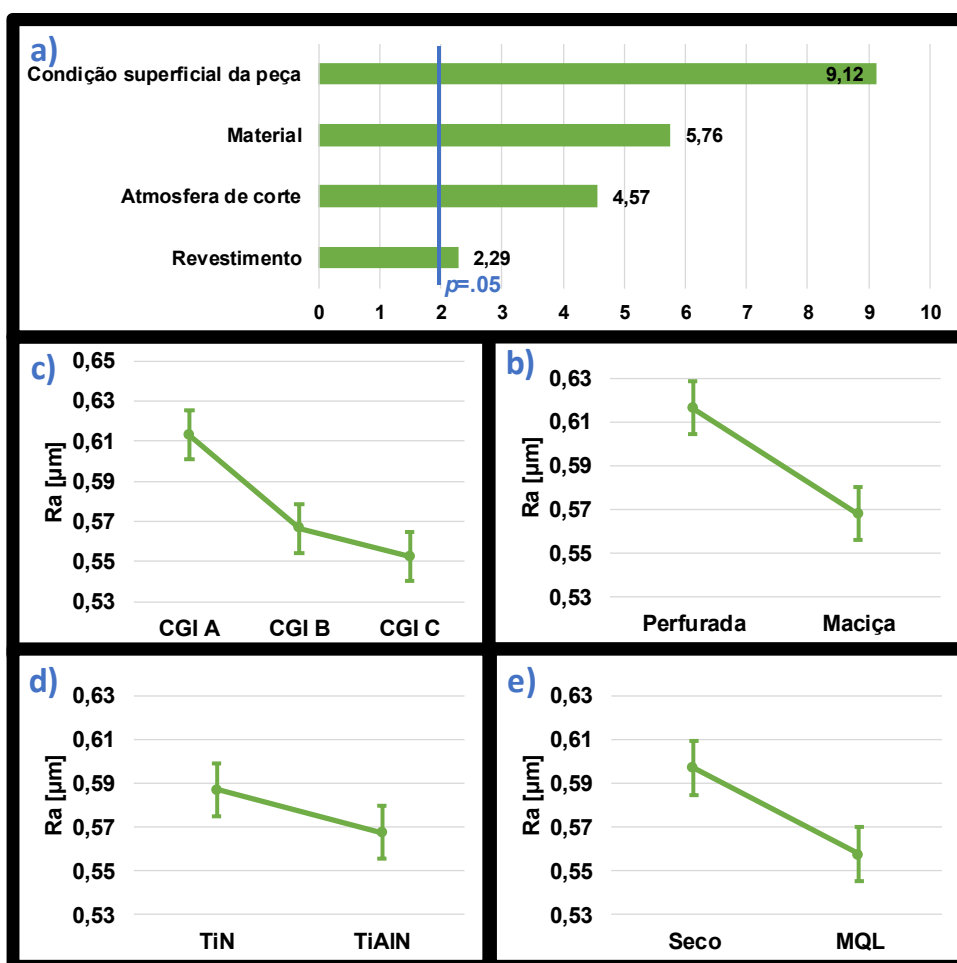


Figura 7.8 – Análise de variância do parâmetro de rugosidade Ra. a) Diagrama de Pareto; b) Influência das condições da superfície da peça da peça usinada; c) Influência do material usinado; d) Influência do revestimento da ferramenta; e) Influência da atmosfera de usinagem.

A análise da Figura 7.8d indica que as ferramentas revestidas de TiN apresentaram, em média, maiores valores de rugosidade que as revestidas de TiAlN. Isto pode ter ocorrido, pois as ferramentas revestidas de TiN apresentaram, em média, uma maior taxa de desgaste (Figura 7.3d) bem como tendência ao deslocamento do revestimento (Figura 7.6a,c). A Figura 7.8e indica que a utilização do MQL resultou em um melhor acabamento superficial. Este fato pode ser explicado tanto pelo menor desgaste da ferramenta oriundo da utilização do MQL (Figura 7.3e e Figura 7.7), como pelo fato de menores valores de COF (Capítulo IV) resultarem em menores esforços mecânicos e, por consequência, maior estabilidade no corte (DA SILVA et al., 2019).

7.2.3 Análise do sinal de corrente

Os resultados da análise de variância - ANOVA do sinal de corrente elétrica em relação à variância (dispersão) do sinal são mostrados na Figura 7.9. Conforme ilustrado na Figura 7.9a, apenas o revestimento da ferramenta não apresentou influência estatística significativa na média do sinal de corrente elétrica do processo, considerando um intervalo de confiança de 95% e índice de significância de 5%. As condições da superfície da peça apresentaram um impacto muito mais significativo que todos os demais combinados. Isso se deve pelo menor volume de material a ser cisalhado, bem como pela menor duração dos tempos ativos de corte, o que leva a uma menor variação no consumo médio de corrente elétrica, conforme ilustra a Figura 7.9b. O material apresentou significância estatística na variação da corrente elétrica do motor (Figura 7.9c) uma vez que, com o aumento das propriedades mecânicas do material (Figura 3.4), há um maior consumo de energia para se formar o cavaco. Apesar de diferentes taxas de desgaste serem observadas para cada um dos revestimentos (Figura 7.3d), a diferença em magnitude não foi suficiente para causar variações significativas no sinal de corrente (Figura 7.9d). A significância estatística da lubrificação (Figura 7.9e) em relação ao consumo de corrente elétrica pode ser explicada em função do menor atrito entre a ferramenta e a peça com o uso de MQL, resultado comprovado por Da Silva et al. (2019), o que converte-se em uma menor variação no consumo de corrente no processo, quando comparado aos testes a seco.

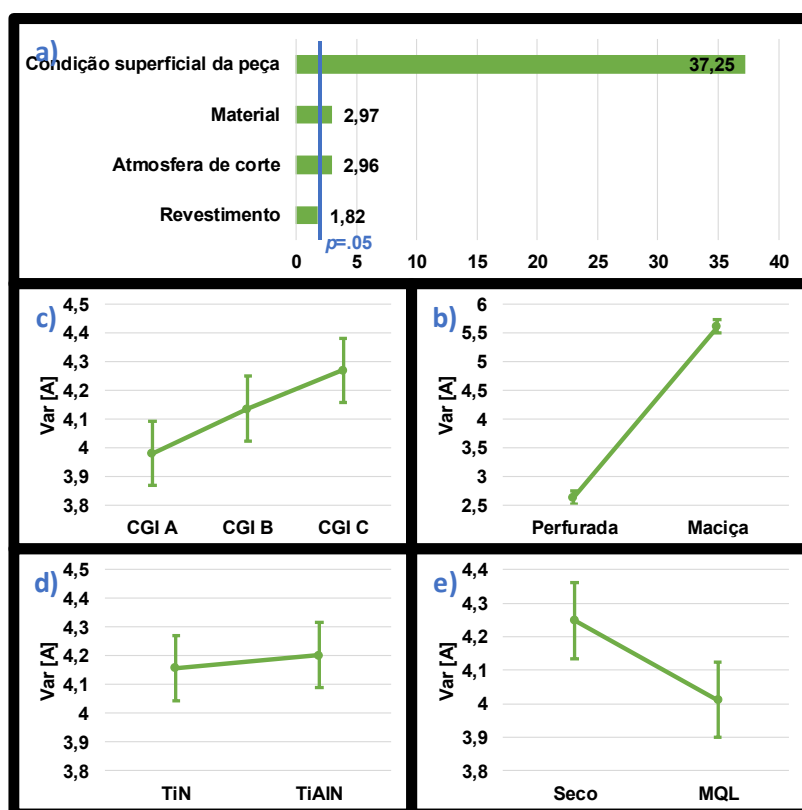


Figura 7.9 – Análise de variância do sinal de corrente elétrica em relação à variância (dispersão) do sinal. a) Diagrama de Pareto; b) Influência das condições da superfície da peça usinada; c) Influência do material usinado; d) Influência do revestimento da ferramenta; e) Influência da atmosfera de usinagem.

Os resultados da análise de variância da amplitude do sinal de corrente elétrica são ilustrados na Figura 7.10. Conforme a Figura 7.10a, todos os parâmetros apresentam influência estatisticamente significativa na amplitude do sinal, considerando um intervalo de confiança de 95% e índice de significância de 5%. Assim como ocorreu para a variância (dispersão) do sinal (Figura 7.9), as condições da superfície da peça apresentaram a maior relevância estatística na amplitude do sinal, como ilustrado na Figura 7.10b. Isso se explica pelo fato de que um maior volume de material removido por giro da ferramenta no fresamento da placa maciça resulta em maior energia necessária para a rotação do eixo árvore e, portanto, maiores valores de amplitude do sinal elétrico. De maneira similar à variância do sinal, a amplitude também aumentou em relação à resistência do material da peça, como mostrado Figura 7.10c, uma vez que maiores valores de corrente são exigidos para manter a rotação do eixo árvore. Conforme ilustrado na Figura 7.10d, Ao contrário do observado para a variância, o revestimento da ferramenta apresentou significância estatística na amplitude RMS do sinal. Uma possível explicação é que, apesar de os mecanismos de desgaste não resultarem em uma variação significativa do sinal de corrente elétrica, o deslocamento do revestimento da ferramenta revestida de TiN (Figura 7.6) resulta em um maior COF na interface de corte, aumentando sua amplitude em relação à ferramenta revestida de TiAlN. O efeito de lubrificação na amplitude, descrito na Figura 7.10e, tem como provável explicação a redução no COF causada pela camada meio lubrificante oriunda da névoa do MQL, a qual resulta em diferentes amplitudes da corrente para os sinais obtidos na usinagem a seco e lubrificada.

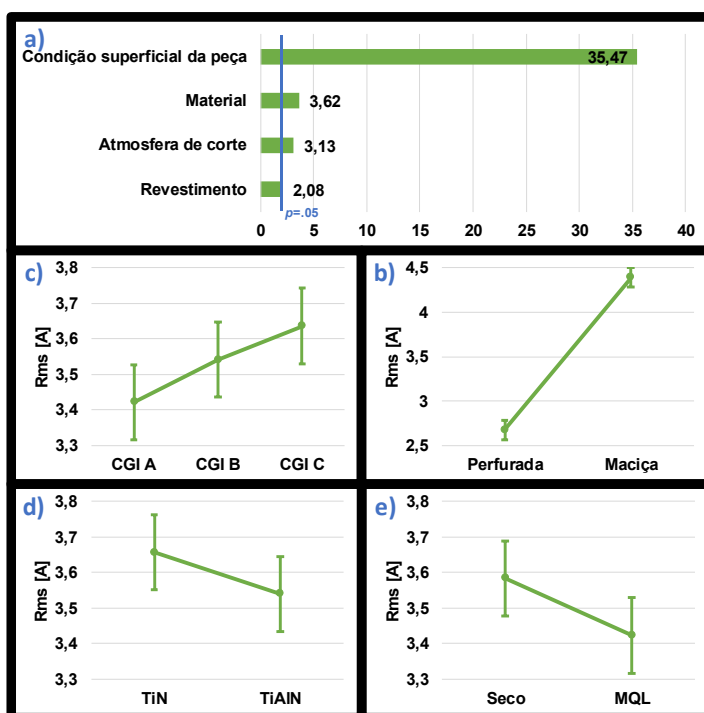


Figura 7.10 – Análise de variância da amplitude pelo parâmetro RMS do sinal de corrente elétrica. a) Diagrama de Pareto; b) Influência das condições da superfície da peça usinada; c) Influência do material usinado; d) Influência do revestimento da ferramenta; e) Influência da condição lubrificante.

A assimetria do sinal de corrente elétrica (Skewness) foi também utilizada na análise do comportamento do sinal medido ao longo dos ensaios de vida das ferramentas no fresamento dos ferros fundidos vermiculares. Os resultados da análise de variância, ANOVA, da Skewness são apresentados na Figura 7.11. Conforme ilustrado na Figura 7.11a, apenas as condições da superfície da peça apresentaram influência estatística significativa, considerando um intervalo de confiança de 95% e índice de significância de 5%. Uma vez que este parâmetro mede a assimetria da distribuição dos sinais de corrente elétrica, considerando seus picos e vales, a análise visual da Figura 7.2 já permite observar uma tendência de valores mais positivos deste parâmetro. Na Figura 7.11b, observa-se um aumento da Skewness para a usinagem das placas previamente perfuradas, fato explicado em virtude da maior frequência de entradas e saídas da ferramenta em tempos ativos e inativos de corte a cada giro da fresa, o que resulta em mais picos de corrente e, por consequência, maior Skewness. As demais variáveis de entrada, mesmo que inegavelmente influentes no processo de usinagem como um todo, não influenciaram a frequência de oscilação entre picos e vales da corrente, sendo assim explicada sua baixa influência no processo.

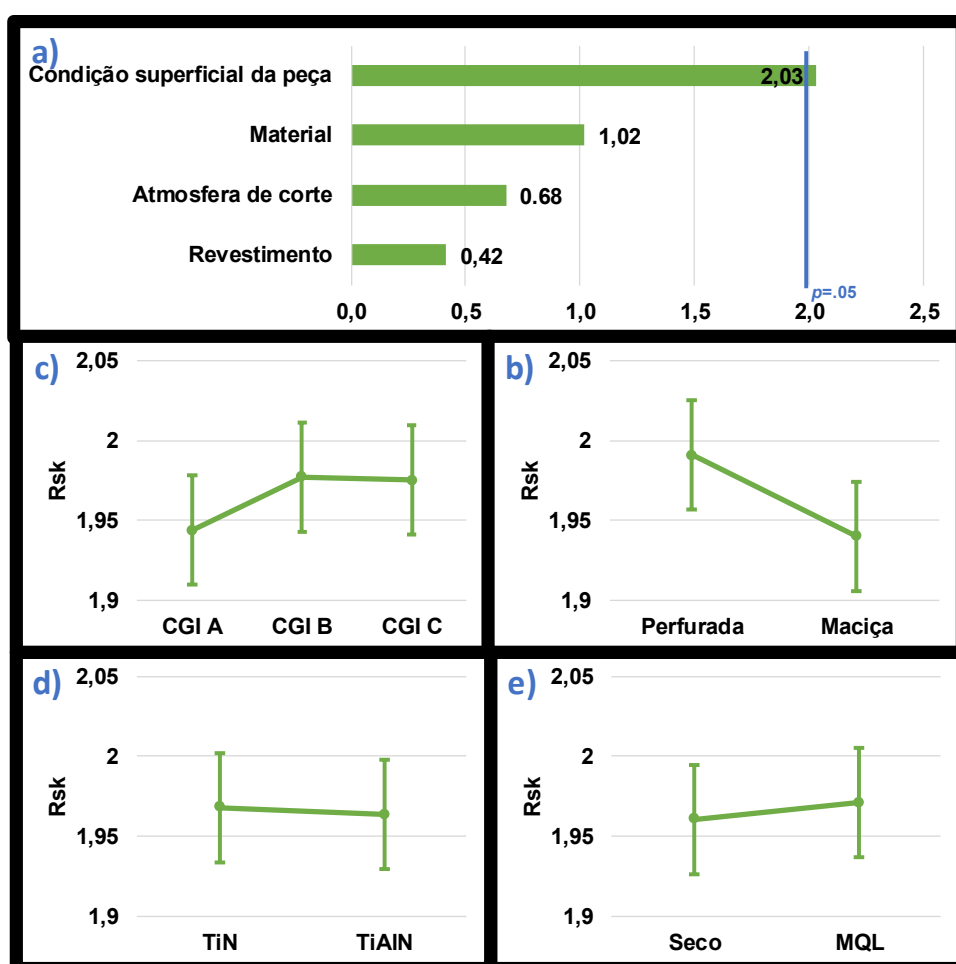


Figura 7.11 – Análise de variância para o sinal de corrente elétrica em relação à assimetria do sinal, Skewness. a) Diagrama de Pareto; b) Influência das condições da superfície da peça usinada; c) Influência do material usinado; d) Influência do revestimento; e) Influência da condição lubrificante.

O grau de achatamento/agudeza do perfil de distribuição do sinal de corrente elétrica é mensurado pelo parâmetro estatístico Kurtosis, e os resultados da análise de variância, ANOVA são mostrados na Figura 7.12. Assim como para o Skewness, apenas as condições da superfície da peça usinada apresentaram influência estatisticamente significativa na Kurtosis do sinal de corrente elétrica, considerando um intervalo de confiança de 95% e índice de significância de 5%. Em geral, a distribuição para todas as condições foi leptokurtotica (Kurtosis > 3), sendo a Kurtosis significativamente maior para o fresamento de placas com maior interrupção (placas com pré-furos) do que a usinagem da placa maciça, como mostra a Figura 7.12b. Estes resultados mostram que a usinagem de placas com maior frequência de interrupções no corte tendem a aumentar a agudez da distribuição dos sinais em torno da média. De maneira análoga ao Skewness, as demais variáveis de entrada não influenciaram significativamente a Kurtosis, uma vez que suas variações não impactaram no achatamento do perfil de distribuição do sinais de corrente elétrica.

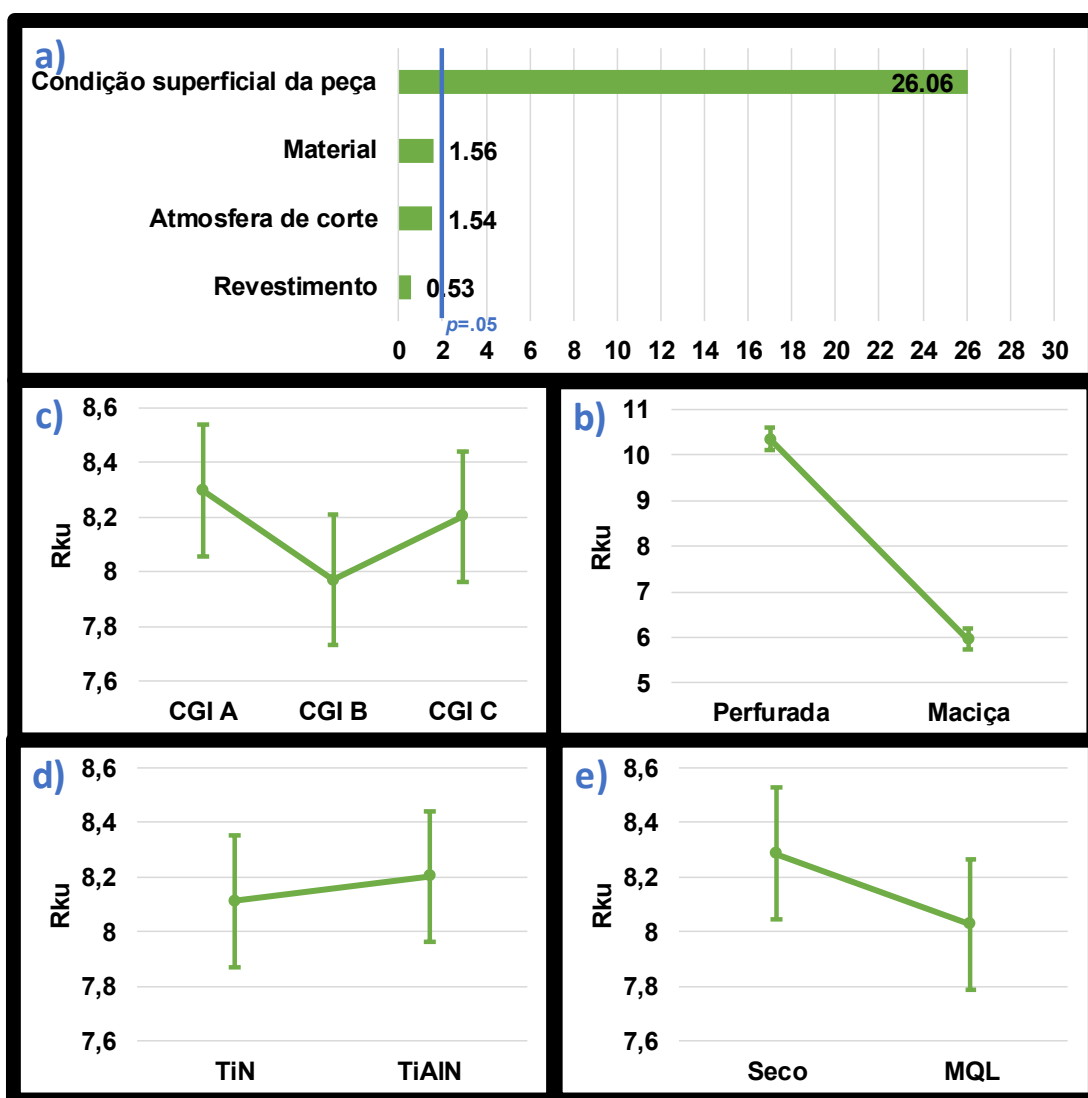


Figura 7.12 – Análise de variância da Kurtosis do sinal de corrente elétrica. a) Diagrama de Pareto; b) Influência das condições da superfície da peça usinada; c) Influência do material usinado; d) Influência do revestimento da ferramenta; e) Influência da atmosfera de usinagem.

7.3 Conclusões

Neste capítulo, foi apresentado um estudo da usinabilidade quanto à vida da ferramenta, aos mecanismos de desgaste e ao acabamento superficial, bem como uma avaliação do sinal de corrente elétrica no processo de fresamento de faceamento de placas maciças e com furos. A investigação permitiu tirar as seguintes conclusões:

1. Para todas as variáveis de saída investigadas, o grau de interrupção do corte foi a variável que mais influenciou o processo;
2. O desgaste de flanco máximo foi influenciado por todas as variáveis de entrada;
3. O mecanismo de desgaste predominante, tanto no flanco como na cratera das ferramentas, foi o adesivo (*attrition*), independentemente do tipo de revestimento. Em praticamente todos os ensaios houve a presença de números expressivos de trincas térmicas. As ferramentas revestidas de TiN apresentaram tendência ao deslocamento do revestimento;
4. O aumento nas propriedades mecânicas dos CGIs avaliados está diretamente ligado ao grau de desgaste das ferramentas;
5. A utilização de MQL diminuiu o desgaste das ferramentas e reduziu o número de trincas térmicas presentes;
6. A rugosidade foi afetada por todas as variáveis de saída, sendo encontrados, em geral, valores de R_a abaixo de $0,65 \mu m$ para todas as condições avaliadas;
7. Em relação à variância dos sinais de corrente elétrica, apenas o revestimento da ferramenta não apresentou influência estatisticamente significativa, considerando um intervalo de confiança de 95% e um índice de significância de 5%;
8. Em relação à amplitude RMS do sinal de corrente elétrica, todas as variáveis de saída foram significativas;
9. Para ambos Skewness e Kurtosis dos sinais de corrente elétrica, apenas o grau de interrupção do corte foi significativo, sendo este muito mais relevante para a Kurtosis.

CAPÍTULO VIII

FRESAMENTO FRONTAL DE PLACAS MACIÇAS COM DIFERENTES FERRAMENTAS

8.1 Metodologia

8.1.1 Adesividade do revestimento das ferramentas

Em virtude dos deslocamentos dos revestimentos de TiN encontrados no Capítulo 7, Figura 7.6, foram conduzidos ensaios de esclerometria linear nas ferramentas. Como contra-corpos foram utilizados indentadores cônicos de diamante Rockwell C, para cargas variando linearmente em 3,5 mm de 0,5 a 40 N. O equipamento utilizado e a taxa de aquisição de dados foram os mesmos utilizados nos testes descritos no Capítulo IV, seção 4.1.1.

8.1.2 Ensaios de fresamento

Para os ensaios de usinabilidade, foi utilizado o mesmo planejamento experimental $3 \times 2^{5-1}$, com duas réplicas para cada condição, previamente adotado nos ensaios tribológicos, e descrito na Tabela 4.1. Foi fixado uma profundidade axial de corte de $a_p = 1$ mm e uma profundidade radial de corte de 60 mm, a qual corresponde a 75% do diâmetro da fresa. O arranjo experimental é o mesmo utilizado no Capítulo 7 e ilustrado na Figura 7.1, sendo empregadas apenas placas maciças.

Como parâmetro de fim de vida, foi utilizado um desgaste máximo de flanco $VB_{\text{MAX}} = 0,30$ mm, mensurado por microscopia óptica de maneira análoga à metodologia descrita no Capítulo 7. Como variáveis de saída, foram avaliadas a rugosidade média do perfil no percurso inicial de corte (R_{ai}), bem como a média para todos os percursos até o fim de vida da ferramenta (R_{am}). A metodologia de medição da rugosidade e o equipamento utilizado foram os mesmos descritos na seção 7.1.1. Um exemplo de sinal de corrente elétrica consumida durante os ensaios é ilustrado na Figura 8.1, sendo removida a faixa correspondente ao período de usinagem utilizando a mesma lógica de programação descrita na seção 7.1.2. O sinal de corrente foi avaliado quanto ao valor Rms de toda a faixa considerada, uma vez que este parâmetro apresentou as melhores correlações para com as variáveis de entrada no Capítulo 7. Os resultados das variáveis de saída foram, por fim, correlacionados com as propriedades mecânicas dos materiais usinados, de maneira similar ao realizado no Capítulo 5.

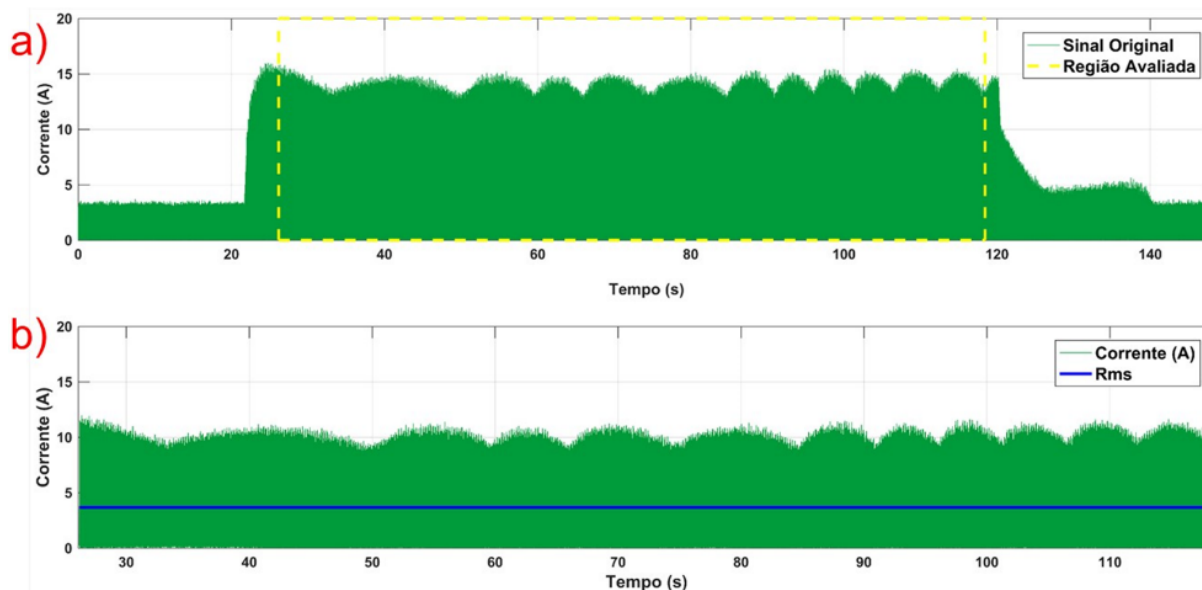


Figura 8.1 – Sinal de corrente elétrica avaliado. a) Sinal bruto; b) Região avaliada e valor Rms do sinal.

8.2 Resultados e discussão

8.2.1 Adesividade do revestimento das ferramentas

Na Figura 8.2 são ilustrados os resultados para a esclerometria linear dos revestimentos analisados. A Figura 8.2a ilustra o risco realizado sobre uma ferramenta revestida de TiAl e na Figura 8.2b o risco sobre uma ferramenta de TiN, sendo a região final deste último risco exibida em uma ampliação maior na Figura 8.2c. Observa-se que o revestimento de TiAl apresentou apenas sulcamento para as cargas aplicadas, enquanto para o revestimento de TiN houve deslocamentos. Estes deslocamentos são ainda mais evidenciados com base nos gráficos das forças triaxiais para o revestimento de TiAl (Figura 8.2d) e TiN (Figura 8.2e). A análise destes gráficos ilustra uma maior oscilação de forças para o risco realizado na ferramenta de TiN, ocasionado pela dissipação de energia oriunda dos deslocamentos do revestimento. No caso do deslocamento nos ensaios de usinagem (Figura 8.2f) o agente causador são as próprias trincas térmicas geradas durante o processo de fresamento.

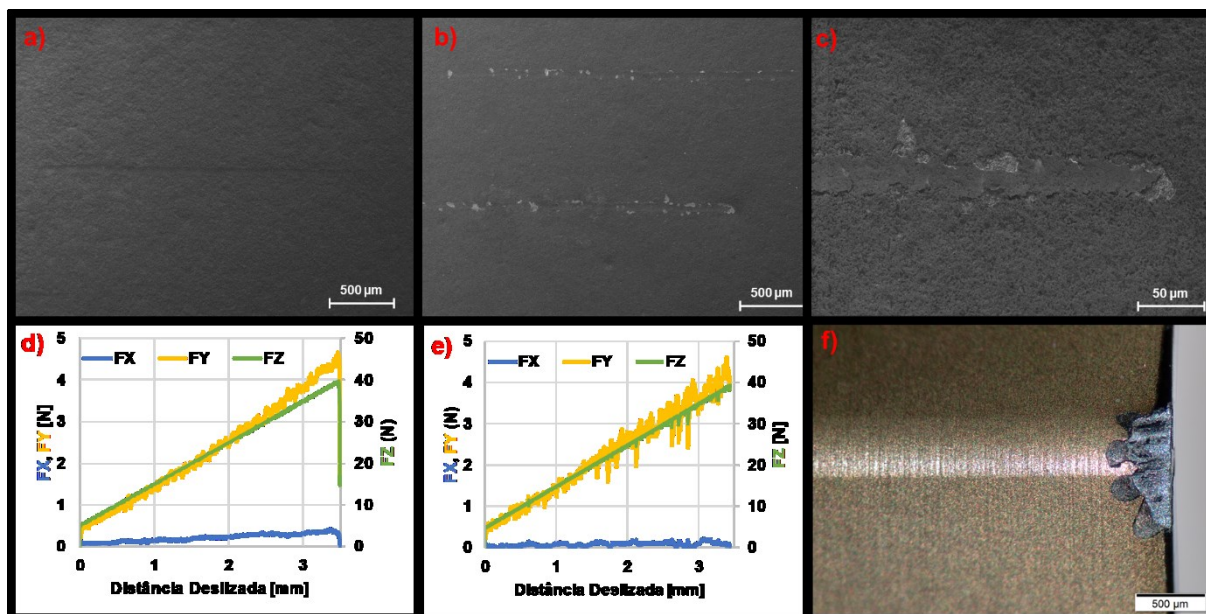


Figura 8.2 – Resultados dos ensaios de esclerometria linear de carga progressiva. a) MEV dos riscos na ferramenta revestida de TiAlN. b) MEV dos riscos na ferramenta revestida de TiN. c) Vista ampliada da região final de um dos riscos da ferramenta de TiN. d) Forças mensuradas durante a esclerometria para a ferramenta revestida de TiAlN. e) Forças mensuradas durante a esclerometria para a ferramenta de TiN. f) Microscopia óptica para o desgaste de uma ferramenta revestida de TiN.

8.2.2 Vida da ferramenta e mecanismos de desgaste

Na Figura 8.3, é ilustrada a análise de variância para as variáveis delineadas experimentalmente de acordo com a Tabela 4.1 em relação ao comprimento máximo usinado, interpoladas para um $VB_{Bmax} = 0,30$ mm, usado como critério de fim de vida. De acordo com a Figura 8.3a, para uma relevância estatística de 95%, apenas o avanço não influenciou a vida da ferramenta de maneira significativa. A baixa influência do avanço (Figura 8.3c) na usinabilidade dos ferros fundidos vermiculares no processo de fresamento também foi observada por Sadik (2007b), sendo este parâmetro relevante quando utilizadas ferramentas cerâmicas.

A vida da ferramenta decaiu com o aumento da velocidade de corte (Figura 8.3b), resultado já esperado pois esta variável está ligada ao número de interações entre a ferramenta e peça, além de aumentar a geração de calor e, conseqüentemente, o desgaste da ferramenta. Conforme indicado pela Figura 8.3d, não se observou diferença estatística entre a vida da ferramenta para os CGIs B e C, entretanto, ambos os materiais apresentaram menor usinabilidade que o CGI A. Este fato indica que o refino de grafita diminui a usinabilidade do material ao aumentar suas propriedades mecânicas (Figura 3.4), não tendo contudo a adição de Mo no CGI C não tem efeito semelhante. A utilização do MQL (Figura 8.3e) resultou em melhora da usinabilidade do sistema, devido à melhoria da lubrificidade na interface entre a ferramenta e a peça, a qual reduz o COF e as forças tangenciais, conforme já

observado no Capítulo 4. Quanto ao revestimento da ferramenta (Figura 8.3f), assim como observado no Capítulo 7, a melhor adesividade do TiNAl resultou em melhor usinabilidade.

A geometria da ferramenta foi, dentre todos os parâmetros, a que mais apresentou impacto na vida da ferramenta. Conforme a Figura 8.3g, as ferramentas heptagonais negativas apresentaram uma vida quase 3 vezes maior que as ferramentas romboidais tangenciais. Este fato pode ser explicado com base na maior área de contato com a peça quando se utilizam as ferramentas romboidais tangenciais (Tabela 3.1), que resulta em maiores valores de COF (Figura 4.18d) e de forças tangenciais (Figura 4.19d) para o tribossistema em questão, conforme previamente avaliado no Capítulo 4. Esta maior área de contato da aresta raspadora se deve ao fato de a ferramenta romboidal tangencial ser destinada primariamente a operações de acabamento, em geral para profundidades de corte inferiores às utilizadas no planejamento de experimentos aqui realizado. Estes resultados são ainda mais relevantes se considerar que as ferramentas heptagonais possuem 14 arestas por insertos e as romboidais apenas 4.

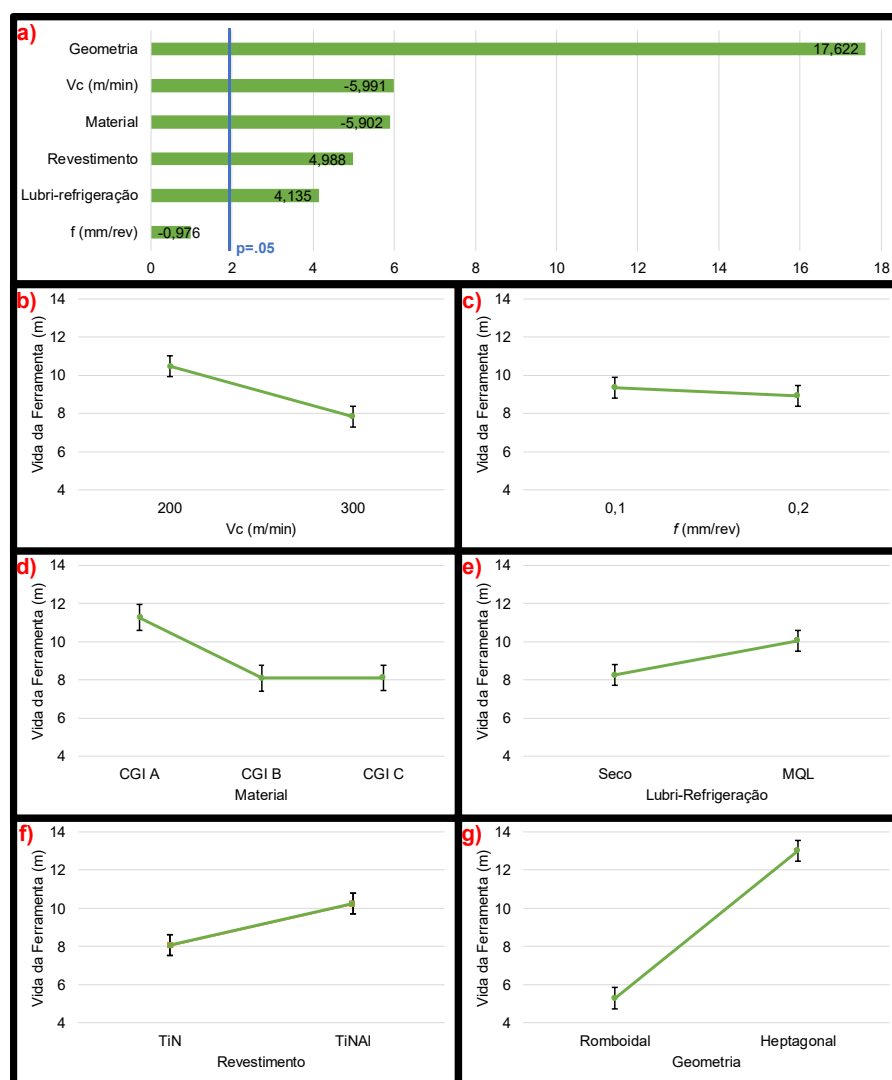


Figura 8.3 – Análise de variância para a vida da ferramenta. a) Diagrama de Pareto; b) Influência da velocidade de corte; c) Influência do avanço; d) Influência do material usinado; e) Influência da condição lubrificante; f) Influência do revestimento; g) Influência da geometria da ferramenta.

Na Figura 8.4 são apresentadas fotos obtidas por microscopia eletrônica de varredura de ferramentas revestidas de TiAlN, usadas na usinagem do material CGI A na condição de corte lubrificado, para um avanço de 0,2 mm/rev. Na Figura 8.4a,b ilustram-se as ferramentas heptagonal negativas, e na Figura 8.4c,d as romboidal tangenciais, para uma velocidade de corte de 200 m/min (Figura 8.4a,c) e 300 m/min (Figura 8.4b,d). Conforme observado anteriormente na seção 7.2.1, a velocidade de corte de 300 m/min causou picos de aquecimento suficientemente altos para, independente da geometria da ferramenta, ocasionar o aparecimento de trincas térmicas. Nas velocidades de corte mais baixas, apesar da presença de trincas térmicas, outros mecanismos como a microabrasão (Figura 8.4c) também tornam-se relevantes.

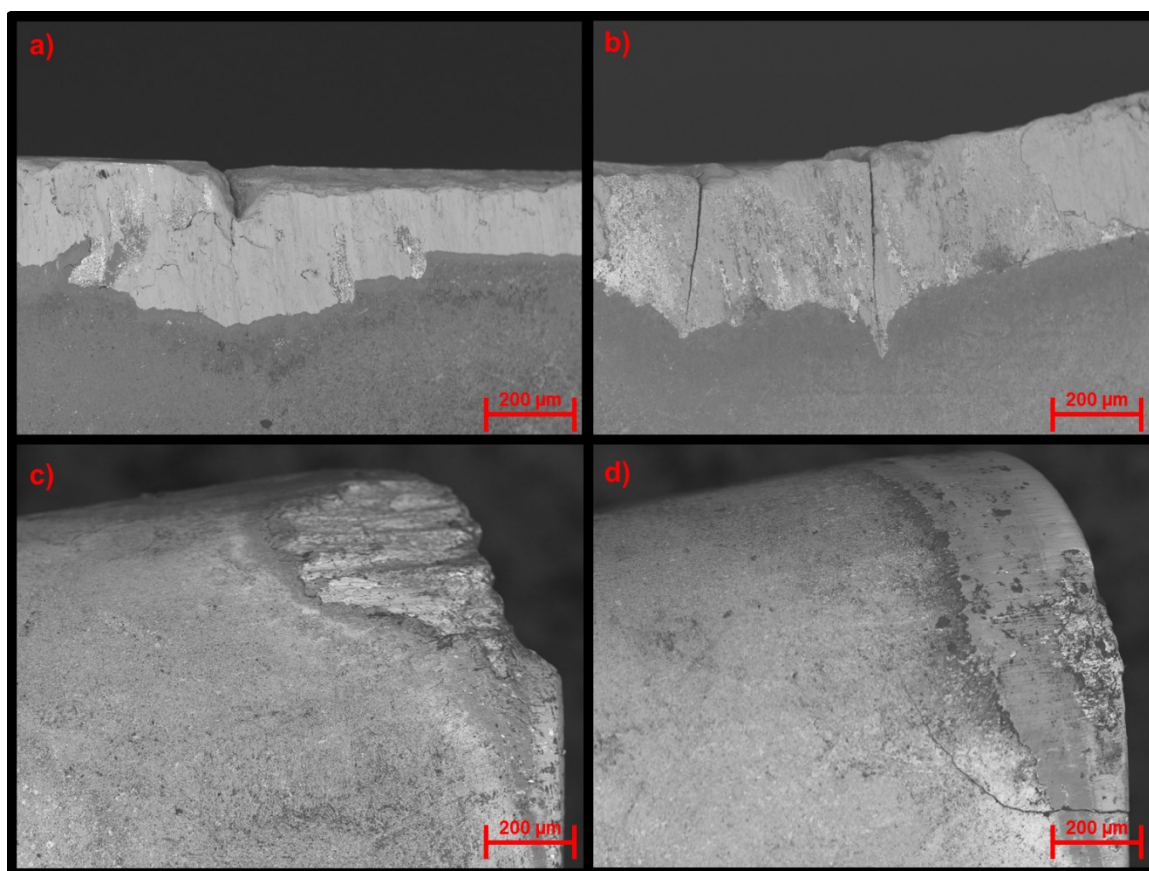


Figura 8.4 – Desgaste da ferramenta em função da velocidade de corte. a) ferramenta heptagonal a 200 m/min; b) ferramenta heptagonal a 300 m/min; c) ferramenta romboide a 200 m/min; ferramenta romboide a 300 m/min. Ferramentas limpas com Nital 10% por 6 horas.

Na Figura 8.5 são apresentadas fotos obtidas por microscopia eletrônica de varredura de ferramentas revestidas de TiAlN, usadas na usinagem com velocidades de corte de 200 m/min, para um avanço de 0,1 mm/rev, na condição de corte a seco. Na Figura 8.5a,b,c ilustram-se as ferramentas heptagonal negativas, e na Figura 8.5d,e,f as ferramentas romboidal tangenciais, para o CGI A (Figura 8.5a,d), CGI B (Figura 8.5b,e) e CGI C (Figura 8.5c,f). Para todos os materiais avaliados, as trincas térmicas continuaram sendo o principal mecanismo de desgaste. Nota-se que a frequência de trincas térmicas e, por consequência, o desgaste gerado por elas tende a aumentar com o aumento das

propriedades mecânicas dos materiais. Este resultado é explicado com base Figura 5.14, onde a temperatura de corte apresenta uma correlação direta com o aumento das propriedades mecânicas geradas pelo refino da grafita e aumento na nodularidade (CGIs B e C) e pela adição de Mo (CGI C). O efeito do aumento da nodularidade no desgaste também foi observado por Grenmyr et al. (2008) no torneamento de CGIs de propriedades mecânicas similares, sendo encontrada uma correlação direta para o aumento na nodularidade e o aumento da ocorrência de trincas térmicas.

Este aumento no desgaste é especialmente sensível para as ferramentas romboidal tangenciais, uma vez que estas são ferramentas projetadas para operações de acabamento, nas quais em geral se utilizam profundidades de corte menores que as utilizadas neste planejamento de experimentos (TRENT; WRIGHT, 2013). Uma vez que o calor gerado pelo atrito é mais significativo tanto quanto maior for o volume de material usinado por interação da peça, e que o COF decresce do CGI A para o CGI C (Figura 4.18), a maior intensidade das trincas térmicas é causada pelo calor oriundo do cisalhamento do material. Este fato indica que, mesmo para a velocidade de corte e avanço mais baixas, a profundidade de corte utilizada para esta ferramenta está acima da ideal.

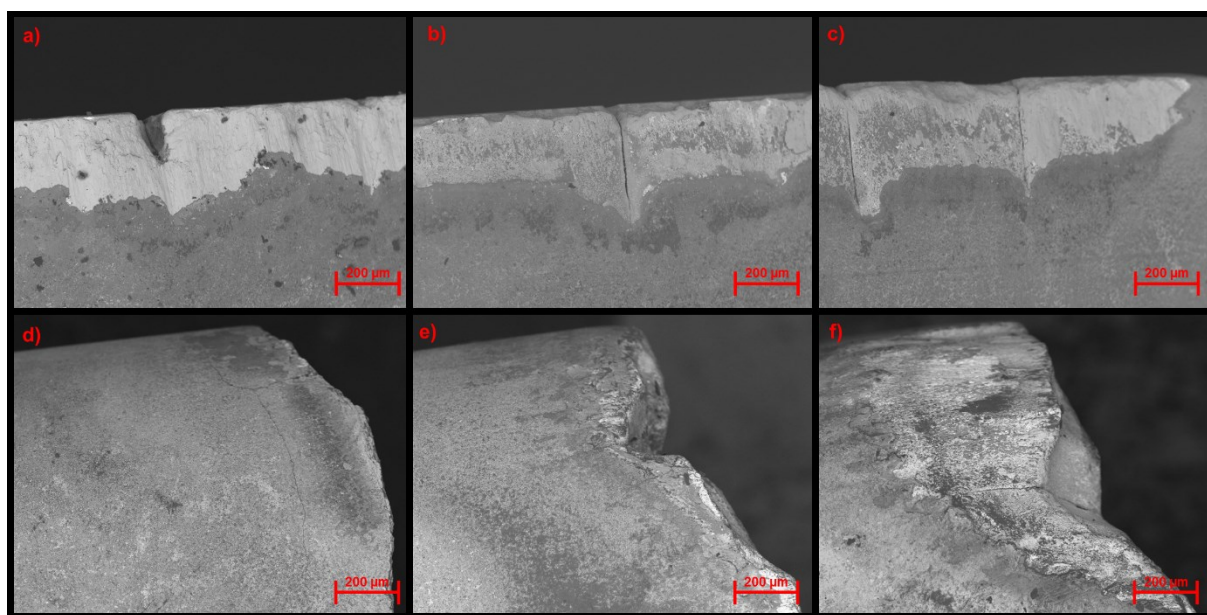


Figura 8.5 – Desgaste das ferramentas heptagonais após a usinagem do: a) CGI A; b) CGI B; c) CGI C; Desgaste das ferramentas romboides após a usinagem do: d) CGI A; e) CGI B; f) CGI C. Ferramentas limpas com Nital 10% por 6 horas.

Na Figura 8.6 são apresentadas fotos obtidas por microscopia eletrônica de varredura de ferramentas revestidas de TiAlN, utilizadas na usinagem do CGI C com velocidades de corte de 300 m/min e avanço de 0,2 mm/rev. Na Figura 8.6a,b ilustram-se as ferramentas heptagonais negativas, e na Figura 8.6c,d as ferramentas romboidais tangenciais, para o corte a seco (Figura 8.6a,c) e lubrificado (Figura 8.6b,d). Observa-se que, em geral, houve diminuição do desgaste máximo de flanco quando utilizado o MQL. Este fato se aplica mesmo para os parâmetros de corte mais severos ($V_c = 300$ m/min, $f = 0,2$ mm/rev e CGI C) em que a geração de calor oriunda do cisalhamento é mais intensa. Este fato pode ser explicado com base nos resultados das seções 4.2.2 e 4.2.3, onde mesmo pequenas

quantidades do meio lubrificador causaram grande impacto na redução do atrito. Mesmo que a parcela do atrito na geração de calor para o tribossistema em questão não seja a dominante, a geração do filme meio lubrificador auxilia na atenuação dos demais mecanismos de desgaste que atuam de maneira concomitante, oriundos da interação entre a ferramenta e a peça.

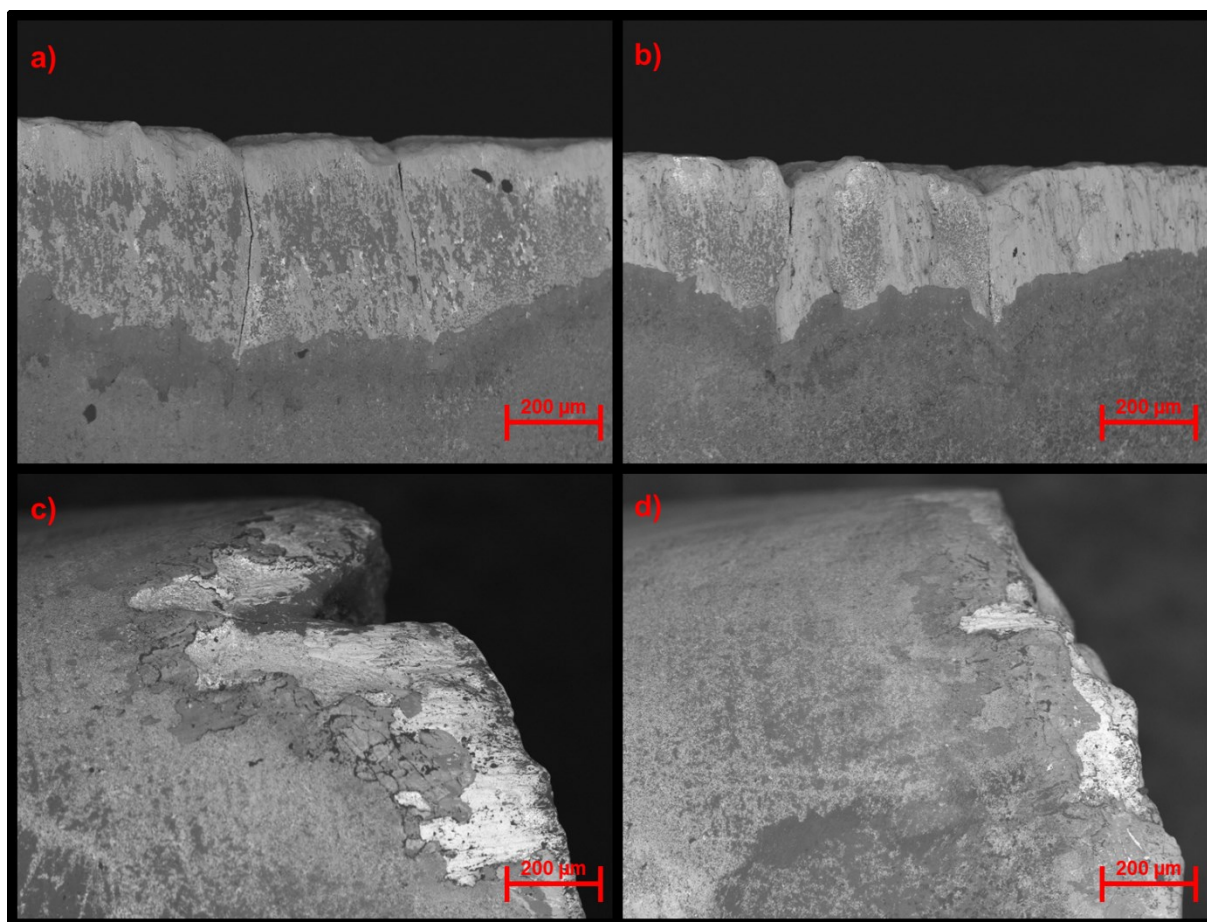


Figura 8.6 – Desgaste das ferramentas revestidas de TiAlN na usinagem do CGI C, a uma velocidade de corte de 300 m/min e avanço de 0,2 mm/ver. a) Ferramenta heptagonal, usinagem a seco; b) ferramenta heptagonal, usinagem com MQL; c) Ferramenta romboide, usinagem a seco; d) ferramenta romboide, usinagem com MQL. Ferramentas limpas com Nital 10% por 6 horas.

Na Figura 8.7 são apresentadas fotos obtidas por microscopia eletrônica de varredura de ferramentas utilizadas na usinagem do CGI B, para velocidades de corte de 200 m/min e avanço de 0,2 mm/rev. Na Figura 8.7a,b ilustram-se as ferramentas heptagonais normais, e na Figura 8.7c,d as ferramentas romboidais tangenciais, revestidas de TiN (Figura 8.7a,c) e TiAlN (Figura 8.7b,d). Independente da condição de corte avaliada, o deslocamento do revestimento foi o mecanismo de desgaste dominante. Isso se deve à baixa adesividade deste revestimento no substrato, mesmo para baixas cargas aplicadas, conforme indicado na Figura 8.2. No caso das ferramentas revestidas de TiAlN, a propagação das trincas térmicas não foi suficiente para vencer a adesividade do revestimento (Figura 8.7c), explicando assim seu melhor desempenho, como indicado na Figura 8.3f.

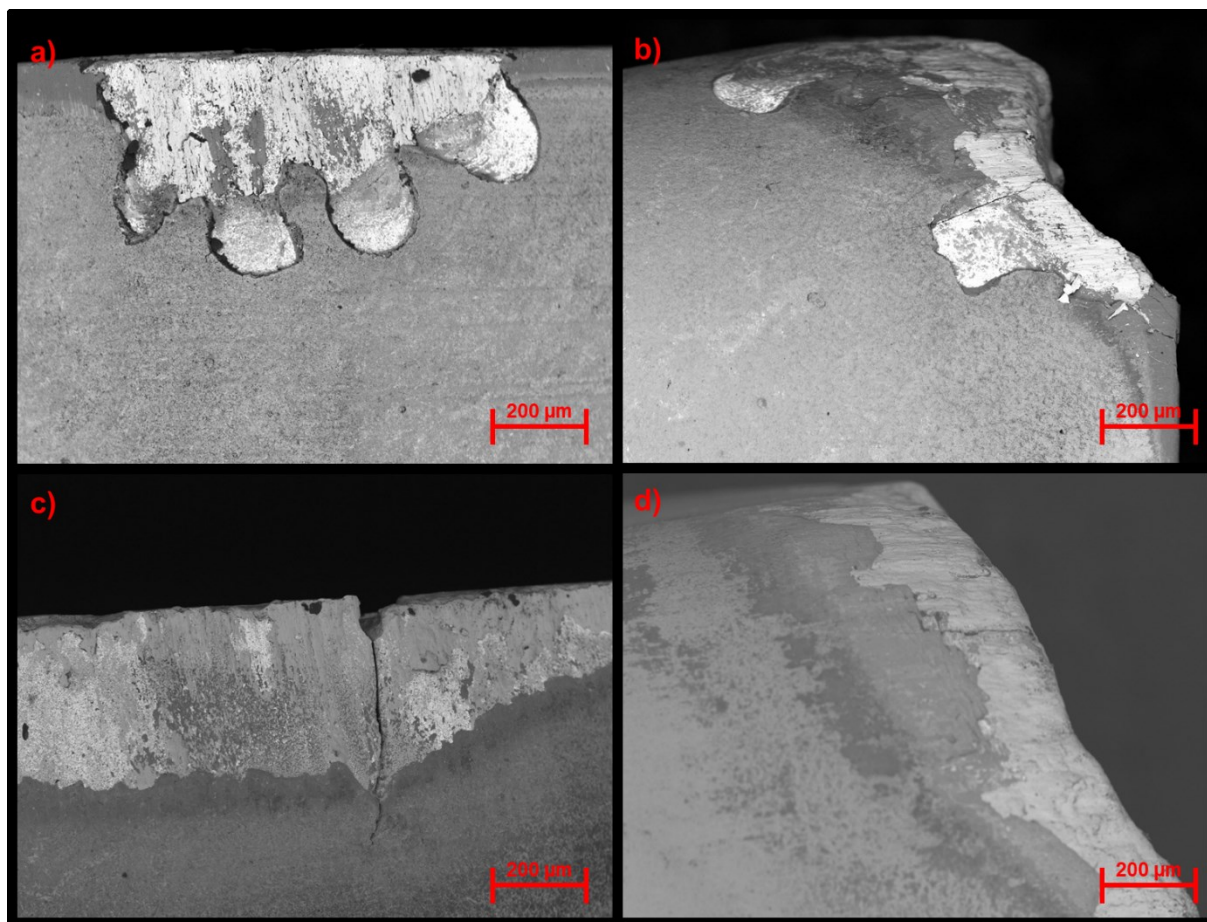


Figura 8.7 – Desgaste das ferramentas utilizadas na usinagem do CGI B com atmosfera de MQL, a uma velocidade de corte de 200 m/min e avanço de 0,2 mm/ver. a) Ferramenta heptagonal, revestida de TiN; b) ferramenta romboide, revestida de TiN; c) ferramenta heptagonal, revestida de TiAlN; d) ferramenta romboide, revestida de TiAlN.

Na Figura 8.8 são apresentadas fotos obtidas por microscopia eletrônica de varredura de ferramentas revestidas de TiAlN, utilizadas na usinagem do CGI C, para velocidades de corte de 300 m/min e avanço de 0,1 mm/rev. Na Figura 8.8a ilustra-se a ferramenta heptagonal negativa, e na Figura 8.7b a ferramenta romboidal tangencial. A influência da geometria da ferramenta foi a maior de todas, conforme indicado na Figura 8.3a. Este fato é explicado em razão das ferramentas romboidais tangenciais serem primariamente ferramentas de acabamento, sendo a profundidade de corte utilizada severa demais para promover a propagação e o agrupamento de trincas térmicas, comprometendo a integridade de sua aresta de corte. Este fato se evidencia em virtude da falha das ferramentas romboidais tangenciais sempre se apresentar majoritariamente como um lascamento que se inicia na parte inferior perpendicular à aresta principal de corte, como ilustrado na Figura 8.7b.

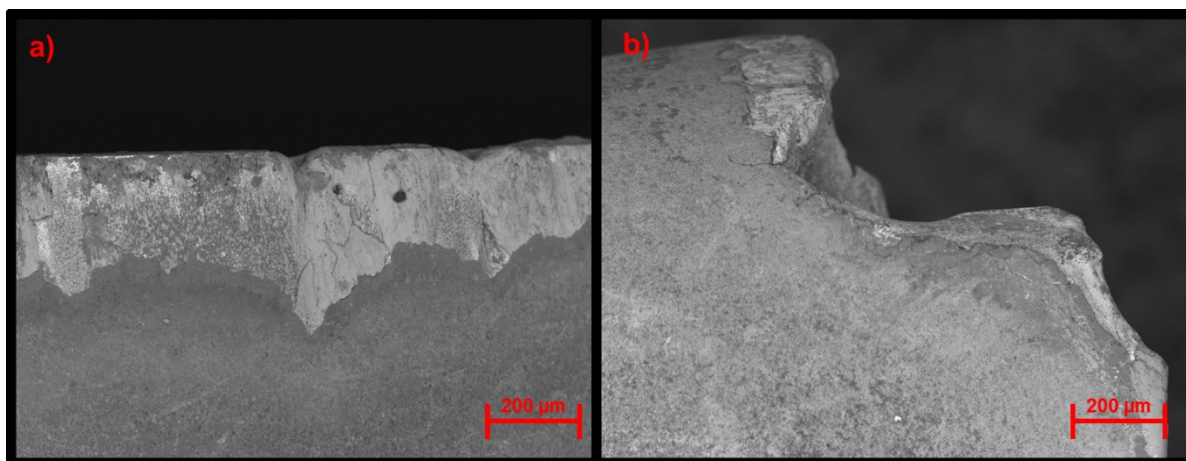


Figura 8.8 – Desgaste das ferramentas revestidas de TiAlN na usinagem do CGI C sem fluido de corte, a uma velocidade de 300 m/min e avanço de 0,1 mm/rev. a) Ferramenta heptagonal; b) Ferramenta romboide.

A correlação de Pearson entre as propriedades mecânicas e metalúrgicas avaliadas na Figura 3.4 e a vida da ferramenta para cada um dos materiais avaliados, indicada na Figura 8.3d, é ilustrada na Figura 8.9. A exceção das formas irregulares da grafita, todas as propriedades do material apresentaram correlações superiores a 80% com a vida da ferramenta. A baixa correlação das formas irregulares se dá devido a sua menor proporção no volume total da fase gráfitica quando comparada à grafita nodular e à vermicular, conforme ilustrado na Figura 3.4a. O espaçamento interlamelar apresentou correlação direta com a vida da ferramenta, uma vez que maiores espaçamentos resultam em menor dureza média da matriz. De maneira inversa ao observado para a potência de usinagem na Figura 5.7, as propriedades mecânicas de tenacidade ao impacto, macrodureza Brinell e microdureza Vickers, UTS e o percentual de deformação apresentaram correlação inversa com a vida da ferramenta, uma vez que estas propriedades tornam necessária maior potência de usinagem para cisalhar o material, sendo parte dessa energia dissipada na forma de desgaste da ferramenta. Por fim, a relação antagônica entre a grafita nodular e vermicular em relação à usinabilidade do material apresentada na Figura 5.7 também se mostrou presente neste capítulo, uma vez que, para os materiais em questão, a grafita nodular é, em relação às demais formas de grafita, um agente tenacificante, enquanto a vermicular é um agente fragilizante.

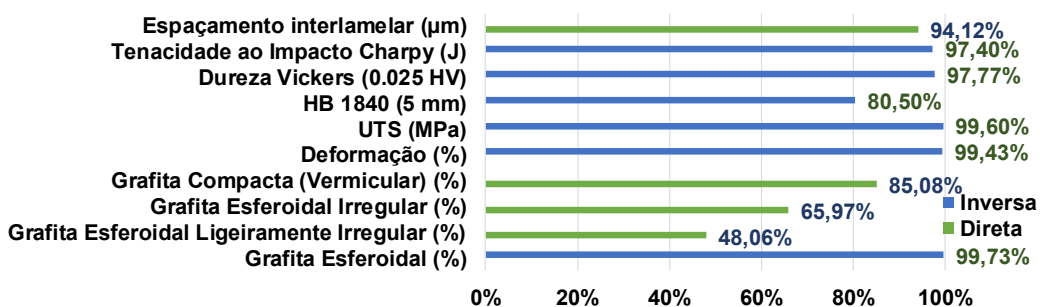


Figura 8.9 – Correlação de Pearson entre a distância usinada e as propriedades mecânicas dos materiais.

8.2.3 Rugosidade

Na Figura 8.10, é ilustrada a análise de variância para as variáveis delineadas experimentalmente de acordo com a Tabela 4.1, em relação ao parâmetro de rugosidade média (R_{ai}), para o primeiro percurso de corte da ferramenta. Conforme a Figura 8.10a, com exceção do revestimento, todas as variáveis apresentaram-se estatisticamente significativas em relação a este parâmetro. A análise da Figura 8.10b indica que a rugosidade foi menor para o maior valor de velocidade de corte, o que pode ser explicado pelo maior aquecimento do material e, por consequência, pelos menores esforços nas zonas de cisalhamento. O efeito do avanço é ilustrado na Figura 8.10c, sendo um resultado já esperado uma vez que a rugosidade é proporcional ao quadrado do avanço (MACHADO et al., 2015b). Não se observaram diferenças estatísticas entre a rugosidade do CGI B para o CGI C, sendo em ambos encontrados valores menores de rugosidade que para o CGI A (Figura 8.10d). Estes resultados indicam que o refino da grafita tem efeito muito mais dominante na rugosidade que a adição de Mo no CGI C.

Conforme a Figura 8.10e a utilização de MQL resultou em menores valores médios de rugosidade, o que pode ser explicado pelo menor atrito gerado na interface de corte, o que estabiliza o cisalhamento do material, favorecendo o acabamento. A não relevância estatística do revestimento, evidenciada na Figura 8.10f, pode ser explicada pelo fato de os valores de rugosidade terem sido colhidos ainda na primeira passagem da ferramenta, não tendo ainda os efeitos relevantes do desgaste, sobretudo do deslocamento do revestimento. Nota-se, contudo, uma leve tendência a melhor desempenho da ferramenta revestida TiNAl, indicando melhor condição de atrito para este revestimento e também um início do deslocamento, mesmo que de maneira branda, já nos primeiros ciclos de corte. Por fim, para o primeiro ciclo de usinagem, a ferramenta romboidal tangencial teve uma performance superior, conforme indicado na Figura 8.10g, o que já era esperado devido a esta ser uma ferramenta de acabamento, com uma maior aresta raspadora em relação à heptagonal negativa (Tabela 3.1).

Na Figura 8.11, é ilustrada a análise de variância para as variáveis delineadas experimentalmente de acordo com a Tabela 4.1, em relação ao valor médio do parâmetro de rugosidade média (R_{am}), considerando medições ao longo de toda a vida da ferramenta, cujo critério de fim foi um desgaste máximo de flanco $VB_{Bmax} = 0,30$. Conforme a Figura 8.11a, todas as variáveis apresentaram-se estatisticamente significativas em relação a este parâmetro. O comportamento da velocidade de corte (Figura 8.11b) foi o inverso do observado para o parâmetro de acabamento medido apenas para o primeiro ciclo de usinagem. Uma vez que o desgaste da ferramenta passa a ser um fator relevante na distribuição de tensões durante o cisalhamento do material, a maior velocidade de corte, a qual está diretamente ligada ao desgaste da ferramenta (Figura 8.4), passa a ter um impacto negativo na rugosidade média ao longo da vida. O avanço, por sua vez, influencia menos o desgaste da ferramenta em relação à velocidade de corte (TRENT; WRIGHT, 2013), sendo então seu comportamento quanto a rugosidade mantido e sua significância apenas ligeiramente reduzida em relação a R_{ai} .

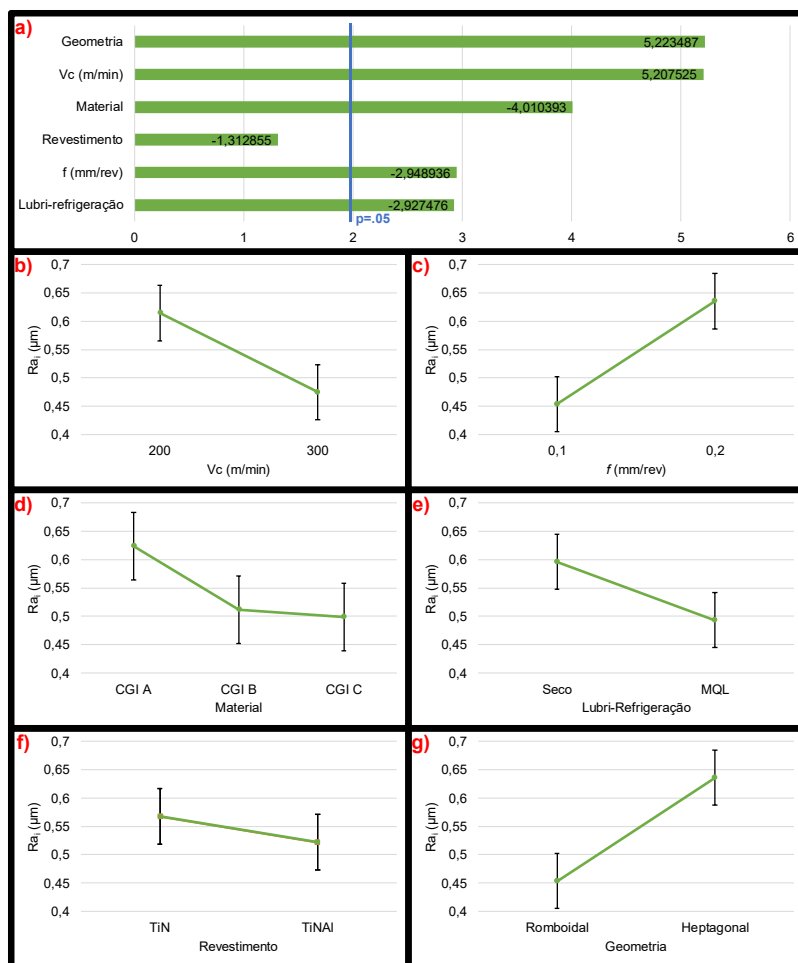


Figura 8.10 – Análise de variância para a rugosidade do primeiro percurso usinado (Ra_1). a) Diagrama de Pareto; b) Influência da velocidade de corte; c) Influência do avanço; d) Influência do material usinado; e) Influência da condição lubrificante; f) Influência do revestimento; g) Influência da geometria da ferramenta.

Uma vez que assim como a velocidade de corte, o material também apresenta um grande efeito no desgaste da ferramenta (Figura 8.5), a relevância estatística aumentou em relação ao Ra_1 . No entanto, novamente não foram observadas diferenças estatísticas entre os CGIs B e C, o que tem como explicação as taxas de desgaste da ferramenta similares entre os dois materiais (Figura 8.3d). A utilização da lubrificação por MQL continuou resultando em um melhor acabamento superficial, porém sua significância foi reduzida. Este fenômeno pode ser explicado pelo fato de que, apesar de a utilização do MQL reduzir o desgaste (Figura 8.6), o seu efeito sobre o cisalhamento da peça tende a ser muito maior que sobre o COF, o qual, conforme ilustrado para um tribossistema similar na Figura 4.14, tende a apresentar uma estabilização muito superior à do mesmo sistema a seco. Ao contrário do observado para o primeiro passe da ferramenta em relação a peça, à medida que o desgaste foi considerado, o revestimento passou a ser uma variável significativa. A melhor performance do revestimento de TiAlN em relação ao revestimento de TiN é explicada pelo mecanismo de desgaste de deslocamento do último (Figura 8.7), o qual deixa o substrato da ferramenta desprotegido e ainda mais sujeito ao desgaste. Quando considerada toda a vida da ferramenta, a ferramenta romboidal

tangencial continuou apresentando menores valores de rugosidade média que a ferramenta heptagonal negativa, conforme ilustrado na Figura 8.11g. Estes valores, contudo, foram obtidos para comprimentos de usinagem relativamente menores (Figura 8.3g), o que indica que, apesar de a ferramenta cumprir sua função de resultar em um melhor acabamento, para as condições de corte utilizadas sua produtividade é prejudicada.

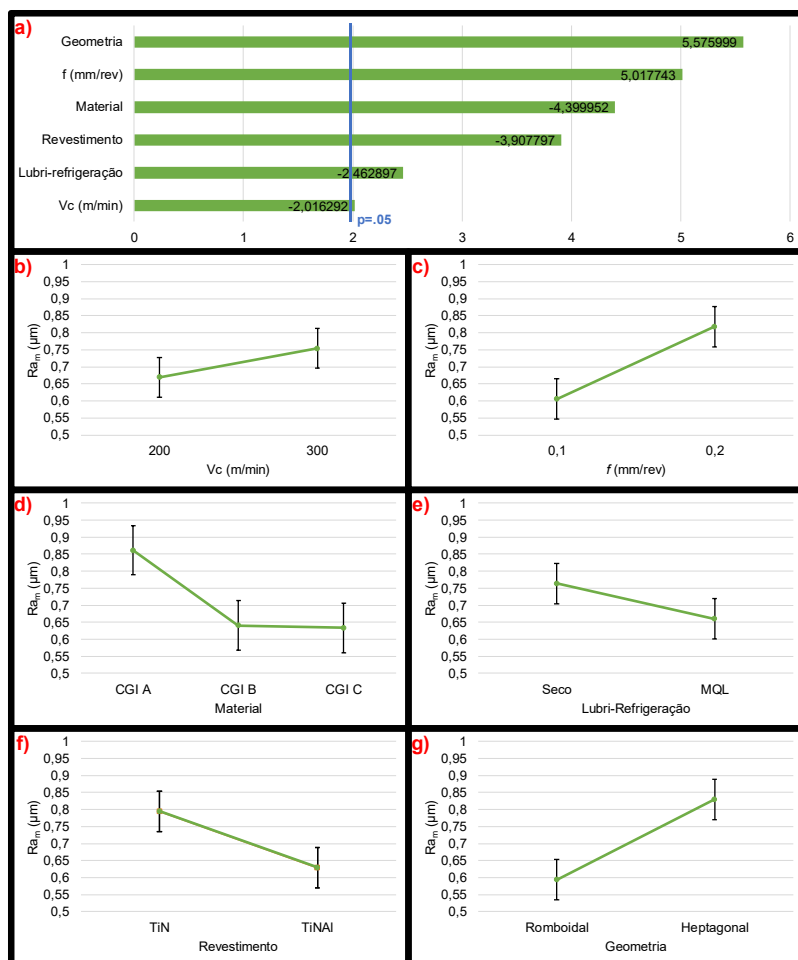


Figura 8.11 – Análise de variância para a rugosidade média durante a vida da ferramenta (Ra_m). a) Diagrama de Pareto; b) Influência da velocidade de corte; c) Influência do avanço; d) Influência do material usinado; e) Influência da condição lubrificante; f) Influência do revestimento; g) Influência da geometria da ferramenta.

A correlação de Pearson entre as propriedades mecânicas e metalúrgicas avaliadas na Figura 3.4 e Ra_i (Figura 8.10d) e Ra_m (Figura 8.11d) para cada um dos materiais testados é ilustrada na Figura 8.12. As correlações para o Ra_i (Figura 8.12a) e o Ra_m (Figura 8.12b) apresentaram um comportamento similar, uma vez que mesmo que a evolução do desgaste afete os valores de Ra_m , as variáveis do processo referentes ao material usinado são as mesmas.

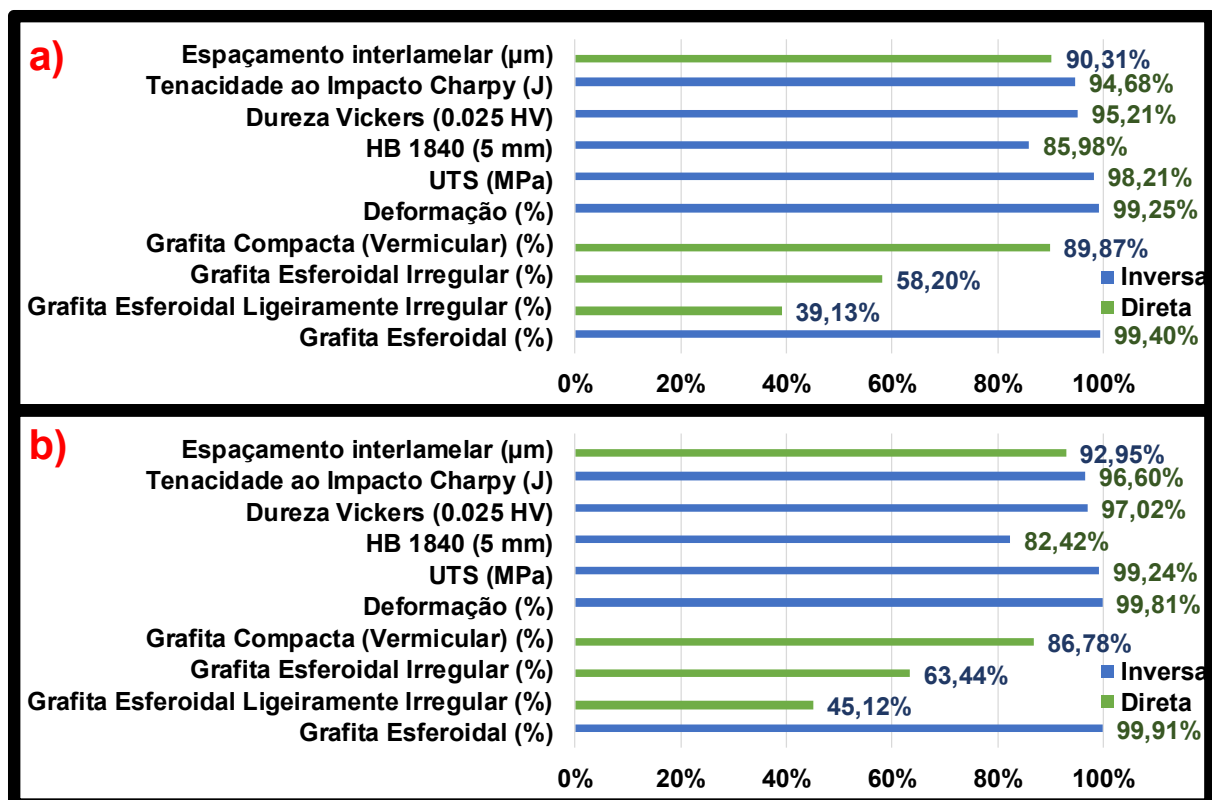


Figura 8.12 – Correlação de Pearson entre o acabamento superficial e as propriedades mecânicas dos materiais. a) Ra para o primeiro trecho usinado; b) Ra médio durante a vida da ferramenta.

8.2.4 Análise do sinal de corrente

A análise de variância para as variáveis delineadas experimentalmente de acordo com a Tabela 4.1 em relação ao valor RMS do sinal de corrente elétrica é ilustrada na Figura 8.13. De acordo com a Figura 8.13a, para uma relevância estatística de 95%, apenas o avanço não influenciou o RMS do sinal de corrente elétrica medido durante a vida da ferramenta de maneira significativa. Este resultado é similar ao observado para a vida da ferramenta, na Figura 8.3a, sendo explicado pela correlação direta entre os esforços de usinagem e o desgaste da ferramenta. Como ilustrado na Figura 8.13b, o aumento da velocidade de corte resultou em um aumento da corrente elétrica. Uma vez que esta corrente analisada desconsidera a corrente do tempo passivo de corte da máquina, este maior consumo não está ligado à maior corrente necessária para atingir a rotação do motor para a maior velocidade de corte, e sim à maior energia necessária para manter esta rotação durante o processo de corte.

Uma vez que a parcela energética do avanço no consumo total da máquina é pequeno, em virtude da menor velocidade de deslocamento da mesa em função da velocidade do eixo árvore, conforme indicado na Figura 8.13c, esta variável não se apresentou significativa. Em relação ao material usinado, quanto maior for a resistência imposta por este à rotação do eixo árvore, maior é a quantidade de corrente elétrica necessária para manter a rotação requerida. As menores propriedades mecânicas do CGI A (Figura 3.4) se traduzem, portanto, em menor necessidade de corrente para manter essa rotação. Entre os CGIs B e C não foram observadas diferenças significativas para o

consumo de corrente, apesar das maiores propriedades mecânicas do CGI C (Figura 3.4). Este fato pode ser explicado pelo comportamento similar apresentado pelo desgaste da ferramenta (Figura 8.3d), reforçando que o refino de grafita presente nos CGIs B e C em relação ao CGI A tem um efeito maior que a adição de Mo no CGI C, a qual o diferencia do CGI B.

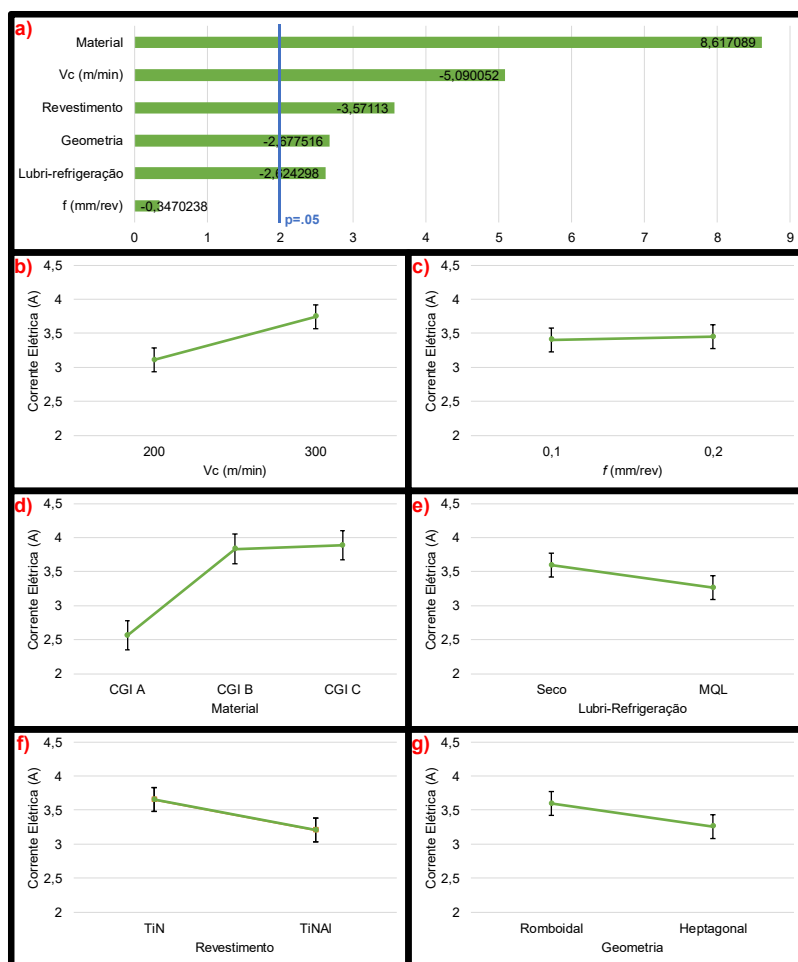


Figura 8.13 – Análise de variância para o sinal RMS da corrente durante a vida da ferramenta. a) Diagrama de Pareto; b) Influência da velocidade de corte; c) Influência do avanço; d) Influência do material usinado; e) Influência da condição lubrificador; f) Influência do revestimento; g) Influência da geometria da ferramenta.

A utilização de MQL reduziu o consumo de corrente elétrica durante o corte, conforme indicado na Figura 8.13e. Este fato pode ser explicado tanto pelos menores valores de COF observados para tribossistemas similares (Figura 4.18), como pelo desgaste reduzido da ferramenta, o qual aumenta sua eficiência média quanto à geometria da cunha cisalhante ao longo de sua vida (Figura 8.6). O menor consumo de corrente elétrica do revestimento TiAlN, em relação ao revestimento TiN, ilustrado na Figura 8.13f, tem como origem o melhor desempenho do primeiro na usinagem dos CGIs, conforme ilustrado na Figura 8.7. Este menor desempenho é atribuído, sobretudo, à menor adesividade do revestimento de TiN (Figura 8.2). O menor consumo de corrente elétrica das ferramentas heptagonal negativas em relação às romboidal tangenciais é ilustrado na Figura 8.13g. Este menor consumo pode

ser explicado com base na maior aresta raspadora desta ferramenta (Tabela 3.1), a qual resulta em valores maiores de COF (Figura 4.18) e de forças tangenciais (Figura 4.19), bem como em desgaste mais acelerado da geometria romboidal para os parâmetros de corte avaliados (Figura 8.8).

Na Figura 8.14, é ilustrada a correlação de Pearson entre as propriedades mecânicas e metalúrgicas avaliadas na Figura 3.4 e o RMS do sinal de corrente elétrica para cada um dos materiais avaliados, indicado na Figura 8.13d. De maneira similar com o observado para a vida da ferramenta, todas as propriedades dos materiais apresentaram correlações superiores a 80% com o RMS do sinal de corrente elétrica. A similaridade nas correlações pode ser entendida em razão do consumo de corrente elétrica, de acordo com a metodologia de análise adotada, estar diretamente ligado à potência de corte, a qual por sua vez está ligada diretamente às propriedades mecânicas do material e ao desgaste da ferramenta. Em virtude deste fato, todas as hipóteses levantadas na seção 8.2.2 são análogas para a análise da Figura 8.14, não havendo, portanto, necessidade de repeti-las.

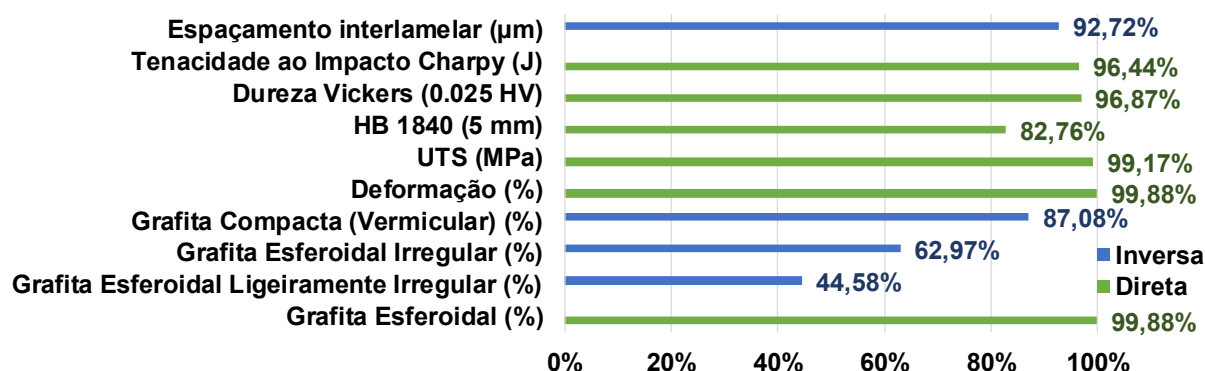


Figura 8.14 – Correlação de Pearson entre o sinal RMS da corrente elétrica e as propriedades mecânicas dos materiais.

8.3 Conclusões

Neste capítulo, a usinabilidade dos materiais foi avaliada no fresamento frontal (ou de faceamento) das placas maciças, quanto à geometria da ferramenta, ao tipo de revestimento das ferramentas, à velocidade de corte, o avanço e ao sistema lubrificarrefrigerante, em relação à vida da ferramenta, ao acabamento superficial e ao consumo de corrente elétrica. De forma a melhor embasar os resultados obtidos neste capítulo e no capítulo 7, a adesividade dos revestimentos também foi avaliada. Dos resultados, podem ser destacadas as seguintes conclusões:

1. Os revestimentos de TiN apresentaram, em geral, baixa adesividade com o substrato. Este fato explica a menor usinabilidade para o sistema em questão quando comparado ao TiAl.
2. Foram obtidos melhores resultados quanto à vida da ferramenta e ao consumo de corrente elétrica para a velocidade de corte de 200 m/min e para a utilização de lubrificação MQL.

3. A geometria romboidal se mostrou mais efetiva em relação à obtenção de melhores valores de acabamento superficial. Esta geometria foi, contudo, mais propensa ao desgaste para as condições de corte avaliadas quando comparada à heptagonal negativa. O melhor desempenho da ferramenta heptagonal nas condições investigadas é importante, pois esta ferramenta possui 14 (quatorze) arestas de corte, enquanto a ferramenta romboide possui só 4 (quatro) arestas de corte.
4. O CGI A resultou em melhores resultados quanto à vida da ferramenta e ao consumo de corrente elétrica, não sendo, contudo, observada redução significativa da usinabilidade do CGI C em relação ao CGI B para estas mesmas variáveis.
5. O avanço não mostrou influência significativa na vida da ferramenta e no consumo de corrente elétrica.
6. As propriedades mecânicas e metalúrgicas relacionadas ao aumento da resistência mecânica do material apresentaram correlação inversa quanto à vida da ferramenta e ao consumo de corrente elétrica.
7. Em relação ao acabamento superficial, a velocidade de corte mais alta utilizada, $V_c = 300$ m/min, apresentou melhor resultado no primeiro percurso da ferramenta, quando as cunhas de corte apresentavam baixos níveis de desgaste, ou desgastes desprezíveis. Em relação ao acabamento para toda a vida da ferramenta, o aumento da velocidade de corte apresentou o efeito inverso, por incluir o efeito do desgaste na rugosidade.
8. A ferramenta romboidal apresentou melhores valores de acabamento superficial, em virtude de sua maior aresta raspadora.
9. O CGI A apresentou o pior desempenho quanto ao acabamento superficial, não sendo, contudo, observadas diferenças estatísticas entre o acabamento do CGI B e CGI C.
10. A utilização de MQL se mostrou efetiva para melhoria do acabamento superficial.
11. De maneira geral, as melhorias das propriedades mecânicas apresentaram correlação inversa com os valores de acabamento superficial.

CAPÍTULO IX

CONSIDERAÇÕES FINAIS

O objetivo deste capítulo é o de sumarizar as principais contribuições obtidas em relação à usinabilidade dos materiais avaliados, bem como sugerir novas frentes de estudo para propiciar a evolução contínua do tema.

9.1 Conclusões

Com a finalidade de sumarizar este trabalho, foi criado um indicador de desempenho de cada um dos materiais avaliados para cada capítulo, sendo o desempenho dos CGIs B e C comparado então com o do CGI A. Para essa finalidade, foram escolhidos os parâmetros mais representativos de cada capítulo, sendo utilizado para comparação seu valor médio global para cada um dos materiais utilizados, conforme ilustrado na Figura 8.13d.

Para calcular os indicadores, cada variável foi disposta no numerador e denominador, respectivamente, em caso de serem inversamente ou diretamente proporcionais com a usinabilidade do processo de usinagem. Os parâmetros e equações correspondentes para cada capítulo são enumerados, respectivamente, nas Equações 9.1 à 9.6. Os valores para os indicadores resultantes são ilustrados na Figura 9.1.

$$I_{\text{Capítulo 4}} = \frac{I_{\text{CGI B,C}}}{I_{\text{CGI A}}} = \frac{(COF_{\text{Deslizamento simples}} \times COF_{\text{Deslizamento alternado}} \times COF_{\text{Tribômetro aberto}})}{(COF_{\text{Deslizamento simples}} \times COF_{\text{Deslizamento alternado}} \times COF_{\text{Tribômetro aberto}})} \quad 9.1$$

$$I_{\text{Capítulo 5}} = \frac{I_{\text{CGI B,C}}}{I_{\text{CGI A}}} = \frac{(Ra \times RMS_{\text{Corrente}}) / \text{Distância Usinada}}{(Ra \times RMS_{\text{Corrente}}) / \text{Distância Usinada}} \quad 9.2$$

$$I_{\text{Capítulo 5}} = \frac{I_{\text{CGI B,C}}}{I_{\text{CGI A}}} = \frac{(\text{Temperatura} \times Ra \times \text{Potência Hall} \times \text{Potência Dinamômetro})}{(\text{Temperatura} \times Ra \times \text{Potência Hall} \times \text{Potência Dinamômetro})} \quad 9.3$$

$$I_{\text{Capítulo 6}} = \frac{I_{\text{CGI B,C}}}{I_{\text{CGI A}}} = \frac{(Ra_{\text{média}} \times RMS_{\text{Corrente}}) / \text{Distância Usinada}}{(Ra_{\text{média}} \times RMS_{\text{Corrente}}) / \text{Distância Usinada}} \quad 9.4$$

$$I_{\text{Capítulo 7}} = \frac{I_{\text{CGI B,C}}}{I_{\text{CGI A}}} = \frac{(Ra \times VB_{B\text{max}} \times RMS_{\text{Corrente}})}{(Ra \times VB_{B\text{max}} \times RMS_{\text{Corrente}})} \quad 9.5$$

$$I_{\text{Capítulo 8}} = \frac{I_{\text{CGI B,C}}}{I_{\text{CGI A}}} = \frac{(Ra_{\text{Inicial}} \times Ra_{\text{médio}} \times RMS_{\text{Corrente}}) / \text{Distância Usinada}}{(Ra_{\text{Inicial}} \times Ra_{\text{médio}} \times RMS_{\text{Corrente}}) / \text{Distância Usinada}} \quad 9.6$$

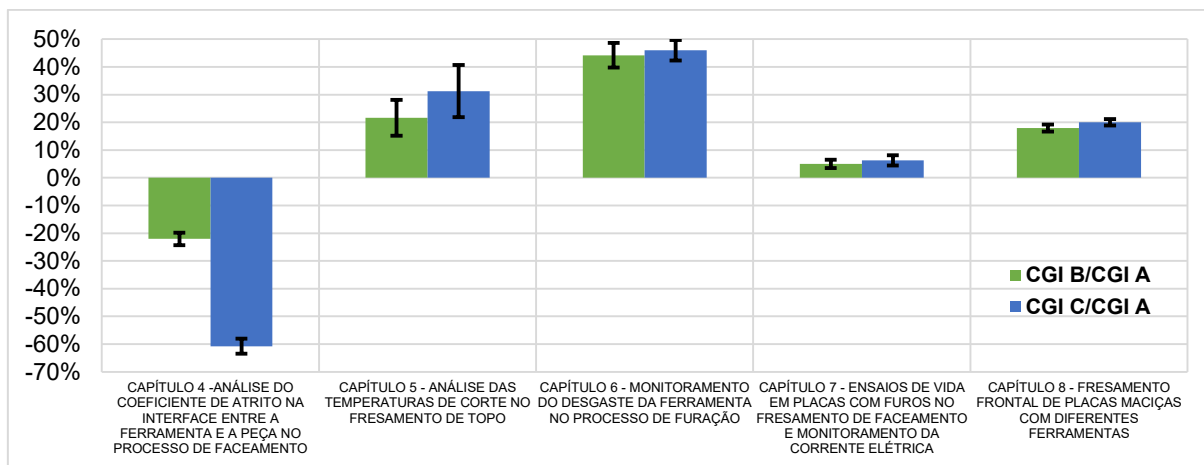


Figura 9.1 – Indicadores de comparação para os materiais avaliados em relação a cada capítulo.

A análise da Figura 9.1 permite concluir que, em relação aos valores de coeficiente de atrito para todos os ensaios avaliados obtidos no Capítulo 4, o CGI B e o CGI C apresentaram, respectivamente, um desempenho aproximadamente 20% e 60% superior ao CGI A. Este fato faz com que, do ponto de vista tribológico, o CGI C possa ser indicado como melhor material para fabricação dos componentes automotivos, uma vez que menores perdas por atrito resultam em maior eficiência média global dos veículos (HOLMBERG; ANDERSSON; ERDEMIR, 2012). Em relação à usinabilidade do material, os resultados dos Capítulos 5, 6, 7 e 8 indicam que não houve diferenças estatísticas significativas na usinabilidade CGIs B e C, porém a usinabilidade de ambos se apresentou como inferior à do CGI A. Este fato pode ser explicado com base nas propriedades mecânicas superiores dos CGIs B e C, indicadas na Figura 3.4 cuja influência foi discutida durante toda esta tese. Com base na análise destes indicadores, sugere-se a utilização do CGI A para aplicações nas quais o custo da usinagem seja um fator preponderante para o sucesso do produto, e o CGI C em aplicações em que um maior custo de produção é justificado por melhor desempenho tribológico no produto gerado.

9.2 Trabalhos Futuros

Como continuação deste trabalho, sugere-se:

- Investigar o efeito de diferentes níveis de interrupção de corte na superfície da peça na formação de trincas térmicas no fresamento;
- Verificar se existe influência na Skewness e Kurtosis do sinal de corrente elétrica para diferentes parâmetros de usinagem;
- Testar diferentes tipos de óleos meio lubrificador-refrigerantes aplicados por MQL e, se possível, desenvolver um meio lubrificador-refrigerante específico para os ferros fundidos vermiculares de alta resistência;
- Investigar o fresamento desses materiais e similares, com ferramentas de corte diferentes das utilizadas neste trabalho, como cerâmicas e CBN/PCBN.

- Estudar a usinabilidade desses mesmos materiais em outros processos de usinagem, comuns na fabricação de blocos de motores, como o mandrilamento, o alargamento e o roscamento.
- Utilizar um planejamento de experimentos mais robusto, que permita desenvolver modelos confiáveis para otimizar as condições de corte para a usinagem de cada um desses materiais, ou modelos mais completos que levem em consideração também as propriedades dos materiais. As técnicas de *Machine Learning* – ML, como redes neurais artificiais, Tagushi, entre outras, são também sugeridas para predizer o comportamento da usinagem desses materiais.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABELE, E.; SAHM, A.; SCHULZ, H. Wear Mechanism when Machining Compacted Graphite Iron. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 51, n. 1, p. 53-56, 2002/01/01 2002. ISSN 0007-8506.
- AKMAL, M.; LAYEGH, K. E.; LAZOGLU, I.; AKGÜN, A.; YAVAŞ, Ç. Friction Coefficients on Surface Finish of AlTiN Coated Tools in the Milling of Ti6Al4V. **Procedia CIRP**, v. 58, p. 596-600, 2017. ISSN 2212-8271.
- ANGUS, H. T. **Cast Iron: Physical and Engineering Properties**. Elsevier Science, 2013. p. ISBN 9781483101958.
- ARRAZOLA, P. J.; UGARTE, D.; DOMÍNGUEZ, X. A new approach for the friction identification during machining through the use of finite element modeling. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 48, n. 2, p. 173-183, 2008/02/01/ 2008. ISSN 0890-6955.
- ASTM. **Standard Specification for Compacted Graphite Iron Castings**. ASTM A842 - 11a 2015.
- BAILEY, J. A. Friction in metal machining—Mechanical aspects. **Wear**, v. 31, n. 2, p. 243-275, 1975/02/01/ 1975. ISSN 0043-1648.
- BEN ABDELALI, H.; CLAUDIN, C.; RECH, J.; BEN SALEM, W.; KAPSA, P.; DOGUI, A. Experimental characterization of friction coefficient at the tool–chip–workpiece interface during dry cutting of AISI 1045. **Wear**, v. 286-287, p. 108-115, 2012/05/15/ 2012. ISSN 0043-1648.
- BERGLUND, A. **Criteria for Machinability Evaluation of Compacted Graphite Iron Materials - Design and Production Planning Perspective on Cylinder Block Manufacturing**. 2011. f. PhD -, KTH Royal Institute of Technology.
- BHATTACHARYYA, P.; SENGUPTA, D.; MUKHOPADHYAY, S.; CHATTOPADHYAY, A. B. On-line tool condition monitoring in face milling using current and power signals. **International Journal of Production Research**, v. 46, n. 4, p. 1187-1201, 2008/02/15 2008. ISSN 0020-7543.
- BIELOMATIK. Minimal Quantity Lubrication (MQL) Systems in Metal Cutting. 2020.
- BLASER. **Vascomill MMS FA 2**. BLASER 2020.
- BROCAIL, J.; WATREMEZ, M.; DUBAR, L. Identification of a friction model for modelling of orthogonal cutting. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 50, n. 9, p. 807-814, 2010/09/01/ 2010. ISSN 0890-6955.
- CABANETTES, F.; ROLLAND, J.; DUMONT, F.; RECH, J.; DIMKOVSKI, Z. Influence of Minimum Quantity Lubrication on Friction Characterizing Tool–Aluminum Alloy Contact. **Journal of Tribology**, v. 138, n. 2, p. 021107, 2016. ISSN 0742-4787.
- CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Materials Science and Engineering: An Introduction, 8th Edition**. Wiley, 2009. p. ISBN 9780470941669.
- CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, Principais tipos**. Associação Brasileira de Metais, 2002a. p. ISBN 9788586778483.
- CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica, V.3: Materiais De Construção Mecânica**. MAKRON, 2002b. p. ISBN 9780074500910.
- COHEN, P. H.; VOIGT, R. C.; MARWANGA, R. O. **Influence of Graphite Morphology and Matrix Structure on Chip Formation During Machining of Ductile Irons**. AFS Casting Congress. Pittsburg-USA: American Foundrymen's Society 2000.

D'ORAZIO, A.; EL MEHTEDI, M.; FORCELESE, A.; NARDINOCCHI, A.; SIMONCINI, M. Tool wear and hole quality in drilling of CFRP/AA7075 stacks with DLC and nanocomposite TiAlN coated tools. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 30, p. 582-592, 2017/12/01/ 2017. ISSN 1526-6125.

DA SILVA, A. E. **Furação de Ferros Fundidos de Alta Resistência Aplicados em Cabeçotes de Motores**. 2016. f. Mestrado - Universidade Federal de Uberlândia.

DA SILVA, L. C.; DA MOTA, P. R.; DA SILVA, M. B.; SALES, W. F.; MACHADO, Á. R.; JACKSON, M. J. Burr height minimization using the response surface methodology in milling of PH 13-8 Mo stainless steel. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 87, n. 9, p. 3485-3496, 2016/12/01 2016. ISSN 1433-3015.

DA SILVA, L. R. R.; COSTA, H. L. Maskless electrochemical texturing of automotive cylinders. **Materials Performance and Characterization**, v. 6, n. 2, p. 96-111, 2017. ISSN 21653992 (ISSN).

DA SILVA, L. R. R.; FILHO, A. F.; COSTA, E. S.; MARCUCCI PICO, D. F.; SALES, W. F.; GUESSER, W. L.; MACHADO, A. R. Cutting Temperatures in End Milling of Compacted Graphite Irons. In: WANG, L., 46th SME North American Manufacturing Research Conference, NAMRC 2018, 2018a. **Conference Paper** Elsevier B.V. p.474-484.

DA SILVA, L. R. R.; FILHO, A. F.; COSTA, E. S.; MARCUCCI PICO, D. F.; SALES, W. F.; GUESSER, W. L.; MACHADO, A. R. Cutting Temperatures in End Milling of Compacted Graphite Irons. **Procedia Manufacturing**, v. 26, p. 474-484, 2018/01/01/ 2018b. ISSN 2351-9789.

DA SILVA, L. R. R.; OKADA, K. F. Á.; DE CARVALHO, G. M.; COSTA, E. S.; MACHADO, Á. R. COBEM-2017-5609 VALIDATION OF A POWER MEASUREMENT SYSTEM IN THE MILLING PROCESS USING HALL SENSORS. 2017.

DA SILVA, L. R. R.; RUZZI, R. S.; TELES, V. C.; SALES, W. F.; GUESSER, W. L.; MACHADO, A. R. Analysis of the coefficient of friction at the workpiece-tool interface in milling of high strength compacted graphite cast irons. **Wear**, 2019.

DA SILVA, R. B.; LIMA, M. L. S.; PEREIRA, M. F.; ABRÃO, B. S.; DA SILVA, L. R. R.; BIANCHI, E. C.; MACHADO, A. R. A surface and sub-surface quality evaluation of three cast iron grades after grinding under various cutting conditions. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 99, n. 5-8, p. 1839-1852, 2018c. ISSN 02683768 (ISSN).

DAVIS, S. J.; CALDEIRA, K.; MATTHEWS, H. D. Future CO2 emissions and climate change from existing energy infrastructure. **Science**, v. 329, n. 5997, p. 1330-1333, 2010. ISSN 0036-8075.

DAWSON, S. **Compacted Graphite Iron: Mechanical and Physical Properties for Engine Design**. Werkstoff und Automobylantrieb. Dresden, Alemanha 1999a.

DAWSON, S. Compacted graphite iron: mechanical and physical properties for engine design. **Vdi Berichte**, v. 1472, p. 85-106, 1999b. ISSN 0083-5560.

DAWSON, S. Compacted Graphite Iron – A Material Solution for Modern Diesel Engine Cylinder Blocks and Heads. 68 World Foundry Congress, 2008. Chennai, India. p.93-99.

DAWSON, S.; HANG, F. Compacted graphite iron-a material solution for modern diesel engine cylinder blocks and heads. **China foundry**, v. 6, n. 3, p. 241-246, 2009.

DAWSON, S.; HOLLINGER, I.; ROBBINS, M.; DAETH, J.; REUTER, U.; SCHULZ, H. **The effect of metallurgical variables on the machinability of compacted graphite iron**. SAE Technical Paper. 2001. (0148-7191)

DAWSON, S.; INDRA, F. Compacted graphite iron-A new material for highly stressed cylinder blocks and cylinder heads. **FORTSCHRITT BERICHT-VDI REIHE 12 VERKEHRSTECHNIK FAHRZEUGTECHNIK**, v. 639, n. 2, p. 181, 2007. ISSN 0178-9449.

DAWSON, S.; SCHROEDER, T. Compacted graphite iron: a viable alternative. **Engineering Casting Solutions AFS**, 2000a.

DAWSON, S.; SCHROEDER, T. Compacted Graphite Iron: A Viable Alternative. **Engineered Casting Solutions**, v. AFS Translation, 2000b.

DAWSON, S.; SCHROEDER, T. Practical applications for compacted graphite iron. **AFS transactions**, v. 47, n. 5, p. 1-9, 2004.

DHAR, N. R.; AHMED, M. T.; ISLAM, S. An experimental investigation on effect of minimum quantity lubrication in machining AISI 1040 steel. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, n. 47, p. 748–753, 2007.

DIMLA, D. E. Sensor signals for tool-wear monitoring in metal cutting operations—a review of methods. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 40, n. 8, p. 1073-1098, 2000/06/01/ 2000. ISSN 0890-6955.

DO VALE, J. L.; CORTZ, M.; BERTOLINI, V. M. S.; DA SILVA, C. H.; PINTAUDE, G. Comparison of scratch resistance of lamellar and compacted graphite irons used in cylinder liners. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 39, n. 10, p. 3981-3988, 2017/10/01 2017. ISSN 1806-3691.

DOUKAS, C.; STAVROPOULOS, P.; PAPACHARALAMPOPOULOS, A.; FOTEINOPOULOS, P.; VASILIADES, E.; CHRYSOLOURIS, G. On the Estimation of Tool-wear for Milling Operations based on Multi- Sensorial Data. **Procedia CIRP**, v. 8, p. 415-420, 2013/01/01/ 2013. ISSN 2212-8271.

DUTRA, R. M. A. Controle e validação de um microtribômetro instrumentado para observar a evolução da marca de desgaste via microscopia óptica. 2017.

EGANA, A.; RECH, J.; ARRAZOLA, P. Characterization of friction and heat partition coefficients during machining of a TiAl6V4 titanium alloy and a cemented carbide. **Tribology Transactions**, v. 55, n. 5, p. 665-676, 2012. ISSN 1040-2004.

EL-HOFY, H. A. G. **Fundamentals of Machining Processes: Conventional and Nonconventional Processes, Second Edition**. Taylor & Francis, 2013. p. ISBN 9781466577022.

ESTES, J.; SCHNEIDEWIND, R. High strength cast iron produced by injection methods. **Trans of AFS**, v. 103, n. 12, p. 275, 1955.

EVANS, E.; DAWSON, J.; LALICH, M. Compacted graphite cast irons and their production by a single alloy addition. **AFS Transactions**, v. 84, p. 215-220, 1976.

EVANS, R.; HOOGENDOORN, F.; PLATT, E. **Lubrication & Machining Of Compacted Graphite Iron**: Quaker Chemical Corporation 2013.

FERRARESI, D. **Usinagem dos metais**. Editôra Edgard Blücher, 1970. p.

FLIR. Use low-cost materials to increase target emissivity. 2015.

FRANCO, L. A.; SINATORA, A. Material removal factor (fab): A critical assessment of its role in theoretical and practical approaches to abrasive wear of ductile materials. **Wear**, v. 382-383, p. 51-61, 2017/07/15/ 2017. ISSN 0043-1648.

GHADERI, A. R.; NILI AHMADABADI, M.; GHASEMI, H. M. Effect of graphite morphologies on the tribological behavior of austempered cast iron. **Wear**, v. 255, n. 1–6, p. 410-416, 8// 2003. ISSN 0043-1648.

GHASEMI, R.; ELMQUIST, L. Cast iron and the self-lubricating behaviour of graphite under abrasive wear conditions. 2014. ISSN 9874583304.

GOODRICH, G. M. **Iron Castings Engineering Handbook**. American Foundry Society, 2004. p. ISBN 9780874332605.

GRENMYR, G.; BERGLUND, A.; KAMINSKI, J.; NICOLESCU, C. **Analysis of Tool Wear in CGI Machining**. 2008. p.

GRZESIK, W. The influence of thin hard coatings on frictional behaviour in the orthogonal cutting process. **Tribology International**, v. 33, n. 2, p. 131-140, 2000/02/01/ 2000. ISSN 0301-679X.

GRZESIK, W.; KOWALCZYK, D.; ŻAK, K. A new mechanistic friction model for the oblique cutting with tool wear effect. **Tribology International**, v. 66, p. 49-53, 2013/10/01/ 2013. ISSN 0301-679X.

GRZESIK, W.; ŻAK, K. Friction quantification in the oblique cutting with CBN chamfered tools. **Wear**, v. 304, n. 1, p. 36-42, 2013/07/15/ 2013. ISSN 0043-1648.

GUESSER, W. L. Ferro Fundido com Grafita Compacta. **Metalurgia e Materiais**, p. 403-405, Junho 2002.

GUESSER, W. L. **Propriedades mecânicas dos ferros fundidos**. Blucher, 2009. p. ISBN 9788521205012.

GUESSER, W. L.; DURAN, P.; KRAUSE, W. Compacted graphite iron for diesel engine cylinder blocks. **Congrès Le diesel: aujourd'hui et demain Ecole centrale**, p. 12-13, 2004a.

GUESSER, W. L.; DURAN, P. V.; KRAUSE, W. Compacted graphite iron for diesel engine cylinder blocks. **Congrès Le diesel: aujourd'hui et demain Ecole centrale**, p. 12-13, 2004b.

GUESSER, W. L.; GUEDES, L. C. Desenvolvimentos recentes em ferros fundidos aplicados à indústria automobilística. **IX Simpósio de Engenharia Automotiva, AEA, São Paulo**, 1997.

GUESSER, W. L.; PEREIRA, F. S.; BOEHS, L. Surface changes during turning of grey cast iron. **International Journal of Machining and Machinability of Materials**, v. 18, n. 3, p. 313-324, 2016. ISSN 1748-5711.

GUESSER, W. L. G., L. C. **Desenvolvimentos Recentes Em Ferros Fundidos Aplicados À Indústria Automobilística**. Seminário da Associação de Engenharia Automotiva - AEA. São Paulo 1997.

HADAD, M.; SADEGHI, B. Minimum Quantity lubrication – MQL turning of AISI 4140 steel alloy. **Journal of Cleaner Production**, n. 54, p. 332-343, 2013.

HEGAB, H. A.; DARRAS, B.; KISHAWY, H. A. Towards sustainability assessment of machining processes. **Journal of Cleaner Production**, v. 170, p. 694-703, 2018/01/01/ 2018. ISSN 0959-6526.

HEIGEL, J. C.; WHITENTON, E.; LANE, B.; DONMEZ, M. A.; MADHAVAN, V.; MOSCOSO-KINGSLEY, W. Infrared measurement of the temperature at the tool–chip interface while machining Ti–6Al–4V. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 243, p. 123-130, 2017. ISSN 0924-0136.

HOLMBERG, K.; ANDERSSON, P.; ERDEMIR, A. Global energy consumption due to friction in passenger cars. **Tribology International**, v. 47, p. 221-234, 2012/03/01/ 2012. ISSN 0301-679X.

HUTCHINGS, I.; SHIPWAY, P. **Tribology: friction and wear of engineering materials**. Butterworth-Heinemann, 2017. p. ISBN 0081009518.

ISO-945. **Microstructure of cast irons – Part 2: Graphite classification by image analysis** 2011.

ISO-16112. **Compacted (vermicular) graphite cast irons — Classification** 2017.

ITOIGAWA, F.; TAKEUCHI, D.; NAKAMURA, T.; CHILDS, T. Experimental study on lubrication mechanism in MQL intermittent cutting process. **Machining Science and Technology**, v. 11, n. 3, p. 355-365, 2007. ISSN 1091-0344.

JUNIOR, E. M.; GUESSER, W. L. **Avaliação Da Usinabilidade Do Ferro Fundido Vermicular Através De Ensaio De Furação**. 6º CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO. Caxias do Sul, RS, Brasil 2011.

KARABEKTAS, M. The effects of turbocharger on the performance and exhaust emissions of a diesel engine fuelled with biodiesel. **Renewable Energy**, v. 34, n. 4, p. 989-993, 2009. ISSN 0960-1481.

KIM, K.; YOON, M. J. Characterisation of friction behaviour of flake, spheroidal, and compacted vermicular graphite cast irons. **International Journal of Surface Science and Engineering**, v. 9, n. 1, p. 1-12, 2015. ISSN 1749-785X.

KIM, S.; COCKCROFT, S.; OMRAN, A.; HWANG, H. Mechanical, wear and heat exposure properties of compacted graphite cast iron at elevated temperatures. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 487, n. 1, p. 253-257, 2009a. ISSN 0925-8388.

KIM, S.; COCKCROFT, S. L.; OMRAN, A. M.; HWANG, H. Mechanical, wear and heat exposure properties of compacted graphite cast iron at elevated temperatures. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 487, n. 1-2, p. 253-257, 11/13/ 2009b. ISSN 0925-8388.

KUMAR, N.; KUMAR, P. Influence of machining parameters on surface roughness and dry friction. **Engineering Solid Mechanics**, v. 4, n. 3, p. 109-116, 2016.

KUS, A.; ISIK, Y.; CAKIR, M. C.; COŞKUN, S.; ÖZDEMİR, K. Thermocouple and infrared sensor-based measurement of temperature distribution in metal cutting. **Sensors**, v. 15, n. 1, p. 1274-1291, 2015.

KUZU, A. T.; WU, W.; STEPHENSON, D. A.; BAKKAL, M.; HONG, J.; SHIH, A. J. High-throughput Dry and Minimum Quantity Lubrication Drilling of Compacted Graphite Iron. **Procedia CIRP**, v. 46, p. 87-90, 2016/01/01/ 2016. ISSN 2212-8271.

LAURO, C.; BRANDÃO, L.; RIBEIRO FILHO, S. L. **Monitoring the temperature of the milling process using infrared camera**. 2013. 1112-1120 p.

LECOINTE, B.; MONNIER, G. **Downsizing a gasoline engine using turbocharging with direct injection**. SAE Technical Paper. 2003. (0148-7191)

LEE, K.-J.; LEE, T.-M.; YANG, M.-Y. Tool wear monitoring system for CNC end milling using a hybrid approach to cutting force regulation. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 32, n. 1-2, p. 8-17, 2007. ISSN 0268-3768.

LIM, C.-H.; GOO, B.-C. Development of compacted vermicular graphite cast iron for railway brake discs. **Metals and Materials International**, v. 17, n. 2, p. 199-205, 2011. ISSN 1598-9623.

MACHADO, A. R.; ABRAO, A. M.; COELHO, R. T.; DA SILVA, M. B. **Teoria Da Usinagem Dos Materiais**. EDGARD BLUCHER, 2015a. p. ISBN 9788521204527.

MACHADO, A. R.; COELHO, R. T.; ABRÃO, A. M.; DA SILVA, M. B. **Teoria da Usinagem dos Materiais**. São Paulo, SP: 2015b. p.

MARTINEZ, I.; TANAKA, R.; YAMANE, Y.; YAMADA, K.; SEKIYA, K.; FURUYA, S.; ISHIHARA, T. Machinability of spheroidal graphite cast irons with different properties in structure and strength. **Journal of the Japan Society for Abrasive Technology**, v. 61, n. 3, p. 139-144, 2017.

MATSUSHITA, T.; GHASSEMALI, E.; SARO, A. G.; ELMQUIST, L.; JARFORS, A. E. On thermal expansion and density of CGI and SGI cast irons. **Metals**, v. 5, n. 2, p. 1000-1019, 2015.

MELKOTE, S. N.; GRZESIK, W.; OUTEIRO, J.; RECH, J.; SCHULZE, V.; ATTIA, H.; ARRAZOLA, P.-J.; M'SAOUBI, R.; SALDANA, C. Advances in material and friction data for modelling of metal machining. **CIRP Annals**, v. 66, n. 2, p. 731-754, 2017/01/01/ 2017. ISSN 0007-8506.

MENG, Y.; YANG, Y.; CHUNG, H.; LEE, P.-H.; SHAO, C. Enhancing Sustainability and Energy Efficiency in Smart Factories: A Review. **Sustainability**, v. 10, n. 12, p. 4779, 2018.

MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Mechanical Behavior of Materials**. Cambridge University Press, 2008. p. ISBN 9781107394186.

MOCELLIN, F.; MELLERAS, E.; GUESSER, W. L.; BOEHS, L. Study of the machinability of compacted graphite iron for drilling process. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 26, p. 22-27, 2004. ISSN 1678-5878.

MOLINARI, A.; CHERIGUENE, R.; MIGUELEZ, H. Numerical and analytical modeling of orthogonal cutting: The link between local variables and global contact characteristics. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 53, n. 3, p. 183-206, 2011/03/01/ 2011. ISSN 0020-7403.

MOORE, A.; TEGART, W. M. Relation between friction and hardness. **Proc. R. Soc. Lond. A**, v. 212, n. 1111, p. 452-458, 1952. ISSN 0080-4630.

MUKHOPADHYAY, C. K.; JAYAKUMAR, T.; RAJ, B.; VENUGOPAL, S. Statistical analysis of acoustic emission signals generated during turning of a metal matrix composite. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 34, p. 145-154, 2012. ISSN 1678-5878.

MUQEEM, M.; AHMAD, M.; SHERWANI, A. F. Turbocharging of Diesel Engine for Improving Performance and Exhaust Emissions: A Review. **IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering**, v. 12, n. 4, p. 22-29, 2015. ISSN 2320-334X.

MURTHY, V.; SESHAN, S. Vermicular graphite cast iron—current state of the art. **Sadhana**, v. 8, n. 4, p. 361-372, 1985. ISSN 0256-2499.

MYAGKOV, L. L.; MAHKAMOV, K.; CHAINOV, N. D.; MAKHKAMOVA, I. 11 - Advanced and conventional internal combustion engine materials. In: FOLKSON, R. (Ed.). **Alternative Fuels and Advanced Vehicle Technologies for Improved Environmental Performance**: Woodhead Publishing, 2014. p.370-408e. ISBN 978-0-85709-522-0.

NAISSON, P.; JOEL, R.; PARIS, H. Characterization of friction properties during machining of various stainless steels. **engineering transactions**, v. 61, n. 4, p. 239–248, 2013. ISSN 2450-8071.

NAVES, V. T. G. **Estudo Da Usinabilidade Dos Ferros Fundidos Cinzentos Ligados (CrCuSn e CrCuSnMo) E Vermicular Classe 350 No fresamento frontal em alta velocidade de corte**. 2009. 145 f. Mestrado - Universidade Federal de Uberlândia.

NAYYAR, V.; GRENNYR, G.; KAMINSKI, J.; NYBORG, L. Machinability of compacted graphite iron (CGI) and flake graphite iron (FGI) with coated carbide. **International Journal of Machining and Machinability of Materials**, v. 13, n. 1, p. 67-90, 2013.

NAYYAR, V.; KAMINSKI, J.; KINNANDER, A.; NYBORG, L. An Experimental Investigation of Machinability of Graphitic Cast Iron Grades; Flake, Compacted and Spheroidal Graphite Iron in Continuous Machining Operations. **Procedia CIRP**, v. 1, p. 488-493, 2012/01/01 2012. ISSN 2212-8271.

OLSSON, M.; SÖDERBERG, S.; JACOBSON, S.; HOGMARK, S. Simulation of cutting tool wear by a modified pin-on-disc test. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 29, n. 3, p. 377-390, 1989. ISSN 0890-6955.

ÖZEL, T. The influence of friction models on finite element simulations of machining. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 46, n. 5, p. 518-530, 2006/04/01/ 2006. ISSN 0890-6955.

OZLU, E.; BUDAK, E.; MOLINARI, A. Analytical and experimental investigation of rake contact and friction behavior in metal cutting. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 49, n. 11, p. 865-875, 2009/09/01/ 2009. ISSN 0890-6955.

PEREIRA, A. A.; BOEHS, L.; GUESSER, W. L. **O Efeito Das Características Das Inclusões De Sulfeto De Manganês Na Usinabilidade** 15º POSMEC. Uberlândia, MG 2005.

PETITJEAN, D.; BERNARDINI, L.; MIDDLEMASS, C.; SHAHED, S. **Advanced gasoline engine turbocharging technology for fuel economy improvements**. SAE Technical Paper. 2004. (0148-7191)

PIERCE, D.; HAYNES, A.; HUGHES, J.; GRAVES, R.; MAZIASZ, P.; MURALIDHARAN, G.; SHYAM, A.; WANG, B.; ENGLAND, R.; DANIEL, C. High temperature materials for heavy duty diesel engines: Historical and future trends. **Progress in Materials Science**, v. 103, p. 109-179, 2019/06/01/ 2019. ISSN 0079-6425.

PIRGAZI, H.; GHODRAT, S.; KESTENS, L. A. I. Three-dimensional EBSD characterization of thermo-mechanical fatigue crack morphology in compacted graphite iron. **Materials Characterization**, v. 90, p. 13-20, 4// 2014. ISSN 1044-5803.

PULKRABEK, W. W. **Engineering fundamentals of the internal combustion engine**. Pearson Prentice Hall, 2004. p. ISBN 9780131405707.

PULS, H.; KLOCKE, F.; LUNG, D. Experimental investigation on friction under metal cutting conditions. **Wear**, v. 310, n. 1, p. 63-71, 2014/02/15/ 2014. ISSN 0043-1648.

RAD, J. S.; HOSSEINI, E.; ZHANG, Y.; CHEN, C. Online tool wear monitoring and estimation using power signals and S-transform. 2013 Conference on Control and Fault-Tolerant Systems (SysTol), 2013. IEEE. p.234-238.

RAHIM, E.; TALIB, N.; SANI, A.; SAHAB, A.; SYAHRULLAIL, S.; MOHID, Z. Tribological evaluation on various formulation of modified rbd palm olein as sustainable metalworking fluids for machining process. Materials Science Forum, 2017. Trans Tech Publ. p.13-17.

RECH, J.; ARRAZOLA, P. J.; CLAUDIN, C.; COURBON, C.; PUSAVEC, F.; KOPAC, J. Characterisation of friction and heat partition coefficients at the tool-work material interface in cutting. **CIRP Annals**, v. 62, n. 1, p. 79-82, 2013/01/01/ 2013. ISSN 0007-8506.

RECH, J.; CLAUDIN, C.; GRZESIK, W.; ZALISZ, Z. Characterization of the friction properties of various coatings at the tool—chip—workpiece interfaces in dry machining of AISI 4140 steel. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology**, v. 222, n. 4, p. 617-627, 2008. ISSN 1350-6501.

REDDY, S. S. K.; PANDURANGADU, D. V.; HUSSAIN, S. A. Effect of Turbo charging On Volumetric Efficiency in an Insulated Di Diesel Engine For Improved Performance. **International Journal of Modern Engineering Research (IJMER)**, v. 3, n. 2, p. 674-677, 2013. ISSN 2249-6645.

REID, J. V.; SCHEY, J. A. The effect of surface hardness on friction. **Wear**, v. 118, n. 1, p. 113-125, 1987/07/15/ 1987. ISSN 0043-1648.

REUTER, U.; SCHULZ, H.; KONETSCHNY, C.; GASTEL, M.; MCDONALD, M. **Wear Mechanisms in High-Speed Machining of Compacted Graphite Iron**. CGI Design and Machining Workshop. Darmstadt: 1-10 p. 1999.

ROSA, S. D. N.; DINIZ, A. E.; ANDRADE, C. L. F.; GUESSER, W. L. Analysis of tool wear, surface roughness and cutting power in the turning process of compact graphite irons with different titanium content. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 32, p. 234-240, 2010. ISSN 1678-5878.

SADIK, I. **The Influence of Titanium Content on the Tool Performance in High Speed Milling of Compacted Graphite Iron**. Sixth International Conference on High Speed Machining 2007a.

SADIK, I. The interaction between cutting data and tool performance for different cutting tool material in milling of compacted graphite iron. Sixth International Conference on High Speed Machining, 2007b.

SANTOS, S. C. Furação de ferro fundido cinzento com brocas de metal duro integral. **Uberlândia: UFU**, 1999.

SCHULZ, H.; REUTER, U. **CGI Machinability and developments towards production** 1999.

SCHULZE, V.; MICHNA, J.; SCHNEIDER, J.; GUMBSCH, P. Modelling of cutting induced surface phase transformations considering friction effects. **Procedia Engineering**, v. 19, p. 331-336, 2011/01/01/ 2011. ISSN 1877-7058.

SERGEANT, G. F. Effect of small variations in composition on the structure of thin-section compacted graphite iron castings. **BCIRA Journal**, n. Report 1369, p. 153-159, 1980.

SHACKELFORD, J. F.; ALEXANDER, W. **CRC Materials Science and Engineering Handbook, Third Edition**. Taylor & Francis, 2001. p. ISBN 9780849326967.

SHAO, S.; DAWSON, S.; LAMPIC, M. The mechanical and physical properties of compacted graphite iron. **Materialwissenschaft und Werkstofftechnik**, v. 29, n. 8, p. 397-411, 1998. ISSN 0933-5137.

SHAW, M. C. **Metal Cutting Principles**. Clarendon Press, 1984. p. ISBN 9780198590026.

SHAW, M. C.; COOKSON, J. **Metal cutting principles**. Oxford university press New York, 2005. p.

SIMEONE, A.; WOOLLEY, E.; LUO, Y.; WILLIAMS, O.; RAHIMIFARD, S. Infrared monitoring of aluminium milling processes for reduction of environmental impacts. 2017. ISSN 2319-183X.

SINTERCAST. **SinterCast Nodularity Rating Chart**. SinterCast. 1997

SKVARENINA, S.; SHIN, Y. C. Laser-assisted machining of compacted graphite iron. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 46, n. 1, p. 7-17, 2006. ISSN 08906955.

SLATTER, T.; LEWIS, R.; JONES, A. The influence of induction hardening on the impact wear resistance of compacted graphite iron (CGI). **Wear**, v. 270, n. 3, p. 302-311, 2011a. ISSN 0043-1648.

SLATTER, T.; LEWIS, R.; JONES, A. H. The influence of induction hardening on the impact wear resistance of compacted graphite iron (CGI). **Wear**, v. 270, n. 3-4, p. 302-311, 1/12/ 2011b. ISSN 0043-1648.

SMALLMAN, R. E.; BISHOP, R. J. **Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering**. Elsevier Science, 1999. p. ISBN 9780080511993.

SMOLENICKI, D.; BOOS, J.; KUSTER, F.; ROELOFS, H.; WYEN, C. F. In-process measurement of friction coefficient in orthogonal cutting. **CIRP Annals**, v. 63, n. 1, p. 97-100, 2014/01/01/ 2014. ISSN 0007-8506.

SOUTO, U. B.; SALES, W. F.; SANTOS, S. C.; PALMA, E. S.; GUESSER, W.; BAUMER, I. Torneamento de discos de freio: Avaliação da topografia da superfície e do fenômeno Open Grain. 2002. SAE Congress, São Paulo.

STALBAUM, T. P. **High Speed Turning Of Compacted Graphite Iron (cgi) Using Controlled Modulation**. 2013. f. - Purdue University, West Lafayette, Indiana.

STAVROPOULOS, P.; PAPACHARALAMPOPOULOS, A.; VASILADIS, E.; CHRYSSOLOURIS, G. Tool wear predictability estimation in milling based on multi-sensorial data. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 82, n. 1, p. 509-521, January 01 2016. ISSN 1433-3015.

SU, R.; HUANG, C.; ZOU, B.; LIU, G.; LIU, Z.; LIU, Y.; LI, C. Study on cutting burr and tool failure during high-speed milling of compacted graphite iron by the coated carbide tool. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 98, n. 1-4, p. 201-211, 2018. ISSN 0268-3768 1433-3015.

SUGISHITA, J.; FUJIYOSHI, S. The effect of cast iron graphites on friction and wear performance I: Graphite film formation on grey cast iron surfaces. **Wear**, v. 66, n. 2, p. 209-221, 1981a. ISSN 0043-1648.

SUGISHITA, J.; FUJIYOSHI, S. The effect of cast iron graphites on friction and wear performance: II: Variables influencing graphite film formation. **Wear**, v. 68, n. 1, p. 7-20, 1981/04/15/ 1981b. ISSN 0043-1648.

SULTAN, A. Z.; SHARIF, S.; KURNIAWAN, D. Effect of Machining Parameters on Tool Wear and Hole Quality of AISI 316L Stainless Steel in Conventional Drilling. **Procedia Manufacturing**, v. 2, p. 202-207, 2015/01/01/ 2015. ISSN 2351-9789.

TAI, B. L.; STEPHENSON, D. A.; FURNESS, R. J.; SHIH, A. J. Minimum Quantity Lubrication (MQL) in Automotive Powertrain Machining. **Procedia CIRP**, v. 14, p. 523-528, 2014/01/01/ 2014. ISSN 2212-8271.

TOOLSUNITED. Negative heptagonal XNHF0906ANN-D57 WKK25S. 2020a.

TOOLSUNITED. Negative heptagonal XNHF0906ANN-D57 WKP35G. 2020b.

TOOLSUNITED. Solid carbide drills with coolant-through DC150-03-10.000A1 WJ30RE. 2020c.

TOOLSUNITED. Solid carbide shoulder milling cutters H3022118-10. 2020d.

TOOLSUNITED. Tangential rhombic LNHU130608R-L55T WKK25S. 2020e.

TOOLSUNITED. Tangential rhombic LNHU130608R-L55T WKP35G. 2020f.

TOOPTONG, S.; PARK, K.-H.; LEE, S.-W.; KWON, P. Y. A Preliminary Machinability Study of Flake and Compacted Graphite Irons with Multilayer Coated and Uncoated Carbide Inserts. **Procedia Manufacturing**, v. 5, p. 644-657, 2016/01/01/ 2016. ISSN 2351-9789.

TRENT, E. M. **Metal Cutting: Fourth Edition**. Elsevier Science, 2010. p. ISBN 9781483292014.

TRENT, E. M.; WRIGHT, P. K. **Metal Cutting**. Elsevier Science, 2013. p. ISBN 9781483165530.

TURNER, J.; POPPLEWELL, A.; PATEL, R.; JOHNSON, T.; DARNTON, N.; RICHARDSON, S.; BREDDA, S.; TUDOR, R.; BITHELL, R.; JACKSON, R. Ultra boost for economy: extending the limits of extreme engine downsizing. **SAE International Journal of Engines**, v. 7, n. 1, p. 387-417, 2014. ISSN 1946-3936.

VALE, J. L. D.; GUESSER, W. L.; SILVA, C. H. D.; PINTAÚDE, G. **Evaluation of friction coefficient of lamellar and compacted graphite irons in lubricated ring-on-cylinder system**. Congresso 2018 SAE BRASIL. Rodovia dos imigrantes, km 1.5, São Paulo Expo - SP: SAE BRASIL 2018.

VAN VLACK, L. H. **Principios de ciencia dos materiais**. Editora Edgard Blucher, 1970. p. ISBN 9788521201212.

VANDER VOORT, G. F. **Metallography, principles and practice**. ASM International, 1999. p. ISBN 1615032363.

VÁŠKO, A. Evaluation of Shape of Graphite Particles in Cast Irons by a Shape Factor. **Materials Today: Proceedings**, v. 3, n. 4, p. 1199-1204, 2016/01/01 2016. ISSN 2214-7853.

VIANA, R.; DE LIMA, M. S. F.; SALES, W. F.; DA SILVA JR, W. M.; MACHADO, Á. R. Laser texturing of substrate of coated tools—Performance during machining and in adhesion tests. **Surface and Coatings Technology**, v. 276, p. 485-501, 2015a. ISSN 0257-8972.

VIANA, R.; FERNANDES DE LIMA, M. S.; FALCO SALES, W.; DA SILVA JUNIOR, W.; MACHADO, A. Laser texturing of substrate of coated tools — Performance during machining and in adhesion tests. **Surface and Coatings Technology**, v. 276, 06/01 2015b.

WALKER, T. The MQL handbook—a guide to machining with minimum quantity lubrication. **Unist, Grand Rapids, MI**, 2013.

WANG, B.; LIU, Z. Influences of tool structure, tool material and tool wear on machined surface integrity during turning and milling of titanium and nickel alloys: a review. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 98, n. 5, p. 1925-1975, September 01 2018. ISSN 1433-3015.

WARRICK, R. J.; ELLIS, G. G.; GRUPKE, C. C.; KHAMSEH, A. R.; MCLACHLAN, T. H.; GERKITS, C. **Development and application of enhanced compacted graphite iron for the bedplate of the new chrysler 4.7 liter V-8 engine**. SAE Technical Paper. 1999. (0148-7191)

WILLIAMS, J. A. Analytical models of scratch hardness. **Tribology International**, v. 29, n. 8, p. 675-694, 1996/12/01/ 1996. ISSN 0301-679X.

ZGÓRNIK, P.; GRDULSKA, A. Investigation of temperature distribution during milling process of AZ91HP magnesium alloys. **Mechanics and Mechanical Engineering**, v. 16, n. 1, p. 33-40, 2012. ISSN 1428-1511.

ZUM GAHR, K. H. **Microstructure and Wear of Materials**. Elsevier Science, 1987. p. ISBN 9780080875743.