

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS**  
**Escola de Engenharia**  
**Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Produção**

**NATÁLIA FERNANDA SANTOS PEREIRA**

**USINABILIDADE DO AÇO FUNDIDO ALTO CARBONO E ALTO SILÍCIO NA  
OPERAÇÃO DE TORNEAMENTO**

Belo Horizonte  
2023

NATÁLIA FERNANDA SANTOS PEREIRA

**USINABILIDADE DO AÇO FUNDIDO ALTO CARBONO E ALTO SILÍCIO NA  
OPERAÇÃO DE TORNEAMENTO**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Produção da Universidade Federal de Minas Gerais como requisito parcial à obtenção do título de Doutora em Engenharia de Produção.

Orientador: Prof. Dr. Juan Carlos Campos Rúbio

Coorientador: Prof. Dr. Denilson José do Carmo

Belo Horizonte  
2023

P436u                      Pereira, Natália Fernanda Santos.  
                                 Usinabilidade do aço fundido alto carbono e alto silício na operação  
de torneamento[recurso eletrônico] / Natália Fernanda Santos Pereira. -  
2023.  
                                 1 recurso online (204 f. : il., color.) : pdf.

                                 Orientador: Juan Carlos Campos Rubio.  
                                 Coorientador: Denilson José do Carmo.

                                 Tese (doutorado) - Universidade Federal de Minas Gerais,  
Escola de Engenharia.

                                 Anexos e apêndices: f. 187-204.

                                 Bibliografia: f. 173-186.  
                                 Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

                                 1. Engenharia de produção - Teses. 2. Aço fundido - Teses. 3.  
Torneamento - Teses. 4. Usinagem - Teses. 5. Aspereza de superfície -  
Teses. 6. Metais - Corte - Teses. I. Campos Rubio, Juan Carlos. II.  
Carmo, Denilson José do. III. Universidade Federal de Minas Gerais.  
Escola de Engenharia. IV. Título.

CDU: 658.5(043)



Escola de Engenharia  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Produção

### FOLHA DE APROVAÇÃO

Usinabilidade do aço fundido alto carbono e alto silício na operação de torneamento

NATÁLIA FERNANDA SANTOS PEREIRA

u . . . . . # . . . . . h . . . . . h 8 . . . . . -V8-V=° k@') - 'hk\ )y(i \ . . . . . h-oj y@° \h-k° #@V° O-

**Prof(a). Juan Carlos Campos Rubio**

y7U8

**Prof(a). Denilson José do Carmo**

o-V° @@

**Prof(a). Marcelo Araújo Câmara**

y7U8

**Prof(a). Geraldo Lúcio de Faria**

y7h

**Prof(a). Paulo Eustáquio de Faria**

y7U8

**Prof(a). Ricardo Augusto Gonçalves**

y7tKJ



Juan Carlos Campos Rubio Professor do Magistério Superior



Marcelo Araujo Camara Professor do Magistério Superior



Denilson José do Carmo Usuário Externo



Ricardo Augusto Gonçalves Usuário Externo



Geraldo Lúcio de Faria Usuário Externo



Paulo Eustaquio de Faria Professor do Magistério Superior



2696525

#k# DE86DCCC

Dedico esse trabalho à minha eterna mãe, Maria Dulce - *in memoriam*, por todo o incentivo aos estudos. Ao meu amado pai, Geraldino pelo exemplo de vida. As minhas queridas irmãs Naiara e Nara.

Às nossas famílias.

## AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus que ès fonte de vida e de graça, primeiramente pela minha vida, pela minha família e todos as pessoas que colocaste no meu caminho, muito delas aqui citadas.

À Universidade Federal de Minas Gerais, seu corpo docente e em especial ao meu orientador Prof. Dr. Juan Carlos Campos Rúbio, pela oportunidade de orientação no mestrado e doutorado, conselhos e apoio. Obrigada por todo o incentivo profissional no início de minha carreira acadêmica.

Ao Prof. Dr. Denilson José do Carmo pela disponibilidade, parceria, colaboração nas pesquisas do Laboratório de Usinagem e Automação da UFMG, conhecimentos transmitidos e por todas as ajudas. Gratidão!

Ao Prof. Dr. Marcelo Araújo Câmara, pelos ensinamentos, disponibilidade, incentivo, paciência, conselhos e apoio desde o Mestrado. Sou imensamente grata por todas as ajudas!

Ao Prof. Dr. Alexandre Mendes Abrão, pelos ensinamentos e pelas valiosas discussões técnicas.

Ao Prof. Dr. Manuel Houmard pela leitura da tese e ajudas relacionadas à parte metalúrgica.

Ao Prof. Dr. Alessandro Rodrigues Roger pelos conselhos, ensinamentos e discussões técnicas.

Ao Senai-Cetef de Itaúna-MG e funcionários, pela elaboração do aço fundido, realização do tratamento térmico de homogeneização, realização de ensaios e esclarecimento de dúvidas técnicas, cessão de laboratórios e equipamentos.

Ao Instituto Politécnico da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais - *Campus* Coração Eucarístico, na pessoa do Prof. Klauss Higor dos Santos Silva e da Edilene Braga Carvalho, por ter cedido o laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura. Ao Ítalo e André pela inúmeras ajudas na preparação de amostras.

Ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, na pessoa do Samuel Lima pela realização da análise de DRX e ao Prof. Witor Wolf e a Prof. Geralda Cristina Durães de Godoy pela utilização do laboratório de Tribologia e Perfilometria.

A Faculdade Alis de Itabirito e o Instituto Federal de Minas Gerais – *Campus* Congonhas, seu corpo docente e administrativo e a todos os meus alunos que tive o prazer de conhecer, agradeço por todo apoio e compreensão durante a fase do doutorado.

Aos amigos do Laboratório de Usinagem pelos ensinamentos compartilhados, pelo apoio, amizade e valiosas ajudas na consecução desta obra. Em especial a Bárbara Cristina, Diogo Azevedo, Augusto Moura, Bruna Aparecida, Poliana Souza, Vinicius Cangussu e Michele Lisboa.

Ao meu amado esposo, Anderson Júnior dos Santos, por todo apoio, incentivo, colaboração no planejamento, execução dos testes, valiosas contribuições e discussões técnicas. Seu apoio foi fundamental para a concretização deste trabalho. Obrigada por tanto!

Aos amigos e familiares, em especial ao meu pai Geraldino, minhas irmãs Naiara e Nara, meus cunhados Samuel e Paulo, por todo apoio e incentivo durante essa jornada.

Aos órgãos de fomento Capes, CNPq e Fapemig, pelos recursos disponibilizados para a execução deste trabalho.

A todos que, direta ou indiretamente, auxiliaram no desenvolvimento deste trabalho.

Meus sinceros agradecimentos.

*"Conhecimento não é aquilo que você sabe, mas o que você faz com aquilo que sabe."*

Aldous Huxley



## RESUMO

Durante as últimas décadas, estudos que envolvem a estrutura bainítica têm atraído a atenção de pesquisadores, devido à combinação de elevada resistência e alta ductilidade. No entanto, o material com essas propriedades tende a prejudicar a usinabilidade nos processos de manufatura, visto que se trata de um material de difícil usinagem. O presente trabalho consistiu no estudo da influência das condições de torneamento ao usinar um aço contendo alto carbono e alto silício (HC-HSi) fabricado pelo processo de fundição, cuja composição química foi projetada para a obtenção final da microestrutura bainítica após tratamento térmico de austêmpera. No entanto, o estudo do aço HC-HSi foi realizado antes de obter a microestrutura bainítica. Após a fabricação do aço HC-HSi pelo processo de fundição, o tratamento térmico de homogeneização foi realizado para minimizar segregação. Dessa forma, avaliou-se a influência das condições de torneamento para o aço HC-HSi utilizando ferramentas de metal duro e cermet, sobre os esforços de corte, rugosidade superficial, temperatura do cavaco e avaliação de desgaste das ferramentas de corte. Para a caracterização do aço HC-HSi, foram avaliados a composição química, análise microestrutural, propriedades mecânicas e análise fractográfica dos corpos de prova após ensaio mecânico. Uma microestrutura totalmente perlítica foi obtida para o aço HC-HSi fabricado pelo processo de fundição. Com relação às propriedades mecânicas, os valores de dureza apresentaram valores próximos ao analisar a microdureza na seção transversal do corpo de prova fabricado para a operação de torneamento. Foi observado pouca deformação plástica após ensaio de tração e fraturas do tipo frágil para o aço HC-HSi. Sobre os resultados de usinabilidade do aço HC-HSi, observou-se que ao aumentar a velocidade de corte, a força de corte reduziu, o que foi atribuído às condições de corte à seco e ao efeito da temperatura nas zonas de cisalhamento primário e secundário. As ferramentas de metal duro e cermet não influenciaram os valores médios de força de avanço para o parâmetro velocidade de corte. Para o avanço de  $0,35 \text{ mm.rev}^{-1}$ , a ferramenta de metal duro propiciou menores valores de força de avanço. Para a força passiva, a utilização de ferramentas de metal duro e cermet não influenciaram significativamente nos valores de avanço avaliados. Com relação à rugosidade, o avanço foi o parâmetro mais significativo sobre  $R_a$ ,  $R_z$  e  $R_t$  e não dependeu do tipo de ferramenta utilizado. Os parâmetros velocidade de corte e ferramenta de corte foram significativos sobre a temperatura do cavaco. A ferramenta de metal duro apresentou menores temperaturas do cavaco para as velocidades de corte avaliadas. Quanto ao desgaste, a ferramenta de metal duro mostrou-se a mais indicada para a usinagem do aço HC-Si. A contribuição dessa tese foi caracterizar o aço HC-Si e indicar os parâmetros e ferramentas de corte mais adequados

a usinagem do aço HC-Si que minimizaram os esforços de corte, rugosidade superficial, temperatura do cavaco e o desgaste das ferramentas de corte utilizados neste estudo.

Palavras-chave: aço fundido; torneamento; forças de usinagem; rugosidade; temperatura do cavaco; desgaste de ferramentas de corte.

## ABSTRACT

During the last decades, studies involving the bainitic structure have attracted the attention of researchers, due to the combination of high strength and high ductility. However, the material with these properties tends to impair machinability in manufacturing processes, as it is a material that is difficult to machine. The present work consisted of studying the influence of turning conditions when machining a steel containing high carbon and high silicon (HC-HSi) manufactured by the casting process, whose chemical composition was designed to obtain the final bainitic microstructure after austempering heat treatment. However, the study of HC-HSi steel was carried out before obtaining the bainitic microstructure. After manufacturing HC-HSi steel through the casting process, homogenization heat treatment was carried out to minimize segregation. In this way, the influence of turning conditions for HC-HSi steel using carbide and cermet tools was evaluated on cutting efforts, surface roughness, chip temperature and wear assessment of cutting tools. To characterize the HC-HSi steel, the chemical composition, microstructural analysis, mechanical properties and fractographic analysis of the specimens were evaluated after mechanical testing. A fully pearlitic microstructure was obtained for the HC-HSi steel manufactured by the casting process. Regarding mechanical properties, the hardness values presented close values when analyzing the microhardness in the cross section of the test specimen manufactured for the turning operation. Little plastic deformation was observed after tensile testing and brittle fractures were observed for HC-HSi steel. Regarding the machinability results of HC-HSi steel, it was observed that when the cutting speed increased, the cutting force reduced, which was attributed to the dry cutting conditions and the effect of temperature in the primary and secondary shear zones. Carbide and cermet tools did not influence the average feed force values for the cutting speed parameter. For a feed of 0.35 mm.rev-1, the carbide tool provided lower feed force values. For passive force, the use of carbide and cermet tools did not significantly influence the evaluated feed values. Regarding roughness, feed was the most significant parameter regarding Ra, Rz and Rt and did not depend on the type of tool used. The cutting speed and cutting tool parameters were significant on chip temperature. The carbide tool presented lower chip temperatures for the evaluated cutting speeds. Regarding wear, the carbide tool proved to be the most suitable for machining HC-Si steel. The contribution of this thesis was to characterize HC-Si steel and indicate the parameters and cutting tools most suitable for machining HC-Si steel, which minimized cutting efforts, surface roughness, chip temperature and wear on the cutting tools used in this process study.

Keywords: cast steel; turning; machining forces; roughness; chip temperature; cutting tool wear.

## LISTA DE FIGURAS

|   |    |
|---|----|
| FIGURA 2.1 - Fluxograma básico do processo de fundição. ....  | 29 |
| FIGURA 2.2 - Morfologia típica de diferentes sulfetos: a) Oxi-sulfeto do Tipo I; b) MnS eutético do Tipo II + (IV); c) MnS regular do Tipo III. ....  | 34 |
| FIGURA 2.3 - Ilustração esquemática dos tipos de inclusões presentes em aços. ....  | 34 |
| FIGURA 2.4 - Imagens antes e após tratamento de homogeneização para o aço CH13. ....  | 40 |
| FIGURA 2.5 - Microestrutura perlítica do aço fundido. ....  | 40 |
| FIGURA 2.6 - Síntese com os elementos básicos da perlita. ....  | 41 |
| FIGURA 2.7 - Representação esquemática da formação de perlita por nucleação e crescimento: a) perlita cresce como nódulos no interior e contorno do grão da austenita; (b) etapas sucessivas apresentando a nucleação e sequenciamento da formação da perlita. .... | 42 |
| FIGURA 2.8 - A influência da $\lambda^{-1/2}$ e $\lambda$ em relação: a) $\sigma_{LR}$ e dureza ; b) Alongamento e tenacidade do aço. ....  | 46 |
| FIGURA 2.9 - Efeito da adição de elemento de liga que forma solução sólida na ferrita. ....   | 47 |
| FIGURA 2.10 - a) diagrama TTT com as ilustrações das estruturas formadas em regiões específicas; b) diagrama esquemático do tratamento térmico de austêmpera. ....  | 51 |
| FIGURA 2.11 - Microestrutura bainítica isenta de carboneto detalhando a ferrita bainítica ( $\alpha_B$ ) e a austenita ( $\gamma$ ) retida de um aço com alto Si. ....  | 51 |
| FIGURA 2.12 - a) operação de torneamento; b) parâmetros de usinagem no torneamento; c) ângulos da ferramenta de corte. ....   | 61 |
| FIGURA 2.13 - Formação dos cavacos: a) mecanimos e zonas de deformação; b) simulação do processo de usinagem ortogonal. ....  | 62 |
| FIGURA 2.14 - Formação de cavacos: a) em termos de curva de tensão-deformação; b) tipo de cavacos. ....   | 63 |
| FIGURA 2.15 - Morfologia dos cavacos usinados pelas ferramentas revestidas: a) cermet; b) metal duro. ....  | 65 |
| FIGURA 2.16 - Faixas de temperatura para os estágios de densificação, esquema com evolução da microestrutura e MEV da fratura durante a sinterização do metal duro. ....  | 67 |
| FIGURA 2.17 - Microestrutura MO e MEV do metal duro WC- (Ta, Nb) C-Co. ....   | 68 |
| FIGURA 2.18 - Microestrutura esquemática típica de um cermet à base de TiCN comercial. ....   | 73 |
| FIGURA 2.19 - Esquema da influência de vários constituintes em uma formulação típica de cermet. ....  | 74 |
| FIGURA 2.20 - Esquema da relação da tenacidade à fratura <i>versus</i> a dureza e ou em relação ao $f$ e $a_p$ <i>versus</i> $v_c$ para materiais utilizados em ferramentas de corte. ....  | 75 |
| FIGURA 2.21 - Microestrutura da nova geração de cermet à base de TiCN. ....   | 76 |
| FIGURA 2.22 - Superfície de resposta 3D para a ferramenta de metal duro e cermet: a) $R_a$ ; b) $F_c$ . ....  | 78 |
| FIGURA 2.23 - Componentes da força de usinagem no torneamento. ....   | 80 |
| FIGURA 2.24 - Variação da $F_c$ obtida pela $v_c$ e $f$ com $a_p$ constante: a) $f = 0,05 \text{ mm.rev}^{-1}$ ; b) $f = 0,125 \text{ mm.rev}^{-1}$ ; ....  | 82 |
| FIGURA 2.25 - a) efeito da $v_c$ nas forças de usinagem para $f = 0,2 \text{ mm.rev}^{-1}$ e $a_p$ de 1,0 mm; b) e efeito do $f$ para $v_c$ de $180 \text{ m.min}^{-1}$ e $a_p$ de 1,0 mm. ....   | 84 |
| FIGURA 2.26 - Representação esquemática dos elementos superficiais e subsuperficiais que definem a tecnologia das superfícies. ....   | 86 |
| FIGURA 2.27 - Representação esquemática da textura superficial. ....  | 86 |
| FIGURA 2.28 - a) Distribuição da temperatura de corte na interface cavaco ferramenta; b) zonas de cisalhamento e fontes de geração de calor no processo de corte ortogonal. ....  | 90 |

|   |     |
|---|-----|
| FIGURA 2.29 - Condutividade térmica versus temperatura dos mais populares revestimentos e do materiais de ferramenta de corte.....  | 92  |
| FIGURA 2.30 - Mecanismos de desgaste predominantes em relação à temperatura de corte .....  | 96  |
| FIGURA 3.1 - Fluxograma do procedimento experimental.....   | 108 |
| FIGURA 3.2 - a) modelo, b) caixa de macho, c) corpo de prova após fundição. ....  | 109 |
| FIGURA 3.3 - a) Contra ponta, b) Montagem do contra ponta no corpo de prova.....  | 110 |
| FIGURA 3.4 - a) moldação; b) fusão; c) vazamento dos corpos de prova. ....  | 111 |
| FIGURA 3.5 - Corpos de prova encobertos com grafite.....  | 112 |
| FIGURA 3.6 - a) Imagem obtida por MEV indicando a região com menor $\lambda$ ; b) esquema com os parâmetros medidos para obtenção do $\lambda$ .....  | 113 |
| FIGURA 3.7 - Medições realizadas em uma das imagens de MEV para obtenção do espaçamento interlamelar médio da perlita. ....   | 114 |
| FIGURA 3.8 - Corpo de prova (mm) especificando a região de início da medição de microdureza e a identificação da seção da amostra que foi utilizada para análise.....   | 115 |
| FIGURA 3.9 - Medições das diagonais para determinar a microdureza do aço HC-HSi. ....   | 116 |
| FIGURA 3.10 - a) modelo 3D; b) dimensões do corpo de prova para ensaio de tração de acordo com a norma ASTM A 370. ....   | 117 |
| FIGURA 3.11 - Geometria das ferramentas e do suporte. ....  | 119 |
| FIGURA 3.12 - Configuração experimental para a operação de torneamento com sistema de medição das componentes de $F_u$ .....  | 122 |
| FIGURA 3.13 - Calibração do sistema de medição da temperatura. ....   | 124 |
| FIGURA 3.14 - Montagem do pirômetro para medição de temperatura do cavaco e a região do ponto focal.....  | 124 |
| FIGURA 4.1- Microestrutura do aço HC-HSi com ataque de 2% de Nital: a) MO com ampliação de 400x; b) MEV com ampliação de 1000x.....   | 127 |
| FIGURA 4.2 - Análise metalográfica por MO do aço perlítico sem ataque: (a) ampliação de 100X (b) ampliação de 200X.....   | 128 |
| FIGURA 4.3 - Fotomicrografias das porosidades do aço perlítico sem ataque com os respectivos EDS.....   | 128 |
| FIGURA 4.4 - Fotomicrografias das inclusões do aço perlítico sem ataque com os respectivos EDS.....   | 129 |
| FIGURA 4.5 - a) Análise de DRX do aço HC-HSi; b) região de ampliação dos picos de $Fe_3C$ . ....  | 130 |
| FIGURA 4.6 - Perfil de microdureza Vickers na seção transversal do corpo de prova.....  | 131 |
| FIGURA 4.7 - Curva tensão de engenharia x deformação para o aço perlítico.....  | 133 |
| FIGURA 4.8 - a) Fractografia da superfície de fratura do corpo de prova de tração (CP-02) do aço perlítico, b) ampliação de 100X indicando as “marcas de rio”, c) ampliação de 500X indicando as facetas de clivagem característica da fratura frágil. .... | 135 |
| FIGURA 4.9- Tripla camada de revestimento e substrato da ferramenta de metal duro. ....   | 137 |

|   |     |
|---|-----|
| FIGURA 4.10 - Revestimento e substrato da ferramenta de cermet. ....  | 138 |
| FIGURA 4.11 - Análise residual para $F_c$ : a) teste de normalidade; b) valor ajustado; c) ordem de observação. ....  | 139 |
| FIGURA 4.12 - Análise residual para $F_f$ : a) teste de normalidade; b) valor ajustado; c) ordem de observação. ....  | 140 |
| FIGURA 4.13 - Análise residual para $F_p$ : a) teste de normalidade; b) valor ajustado; c) ordem de observação. ....  | 140 |
| FIGURA 4.14 - Efeito da $v_c$ e $f$ em relação a $F_c$ . ....   | 142 |
| FIGURA 4.15 - Gráfico de interação para a $F_f$ : a) $v_c$ e ferramenta de corte b) $f$ e ferramenta de corte. ....   | 143 |
| FIGURA 4.16 - Gráfico <i>Boxplot</i> para a $F_f$ em relação os níveis de $v_c$ avaliado. ....  | 144 |
| FIGURA 4.17 - Gráfico <i>Boxplot</i> para a $F_f$ em relação os níveis de $f$ avaliado. ....  | 145 |
| FIGURA 4.18 - Gráfico de interação para a $F_p$ : a) $v_c$ e $f$ ; b) $f$ e ferramenta de corte. ....   | 146 |
| FIGURA 4.19 - Gráfico <i>Boxplot</i> para a $F_p$ em relação os níveis de $f$ avaliado. ....  | 147 |
| FIGURA 4.20 - Análise residual para $R_a$ : a) teste de normalidade; b) valor ajustado; c) ordem de observação. ....  | 150 |
| FIGURA 4.21 - Análise residual para $R_z$ : a) teste de normalidade; b) valor ajustado; c) ordem de observação. ....  | 151 |
| FIGURA 4.22 - Análise residual para $R_t$ : a) teste de normalidade; b) valor ajustado; c) ordem de observação. ....  | 151 |
| FIGURA 4.23 - Efeito do fator principal $f$ em relação aos parâmetros de rugosidade: a) $R_a$ ; b) $R_z$ ; c) $R_t$ ....  | 153 |
| FIGURA 4.24 - <i>Boxplot</i> para a $R_a$ e $R_z$ em relação ao níveis de $f$ avaliado. ....  | 154 |
| FIGURA 4.25 - Efeito das interações em relação ao parâmetro de rugosidade $R_t$ : a) $v_c$ e ferramenta de corte ; b) $f$ e ferramenta de corte; c) $f$ e $v_c$ . ....              | 155 |
| FIGURA 4.26 - Gráfico <i>Boxplot</i> para o parâmetro de rugosidade $R_t$ em relação os níveis de $f$ avaliado. ....  | 156 |
| FIGURA 4.27 - Análise residual para a temperatura do cavaco: a) teste de normalidade; b) valor ajustado; c) ordem de observação. ....   | 157 |
| FIGURA 4.28 - Gráfico da temperatura do cavaco em relação aos efeitos principais $v_c$ e ferramenta de corte. ....  | 158 |
| FIGURA 4.29 - Gráfico <i>Boxplot</i> para a temperatura do cavaco em relação os níveis de $v_c$ avaliado e ferramentas de corte. ....   | 160 |
| FIGURA 4.30 - Imagens de MEV da ferramenta de metal duro após ensaio de desgaste com 4 passes: a) superfície de saída; b) superfície de folga e c) EDS da superfície de saída. .... | 161 |
| FIGURA 4.31 - Monitoramento das forças de usinagem em relação número de passes e valores de desgaste $VB_B$ para a ferramenta de metal duro. ....                                   | 162 |
| FIGURA 4.32 - Imagem de MEV e EDS da superfície de saída da ferramenta de metal duro. ....  | 164 |

|  |     |
|--|-----|
| FIGURA 4.33 - Imagem de MEV e EDS da superfície de folga da ferramenta de metal duro.<br>.....   | 165 |
| FIGURA 4.34 - Monitoramento das forças de usinagem em relação número de passes e<br>valores de desgaste $VB_B$ para a ferramenta de cermet. .... | 166 |
| FIGURA 4.35 - a) Imagem de MEV e EDS da superfície de saída da ferramenta de cermet; b)<br>perspectiva da ferramenta desgastada.....             | 167 |
| FIGURA 4.36 - Imagem de MEV e EDS da superfície de folga da ferramenta de cermet....   | 169 |

## LISTA DE TABELAS

|   |     |
|---|-----|
| TABELA 2.1 - Quantidade de C, S e Mn em algumas classes de aços (%). .....  | 37  |
| TABELA 2.2 - Comparação de propriedades de alta temperatura entre um cermet à base de TiC e um Cermet à base de TiCN..... | 71  |
| TABELA 3.1 - Composição química desejada. ....  | 110 |
| TABELA 3.2- Descrição das ferramentas de corte. ....  | 119 |
| TABELA 3.3 - Condições testadas. ....   | 121 |
| TABELA 4.1 - Composição química do aço HC-HSi (em % peso). ....   | 126 |
| TABELA 4.2 - Propriedades mecânicas do aço HC-HSi com microestrutura perlítica .....                                      | 132 |
| TABELA 4.3 - ANOVA sintetizada para a $F_c$ , $F_f$ e $F_p$ . ....  | 141 |
| TABELA 4.4 - Imagens de MEV e medição do VB após ensaio de torneamento para as ferramentas de metal duro e cermet .....   | 149 |
| TABELA 4.5 - ANOVA sintetizada para os parâmetros de rugosidade $R_a$ , $R_z$ , $R_t$ .....                               | 152 |
| TABELA 4.6 - ANOVA sintetizada para a Temperatura do cavaco. ....   | 158 |



## LISTA DE SIGLAS

|             |   |
|-------------|---|
| ABNT        | Associação Brasileira de Normas Técnicas  |
| ADI         | Ferro Fundido Nodular Austemperado ( <i>Austempered Ductile Iron</i> )                              |
| AISI        | Instituto Americano do Ferro e do Aço ( <i>American Institute for Iron and Steel</i> )              |
| ANOVA       | Análise de Variância ( <i>Analysis of Variance</i> )  |
| APC         | Aresta Postiça de Corte   |
| ASM         | Sociedade Americana de Materiais ( <i>American Society of Metals</i> )                              |
| ASME        | Sociedade Americana de Engenheiros Mecânicos ( <i>American Society of Mechanical Engineers</i> )    |
| ASTM        | Sociedade Americana para Testes e Materiais ( <i>American Society for Testing and Materials</i> )   |
| CVD         | Deposição Química de Vapor ( <i>Chemical Vapor Deposition</i> )                                     |
| DOE         | Planejamento Fatorial de Experimentos   |
| DRX         | Difração de Raios-X ( <i>X-Ray Diffraction</i> )  |
| EDS         | Espectroscopia por Energia Dispersiva   |
| HV          | Dureza Vickers  |
| ISO         | Organização Internacional de Padronização ( <i>International Organization for Standardization</i> ) |
| LAMAT       | Laboratórios de Análises em Materiais   |
| MB          | Medida da Barra de Controle na Imagem   |
| MEV         | Microscopia Eletrônica de Varredura   |
| MET         | Microscopia Eletrônica de Transmissão   |
| MO          | Microscopia Óptica  |
| MQL         | mínima Quantidade de Lubrificação   |
| MRR         | Taxa de Remoção de Material   |
| NL          | Número de Lamelas de Cementita  |
| PUC-MG      | Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais  |
| PVD         | Deposição Física de Vapor ( <i>Physical Vapor Deposition</i> )                                      |
| SENAI-CETEF | Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial - Centro Tecnológico de Fundação                        |
| TTT         | Tempo-Temperatura-Transformação   |
| UFMG        | Universidade Federal de Minas Gerais  |
| UNS         | Sistema de Numeração Unificada ( <i>Unified Numbering System</i> )                                  |

## LISTA DE ABREVIATURAS DE COMPOSTOS QUÍMICOS

|                           |                                       |
|---------------------------|---------------------------------------|
| $\text{Al}_2\text{O}_3$   | Óxido de alumínio                     |
| $\text{CaS}$              | Sulfeto de cálcio                     |
| $\text{CaSi}$             | Liga de cálcio silício                |
| $\text{CaSiBa}$           | Liga de cálcio silício bário          |
| $\text{CaAl}_2\text{O}_4$ | Aluminato de cálcio                   |
| $\text{Fe}_3\text{C}$     | Carboneto de ferro                    |
| $\text{FeMn}$             | Liga de ferro manganês                |
| $\text{FeMnS}$            | Sulfeto de ferro manganês             |
| $\text{FeSi}$             | Liga de ferro silício                 |
| $\text{FeSi Zr}$          | Liga de ferro silício zircônio        |
| $\text{FeTi}$             | Liga de ferro titânio                 |
| $\text{NbC}$              | Carboneto de nióbio                   |
| $\text{MnS}$              | Sulfeto de manganês                   |
| $\text{MnCaS}$            | Sulfeto de cálcio manganês            |
| $\text{MnCrS}$            | Sulfeto de manganês cromo             |
| $\text{MnTiS}$            | Sulfeto de manganês titânio           |
| $\text{MnVS}$             | Sulfeto de manganês vanádio           |
| $\text{MoO}_3$            | Trióxido de molibdênio                |
| PCBN                      | Nitreto cúbico de boro policristalino |
| $\text{SiO}_2$            | Dióxido de silício                    |
| $\text{TaC}$              | Carboneto de tântalo                  |
| $\text{TiAlN}$            | Nitreto titânio alumínio              |
| $\text{TiC}$              | Carboneto de titânio                  |
| $\text{TiCN}$             | Carbonitreto de titânio               |
| $\text{TiN}$              | Nitreto de titânio                    |
| $\text{TiO}_2$            | Dióxido de titânio                    |
| WC                        | Carboneto de tungstênio               |
| $\text{ZrC}$              | Carboneto de zircônio                 |
| $\text{WO}_3$             | Trióxido de tungstênio                |

## NOMENCLATURAS

### Letras Latinas

|              |   |                   |
|--------------|---|-------------------|
| $a_p$        | Profundidade ou largura de usinagem                 | [mm]              |
| $A_T$        | Alongamento total                                   | [%]               |
| $B_S$        | Temperatura de início da transformação bainítica    | [°C]              |
| $f$          | Avanço  | [mm/rev]          |
| $F_c$        | Força de corte                                      | [N]               |
| $F_f$        | Força de avanço                                     | [N]               |
| $F_p$        | Força passiva                                       | [N]               |
| $F$          | Força Normal  | [N]               |
| $M_i$        | Temperatura de início da transformação martensítica | [°C]              |
| $M_f$        | Temperatura final da transformação martensítica     | [°C]              |
| $R^2$        | Coefficiente de determinação                        | [%]               |
| $R^2$ (aj.)  | Coefficiente de determinação ajustado               | [%]               |
| $R^2$ (pred) | Coefficiente de predição                            | [%]               |
| $R_a$        | Desvio aritmético médio                             | [ $\mu\text{m}$ ] |
| $R_z$        | Altura máxima do perfil                             | [ $\mu\text{m}$ ] |
| $R_t$        | Rugosidade Total                                    | [ $\mu\text{m}$ ] |
| $T_{IB}$     | Temperatura do banho isotérmico                     | -                 |
| $V_B$        | Desgaste de flanco                                  | [mm]              |
| $V_{B_B}$    | Desgaste de flanco médio                            | [mm]              |
| $v_c$        | Velocidade de corte                                 | [m/min]           |

### Letras Gregas

|              |  |                   |
|--------------|--|-------------------|
| $\alpha$     | Forma alotrópica alfa – ferrita                  | -                 |
| $\alpha_B$   | Sub-unidades de ferrita bainítica                | -                 |
| $\alpha_o$   | Ângulo de folga no plano ortogonal               | [graus]           |
| $\beta_o$    | Ângulo de cunha da ferramenta no plano ortogonal | [graus]           |
| $\epsilon_r$ | Ângulo da ponta                                  | [graus]           |
| $\gamma_o$   | Ângulo de saída da ferramenta                    | [graus]           |
| $\mu$        | Coefficiente de atrito                           | adimensional      |
| $\lambda$    | Espaçamento interlamelar da perlita              | [ $\mu\text{m}$ ] |

|               |  |         |
|---------------|--|---------|
| $\lambda_s$   | Ângulo de inclinação da ferramenta         | [graus] |
| $k_r$         | Ângulo de posição da ferramenta            | [graus] |
| $k'_r$        | Ângulo de posição secundário da ferramenta | [graus] |
| $\gamma$      | Forma alotrópica gama - austenita          | -       |
| $\sigma_{LR}$ | Tensão limite de resistência em tração     | [MPa]   |
| $\sigma_{LE}$ | Tensão de escoamento em tração             | [MPa]   |

# SUMÁRIO

|         |   |     |
|---------|---|-----|
| 1       | INTRODUÇÃO .....  | 23  |
| 1.1     | Objetivo Geral .....  | 25  |
| 1.2     | Objetivos Específicos .....   | 25  |
| 1.3     | Justificativas .....  | 25  |
| 1.4     | Estrutura do Trabalho .....   | 26  |
| 2       | REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....   | 27  |
| 2.1     | Aços: Definições, Propriedades e Classificação .....  | 27  |
| 2.2     | Processo de obtenção do aço fundido.....  | 28  |
| 2.2.1   | Inclusões em aços fundidos e relação com a usinagem.....  | 32  |
| 2.2.2   | Tratamento térmico de homogeneização .....  | 38  |
| 2.3     | Propriedades metalúrgicas e mecânicas dos aços perlíticos.....  | 40  |
| 2.4     | Tratamento térmico de austêmpera e influência da composição química dos aços bainíticos.....                          | 49  |
| 2.5     | Aplicações de aços perlíticos e bainíticos .....  | 55  |
| 2.6     | Usinabilidade de aços .....   | 57  |
| 2.6.1   | Operação de Torneamento.....  | 61  |
| 2.6.2   | Ferramentas de corte.....   | 65  |
| 2.6.2.1 | Ferramentas de metal duro .....   | 66  |
| 2.6.2.2 | Ferramentas de cermet.....  | 70  |
| 2.6.2.3 | Torneamento com ferramentas de metal duro e cermet .....  | 76  |
| 2.6.3   | Forças na Usinagem .....  | 80  |
| 2.6.4   | Qualidade superficial.....  | 85  |
| 2.6.5   | Temperatura de corte.....   | 90  |
| 2.6.6   | Mecanismo e tipos de desgaste, monitoramento e estudos envolvendo desgaste em ferramentas de metal duro e cermet..... | 96  |
| 2.7     | Considerações Parciais .....  | 106 |
| 3       | MATERIAIS E MÉTODOS .....   | 108 |
| 3.1     | Materiais .....   | 109 |
| 3.2     | Corpo de prova .....  | 109 |
| 3.3     | Contra ponta .....  | 109 |
| 3.4     | Equipamentos e métodos .....  | 110 |
| 3.4.1   | Elaboração do aço fundido e tratamento térmico de homogeneização .....  | 110 |
| 3.4.2   | Análise química .....   | 112 |
| 3.4.3   | Caracterização microestrutural .....  | 112 |
| 3.4.3.1 | Análise metalográfica e análise de inclusões .....  | 112 |
| 3.4.3.2 | Determinação do espaçamento interlamelar da perlita.....  | 113 |
| 3.4.3.3 | Análise DRX .....   | 114 |
| 3.4.4   | Ensaio mecânicos convencionais.....   | 114 |
| 3.4.4.1 | Macro dureza .....  | 115 |
| 3.4.4.2 | Micro dureza.....   | 115 |
| 3.4.4.3 | Ensaio de Tração .....  | 116 |
| 3.4.5   | Análise das Fraturas .....  | 118 |
| 3.4.6   | Ferramentas de corte.....   | 118 |
| 3.4.6.1 | Caracterização dos revestimentos das Ferramentas de corte.....  | 120 |
| 3.4.7   | Ensaio de usinabilidade .....   | 120 |

|         |   |     |
|---------|---|-----|
| 3.4.7.1 | Medição das forças de usinagem .....  | 121 |
| 3.4.7.2 | Imagens das ferramentas .....   | 122 |
| 3.4.7.3 | Rugosidade .....  | 122 |
| 3.4.7.4 | Medição de Temperatura do cavaco .....  | 123 |
| 3.4.7.5 | Avaliação do desgaste .....   | 125 |
| 4       | RESULTADOS E DISCUSSÃO .....  | 126 |
| 4.1     | Análise química .....   | 126 |
| 4.2     | Análise microestrutural.....  | 126 |
| 4.2.1   | Análise metalográfica .....   | 127 |
| 4.2.2   | Espaçamento interlamelar da perlita ( $\lambda$ ) .....                                       | 129 |
| 4.2.3   | Análise de DRX.....   | 130 |
| 4.3     | Ensaio mecânicos .....  | 131 |
| 4.3.1   | Dureza.....   | 131 |
| 4.3.2   | Ensaio de tração.....   | 132 |
| 4.4     | Análise das fraturas .....  | 134 |
| 4.5     | Usinabilidade do aço no estado perlítico .....  | 136 |
| 4.5.1   | Caracterização das ferramentas de corte .....   | 136 |
| 4.5.2   | Forças de usinagem .....  | 138 |
| 4.5.2.1 | Desgaste de Flanco Inicial .....  | 148 |
| 4.5.3   | Rugosidade da superfície torneada .....   | 150 |
| 4.5.4   | Temperatura do cavaco.....  | 157 |
| 4.5.5   | Ensaio de desgaste .....  | 161 |
| 5       | CONCLUSÕES .....  | 170 |
| 5.1     | Trabalhos Futuros .....   | 172 |
| 5.2     | Publicações oriundas da tese .....  | 172 |
|         | REFERÊNCIAS .....   | 173 |
|         | ANEXOS A – Composição química dos corpos de prova utilizados no torneamento.....              | 187 |
|         | APÊNDICE A – Dimensões do contra prova.....   | 189 |
|         | APÊNDICE B – Análise preliminar: Escolha das Ferramentas .....                                | 189 |
|         | APÊNDICE C – Medições de macro e microdureza.....   | 192 |
|         | APÊNDICE D – Gráficos Tensão x Deformação e valores de Tensão de Escoamento .....             | 194 |
|         | APÊNDICE E – Fractografia do corpo de prova de após ensaio de tração no estado perlítico..... | 195 |
|         | APÊNDICE F – Dados experimentais_Aço HC-HSi- Perlítico.....                                   | 196 |
|         | APÊNDICE G – ANOVA para os dados de forças na usinagem e .....                                | 199 |
|         | rugosidade.....   | 199 |
|         | APÊNDICE H. 1 – Imagens da região de flanco após ensaio de torneamento – Teste .....          | 203 |
|         | APÊNDICE H. 2 – Imagens da região de flanco após ensaio de torneamento – Réplica.....         | 203 |

# 1 INTRODUÇÃO

Consoante ao Guia Anuário da Associação Brasileira de Fundição – ABIFA (2022), registou-se um aumento de 10,1% na produção total de fundidos no Brasil em comparação com o ano de 2021, sendo que desse aumento, a produção de fundidos em aço representou um aumento de cerca de 30,2%, em relação ao ano de 2021. Ao longo das últimas décadas, os notáveis progressos na manufatura de aços foram impulsionados pelos desafios decorrentes da pressão em produzir peças com segurança à baixo custo (TENAGLIA *et al.*, 2018). Especificamente, as indústrias automotivas têm promovido enormes avanços na evolução metalúrgica dos aços (DAS *et al.*, 2017).

No que concerne aos materiais elaborados pelo processo de fundição e consolidados com uma microestrutura bainítica, destacam-se os ferros fundidos nodulares austemperados (ADI), provenientes da sigla em inglês *Austempered Ductile Iron*, cuja microestrutura resulta da mistura de placas nanométricas de ferrita e austenita retida, sendo denominada de “bainita” (CHEN e LI, 2007). O ADI apresenta teores de silício (Si) entre 2,4% a 2,8% para inibirem a formação de carbonetos. Pesquisadores como Li e Chen (2000) investigaram aços fundidos com elevado teor de Si submetidos à austêmpera, inspirado no ADI. Os autores adicionaram elementos de liga similar à composição química do ADI e obtiveram uma microestrutura bainítica semelhante. Os autores constataram que nenhum carboneto se precipitou na estrutura, pois o Si retardou a transformação de austenita durante a austêmpera. O Si não apenas estabiliza a austenita nas estruturas austemperadas, mas também inibe a formação de carbonetos (LI e CHEN, 2001).

Importantes pesquisadores como Bhadeshia (2001) e Caballero *et al.* (2002) influenciam e matém pesquisas sobre aços bainíticos, principalmente na linha de aços de elevada resistência e tenacidade; aços com estrutura bainítica isenta de carboneto, contendo alto carbono (C) e alto Si, que implicam em microestruturas mais resistentes à falha por clivagem e à formação de microcavidades devido à ausência de cementita. De acordo com Yoozbashi; Yazdani; Wang (2011) a adição de 1,5 a 2% de Si é suficiente para inibir a precipitação de cementita durante o crescimento da bainita. O alto teor de C proporciona um super-resfriamento da austenita, sendo assim reduz as temperaturas de início de transformação bainítica, favorecendo o refino microestrutural até à escala nanométrica. Segundo os autores Sangal e Mondal (2016) a adição de Mn (manganês), Cr (cromo), Cu (cobre) e Ni (níquel) ajudam a melhorar a austemperabilidade e permite que o aço entre na zona bainítica.

O interesse maior de aços com estrutura bainítica isenta de carboneto é que aplicando os conceitos teóricos de transformação da bainita e otimizando a composição química da liga é possível atingir uma microestrutura em nanoescala, a qual é possível obter uma resistência à tração superior a 2,5 GPa, dureza na faixa de 600-700 HV, alongamento de 5-30% e valores de tenacidade até 130 MPa.m<sup>1/2</sup> (CABALLERO *et al.*, 2002), (YOOZBASHI; YAZDANI; WANG, 2011). A microestrutura bainítica tem sido aplicada em eixos, rolamentos e componentes resistentes ao desgaste abrasivo (BAKSHI; SHIPWAY e BHADESHIA, 2013).

Uma vantagem adicional do aço bainítico austemperado próximo a temperatura  $M_i$  (temperatura de início da transformação martensítica) denominado de nanoestruturado é a possibilidade de aumentar e manter as propriedades mecânicas, como resistência mecânica e dureza em componentes de maior espessura, que são típicos de componentes industriais e assim, eliminar uma desvantagem da austêmpera que é a aplicação para componentes com menor espessura (CARMO, DIAS e SANTOS, 2012).

Os aços comumente são transformados em produto acabado pelos processos de fabricação, tais como forjamento, usinagem e tratamento térmico, quando fabricados para componentes industriais. Porém, o custo de usinagem apresenta valores superiores a 40% dos custos totais de fabricação, portanto uma melhora da usinabilidade é uma possibilidade importante para reduzir o custo dos componentes fabricados (AISO *et al.*, 2016).

Dentro desse paradigma, encontra-se este trabalho que está contextualizado em um projeto de pesquisa que se propõe a desenvolver e caracterizar microestruturalmente e mecanicamente o aço com alto C e alto Si (HC-HSi). As etapas para a obtenção do aço HC-HSi, consiste na fabricação pelo processo de fundição, tratamento térmico por homogeneização do aço perlítico e austêmpera. Ressalta-se que o projeto da composição química do aço HC-HSi é para a obtenção final da estrutura bainítica. Ou seja, possibilitar ajustes de parâmetros no tratamento térmico de austêmpera de forma a obter aços fundidos bainíticos com destacadas propriedades mecânicas.

De modo a viabilizar a usinagem, buscou descrever e analisar a usinabilidade do aço HC-HSi fabricado pelo processo de fundição, frente a variação de parâmetros de usinagem específicos, antes do tratamento térmico de austêmpera, avaliando a usinabilidade do aço HC-HSi com microestrutura perlítica por meio da operação de torneamento. Diante do exposto, é de grande interesse entender como a interação de diferentes parâmetros de usinagem, sendo esses parâmetros utilizados para operação de desbaste, podem impactar na qualidade,



produtividade e aplicação do aço HC-HSi ao utilizar ferramentas de corte alternativas como o cermet em apoio ao uso de ferramentas de metal duro revestidas sobre os esforços de usinagem, a integridade superficial, temperatura do cavaco e análise de desgaste de ferramentas.

### **1.1 Objetivo Geral**

O objetivo geral desta pesquisa foi estudar a usinabilidade do aço HC-HSi com microestrutura perlítica, pela operação de torneamento. Considerou-se a influência de diferentes parâmetros de torneamento de desbaste bem como a influência das ferramentas de corte de metal duro e cermet utilizadas sobre os parâmetros estudados.

### **1.2 Objetivos Específicos**

Os objetivos específicos desse estudo foram:

- estabelecer a influência dos parâmetros velocidade de corte e avanço por revolução, sobre os esforços de corte, rugosidade e temperatura do cavaco na operação de torneamento, empregando a análise de variância.
- comparar as ferramentas de corte de metal duro e cermet ao usar o aço HC-HSi pela operação de torneamento.
- monitorar e determinar o desgaste de flanco médio, bem como os mecanismos de desgaste nas ferramentas de corte.

### **1.3 Justificativas**

A justificativa deste trabalho tratou de viabilizar a operação de torneamento de novos aços com alto C e alto Si (HC-HSi), fabricados pelo processo de fundição e assim realizar operações de desbaste no material antes do tratamento térmico de austêmpera, apresentando microestrutura perlítica. O intuito foi avaliar a influência dos parâmetros de usinagem específicos utilizando ferramentas de corte de metal duro e cermet e assim verificar qual dentre as ferramentas de corte apresentaram melhor desempenho frente as análises de forças de usinagem, rugosidade, temperatura do cavaco e desgaste das ferramentas.

Posteriormente, o aço HC-HSi que foi projetado para a obtenção final da estrutura bainítica, poderá ser aplicado em vários segmentos industriais tais como: metal-mecânica, transportes, ferroviárias, cimenteiras, refratários, componentes maquinários, etc. Em contextos que demandam operações de usinagem no material com estrutura bainítica, operações de acabamento poderão ser necessárias para adequação do material às aplicações específicas.

Segundo Caballero *et al.* (2002) e pesquisadores Yoozbashi, Yazzdani e Wang (2011) o interesse maior de aços com estrutura bainítica isenta de carboneto é que aplicando os conceitos teóricos de transformação da bainita e otimizando a composição química da liga é possível atingir uma microestrutura em nanoescala, na qual possui uma resistência à tração superior a 2,5 GPa, dureza na faixa de 600-700 HV, alongamento de 5-30% e valores de tenacidade até 130 MPa.m<sup>1/2</sup>. Aços com estrutura bainítica isenta de carboneto são materiais pontenciais para serem aplicados em eixos, rolamentos e componentes resistentes ao desgaste.

Portanto, esse estudo se justifica, dada a importância de desenvolver novos materiais que apresentam características mecânicas importantes e aplicações que necessitem de operações de usinagem. Sendo assim, para viabilizar a usinagem de componentes fabricados pelo processo de fundição com composição química projetada para tratamento térmico de austêmpera, propõe-se como estratégica de usinagem parâmetros de corte para operação de torneamento de desbaste antes do tratamento térmico de austêmpera e parâmetros de acabamento para operações de usinagem após o tratamento térmico.

#### **1.4 Estrutura do Trabalho**

O trabalho está estruturado conforme descrito a seguir.

- Capítulo 2. Revisão Bibliográfica: neste tópico é apresentado o levantamento bibliográfico sobre aços e classificações; processo de obtenção de aços fundidos; propriedades metalúrgicas, mecânicas e aplicações de aços perlíticos e bainíticos; e usinabilidade de aços.
- Capítulo 3. Metodologia: são apresentados os materiais, equipamentos e métodos empregados na parte experimental deste trabalho.
- Capítulo 4. Resultados e Discussão: neste capítulo são apresentados os resultados obtidos à luz da revisão bibliográfica.
- Capítulo 5. Conclusões: neste tópico são apresentadas as principais conclusões do presente trabalho.
- Capítulo 6. Trabalhos Futuros.
- Capítulo 7. Publicações oriundas da tese.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo, são descritos os aspectos mais relevantes que envolvem definições, propriedades e classificação dos aços. Em seguida, foi relatado sobre o processo de obtenção de aço fundido, tipos de inclusões e tratamento térmico de homogeneização. A parte dinâmica que envolve o processo de usinagem foi detalhada nos tópicos relacionados à usinabilidade de aços, operação de torneamento, ferramentas de corte, forças na usinagem, rugosidade, temperatura do cavaco e por último tipos de desgaste, mecanismos e monitoramento do desgaste em ferramentas de corte. Buscou-se na literatura estudos que apresentassem uma composição química similar ao do material estudado. Não foram encontrados estudos que tenham avaliado a usinabilidade de aços alto C e alto Si, com microestrutura perlítica.

### 2.1 Aços: Definições, Propriedades e Classificação

Os aços são definidos principalmente pela composição química, ou seja, são ligas compostas por ferro e outros elementos. O aço pode ser definido como uma liga de ferro e pequenas quantidades de carbono e outros elementos. Os aços carbono são tradicionalmente classificados com base no teor de carbono, desde quantidades negligenciáveis até cerca de 2% (KRAUSS, 2005).

Como novos aços são desenvolvidos em decorrência de algum tipo de aplicação específica é possível encontrar aços para fios, arames, molas, tubos, ferramentas, aços para fins estruturais, etc (SILVA, 2006). Aços estruturais, como o aço carbono apresentam uma ampla gama de aplicações e podem ser classificados como aço baixo-carbono, com teores de C menor que 0,2%, aço médio-carbono em torno de 0,20 a 0,5% de C e aço alto-carbono contendo teores maiores que 0,5% de C (STEFANESCU, 1981 *apud* ASM, 1990).

Aços liga também têm faixas definidas de C (carbono) e limites de Mn (manganês), Si (silício), Cobre (Cu), P (fósforo) e enxofre (S), mas contém intervalos definidos ou quantidades mínimas de Al (alumínio), Cr (cromo), Co (cobalto), nióbio (Nb), Mo (molibdênio), Ni (níquel), titânio (Ti), tungstênio (W), vanádio (V), ou a adição de outros elementos para obter uma liga desejada (KRAUSS, 2005). São classificados em baixo e alto teor de liga. Para o aço de baixo teor em liga, o teor total dos elementos químicos não ultrapassa valores acima de 8%, já o aço de alto teor em liga, considera-se o somatório do teor dos elementos sendo no mínimo 8% (STEFANESCU, 1981 *apud* ASM, 1990). Aços de alta liga se destaca pelos valores de dureza,

resistência mecânica e resistência à corrosão, como exemplo os aços *Hadfield*, *Maraging* e Inoxidáveis (SILVA, 2006).

Os elementos de liga permitem aos aços alterarem a microestrutura por diversos fatores, inclusive nos tratamentos térmicos ou termomecânicos, de forma mais ampla e variada do que aquela que ocorre com o aço carbono. Alguns destes elementos, como V, Cr e Mo, formam compostos intermetálicos e soluções sólidas, e proporcionam alterações nas temperaturas de transformação de fase, na solubilidade do carbono na ferrita e austenita, nas velocidades de transformação da austenita em ferrita e cementita ou martensita, e aumento da temperatura de decomposição da martensita (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2017). Estudos sobre o efeito de adições combinadas, não apenas adições únicas, são de grande interesse e importância. Tais estudos oferecerão diretrizes úteis para projetar a composição do aço com o objetivo de melhorar como por exemplo a usinabilidade (AISO *et al.*, 2017).

A demanda por tipos de aço de alta resistência ou aços de ultra resistência mecânica com maiores níveis de plasticidade bem equilibrada tem aumentado fortemente ao longo dos últimos anos em campos de aplicações como automotivo e caminhão (CABALLERO *et al.*, 2009). Particularmente, a indústria automotiva tem promovido enormes avanços na evolução metalúrgica dos aços ao longo das últimas décadas (DAS, S. *et al.*, 2017).

Como o material desse estudo se trata de aço fundido, aços de alta resistência que são utilizados na indústria automotiva não serão detalhados neste trabalho. No próximo capítulo é abordado o processo de obtenção do aço fundido, tipos de inclusões em aços fundidos e tratamento térmico de homogeneização.

## **2.2 Processo de obtenção do aço fundido**

Os aços fundidos são produtos fabricados pelo processo de fundição que consiste no vazamento de material dentro de uma cavidade denominada de molde, no qual o aço líquido esfria, solidifica e é posteriormente removido pelo processo de limpeza (BLAIR, 1995). O processo de fundição de uma forma geral pode ser dividido nas seguintes etapas: confecção dos modelos, confecção dos moldes, confecção dos machos, fusão, vazamento, desmoldagem, rebarbação e limpeza, acabamento que consiste em operações complementares como tratamento térmico e usinagem, controle de qualidade e por fim a etapa de expedição. O fluxograma básico do processo de fundição é apresentado na FIGURA 2.1, que compreende desde a entrada de pedidos, aquisição de matéria prima até a expedição do produto acabado.

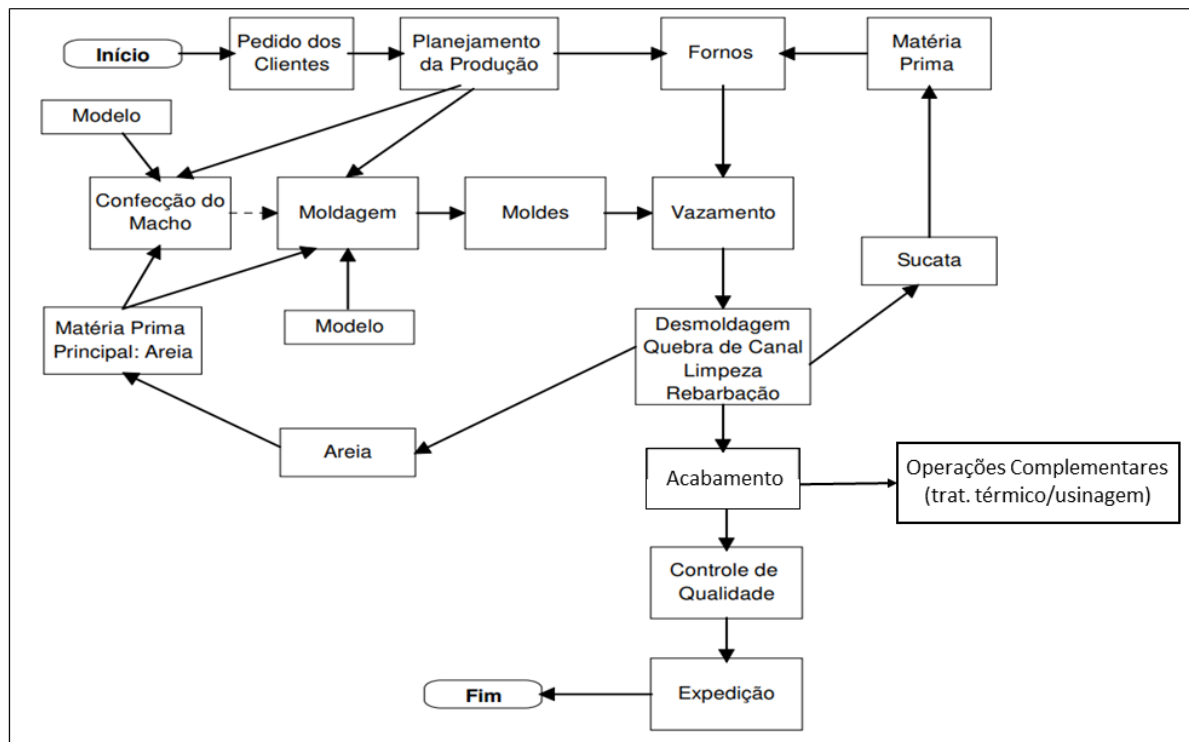


FIGURA 2.1 - Fluxograma básico do processo de fundição.  
 FONTE - Adaptado de Wobeto (2008).

Dentre as principais vantagens do processo de fundição se destacam a fabricação de peças em geometrias complexas e com dimensões e espessuras variadas como bloco de motores, virabrequins, eixo de comando, corpo de bomba, peças de suspensão etc., que normalmente são obtidas por meio desse processo de fabricação (BASSO *et al.*, 2020-a); (DEGARMO, BLACK e KOHSER, 2003).

Os principais processos de fundição são moldagem em areia, moldagem em casca, sob pressão, *shell molding*, *cold box*, fundição de precisão (cera perdida), centrífuga e alta precisão. Todas as técnicas citadas são usadas na fundição dos metais. A escolha do processo adequado depende do tamanho e da geometria da peça, do tipo de liga a ser fundida, do número de peças a ser produzido e da qualidade superficial desejada, entre outros parâmetros (BALDAM e VIEIRA, 2018). Será detalhado o processo de moldação em areia aplicado a este estudo.

Na produção de fundidos, o molde determina a forma e as dimensões do produto. Moldes são feitos de material refratário o qual resiste o ataque abrasivo e químico do metal líquido. A cavidade do molde deve manter sua forma até que a solidificação esteja completa e certas considerações são requeridas como: resistência mecânica suficiente para suportar à pressão do metal líquido, deve ser construído de modo a permitir que quaisquer gases formados dentro do molde escapem, deve resistir à ação erosiva do rápido fluxo do metal fundido,

suportar temperaturas nas faixas de 1430 à 1650°C e deve ser quimicamente inerte e não reagir com o metal (BLAIR, 1995).

De acordo com Torre (2004) o processo de moldação em areia consiste da utilização de moldes uma única vez, sendo denominados de moldes perdidos. Se o molde é metálico ou coquilha, pode ser utilizado um grande número de vezes recebendo o nome de molde permanente. Os moldes metálicos são utilizados no processo de fundição sob pressão e em fundição em coquilha (BALDAM e VIEIRA, 2018).

Segundo Kiminami, Castro e Oliveira (2013), para moldes de areia e produção em baixa escala, são usados modelos feitos de madeira. Para moldes metálicos, a cavidade é usinada. Para as partes ocas das peças, o volume correspondente deve ser preenchido dentro da cavidade do molde, sendo utilizados componentes de areia aglomerada denominados de machos, fabricados na etapa da macharia. A contração que ocorre com a maioria das ligas quando se solidificam e resfriam, juntamente com a temperatura de fusão da liga, determinam a dimensão exata da cavidade do molde e do material.

O processo de moldagem mais comum é o processo de areia argilosa (areia verde) no qual possui baixa resistência mecânica com a presença de umidade. O processo de moldação com areia argilosa consiste em compactar, manualmente ou empregando máquinas de moldar, uma mistura plástica, sobre o modelo colocado ou montado na caixa de moldar (KIMINAMI, CASTRO e OLIVEIRA, 2013). A areia argilosa é composta por materiais naturais que são misturados, sendo: areia de sílica de alta qualidade (85 a 95%), argila bentonítica (4 a 10%) como aglutinante, aditivo carbonáceo (2 a 10%) para melhorar o acabamento da superfície de fundição e água em torno de 2 a 5% (SIDDIQUE e NOUMOWE, 2008).

Outro tipo de processo de moldagem de acordo com os autores Siddique e Noumowe (2008) é a areia ligada quimicamente que é usada tanto na fabricação de moldes, quanto na fabricação de machos. Esses mesmos autores detalham que a areia ligada quimicamente consiste em 93 a 99% de sílica e 1 a 7% de aglutinante químico. A areia de sílica é completamente misturada com os produtos químicos; um catalisador inicia a reação que cura e endurece a massa. Existem vários tipos de sistemas aglutinantes químicos usados na indústria de fundição. Os sistemas aglutinantes químicos mais comuns usados são uretanos fenólicos, resinas epóxi, álcool furfílico e silicatos de sódio. As areias ligadas quimicamente são geralmente de cor e textura mais claras do que as areias ligadas com argila (SIDDIQUE e NOUMOWE, 2008).

As areias ligadas quimicamente contendo resinas furânicas que foram aplicados a este estudo apresentam três componentes ativos: ureia-formol/álcool furfurílico ou fenol-formol/álcool furfurílico. As resinas furânicas são resinas líquidas e termofixas, catalisadas por sistemas ácidos. Os tipos básicos de resinas furânicas são: resina ureica furânica e resina fenólica-furânica. A resina ureica furânica apresenta teor de álcool furfurílico entre 30 e 80% e vários teores de nitrogênio e água, possui alta resistência a frio e é adequada para a fabricação do molde que irá receber ligas de alumínio e ferros fundidos baixa liga. A resina fenólica-furânica apresenta teor de álcool furfurílico entre 30 e 70%, com desempenho ligeiramente inferior a resina ureica furânica. Devido a ausência de nitrogênio, é a mais indicada para o uso com aço, ferro fundido nodular e ferro fundido de alta resistência (BALDAM e VIEIRA, 2018).

A fusão e vazamento de metal são dois dos processos mais importantes na fabricação de ligas fundidas, pois durante esses processos, a composição química e a microestrutura do metal são determinadas. Os fornos elétricos, a óleo, a gás e a carvão são utilizados para a fusão da liga a ser fundida. Os fornos elétricos são os que possibilitam fundir aços e ferros fundidos, sendo os mais usados os fornos a arco elétrico e a indução eletromagnética. Os fornos elétricos por indução utilizam o calor gerado no próprio metal pela corrente elétrica que é induzida por um campo eletromagnético de alta frequência e são bastante versáteis. O forno de indução, por provocar um intenso agitação no metal fundido, favorece a homogeneização nos procedimentos de adição de elementos de liga e de adição de nova carga (KIMINAMI, CASTRO e OLIVEIRA, 2013).

Posterior a etapa de vazamento, segue uma série de atividades que são as etapas de acabamento e tratamento térmico. Essas atividades são: desmoldagem (*shakeout*), jateamento abrasivo, remoção de descontinuidades, inspeção grosseira, soldagem quando necessário, tratamento térmico quando necessário, análise dimensional e inspeção visual final. O tipo de liga, o nível de qualidade desejado e as especificações aplicáveis ditarão a ordem e a extensão dessas atividades. A inspeção da fundição ocorre em várias ocasiões e determina a extensão das operações corretivas, como atualização, ajuste dimensional e acabamento da superfície (BLAIR, 1995).

Segundo Baldam e Vieira (2018), o processo de fundição permite a produção de peças de grandes dimensões superiores a 100 toneladas, como turbinas para hidro-elétricas, peças de navios, dentre outras, assim como peças com poucas gramas, como joias. Para Kiminami, Castro e Oliveira (2013), o processo de fundição é aplicado para fabricação de itens com

diferente composição química e alguns processos são adequados para a produção em larga escala. A fundição emprega uma considerável quantidade de sucata metálica, sendo este um aspecto positivo. As desvantagens e limitações estão associadas às propriedades mecânicas, porosidades, limitada precisão dimensional e acabamento superficial para alguns processos, periculosidade por trabalhar com metal fundido e problemas ambientais quanto ao descarte de certos resíduos.

### **2.2.1 Inclusões em aços fundidos e relação com a usinagem**

As inclusões podem ser definidas como fases não metálicas e às vezes intermetálicas embutidas em uma microestrutura metálica (AMERICAN SOCIETY OF METAL, 1992). Geralmente, as inclusões são óxidos simples, sulfetos, nitretos ou inclusões complexas em ligas ferrosas e podem incluir fases intermetálicas em ligas não ferrosas (AMERICAN SOCIETY OF METAL, 1992).

As inclusões podem ser classificadas quanto à morfologia e tipo, sendo a classificação utilizada a norma ASTM E-45 – *Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel* (2018). Com relação ao tamanho, as inclusões podem ser classificadas em submicroscópicas, microscópicas e macroscópicas. Quanto à origem, as inclusões são classificadas em dois grupos, endógenas e exógenas (AMERICAN SOCIETY OF METAL 1992). Contudo, é importante ressaltar que a norma ASTM E-45 é aplicada para aços conformados e não aços fundidos.

De acordo com Finardi (1989) as inclusões endógenas são as inclusões formadas como produtos de reações de desoxidação durante o processo de produção de aço. As inclusões exógenas são as inclusões originadas de interações químicas ou mecânicas indesejadas do metal líquido como refratários, escória ou ainda com a atmosfera. Para Glownia (2017), as inclusões exógenas são grandes, distribuídas de forma aleatória, com um diâmetro de mais de 100  $\mu\text{m}$  e se destacam das demais inclusões por sua forma (por exemplo, nitidez). Enquanto as inclusões endógenas são pequenas, numerosas e distribuídas uniformemente na matriz do aço.

As inclusões exógenas são materiais aprisionados que surgem geralmente da erosão mecânica ou química dos refratários ou outras substâncias com as quais o aço fundido entra em contato (BELDING, 1971). Na maioria dos casos, essas inclusões são macroscópicas e visíveis até mesmo na superfície da peça fundida como partículas de areia de moldagem, moldes ou núcleos de revestimento protetor, componentes cerâmicos que não tiveram tempo de se escoar do aço fundido devido às diferenças de densidade entre o aço e as inclusões (GLOWNIA, 2017).



Enquanto que as inclusões endógenas são principalmente óxidos, sulfetos e nitretos que têm solubilidades extremamente baixas no aço sólido. As partículas são geralmente pequenas e distribuídas uniformemente, originando-se como líquidos ou sólidos em um aço que pode estar tanto no estado líquido quanto sólido (BELDING, 1971). De acordo com Glownia (2017) as inclusões endógenas são produto das reações de: oxidação do Si, Mn, Al, Cr, Ti, Ca (cálcio), V, Nb e outros elementos, desoxidação do aço no forno ou na panela de fundição, modificação do aço após a desoxidação, reação de gases dissolvidos N (nitrogênio) e Oxigênio (O) com elementos dissolvidos no aço líquido como Si, Mn, Cr, Ti, Al, Mg, Ce (cério) e reações ocorridas durante a solidificação do aço.

O autor Glownia (2017) menciona uma segunda divisão: inclusões primárias e secundárias. As inclusões primárias são formadas como produtos de desoxidação em temperaturas acima da temperatura de solidificação. O tipo dessas inclusões depende do desoxidante utilizado, e a quantidade é proporcional ao teor total de O e N no aço líquido. Em uma temperatura constante acima da temperatura de solidificação, podem ser formados tanto silicatos de baixo ponto de fusão quanto oxi-sulfetos e nitretos. Inclusões secundárias são formadas durante a solidificação do aço na faixa entre a temperatura de solidificação e a temperatura de fusão. A quantidade dessas inclusões depende da concentração de O remanescente após a desoxidação e da concentração do elemento utilizado para desoxidação.

A morfologia das inclusões em peças fundidas não muda após a solidificação do aço. No entanto, nos processos de forjamento, laminação e fundição contínua, as inclusões não metálicas são esmagadas, deslocadas e movidas na direção de deformação do material. Portanto, as inclusões formadas no processo de desoxidação e solidificação do aço têm a forma final e caracterizam as propriedades subsequentes do aço fundido (GLOWNIA, 2017).

Importante ressaltar que a quantidade de inclusões no produto acabado precisa ser a menor possível, pois normalmente as inclusões apresentam maior dureza do que o aço e possível surgimento de trincas se dará nas vizinhas das inclusões e, portanto, a presença das inclusões prejudica as propriedades mecânicas do aço (MORAES, 2009). De acordo com Ghosh (2001) as inclusões são prejudiciais às propriedades mecânicas como tenacidade à fratura, resistência ao impacto, resistência à fadiga, trabalhabilidade à quente e a resistência à corrosão do aço, principalmente nos aços de alta-resistência para aplicações críticas.

Em aços fundidos, existem três tipos de inclusões não metálicas destacadas pela presença do S sendo: tipo I, tipo II e tipo III, conforme observa Glownia (2017) e Sims (1959)

*apud* Ånmark *et al.*, 2015). De acordo com Sims (1959) *apud* Ånmark *et al.*, (2015), as inclusões não metálicas apresentam as seguintes características: tipo I: globular, quando a solubilidade do O é alta e a solubilidade do S é relativamente baixa, tipo II: formado nos espaços interdendríticos da austenita com morfologia em leque, sendo mais comumente formado nos contornos de grão do aço, e do tipo III: inclusões angulares são formadas como partículas isoladas nos espaços interdendríticos, quando Al é usado com excesso para desoxidação, resultando em cerca de 0,038% de Al no aço. Na FIGURA 2.2 são apresentadas imagens típicas de diferentes sulfetos em amostras de aço.

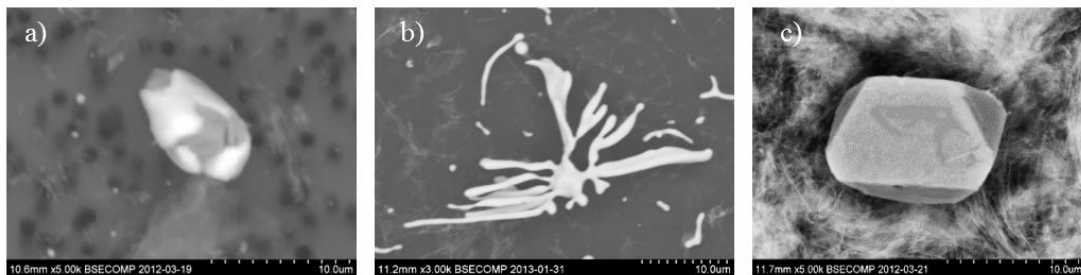


FIGURA 2.2 - Morfologia típica de diferentes sulfetos: a) Oxi-sulfeto do Tipo I; b) MnS eutético do Tipo II + (IV); c) MnS regular do Tipo III.

FONTE - Adaptado de Karasev *et al.* (2013).

A FIGURA 2.3 apresenta uma ilustração esquemática da relação entre as atividades de O, Mn e S e a morfologia de oxi-sulfetos e sulfetos no aço. Os oxi-sulfetos são compostos que contêm O e S. Os autores Steinmetz e Lindenberg (1976) referem ao sulfeto do tipo IV com formato dendrítico ou em forma de esqueleto.

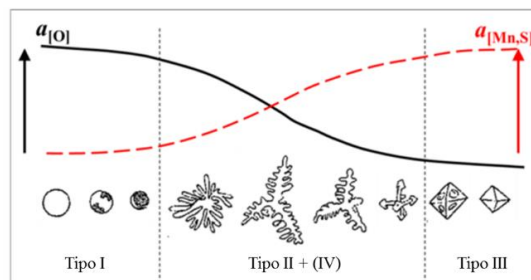


FIGURA 2.3 - Ilustração esquemática dos tipos de inclusões presentes em aços.

FONTE - Adaptado de Steinmetz e Lindenberg (1976).

Para as inclusões do tipo I, o alto teor de O está relacionado ao baixo teor de Al. Isso geralmente é causado por segregação de O e S até os contornos de grãos e áreas interdendríticas durante a solidificação. Quanto mais lento for o processo de resfriamento e solidificação, maior a probabilidade de ocorrência de inclusões do tipo I. Tanto os sulfetos quanto os óxidos nucleiam no aço líquido ao mesmo tempo, formando inclusões de duas fases. Complexos sulfetos pode ocorrer no aço fundido ligados tais como: sulfeto de ferro manganês (Fe,Mn)S;

sulfeto de manganês cromo (Mn,Cr)S; sulfeto de manganês titânio (Mn,Ti)S ou sulfeto de manganês vanádio (Mn,V)S (GLOWNIA, 2017).

As inclusões do tipo II são formadas sob condições de solidificação, mas com teor de Al muito baixo e teor de O mais elevado. Como resultado, o aço líquido tem alta solubilidade de S, e as inclusões nucleam nas últimas gotas do líquido antes de sua solidificação (nas fronteiras de grãos primários nas áreas interdendríticas). O óxido de alumínio ( $Al_2O_3$ ) formado após a desoxidação do Al é geralmente rodeado por um sulfeto de mangânes (MnS), mas é um conglomerado de duas fases diferentes (GLOWNIA, 2017).

Para as inclusões do tipo III durante a solidificação (queda da temperatura), a segregação de C, Si, Mn e outros elementos resulta na formação de inclusões irregulares e angulares. Essa morfologia indica que elas nucleiam já no estado líquido (acima da temperatura de liquidus). As inclusões são MnS puros. Sua distribuição na matriz do aço fundido é acidental, ao contrário das inclusões do tipo II - nos limites dos grãos. As inclusões do tipo III ocorrem com mais frequência quando, durante a desoxidação do aço com Al, é introduzida uma quantidade excessiva de Al. Nessas condições, o teor de O é baixo e, com um teor de S menor (após a desulfuração do aço no período de refino), os sulfetos nucleiam a uma temperatura mais alta, antes dos sulfetos do tipo II. Sua característica distintiva também é que elas não contêm outras fases. Apesar da desoxidação do aço com alumínio, os sulfetos do tipo III não contêm Al, embora núcleos de  $Al_2O_3$  formem complexos heterogêneos com os sulfetos (GLOWNIA, 2017).

Em quase todos os casos de fundição de metal, as inclusões não metálicas são consideradas prejudiciais ao desempenho do componente fundido (AMERICAN SOCIETY OF METAL, 1992). Na prática deteriora principalmente os parâmetros de plasticidade do aço fundido (redução da área, alongamento e tenacidade ao impacto), assim como a resistência à corrosão, resistência à fadiga e comportamento da peça em altas temperaturas (em condições de resistência ao calor). (GLOWNIA, 2017). O efeito das inclusões não metálicas nas propriedades do aço (e do aço fundido) baseia-se no princípio de que cada inclusão é um defeito de descontinuidade da matriz metálica (GLOWNIA, 2017). Nos estudos de Wieser (1980) a resistência à tração do aço fundido diminuiu com o número de inclusões. Nessas dependências, a fração volumétrica das inclusões é mais importante do que o tamanho das inclusões.

A operação de desoxidação tem como objetivo retirar parte do O contido no aço líquido. O e S estão presentes na forma de óxidos e de sulfetos nos aços e as tentativas de melhoria do

nível de limpeza têm sido concentradas em diminuir os teores dos elementos indesejáveis nos aços como os elementos O, S, F e H (hidrogênio). O teor de O do aço deve ser tão baixo quanto possível, pois, um baixo teor de O diminui a probabilidade de grandes inclusões de óxidos que são sempre indesejadas (JUVONEN, 2004). De acordo com Holappa e Helle (1995), o propósito da desoxidação do aço é propiciar a combinação do oxigênio ativo com determinados elementos e permitir sua remoção na forma de óxidos e inclusões que se agregam à escória e ao revestimento refratário. De acordo com Finardi (1993), além de silício (FeSi) e alumínio puro, outros elementos também são utilizados para desoxidação das ligas de aços, como liga de ferro silício zircônio (FeSiZr), liga de ferro titânio (FeTi), liga de cálcio silício (CaSi) e liga de ferro manganês (FeMn).

O tratamento com Ca em diferentes classes de aço como forma de modificar sulfetos no aço líquido antes do vazamento é considerado um procedimento bem estabelecido. Ou seja, para transformar inclusões de óxido e sulfeto em inclusões menos nocivas, que podem ter efeitos benéficos sobre as propriedades dos aços (ÅNMARK *et al.*, 2015). Embora o Ca possa ser introduzido como Ca puro no aço líquido durante o tratamento na panela, a prática usual envolve adições de pó de CaSi, pó de CaSiBa (cálcio silício bário), arame de CaSi, etc. O cálcio tem uma alta afinidade com O e S no metal líquido, portanto, o Ca adicionado pode ser utilizado tanto como desoxidante quanto como dessulfurante no aço líquido (ÅNMARK *et al.*, 2015). O tratamento com Ca é usado em aços para diminuir o teor de S e O, bem como diminuir o número de inclusões e modificar a morfologia da inclusão. O tratamento com Ca modifica a química e a morfologia da inclusão de óxidos e sulfetos para que inclusões alongadas tornem-se globulares (KIESSLING, 1989).

As inclusões não metálicas podem ter um efeito benéfico na usinabilidade do aço. As inclusões formam uma camada protetora na ferramenta de corte, como MnS e aluminatos de cálcio ( $\text{CaAl}_2\text{O}_4$ ) rodeados por uma casca de sulfeto, são benéficas para a usinabilidade do aço (KIESSLING, 1978). Nos aços tratados com Ca, a forma e composição das inclusões não metálicas (óxidos e sulfetos) são modificadas para melhorar a usinabilidade. O tamanho das inclusões em si não tem nenhum efeito significativo na usinabilidade, como tem na degradação da resistência à fadiga, mas a quantidade de inclusões é importante. Portanto, a combinação preferida de distribuição de tamanho e quantidade de inclusões nos aços tratados com Ca é uma grande quantidade de pequenas inclusões (JUVONEN, 2004).

Melhorar a usinabilidade por adições de enxofre é uma abordagem tradicional. O enxofre é adicionado na faixa de 0,08 - 0,13% (ocasionalmente até 0,33% em peso) em vários aços para melhoria da usinabilidade. Uma adição de S melhora a usinabilidade dos aços devido à formação de um número adicional de sulfetos, por exemplo, MnS que são precipitados principalmente durante a solidificação do aço líquido. Portanto, também é fundamental considerar o teor de manganês no aço (ÅNMARK *et al.*, 2015). A TABELA 2.1 apresenta a quantidade de C, S e Mn em algumas classes de aços.

TABELA 2.1 - Quantidade de C, S e Mn em algumas classes de aços (%).

| Classe de Aço AISI | C         | S           | Mn        |
|--------------------|-----------|-------------|-----------|
| 1010               | 0,07-0,14 | 0,05 (max.) | 0,25-0,60 |
| 1110               | 0,08-0,13 | 0,08-0,13   | 1,00-1,30 |
| 1037               | 0,31-0,38 | 0,05 (max.) | 0,70-1,00 |
| 1137               | 0,32-0,39 | 0,08-0,13   | 1,35-1,65 |
| 1045               | 0,42-0,50 | 0,05 (max.) | 0,60-0,80 |
| 1144               | 0,40-0,48 | 0,24-0,33   | 1,35-1,65 |

Fonte: American Society of Metal (1990).

Os sulfetos que precipitam no aço possuem menor resistência ao cisalhamento na zona de corte em comparação com a microestrutura do aço. Além disso, as inclusões de sulfetos formam campos de tensão microestrutural no aço que enfraquecem o material. Isso pode resultar em uma alta taxa de deformação dentro de zonas locais da microestrutura do aço durante a usinagem (ÅNMARK *et al.*, 2015).

As inclusões de MnS têm uma influência positiva na usinabilidade, pois são macias em comparação com a microestrutura do aço e atuam como vazios. Portanto, as inclusões de MnS se separam em torno da microestrutura do aço quando o cavaco é formado pela ação da ferramenta de corte. Como resultado, os cavacos são mais curtos, o que facilita a remoção. Isso gera um menor atrito entre a ferramenta e o cavaco, reduzindo o consumo total de energia durante a usinagem. Como os cavacos são removidos em tamanhos menores e o coeficiente de atrito reduzido, o acabamento da superfície da peça será superior para os aços que contêm S em comparação com outros tipos de aço. A adição de S promove a formação de inclusões macias de MnS. Um aumento no teor de sulfeto no aço está relacionado a um aumento na vida útil da ferramenta (ÅNMARK *et al.*, 2015). Contudo, é importante ressaltar que as quantidades de inclusões de MnS têm uma influência positiva na usinabilidade, porém para um melhor desempenho em fadiga e tenacidade de alguns aços, a quantidade de inclusões de MnS precisa ser controlada.

Nos estudos de Jeon *et al.* (2010) três tipos de aços inoxidáveis (25Cr/7Ni) foram comparados. Os teores de S eram de 0,005%, 0,0340% e 0,1181%. O aumento no teor de S resultou em um aumento na fração volumétrica das inclusões de 25% a 75%. Portanto, a vida útil da ferramenta no torneamento aumentou correspondentemente de 2 a 12 vezes em comparação com o aço de baixo teor de S. Nos estudos de Fang e Wang (1996) o aço inoxidável de usinagem livre (aço com alto teor de S e que podem ser facilmente usinados) foi comparado com um aço comum. Foi constatado que, devido ao aumento do teor de enxofre de 0,04% para 0,1%, o desgaste da aresta de corte foi reduzido em cerca de 50%, após 30 minutos de torneamento longitudinal. A  $F_c$  foi 25% menor para o aço de usinagem livre em comparação com o aço comum.

Nos estudos de Saldarriaga (2008) um modelo numérico foi proposto para estudar os campos de tensão gerados nos aços ABNT 1045 e ABNT 1145 durante os processos de corte, considerando os aspectos microestruturais (principalmente as inclusões de MnS). As tensões resultantes durante o torneamento foram simuladas com base em medições das  $F_c$  e  $F_f$  durante ensaios de usinagem. Foi obtida uma boa correlação entre o modelo numérico e os resultados experimentais. A análise numérica confirmou que as inclusões atuam como concentradores de tensão e que sua morfologia e distribuição influenciam na usinabilidade dos materiais.

### **2.2.2 Tratamento térmico de homogeneização**

Quando o aço é solidificado, as características do processo de solidificação originam variações de composição química entre a superfície e o núcleo do molde ou lingoteira, gerando as “macrosegregações”, e entre as fases sólida e líquida, gerando as “microsegregações”. As macro e as microsegregações, de acordo com o tipo de aço e sua aplicação podem comprometer severamente as propriedades finais, principalmente a tenacidade à fratura dos componentes, e diminuir sua vida em serviço. O recozimento de homogeneização objetiva minimizar a segregação e pode ser realizado em fundidos, lingotes ou em produtos já deformados a quente (PINEDO, 2021).

A segregação de ligas e as estruturas dendríticas podem ocorrer na solidificação de ligas fundidas e podem ser particularmente pronunciadas em seções espessas. Sendo assim, é necessário homogeneizar aços em temperaturas acima de 1095°C para promover a uniformidade da composição química e da microestrutura (AMS, 1990). É desejável submeter as peças fundidas a um tratamento de homogeneização em alta temperatura para reduzir a

segregação de ligas e obter uma resposta mais uniforme ao tratamento térmico subsequente (AMS, 1991).

No trabalho desenvolvido por Torres (2019) a homogeneização foi realizada nos blocos fundidos do tipo Keel para o aço fundido de alto C e alto Si. A temperatura de homogeneização foi de 1150°C por 24 horas de tratamento e resfriamento lento dentro do forno para homogeneização da microestrutura e evitar crescimento dos grãos. Durante o tratamento térmico os blocos foram protegidos com grafite moído para evitar descarbonetação. Carmo, Godoy e Carmo (2016) também realizaram o tratamento de homogeneização em blocos do tipo Keel e materiais para ensaio de desgaste com aquecimento a 1150°C por 7 horas e posteriormente foram resfriados lentamente no forno para homogeneização da microestrutura.

Pereira (2015) estudou a influência do tratamento térmico de homogeneização na microestrutura de um aço utilizado na fabricação de cilindros de laminação para trabalho à frio. Foram utilizadas as temperaturas de homogeneização de 1150°C e 1200°C, por 8 h, 16 h e 24 h. O tempo de homogeneização de 8 h se mostrou insuficiente a despeito da temperatura utilizada. A temperatura de 1150°C é aceitável para tratamentos de 24 h e a completa homogeneização da estrutura só foi alcançada com resultados satisfatórios em termos de homogeneização utilizando-se tratamento a 1200°C por 16 horas de tratamento.

No estudo de Cunha (2012) o tratamento de homogeneização foi realizado em aço ferramenta denominado de CH13 modificado (aço equivalente ao aço ferramenta AISI H13) obtido pelo processo de fundição. As temperaturas de homogeneização escolhidas foram 1000°C e 1110°C por 1 e 2 horas, respectivamente. Os tratamentos térmicos foram realizados num forno elétrico de mufla e as amostras colocadas numa caixa com uma mistura de limalha de aço e carvão para evitar a descarbonetação das mesmas. Posteriormente, o aço foi resfriado a uma temperatura de 750°C para realizar o tratamento térmico de recozimento de amaciamento. E em seguida foi realizado a têmpera e revenimento. O autor observou que o aumento do tempo e da temperatura de austenitização provocou uma diminuição significativa da quantidade visível de carbonetos e segregações, como pode ser observado pela FIGURA 2.4. As imagens antes e após tratamento de homogeneização na temperatura de 1100 °C por 1 e 2 horas do aço CH13 são apresentadas pela FIGURA 2.4.

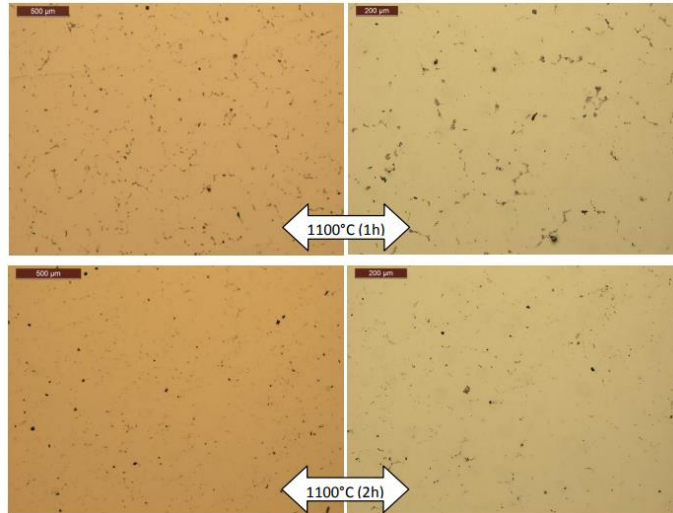


FIGURA 2.4 - Imagens antes e após tratamento de homogeneização para o aço CH13.  
FONTE - Adaptado de Cunha (2012).

Para um melhor entendimento do material em estudo, nos próximos tópicos serão apresentadas as propriedades mecânicas e metalúrgicas dos aços perlíticos e logo em seguida a dos aços bainíticos.

### 2.3 Propriedades metalúrgicas e mecânicas dos aços perlíticos

A transformação eutetóide em aços produz uma microestrutura única denominada de perlita, composta de plaqueta ou lamelas de ferrita e cementita justapostas alternadamente. Colônias de lamelas de várias orientações e espaçamentos entre colônias caracterizam a microestrutura. As variações de espaçamento das lamelas de ferrita e cementita em diferentes áreas pode ser devido em parte às diferenças nos ângulos que as lamelas fazem com o plano de polimento, e ou a faixa de temperatura que a perlita pode ter sido formada (KRAUSS, 2005).

Nos estudos de Carmo (2011) uma microestrutura perlítica para o aço fundido foi observada após tratamento térmico de homogeneização à 1100°C por 4 h e resfriamento lento dentro do forno, sendo possível observar as lamelas alternadas de ferrita ( $\alpha$ ) e cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), conforme apresentado na FIGURA 2.5.

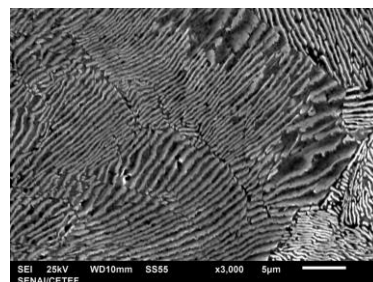


FIGURA 2.5 - Microestrutura perlítica do aço fundido.  
FONTE – Carmo (2011).



Contudo, a perlita é um constituinte extremamente comum de uma ampla variedade de aços, a qual fornece uma contribuição substancial para a resistência mecânica, então não é surpreendente que este constituinte tenha recebido um estudo intensivo (BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2017). A estrutura eutetóide lamelar deste tipo é difundida na metalurgia e, frequentemente, a perlita é um termo genérico para descrevê-los. Essas estruturas têm muito em comum com as reações de precipitação celular. Ambos os tipos de reação ocorrem por nucleação e crescimento, dependem do crescimento cooperativo de fases durante o crescimento difusional. Os núcleos perlíticos ocorrem nos contornos de grãos austeníticos, mas é claro que eles também podem ser associados tanto com ferrita pró-eutetóide quanto com cementita (BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2017).

Os elementos básicos da perlita são os nódulos, as colônias e as lamelas. A perlita está organizada em blocos ou nódulos, que compõem as colônias. Cada colônia contém lamelas paralelas de fase de ferrita ( $\alpha$ ) e fase cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). Um nódulo de perlita pode originar a partir de vários antigos grãos austeníticos. Portanto, é de se esperar que qualquer mudança nas dimensões dos nódulos, na colônia e no espaçamento interlamelar entre lamelas da fase  $\text{Fe}_3\text{C}$  deve afetar as propriedades mecânicas de um aço perlítico (SILVA *et al.*, 2021). Uma síntese com os elementos básicos da perlita é representada pela FIGURA 2.6.

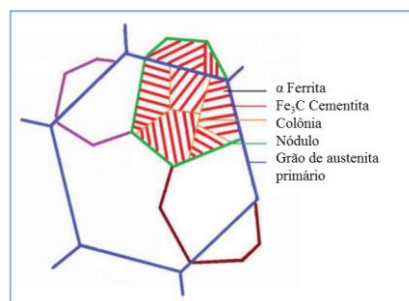


FIGURA 2.6 - Síntese com os elementos básicos da perlita.

FONTE - Adaptado de Silva *et al.* (2021).

Na maioria de constituintes difusionais, a nucleação da perlita se dá heterogênea e não homogeneamente. Se a austenita for homogênea, ou seja, de composição uniforme, a nucleação ocorre quase que exclusivamente nos contornos dos grãos da austenita. Quando heterogênea, apresenta gradiente de concentração e possui partículas de carbonetos de ferro não dissolvidos, sendo assim, a nucleação da perlita pode ocorrer tanto nos contornos como no interior dos grãos da austenita e uma possível nucleação em ferrita proeutetóide (ABBASCHIAN; ABBASCHIAN e REED-HILL, 2008) e (HILLERT, 1962 *apud* EMBURY, 2012). A FIGURA 2.5 (a) indica que a perlita cresce como nódulos nos contornos dos grãos da austenita e cada

núcleo pode ter diferentes colônias ou orientações e que os núcleos se espalham para cobrir os contornos dos grãos da austenita.

Os mecanismos de nucleação e crescimento foram detalhados por Mehl e Hagel (1956), Hull e Mehl (1942) *apud* Elwazri; Wanjara e Yue (2005) e Hillert (1962) *apud* Embury (2012). A iniciação de uma microestrutura perlítica a partir da austenita envolve a formação de núcleos vizinhos de ferrita e cementita em um contorno de grão de austenita (FIGURA 2.7 b-1). Supondo que inicialmente apenas um núcleo de cementita se forme no contorno, esta região será localmente rica em carbono. Isso, então, reduz o teor de carbono em ambos os lados do núcleo de cementita e incentiva a nucleação adjacente de ferrita, como mostrado na FIGURA 2.7 (b-2).

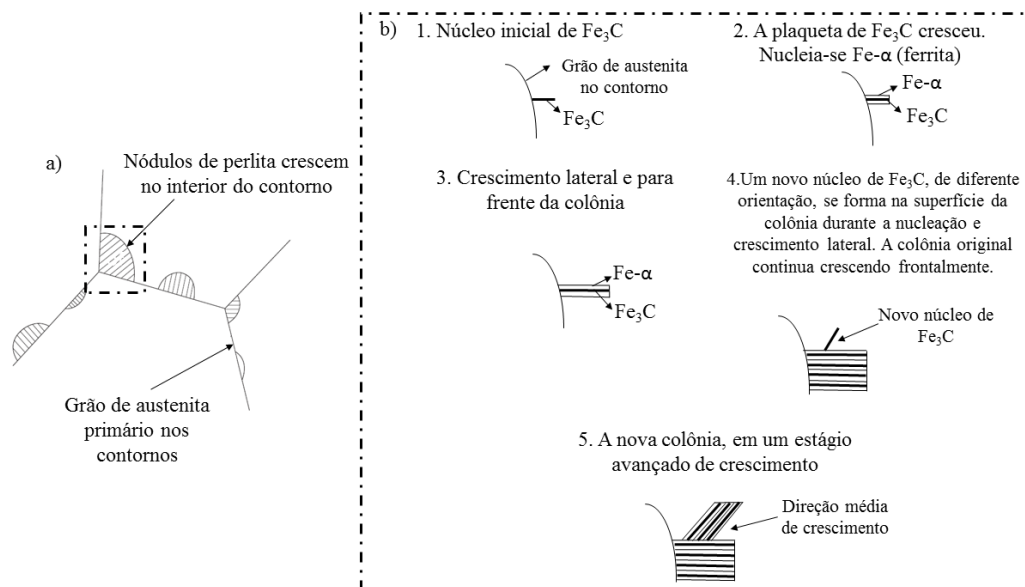


FIGURA 2.7 - Representação esquemática da formação de perlita por nucleação e crescimento: a) perlita cresce como nódulos no interior e contorno do grão da austenita; (b) etapas sucessivas apresentando a nucleação e sequenciamento da formação da perlita.

FONTE - Adaptado de Hillert (1962) *apud* Embury (2012), Hull e Mehl (1942) e Mehl (1941) *apud* Elwazri; Wanjara e Yue (2005).

Com o processo cooperativo, núcleos adjacentes de ferrita e cementita alternados são formados e crescem de forma lateral e para frente de acordo com a FIGURA 2.7 (b-3) (ELWAZRI; WANJARA e YUE, 2005). Os núcleos podem crescer por um processo de difusão de alcance relativamente curto, no qual o carbono se difunde paralelamente à frente da reação, da frente da ferrita em crescimento para a cementita em crescimento. Mais importante ainda, a distância de difusão não aumenta com o tempo, como seria o caso de um processo de precipitação contínua. Esta progressão plausível leva à transformação da austenita em um

produto lamelar que possui uma orientação espacial específica em que as fases de ferrita e cementita são paralelas entre si dentro de uma região de colônia.

Um novo núcleo de  $\text{Fe}_3\text{C}$  de diferente orientação, se forma na superfície da colônia durante a nucleação e crescimento lateral. Para cada colônia de perlita, as lamelas são em sua maioria paralelas e frequentemente curvas. No entanto, diferentes colônias de perlita têm diferentes orientações de lamelas como indicado na FIGURA 2.7 (b-4) e, à medida que a transformação progride, colônias vizinhas de lamelas se unem e continuam a avançar para a austenita, de modo que quando a transformação ocorre em baixos graus de resfriamento, os grupos de colônias avançam por uma fronteira que tem forma aproximadamente esférica, levando à formação de um nódulo de perlita (ELWAZRI; WANJARA e YUE, 2005).

Eventualmente, conforme os nódulos continuam a crescer, eles se colidem uns com os outros para completar a transformação. Se a temperatura na qual a transformação está ocorrendo for reduzida, de modo que o subresfriamento permita que o processo de nucleação se torne tão rápido (FIGURA 2.7 b-5) que todos os contornos do grão são consumidos muito cedo na transformação, os nódulos de perlita são então observados em contato ao longo do grão de austenita primária como uma rede contínua de cementita (ELWAZRI; WANJARA e YUE, 2005).

O comportamento mecânico de aços perlíticos é controlado pela sua microestrutura, desenvolvida durante seu processamento. Uma estrutura perlítica é caracterizada não apenas pelo espaçamento interlamelar ( $\lambda$ ), mas também pelo tamanho das colônias e grãos de austenita primários (TALEFF; LEWANDOWSKI e POURLADIAN, 2002) e (ZHANG *et al.*, 2019). Contudo, o  $\lambda$  é independente do tamanho do grão de austenita primário e do tamanho da colônia de perlita (MARDER e BRAMFITT, 1976).

Um aumento na resistência mecânica devido à redução do tamanho da colônia de perlita, deve ser considerado (TALEFF; LEWANDOWSKI e POURLADIAN, 2002). De acordo com Pickering (1978), o tamanho das colônias desempenha um importante papel nas propriedades mecânicas; quanto menor o tamanho da colônia de perlita, mais dúctil e tenaz será o aço. Em relação ao tamanho de grão austenítico primário tem sido demonstrado que ele não exerce um efeito significativo sobre a resistência ao escoamento dos aços perlíticos (TALEFF; LEWANDOWSKI e POURLADIAN, 2002). Contudo, sobre a ductilidade, ela aumenta com diminuição do tamanho do grão austenítico primário (TORIBIO *et al.*, 2014).

Nos estudos de Rodrigues e Faria (2021) três aços utilizados para trilhos ferroviários foram estudados para verificar a influência da composição química e diferentes temperaturas de resfriamento 662°C, 688°C e 705°C em relação ao  $\lambda$ , tamanho da colônia, tamanho do grão e a dureza Vickers dos aços estudados. Os aços foram denominados de A, B e C, sendo o aço A e B comercializados como *premium* e o aço C, como padrão, ambos por processo de conformação. É possível observar que as diferenças entre aços *premium* e aço padrão são bastante significativas. O aço padrão C apresentou o menor tamanho de grão de austenita anterior, seguido pelo aço premium A e, finalmente, pelo aço premium B. O menor tamanho do grão foram atribuídos aos maiores teores de Mn, Si e Nb. Os autores afirmaram que quanto menor o grão austenítico anterior, maior é a área superficial total e, portanto, maiores são os locais preferenciais (limite de grão) para a nucleação da perlita aumentando o tamanho do grão. Com relação aos valores de  $\lambda$ , tamanho da colônia e a dureza Vickers dos aços estudados, os aços *premium* A e B apresentaram menores  $\lambda$ , menores tamanhos das colônias e maiores valores de dureza considerando uma estrutura mais refinada, comparado ao aço C. Esperava que o aço C apresentasse menor  $\lambda$  e tamanhos das colônias, visto que para esse aço obteve o menor tamanho de grão. A microestrutura mais refinada para A e B foi atribuída a maior taxa de resfriamento na austenita que contribuiu para o refinamento das colônias de perlita e menor  $\lambda$ .

As propriedades mecânicas dos aços eutetóides tais como dureza, resistência mecânica e tenacidade são fortemente dependentes do  $\lambda$  (MODI *et al.*, 2003). Em uma estrutura fina e 100% perlítica, o menor  $\lambda$  produz propriedades mecânicas melhoradas, como aumento da dureza e da tensão limite de escoamento ( $\sigma_{LE}$ ) e alta resistência ao desgaste, ou seja, quanto menor o  $\lambda$ , maior a resistência ao desgaste e vice-versa (TORIBIO *et al.*, 2014).

Com relação aos valores de  $\lambda$ , o tipo de tratamento térmico influencia nos valores de  $\lambda$ . Nos estudos de Adamczyk-Cieślak *et al.* (2019) para uma composição química contendo 0,71%C; 0,34%Si; 0,036%Cr; 1,10%Mn, foram encontrados valores aproximados de  $\lambda = 0,30 \mu\text{m}$  para uma microestrutura totalmente perlítica. O aço foi submetido ao processo de laminação e posterior resfriado no forno até a temperatura ambiente. Em seguida, foi aquecido novamente até a uma temperatura de 980°C mantido por uma hora e resfriado livremente ao ar parado.

Nos estudos de Modi *et al.* (2001) o aço estudado (fundido e conformado) com composição química contendo os elementos 0,65%C; 0,87%Mn; 2,00%Si; 0,021%P e 0,023%S e estrutura ferrítica-perlítica, valores encontrados de  $\lambda$  foram entre  $\lambda = 0,54 \mu\text{m}$  à de  $\lambda = 0,78 \mu\text{m}$  para diferentes temperatura de austenitização (1073°C, 1123°C, 1173°C, 1223°C, 1273°C) durante

o período fixo de uma hora e resfriados dentro do forno. O  $\lambda$  aumentou para maiores temperaturas de austenitização que foram atribuídos à formação de tamanhos de grãos austeníticos anteriores maiores em temperaturas de austenitização mais altas.

Os autores Modi *et al.* (2001) também relacionaram a influência de grande quantidade de Si, que muda o ponto eutetóide para baixas concentrações de carbono e isso resulta na ocorrência de uma estrutura quase totalmente perlítica, juntamente com uma oferta de rede muito fina ao redor das colônias perlíticas. Resultados similares foram encontrados nos estudos de Qiao *et al.* (2020), a adição de Si (0,90%) contribuiu para menores valores de  $\lambda$ . E nos estudos de Hong *et al.* (2019) a adição de Si (1,33%) e Ni (0,44%) favoreceu a redução do  $\lambda$  para aços de alto Si ferrítico-perlítico.

Em relação a influência do  $\lambda$  sobre as propriedades mecânicas do aço, os autores Modi *et al.* (2003) observaram que dureza e a tensão limite de escoamento ( $\sigma_{LE}$ ) seguem um tipo de relação *Hall-Petch* com  $\lambda$  e a dureza juntamente com o  $\sigma_{LE}$  e são inversamente proporcionais a raiz quadrada do  $\lambda$  da perlita ( $\lambda^{-1/2}$ ). De acordo com Gorni (2009), a relação entre a  $\sigma_{LE}$  e  $\lambda^{-1/2}$  é uma adaptação da conhecida equação de *Hall-Petch*, onde o tamanho de grão é substituído pelos valores de  $\lambda$ .

À medida que  $\lambda$  reduz, valores de  $\sigma_{LE}$  e dureza aumentam. A tensão máxima de resistência à tração ( $\sigma_{LR}$ ), também segue essa relação. Contudo, os autores Modi *et al.* (2001) mostraram que a relação ( $\sigma_{LR}$  vs.  $\lambda$ ) é válida para  $\lambda$  menores ou até 0,627  $\mu\text{m}$ , ou seja, a  $\sigma_{LR}$  aumenta com a diminuição do  $\lambda$ , somente até um valor crítico. Para valores de  $\lambda$  acima de 0,627  $\mu\text{m}$ , a  $\sigma_{LR}$  permanece com valores constantes e não apresentou aumento. Isto pode ser devido à presença de tensões residuais nas proximidades da interface ferrita/cementita, suficientes para o desenvolvimento de zonas plasticamente deformadas na ferrita, ou seja, maiores números de discordâncias. Essas discordâncias interagem com outras e restringe o movimento e ocasiona o endurecimento da ferrita.

Sendo assim, em aços quase eutetóides, a fase perlítica governa a resistência, enquanto a fase ferrítica controla a ductilidade (MODI *et al.*, 2001). Durante a deformação da perlita, a ferrita na perlita também é deformada porque a ferrita é mais macia do que a cementita. A deformação plástica está sempre associada à livre movimentação de deslocamentos. Como resultado, quando o  $\lambda$  é grande, os deslocamentos se movem mais livremente na zona de ferrita, resultando em maior deformação. Isso resulta em um valor de  $\sigma_{LR}$  mais baixo (MODI *et al.*, 2001).

Modi *et al.* (2003) estudaram o aço ferrítico-perlítico variando o tempo de austenitização e o  $\lambda$  com a seguinte composição química: 0,65%C; 0,87Mn%; 0,021P%; 1,7%Si e 0,02%S. O  $\lambda$  aumenta para maiores temperaturas de austenitização. Em relação às propriedades mecânicas, a dureza e o  $\sigma_{LE}$  aumentam quando o  $\lambda$  reduz e segue uma linear relação com a  $\lambda^{-1/2}$ . No entanto, o alongamento, a tenacidade e o  $\sigma_{LR}$ , não seguem essa relação, tal comportamento pode ser verificado pelas FIGURAS 2.8 (a) e (b). Isso pode ser atribuído à geração de tensões residuais de origem térmica nas lamelas de ferrita devido a diferença no coeficiente de expansão térmica da ferrita e cementita. As tensões residuais térmicas podem ser suficientes para causar deformação plástica de ferrita nas regiões interfaciais (ferrita/cementita). Quando as lamelas são mais finas do que o valor crítico, a zona plástica na interface (ferrita/cementita) se sobrepõe e toda a ferrita trabalha plasticamente endurecida. Isso também leva a maior resistência e dureza com diminuição do  $\lambda$ . Além disso, menor ductilidade e tenacidade é observada no caso de redução do  $\lambda$  por causa da ferrita endurecida.

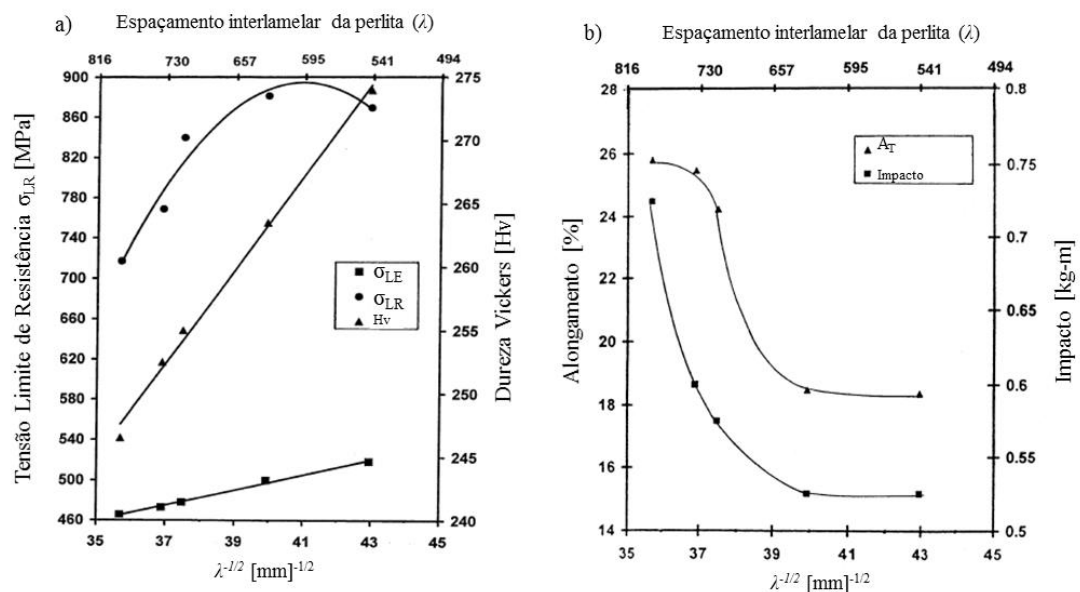


FIGURA 2.8 - A influência da  $\lambda^{-1/2}$  e  $\lambda$  em relação: a)  $\sigma_{LR}$  e dureza ; b) Alongamento e tenacidade do aço. FONTE - Adaptado de MOODI *et al.* (2003).

Dollar *et al.* (1988) mencionaram que o aumento  $\sigma_{LE}$  do aço é consequência do esforço necessário para mover uma discordância entre duas lamelas de cementita, o que limita a distância de deslizamento na ferrita. Em uma perlita grosseira, essa distância é maior do que em perlita fina, então a tensão necessária para mover discordâncias é inferior e por isso menor é o  $\sigma_{LE}$ .

Essa mesma tendência foi observada nos estudos de Moreira (2019) para o aço perlítico aplicado em trilhos ferroviários, com seguinte composição química: 0,76%C; 1,03Mn%;

0,008P%; 0,466%Si; 0,005%Ni; 0,014%Cr, 0,061%V; 0,03%Nb e 0,009%Ti. Foram austenitizados a 900°C e a 1300°C. O  $\lambda$  e os resultados mecânicos para a temperatura à 900°C foram de  $\lambda = 0,16 \pm 0,02 \mu\text{m}$ /  $\sigma_{LR} = 1129 \pm 44 \text{ MPa}$ /  $\sigma_{LE} = 693 \pm 34 \text{ MPa}$ /  $A_T = 21 \pm 1\%$ , enquanto que na temperatura de 1300°C apresentaram os seguintes valores de  $\lambda = 0,09 \pm 0,01 \mu\text{m}$ /  $\sigma_{LR} = 1051 \pm 5 \text{ MPa}$ /  $\sigma_{LE} = 793 \pm 52 \text{ MPa}$ /  $A_T = 3 \pm 1\%$ . A autora observou que a estrutura com menor  $\lambda$  (0,09  $\mu\text{m}$ ), o valor de  $\sigma_{LE}$  foi maior (793 MPa) e o  $A_T$  foi menor (3%). O aumento da tensão limite de escoamento do aço é consequência do esforço necessário para mover uma discordância entre duas lamelas de cementita, o que limita a distância de deslizamento na ferrita. Na perlita fina, a distância é menor, a tensão necessária para discordâncias é maior, aumenta o limite de escoamento mais prejudica a ductilidade. Outra questão apontada nos estudos de Moreira (2019) seria o tamanho da colônia da perlita. Para a aço austenitizado a 900°C e a 1300°C, o tamanho da colônia foi de  $27 \pm 2$  e  $63 \pm 11$ , respectivamente. E a explicação foi relacionada ao estudo de Parsons e Edmonds (1987), que explicam que um tamanho maior de grão austenítico diminui a taxa de nucleação, reduzindo a temperatura de transformação da perlita, levando a um espaçamento interlamelar mais refinado.

Além disso, tem-se avaliado a adição de Si em relação aos valores de  $\lambda$ . Nos estudos de Qiao *et al.* (2020) para aços perlíticos com alto teor de carbono (0,82%), avaliaram-se a adição de Si nos valores de 0,53% e 0,85%. Com o aumento da quantidade de Si na liga, os valores de  $\lambda$  reduziram, ou seja, de 0,164  $\mu\text{m}$  foram para 0,148  $\mu\text{m}$ , que representou um aumento da  $\sigma_{LR}$  de 1121 MPa para 1227 MPa e da  $\sigma_{LE}$  de 707 e 746 MPa, contudo menor variação foi observada para o  $A_T$ , sendo de 10,4% para 10,3%.

Com relação a dureza, a FIGURA 2.9 apresenta a variação da dureza Brinell do ferro puro (sem carbono) em função dos elementos de liga que formam soluções sólidas na ferrita e que afetam a dureza.

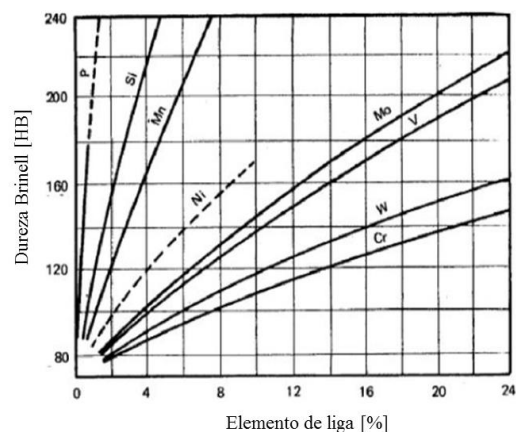


FIGURA 2.9 - Efeito da adição de elemento de liga que forma solução sólida na ferrita. Fonte - Adaptado de Thelning (1967).

Os elementos de liga Si e Mn têm um efeito relativamente potente sobre a dureza da ferrita, enquanto o Cr apresenta um menor aumento da dureza. Por esta razão, o Cr é elemento que deve ser adicionado nos aços a serem processados por trabalho a frio nos quais a temperabilidade é necessária (THELNING, 1967).

Os autores Qiao *et al.* (2020) também avaliaram a influência da adição Si e Mn nos valores de microdureza do aço perlítico. Quando o teor de Mn foi de 0,53% e os teores de Si variando entre 0,53% a 0,85%, a microdureza aumentou de 311 HV para 327 HV para uma microestrutura perlítica. Quando aumentaram a concentração de Mn (1,26%), um ligeiro aumento pode ser observado na microdureza. Com a adição de Si para 0,90%, a microdureza atingiu valores de 344 HV. Pode-se concluir que a microdureza aumentou com o aumento da concentração de Si e para a mesma concentração de Mn (1,26%). Sendo assim, o desempenho dos aços é fortemente dependente da microestrutura, o refinamento do  $\lambda$  induzido pela adição de Si desempenhou um papel importante na melhoria da microdureza. A adição de Si acelera a transformação da perlita e significativamente inibe a transformação da bainita, que é mais benéfica para gerar uma estrutura totalmente perlítica.

As propriedades mecânicas dos aços podem ser determinadas principalmente pelo teor de C, contudo, há contribuições dos elementos de liga. Por exemplo, o Mn é frequentemente adicionado em aços para aumentar a resistência mecânica (a formação de colônias de perlita fina) e também reduz a temperatura de transformação da perlita. Quando o teor de C ultrapassa a composição eutetóide desses aços (aços hipereutetóides), observou-se aumento da resistência à tração e da dureza com o sacrifício da ductilidade e tenacidade, devido à formação de uma rede de cementita em torno dos grãos primários de austenita (ADAMCZYK-CIEŚLAK *et al.*, 2019).

Alguns dos elementos de liga presentes nos aços são estabilizadores de austenita (Mn e Ni, por exemplo), alguns são estabilizadores de ferrita (Si, Cr e Mo) e outros são fortes formadores de carbonetos (Ti, Nb, Mo e Cr) presentes em quantidade suficiente. Os estabilizadores de austenita reduzem a temperatura eutetóide e, assim, expandem a faixa de temperatura na qual a austenita é estável (KRAUSS, 2005). Enquanto que os estabilizadores de ferrita e os formadores de carboneto como o Cr, são responsáveis pelo encolhimento do campo da fase de austenita. (KRAUSS, 2005). O Mn é elemento estabilizador da austenita e um elemento formador de carboneto e como resultado, aumenta a estabilidade da austenita e baixa a temperatura do eutetóide, além de diminuir o seu teor de C, ou seja, um teor adequado de Mn



em torno de 9% poderá produzir uma estrutura inteiramente perlítica somente com cerca de 0,3% de C (KRAUSS, 2005).

O Cr e Mo, são fortes elementos formadores de carboneto. Nos sistemas Fe-C-Cr e Fe-C-Mo, o crescimento da perlita é retardado porque os átomos de Cr e Mo devem se difundir, um processo que é muito mais lento do que a difusão do C, devido ao maior tamanho dos átomos do elemento de liga em comparação com os átomos de C (KRAUSS, 2005). A adição de Cr contribui para o refinamento da perlita e o V para refinamento do tamanho do grão (TALEFF; LEWANDOWSKI e POURLADIAN, 2002). Trabalho recente mostrou que a presença de Co no aço ajuda a alcançar menor  $\lambda$ , aumentando a força motriz para a transformação de austenita para perlita (WU e BHADSHIA, 2012). Em suma, de acordo com Godefroid *et al.* (2019), os elementos de liga que ajudam a refinar o  $\lambda$  incluem o Cr, Mo, V, Mn and Si.

A adição de V, Mo, Cr e W melhoram a resistência ao desgaste devido a formação de duras partículas abrasivas e maior dureza à quente. Em suma, os elementos de liga desempenham sua função pretendida em três formas: (i) formando carbonetos que são insolúveis na ferrita (W, Mo, V, Cr); (ii) entrando em solução sólida na ferrita (Si, Mn, Ni, Co, Cr); (iii) formando inclusões que são insolúveis na ferrita (Si, Al, Ti, Mn, S, P, Pb). Dos materiais que entram em solução sólida na ferrita, o Mn e o Si tendem a tornar a matriz mais frágil (diminui a tensão de ruptura) enquanto o Ni a torna menos frágil. Todos os elementos que entram em solução na ferrita aumentam a tendência de endurecimento por deformação. Dos elementos que formam inclusões, Si, Al e Ti estarão na forma de óxidos (SHAW, 2005).

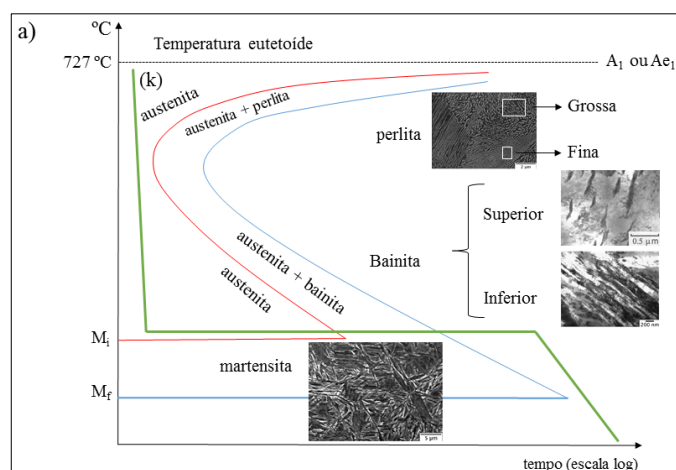
Por fim, os aços carbonos totalmente perlíticos são de grande importância e apresentam extensas demandas em aplicações estruturais exigentes, em grande parte devido sua combinação de resistência e tenacidade, além de obterem resistência ao desgaste, ductilidade e baixo custo de fabricação (TALEFF; LEWANDOWSKI e POURLADIAN, 2002).

#### **2.4 Tratamento térmico de austêmpera e influência da composição química dos aços bainíticos**

Para obtenção do aço HC-HSi com estrutura bainítica isenta de carbonetos é necessário definir a composição química, a rota de fabricação e em seguida o tratamento térmico de austêmpera. A etapa crucial para alcançar uma estrutura bainítica isenta de carboneto é a elaboração cuidadosa da composição química do aço.

A bainita é conhecida desde 1930, quando Davenport e Bain relataram pela primeira vez uma nova microestrutura diferente da perlita e martensita observada no mesmo aço. A microestrutura totalmente bainítica pode surgir nos aços por influência conjunta da composição da liga e parâmetros de processamento apropriados (BARBACKI, 1995). Duas morfologias com diferentes agregados de ferrita mais cementita não lamelares, típicas de aços de médio carbono, foram reconhecidas e denominadas de bainita superior e bainita inferior por Mehl em 1939 (BHADESHIA, 2001).

A transformação isotérmica para a formação de bainita ocorre em uma faixa de temperatura entre o início da transformação da martensita e as temperaturas de formação da ferrita e perlita. Nestas condições é possível a obtenção de morfologias provenientes de uma transformação global ou completa e por morfologias que caracterizam uma transformação parcial ou incompleta (BHADESHIA, 2001). A FIGURA 2.10 (a) apresenta uma representação esquemática de um diagrama TTT (tempo-temperatura-transformação) para um aço eutetóide e as estruturas formadas nas regiões específicas do diagrama. A curva (k) representa o resfriamento que propicia a obtenção da estrutura bainítica (SILVA e MEI, 2006). A temperatura de transformação de fase no equilíbrio é a  $A_{e1}$  (fim da transformação da austenita em ferrita  $\alpha$ ). A temperatura mais alta na qual a bainita pode se formar em um aço de composição fixa é conhecido como o temperatura de início da transformação bainítica ( $B_s$ ) e a temperatura correspondente para martensita é chamada de ( $M_i$ ). O  $M_f$  é a temperatura de fim de formação da martensita (BHADESHIA, 2013). A transformação isotérmica é uma parte do ciclo de austêmpera conforme esquematizado na FIGURA 2.10 (b) e reportado por Tenaglia *et al.* (2018). O tratamento térmico de austêmpera consiste em uma austenitização completa seguida por um ciclo isotérmico, comumente realizado em um banho de sal fundido mantido a uma temperatura definida ( $T_{IB}$  - temperatura do banho isotérmico).



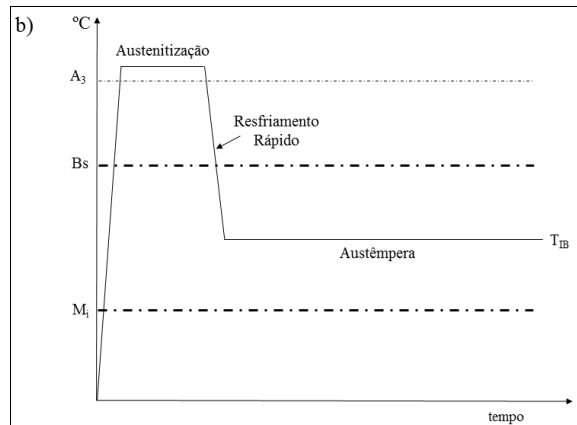


FIGURA 2.10 - a) diagrama TTT com as ilustrações das estruturas formadas em regiões específicas; b) diagrama esquemático do tratamento térmico de austêmpera.

FONTE - Adaptado de Silva e Mei (2006) e Tenaglia *et al.*, (2018).

Contrário à microestrutura do aço perlítico, a ferrita do aço bainítico convencional tem uma morfologia acicular e os carbonetos são partículas discretas. A microestrutura do aço bainítico é mais complexa que a do aço perlítico e é amplamente dependente nas condições de composição química e processamento (AGLAN *et al.*, 2004). Os autores Singh e Singh (2018) ressaltaram que o projeto da composição química do aço, tamanho de grão da austenita primária, bem como a temperatura de austêmpera para transformação bainítica são formas potentes para controlar a morfologia final das placas bainíticas, bem como a austenita retida. Depois da transformação bainítica, uma certa quantidade de austenita pode ser estabilizada a temperatura ambiente, essa austenita é denominada de austenita retida (SOLIMAN e PALKOWSKI, 2016).

De acordo com os autores Tenaglia *et al.* (2018), a bainita isenta de carboneto foi aceita como uma variante da bainita e o progresso da transformação da bainita é dado pelo crescimento sem difusão de finas placas de sub-unidades de ferrita bainítica ( $\alpha_B$ ) circundadas por austenita ( $\gamma$ ) retida, conforme detalhado na FIGURA 2.11, obtidas por MEV de um aço com alto Si.

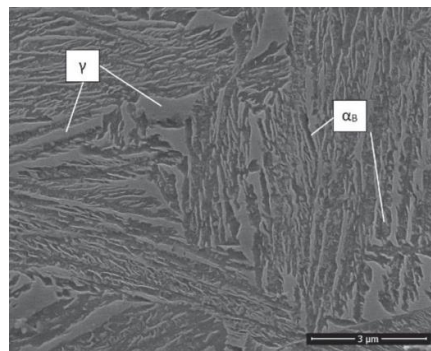


FIGURA 2.11 - Microestrutura bainítica isenta de carboneto detalhando a ferrita bainítica ( $\alpha_B$ ) e a austenita ( $\gamma$ ) retida de um aço com alto Si.

FONTE - Adaptado de Tenaglia *et al.* (2018).

A adição de elementos de liga tem como objetivo garantir uma estrutura bainítica e melhorar a austemperabilidade do material. De acordo Tenaglia *et al.* (2018) a austemperabilidade, quantifica a aptidão do aço para atingir uma estrutura bainítica após um tratamento térmico isotérmico, que pode ser controlado pela composição química do aço e outros fatores metalúrgicos. Dessa forma, a fim de obter a microestrutura bainítica desejada, a combinação ideal de elementos de liga deve ser usada e a escolha dos elementos de liga e sua quantidade é, portanto, crítica (ZHU *et al.*, 2011).

Dessa forma, a presença de partículas de cementita tem um efeito prejudicial na microestrutura, responsável por iniciar uma fratura e sua ausência torna a microestrutura mais resistente a falhas de clivagem e formação de vazios. Portanto, a precipitação de cementita durante a transformação bainítica pode ser suprida na liga do aço com cerca de 1,5% em peso de Si, que tem uma solubilidade muito baixa na cementita e inibe o crescimento da austenita. O Si favorece a nucleação da ferrita bainítica, o carbono que é rejeitado da ferrita bainítica, enriquece a austenita residual, desse modo estabilizando-a até a temperatura ambiente (BHADESHIA, 2001).

O alto teor de C no aço leva a uma baixa temperatura  $M_i$ , o que pode ampliar a faixa de temperatura bainítica e conseqüentemente diversas fração de volume e tamanho de austenita retida podem ser obtidas (LIU *et al.*, 2019). Além disso, o maior teor de C não apenas diminui a temperatura de transformação da bainita, mas estabiliza a austenita retida após a transformação bainítica (CABALLERO *et al.*, 2012). Por sua vez, a baixa quantidade de C exibe temperatura  $M_i$  mais altas que aumentam a temperatura de transformação mínima para a formação de bainita, levando a microestruturas bainíticas mais grosseiras. Uma maior concentração de C reduz a fração volumétrica máxima alcançável da ferrita bainítica (HUANG; SHERIF e RIVERA-DÍAZ-DEL-CASTILLO, 2013). Contudo, realizar o tratamento térmico de austêmpera a uma baixa temperatura  $M_i$  elevam muito o tempo de tratamento térmico, conforme reportado por Yoozbashi; Yazdani e Wang (2011).

A adição de Cr, Cu e Ni ajudam a melhorar a austemperabilidade e são adicionados para escapar da zona de transformação difusiva e permitir que o aço entre na zona bainítica (SHARMA; SANGAL e MONDAL, 2016). A austemperabilidade de aços fundidos de alto Si (acima de 2%) foi estudada por (TENAGLIA *et al.*, 2018). Observou-se que o C e o Cr são muito eficazes em aumentar a austemperabilidade principalmente quando usados em combinação. Outros elementos de liga como Ni e Mo também aumentam a austemperabilidade

dos aços, mas o mesmo efeito pode ser alcançado usando Cr e C com menor custo. Desta forma, os sistemas Fe-C-Si-Mn-Cr parecem ser uma boa escolha para a produção de peças fundidas com microestruturas bainíticas isentas de carboneto a baixo custo (TENAGLIA *et al.*, 2018).

Os elementos Mo e Cr produzem uma separação particularmente clara da curva C da bainita da ferrita/perlita (ZHU *et al.*, 2011). O Mo atrasa a formação da ferrita e da perlita (AGLAN *et al.*, 2004), (BASSO *et al.*, 2020-a). O Mo também é adicionado para melhorar quaisquer fenômenos de fragilização por têmpera, devido a inevitáveis impurezas como por exemplo do elemento fósforo (CABALLERO e BHADSHIA, 2004). A fragilização por têmpera é causada pela presença de impurezas específicas no aço, que segregam para os contornos de grão de austenita durante o tratamento térmico (SOLIMAN e PALKOWSKI, 2016).

Já o Mn, Ni e Cr podem diminuir a temperatura de transformação bainítica, melhora a austemperabilidade e as propriedades mecânicas (AGLAN *et al.*, 2004), (BASSO *et al.*, 2020-b). O Mn e Ni são elementos estabilizadores da austenita na temperatura ambiente. De acordo com Barbacki (1995) o Ni é um elemento que aumenta a austemperabilidade, permitindo uma redução considerável da velocidade crítica de resfriamento para a formação de bainita. Ao adicionar o Ni com o Cr, ele torna o aço resistente à corrosão e ao calor, também contribui para o refino do grão e um fato importante é que o Ni não é um formador de carboneto.

A precipitação de carbonetos é retardada pela presença dos elementos de liga, tais como Si, Mn e Ni (DA SILVA *et al.*, 2017). O Si tem como função suprimir a precipitação da cementita frágil durante a formação da bainita e, portanto, conduzir a uma melhoria da tenacidade (YOOZBASHI; YAZDANI e WANG, 2011). Apesar de ser classificado como um elemento formador de ferrita, a presença de Si durante a reação bainítica pode contribuir para a transformação incompleta da bainita (CABALLERO, 2012).

Os elementos Al e Co em concentrações menores do que 2%, em peso, aceleram a transformação bainítica. Porém, o Co é um elemento de liga muito caro, e sua adição no aço aumenta o custo de produção (GARCIA-MATEO; CABALLERO; BHADSHIA, 2003). O Al também atua como um desoxidante. Outros elementos como Ti, V, cálcio (Ca) e cério (Ce) são adicionados para refino de grãos (CHEN; LI, 2007).

Outros autores como Singh, Kritika e Singh (2018) também adicionaram 0,56% Al e 1,0% Co para acelerar transformação bainítica e aumentar a energia livre da austenita para a ferrita. Porém, nos estudos de Torres (2019) a adição de 0,8%Al na liga promoveu a formação

inclusões de óxidos no aço fundido de alto C e alto Si. De acordo com Huang; Sherif e Rivera-Díaz-Del-Castillo (2013) a adição de Al na liga podem exigir controles rígidos de produção do aço para garantir a limpeza.

O aço com alto teor de C e rico em Si com estrutura de bainita isenta de carboneto, tem sido desenvolvido para transformar em uma mistura de ferrita bainítica e austenita retida, sendo a bainita obtida em baixa temperatura, sendo tão fina que a  $\sigma_{LR}$  excede a valores de 2000 MPa e tenacidade de  $30 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  (GARCIA-MATEO; CABALLERO e BHADESHIA, 2003). O material após transformação se refere a um aço “nanoestruturado” devido a placa (sub-unidade) de ferrita bainítica apresentar uma espessura na faixa de 20-40 nm, sendo as dimensões comparadas a um nanotubo de carbono com espessura de 20-50 nm. A bainita nanoestruturada está sendo bem-sucedida comercialmente na fabricação em grande escala de eixos e placas, mas somente aplicações que não requer solda, devido à alta concentração do teor de carbono e um carbono equivalente maior que 1, que são inaceitáveis para soldas (BHADESHIA, 2013).

Carmo (2011) desenvolveu uma liga de aço fundido austemperado, obtendo uma estrutura bainítica nanoestruturada, sendo a bainita isenta de carbonetos e com alta resistência à fadiga mecânica. A composição química desenvolvida constitui dos seguintes elementos químicos: 0,81%C; 1,35%Si; 2,13%Mn; 1,03%Cr; 0,16%Mo; 0,56%Ni; 1,54%Co. O tratamento isotérmico foi realizado a 300°C por 18 horas e 200°C por 240 horas. Os resultados relacionados às propriedades mecânicas foram:  $\sigma_{LR}$  entre 1685 a 2035 MPa,  $\sigma_{LE}$  entre 1509 a 1868 MPa e  $A_T$  entre 0,8 a 15%.

No estudo de Torres (2019), corpos de prova de aço fundido foram obtidos após tratamento de austêmpera nas temperaturas de 300°C e 220°C. Estrutura predominante bainítica, foram obtidas a 300°C, no qual apresentaram  $\sigma_{LR}$  de 2000 MPa, alongamento total entre 3% a 6% e dureza de  $59,4 \pm 0,3$  HRC. Com a austêmpera realizada a 220°C foi possível obter aços com estrutura multiconstituída composta por bainita, martensita e austenita retida, apresentando  $\sigma_{LR}$  em torno de 2300 MPa, alongamento total entre 0,8% a 1,5% e dureza de  $53,1 \pm 0,2$  HRC, contudo as microestruturas obtidas no seu estudo não foram consideradas nanoestruturada.

No estudo de Moreira (2019) o aço microligado para trilhos ferroviários ligado ao Nb e V (Aço Nb-V) foram austenitizados a 900°C e 1300°C e a temperatura de austêmpera foi realizado a 400°C. Os resultados do ensaio de tração e dureza foram de:  $\sigma_{LR}$  para o aço Nb-V austenitizados a 900°C foi de  $1303 \pm 20$  MPa,  $\sigma_{LE}$  de  $1018 \pm 8$  MPa, alongamento total de  $20 \pm$

1 e dureza de  $394 \pm 5$ . Para o aço Nb-V austenitizados a  $1300^{\circ}\text{C}$  o valor de  $\sigma_{\text{LR}}$  foi de  $1137 \pm 13$  MPa,  $\sigma_{\text{LE}}$  de  $877 \pm 17$  MPa, alongamento total de  $8 \pm 1$  e dureza de  $357 \pm 7$ . O refinamento da espessura da placa é uma das principais contribuições microestruturais para a resistência mecânica da bainita. Essa tendência é observada para o aço austenitizados a  $900^{\circ}\text{C}$  sendo a espessura da placa de  $0,04 \mu\text{m}$  e para o aço austenitizados a  $1300^{\circ}\text{C}$  sendo de  $0,12 \mu\text{m}$ . A autora discutiu que a provável precipitação de carbonetos grosseiros, preferencialmente nos contornos de grão austenítico, para as amostras austenitizadas a  $1300^{\circ}\text{C}$ , tenha favorecido o aumento da fragilização do aço Nb-V.

Portanto, uma vez que esses aços apresentam uma combinação incomum de boas propriedades mecânicas e baixo custo de fabricação, em comparação com aços convencionais de alta resistência; uma ampla variedade de aplicações como automotiva, trilhos e em indústrias de engenharia pesada podem aplicar aço bainítico (BOSNJAK *et al.*, 2001).

No próximo capítulo serão demonstradas as aplicações referente aos aços com estrutura perlítica e bainítica.

## 2.5 Aplicações de aços perlíticos e bainíticos

Aços eutetóides de alto carbono (0,8% em peso) com microestrutura totalmente perlítica são amplamente utilizados como trilhos e rodas ferroviárias para transporte pesado, fios trefilados a frio para cabos de pontes suspensas, cabos de pneus de automóveis, correias transportadoras e mangueiras (BEHERA *et al.*, 2019). A produção de estruturas perlíticas são obtidas por vários processos de fabricação, o que resulta em uma fina microestrutura perlítica (TALEFF; LEWANDOWSKI e POURLADIAN, 2002).

A evolução nos aços perlíticos tem sido realizada e para isso tem se buscado o desenvolvimento de aços com excelente desempenho baseado no balanço entre resistência e tenacidade, somado a adição de elementos de liga (QIAO *et al.*, 2020). Visto que alcançar superior tenacidade ao impacto em aços perlíticos de alta resistência é extremamente desejável e desafiador devido ao caráter frágil das lamelas de cementita intermediárias (BEHERA *et al.*, 2019). Aços com alto C (0,80-0,82%) em combinação com aumento de alguns elementos de liga tem sido explorado e especialmente um significativo interesse pela adição de Si, visando refinar o espaçamento interlamelar e melhor as propriedades mecânicas (QIAO *et al.*, 2020).

Os autores Mishra e Singh (2017) têm trabalhado nas melhorias das propriedades mecânicas de aços perlíticos para obterem um refinamento estrutural e microestruturas em

nanoescala, com  $\lambda$  extremamente finos (600°C:  $\lambda$  0,063  $\mu\text{m} \pm 0,01$  e 700°C:  $\lambda$  0,11  $\mu\text{m} \pm 0,01$ ), sendo produzidos por uma composição química adequada, um subresfriamento apropriado, no qual obteve resistência ao escoamento de 0,79 GPa e 1,08 GPa, respectivamente. A microestrutura perlítica nanoestruturada mostrou um aumento na tenacidade à fratura com refinamento microestrutural.

Outros estudos têm sido realizados para obter o refino do  $\lambda$  da perlita por severa deformação plástica em uma estrutura perlítica inicialmente grosseira e tem sido aplicado em fios ou chapas finas. Esta técnica pode ser usada para estudar o comportamento do material sob condições extremas de serviço, como as camadas nanoestruturadas superiores fortemente deformadas dos trilhos sob contato de deslizamento-rolante (KAMMERHOFER *et al.*, 2013).

Em relação aos aços bainíticos, apesar de sua longa história desde sua descoberta em 1930, os aços bainíticos estão frente à novos desenvolvimentos em tecnologia de aços de alta resistência ou ultra alta resistência em que a estrutura bainítica desempenha um papel importante e, portanto, mais atenção está sendo dada ao controle da transformação bainítica (ZHU *et al.*, 2011).

Atualmente, a microestrutura bainítica tem recebido especial atenção e esta fica fortemente evidenciada com a crescente demanda atual pela produção de uma ampla variedade de aços bainíticos comerciais. De acordo com Bhadeshia e Honeycombe (2017) muitos dos aços bainíticos comerciais são processados termomecanicamente antes da transformação bainítica. Mas, uma relação de ligas bainíticas disponíveis comercialmente, são separados por dois processos de fabricação, sendo um por meio do processo de fundição e lingotamento e outro por conformação mecânica sendo o forjamento e laminação.

Na indústria de britagem, mineração e transporte, o minério ou outras partículas duras frequentemente impactam e deslizam nos materiais. Os aços bainíticos de alto carbono livre de carbonetos mostraram grande potencial para aplicações que envolve desgaste, devido sua excelente resistência mecânica e ductilidade (LIU *et al.*, 2019). Os autores Viáfara *et al.* (2005) também relataram aplicação em componentes que requerem resistência ao desgaste, como pistas de mancais de rolamentos, especialmente em condições de baixa lubrificação.

A produção de aços bainíticos de alto carbono livre de carbonetos apresentam um compromisso atraente entre tenacidade e resistência mecânica quando submetidos a solicitações envolvendo a fadiga desse material (CABALLERO; BHADESHIA, 2004). Trabalhos recentes tem sido realizados para obter microestruturas nanoestruturada para aços bainíticos de alto



carbono livre de carbonetos em aplicações para eixos, rolamentos e componentes resistentes ao desgaste (BAKSHI; SHIPWAY e BHADESHIA, 2013).

Portanto, aço bainítico tem sido objeto de muito estudo. Ao mudar a composição química e as condições de resfriamento é possível obter vários tipos morfológicos de bainita e a alteração afetar a proporção de bainita para austenita retida. Portanto, aços com microestrutura bainítica é atraente tanto do ponto de vista de resistência quanto do ponto de vista tecnológico. Considerando o número de estudos dedicado aos aços com estrutura bainítica, espera-se que em um futuro próximo, apresentem uma gama mais ampla de propriedades mecânicas a serem desenvolvidos (ADAMCZYK-CIEŚLAK *et al.*, 2019).

No próximo capítulo serão discutidos os critérios de usinabilidade para aços e posterior alguns aspectos fundamentais sobre o torneamento e o processo de formação do cavaco. Em continuidade aos critérios de usinabilidade, será detalhado as características dos materiais das ferramentas de corte utilizadas nesse trabalho, bem como os esforços de corte, qualidade superficial, comportamento térmico e por último mecanismos, tipos e monitoramento de desgaste.

## **2.6 Usinabilidade de aços**

A usinabilidade é o modo como o material se comporta durante o processo de usinagem (TRENT e WRIGHT, 2000). De acordo com Diniz, Marcondes e Coppini (2014) entende-se como propriedades de usinagem de um material aquelas que expressam seu efeito sobre grandezas mensuráveis inerentes ao processo, tais como vida da ferramenta, acabamento superficial da peça, esforços de corte, temperatura de corte, produtividade e característica do cavaco.

O comportamento do processo de usinagem conforme reportado por Ståhl (2012) resulta da interação entre a geometria e as propriedades do material da peça, da geometria e propriedades da ferramenta de corte, as características da máquina-ferramenta e equipamentos auxiliares, como também as condições de corte empregada. Portanto, a produtividade da usinagem pode ser significativamente melhorada ao empregar a combinação certa de ferramentas de corte, condições de corte e máquina-ferramenta que irá promover a usinagem de alta velocidade sem comprometer a integridade e tolerância dos componentes usinados (EZUGWU, 2004).

No entanto, a previsão dos melhores parâmetros de usinagem para um determinado processo e material da peça continua sendo um desafio na manufatura (BURNS *et al.*, 2011). A taxa de remoção de metal ao usinar ligas de aço é fortemente limitada pela alta tensão impostas na ponta da ferramenta. Sendo assim, a tensão de escoamento do aço e sua taxa de endurecimento por deformação, são os principais fatores de sua usinabilidade (TRENT e WRIGHT, 2000).

De acordo com Ånmark *et al.*, (2015), o nível de propriedades mecânicas e usinabilidade de diferentes aços depende das seguintes características dos aços usinados: (i) composição do aço (concentrações e distribuições de diferentes elementos dissolvidos); (ii) microestrutura do aço (granulometria e microestrutura); e (iii) inclusões não metálicas no aço (composição, número, tamanho, morfologia, distribuição).

Aços com a mesma composição química, mas com diferentes microestruturas podem ter características de usinagem amplamente diferentes (SHAW, 2005). A usinabilidade de aços de baixo carbono contendo mais o constituinte ferrita, a baixa dureza e alta ductilidade é frequentemente um fator negativo com tendência considerável para manchas e aresta postiça de corte (APC) que reduzem a vida da ferramenta e deteriora o acabamento superficial (GRZESIK *et al.*, 2017). Nos estudos de Gassner *et al.* (2018), durante o corte do aço ferrítico-perlítico (CK60), temperaturas mais baixas e menor quantidade de material aderiu à superfície da ferramenta, o que melhorou o desempenho de corte em baixa  $v_c$ , visto que materiais com microestrutura com dominante microestrutura perlítica são conhecidos por terem uma tendência de adesão menos pronunciada comparado a materias com dominante microestrutura ferrítica e cementita em formato de esferóides dispersos como no aço 100Cr6.

Em relação a usinagem de aços fundidos, o autor Blair (1995) apontou algumas considerações: a usinabilidade do aço carbono fundido varia conforme a proporção de ferrita e perlita na microestrutura, sendo a melhor relação à 60:40, ou seja 60% de ferrita e 40% de perlita. Outro fator importante é que aço fundido deve estar livre de inclusões de óxidos que geralmente são abrasivas, pois inclusões podem resultar do desgaste prematuro da ferramenta ou quebra da ferramenta. Somente analisar a dureza não pode ser tomada como critério geral para prever a vida útil da ferramenta na usinagem de aços fundidos. É possível melhorar a usinagem de aços carbono e baixa liga alterando a microestrutura por meio de tratamento térmico, contudo não é aconselhável alterar para melhorar a usinabilidade, pois os requisitos de propriedade mecânica e custo de fundição nem sempre são compatíveis com a melhor

microestrutura para usinabilidade. Por fim, a usinabilidade de aços fundidos é influenciada pelas propriedades da superfície, sendo assim, a profundidade de usinagem deve ser maior inicialmente, para remover irregularidades da superfície advindas do processo de fundição (BLAIR, 1995).

O aço médio e alto carbono com microestrutura perlítica apresenta desafios com relação a usinabilidade, devido a presença das lamelas de cementita (BADAY, BASAK, GURAL, 2016). A presença de cementita que é uma fase dura e quebradiça, útil à resistência ao desgaste, consequentemente pode dificultar a usinagem (TRENT e WRIGHT, 2000). Além disso, o constituinte perlítico causa intenso desgaste abrasivo e aumenta as forças de corte (GRZESIK *et al.*, 2017).

A microestrutura também influencia a qualidade da superfície usinada. Para a usinabilidade de aços de baixo carbono contendo mais fase ferrítica, a baixa dureza e alta ductilidade é frequentemente um fator negativo com tendência considerável para manchas e aresta postiça de corte (APC) que reduzem a vida da ferramenta e deterioram o acabamento superficial (GRZESIK *et al.*, 2017). De acordo com Gassner *et al.* (2018), a microestrutura perlítica é conhecida por ter uma tendência de adesão menos pronunciada comparando a materiais com dominante microestrutura ferrítica. Portanto, menores valores de rugosidade média ( $R_a$ ) podem ser obtidas para microestrutura perlítica (KLOCKE, 2011).

A usinagem de aços perlíticos também tem sido relatada por resultar em um aumento da temperatura dentro da zona de contato, devido ao aumento da resistência mecânica em relação aos aços ferríticos, o que pode ocasionar desgaste da ferramenta de corte. Ao mesmo tempo que o aumento de tensões mecânicas na superfície de saída promove a formação de desgaste de cratera. Por outro lado, a microestrutura perlítica propicia a formação de formatos de cavaco favoráveis e minimiza a formação de rebarbas na peça de trabalho (KLOCKE, 2011).

Com relação a usinagem à seco, esta é considerada como o objetivo final do futuro, devido à mitigação de questões ecológicas, custos e preocupações com a saúde (NOORDIN *et al.*, 2007). Contudo, a usinagem à seco envolve maior atrito e adesão entre a ferramenta e a peça, resultando em maior desgaste da ferramenta e redução da vida útil da ferramenta (MANOJ KUMAR; KUMAR e BASU, 2007). Todavia, o corte a seco pode apresentar efeitos positivos, como a redução do choque térmico e, portanto, a formação de fissuras em pente quando as peças são usinadas em modo interrompido utilizando metal duro ou cermet (KLOCKE, 2011).

Avanços recentes em materiais de ferramentas de corte permitem com sucesso a usinagem à seco ou MQL (mínima quantidade de lubrificação), notadamente em aços ligados. Em alguns casos, a qualidade da superfície é a mesma ou melhor quando o corte à seco é usado. Além disso, dependendo dos parâmetros de corte selecionados, o desgaste da ferramenta utilizando corte à seco não é tão diferente quando o MQL é utilizado (SAMPAIO *et al.*, 2018).

Contudo, nos estudos de Maruda *et al.* (2017), diferentes condições de resfriamento apresentaram alterações microestruturais e nos valores de microdureza na subperície após o torneamento do aço AISI 1045. As imagens de MEV mostraram que sob usinagem à seco a zona de deformação foi duas vezes maior devido às deformações plásticas ocasionadas pelo aumento da temperatura na zona de corte, em comparação com a condição MQL. Além disso, microtrincas foram observados na zona de deformação plástica para a condição à seco e a análise de EDS indicam a presença de inclusões de sulfetos (Mn e S). Os valores de microdureza para a condição à seco foram maiores que na condição MQL, sendo na fase perlítica 419 (HV0,05) e na fase ferrítica 357 (HV0,05), enquanto que na condição MQL, os valores foram 342 (HV0,05) para a fase perlítica e na fase ferrítica 321 (HV0,05), a uma distância de 15  $\mu\text{m}$  da superfície usinada.

Já nos estudos de Magalhães *et al.* (2022), não foram observados defeitos na microestrutura, bem como propagação de trincas ou deformações acentuadas próximas à região da superfície usinada, durante a usinagem do aço AISI 1045 utilizando ferramentas de cermet sem revestimento na condição à seco. Observou variação da microdureza na fase perlítica de 260 a 310 (HV 0,025) e na fase ferrítica de 180 a 250 HV (HV 0,025) a uma distância de 20  $\mu\text{m}$  da superfície usinada.

Alguns elementos de liga presentes no aço como o C, Mn, Cr, etc. aumentam sua resistência mecânica. Este influencia tanto as tensões que atuam na ferramenta quanto as temperaturas geradas (TRENT e WRIGHT, 2000). Com relação a usinabilidade, as adições de certos elementos de liga em quantidades suficientes podem afetar positivamente a usinabilidade de acordo com Ståhl (2012), o Mn e o S por exemplo tem um efeito lubrificante durante a usinagem e eles podem facilitar a quebra do cavaco. A adição de Mn pode melhorar a usinabilidade e junto com o S no aço forma o sulfeto de manganês (MnS). Santos e Sales (2007) afirmam que o MnS é benéfico para a usinabilidade tanto por sua ação lubrificante quanto pela redução da resistência ao cisalhamento. De acordo com Klocke (2011), teores de Mn até 1,5% facilita a usinabilidade em aços com baixo teor de carbono devido à boa formação de cavacos.

Adicionalmente, o desenvolvimento de aplicações modernas de aço de alta resistência é confrontado com um grande desafio devido à alta força de corte e calor, severo desgaste da ferramenta e qualidade de usinagem instável. Em particular, o desgaste da ferramenta e a qualidade da superfície usinada são os indicadores mais importantes para os fabricantes, principalmente materiais que são submetidos a um acoplamento termo-mecânico (ZHENG *et al.*, 2018). Quando aços por exemplo são tratados termicamente para alta resistência e dureza, a tensão compressiva que impõem às ferramentas durante o corte pode se tornar alto o suficiente para deformar a aresta de corte e destruir a ferramenta (TRENT e WRIGHT, 2000).

### 2.6.1 Operação de Torneamento

O torneamento é um processo de usinagem com uma aresta de corte geometricamente definida, um movimento de corte rotacional e um movimento de avanço transversal (DIN8589-1, 2003 *apud* KLOCKE, 2011). Os métodos de torneamento levam à distinção entre torneamento de desbaste, uma alta taxa de remoção de material é alcançada e torneamento de acabamento, o objetivo é realizar um alto nível dimensional (KLOCKE, 2011). De acordo com Ferraresi (1970) o movimento de corte é o movimento entre a peça e a ferramenta, o qual sem o movimento de avanço ( $f$ ) origina somente uma única remoção de cavaco. Já o movimento de avanço é o movimento entre a peça e a ferramenta, que, juntamente com o movimento de corte, origina um levantamento repetido ou contínuo de cavaco, durante várias revoluções ou cursos. O movimento efetivo de corte é o resultante dos movimentos de corte e de avanço, realizados ao mesmo tempo (FERRARESI 1970). A velocidade de corte ( $v_c$ ),  $f$  e profundidade de corte ( $a_p$ ) em conjunto, são chamados de condições de corte e formam as três dimensões no processo de usinagem (GROOVER, 2014). As FIGURAS 2.12 (a), 2.12 (b) e 2.12 (c) detalham a operação de torneamento, bem como os parâmetros de usinagem no torneamento e os ângulos da ferramenta de corte.

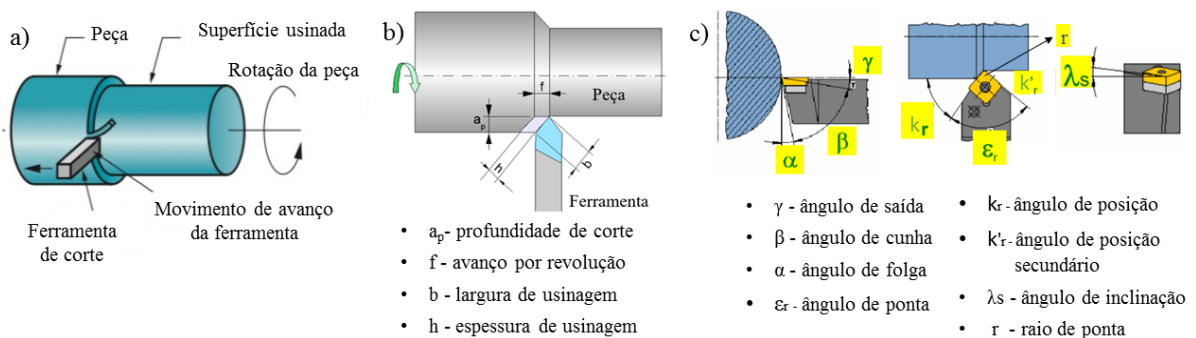


FIGURA 2.12 - a) operação de torneamento; b) parâmetros de usinagem no torneamento; c) ângulos da ferramenta de corte.

Fonte - Adaptado de Groover, 2014 e Ståhl (2012).

A formação do cavaco envolve altíssimas velocidades de deformação, seguidas de ruptura do material da peça, em decorrência da penetração da ferramenta de corte na peça, uma pequena porção de material da peça é pressionada contra a superfície de saída da ferramenta (MACHADO *et al.*, 2015). Para isso, todo o volume de metal removido é deformado plasticamente e, portanto, uma grande quantidade de energia é necessária para formar o cavaco e removê-lo da face de saída da ferramenta (TRENT e WRIGHT, 2000).

Sendo assim, o material que está situado na frente da aresta de corte é primeiro a ser comprimido e deformado plasticamente ao longo de uma linha A-B; esta região é chamada de plano de cisalhamento primário e finaliza com a formação do cavaco na direção do ângulo de saída ( $\gamma$ ). O cavaco entra em contato com a superfície de saída ao longo do 'comprimento de contato' e pode ser ainda deformado mais plasticamente na zona secundária devido ao intenso atrito adjacente a interface cavaco-ferramenta. Além disso, uma zona de deformação terciária é gerada e resulta do atrito da ponta da ferramenta com a nova superfície usinada. Uma camada de material de espessura  $h$  é removida da peça, mas devido à deformação plástica nas zonas primária e secundária, o cavaco é comprimido em uma espessura de cavaco  $h_1$  (TRENT e WRIGHT, 2000), (SADEGHIFAR *et al.*, 2017). A zona terciária não contribui para o processo de formação de cavacos, mas afeta a integridade da superfície usinada (SADEGHIFAR *et al.*, 2017).

Atualmente, simulações e modelagens constitutivas têm sido aplicadas, visto que a formação de cavacos afeta a dinâmica da usinagem,  $v_c$ , vida dos insertos e qualidade da superfície usinada. A FIGURA 2.13 (a) apresenta esquematicamente o ângulo de cisalhamento, formado entre o plano de cisalhamento primário e a direção da  $v_c$ , e as zonas de deformação e a FIGURA 2.13 (b) apresenta o resultado de uma simulação do processo de usinagem ortogonal pelo método de elementos finito no aço AISI 1045 utilizando o *software AdvantEdge*<sup>TM</sup>5.911.

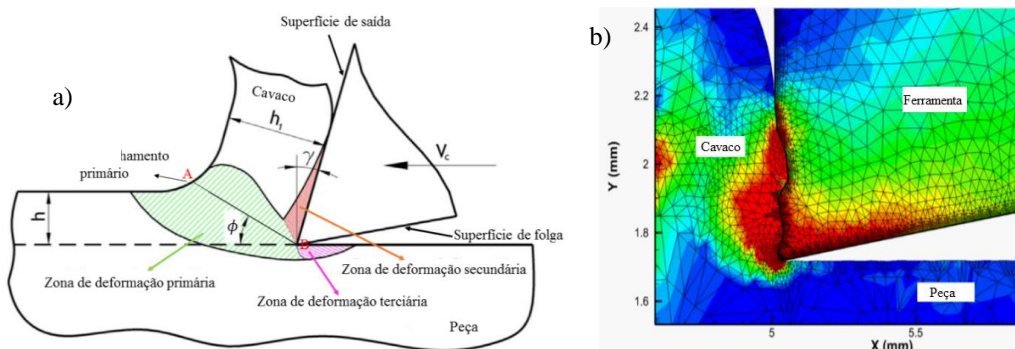


FIGURA 2.13 - Formação dos cavacos: a) mecanimos e zonas de deformação; b) simulação do processo de usinagem ortogonal.

Fonte - Adaptado de Melkote *et al.*, (2017); Trent e Wright (2000) e Watmon *et al.*, (2016).

Os principais parâmetros do torneamento como por exemplo a  $v_c$ ,  $f$ ,  $a_p$ , geometria e material dos insertos, tem efeito no controle na formação dos cavacos. O uso de fluidos de corte também tem um impacto profundo. Os efeitos destes parâmetros são investigados pelos pesquisadores no desenvolvimento de parâmetros otimizados para materiais específicos (SINGH *et al.*, 2019). Além disso, a natureza do cavaco produzido e sua morfologia afetam o comprimento de contato sobre a face de inclinação da ferramenta. Isso aumentará a temperatura e o conseqüente desgaste da cratera devido à difusão. A morfologia do cavaco em particular, a curvatura do cavaco depende da resistência do material da peça e influenciada pelo ambiente de usinagem. Conseqüentemente, o desempenho da ferramenta de corte e usinabilidade de um material é amplamente sensível ao material da ferramenta de corte (SIVARAMAN; SANKARAN e VIJAYARAGHAVAN, 2015).

As interações ferramenta-peça-ambiente durante a usinagem influenciam as cargas térmicas e mecânicas nas zonas de deformação por cisalhamento. Isso leva à formação de diferentes tipos de cavaco na usinagem de metais. Os cavacos podem ser classificados com base em sua aparência geométrica, incluindo tamanho e forma ou os mecanismos de deformação e fratura resultantes das propriedades do material da peça e condições do processo (SADEGHIFAR *et al.*, 2017).

Ademais, o tipo de cavaco pode ser explicado em termos de comportamento do material durante o processo de deformação usando curvas de tensão-deformação, conforme demonstrado na FIGURA 2.14 (a) e 2.14 (b).

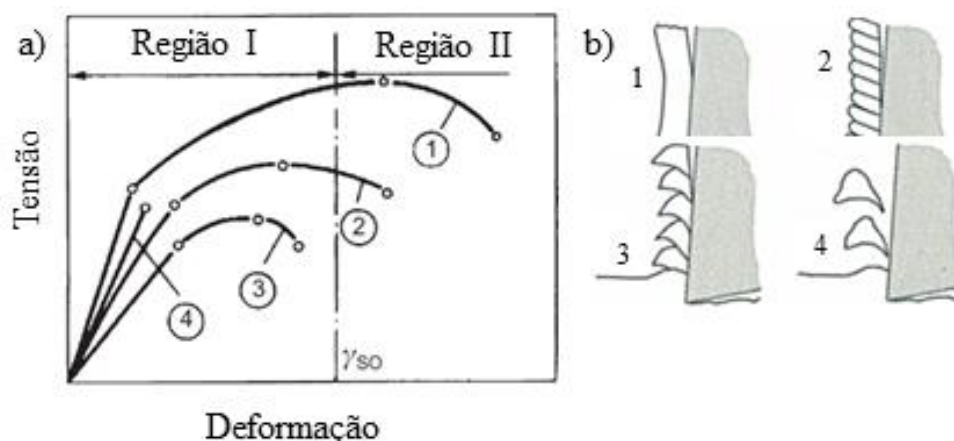


FIGURA 2.14 - Formação de cavacos: a) em termos de curva de tensão-deformação; b) tipo de cavacos. Fonte - Adaptado de Grzesik (2017).

Os cavacos contínuos (b-1) estão relacionados com grande fluxo plástico do material, característico de uma amostra de tração desenvolvida na região II (curva 1). Se o fluxo plástico não for tão intenso e a tensão de cisalhamento exceder ligeiramente o valor crítico da tensão

( $\gamma_{so}$ ) o início do cavaco segmentado (b-2) é observado (curva 2). Quando toda a tensão de cisalhamento diminui ainda mais, o cavaco segmentado começa a se desenvolver e a separação do cavaco segmentado se inicia, e apresenta um cavaco parcialmente contínuo (b-3) representado pela curva 3. Deve-se notar que todos os três tipos de cavacos formados por mecanismos de cisalhamento, pode estar relacionada, em geral, à deformação plástica de materiais dúcteis. Ao contrário, os materiais frágeis sofrem apenas deformação elástica (curva 4), o que leva a produção de cavacos descontínuos (b-4) (GRZESIK, 2017).

A análise do cavaco formado foram avaliados nos estudos de Sivaraman; Sankaran e Vijayaraghavan (2016) para o aço 38MnSiVS5 (0,38%C; 0,68%Si; 1,5%Mn; 0,022%P; 0,06%S; 0,11%V; 0,066%N; 0,18%Cr) com três microestruturas ferrita-perlita (FP), martensita temperada (TM), e ferrita-bainita-martensita (FBM), para  $v_c$  de 100 m.min<sup>-1</sup>,  $f$  (0,05; 0,125 e 0,2 mm.rev<sup>-1</sup>) e  $a_p$  0,5mm. Todas as três microestruturas exibem cavacos contínuos e com a superfície atrás do cavaco mais lisa e a superfície livre mais serrilhado para maiores  $f$ , a remoção dos cavacos está associada à deformação e cisalhamento. No entanto, para menores  $f$ , seções de cavacos mais finos são produzidos, os cavacos na superfície livre não eram serrilhados, o que é devido ao um possível recalçamento e deslocamento do material da peça.

Os aços AISI 1045 e AISI 5140 temperado e revenido foram comparados ao aço microligado (30MnVS6) forjado com a seguinte composição química: 0,30%C; 0,59%Si, 1,61%Mn; 0,018%P; 0,072%S; 0,10%Cr; 0,008%Mo; 0,09%Ni; 0,10%V; 0,015%N; 0,015%Ti, durante a operação de torneamento. Como resultado a vida da ferramenta e a usinabilidade mostrou maior para o aço microligado em comparação com os aços temperado e revenido. O menor comprimento de contato para o aço microligado decorreu uma menor espessura do cavaco, devido a camada de fluxo na zona primária ter deformado e, em seguida, produzido cavaco descontínuo. Consequentemente, o menor comprimento de contato entre o cavaco/ferramenta, favoreceu ao menor desgaste de cratera, desgaste de flanco (VB) e a transferência de calor comparado aos aços AISI 1045 e AISI 5140 (EBRAHIMI e MOSHKSAR, 2009).

Chen, Xu e Xiao (2015) analisaram o desempenho de duas ferramenta, sendo uma de metal duro e outra de cermet à base de Ti(C,N) contendo 18% de Ni na fase ligante durante o torneamento do aço endurecido (61-62 HRC). Devido a quantidade de constituinte metálico, a ferramenta de cermet apresentou maior condutividade térmica comparada ao metal duro. A ferramenta de cermet apresentou alta qualidade na superfície do cavaco referente a região de



contato da saída da ferramenta e exibiram menores ondulações, o que pode estar relacionado à baixa temperatura de corte, conforme mostrado na FIGURA 2.15 (a). No entanto, a ferramenta de metal duro apresentou maior diferença de temperatura entre o lado superior e inferior do cavaco. Dessa forma, quando se tem maior diferença de temperatura e tensão gerada, um cavaco mais ondulado foi verificado decorrente dessa ferramenta, como indicado na FIGURA 2.15 (b).

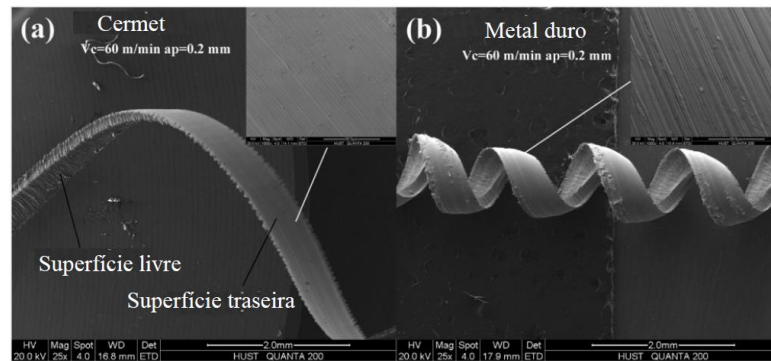


FIGURA 2.15 - Morfologia dos cavacos usinados pelas ferramentas revestidas: a) cermet; b) metal duro. Fonte - Adaptado de Chen, Xu e Xiao (2015).

Em suma, as altas taxas de deformação e as condições tribológicas extremas presentes na interface ferramenta-peça conduzem à modificação da estrutura química e das propriedades do material. Sendo assim, uma compreensão fundamental das condições de deformação das relevantes zonas de deformação se faz necessário, visto que modelagens constitutivas têm sido aplicadas no processo de usinagem. Futuras pesquisas serão conduzidas em grande parte pela necessidade industrial de uma simulação precisa do desempenho do processo de usinagem, como a integridade da superfície usinada, incluindo a microestrutura final e as propriedades mecânicas da peça usinada e o desgaste da ferramenta (MELKOTE *et al.*, 2017).

## 2.6.2 Ferramentas de corte

Em relação as ferramentas de corte, o metal duro e o cermet são um dos mais difundidos produtos de metalurgia do pó em todo o mundo. A razão para isso é a sua excelente combinação de dureza e tenacidade em comparação com outros materiais de corte, como diamante ou aço rápido. Selecionando a composição química adequada na fase dura, na fase de ligação e nos parâmetros de processamento, uma ampla combinação de microestrutura e uma variedade de propriedades mecânicas pode ser alcançada para essas ferramentas (GARCÍA *et al.*, 2019). Sendo assim, nos próximos tópicos, será detalhado a microestrutura, a composição química e aplicações envolvendo a operação de torneamento utilizando ferramentas de metal duro e cermet.

### 2.6.2.1 Ferramentas de metal duro

O metal duro consiste em carbonetos refratários duros, nitretos ou carbonitretos de metais de transição embutidos em uma macia matriz de ligante metálico. A principal fase presente em um metal duro são as fases hexagonal de carboneto de tungstênio (WC), a fase mista composta de carboneto cúbico ou carbonitreto (também chamado de fase  $\gamma$  ou fase fcc) e a fase ligante de Co, que também pode ser à base de Ni ou uma combinação de metais Fe-Co-Ni. A fase  $\gamma$  é composta de carbonitretos dos grupos 4 e 5 da tabela periódica. A fase dura apresenta dureza excepcional e alto ponto de fusão. Além disso o WC possui alta condutividade elétrica e térmica além de boa molhabilidade com líquidos metálicos (GARCÍA *et al.*, 2019 *apud* TOTH, 1971).

O metal duro WC-Co foi inventado em 1923 e durante os últimos 30 anos o desenvolvimento de revestimentos resistente ao desgaste melhoraram dramaticamente o desempenho dos materiais à base de WC Co, que ainda é o tipo mais importante da ferramenta de metal duro (ANDRÉN, 2001). Atualmente, cerca de 72% das ferramentas utilizadas em inúmeras indústrias de manufatura são de metal duro revestidas (KALADHAR, 2019).

A produção do metal duro é um produto do complexo processo da metalurgia do pó que envolve muitas etapas de processamento, como: produção de pó, mistura e moagem de pós, secagem por pulverização, ou seja, produção do pó granulado pronto para prensagem, prensagem, extrusão ou moldagem para a forma final, desparafinação e pré-sinterização, sinterização, tratamento de pós-sinterização (processo de retífica) e operações de acabamento ou seja jateamento (SARIN, LLANES e MARI, 2014).

Em termos de ajuste da microestrutura e propriedades mecânicas do metal duro, a etapa de sinterização é uma das mais importantes na sua manufatura (GARCÍA *et al.*, 2019). Existem quatro etapas principais durante o processo de sinterização, como retratado na FIGURA 2.16. A densificação ocorre durante a sinterização, para obter uma microestrutura livre de poros e as dimensões finais do componente. O metal duro é produzido por sinterização em fase líquida (GARCÍA *et al.*, 2019). Na etapa inicial, o encolhimento ocorre principalmente devido à redução de óxidos e desgaseificação do ligante e impurezas. Na segunda etapa, conforme a temperatura aumenta, inicia a sinterização. A fase ligante começa a molhar os grãos de WC, a dissolução e o transporte do material ocorrem por difusão no estado sólido. A porosidade diminui à medida que a temperatura aumenta e o material dissolvido no metal ligante começa a precipitar novamente nos grãos não dissolvidos. A densidade aumenta devido ao rearranjo das partículas.

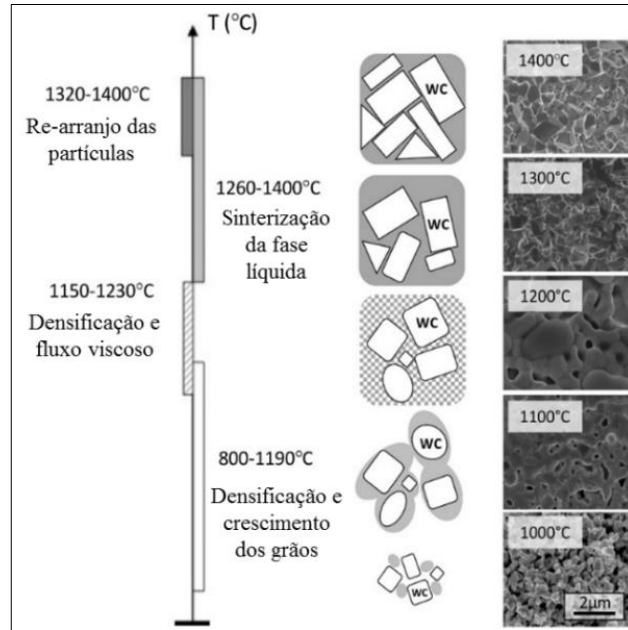


FIGURA 2.16 - Faixas de temperatura para os estágios de densificação, esquema com evolução da microestrutura e MEV da fratura durante a sinterização do metal duro.  
 FONTE - Adaptado de Oliver González *et al.*, (2016).

Na terceira etapa, a temperatura de fusão é atingida (para uma liga típica WC-Co saturada em carbono a temperatura é de  $\sim 1300$  °C) e a sinterização da fase líquida começa. Os grãos se dissolvem na fase ligante até a saturação, que é controlada pelo produto de solubilidade. Os grãos menores se dissolvem preferencialmente, e os grãos maiores (que não se dissolvem) crescem às custas dos menores. Na quarta etapa (resfriamento) a fase ligante se solidifica e alguma re-precipitação presente na última etapa leva a um maior engrossamento. Normalmente o processo de sinterização ocorre em fornos de sinterização com condições controladas de temperatura, pressão, atmosfera, taxas de aquecimento/resfriamento e tempos de sinterização (GERMAN, 1996).

O metal duro WC-Co são usados principalmente como ferramentas de corte e brocas, em aplicações onde alta dureza e boa resistência ao desgaste são requeridos. O WC fornece alta dureza, mas ao mesmo tempo também exibe uma capacidade significativa para deformação plástica (LAY, 2013). Esta combinação de propriedades e o excelente umedecimento de Co no WC, que é importante para a sinterabilidade do produto final, são alguns dos fatores mais importantes para as propriedades do sistema WC-Co. A dureza, a tenacidade e a condutividade térmica podem ser descritas em função do tamanho do grão do WC e a quantidade de Co (GARCÍA *et al.*, 2019).

Especificar partículas de WC grande e uma alta porcentagem de Co produz uma alta resistência ao choque e alta resistência ao impacto. Quanto mais fino o tamanho do grão do WC

(e, portanto, quanto maior a área de superfície do WC que deve ser revestida com Co), e menor quantidade de Co é utilizado, mais duro e mais resistente ao desgaste se torna (BYRNE; DORNFELD e DENKENA, 2003). Juntamente com WC outros carbonetos em quantidades menores podem ser adicionados como o carboneto de titânio (TiC), o carboneto de tântalo (TaC) e o carboneto de nióbio (NbC) (GRZESIK *et al*, 2017).

O carboneto de TiC é muito duro e estável, que oferece resistência ao desgaste para o sistema WC-Co. Devido à maior dureza do TiC em comparação ao WC, as adições de TiC irão aumentar a dureza do metal duro. As adições de TiC foram realizadas inicialmente para aumentar a resistência ao desgaste de cratera de ferramentas não revestidas na usinagem de aço, formadas por abrasão e é frequentemente acompanhado por interação química e desgaste difusivo devido à temperatura elevada próxima à aresta de corte (ANDRÉN, 2001).

Por outro lado, TaC, NbC e carboneto de zircônio (ZrC) aumentam a resistência à deformação plástica, especialmente o TaC devido a sua maior resistência ao desgaste e dureza em altas temperaturas (GARCÍA *et al.*, 2019). A FIGURA 2.17 apresenta a microscopia ótica (MO) do metal duro WC- (Ta, Nb) C-Co. A fase  $\gamma$  é perceptível na microestrutura do metal duro por morfologia arredondada distinta e cor acastanhada. Os grãos de WC são as fases cinza, a fase ligante de Co é o branco. A imagem de MEV (canto esquerdo) mostra a morfologia de diferentes grãos de WC, ou seja, grãos facetados e os grãos arredondados.

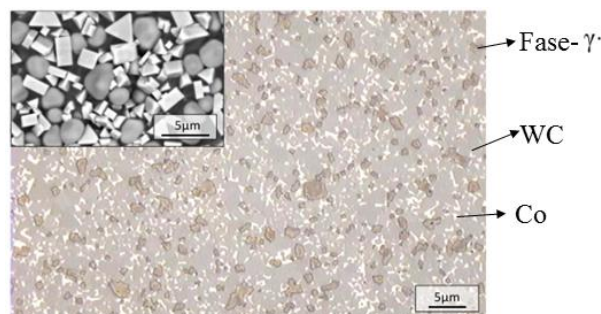


FIGURA 2.17 - Microestrutura MO e MEV do metal duro WC- (Ta, Nb) C-Co.  
 FONTE - Adaptado de AB Sandvik Coromant P&D *apud* García *et al.* (2019).

Novos desenvolvimentos consistem em aumentar a dureza dos carbonetos WC-Co utilizando submicrons grãos (0,5 - 0,8  $\mu\text{m}$ ) e ultrafino grãos (0,2 - 0,5  $\mu\text{m}$ ), com um respectivo teor de Co 6 - 16 % em massa. Ao contrário dos materiais padrão, todas as partículas de pó fino têm uma forma mais ou menos redonda que tem uma influência favorável não só na uniformidade da microestrutura sinterizada, mas também na sua compactabilidade (BYRNE; DORNFELD; DENKENA e 2003).

Contudo, materiais de corte utilizando finos grãos (1,0 a 1,3  $\mu\text{m}$ ), submicrons grãos e grãos ultrafinos no metal duro foram investigadas no aço inox. O metal duro com finos grãos levou a uma quebra da ferramenta após um volume de corte de 300  $\text{cm}^3$ , apresentando grandes fissuras superficiais na face de folga como resultado de uma sobrecarga mecânica. A ferramenta com submicrons garantiu uma menor taxa de desgaste e o fim da vida útil da ferramenta foi alcançado em um volume de corte de 400  $\text{cm}^3$ . O melhor desempenho foi os insertos com ultrafino grãos, pois nenhuma trinca ocorreu e apenas um pequeno nível de desgaste de flanco (VB) era evidente. A resistência e a dureza a quente do metal duro com ultrafino grãos resultou em uma excelente operação de corte (WEINERT *et al.*, 2004).

Muito comum ferramenta de metal duro apresentar em sua composição camada tripla de TiN/ $\text{Al}_2\text{O}_3$ /TiCN (DAS *et al.*, 2016). O objetivo do revestimento de multicamadas é combinar positivas características de diferentes revestimentos. Além disso, multicamadas favorece a distribuição de tensões, se uma trinca na superfície do revestimento ocorre, a energia da trinca é aliviada por deflexão e ramificação da trinca. Em contraste, revestimentos de mono-camada oferecem pouca resistência ao crescimento de trincas que podem facilmente se estender para a superfície da ferramenta e áreas de revestimento podem romper chegando ao substrato (WEINERT *et al.*, 2004 *apud* SHULTE, 2000).

O revestimento de TiN no topo oferece maior resistência ao desgaste por abrasão e restringe a formação de APC (DAS *et al.*, 2016), (NOORDIN *et al.*, 2007). Além disso, o revestimento TiN permite menor aderência do material da peça na ferramenta de corte, devido menor comprimento de contato entre a peça e a ferramenta (HEDENQVIST *et al.*, 1990). A camada de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  desempenha um papel crucial como barreira térmica e quimicamente inerte, ao mesmo tempo em que promove resistência ao desgaste de cratera, enquanto que camada de Ti (C,N) fornece principalmente resistência ao desgaste (SAHOO e SAHOO, 2012), (SHAW, 2005).

Os autores Grzesik e Nieslony (2004) realizaram experimentos e investigações analíticas que influenciam o comportamento de ferramentas revestidas com multicamadas. Os resultados mostraram que ferramentas revestidas com uma camada intermediária de cerâmica poderia modificar o comportamento da interface ferramenta-cavaco em termos de atrito e dissipação de calor gerado durante o processo de corte. A camada intermediária de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  poderia melhorar o fluxo de calor no cavaco em comparação com outros tipos de revestimento. Nos estudos de Noordin *et al.* (2007) um grão fino e espesso de camada intermediária de  $\text{Al}_2\text{O}_3$

ofereceu proteção contra elevada temperatura durante o corte e promoveu resistência ao desgaste e formou uma barreira quimicamente inerte para a ferramenta de metal duro.

Por fim, devido ao superior desempenho do revestimento deposição química de vapor (CVD) e deposição física de vapor (PVD) nas classes de metal duro, a utilização de metal duro contendo uma proporção significativa de vários carbonetos cúbico misturado é limitado. Aplicações de metal duro em fresamento por exemplo, apresentam quantidades de carbonetos cúbicos menores que alguns por cento em volume. O uso de fase  $\gamma$  contendo nitrogênio (Ni) para produzir metal duro com graduação funcional é o estado da arte em insertos revestidos para torneamento de aço.

### 2.6.2.2 Ferramentas de cermet

Os cermets são materiais de ferramenta conhecido por possuírem duas fases diferentes, sendo a fase dura (cerâmica) ligados por uma macia fase ligante (metálica). A fase cerâmica retém a alta dureza e capacidade de corte, mas a fase ligante é mais macia e pode deformar e absorver energia (CÓRDOBA; CHICARDI e GOTOR, 2013). A combinação de cerâmica e metal para formar o cermet melhora as propriedades mecânicas da ferramenta de corte com uma ótima combinação de dureza, resistência ao desgaste e tenacidade (BACHELOR *et al.*, 2020).

Os cermets são produzidos por sinterização de uma mistura de pós compactados a uma temperatura em que uma fase líquida é formada. O aditivo metálico é conduzido por reações eutéticas com a fase TiC-carboneto de titânio (CARDINAL *et al.*, 2009). A união dos componentes cerâmicos com metais é um processo complexo, depende, em grande medida, da solubilidade, da molhabilidade e das relações de fase dos materiais selecionados (GARCÍA *et al.*, 2019).

Inicialmente, os cermets eram compostos de TiC e Ni. No entanto, cermets modernos possuem uma estrutura de carbonitreto de titânio - TiCN, sendo esse mais utilizado para ferramentas de corte (PENG; MIAO e PENG, 2013). O cermet à base de TiC foram considerados um substituto dos materiais para ferramentas de corte à base de WC, devido à sua dureza superior e custo relativamente baixo. Cermets à base de TiC apresenta como vantagens o menor coeficiente de atrito e maior resistência à oxidação em comparação com materiais à base de WC (PIRSO *et al.*, 2010). Porém, o TiC é mais duro que o WC e isso contribui para o cermet ser mais frágil do que do metal duro. No entanto, a baixa solubilidade do titânio no ferro resulta uma maior resistência ao desgaste no cermet do que materiais de corte à base de WC e produz melhor qualidade superficial na peça usinada (STÄHL, 2012). O consumo de cermets é

de apenas 3-5% no hemisfério ocidental, enquanto no Japão os cermets representam cerca de 25 a 30% dos insertos para corte de metal (LENGAUER e SCAGNETTO, 2018).

O cermet à base de TiCN foi desenvolvido pela primeira vez em 1931. No entanto, apenas em 1970, que a pesquisa e o interesse industrial começaram a crescer, principalmente pela adição do TiN (PENG, MIAO e PENG, 2013). Os cerâmicos à base de TiCN foram desenvolvidos à base de TiC devido o seu sucesso e amplamente utilizado em materiais de ferramentas devido à melhoria da alta fragilidade do TiC (CHEN, LENGAUER e DREYER, 2000).

O TiCN apresenta maior dureza a quente, maior resistência à ruptura transversal, melhor resistência a oxidação e valores maiores de condutividade térmica, comparado com o TiC (PENG, MIAO e PENG, 2013), pois apresenta a combinação das propriedades do TiC e TiN. A adição do nitrogênio (N) fornece forte inércia química e atua como um inibidor de crescimento, enquanto o carbono fornece resistência ao desgaste (GARCÍA *et al.*, 2019).

Em 1980, o cermet à base TiCN se popularizou e apresenta em sua composição o TiC e o TiN como a principal fase dura e Ni como fase ligante. É um material promissor para ferramentas de corte, porque possui maior tenacidade do que a ferramenta cerâmica (RAJABI, GHAZALI e DAUD, 2015). A Tabela 2.2 apresenta os valores das propriedades do cermet à base de TiC e um Cermet à base de TiCN de acordo com Zhang (1993).

TABELA 2.2 - Comparação de propriedades de alta temperatura entre um cermet à base de TiC e um Cermet à base de TiCN.

| Cermet                                | Microdureza<br>(1000 °C, kgf·mm <sup>-2</sup> ) | Resistência à ruptura<br>transversal (T.R.S)<br>(900°C, MPa) | Ganho de peso<br>(1000 °C, mg·cm <sup>-2</sup><br>h <sup>-1</sup> ) | Condutividade<br>térmica<br>(1000 °C, W·m <sup>-1</sup><br>K <sup>-1</sup> ) |
|---------------------------------------|---|--|---|--|
| Cermet à base<br>de TiC <sup>a</sup>  | 500   | 1050   | 11,8  | 24,7   |
| Cermet à base<br>de TiCN <sup>b</sup> | 600   | 1360   | 1,6   | 42,3   |

a. TiC- 16.5Ni-9Mo; b. TiC-20TiN- 15WC- 10TaC-5.5Ni- 11Co-9Mo

Fonte - Zhang (1993).

Outros constituintes foram adicionados no cermet à base TiCN, como Co, VC, NbC, TaC e WC, apresentando os primeiros cermets modernos. Os compostos NbC e TaC aumentaram à resistência ao choque térmico, enquanto a dissolução do WC endurece o ligante e melhora a molhabilidade entre carbonetos de Ti e Co. VC e Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> têm uma alta solubilidade no ligante, mas também atuam como inibidores do crescimento da fase dura (GARCÍA *et al.*, 2019). Em quantidades de 20– 40 % de Mo<sub>2</sub>C, WC, TaC, NbC e VC são geralmente adicionados

para melhorar a capacidade de sinterização e a dureza a quente (CHEN, LENGAUER e DREYER, 2000).

A partir da década de 1990, desenvolveu uma nova geração de cermets, com base em TiCN-WC-Co (GARCÍA *et al.*, 2019). Na fase ligante, pode-se dizer que na maioria dos cermets à base de Ti(C,N) é composta nessa fase principalmente de Ni ou Co, ou a mistura dos dois e o endurecimento por solução sólida da fase ligante desempenha papel vital na aplicação do cermet (PENG, MIAO e PENG, 2013). Nos cermets à base de TiCN os autores (CÓRDOBA, CHICARDI e GOTOR, 2013) descobriram que a mistura de Co-Ni poderia melhorar as reações metalúrgicas durante a sinterização da fase líquida em um curto período de tempo através de um efeito sinérgico entre a capacidade de molhabilidade do Ni e a capacidade de solubilização de Co. Além disso, a adição de Co nos cermets levaria a maior tenacidade, devido o elemento Co resultar em uma maior tenacidade do que a adição de Ni. No entanto, a resistência à corrosão do cermet com Co é inferior à do cermet com Ni. Portanto, Ni e Co foram usados como fases metálicas nos estudos de (CÓRDOBA, CHICARDI e GOTOR, 2013) para obter boas propriedades abrangentes.

As estruturas dos Cermets à base de TiCN são composta de núcleo/borda e é incorporada em uma rede de ligantes metálicos (CARDINAL *et al.*, 2009). Em geral, a dissolução e reprecipitação do carboneto metálico (Ti, W, Mo, Ta) nos núcleos na fase ligante resulta em formação da borda (GUO *et al.*, 2014). Muitos estudos foram realizados para entender os mecanismos de formação do núcleo e da borda nos cermets (RAJABI, GHAZALI e DAUD, 2015).

Os autores Ahn e Kang (2000) classificaram a borda da microestrutura desse material como borda interna e externa além do núcleo de TiCN e a fase ligante. A borda interna e externa tem os mesmos constituintes porém em quantidades diferentes (PENG, MIAO e PENG, 2013). A FIGURA 2.18 apresenta uma imagem esquemática de um cermet à base de TiCN comercial. Em geral os núcleos pretos são de TiCN e as bordas internas e externas são enriquecidas dos elementos de W, Ta/Nb e Mo e tem a mesma estrutura cristalina cúbica do núcleo, porém com muito mais átomos de metal pesado do que aqueles no núcleo (CHEN, LENGAUER e DREYER, 2000). A matriz confere a resistência ao desgaste, enquanto a fase ligante contribuiu para a tenacidade (MANOJ KUMAR, KUMAR e BASU, 2007).



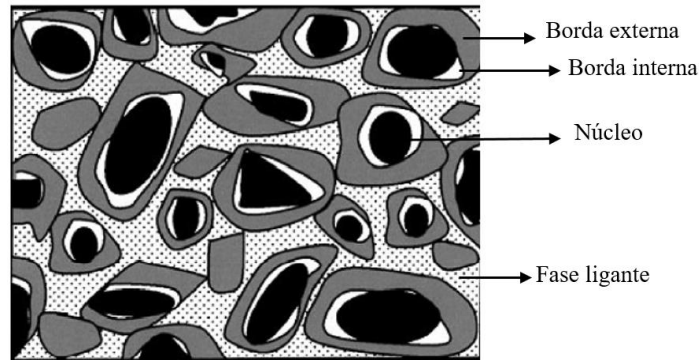


FIGURA 2.18 - Microestrutura esquemática típica de um cermet à base de TiCN comercial.  
 FONTE - Adaptado de Ahn e Kang (2000).

Segundo Peng, Miao e Peng (2013) uma melhor molhabilidade entre a fase dura e a fase de ligação é necessário para melhorar as ligações químicas, na qual determina principalmente a microestrutura do material e suas propriedades finais. Além disso, de acordo com Ahn e Kang (2000) durante a sinterização a fase intermediária permite separar a fase dura do líquido, impedindo assim o crescimento de grão na fase dura que é devido aos mecanismos de dissolução e de re-precipitação.

Alguns trabalhos têm relacionado a influência da estrutura do núcleo e da borda sobre a tenacidade do cermet TiCN. Muitos acreditam em que a borda poderia melhorar a molhabilidade do núcleo com a fase ligante e assim unir essas duas fases aumentando assim a tenacidade do cermet. Em relação ao núcleo, alguns autores (LIANG *et al.*, 2013) mencionaram que a adição de N no núcleo desempenha um papel importante na formulação da microestrutura do cermet, pois o N age como inibidor de crescimento de grãos nos compostos. À medida que sua quantidade aumenta, o tamanho dos grãos diminui e as propriedades mecânicas melhoram. Esses mesmos autores afirmaram que cermet à base de TiCN são aplicados onde é necessária alta resistência ao desgaste e alta corrosão.

Nos trabalhos de Zhang *et al.* (2009) a adição de C em torno 1 a 1,5% proporcionou um aumento da solubilidade sólida dos elementos pesados na fase ligante e assim a molhabilidade dessas fases no cermet aumentou e como consequência reduziu a espessura da borda ocasionando o aumento da resistência à flexão enquanto que a dureza apresentou uma queda. A FIGURA 2.19 fornece informações condensadas dos vários constituintes dos cermets e seu impacto nas propriedades e no comportamento de sinterização de cermets de acordo com Ettmayer *et al.* (1995).

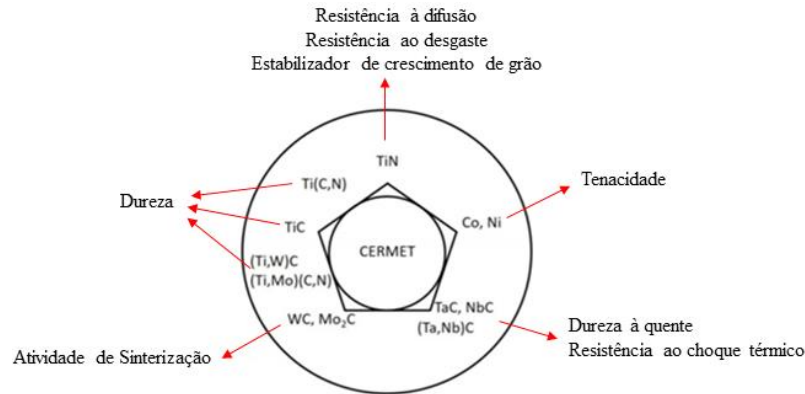


FIGURA 2.19 - Esquema da influência de vários constituintes em uma formulação típica de cermet.  
 FONTE - Adaptado de Ettmayer *et al.* (1995).

Devido a estrutura no núcleo e da borda depender de outros constituintes, a adição de alguns carbonetos secundários e alguns aditivos são necessários (PENG, MIAO e PENG, 2013). O Mo é geralmente adicionado como  $\text{Mo}_2\text{C}$ , a fim de obter uma boa molhabilidade do TiCN com Ni. Sendo assim, uma microestrutura típica de cermet, a fase dura é constituída por um núcleo de TiCN não dissolvido cercado por uma borda enriquecida em  $\text{Mo}_2\text{C}$  (CARDINAL *et al.*, 2009).

Já o WC é o carboneto secundário que contribui para melhorar as propriedades mecânicas e funcionais. O papel geral da adição WC na borda em um sistema cermet é aumentar a densidade, e melhorar o molhamento e a sinterização. A adição de WC a um cermet TiCN – Ni melhorou a tenacidade e reduziu a taxa de crescimento de partículas (AHN; KANG, 2000). Outros trabalhos como de Liu, Lin e He (2016) investigaram a influência da adição do  $\text{Mo}_2\text{C}$  e TaC sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do cermet Ti(C,N). Os resultados mostraram que a microestrutura do cermet com estrutura de núcleo/borda tem uma tendência a se tornar mais fina com o aumento do teor de  $\text{Mo}_2\text{C}$  (5%) e TaC (5%) e apontaram melhora na tenacidade à fratura que apresentou valores de  $13,5 \text{ MPa m}^{1/2}$ , a resistência à fratura transversal de 1690 MPa e a dureza de 91,4 HRA.

Em geral, as propriedades mecânicas dos cermet dureza, tenacidade e resistência ao desgaste depende da composição química, temperatura de sinterização e dos componentes cerâmicos e metálicos (LIU *et al.*, 2003); (CARDINAL *et al.*, 2009). Geralmente, os cermets estão localizados entre os cerâmicos mais frágeis e os metais mais dúcteis conforme representado esquematicamente pela FIGURA 2.20.

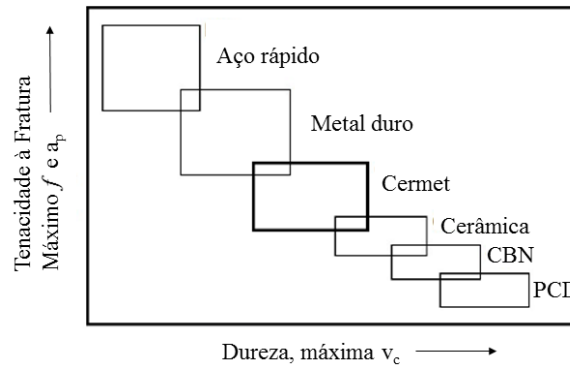


FIGURA 2.20 - Esquema da relação da tenacidade à fratura *versus* a dureza e ou em relação ao  $f$  e  $a_p$  *versus*  $v_c$  para materiais utilizados em ferramentas de corte.

FONTE - Adaptado de Lengauer e Scagnetto (2018).

A manufatura dos cermets é muito similar ao convencional metal duro à base de WC. A diferença está na maior complexidade da microestrutura do cermet que dificulta a sua fabricação (STÄHL, 2012). Em comparação ao metal duro, os cermets apresentam maior resistência ao desgaste abrasivo, alta dureza a quente, melhor estabilidade química e baixa tendência ao desgaste por oxidação. Por outro lado, a resistência e a tenacidade são menores do que metal duro, assim como a resistência ao choque térmico. A faixa ideal de aplicação de cermets em torneamento cobre uma área muito pequena, que combina baixas taxas de avanço e alta velocidade de corte (GRZESIK *et al.*, 2017).

Com o aprimoramento das propriedades dos cermets à base de TiCN, este passou a apresentar bons níveis de tenacidade e resistência ao impacto, elevada resistência ao desgaste, excelente dureza a alta temperatura, um coeficiente de atrito relativamente baixo e superior estabilidade química (GAO; SONG; LV, 2018). Em se tratando de operações de usinagem, a adição de NbC ou TaC na borda dos cermets à base de TiCN melhorou o desempenho no corte interrompido por contribuir com o aumento da dureza a quente e resistência ao choque térmico, enquanto carboneto de vanádio (VC) melhorou a resistência à fadiga (MANOJ KUMAR, KUMAR e BASU, 2007).

A FIGURA 2.21 apresenta uma microestrutura da nova geração de cermets contendo TiCN-WC-NbC-Co. O núcleo é composto de TiCN não dissolvido. A borda interna é composta por ricos componentes de W (Ti, Nb, W) (C, N), a borda externa é composta por (Ti, Nb, W) (C, N) e a fase ligante é composta principalmente de Co (GARCÍA *et al.*, 2019). Contudo, recentes pesquisadores têm colocado ênfase especial na preparação de cermets ultrafinos à base de TiCN. Esses materiais melhoraram dureza, resistência mecânica, tenacidade e a resistência ao desgaste (GARCÍA *et al.*, 2019).

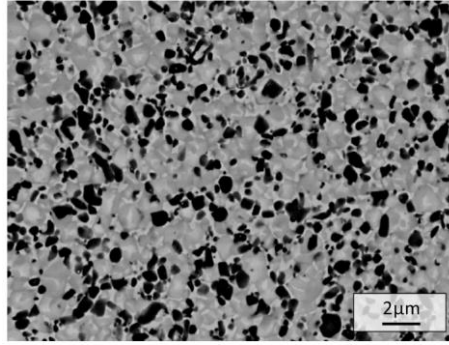


FIGURA 2.21 - Microestrutura da nova geração de cermet à base de TiCN.  
 FONTE - Cortesia da AB Sandvik Coromant R&D *apud* García *et al.* (2019).

Durante a usinagem com cermet à base de TiCN é muito mais difícil a formação de camadas de oxidação na ferramenta de corte, bem como a descamação e APC em comparação com o cermet à base de TiC (PENG, MIAO e PENG, 2013). O autor complementa que materiais que formam APC são usinados com cermet devido sua baixa reatividade química. De acordo com García *et al.* (2019), as principais desvantagens dos cermets é que eles possuem baixa condutividade térmica e alto coeficiente de expansão térmica comparado com o metal duro. A microestrutura dos cermets leva a uma maior dureza à quente em comparação com metal duro convencional, tornando possível usinar em  $v_c$  mais altas. Devido a componentes cerâmicos, os cermets apresentam uma excelente estabilidade química contra oxidação e ao desgaste triboquímico, bem como uma afinidade reduzida para a difusão (PORAT e BER, 1990).

As ferramentas de corte de cermet à base de TiCN são utilizadas no acabamento e semi-acabamento de aço carbono, aços inoxidáveis e materiais de alta dureza e alta resistência que não podem ser usinados por ferramentas de corte à base de TiC. Portanto, cermet à base de TiCN se tornaram ferramenta de corte aplicado na indústria substituindo gradualmente os cermet à base de TiC (PENG, MIAO e PENG, 2013). As classes de cermet são usadas em materiais com aplicações com tendência à abrasão (CATÁLOGO GERAL DA MITSUBISHI, 2006). Embora o metal duro revestido com PVD também possam ser usados para as operações de acabamento, cermets à base de TiCN fornecem melhor precisão dimensional das peças usinadas e boa resistência ao lascamento (KANG e KANG, 2010).

### 2.6.2.3 Torneamento com ferramentas de metal duro e cermet

Os ensaios de torneamento foram realizados em condições de corte a seco com  $a_p$  constante, a fim de investigar a usinabilidade de revestimentos à base de TiCN em ferramentas de cermet revestido (KT 315) e metal duro revestido (KC 9110) no aço inoxidável martensítico temperado com dureza entre 43-45 HRC. Parâmetros de usinagem utilizado foram:  $v_c$  (100; 130

e  $170 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ),  $f$  (0,09; 0,16 e  $0,28 \text{ mm}\cdot\text{rev}^{-1}$ ) e ângulo de saída ( $\gamma_o$ ) variando entre (0,  $-3^\circ$  e  $-5^\circ$ ). A vida da ferramenta foi maior para ângulos de saída de  $-5^\circ$ , nos parâmetros de usinagem ( $v_c=170 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  e  $f$  de  $0,28 \text{ mm}\cdot\text{rev}^{-1}$ ), tendo a ferramenta de metal duro alcançado um tempo de 170s e o cermet de 30s. Esses resultados se refere ao maior valor de cavaco equivalente o que reduz a temperatura de corte e aumenta a vida da ferramenta, somado ao revestimento com camada de  $18 \mu\text{m}$  de espessura e ao substrato de metal duro enriquecido com cobalto. As ferramentas de cermet obteve vida mais longa (2104s) para parâmetros de usinagem ( $v_c=170 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $f$  de  $0,09 \text{ mm}\cdot\text{rev}^{-1}$  e  $\gamma_o=-5^\circ$ ). Descamação na face de saída da ferramenta de metal duro se estendeu na área de desgaste de flanco revelando o substrato, nas condições de corte de  $v_c=130 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $f$  de  $0,28 \text{ mm}\cdot\text{rev}^{-1}$  no tempo de 257s e falha catastrófica foi verificada para a ferramenta de cermet nas condições de corte de  $v_c=170 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $f$  de  $0,28 \text{ mm}\cdot\text{rev}^{-1}$  no tempo de 25s, para ângulos de saída de  $-5^\circ$ . No entanto, a partir dos resultados experimentais, o metal duro superou o cermet em todas as condições de corte, exceto para baixa  $v_c$  e  $f$  (NOORDIN *et al.*, 2007).

Nos estudos de Chen, Xu e Xiao (2015) os autores examinaram o desempenho e as características de desgaste do cermet à base de TiCN com adição de 18% de Ni na fase ligante, durante o torneamento do aço endurecido com dureza de 61 a 62 HRC e comparou seus resultados com a ferramenta de metal duro com múltiplas camadas de TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN. O cermet superou o metal duro para  $a_p$  de 0,2 mm enquanto que o metal duro superou o cermet para  $a_p$  de 0,5 mm em relação ao VB. O cermet apresentou menor VB para menor  $a_p$  devido a maior tenacidade da ferramenta. E para a maior  $a_p$  o cermet mostrou menor vida da ferramenta devido ao um lascamento causado pelo aumento da  $F_c$ . O desgaste predominante para a ferramenta de metal duro foi o desgaste de cratera e o VB foi observado primeiramente para os insertos de cermet. A macia fase ligante na região de flanco da ferramenta de cermet foi removida primeiramente por mecanismo de abrasão e adesão e os grãos cerâmicos foram removidos devido à falta de um suporte estrutural. Alta condutividade térmica e a baixa força de corte ( $F_c$ ) melhoram a resistência ao desgaste de cratera da ferramenta de cermet. E o revestimento da ferramenta de cermet foi removido por mecanismos de difusão e adesão. Essa alta condutividade térmica foi associada a porcentagem de Ni na fase ligante.

Um estudo comparativo foi realizado por Touggui *et al.* (2020-a) quando torneou o aço inox austenítico AISI 316L utilizando ferramentas de metal duro com revestimento de nitreto titânio alumínio (TiAlN) juntamente com TiN e ferramentas de cermet com revestimento de TiCN-TiN, ambos revestimentos foram por processo PVD. O metal duro apresentou melhor

qualidade da superfície e mínima  $F_c$  em relação ao cermet, como indicado pela FIGURA 2.22 (a) e 2.22 (b), que foi atribuído ao tipo de revestimento da ferramenta de metal duro.

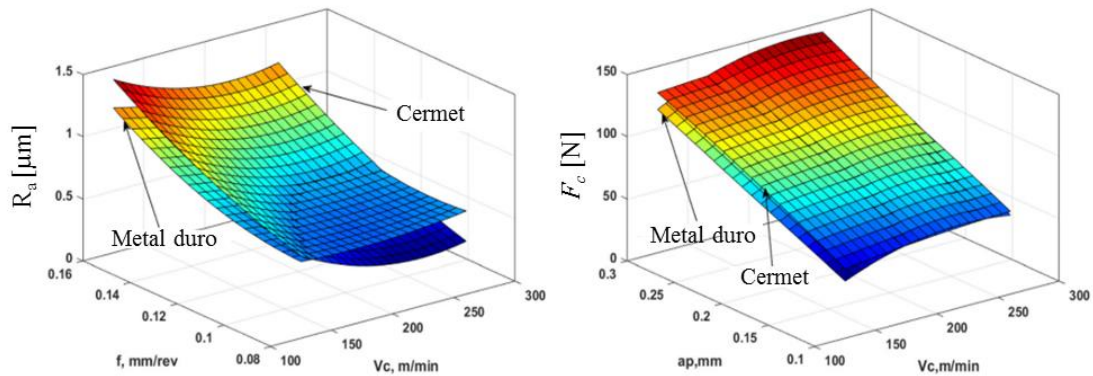


FIGURA 2 22 - Superfície de resposta 3D para a ferramenta de metal duro e cermet: a)  $R_a$ ; b)  $F_c$ .  
 FONTE - Adaptado de Touggui *et al.* (2020-a).

Por outro lado, a ferramenta de cermet apresentou maior vida da ferramenta quando comparada ao metal duro, mostrando uma performance 1,25 superior. Isso pode ser atribuído ao menor desgaste de difusão e maiores valores de coeficiente de expansão térmico do cermet comparado com o metal duro (TOUGGUI *et al.*, 2020-a).

Uma investigação foi realizada por Reis *et al.* (2019-b) sobre o desempenho de corte e comportamento ao desgaste da ferramenta de cermet (uma camada de revestimento) e o metal duro revestido (multicamadas) com geometrias distintas de quebra-cavacos (MP e LP) no torneamento do aço AISI 4340 (220 HV). Os resultados indicaram que, além do aumento da temperatura do cavaco com a  $v_c$ , o cermet e o quebra-cavaco MP foram responsáveis pelas temperaturas mais altas do cavaco. Com relação ao desgaste, a ferramenta de cermet revestida apresentou os maiores valores de desgaste de flanco máximo ( $VB_{Bmax}$ ). Para o comprimento de corte de 7000 mm, no entanto, no final do teste a ferramenta de metal duro apresentou maior desgaste de flanco e cratera. Mecanismos de desgaste adesivo e abrasivo foram observados, respectivamente, na superfície de folga e saída de ambas as ferramentas. Além disso, o desgaste do entalhe e lascamento foram observados na ferramenta de metal duro revestida. Lascamentos não foram vistos na ferramenta de cermet, uma camada fina e continua do material da peça foi visto na aresta de corte que ajudou a proteger a ferramenta. A ferramenta de metal duro forneceu qualidade superior da superfície usinada, embora a rugosidade tenha aumentado com o comprimento de corte para ambas as ferramentas.

Nos estudos de Ginting *et al.* (2018) durante o torneamento do aço temperado AISI 4340 (48 HRC) utilizou-se duas ferramentas de corte, sendo um metal duro com tripla camada

TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiN revestido por processamento CVD e uma ferramenta de metal duro com monocamada de TiCN revestida pelo processamento PVD. Ambas ferramentas de corte são potencias apresentando a vida da ferramenta na faixa de 8,1 a 27,5 min para a ferramenta de multicamadas e faixa de 4,8 a 40,3 min. para a ferramenta de monocamada com VB de até 0,2 mm. Para todas as condições de corte, a ferramenta revestida com monocamada apresentou maior vida da ferramenta para os parâmetros de usinagem ( $v_c$  75 m.min<sup>-1</sup>,  $f$  0,15 mm.rev<sup>-1</sup>;  $a_p$  1,5 mm e  $v_c$  65 m.min<sup>-1</sup>,  $f$  0,10 mm.rev<sup>-1</sup> e  $a_p$  1,0 mm), enquanto que a ferramenta de multicamadas foi de ( $v_c$  75 m.min<sup>-1</sup>,  $f$  0,20 mm.rev<sup>-1</sup>;  $a_p$  2,0 mm e  $v_c$  65 m.min<sup>-1</sup>,  $f$  0,15 mm.rev<sup>-1</sup> e  $a_p$  1,5 mm).

Nos estudos de Barroso (2023), avaliou-se o torneamento do aço bainítico fundido de alto carbono livre de carbonetos, com a seguinte composição química: 0,77%C; 1,75%Si; 0,75%Mn; 0,95%Cr; 0,11%Mo; 0,43%Ni; 0,12%Nb. Para a operação de torneamento, foi utilizado ferramentas de metal duro e cerâmica. Os parâmetros de usinagem foram  $v_c$  de 100, 150 e 200 m.min<sup>-1</sup>,  $f$  e  $a_p$  constante sendo de 0,2 mm.rev<sup>-1</sup> e 0,2 mm, respectivamente. A ferramenta de cerâmica apresentou melhor desempenho tendo apresentado um VB<sub>B</sub> em torno de 0,046 mm para  $v_c$  de 200 m.min<sup>-1</sup>. Enquanto que para a ferramenta de metal duro, um VB<sub>B</sub> em torno de 0,816 mm para a  $v_c$  de 200 m.min<sup>-1</sup> e presença de lascamento foi observado para essa ferramenta.

Khan e Hajjaj (2006) utilizaram ferramentas de cermet na usinagem de aço inoxidável austenítico. No entanto, eles observaram falha na aresta de corte, iniciando com microfissuras e trincas que foram crescendo gradativamente até a falha da ferramenta, devido à baixa tenacidade à fratura. O uso de ferramentas de cermet obteve resultados satisfatórios para baixos parâmetros de usinagem ( $v_c$ ,  $f$  e  $a_p$ ) por causa do bom acabamento superficial e longa vida da ferramenta.

A intenção de investigar o desempenho de alternativas ferramentas de corte, ou seja, insertos de cermet com intuito de apoiar o uso de metal duro revestido tem sido objeto de muito estudo. De acordo com os autores Etmayer *et al.* (1995), algumas características como resistência ao desgaste, resistência da aresta de corte, capacidade de cortar em altas velocidades empregando moderado  $f$  e  $a_p$  e alta qualidade da superfície usinada, são os responsáveis pelo desempenho de corte superior dos cermets. As propriedades, desempenho e custo comparado com o metal duro, tornam as ferramentas de cermet uma alternativa competitiva para semi-acabamento e acabamento de aços e ferros fundidos (CHEN, XI e XIAO, 2015).

### 2.6.3 Forças na Usinagem

Trent e Wright (2000) afirmaram que o material da peça de trabalho e suas propriedades mecânicas (dureza e microestrutura) e térmicas, determinam as forças de usinagem e a energia para as condições de corte aplicadas. A vida da ferramenta está diretamente relacionada ao comportamento de desgaste da ferramenta de corte. A diversidade de composições e tratamentos térmicos e, portanto, microestruturas, pode resultar em variações nas taxas de desgaste da ferramenta, determinam as forças de corte e vida da ferramenta obtidas em condições de usinagem semelhantes.

Para obter as forças nas operações de torneamento, foi proposto a decomposição da força de usinagem ( $F$ ) em três componentes: força de corte ou força principal de corte ( $F_c$ ), força de avanço ( $F_f$ ) e força de profundidade ou força passiva ( $F_p$ ) (TRENT e WRIGHT, 2000). A  $F_c$  é a projeção da  $F$  sobre o plano de trabalho (plano que contém as direções de avanço e corte), na direção de corte, dada pela  $v_c$  e está ao longo do eixo  $y$ , normalmente é a maior componente. A  $F_f$  é a projeção da  $F$  sobre o plano de trabalho, na direção de avanço da ferramenta, na direção  $z$ . A componente ao longo do eixo  $x$  é a  $F_p$  que é a projeção da  $F$  sobre a direção perpendicular à direção de avanço, situada no plano de trabalho, conhecida como componente radial, pois atua ao longo da direção radial da peça (TRENT e WRIGHT, 2000) e (ASTAKHOV, 2011). A FIGURA 2.23 apresenta as três componentes na força de usinagem.

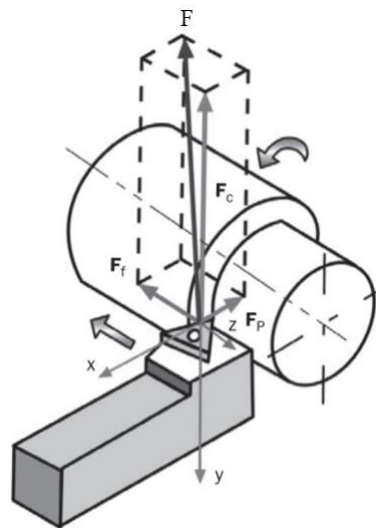


FIGURA 2.23 - Componentes da força de usinagem no torneamento.  
Fonte - Adaptado de Astakhov (2011).

A determinação das forças de usinagem é de grande importância, pois são responsáveis pelo consumo de energia e geração de calor na zona de corte, bem como pela rugosidade da superfície e a precisão geométrica da superfície usinada (SALMAN *et al.* 2019). De acordo



com Astakhov (2011), a  $F_c$  é responsável por 99% da potência exigida pelo processo. A  $F_f$  geralmente é cerca de 50% da  $F_c$ , mas representa apenas uma pequena porcentagem da potência necessária porque as taxas de avanço são geralmente pequenas em comparação com as velocidades de corte  $v_c$ . A  $F_p$  é tipicamente cerca de 50% da  $F_f$  e contribui muito pouco para requisitos de energia porque a velocidade na direção radial é desprezível.

As forças nas operações de torneamento dependem principalmente em função da área do cavaco, do  $f$ , do  $a_p$  e das propriedades do material da peça (STÅHL, 2012). Observações experimentais indicaram que com o aumento da  $v_c$  e diminuição do  $a_p$  e do  $f$ , as  $F_c$  por exemplo diminuem. Mas a magnitude da  $F_c$  aumenta à medida que a velocidade de corte diminui (ZHENG *et al.*, 2018). Trent e Wright (2000) afirmaram que a força de usinagem depende ainda de dois fatores principais sendo o primeiro as áreas de zona de cisalhamento primária e secundária e o segundo corresponde a resistência ao cisalhamento do material da peça nesses planos.

Três diferentes microestruturas foram avaliadas pelos autores Sivaraman; Sankaran e Vijayaraghavan (2016) sendo essas constituídas de ferrita-perlita (FP), martensita temperada (TM), e ferrita-bainita-martensita (FBM) para o aço 38MnSiVS5 (0,38% C; 0,68% Si; 1,5% Mn; 0,022% P; 0,06% S; 0,11% V; 0,066% N; 0,18% Cr) fabricado pelo processo de forjamento e com diferentes tratamentos térmicos para obtenção das estruturas acima. As condições de corte escolhida foram de  $v_c$  (40; 70; 100 m.min<sup>-1</sup>),  $f$  (0,05; 0,125; 0,20 m.rev<sup>-1</sup>) e  $a_p$  de 0,5 mm com ferramenta de metal duro tipo P sem revestimento (SNMG120408). A microestrutura com FP apresentou menores  $F_c$  em relação aos outros materiais, dado essa microestrutura apresentar maior ductilidade, para todos os parâmetros avaliados. Até a  $v_c$  de 70 m.min<sup>-1</sup>,  $f$  de 0,05 m.rev<sup>-1</sup> e  $a_p$  de 0,5 mm, as  $F_c$  foram maiores para todos os materiais, atribuído a formação de APC que resulta de ângulo de saída negativo levando ao aumento das forças. Acima de 70 m.min<sup>-1</sup>, ocorre uma queda constante e suave na  $F_c$ , visto que acima de 70 m.min<sup>-1</sup>, a APC não é estável. Para maiores  $f$  (0,125 e 0,20 m.rev<sup>-1</sup>), os três materiais exibiram redução da  $F_c$  até  $v_c$  de 70 m.min<sup>-1</sup> e acima dessa velocidade, a  $F_c$  aumentou. A ocorrência de velocidade crítica de 70 m.min<sup>-1</sup> para todas as microestruturas indica mudança do modo de torneamento de sulcamento para usinagem mais constante. Para maiores  $v_c$  o aumento da  $F_c$  foi atribuído a um possível desgaste da ferramenta associado ao aumento da temperatura. A FIGURA 2.24 (a), 2.24 (b) e 2.24 (c) detalha a  $F_c$  para diferentes materiais e  $f$ .

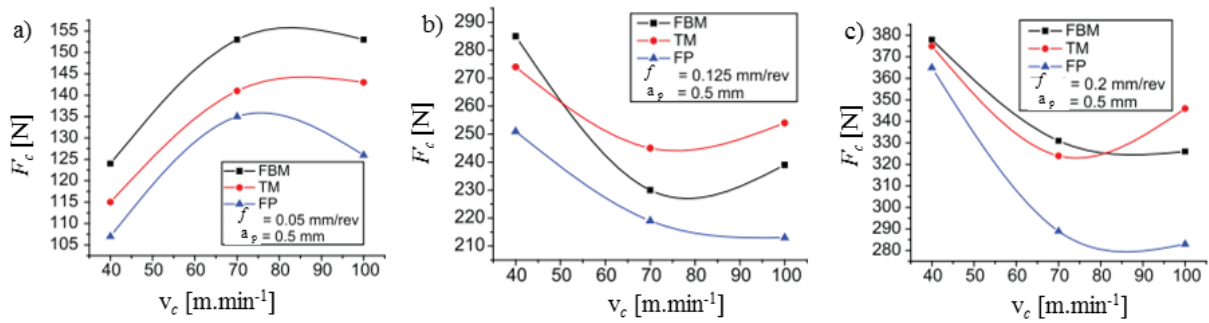


FIGURA 2.24 - Variação da  $F_c$  obtida pela  $v_c$  e  $f$  com  $a_p$  constante: a)  $f = 0,05 \text{ mm}\cdot\text{rev}^{-1}$ ; b)  $f = 0,125 \text{ mm}\cdot\text{rev}^{-1}$ ; c)  $f = 0,2 \text{ mm}\cdot\text{rev}^{-1}$ .

Fonte - Adaptado de Sivaraman; Sankaran e Vijayaraghavan, (2016).

Das *et al.* (2016) compararam o desempenho entre um metal duro não revestido e um cermet revestido com multicamadas (TiN/TiCN/TiN), pela técnica PVD, sobre a usinabilidade do aço AISI 4340 (48 HRC) no torneamento a seco. As  $v_c$  foram 80, 100 e 120  $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ ; os  $f$  foram 0,05, 0,1 e 0,15  $\text{mm}\cdot\text{rev}^{-1}$ ; e  $a_p$  de 0,1, 0,2 e 0,3 mm. No que diz respeito à  $F_c$ , observou-se que a geometria do inserto tem um grande efeito sobre ela. Insertos quadrados ( $90^\circ$ ) exigem maior  $F_c$  em relação à forma rômica ( $80^\circ$ ), o que foi associado ao maior ângulo de ponta dos insertos quadrados. Como o inserto de metal duro possuía um ângulo de ponta maior, a maior parte da ferramenta de corte estava em contato com a peça e promoveram maiores forças de usinagem e temperatura. Devido às maiores forças de usinagem e temperatura, ambas as cargas mecânica e térmica dominaram os insertos de metal duro. Em consequência, ocorrem em maior extensão desgaste de cratera e a deformação plástica na ferramenta de metal duro. O ângulo de posição dos insertos de metal duro e cermet foram de  $75^\circ$  e  $95^\circ$ , respectivamente. Devido ao menor ângulo de posição, a vibração durante o corte com metal duro mostrou-se maior do que a com cermet. Como resultado, tanto a  $F_c$  quanto o VB foram maiores para a ferramenta de metal duro.

Nos estudos de Reis *et al.* (2019-a), à usinagem do aço ABNT 4340 (233 HV) foi realizada utilizando ferramentas de corte de metal duro e cermet, ambas com geometria do quebra-cavaco para usinagem leve (LP) e média (MP) com os seguintes parâmetros de usinagem:  $v_c$  250  $\text{m}/\text{min}$ ,  $f$  (0,16 e 0,40  $\text{mm}/\text{rev}$ . e  $a_p$  de 1,5 mm. Em relação à  $F_c$ , o material da ferramenta de corte e o  $f$  afetaram significativamente a  $F_c$ , sendo os menores valores alcançados com a ferramenta de corte cermet e o menor nível de  $f$ . Observou-se que, para a geometria de quebra-cavaco LP, o cermet apresentou menor  $F_c$ ; já para a geometria MP não foi possível verificar significativa alteração em relação à mudança de material da ferramenta. Ao considerar o  $f=0,16 \text{ mm}/\text{rev}$ , o uso de cermet ou de metal duro não causou modificações significativas na

$F_c$ . Para  $f=0,40$  mm/rev, ocorreu uma sensível redução na  $F_c$  quando a ferramenta de cermet foi utilizada. Justificam-se tais comportamentos por meio da menor condutividade térmica do cermet, que levou ao aumento do calor no plano de cisalhamento e conseqüente efeito de amaciamento do aço estudado.

Os autores Suresh *et al.* (2012), avaliaram à usinagem do aço AISI 4340 (48 HRC) durante o torneamento utilizando ferramentas de metal duro revestido (TiN/TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). Os parâmetros avaliados foram:  $v_c$  (80; 140; 200 e 260 m.min<sup>-1</sup>),  $f$  (0,10; 0,18 e 0,26 mm.rev<sup>-1</sup>),  $a_p$  (0,8; 1,0; e 1,2 mm) e tempo de usinagem (2, 4 e 6 min.). A combinação de níveis menores de  $f$ ,  $a_p$  e baixo tempo de usinagem com alta  $v_c$  é benéfica para minimizar as forças de usinagem e rugosidade superficial. Por outro lado, os gráficos de interação sugerem que o emprego de menor  $v_c$  e  $f$  pode reduzir o desgaste da ferramenta.

Chinchanikar e Choudhury (2013) investigaram os parâmetros de usinagem em relação as forças de usinagem, quando torneou o aço AISI 4340 em dois níveis de dureza (35 e 45 HRC), usando ferramenta de metal duro revestida de TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN. Observações experimentais indicam que todos as três componentes das forças de usinagem são maiores para o material com maior dureza. No entanto, eles observaram que a  $F_c$  do material de maior dureza reduziu e se igualou ao material de menor dureza para maiores  $v_c$ , associado ao maior  $f$  e  $a_p$ . Enquanto que a  $F_f$  e a  $F_p$  para o material de maior dureza aumentaram quando a  $v_c$  excedeu a 160 m.min<sup>-1</sup>. Isso foi devido a mudança da condição de atrito devido o aumento do desgaste da ferramenta para faixas maiores de  $v_c$ . Portanto, as componentes das forças de usinagem foram afetadas principalmente pelo  $a_p$  que apresentou entre 60 a 70% de contribuição, em seguida pelo  $f$  em torno de 25 a 30% de contribuição e a  $v_c$  apresentou influência cerca de 4 a 5%, para os materiais em estudo.

Xu, Zhao e Ai (2017) tornearam o aço 42CrMo4 com dureza de 32-36 HRC utilizando ferramentas de metal duro e cermet. Os parâmetros de usinagem utilizado foram  $v_c$  (150, 175, 200 e 250 m.min<sup>-1</sup>),  $f$  (0,1 mm.rev<sup>-1</sup>) e  $a_p$  de 0,4 mm. A  $F_c$  aumentou para maiores  $v_c$  para as ferramentas de cermet, devido ao aumento do desgaste. No entanto, quando a  $v_c$  foi abaixo de 200 m.min<sup>-1</sup>, a  $F_c$  foi menor quando comparado com a ferramenta de metal duro, que foi atribuído ao melhor anti-adesão e menor coeficiente de atrito comparado com a ferramenta de metal duro.

Chen, Xu e Xiao (2015) analisaram o desempenho da ferramenta de metal duro e cermet à base de Ti(C,N) contendo 18% de Ni na fase ligante durante o torneamento do aço endurecido

(61-62 HRC). A ferramenta de cermet exibiram baixas  $F_c$  do que o metal duro. A alta condutividade térmica e baixa  $F_c$  resultaram em baixa temperatura, quando usinou com a ferramenta de cermet, no qual beneficiou a vida da ferramenta. No entanto, as  $F_c$  aumentaram para maiores  $a_p$ , no qual levou a ocorrência de lascamento na ferramenta de cermet, devido a baixa tenacidade e resultou em falha catastrófica. Portanto, a ferramenta de cermet mostrou vida curta comparada a ferramenta de metal duro, para maiores  $a_p$ .

Lima *et al.* (2007) avaliaram o desempenho do metal duro revestido com (TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN) no torneamento do aço AISI 4340 alterando os níveis de dureza para 250, 345, 415 e 525 HV. Os autores concluíram que as ferramentas de metal duro revestidas eram incapazes de usinar peças com dureza de 525 HV, mesmo em condições experimentais com menores níveis de  $f$ . Os resultados indicaram que para o material de maior dureza (415 HV), as forças de usinagem aumentaram. As componentes da força se comportam distintamente conforme a  $v_c$  é alterada, ou seja, a  $F_c$  tende a diminuir conforme aumenta a  $v_c$  como indicado na FIGURA 2.25 (a). Por outro lado, as  $F_f$  e  $F_p$ , para o material com 250 e 345 HV, permanecem praticamente inalterados, mas para dureza de 425 HV as  $F_f$  e  $F_p$  tendem a aumentar junto com a  $v_c$  e uma possível razão seria o desgaste das ferramentas.

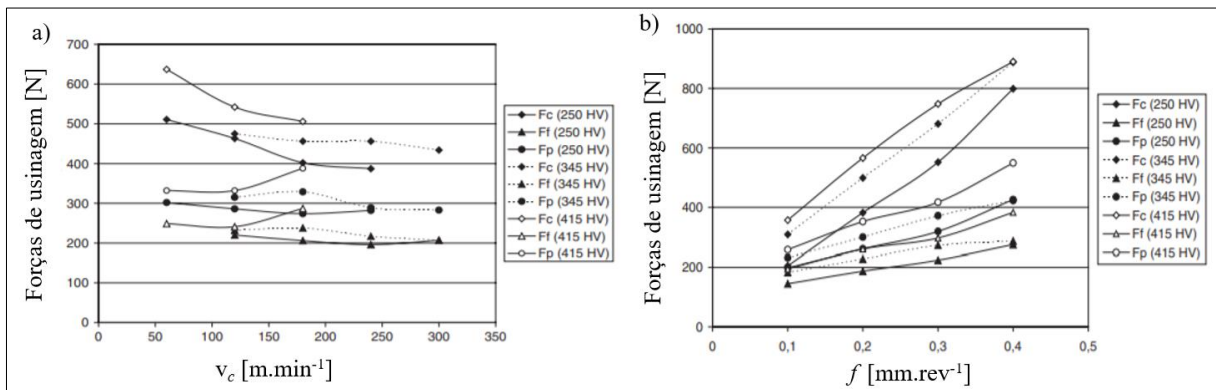


FIGURA 2.25 - a) efeito da  $v_c$  nas forças de usinagem para  $f = 0,2$  mm.rev<sup>-1</sup> e  $a_p$  de 1,0 mm; b) e efeito do  $f$  para  $v_c$  de 180 m.min<sup>-1</sup> e  $a_p$  de 1,0 mm.

Fonte - Adaptado de Lima *et al.* (2007).

Ainda no estudo de Lima *et al.* (2007), a redução das forças quando a  $v_c$  é aumentada é esperada devido ao aumento da temperatura na zona de corte, responsável por reduzir a resistência ao cisalhamento do material e, conseqüentemente, as forças de usinagem. O fato da  $F_p$  ser superior a  $F_f$  pode ser explicado pela relação entre o raio da ponta, o ângulo da aresta de corte e o  $a_p$ . O uso de raio de ponta próximo ao  $a_p$  (0,8 mm e 1 mm) associado ao ângulo de posição de 45°, representa um aumento na área de contato onde a  $F_p$  é aplicada. A influência do  $f$  nas forças de usinagem é demonstrado na FIGURA 2.25 (b). Neste caso, a relação é quase

linear, independentemente da componente das forças ou da dureza do material de trabalho. Devido ao fato de que um aumento neste parâmetro representa uma área de cisalhamento maior e, portanto, forças de usinagem superiores. Em relação ao desgaste, os autores observaram abrasão como o principal mecanismo de desgaste, ocasionalmente seguido por fratura após tempos de corte mais longos.

A análise da maioria dos estudos reportados, mostraram que a combinação de níveis baixo de  $f$  e  $a_p$  e com maior  $v_c$  é benéfica para reduzir as forças de usinagem. Além disso, as propriedades das ferramentas de corte como condutividade térmica e revestimentos juntamente com os parâmetros de usinagem, atuam diretamente no comportamento das forças, sendo em alguns momentos benéfico em relação a redução das forças de usinagem e outros não. Investigações indicaram que as componentes das forças de usinagem foram influenciadas diretamente pelo material da peça de trabalho e suas propriedades físicas (propriedades mecânicas e térmicas, dureza, microestrutura, etc.) e conseqüentemente determinam as forças de usinagem e a energia para as condições de corte aplicadas.

#### **2.6.4 Qualidade superficial**

A *Machinability Data Center* (1980) baseou-se no conceito de tecnologia das superfícies proposto pela norma ASME B.46.1 (1978), o qual define que a tecnologia das superfícies é a atividade que descreve, detalha e avalia a condição do conjunto superfície e camada superficial dos elementos manufaturados. Sendo assim, o conjunto de efeitos internos e externos à superfície são denominados pela “textura da superfície” e “integridade da superfície”.

A FIGURA 2.26 apresenta uma representação esquemática dos elementos que compõem a tecnologia das superfícies. Considerou os seguintes elementos externos relacionados a textura superficial: textura da superfície, efeitos macroscópicos e a geometria da ferramenta. Enquanto que a integridade da superfície, foi considerado os efeitos internos na subsuperfície dos elementos manufaturados.

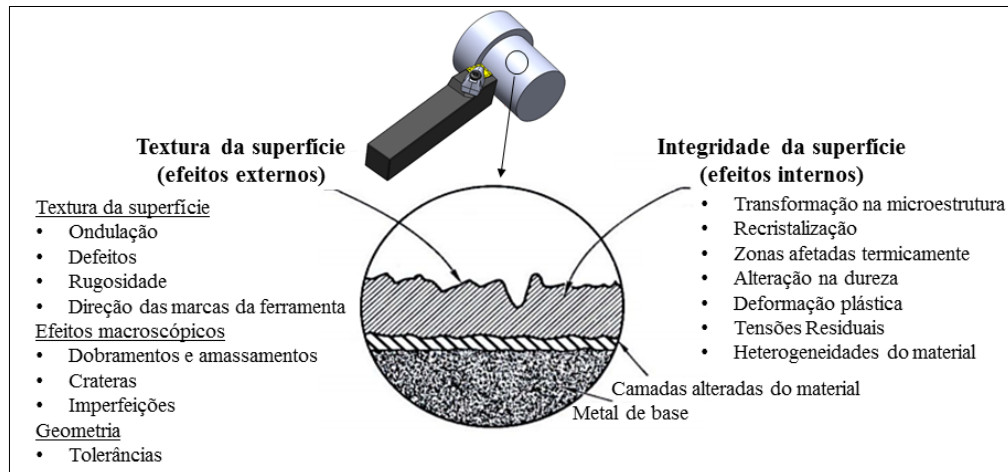


FIGURA 2.26 - Representação esquemática dos elementos superficiais e subsuperficiais que definem a tecnologia das superfícies.

Fonte - Adaptado de *Machinability Data Center* (1980).

Contudo, o critério mais tradicional que é adotado para avaliar a qualidade de uma superfície usinada é somente a textura superficial (WHITEHOUSE, 1994). O termo “topografia de uma superfície” é utilizado para descrever as características da textura superficial de um componente usinado (GRZESIK, 2017). Essas características são apresentadas esquematicamente na FIGURA 2.27, que apresenta alguns dos elementos que compõem a topografia de uma superfície.

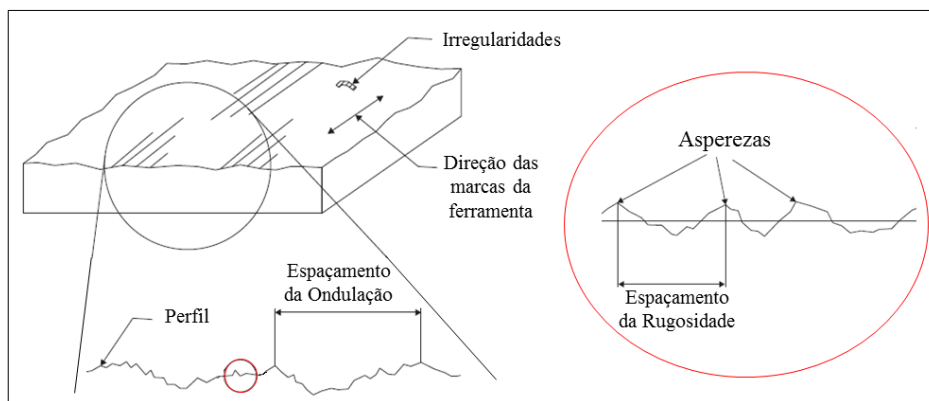


FIGURA 2.27 - Representação esquemática da textura superficial

Fonte - Adaptado de Sahoo (2011).

Rugosidade é produzido por flutuações do curto comprimentos de onda caracterizados por asperezas (máximas locais) e vales (mínimas locais) das amplitudes e espaçamentos variados. Ondulação é a irregularidades, de comprimento de onda mais longo e podem resultar de fatores como deflexões da máquina ou da peça de trabalho, vibração, tratamento térmico ou deformações. A direção das marcas da ferramenta é determinada pelo processo de produção. E as irregularidades são interrupções não intencionais e inesperadas na textura. Além disso, as

superfícies podem conter grandes desvios, pelas largas ondulações, da qual são chamados de erro de formato (SAHOO, 2011).

Petropoulos *et al.* (2010) afirmaram que a rugosidade real constitui um problema complexo na usinagem e depende do método de usinagem, bem como dos fatores de usinagem empregados. Esses fatores têm impacto significativo nos processos de corte, sendo eles: condições de corte ( $f$ ,  $v_c$ ,  $a_p$ ), cinemática do processo; forma e material da ferramenta de corte; propriedades mecânicas do material processado; vibrações no sistema da máquina-ferramenta; precisão-rigidez- funcionamento e condição de serviço da máquina-ferramenta.

No processo de torneamento, os parâmetros que mais afetam a rugosidade da superfície são o  $f$  e o raio da ponta da ferramenta (NEŞELI *et al.*, 2011). Segundo Machado *et al.* (2015), o raio de ponta das ferramentas de usinagem afeta o acabamento superficial das peças e na resistência da aresta de corte da própria ferramenta. Geralmente, é recomendado que o raio de ponta seja duas vezes maior que o  $f$  usado, de modo que torne menor as consequências das marcas de  $f$ . Quanto maior for o raio de ponta da ferramenta maior será sua a resistência mecânica e menor será a rugosidade superficial das peças, no entanto, raios de ponta muito grandes podem aumentar a vibração durante o processo de usinagem prejudicando o acabamento superficial das peças.

A variação do desvio aritmético médio ( $R_a$ ) foi monitorada para os três materiais com diferentes microestruturas, constituídas de ferrita-perlita (FP), martensita temperada (TM), e ferrita-bainita-martensita (FBM) para o aço 38MnSiVS5 (0,38%C; 0,68%Si; 1,5%Mn; 0,022%P; 0,06%S; 0,11%V; 0,066%N; 0,18% Cr). Os parâmetros de usinagem foram de  $v_c$  (40; 70; 100 m/min),  $f$  (0,05; 0,125; 0,20 mm/rev.) e  $a_p$  de 0,5 mm com ferramenta de metal duro tipo P sem revestimento (SNMG120408). A microestrutura FP exibiu maiores valores de  $R_a$  que foi atribuído por ser um material com maior ductilidade, levando o aumento de adesão na superfície de saída e aumentando os valores de rugosidade. A microestruturas FBM e TM devido a maior resistência mecânica e dureza facilita a redução do comprimento de contato do cavaco e por apresentar uma usinagem mais estável com o aumento da  $v_c$  levou a um melhor acabamento superficial (SIVARAMAN, SANKARAN e VIJAYARAGHAVAN, 2016).

Nos estudos de Paese *et al.* (2020) ambos os parâmetros de rugosidade desvio médio aritmético ( $R_a$ ) e altura máxima do perfil ( $R_z$ ) sempre apresentaram valores mais altos usando  $f$  maiores e raios de ponta mais baixos. O estudo baseou no torneamento do aço AISI 1045 utilizando três ferramentas de corte (duas de metal duro, variando o substrato – PVD e CVD e

o tipo de revestimento TiAlN e TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiN, respectivamente) e cermet com substrato PVD e revestimento TiCN. Em relação ao  $R_a$ , as ferramentas de metal duro com substrato PVD, obteve menores valores de  $R_a$  quando comparado a ferramenta de cermet. No entanto, ao considerar o parâmetro  $R_z$ , a otimização dos parâmetros de usinagem para a ferramenta de cermet superou as ferramentas de metal duro sendo considerado o menor  $f$  e maior raio de ponta da ferramenta. Parâmetros ótimos foram de ( $v_c= 250 \text{ m.min}^{-1}$ ;  $f=0,12 \text{ mm.rev}^{-1}$ ;  $a_p= 0,5 \text{ mm}$  e  $r=0,8 \text{ mm}$ ).

Nos estudos de Chen, Xu e Xiao (2015) a qualidade da superfície usinada foi levemente melhor para a ferramenta de metal duro que pode ser atribuída à excelente resistência à adesão dos revestimentos quando ocorreu atrito entre a peça e a superfície de folga da ferramenta. À medida que o corte prosseguia, a  $R_a$  aumentava exponencialmente para as duas ferramentas para o mesmo tempo de corte. No entanto, a  $R_a$  da superfície usinada pela ferramenta de metal duro aumentou mais rapidamente. E uma declinação da qualidade da superfície ocorreu devido a exposição do substrato da ferramenta e a formação de APC.

No processo de torneamento, a possível previsão dos padrões de desgaste da ferramenta e sua progressão é essencial para evitar a falha catastrófica da ferramenta. Além disso, o desempenho de usinagem e a qualidade da superfície acabada são influenciados pela condição da ferramenta (PIMENOV e GUZEEV, 2017). Nos estudos de Xu, Zhao e Ai (2017) em virtude da menor afinidade com o material da peça, menor coeficiente de atrito em relação ao aço AISI 4140 e melhor resistência à oxidação, o mecanismo de desgaste da ferramenta de cermet à base de Ti (C, N) baseadas principalmente no desgaste da cratera e no desgaste de flanco, foi benéfico para a qualidade da superfície da peça e também proporcionou redução do desgaste de flanco e prolongou a vida da ferramenta comparado com a ferramenta de metal duro.

A influência dos parâmetros de usinagem tais como  $v_c$  (125-170 e 260  $\text{m.min}^{-1}$ ),  $f$  (0,08-0,12 e 0,16  $\text{mm.rev}^{-1}$ ) e  $a_p$  (0,1-0,2 e 0,3 mm) em relação ao  $R_a$  e taxa de remoção de material (MRR) durante o torneamento a seco do aço AISI 316L, foi o objetivo da pesquisa dos autores TOUGGUI *et al.* (2020-b), utilizando insertos de cermet (GC1525). Com base nos resultados, verificou-se que o parâmetro que mais afetou a  $R_a$  foi o  $f$  com 79,61% de contribuição, enquanto a taxa de remoção de material (MRR) foi fortemente influenciado pelo  $a_p$  em seguida pela  $v_c$  e  $f$ , respectivamente. A topografia 3D da superfície usinada revelou sulcos mais profundos para maiores  $f$ . Um incremento no  $f$  causa picos agudos e vales na superfície gerada. Esses picos



indicam que o metal foi arrancado devido à sua ductilidade para altos  $f$ , levando a deterioração da superfície usinada.

Os autores Keblouti *et al.* (2017) compararam os efeitos dos parâmetros de usinagem na rugosidade no torneamento do aço AISI 52100 com dureza de 242 HV com a seguinte composição química: 1,09%C; 0,35Mn%; 0,256%Si; 0,077%Ni; 1,382%Cr, 0,005%V; 0,15%Cu; 0,017%Mo. Os parâmetros de usinagem foram:  $v_c$  (150, 200, 250 m.min<sup>-1</sup>),  $f$  (0,08-0,12 e 0,16 mm.rev<sup>-1</sup>) e  $a_p$  (0,15-0,30 e 0,45 mm) utilizando ferramentas de metal duro revestido e cermet sem revestimento. Os autores perceberam que 93,97% da variação da  $R_a$  quando se usinou com metal duro revestido era explicado pela modificação do  $f$ , enquanto que para o cermet não revestido essa percentagem era de 82,09%. O segundo fator que interferiu na qualidade da superfície foi a  $v_c$ , contribuindo para a variação da qualidade superficial cerca de 2,32% e 7,41% para inserto revestido e não revestido, respectivamente. Por fim, o  $a_p$  teve contribuição inferior a 2%, para ambas ferramentas de corte, sendo esse parâmetro apresentado pouca influência na qualidade superficial.

Os autores Ozkan *et al.* (2014) forneceram uma análise comparativa do desempenho de ferramentas de corte de metal duro e cermet no torneamento de aço 50CrV4 (0,50%C; 0,31%Si; 0,78%Mn; 0,009%P; 0,008%S; 0,15%V; 1,06% Cr), com dureza de 311 HB. Os parâmetros de usinagem foram  $v_c$  (150, 200, 250 e 300 m.min<sup>-1</sup>),  $f$  (0,12; 0,16; 0,20 mm.rev<sup>-1</sup>) e  $a_p$  de (0,5; 1,0 e 1,5 mm). A ferramenta de metal duro foi revestida de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+TiCN e a ferramenta de cermet contendo o revestimento TiN+TiCN, variando o raio de ponta para das ferramentas (0,4; 0,8; 1,2 mm). Uma relação direta pode ser vista entre as forças de usinagem com a  $R_a$ . As forças de usinagem foram maiores com a ferramenta de metal duro, logo maiores valores de  $R_a$ . Enquanto que com a ferramenta de cermet, foram obtidos menores valores de força de usinagem e  $R_a$ . Menores valores de  $R_a$  para a ferramenta de cermet pode ser atribuído a menor tendência da ferramenta de cermet apresentar APC, no qual a APC contribui significativamente para piora da qualidade superficial.

De maneira geral, ferramentas de corte revestida fornecem uma melhor qualidade superficial apresentando menores valores de rugosidade; tais benefícios dependerão também de muitos fatores, incluindo material de substrato, combinações de revestimento da ferramenta, as condições termofísicas e térmicas da ferramenta e da peça de trabalho, juntamente com os parâmetros de usinagem. No entanto, o  $f$ , a dureza do material da peça, a microestrutura e o raio

de ponta da ferramenta são os fatores que mais influenciam estatisticamente na qualidade superficial de uma peça usinada.

### 2.6.5 Temperatura de corte

A usinagem de metais é um processo que envolve alta tensão, alta taxa de deformação e alta temperatura (KONE *et al.*, 2011). Aproximadamente 90% de toda a energia mecânica durante o processo de corte de metal é convertida em fluxo de calor térmico, induzindo assim aumento severo da temperatura na zona de corte, como reportado por Abukhshim *et al.* (2006) e retratado na FIGURA 2.28 (a). As principais fontes de calor geradas na operação de usinagem estão relacionadas à alta deformação plástica do material e o atrito cavaco-ferramenta e peça-ferramenta (SHAW, 2005). No processo de corte ortogonal, o calor é gerado principalmente nas zonas de deformação primária e secundária (HAO e LIU, 2020).

Medições precisas das temperaturas de corte zona de deformação primária e zona de deformação secundária, principalmente devido ao atrito na interface do cavaco-ferramenta, são importantes para compreender seu impacto sobre a tensão de fluxo do material da peça durante o corte e também no desgaste da ferramenta. Temperaturas altas normalmente observada na interface do cavaco-ferramenta acelera o desgaste da ferramenta, o que pode degradar a integridade da superfície da peça usinada (MELKOTE *et al.* 2017), (GHANI e ABUKHSHIM, 2008). O comportamento das ferramentas de corte é fortemente influenciado pela zona de cisalhamento secundária e terciária, mas também por uma zona próxima à ponta da ferramenta onde ocorre a separação do material (KONE *et al.*, 2011), conforme indicado pela FIGURA 2.28 (b).

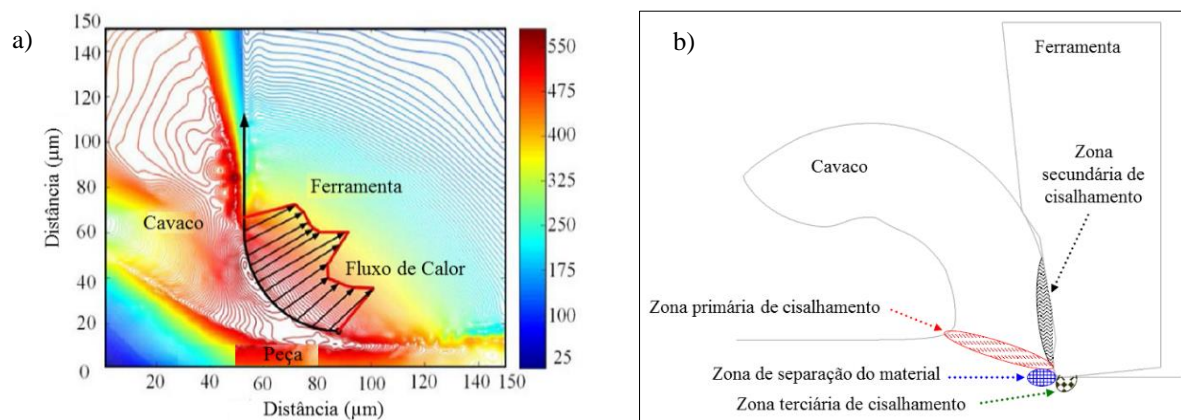


FIGURA 2.28 - a) Distribuição da temperatura de corte na interface cavaco ferramenta; b) zonas de cisalhamento e fontes de geração de calor no processo de corte ortogonal.  
 FONTE - Adaptado de Ji *et al.* (2016) e Kone *et al.* (2011).

Uma vez que o calor é gerado, ele se espalha na zona de corte. Mas parte do calor gerado será dissipado no ar, mas isso será apenas em um fluxo de calor secundário. Parte do calor fluirá para os cavacos e apresenta um positivo efeito. Todo o calor no cavaco é levado da zona de corte e quanto mais calor vai para os cavacos, menor calor é dissipado para a ferramenta de corte e a peça de trabalho. Visto que a velocidade do cavaco é muito maior do que a taxa de condução do calor. Sendo assim, uma maneira de definir um bom processo de corte é afirmar que as condições do processo devem ser tais que a maior parte do calor gerado flua para os cavacos (STÅHL, 2012).

Sendo assim, ao longo do século várias técnicas para a medição da temperatura foram desenvolvidas, como termopar cavaco-ferramenta, termopar embutido, técnicas de cores térmicas e técnica de radiação como termometria infravermelha e pirometria foram desenvolvidas para avaliar a temperatura da interface cavaco-ferramenta que surge na zona de corte durante a usinagem. No entanto, a técnica com termopar ferramenta-peça é amplamente utilizada durante o corte de metal devido à sua facilidade de implementação e baixo custo em comparação com outras técnicas (GRZESIK, 1999). A precisão dos resultados para a técnica de radiação dependem dos valores exatos da emissividade do material da ferramenta de corte e da radiação da temperatura da superfície. Técnicas metalográficas, como alterações microestruturais da ferramenta/peça após a usinagem pode ser usado para encontrar a temperatura próxima à superfície de saída. No entanto, essa técnica é trabalhosa e demorada. Além disso, esta técnica é aplicável apenas aos materiais de ferramenta que exibem uma mudança na microestrutura com a temperatura (CHOUDHURY e SATISHCHINCHANIKAR, 2014).

Além disso, sabe-se que temperatura de corte é influenciada pela condutividade térmica dos materiais da ferramenta de corte e do revestimento e exerce influência no comportamento de tribo-contato na interface ferramenta-cavaco (GRZESIK, 1999). Ao depositar camadas de revestimento com baixa condutividade térmica em um substrato de ferramenta, pode-se observar uma queda de calor conduzida para o substrato. A condutividade térmica do  $Al_2O_3$ , por exemplo, reduz com aumento da temperatura, o que pode contribuir para dissipar uma grande fração de calor induzida durante a formação de cavacos, protegendo o núcleo da ferramenta. Este aspecto explica porque os revestimentos são frequentemente considerados como uma barreira térmica (GRZESIK, 1999). A FIGURA 2.29 apresenta a variação da condutividade térmica do metal duro WC sem revestimento e dos mais populares revestimentos

em função da temperatura. O WC apresentou maior condutividade térmica que os demais materiais e revestimentos avaliados.

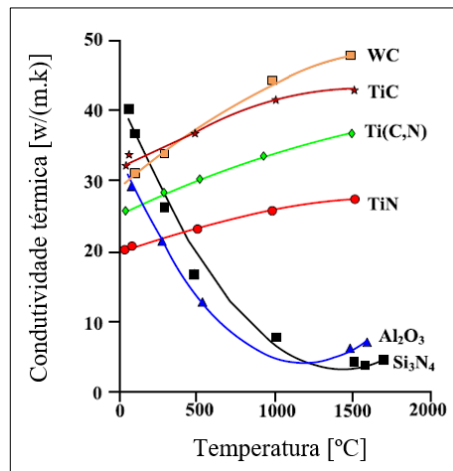


FIGURA 2.29 - Condutividade térmica versus temperatura dos mais populares revestimentos e do materiais de ferramenta de corte.

FONTE - Adaptado de Jawahir e Van luttervelt (1993).

A condutividade térmica dos materiais das ferramentas de corte influencia na temperatura de corte. De acordo com Lengauer e Scagnetto (2018) pode-se dizer que o cermet apresenta uma condutividade térmica muito menor ( $10-15 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ ) que o metal duro ( $25-80 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ ). Sendo assim, a inserção de materiais como W, Nb, Ta, Cr, V na rede do cermet à base de Ti(C, N) durante a sinterização, podem influenciar as propriedades de estado sólido como a condutividade térmica. Nos estudos de Chen, Xu e Xiao (2015) a adição de 18% de Ni na fase ligante da ferramenta de cermet, contribuiu para uma maior condutividade térmica comparado ao metal duro. A alta condutividade térmica e a baixa força de corte resultaram em temperatura mais baixa quando usinado pela ferramenta de cermet, o que levou a uma resistência superior ao desgaste da cratera.

Nos estudos de Choudhury e Satishchinchankar (2014) o tipo de revestimento influenciou na temperatura de corte no torneamento do aço AISI 4340. A temperatura de corte para a ferramenta de metal duro com multicamada de TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiN aplicado por CVD foi maior que a ferramenta de metal duro revestida por uma camada de TiAlN pelo processamento por PVD. O processo de medição de temperatura na interface foi realizada por um termopar ferramenta-peça. A temperatura média mais baixa da interface com a ferramenta de metal duro com uma camada de TiAlN pode ser atribuída às características do processo de revestimento aplicado por PVD. O revestimento aplicado em PVD gera um atrito mínimo entre os face da

ferramenta e os cavacos, resultando em forças de corte mais baixas e, portanto, resultando em menor temperatura de corte.

Nos estudos de Mozammel e Nikhil (2016) a medição de temperatura foi realizada no torneamento do aço AISI 1060 (48 HRC) utilizando ferramenta de metal duro revestido com TiCN pelo processo PVD. Os pesquisadores mediram a temperatura de corte na interface ferramenta-cavaco. Os resultados da medição mostraram que as magnitudes de temperatura de corte ao variar  $v_c$  de 58, 81 e 115 m.min<sup>-1</sup> e  $f$  de 0,10, 0,12 e 0,14 mm.rev<sup>-1</sup> variaram de 735°C a 889 °C. A temperatura de corte tende a aumentar conforme aumenta a  $v_c$  e  $f$ .

É bem conhecido que a aplicação de revestimentos em ferramentas de corte permitem obter um obstáculo térmico e manter a alta dureza devido a mudanças substanciais no atrito e partição de calor para o cavaco e conseqüentemente uma redução visível na temperatura de corte é observada (GRZESIK E NIESLONY, 2004). Nos estudos de Rech, Kusiak e Battaglia (2004) depositando camadas de revestimento com baixa condutividade térmica em um substrato de ferramenta de corte e uma queda do calor conduzido no substrato pode ser observado, os revestimentos funcionaram como barreira térmica.

Nos estudos de Ginting *et al.* (2018) durante o torneamento do aço AISI 4340 temperado (48 HRC) utilizou-se duas ferramentas de corte, sendo um metal duro com tripla camada TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiN revestido por processamento CVD e uma ferramenta de metal duro com monocamada de TiCN revestida pelo processamento PVD. A temperatura de corte foi medida por um pirômetro infravermelho posicionado entre a ponta da ferramenta e o material de trabalho medido do início e no final do corte. Os menores valores de temperatura foram para a ferramenta de PVD. O menor coeficiente de atrito do TiCN foi a forte razão pela qual a temperatura de corte gerada pela ferramenta PVD de monocamada é menor do que o metal duro revestido com CVD de multicamadas. A temperatura de corte inicial foi mais baixa, no qual foi atribuído pela baixa condutividade térmica dos materiais de revestimento (TiN para ferramentas CVD multicamada e TiCN para ferramentas de metal duro monocamada). Quanto menor a condutividade térmica da propriedade do material de revestimento, mais calor ou energia de corte podem ser barrados pela camada de revestimento. Como o substrato de WC tem maior condutividade térmica, mais calor ou energia de corte flui para o substrato. Conseqüentemente, a temperatura de corte produzida no corte final foi superior à inicial.

Além disso a temperatura de corte pode afetar a cinética do atrito na interface ferramenta-cavaco e conseqüentemente o desgaste da ferramenta (DOSBAEVA *et al.*, 2015).

Esses mesmos autores estudaram o efeito da temperatura de corte no comportamento de atrito da ferramenta de metal duro TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> multicamada revestido por TiN e uma ferramenta contendo nitreto cúbico de boro policristalino (PCBN) (60%) e TiN (40%) como fase ligante no torneamento do aço ferramenta D2 temperado. A técnica de medição da temperatura de corte foi o termopar ferramenta-peça. A temperatura de corte foi mais alta para a ferramenta de metal duro até atingir a velocidade de corte de 100 m/min (930°C), após essa velocidade, a temperatura de corte foi quase a mesma que a ferramenta PCBN. Isso é atribuído a baixa condutividade térmica nesta faixa de temperatura para ferramenta de metal duro. A uma velocidade de 175 m/min, a temperatura de corte atingiu (1130°C) para a ferramenta de metal duro revestido e um pouco mais alta (1170°C) para PCBN. Para entender o aumento da vida útil da ferramenta de metal duro em  $v_c$  de até 100 m/min e temperaturas de corte até 923°C, foi realizada uma investigação da superfície desgastada na região de saída. Foi possível identificar a formação de tribo-filmes de Ti-O (óxido de titânico) e Cr-O (óxido de cromo) para a ferramenta de metal duro. O PCBN não mostrou a formação de tribo-filmes.

Em relação a influência das condições de corte, com o aumento da  $v_c$ , a máxima temperatura na aresta de corte aumenta e impacta na vida da ferramenta, pois o gradiente de calor se concentra em uma pequena região da ferramenta, no qual leva a tensões e trincas térmicas que podem ser formadas na estrutura da ferramenta e assim um menor tempo de vida. Por outro lado, com  $v_c$  mais altas, haverá uma maior transferência de calor com os cavacos, deixando menos calor na zona de corte e isso dará temperaturas mais baixas. A cada  $v_c$ , haverá um equilíbrio alcançado entre o calor gerado e o evacuado (STÅHL, 2012).

Adicionalmente, como no processo de usinagem, o material é removido por deformação plástica e cisalhamento, o status da interface ferramenta-peça depende da estabilidade da aresta de corte. Essa estabilidade é afetada por uma possível reação química e amolecimento térmico do material da ferramenta e pela temperatura associada a uma  $v_c$  mais alta. Quando a velocidade de corte é menor, um domínio corte por sulcamento ocorre associado com a formação de APC e flutuação das forças que leva ao um lascamento da ponta da ferramenta (SIVARAMAN, SANKARAN e VIJAYARAGHAVAN, 2015).

Quando o  $f$  é modificado durante o processo de corte, pode-se dizer que maiores  $f$  geram maior calor, mas não necessariamente leva a uma vida mais curta da ferramenta. Apesar que maiores  $f$  geram maior calor, com maiores  $f$  a temperatura na aresta de corte permanece mais baixa. Essa explicação está relacionada as condições com maiores  $f$  os cavacos são mais

espessos do qual evacua mais calor, levando a menor calor na aresta de corte e consequentemente baixa temperatura. Outra explicação está relacionada que maiores  $f$ , maior o tempo de contato entre o cavaco e a região de saída, isso significa que o fluxo de calor do cavaco para a ferramenta de corte se espalha por uma superfície maior e gera menos calor concentrado, portanto, temperaturas mais baixas (STÅHL, 2012).

Em complementação aos parâmetros de usinagem, a temperatura de corte é afetada principalmente pela  $v_c$ , mas obtém insignificante influência pelo  $a_p$ . No torneamento do aço 300M (40CrNi2SiMoVA) com ferramenta revestida de TiCN-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiN e matriz de metal duro com alta quantidade de cobalto, a medição da temperatura do cavaco permaneceu basicamente sem mudança para o  $a_p$  maiores entre 0,15 mm a 0,30 mm (ZHENG *et al.*, 2018). Resultado semelhante aos estudos de Choudhury e Satishchinkanikar (2014) a temperatura de corte foi afetada principalmente pela  $v_c$  e insignificante influência pela  $a_p$  foi observado durante o torneamento do aço AISI 4340.

Contudo, nos estudos de Das *et al.* (2016) a alteração do  $a_p$  influenciou na temperatura de corte. Esse mesmo autor compararam o desempenho entre um metal duro não revestido e um cermet revestido com multicamadas (TiN/TiCN/TiN), pela técnica PVD, sobre a usinabilidade do aço AISI 4340 temperado (48 HRC) no torneamento a seco. A temperatura foi medida por um termômetro infravermelho de mão na superfície da peça. A temperatura superficial da peça durante o torneamento para ferramentas de metal duro permaneceu mais elevada do que a do cermet. Em ambos os insertos de metal duro e de cermet, a temperatura aumentou em função do aumento da  $v_c$ , isto ocorreu para  $v_c$  mais alta, pois não tem tempo suficiente para transferir o calor da peça para o ambiente. A  $v_c$  é o principal fator para a geração de calor em qualquer operação de usinagem. A temperatura do corpo de prova aumentou com  $a_p$  em toda a faixa de 0,1 a 0,3 mm, no caso de cermet com cobertura, enquanto que, para o metal duro, inicialmente reduziu e depois aumentou. Os autores atribuíram ao revestimento a ajuda na melhoria do desempenho das ferramentas de cermet. A ferramenta cermet exibiu menor  $F_c$  do que a ferramenta de metal duro o que justificaria menores temperaturas obtidas para essa ferramenta.

No próximo tópico será detalhado os mecanismos e tipos de desgaste em ferramentas de corte, monitoramento do desgaste e estudos envolvendo o desgaste de ferramentas de metal duro e cermet.

## 2.6.6 Mecanismo e tipos de desgaste, monitoramento e estudos envolvendo desgaste em ferramentas de metal duro e cermet

Em operações de corte de metal, a superfície de saída da ferramenta de corte entra em contato com o cavaco, e a superfície lateral da ferramenta com a peça usinada, ambas em altas velocidades. Então existe atrito entre essas superfícies da ferramenta, do cavaco e da peça de trabalho e, como resultado, a ferramenta se desgasta gradualmente (CHOUDHURY e KISHORE, 2000). As interações entre ferramenta, cavaco e peça de trabalho causam desgaste da ferramenta e outros danos, como deformação plástica, lascamento, trincas térmicas e mecânicas. Normalmente, os mecanismos que causam desgaste ou danos à aresta de corte da ferramenta incluem abrasão, adesão, difusão, oxidação, *attrition* (adesão e arrancamento), presença de APC e variações de carga térmica e/ou mecânica (SANDVIK, 1994).

Os processos de desgaste geralmente ocorrem em combinação com o modo de desgaste predominante, das condições de corte, da peça de trabalho, do material da ferramenta e da geometria do inserto da ferramenta (DIMLA, 2000). Dada combinação da ferramenta de corte e material da peça de trabalho, a forma de desgaste da ferramenta pode depender exclusivamente nas condições de corte, principalmente a  $v_c$ , a espessura do cavaco não deformado e uma combinação dos mecanismos de desgaste (DIMLA, 2000).

De acordo com König e Klocke (1997), os mecanismos de desgaste da ferramenta constituem um importante estudo no desenvolvimento de novas tecnologias, representando uma forma de aumentar a vida da ferramenta à medida que se entende melhor o processo para otimizá-los. A FIGURA 2.30 detalha os principais mecanismos de desgaste em função da temperatura de corte no processo de usinagem.

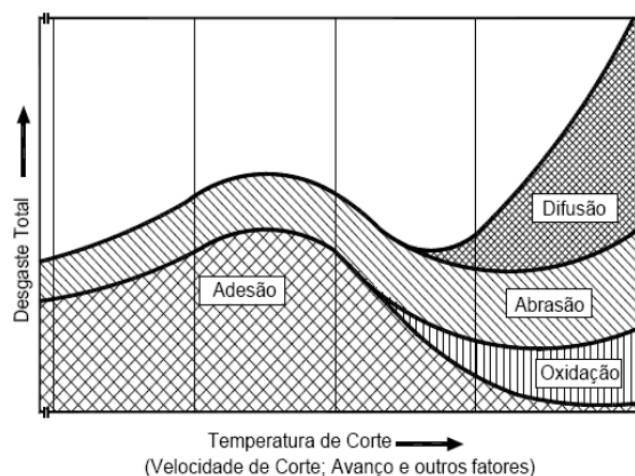


FIGURA 2.30 - Mecanismos de desgaste predominantes em relação à temperatura de corte  
 FONTE - Vierege (1970) *apud* König e Klocke (1997).



Baseado na FIGURA 2.30, em baixas temperaturas, apenas os mecanismos de adesão e abrasão estão presentes e a adesão é predominante, enquanto em temperaturas elevadas, a adesão perde lugar para os novos mecanismos de difusão e oxidação. Observa-se que os mecanismos de difusão e oxidação vão crescendo em participação com o aumento da temperatura, e que a difusão cresce em uma escala exponencial. O desgaste total cresce com o aumento da temperatura (MACHADO *et al.*, 2011).

O mecanismo de abrasão é causado pelo atrito entre as partículas duras de material da peça de trabalho e a ferramenta (TRENT e WRIGHT, 2000). Materiais de ferramentas mais duros são mais resistentes à abrasão. A região da ferramenta desgastada por abrasão geralmente apresenta arranhões/sulcos paralelos à direção de corte (SANDVIK, 1994). No caso do desgaste em sulcos, partículas duras penetram na superfície do material sob tensão, criando pistas ou sulcos por meio de um movimento movimento de deslizamento. O desgaste pode ser causado por um corpo contrário rugoso e compacto (desgaste por sulcamento do corpo contrário) ou por partículas soltas no caso de carga deslizante (desgaste por sulcamento de partículas). Os tipos de danos materiais causados por peças abrasivas pode ser subdividido em microsulcamento, microcorte e microtrincas (KLOCKE, 2011). Ainda sobre o mecanismo de abrasão, as partículas duras podem ser fornecidas pelo material da peça de trabalho (óxidos, carbonetos, nitretos e carbonitretos), caracterizando um tipo de abrasão de dois corpos ou podem ser partículas provenientes da ferramenta, que foram arrancados por atrito, caracterizando o desgaste do tipo de três corpos (TRENT E WRIGHT, 2000).

O mecanismo de adesão é definido como a formação de ligações entre certas moléculas. Como mecanismo de desgaste, esse processo ocorre quando ligações atômicas (como microsoldas) são formadas na zona de contato entre o material e o material da ferramenta de corte. Essas ligações são deformadas, fortalecidas e rompidas durante o movimento tangencial dos pares em atrito (KLOCKE, 2011). A adesão ocorre geralmente, em velocidades e temperatura de corte baixas, condições ideais para a formação de APC, mas também pode ocorrer desgaste por adesão mesmo sem formá-la (TRENT E WRIGHT, 2000). O processo de adesão pode ocorrer por interação atômica (adesão química) entre os pares, como processos de difusão termicamente induzida, troca de elétrons ou polarização elétrica. Além disso, pode resultar da adesão mecânica do material da peça de trabalho, que se torna extremamente deformável plasticamente em altas temperaturas, com o material da ferramenta de corte (KLOCKE, 2011). Por meio da adesão, partículas podem ser transferidas de um par de desgaste para o outro. Se essa transferência for a causa principal do desgaste, às vezes é chamada de desgaste adesivo,

embora outros mecanismos de desgaste geralmente também estejam envolvidos na formação de soltas partículas de desgaste (KLOCKE, 2011).

O mecanismo de difusão consiste na transferência de átomos de um material para outro (entre a ferramenta e o material da peça de trabalho/cavaco), causando variações nas propriedades da camada superficial da ferramenta. Reações químicas provocam a formação de compostos químicos menos resistentes à abrasão. Para que o desgaste por difusão ocorra, três fatores devem estar presentes: altas temperaturas na região de contato, afinidade química entre a ferramenta e o material da peça de trabalho e o tempo de contato (KÖNIG e KLOCKE, 1997). O tempo de contato entre o cavaco/peça de trabalho e a ferramenta é baixo devido às altas velocidades relativas. No entanto, a difusão pode ocorrer devido às zonas de aderência entre o cavaco e a superfície de saída da ferramenta e, ocasionalmente, entre a peça de trabalho e a superfície de flanco da ferramenta. Como essas zonas são renovadas periodicamente, a saturação é evitada e, conseqüentemente, o fluxo difusivo é mantido durante o processo (TRENT E WRIGHT, 2000).

O mecanismo de oxidação é uma reação química que ocorre na zona de corte e é ativado em temperaturas em torno de 800°C quando os constituintes do material da ferramenta de corte (especialmente o aglutinante Co) reagem com o oxigênio atmosférico (GRZESIK, 2017). O desgaste gerado pela oxidação ocorre nas áreas de contato adjacentes entre o cavaco-ferramenta ou na zona de escorregamento (TRENT E WRIGHT, 2000). A superfície da ferramenta, diretamente enfraquecida pela oxidação ou pela reação do material oxidado (peça de trabalho), torna-se poroso e quebradiço, sendo facilmente removido pelo cavaco. A oxidação resulta em severo desgaste de entalhe, ou na produção de partículas duras de óxido que intensificam o desgaste abrasivo (GRZESIK, 2017).

Por fim, o *attrition* (aderência e arrastamento) acontece geralmente em baixas  $v_c$ , quando o fluxo de material sobre a superfície de saída da ferramenta torna-se irregular. A APC pode aparecer e, quando presente, o processo tem natureza menos contínua, especialmente se a APC for instável. Fragmentos microscópicos são arrancados da superfície da ferramenta e arrastados junto com o fluxo de material adjacente à interface (MACHADO *et al.*, 2011). O *attrition* pode ser descrito como adesão cíclica e deslizamento da peça e material do cavaco nas superfícies da ferramenta, um processo denominado de “*stick-slip*”. O deslizamento entre o cavaco e a ferramenta, corte interrompido, profundidade de corte irregular e vibração, geram

um fluxo de material irregular necessário para que o *attrition* ocorra. As áreas desgastadas por *attrition* apresentam uma aparência áspera (TRENT e WRIGHT, 2000).

De acordo com Machado *et al.* (2011), podem-se distinguir três fenômenos pelos quais uma ferramenta de corte perde sua eficácia na usinagem: avaria (lascamento, quebra ou trinca na aresta de corte), desgaste e deformação plástica, apesar de alguns autores como Trent e Wright (2000) considerarem a deformação plástica apenas um mecanismo de desgaste. Esses três fenômenos causam a mudança na geometria da aresta de corte. Avaria e desgaste geralmente, promovem a perda de material, enquanto a deformação plástica promove somente o seu deslocamento. Os tipos de desgaste predominante em uma operação de torneamento são desgaste de flanco, cratera e entalhe (DIMLA, 2000).

O desgaste de flanco ocorre devido à abrasão da superfície de flanco da ferramenta de corte devido aos constituintes duros como inclusões presente na peça devido ao tratamento térmico. Neste tipo de desgaste, inicialmente o revestimento se quebra e depois gradualmente afeta o material do substrato. O desgaste de flanco geralmente aumenta para maiores  $v_c$  no caso de classes dos insertos de baixa resistência ao desgaste (DAS *et al.*, 2016). O desgaste de flanco resulta na mudança mecânica do processo de corte, mudança na dimensão do produto e tendência a vibração (CHOUDHURY e KISHORE, 2000).

O desgaste de cratera resulta na mudança na mecânica do processo de corte devido a uma mudança no ângulo de saída efetivo e assim o comprimento de contato cavaco-ferramenta e por último o enfraquecimento da ferramenta (CHOUDHURY e KISHORE, 2000). O desgaste de cratera é limitado a superfície de saída da ferramenta. Isso é devido à difusão, deterioração, abrasão e adesão entre o material da peça e a ferramenta de corte. Ele é aprimorado pelo material da ferramenta e geometria inadequada dos quebra-cavacos (DAS *et al.*, 2016).

Além disso, o mecanismo de desgaste por difusão é responsável principalmente pelo desgaste de cratera em altas  $v_c$ , pois a superfície de saída é a área em que as condições necessárias para a difusão são mais propícias. Essas condições são criadas pela presença da zona de aderência na região de cisalhamento secundária, que garante um tempo de contato prolongado entre o cavaco e a ferramenta e uma zona de fluxo que produz uma grande quantidade de deformação e altas taxas de deformação, gerando altas temperaturas. No entanto, essas condições também podem ser responsáveis pela formação de desgaste de flanco após algum desgaste ocorrer nessa superfície. À medida que o desgaste se desenvolve em nível

atômico, as áreas desgastadas pela difusão apresentam uma aparência lisa (TRENT e WRIGHT, 2000).

O desgate de entalhe é uma forma de desgaste de flanco que se forma na aresta de corte. Geralmente, ele está relacionado à oxidação da superfície de usinagem, à incorporação de materiais duros na peça e ao endurecimento da superfície da peça devido a operações experimentais anteriores. O desgate de entalhe ocorre durante a usinagem com ferramentas que possuem ângulos de saída negativo e ângulo de posição maiores, além de  $v_c$  e  $f$  mais altas (DAS *et al.*, 2016). De acordo com Trent e Wright (2000), nas regiões onde ocorre esse tipo de desgaste, prevalecem as condições de deslizamento, e os mecanismos de desgaste provavelmente envolvem adesão e abrasão, bem como a transferência de material e são fortemente influenciados pelas interações com a atmosfera. Estudos sugerem que os óxidos se formam continuamente e aderem às regiões próximas ao final da profundidade de corte da ferramenta. A quebra das junções aderentes entre os óxidos e a ferramenta pode ocasionalmente remover grãos da superfície desta última, caracterizando o mecanismo de *attrition*. No entanto, não há consenso na literatura sobre uma explicação para esse tipo de desgaste.

O lascamento é um tipo de desgaste de flanco que ocorre devido à concentração de tensão local, à presença de microinclusões duras na peça de trabalho e à vibração na preparação da usinagem. A vibração e APC causam a concentração de tensão local durante a usinagem. Alta  $v_c$  e baixo  $f$  intensificam o lascamento (DAS *et al.*, 2016). De acordo com os autores Sarjana *et al.* (2020), o lascamento é o modo de desgaste onde o material da peça (espessura do cavaco não deformado) está fluindo continuamente e experimentado a dinâmica do atrito ao cruzar a área de lascamento (superfície de saída da ferramenta de corte) sob alta tensão compressiva e condições elevadas de temperatura. O lascamento desativa a capacidade da ferramenta para um corte adequado, pois o lascamento remove a aresta de corte principal da ferramenta (SARJANA *et al.*, 2020).

O mecanismo de formação de APC é um tipo de adesão do material que ocorre devido a soldagem do cavaco na ponta da ferramenta. Normalmente ocorre em aços baixo carbono ou aços inoxidáveis dúcteis e materiais não ferrosos (principalmente ligas de alumínio, níquel, cobalto e titânio) (GRZESIK, 2017). Quando a APC quebra, leva consigo fragmentos do revestimento e do material substrato. Esse fenômeno é frequentemente observado durante a usinagem com uma ferramenta com ângulo de saída negativo, em baixa  $v_c$  e baixo  $f$  (DAS *et al.*, 2016).

A deformação plástica ocorre quando a ferramenta de corte amolece devido à sobrecarga mecânica e térmica. Isto ocorre quando a temperatura de corte é muito alta para que o inserto seja capaz de suportar. A forma do inserto fica distorcida devido a amolecimento térmico do material aglutinante e, posteriormente, resulta em depressão da aresta de corte. Esse fenômeno ocorre quando a usinagem é realizada em alta  $v_c$  e alto  $f$ , sem o uso de fluido de corte (DAS *et al.*, 2016).

Trincas térmicas se desenvolvem quando ocorre ciclos aquecimento e resfriamento associados com corte interrompido (fadiga termomecânica), como fresamento, que criam gradientes de alta temperatura na aresta de corte. Com tempo prolongado, fissuras laterais podem aparecer paralelas à aresta de corte. As trincas térmicas e laterais podem se juntar (unir) e fazer com que pequenos fragmentos de material da ferramenta se soltem (GRZESIK, 2017).

As condições de uma ferramenta de corte é um fator importante em qualquer processo de corte de metal como custos adicionais em termos de componentes descartados, quebra de máquinas-ferramenta e paradas não programadas resultam do uso de ferramentas desgastadas (DIMLA, 2000). O desgaste da ferramenta de corte é conhecido por afetar a vida útil da ferramenta, a qualidade da superfície e o tempo de produção (GHANI *et al.*, 2011). Existem dois métodos de monitoramento que são introduzidos na detecção do desgaste das ferramentas, que são os métodos diretos e indiretos (AHMAD *et al.*, 2015). O objetivo principal das técnicas de monitoramento é acompanhar o desenvolvimento na ferramenta de corte que ajudam a determinar a condição da aresta e se faces continuarem a ser cortado ou não (KORKMAZ *et al.* 2022).

O monitoramento direto está intimamente relacionado com a abordagem óptica e visual, onde a medição dos parâmetros da geometria da ferramenta de corte é realizada (DEVILLEZ, LESKO e MOZER (2004). São utilizados câmera, isótopos radioativos, feixes de laser, e resistores elétricos que podem ser usados para inspeção visual. As razões pelas quais os métodos diretos só podem ocorrer no ambiente de laboratório são os problemas que ocorrem no processo de usinagem, a falta de iluminação e as limitações na aplicação devido ao fluido de corte. Apesar destes, a alta precisão e confiabilidade da medição pelo método direto estão entre os motivos de preferência (KORKMAZ *et al.* 2022).

De acordo com Ahmad *et al.* (2015), o monitoramento indireto envolve o uso de sensores de sinal adequados, no qual o desgaste da ferramenta pode ser correlacionado por meio do monitoramento da força de corte, temperatura, torque e potência, emissão acústica, som e

vibração. Segundo Korkmaz *et al.* (2022), os sensores de sinal são aplicados devido a dificuldade para alcançar a pequena área de contato entre a ferramenta e a peça de trabalho. Isso significa que o monitoramento indireto é adequado para ser usado no monitoramento online da usinagem, porque não interrompe o processo de usinagem (AHMAD *et al.*, 2015).

O dinamômetro é um sensor favorável para o propósito de monitoramento do desgaste devido à sua sensibilidade e alta confiabilidade na medição das forças de usinagem. A medição das forças de usinagem baseada em dinamômetro parece ser muito popular e adequada para aplicações confiáveis. Uma vez que o sensor está posicionado sob a zona de corte, mesmo pequenas variações de carga podem ser detectadas (KUNTOĞLU *et al.*, 2021). Os autores Choudhury e Kishore (2000) relataram que os sinais de força são portadores de informações altamente sensíveis sobre o processo de usinagem que está correlacionada com o desgaste da ferramenta, como resultado das variações produzidas pelo atrito entre a aresta de corte da ferramenta e a peça de trabalho. Os autores Kuntoğlu e Sağlam (2019) afirmaram que é adequado medir as três componentes das forças de corte durante a operação de torneamento, pois cada uma delas pode estar relacionada a diferentes tipos de deformação da ferramenta. Diferentes tipos e mecanismos de deformação da ferramenta podem ocorrer na superfície de flanco ou saída da ferramenta, dependendo dos fatores de carga (KUNTOĞLU e SAĞLAM, 2019).

Sikdar e Chen (2002) correlacionaram a deformação da ferramenta e as forças de usinagem no torneamento do aço AISI 4340. Foi relatado que a força de  $F_c$  apresentou maior valor, seguida pelas  $F_f$  e  $F_p$ , respectivamente. Observou-se que, com o aumento da área de deformação da ferramenta, todas as componentes das forças de usinagem começaram a aumentar. Os autores Davim e Baptista (2000) buscaram encontrar a relação entre a deformação da ferramenta e as forças de usinagem durante o torneamento do alumínio reforçado com carvão de silício. A deformação da ferramenta foi o fator predominante, e as três componentes das forças de corte demonstraram uma tendência crescente com a deformação da ferramenta. Além disso, as forças de corte  $F_f$  e  $F_p$  foram mais sensíveis à deformação da ferramenta.

Kuntoğlu e Sağlam (2020) realizaram um estudo experimental para investigar as características do sensor e encontrar a relação entre as componentes de força usinagem e deformação da ferramenta no torneamento do aço AISI 5140. Foi constatado que as  $F_c$  e  $F_f$  eram altamente confiáveis para monitorar a deformação da ferramenta. Segundo Habrat *et al.* (2021) à medida que as ferramentas de corte desgastaram, a  $F_c$  gerada ao realizar o mesmo

processo de corte mudou, de forma que o sinal da  $F_c$  pode ser utilizado para monitorar a condição da ferramenta. Os autores Kuntoğlu e Sağlam (2019) mencionaram que ao aumentar o número de passes, a  $F_c$  e a deformação da ferramenta aumentaram no torneamento à seco do aço AISI 1050. E isso implicaria em uma mudança na área de contato da ferramenta de corte com a peça e afetaria a taxa de material removido (KUNTOĞLU e SAĞLAM, 2019). De acordo com Bensouilah *et al.* (2016) a combinação de diferentes mecanismos de desgaste abrasivo, adesivo e difusão tem efeitos devastadores na ponta da ferramenta especialmente devido às altas  $v_c$  e resultante de mecanismo de difusão. Como resultado disso, a variação da forma do cavaco e o mecanismo de formação de cavacos aumenta as forças de usinagem complementou os autores Kuntoğlu e Sağlam (2019).

Dimla e Lister (2000) conduziram uma investigação experimental sobre o monitoramento de desgaste em ferramentas de metal duro P15 e P25, usadas em uma liga de aço EN24 para operações de torneamento. Foram realizadas medições das três componentes das forças de usinagem e análise de vibração. As três forças de usinagem aumentaram, embora ligeiramente, à medida que o desgaste da ponta da ferramenta aumentou, tanto para aumento do  $f$  quanto para a  $v_c$ . No entanto, quando o desgaste de flanco atingiu 0,15 mm, as forças de usinagem aumentaram em quase 200%. Quanto à vibração, à medida que as ferramentas foram desgastando gradualmente até a falha catastrófica, as mudanças foram observadas com maior clareza no domínio da frequência, com certas frequências correlacionando excepcionalmente bem com as mudanças dinâmicas das forças medidas no dinamômetro. O aumento dramático no pico de 10 kHz em direção à falha da ferramenta refletiu o rápido aumento nos valores de desgaste da ponta e de flanco, o que em muitos casos coincidiu com o lascamento da ferramenta. Em geral, o desgaste de flanco e da ponta das ferramentas foram estabelecidos como melhores indicadores do desgaste do que o desgaste de entalhe.

Os autores Diniz, Micaroni e Hassui (2010), tornearam o aço AISI 1045 com uma dureza média de 215 HB, utilizando  $v_c$  (490 e 570 m.min<sup>-1</sup>) e sistema de resfriamento/lubrificação. A ferramenta de corte utilizada foi o metal duro classe P15, com revestimento multicamada (TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiN). O desgaste em cratera não foi profundo e não foi responsável pelo fim da vida útil da ferramenta. A estabilidade química elevada dos revestimentos foi apontada como a razão para o desgaste superficial da ferramenta. Desgaste de flanco foi causado por abrasão e *attrition*, independentemente da condição de resfriamento e da  $v_c$  utilizada. Camadas espessas de Fe aderiram à região de flanco, enquanto na região desgastada o substrato da ferramenta foi revelado. A adesão do material da peça na região de flanco aumentou com o tempo de corte,

movendo a borda de desgaste e aumentando o desgaste de flanco. Esse fenômeno foi mais intenso à medida que a vida útil da ferramenta se aproximava do fim.

Sarjana *et al.* (2020) realizaram uma avaliação comparativa entre uma ferramenta de cermet revestida pelo processo PVD, com uma fina camada de TiCN e em seguida uma camada de TiN e uma ferramenta de cermet sem revestimento. As camadas TiCN/TiN são depositadas para melhorar a resistência ao desgaste. O substrato de cermet das ferramentas é composto por partículas de Ti(C, N) no núcleo, adição dos elementos (Ti, Nb e W) (C, N) como a segunda fase dura (bordas interna e externa do núcleo) e a fase ligante composta de Co e rica de W. O Ti(C, N) melhora a resistência ao desgaste, enquanto a segunda fase dura aumenta a resistência à deformação plástica, e a quantidade de cobalto contribui para a tenacidade à fratura. O desgaste do flanco foi o desgaste dominante para ambas as ferramentas de corte para os parâmetros  $v_c$  120 m.min<sup>-1</sup>,  $f$  0,1 mm.rev<sup>-1</sup>,  $a_p$  0,2 mm. Lascamento também foi observado e esse tipo de desgaste modifica ou deteriora a aresta de corte da ferramenta. O  $VB_B$  para a ferramenta não revestida foi de 125  $\mu$ m e o tempo de vida de 18 minutos, enquanto que a ferramenta revestida o  $VB_B$  foi de 100  $\mu$ m e o tempo de vida de 34 minutos. O desgaste da cratera não foi claramente identificado durante a observação da progressão do desgaste em qualquer condição de corte. Em vez disso, o lascamento foi observado deteriorando a superfície de saída da ferramenta, ou seja, a interface entre o flanco da ferramenta e a superfície de saída (na aresta principal de corte).

Magalhães *et al.* (2022) avaliaram o desgaste de ferramentas de cermet sem revestimento no torneamento do aço AISI 1045, na condição à seco. O substrato de cermet contém uma fase dura e rica em W e grão fino de TiCN na fase aglutinante. Considerando um  $VB_B$  de 0,1 mm (como critério de fim de vida), a vida útil da ferramenta foi de 35 min com uma  $v_c$  de 175 m.min<sup>-1</sup>, e de 23 min para uma  $v_c$  de 275 m.min<sup>-1</sup>. Desgaste de flanco e entalhe foram observados. Desgaste abrasivo foi predominante durante os experimentos. Não foram observados defeitos de microestrutura, bem como propagação de trincas ou deformações acentuadas próximas à região da superfície usinada.

Yang *et al.* (2018) estudaram o mecanismo de desgaste de flanco nas ferramentas de cermets (Ti, W) C–Mo<sub>2</sub>C–Co durante o torneamento à seco de uma liga de aço de alto carbono endurecida a 62 HRC. Considerando o  $VB_B$  de 0,3 mm, a vida útil da ferramenta foi de cerca de 33 min para uma  $v_c$  de 180 m.min<sup>-1</sup>. A vida útil da ferramenta diminuiu cerca de 40% quando a  $v_c$  foi aumentada para 280 m.min<sup>-1</sup> e 75% quando a  $v_c$  foi aumentada para 450 m.min<sup>-1</sup>. Para



a  $v_c$  de  $180 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  apenas o desgaste abrasivo foi notado e a adesão foi observada para a  $v_c$  de  $450 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ . A vida útil da ferramenta diminuiu 75% quando o  $a_p$  foi aumentado de 0,22 para 0,50 mm, e 22% quando o  $f$  aumentou de 0,08 para  $0,24 \text{ mm}\cdot\text{rev}^{-1}$ . O  $a_p$  foi o parâmetro mais significativo que influenciou o desgaste de difusão. Quatro mecanismos de desgaste, incluindo desgaste abrasivo, adesão, difusão e oxidação agravam o desgaste de flanco dos insertos de cermet à base de C (Ti, W), sendo mecanismos diferentes de desgaste ao variar a  $v_c$ ,  $f$  e  $a_p$ .

Kuntoğlu e Sağlam (2019) realizaram experimentos no aço AISI 1050 com ferramentas de metal duro revestido, variando três parâmetros:  $v_c$  (135; 194 e  $207 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ),  $f$  (0,171; 0,214 e  $0,256 \text{ mm}\cdot\text{rev}^{-1}$ ) e diferentes classes de metal duro (P10, P25 e P35). Diferentes tipos de desgaste foram observados de acordo com as condições de corte. Desgaste de entalhe e cratera foram observados para a ferramenta P25 e P35, enquanto que lascamento e desgaste de flanco foram observados para a ferramenta P10. Foi observado, que a  $v_c$  é o fator preponderante (44%) em relação ao desgaste de flanco, seguido das diferentes classes da ferramenta de metal duro com 34% e por último o  $f$  com 18%. Mínimo de desgaste de flanco ( $1,44 \text{ m}$ ) foi obtido para a ferramenta P25 para os seguintes parâmetros:  $v_c$   $135 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  e  $f$   $0,214 \text{ mm}\cdot\text{rev}^{-1}$ .

Sahoo e Sahoo (2012) avaliaram o desgaste de flanco durante o torneamento do aço AISI 4340 (47 – 1 HRC) utilizando ferramentas de metal duro não revestido e revestido com TiN e ZrCN multicamadas em faixas de  $v_c$  mais altas. Os resultados experimentais revelaram que as ferramentas multicamadas com cobertura de TiN/TiCN/ $\text{Al}_2\text{O}_3$ /TiN tiveram melhor desempenho do que as ferramentas de metal duro com cobertura de TiN/TiCN/ $\text{Al}_2\text{O}_3$ /ZrCN, apresentando um constante crescimento de desgaste de flanco e rugosidade superficial. A vida útil da ferramenta para ferramentas de metal duro revestidas com TiN e ZrCN foi de aproximadamente 19 min e 8 min nas condições extremas de corte testadas. Ferramentas de metal duro sem revestimento fraturam prematuramente. Abrasão, lascamento e falha catastrófica são os principais mecanismos de desgaste observados durante a usinagem.

Portanto, o desgaste da ferramenta é um processo natural que se desenvolve na ferramenta de corte durante as operações de usinagem devido a fatores mecânicos, químicos e cargas térmicas (KUNTOĞLU e SAĞLAM, 2019). Após relatos dos estudos envolvendo ferramentas de corte de metal duro e cermet, observou que diferentes mecanismos e tipos de desgaste dependem dos parâmetros de corte como  $v_c$ ,  $f$  e  $a_p$ , além da temperatura, lubrificação e propriedades mecânicas, térmicas e químicas das ferramentas e dos revestimentos.

## 2.7 Considerações Parciais

O processo de fundição se caracteriza na fabricação de peças com geometrias complexas e variadas espessuras com baixo custo relativo de fabricação. Contudo, o processo de fundição, implica na ocorrência de defeitos como microrrechupes e inclusões que podem afetar as propriedades mecânicas do material. Uma das alternativas para melhorar as características mecânicas dos materiais fundidos, consiste na etapa de tratamento térmico, sendo importante para melhorar a resistência à tração e dureza, por exemplo. Ressalta-se que o tratamento térmico não minimiza defeitos como microrrechupes e inclusões, pois são defeitos ocorridos durante a fabricação do fundido.

Os aços bainíticos livre de carbonetos contendo alto teor de C e Si constituem uma nova categoria de ligas base Fe-C, porém poucos estudos têm sido realizados na fabricação desse material pelo processo de fundição e tratado termicamente por tratamento de austêmpera. A etapa crucial para alcançar uma estrutura bainítica isenta de carboneto é a elaboração cuidadosa do projeto da composição química do aço e planejamento adequado do tratamento de austêmpera. Adequando a composição química e as temperaturas do tratamento de austêmpera, propriedades mecânicas elevadas podem ser obtidas como resistência à tração, alongamento, dentre outras. A adição de teores acima de 1% de Si, por exemplo visa inibir a presença de carbonetos que implica em uma microestrutura mais resistente à falha de clivagem e à formação de vazios. A presença de carbonetos é prejudicial à tenacidade à fratura e a resistência ao desgaste dos aços bainíticos.

Aços bainíticos livre de carbonetos contendo alto teor de C e Si são aplicáveis nas indústrias de mineração, transportes, ferroviárias, cimenteiras, refratários, componentes maquinários, dentre outros segmentos. Dado suas propriedades como alta resistência mecânica, elevada ductilidade, tenacidade à fratura, resistência a fadiga de alto ciclo e resistência ao desgaste, os aços bainíticos têm recebido especial atenção em relação a novos desenvolvimentos.

A usinagem de aços bainíticos são classificados como materiais de difícil usinabilidade, apresentando dureza entre 45 a 70 HRC. De modo a viabilizar a operação de torneamento, buscou-se analisar a usinabilidade do aço HC-HSi cuja composição química foi projetada para a obtenção final da estrutura bainítica. A operação de torneamento foi realizada no material antes do tratamento térmico de austêmpera, apresentando uma microestrutura perlítica. Sendo assim, para a operação de torneamento com microestrutura perlítica, parâmetros de desbaste

deve ser utilizado. Em contextos que demandam a usinagem do material com estrutura bainítica, operações de torneamento utilizando parâmetro de acabamento poderão ser utilizados para adequação do material às aplicações específicas.

No entanto, é de conhecimento que a usinabilidade de aços perlíticos apresentam como desafio a presença da cementita, sendo um constituinte duro e quebradiço que pode dificultar a usinagem e apresentar significativo desgaste abrasivo das ferramentas e aumento das forças de corte. Portanto, a lacuna que este trabalho visa preencher é analisar e comparar a usinabilidade de novos aços HC-HSi fabricado pelo processo de fundição, frente a variação de parâmetros de usinagem específicos utilizando ferramentas revestidas de metal duro e cermet em operações de torneamento e parâmetros de desbaste.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo, tem-se por objetivo detalhar as etapas para a realização do procedimento experimental, os materiais, equipamentos e métodos utilizados, juntamente com os parâmetros adotados e as condições de corte durante a operação de torneamento. Um fluxograma é apresentado na FIGURA 3.1 para entendimento das etapas realizadas referente ao procedimento experimental.

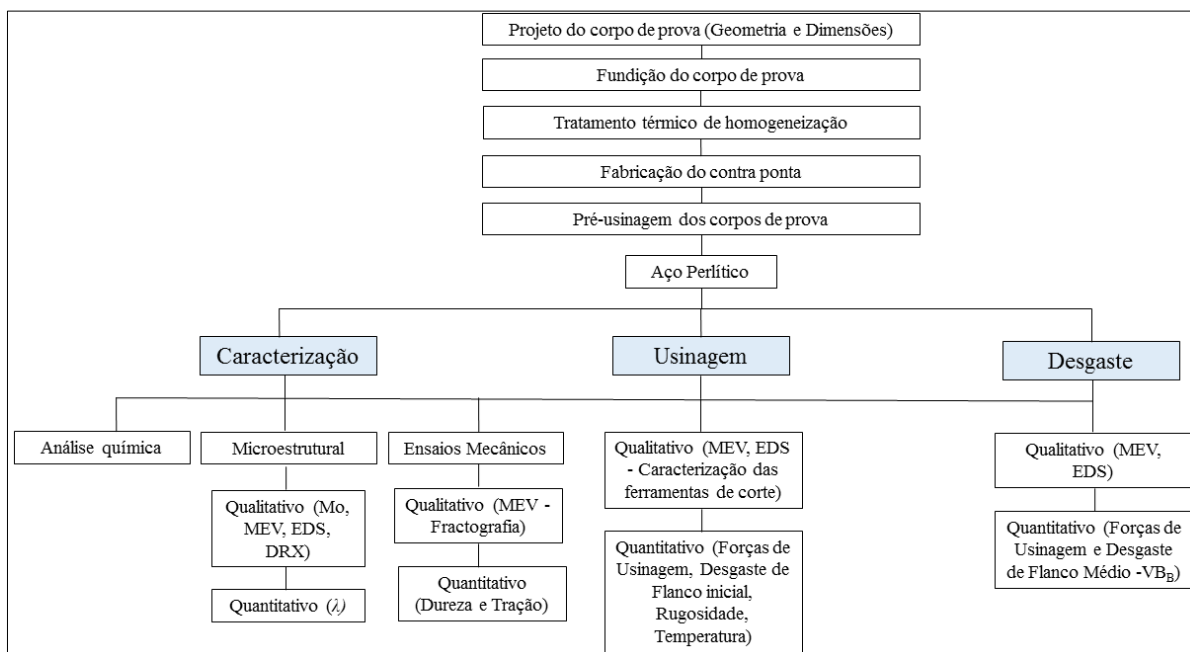


FIGURA 3.1 - Fluxograma do procedimento experimental.  
FONTE - A autora (2023).

A primeira etapa consistiu em definir o projeto do corpo de prova, bem como a geometria e dimensões. Posteriormente, foi realizada a fabricação dos corpos de prova pelo processo de fundição e o tratamento térmico de homogeneização. Antes de realizar o ensaio de usinabilidade, foi necessário fabricar o contra ponta e realizar a pré-usinagem dos corpos de prova. O contra ponta foi fabricado para auxiliar na fixação do corpo de prova no torno. E a pré-usinagem consistiu em retirar as camadas oxidadas e carepas resultante do tratamento térmico dos corpos de prova, bem como as irregularidades da superfície advindas do processo de fundição.

As etapas após a fabricação dos corpos de prova foram subdivididas em caracterização, operação de torneamento e análise de desgaste das ferramentas de corte após usar o aço perlítico. Os procedimentos metodológicos da caracterização do aço perlítico foram realizados nos Laboratórios de Ensaio e Análises em Materiais (LAMAT) do Serviço Nacional de

Aprendizagem Industrial da Federação das Indústrias do Estado de Minas Gerais de Itaúna (SENAI-CETEF), no Instituto Politécnico da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais-PUC/MG, no Laboratório de Difração de Raios X e no Laboratório de Tribologia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (UFMG). Os procedimentos metodológicos da usinagem do aço perlítico e da avaliação de desgaste foram realizados no Laboratório de Usinagem e Automação do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais-UFMG e no Instituto Politécnico da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais-PUC/MG.

### 3.1 Materiais

A elaboração do corpo de prova e do contra ponta para o ensaio de usinabilidade serão retratados nos tópicos a seguir.

### 3.2 Corpo de prova

Os corpos de prova referentes ao ensaio de usinabilidade foram fabricados pelo processo de fundição em areia na forma de barras cilíndricas com comprimento de 300 mm, diâmetro externo de 80 mm e diâmetro interno de 34 mm pelo processo de fundição. O corpo de prova com furo central tem como objetivo facilitar o projeto de alimentação na etapa de fundição, evitar defeitos como rechupe e possíveis segregações, sendo mais difícil quando o corpo de prova é maciço, pois dificulta a alimentação e aumenta a possibilidade de defeitos internos como rechupes. O modelo e a caixa de macho utilizado para a fabricação do corpo de prova foi confeccionado em madeira, conforme apresentado na FIGURA 3.2 (a) e 3.2 (b). A Figura 3.2 (c) apresenta o corpo de prova fabricado pelo processo de fundição.



FIGURA 3.2 - a) modelo, b) caixa de macho, c) corpo de prova após fundição.  
FONTE - A autora (2023).

### 3.3 Contra ponta

Um contra ponta foi desenvolvido para auxiliar a fixar o corpo de prova no torno, visto que o formato do corpo de prova é tubular. O contra ponta foi fabricado em aço ABNT 1045

conforme apresentado na FIGURA 3.3 (a). A montagem do contra ponta no corpo de prova é apresentado na FIGURA 3.3 (b). As dimensões do contra ponta se encontram no Apêndice A.

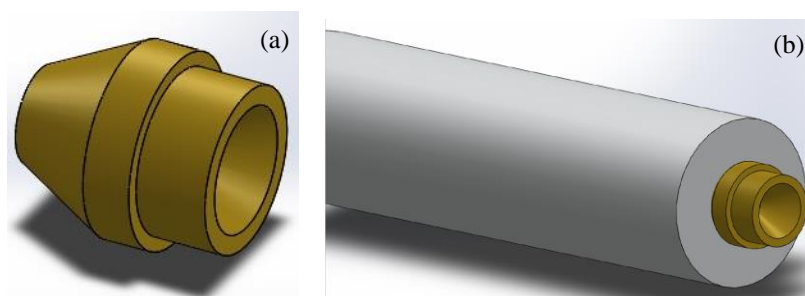


FIGURA 3.3 - a) Contra ponta, b) Montagem do contra ponta no corpo de prova.  
FONTE - A autora (2023).

### 3.4 Equipamentos e métodos

Os equipamentos e métodos empregados na realização dos experimentos serão descritos a seguir.

#### 3.4.1 Elaboração do aço fundido e tratamento térmico de homogeneização

Inicialmente, tanto a confecção do macho quanto do molde foi realizada utilizando areia contendo resina furânica (resina fenólica-furânica) e receberam pintura com tinta à base de Zirconita. A elaboração do aço foi realizada em um forno à indução de média frequência, marca *Inductotherm*<sup>®</sup>, cujo cadinho tem capacidade para 120 kg de aço. A elaboração da composição química partiu das experiências dos trabalhos realizados por Carmo (2011) e Torres (2019). A TABELA 3.1 apresenta a composição química desejada.

TABELA 3.1 - Composição química desejada.

| C    | Si   | Mn   | Cr   | Mo   | Ni   | P            | S            | Al    | Ti   | V    | Ce    |
|------|------|------|------|------|------|--------------|--------------|-------|------|------|-------|
| 0,76 | 1,77 | 0,86 | 1,00 | 0,20 | 0,50 | 0,03<br>máx. | 0,15<br>máx. | 0,015 | 0,01 | 0,01 | 0,003 |

FONTE - Senai/Cetef - Lamat (2019)

Em relação ao projeto da composição química, buscou-se trabalhar com teores de C próximo ao eutetóide, nesse caso para uma estrutura bainítica, teores de C nessa faixa tem como objetivo aumentar a estabilidade da austenita em relação à ferrita e permite transformações bainíticas em baixas temperaturas durante o tratamento térmico de austêmpera (GARCIA-MATEO, CABALLERO e BHADESHIA, 2003). Os teores de Si e Ni foram adicionados devido a solubilidade quase nula de carbonetos, sendo essa condição favorável para a estrutura bainítica. A adição de Si por exemplo, aproximadamente em torno de 1,5% suprime a

precipitação de cementita frágil e conseqüentemente melhora a tenacidade (CABALLERO *et al.*, 2007a). Ademais, teores de Cr, Mn e Mo também contribuem para favorecer a austemperabilidade e inibir a presença de ferrita e perlita e assim obter a microestrutura bainítica após tratamento térmico de austêmpera (CHEN e LI, 2007), (LIU *et al.*, 2019).

A carga foi constituída de 84,0% de sucata de aço; 10,2% de ferro gusa; 1,7% de FeSi75%; 1,9% de FeCr alto carbono; 0,35% de FeMo; 0,8% de FeMn alto carbono; 0,5% de Ni; 0,25% de Ce e 0,30% de CaSi. A adição dos elementos de liga como Mn, Cr, Mo, FeSi e Ni, foram realizados dentro do forno. Utilizou-se CaSi para realização da desoxidação do aço antes do início do vazamento. A temperatura do forno foi de 1665°C e a inoculação foi realizada na panela com Cério para o refino do grão. O início do vazamento foi realizado à temperatura de 1613°C e o último molde foi vazado a temperatura de 1500°C.

A FIGURA 3.4 apresenta a confecção dos moldes, a fusão e vazamento dos corpos de prova utilizado nessa pesquisa. Foram fabricados oito corpos de prova, sendo que um apresentou vazamento incompleto e não foi utilizado para o estudo de usinabilidade. Dessa forma, foram utilizados sete corpos de prova para toda a pesquisa, correspondente ao mesmo lote de fabricação.



FIGURA 3.4 - a) moldação; b) fusão; c) vazamento dos corpos de prova.  
FONTE - A autora (2023).

Após a desmoldagem, realizou-se o tratamento térmico de homogeneização à temperatura de 1100°C por 24 horas, para minimizar a segregação e promover uniformidade da microestrutura. O forno utilizado no tratamento térmico é do tipo cadinho, fabricado pela *Oriental Engineering*<sup>®</sup>, modelo P 50-120. Os corpos de prova foram mantidos cobertos e protegidos por grafite durante todo o tratamento térmico para evitar a descarbonetação e o resfriamento foi realizado dentro do forno até a temperatura ambiente e a taxa de resfriamento foi 25°C por hora.

O resfriamento lento dentro do forno tem como objetivo de obter a estrutura perlítica à temperatura ambiente e evitar transformação martensítica, como reportado por Garcia-Mateo, Caballero e Bhadeshia (2003). A FIGURA 3.5 representa os corpos de prova cobertos com grafite, ainda dentro do forno de tratamento térmico.



FIGURA 3.5 - Corpos de prova encobertos com grafite.  
FONTE - A autora (2023).

### 3.4.2 Análise química

A análise química foi realizada na amostra retirada no forno no LAMAT do SENAI-CETEF em Itaúna-MG, por espectrometria de emissão óptica, utilizando um espectrômetro marca ARLW modelo 3460. Foi realizado três queimas. O Anexo A apresenta o relatório detalhado da análise química.

### 3.4.3 Caracterização microestrutural

A seguir serão detalhadas a caracterização microestrutural, qualitativa e quantitativa, do aço HC-HSi após tratamento térmico de homogeneização, por meio de imagens obtidas por Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) e Difratomia de raios X (DRX).

#### 3.4.3.1 Análise metalográfica e análise de inclusões

Para avaliar os constituintes da microestrutura do aço HC-HSi, duas amostras na seção transversal em relação ao diâmetro do corpo de prova. As amostras foram preparadas com embutimento à quente, polidas e atacadas com o reagente Nital 2% por 8s. As imagens foram realizadas no MO, modelo CX31, marca *Olympus* por meio do *software LCmicro* do Departamento de Engenharia Mecânica da UFMG e por MEV JEOL modelo JSM-IT300 do Instituto Politécnico da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais - PUC/MG.

Para a análise qualitativa das inclusões presentes, foi preparada uma amostra sem ataque químico, observadas via MO, MEV e EDS. Para a análise quantitativa das inclusões, foram



selecionadas cinco regiões que apresentassem maior quantidade de inclusões. Posteriormente, a porcentagem de inclusões foi calculada para cada área das cinco regiões selecionadas, e uma média dos valores obtidos foi realizada. A quantificação de inclusões por unidade de área foi realizada pelo *software* AnalySIS docu versão 5.0 no LAMAT do Senai de Itaúna-MG.

### 3.4.3.2 Determinação do espaçamento interlamelar da perlita

O  $\lambda$  foi determinado a partir de imagens de MEV e com auxílio do *software* Axion Vision, segundo a Equação 3.1. O verdadeiro espaçamento só é observado quando as lamelas são perpendiculares à superfície. Um método conveniente é tomar o espaçamento mínimo que pode ser visto em uma amostra, como uma medida do espaçamento real de acordo com (Krauss, 2005).

Sendo assim, a FIGURA 3.6 (a) apresenta uma imagem de MEV com ampliação de 1000x, da região de menor espaçamento visível (região circulada). Traça-se uma linha no centro de duas lamelas de cementita sobre a perlita com menor espaçamento interlamelar, dividindo o tamanho total da linha pelo número de intersecções com as lamelas de cementita e obtém-se o espaçamento interlamelar médio da perlita (método da intersecção aleatória) de acordo com Adamczyk-Cieślak *et al.* (2019), Abbaschian; Abbaschian e Reed-Hill (2009), como sintetizado pela equação 3.1.

$$\lambda = \frac{MB}{NL} \quad \text{Equação 3.1}$$

Onde  $\lambda$  é o valor do espaçamento interlamelar da perlita, MB é a medida da barra traçada perpendicularmente as lamelas de cementita, em  $\mu\text{m}$  na imagem, e NL é o número de lamelas de cementita contadas ao longo da linha traçada, como esquematizado na FIGURA 3.6 (b).

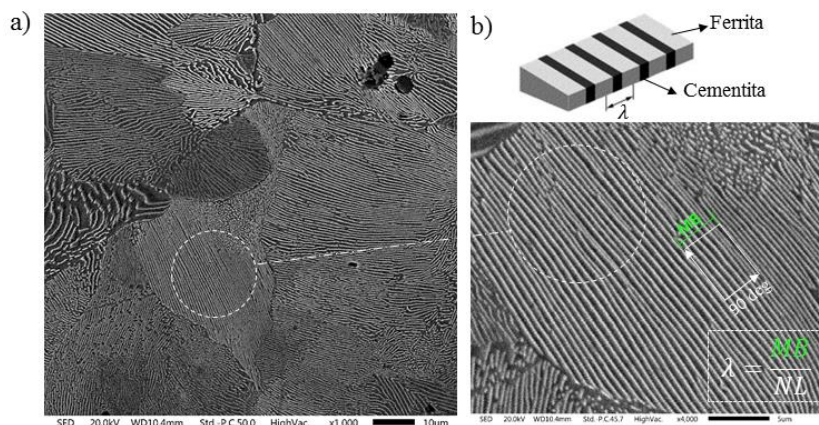


FIGURA 3.6 - a) Imagem obtida por MEV indicando a região com menor  $\lambda$ ; b) esquema com os parâmetros medidos para obtenção do  $\lambda$ .

FONTE - A autora (2023).

Dessa forma, foram obtidas vinte imagens de MEV, sendo primeiramente com ampliação de 1000x e a partir dessas imagens, selecionada a região com menor espaçamento, em seguida realizou-se a ampliação de 5000x da região escolhida. Posteriormente, para cada imagem com ampliação de 5000x realizou-se três medições totalizando em sessenta medições para a determinação do  $\lambda$ , conforme indicado na FIGURA 3.7. De acordo com Adamczyk-Cieślak *et al.* (2019) o  $\lambda$  tem uma influência decisiva nas propriedades mecânicas dos aços, como dureza, resistência mecânica e tenacidade.

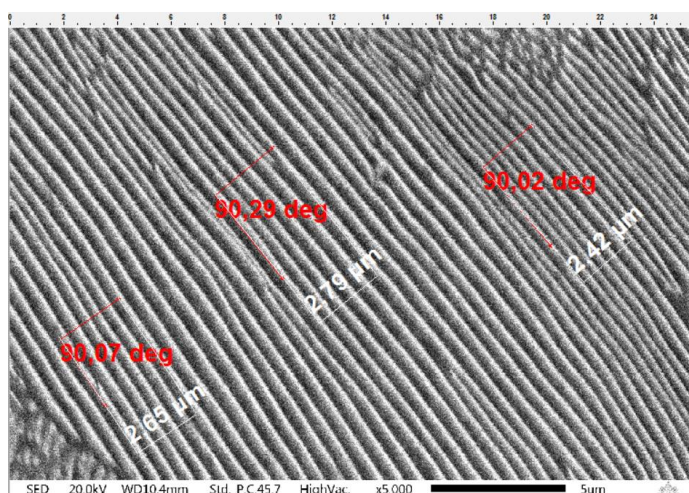


FIGURA 3.7 - Medições realizadas em uma das imagens de MEV para obtenção do espaçamento interlamelar médio da perlita.

FONTE - A autora (2023).

### 3.4.3.3 Análise DRX

A análise de DRX foi realizada para o aço HC-HSi foi realizada a partir de um difratômetro *Philips-Panalytical* (modelo PW 1710) operado a 15-50 kV e monocromatizado com radiação  $\text{Cu-K}\alpha$  ( $\lambda = 1,5406\text{\AA}$ ) onde a velocidade de varredura foi de 4 graus por minuto e intervalo de  $10^\circ - 120^\circ$  (2theta). O objetivo foi caracterizar as fases presente no material para o estado perlítico. Para a geração e tratamento dos dados obtidos pelas técnicas de DRX, foi utilizado o *software OriginPro 8*.

### 3.4.4 Ensaios mecânicos convencionais

A metodologia que foi utilizada para obtenção das propriedades mecânicas convencionais do aço HC-HSi (dureza e resistência mecânica à tração, resistência ao escoamento e alongamento total) é apresentada a seguir. Os resultados foram reportados por meio de gráficos elaborados no *software Microsoft Excel 2016*<sup>®</sup>.

### 3.4.4.1 Macro dureza

O ensaio de macro dureza foi realizado em conformidade com a norma ISO 6508-1:2005, escala Rockwell-C, durômetro Modelo 3814, fabricante *Starrett*. Utilizou-se um indentador cônico de diamante com ângulo de  $120^\circ$  e uma carga de 1471 N. Foram realizadas 15 medições e posteriormente foram calculados a média e o desvio padrão. De acordo com a norma, o erro de medição para a faixa de valores maiores que 20 HRC e menores que 70 HRC foi de  $\pm 1,5$  HRC. Os dados obtidos da macro dureza encontram-se no Apêndice C.1.

### 3.4.4.2 Micro dureza

A micro dureza Vickers foi realizada no equipamento *Future Tech*, modelo F111 do laboratório de Tribologia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (UFMG). A carga aplicada foi 300 gf por um tempo de penetração de 15s. A amostra foi retirada na seção transversal do corpo de prova, cujo o tamanho foi em torno de 21,5 mm por 5 mm de largura, conforme destacado na FIGURA 3.8. O início das medições foi a partir de 0,5 mm da superfície do corpo de prova, conforme indicado no ponto preto (FIGURA 3.8).

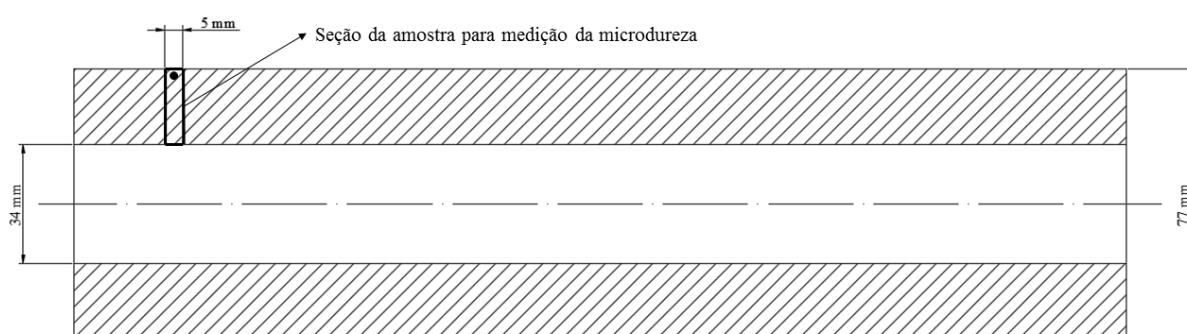


FIGURA 3.8 - Corpo de prova (mm) especificando a região de início da medição de microdureza e a identificação da seção da amostra que foi utilizada para análise.

FONTE - A autora (2023).

A amostra foi atacada com o reativo Nital 2% por 8s. O objetivo foi avaliar a microdureza ao longo da seção transversal do corpo de prova. Foram realizadas no total 115 medições e a distância entre as indentações foi de  $150 \mu\text{m}$  ao longo de toda espessura do corpo de prova. Esse valor foi obtido pela relação de 3 vezes a maior diagonal verificada na indentação, conforme determinado pela norma EN ISO 6507-1:2018. A FIGURA 3.9 apresenta os valores das diagonais de uma das medições realizadas.

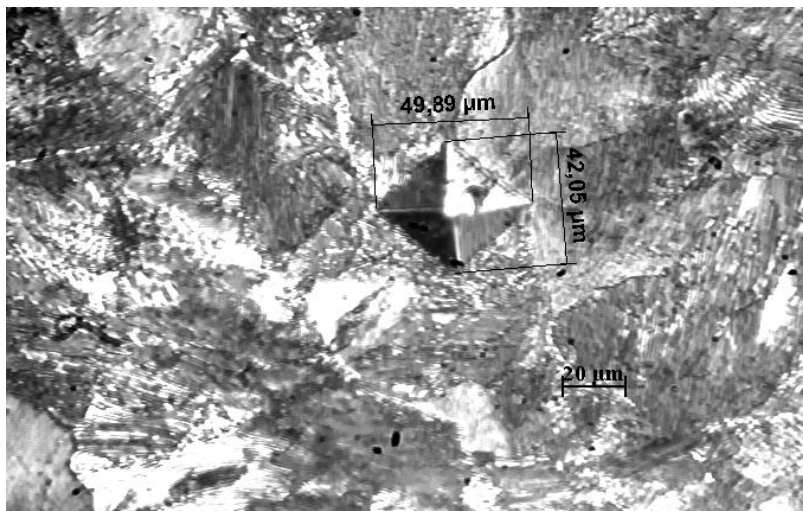


FIGURA 3.9 - Medições das diagonais para determinar a microdureza do aço HC-HSi.  
 FONTE - A autora (2023).

Para determinar a microdureza Vickers, substituí os valores encontrados das indentações foram substituídos na Equação 3.2, de acordo com a norma ASTM E. 92-82.

$$HV = \frac{1,8544}{\left(\frac{D_1 + D_2}{2}\right)^2} \quad \text{Equação 3.2}$$

### 3.4.4.3 Ensaio de Tração

Os corpos de prova para ensaio de tração foram retirados da seção longitudinal em relação ao comprimento do corpo de prova utilizado na operação de torneamento e foram preparados e ensaiados de acordo com a norma ASTM A370 para a caracterização mecânica do material. O ensaio foi realizado na máquina de ensaios EMIC modelo DL 10.000, com célula de carga com capacidade para 100 KN no LAMAT do SENAI-CETEF de Itaúna-MG.

Inicialmente, tentou-se avaliar as propriedades mecânicas com corpos de prova de seção retangular, porém durante o ensaio, a fratura ocorreu próxima ao raio de concordância, invalidando o ensaio. Posteriormente, foram preparados seis corpos de prova no formato cilíndrico, conforme indicado na FIGURA 3.10 (a) para obtenção da curva “Tensão-Deformação” e após tratatamento dos dados, os valores de tensão limite de resistência em tração ( $\sigma_{LR}$ ) e a deformação total.

A dimensão L dos corpos de prova foi de  $85 \pm 1,00$  mm, sendo essa dimensão utilizada para adequar a máquina de ensaio. Como o L foi abaixo do valor recomendado (150 a 200 mm), a usinagem das roscas foram M12x1,75 mm. As demais dimensões do corpo de prova para ensaio de tração estão de acordo com a FIGURA 3.10 (b). A dimensão do comprimento da seção reduzida (área útil), ou distância entre raios (A) foi de 32 mm, o raio (R) foi de 6 mm, o

diâmetro D foi de  $6,25 \pm 0,12$  mm e distância entre as marcas para medição do alongamento (G) foi de  $25 \pm 0,10$  mm.

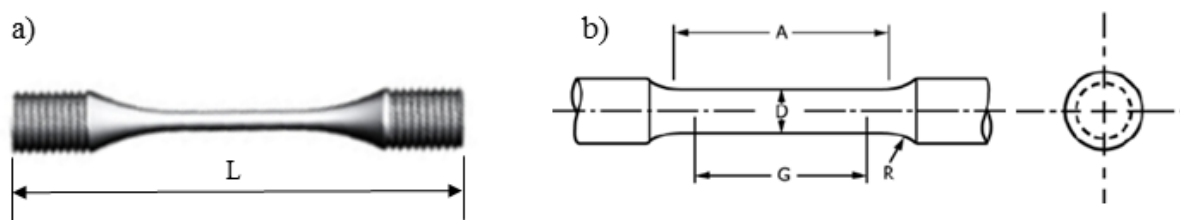


FIGURA 3.10 - a) modelo 3D; b) dimensões do corpo de prova para ensaio de tração de acordo com a norma ASTM A 370.

FONTE - ASTM A370 (2016).

O ensaio de tração foi realizado utilizando o extensômetro acoplado no barramento da máquina, medindo o alongamento do corpo de prova entre as garras fora da região A e, ainda, a deformação da máquina. O módulo de elasticidade não foi determinado, visto que não foram utilizados extensômetros acoplados na área útil do corpo de prova.

A tensão limite de resistência por tração ( $\sigma_{LR}$ ) [MPa], foi calculada de acordo com a Equação 3.3, conforme Callister e Rethwisch (2006), que representa a máxima tensão que o material pode suportar antes da ruptura. Onde F foi a tensão máxima registrada antes da falha [N] e  $A_0$  foi a área inicial da seção transversal compreendida por D [mm<sup>2</sup>], correspondente ao diâmetro real do corpo de prova.

$$\sigma_{LR} = \frac{F}{A_0} \quad \text{Equação 3.3}$$

A deformação ( $\epsilon$ ) usada para a curva de engenharia foi a deformação linear média, obtida pela deformação do corpo de prova ( $\delta$ ) pelo seu comprimento original (A), de acordo com o descrito na Equação 3.4 e reportado por (CALLISTER e RETHWISCH, 2006).

$$\epsilon = \frac{\delta}{A} \quad \text{Equação 3.4}$$

A medição do alongamento total ( $A_T$ ) residiu em marcar uma base de medida inicial e posterior a junção das partes fraturadas para a medição da variação. Para determinação do  $A_T$ , a equação 3.5 foi aplicada de acordo com (CALLISTER e RETHWISCH, 2006). Onde o  $L_f$  é a distância final após fratura e  $L_0$  é a distância entre as marcas, que na FIGURA 3.11 (b) foi denominado de G.

$$\%A_T = \frac{L_f - L_0}{L_0} \times 100 \quad \text{Equação 3.5}$$

O tratamento dos dados fornecidos pelo ensaio de tração permitiu a construção da curva tensão de engenharia versus deformação ( $\epsilon$ ) e estão dispostas no Apêndice D para os seis corpos de prova analisados. Os valores de tensão limite de resistência em tração foram considerados os valores máximos, para cada corpo de prova analisado. Os valores de tensão limite de escoamento em tração ( $\sigma_{LE}$ ) foram determinados considerando o deslocamento de 0,2%, conforme indicado na norma ASTM A 370.

### 3.4.5 Análise das Fraturas

Foram realizadas análises das superfícies no topo da fratura do corpo de prova após ensaios de tração. As imagens foram obtidas por MEV JEOL modelo JSM-IT300, do Instituto Politécnico da PUC-MG. Esta análise foi realizada para identificação e confirmação dos mecanismos de fratura presentes do material.

### 3.4.6 Ferramentas de corte

Com o objetivo de verificar quais ferramentas de corte melhor atendem as condições do material a ser usinado, um pré-teste com ferramentas de metal duro e cermet foi realizado. Para desenvolvimento do pré-teste de usinagem foram escolhidas as ferramentas conforme as codificações: metal duro (UE6110-SA, MC6025-LP e MP) e cermet (AP25N-SH, MC3025-LP e MP). Os parâmetros avaliados foram:  $v_c$  150 m/min, 250 m/min e 350 m/min,  $f$  de 0,3 mm/rev. e  $a_p$  = 1,5 mm, com o comprimento usinado para cada ferramenta de 20 mm. Os pré-testes foram executados em um torno *Romi* modelo *Centur* 30S com 5,5 kW de potência, rotação máxima de 3500 rpm e comando numérico *Mach* 9. Para o critério de comparação e efetiva escolha, avaliou-se as ferramentas que apresentaram os menores valores de força de corte, menores valores de desvio aritmético médio ( $R_a$ ) e menor desgaste de flanco (avaliação visual) por meio de imagens obtidas com a lupa microscópica de ampliação de 25 ~ 500 X. Os resultados dos pré-testes estão dispostos no Apêndice B.

A partir dessas análises, as ferramentas escolhidas foram o metal duro classe P20 com cobertura (TiN-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiCN) fornecedor *Mitsubishi* (MC6025), depositadas pela técnica de deposição química à vapor (CVD). E a ferramenta de cermet classe P20 com cobertura (TiN) depositadas pela técnica de deposição física à vapor (PVD), fornecedor *Mitsubishi* (AP25N), sendo ambas ferramentas designadas como CNMG 120408 com quebra cavaco SH. As ferramentas de metal duro são as ferramentas de corte mais preferidas na usinagem de materiais de aço (YILDIRIM *et al.*, 2022). Os cermets se destacam por sua alta dureza a quente, baixa

reatividade com aços e outros metais e especialmente baixa condutividade térmica comparado ao metal duro, conforme reportado por Peng; Miao e Peng (2013). Sendo assim, a ferramenta de cermet é uma concorrente alternativa na usinagem de aços, destacando a necessidade de mais investigações em relação ao seu desempenho como material de ferramenta de corte.

Um porta ferramenta com geometria PCLNR2020K-12 fornecedor Mitsubishi foi utilizado juntamente com as ferramentas de corte descritas, resultando nos seguintes ângulos principais: ângulo de folga de  $5^\circ$ , ângulo de saída efetivo de  $9^\circ$ , ângulo de posição de  $95^\circ$  e ângulo de ponta de  $80^\circ$ . O raio de ponta foi de 0,8 mm para ambas ferramentas. A TABELA 3.2 apresenta a descrição das ferramentas de corte utilizadas e intervalos recomendados das condições de corte de acordo com o fabricante e a FIGURA 3.11 detalha a geometria das ferramentas e do suporte (porta ferramenta) utilizado.

TABELA 3.2 - Descrição das ferramentas de corte.

| Material da Ferramenta de Corte | Geometria do Quebra-Cavaco | Geometria  | Descrição   | Intervalos recomendados pelo fabricante                                     |
|---------------------------------|----------------------------|------------|---|---|
| Metal Duro                      | SH                         | CNMG120408 | Revestimento de TiN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /Ti (C,N) pelo processo CVD. | $v_c$ : 210 - 340 m/min;<br>$f$ : 0,14-0,40 mm/rev;<br>$a_p$ : 0,3- 2,0 mm. |
| Cermet                          | SH                         | CNMG120408 | Revestimento de TiN pelo processo PVD   | $v_c$ : 200 - 315 m/min;<br>$f$ : 0,14-0,40 mm/rev;<br>$a_p$ : 0,3- 2,0 mm. |

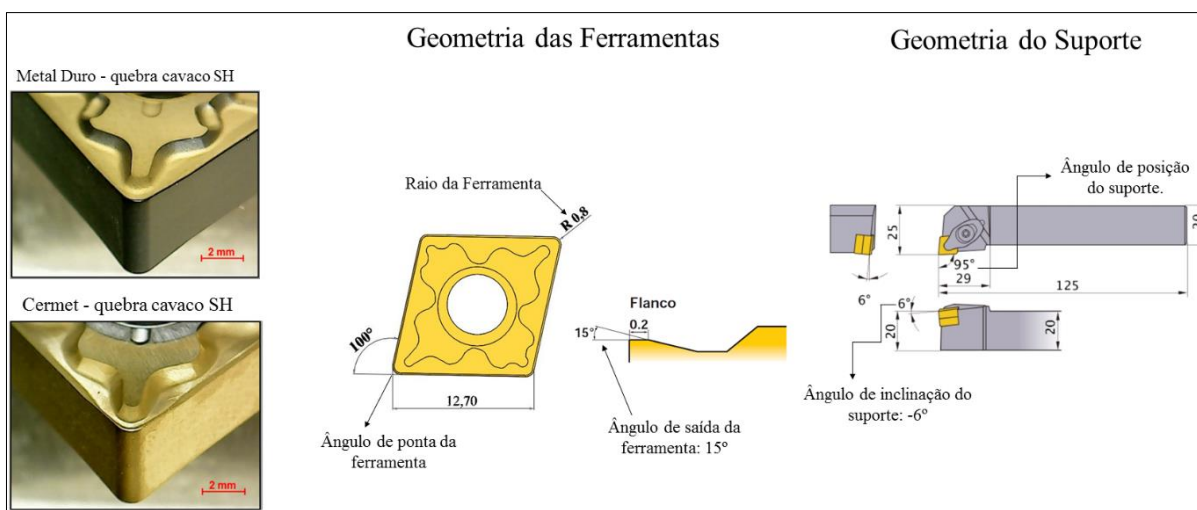


FIGURA 3.11 - Geometria das ferramentas e do suporte.  
FONTE - Adaptado do Catálogo Geral da Mitsubishi (2006).

As ferramentas de metal duro apresentam tripla camada de revestimento (TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN) depositado por deposição química de vapor (CVD). A partir de dados

relatados pelo fabricante *Mitsubishi* o substrato da ferramenta de metal duro MC6025 apresenta dureza de 90,2 HRA, cerca de 13,9 GPa e uma resistência à ruptura transversal de 2,2 GPa. A condutividade térmica do substrato de metal duro foi relatado por Kone *et al.* (2011) sendo de  $59 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ , as camadas de revestimento TiN,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e TiCN apresentam condutividade térmica de  $25 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ ;  $7,5 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$  e  $30 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$  respectivamente. O coeficiente de expansão térmica para o metal duro (WC-Co) apresenta valores em torno de  $5,0 \times 10^{-6}/\text{k}$  (BARQUETE *et al.*, 2010).

As ferramentas de cermet apresentam uma camada externa de revestimento TiN e uma camada intermediária composta de TiAlN, depositados por deposição física de vapor (PVD). O substrato da ferramenta de cermet pertence a classe NX2525 e dureza de 92,2 HRA, cerca de 14,2 GPa, uma resistência à ruptura transversal de 2,0 GPa, condutividade térmica de  $33 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$  e coeficiente de expansão térmica de  $7,8 \times 10^{-6}/\text{k}$ . A classe NX2525 possui partículas duras de Ti no interior de sua microestrutura e possui excelente resistência ao desgaste abrasivo e resistência a quebras (CATÁLOGO GERAL DA MITSUBISHI, 2006). Por fim, os cermets apresentam menor resistência a choques mecânicos e térmicos em comparação ao metal duro, devido à sua menor condutividade térmica e maior coeficiente de expansão térmica (MINEVICH *et al.*, 2000).

#### **3.4.6.1 Caracterização dos revestimentos das Ferramentas de corte**

A caracterização dos revestimentos e substratos das ferramentas de corte, bem como as imagens e as espessuras dos revestimentos foram obtidos usando MEV acoplado com EDS. Foi utilizado o equipamento JEOL, modelo JSM-IT300 do Instituto Politécnico da PUC-MG.

#### **3.4.7 Ensaio de usinabilidade**

Antes de realizar o ensaio de usinabilidade, na etapa de pré-usinagem consistiu em retirar as camadas oxidadas e carepas resultante do tratamento térmico dos corpos de prova, bem como as irregularidades da superfície advindas do processo de fundição, sendo essa etapa realiza pela operação de torneamento. A medida final dos corpos de prova foi em torno de 77 mm de diâmetro. Para melhorar a fixação dos corpos de prova, usinou-se um chanfro com  $30^\circ$  na parte interna para melhorar o posicionamento do adaptador para encaixe do contra ponta. O torneamento foi realizado à seco, em um torno Romi modelo Centur 30S com 5,5 kW de potência, rotação máxima de 3500 rpm e comando numérico Mach 9. A região útil para a usinagem foi um comprimento de 270 mm, visto a necessidade de fixação do corpo de prova



no torno. Para cada condição de corte utilizou-se um comprimento de 135 mm para a realização do teste e o mesmo comprimento restante era destinado a réplica.

O planejamento de experimentos (DOE) foi aplicado às condições investigadas deste trabalho. Para evitar que fatores não controláveis influenciassem os resultados, os testes foram realizados em ordem aleatória. A TABELA 3.3 apresenta os fatores e os respectivos níveis avaliados em relação as respostas forças de usinagem e rugosidade. Os fatores e níveis foram  $v_c$  (150; 200; 250 e 300  $m.min^{-1}$ ),  $f$  (0,15; 0,25 e 0,35  $mm.rev^{-1}$ ),  $a_p$  de 1,5 mm e ferramentas de corte (metal duro e cermet), o que resultou em um planejamento de experimentos para um fatorial completo  $4^1.3^1.2^1$ , totalizando em 48 testes, sendo 24 referentes ao teste principal e os demais à réplica.

Enquanto que o modelo fatorial para a temperatura do cavaco foi o  $3^1.3^1.2^1$ , ou seja, fatores e níveis sendo  $v_c$  (150; 200; 250  $m.min^{-1}$ ),  $f$  (0,15; 0,25 e 0,35  $mm.rev^{-1}$ ),  $a_p$  de 1,5 mm e ferramentas de corte (metal duro e cermet), totalizando em 36 testes, sendo 18 referentes ao teste principal e os demais à réplica. Para a  $v_c$  de 300  $m.min^{-1}$  os dados apresentaram valores discrepantes e assim foram descartados.

TABELA 3.3 - Condições testadas.

| Fatores                    | Níveis         |      |            |     |
|----------------------------|----------------|------|------------|-----|
| A - $v_c$ [ $m.min^{-1}$ ] | 150            | 200  | 250        | 300 |
| B - $f$ [ $mm.rev^{-1}$ ]  | 0,15           | 0,25 | 0,35       |     |
| C - Ferramenta             | Metal duro/CVD |      | Cermet/PVD |     |

FONTE - A autora (2023).

A ferramenta estatística utilizada para análise dos dados foi a Análise de Variância (ANOVA) realizada no *software Minitab 2018*<sup>®</sup>. As análises estatísticas são apresentadas por meio de gráficos de resíduos para atestar o modelo e validar a ANOVA, gráficos dos efeitos principais e interações, gráficos *Boxplot* e o teste t para duas amostras, considerando um intervalo de confiança de 95%.

### 3.4.7.1 Medição das forças de usinagem

Os sinais da força de corte ( $F_c$ ), força de avanço ( $F_f$ ) e força passiva ( $F_p$ ) foram obtidos por meio de um dinamômetro piezoelétrico modelo 9272 da *Kistler*, conectado a um amplificador modelo 5073 da *Kistler* e a placa de aquisição modelo USB 6366. A FIGURA 3.12 apresenta o processo de medição das forças de usinagem.

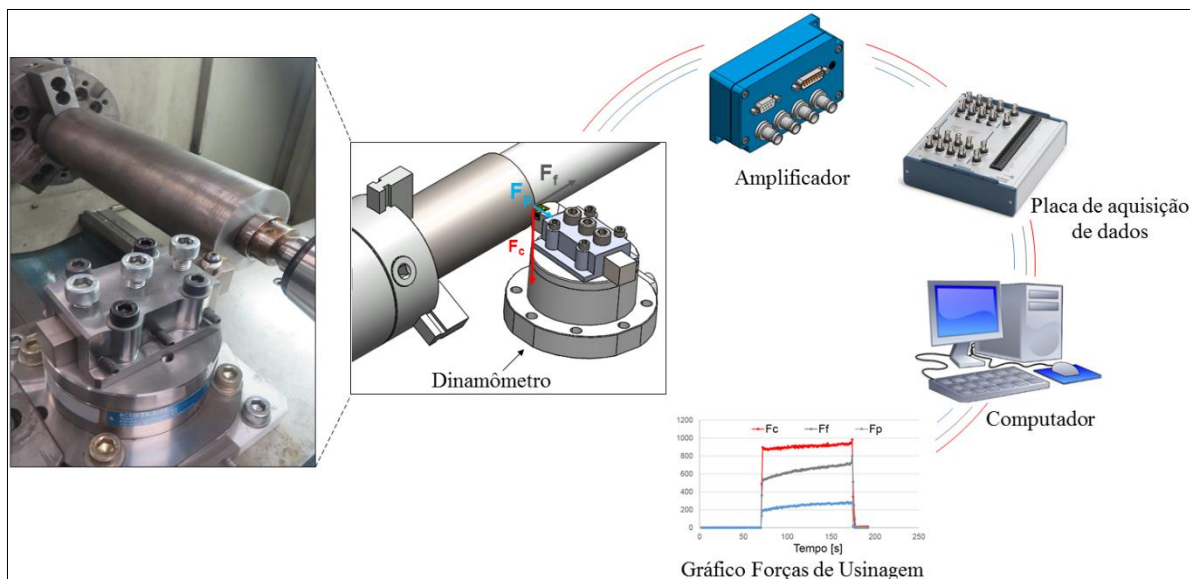


FIGURA 3.12 - Configuração experimental para a operação de torneamento com sistema de medição das componentes de  $F_u$ .

FONTE - A autora (2023).

A taxa de aquisição de dados foi de 25 mil amostras por segundo e utilizado um filtro *Butterworth lowpass* (passa-baixa) para tratamento dos dados. Tal procedimento foi realizado para todas as componentes das forças de usinagem. Observou-se a região estável do corte e a partir do sinal tratado foi realizada a coleta dos valores máximos verificados nesta região. Os dados obtidos do teste e réplica para as componentes da força de usinagem se encontram no Apêndice F.1. Os gráficos correspondentes das forças de usinagem foram elaborados no *software SigmaPlot®14.0*.

### 3.4.7.2 Imagens das ferramentas

As imagens das ferramentas após os ensaios de torneamento foram obtidas com a lupa microscópica de ampliação de 25 ~ 500 X e estão consolidadas nos Apêndices H.1 e H.2 para todas as condições experimentais deste trabalho. Especificamente, imagens de MEV das ferramentas de corte após os testes de torneamento foram realizadas, considerando os valores de parâmetros de corte menores intermediários e maiores utilizados nessa pesquisa, sendo as condições: (i)  $v_c$  de  $150 \text{ m.min}^{-1}$  e  $f$   $0,15 \text{ mm.rev}^{-1}$ ; (ii)  $v_c$  de  $250 \text{ m.min}^{-1}$  e  $f$   $0,25 \text{ mm.rev}^{-1}$ ; (iii)  $v_c$  de  $300 \text{ m.min}^{-1}$  e  $f$   $0,35 \text{ mm.rev}^{-1}$ .

### 3.4.7.3 Rugosidade

Os valores de rugosidade como: desvio aritmético médio ( $R_a$ ), altura máxima do perfil ( $R_z$ ) e a altura total do perfil ( $R_t$ ), foram coletados após cada condição de teste e réplica

realizados. O parâmetro  $R_a$  sendo um valor médio de rugosidade, fornece uma boa descrição da qualidade da superfície, contudo não é sensível a pequenas alterações de perfil, conforme reportado por Sedlacek *et al.*, (2016). Por exemplo, não é suficiente para identificar algumas características importantes da superfície, pois superfícies geometricamente diferentes podem apresentar  $R_a$  bem próximos. Nesse caso, os parâmetros  $R_z$  e  $R_t$  são necessários. O parâmetro  $R_z$  apresenta a altura máxima do perfil e o  $R_t$  é utilizado para especificar a altura total do perfil (distância entre o pico mais alto e o vale mais profundo) e são diretamente influenciados por qualquer defeito ou irregularidade na superfície (MACHADO *et al.* 2015).

Utilizou-se um rugosímetro portátil Taylor Robson, modelo Surtronic 25. O comprimento de amostragem de 0,8 mm e de avaliação de 4 mm foi utilizado para os valores de  $R_a$  entre 0,1 e 2  $\mu\text{m}$  e comprimento de amostragem de 2,5 mm e de avaliação de 12,5 mm foram empregados para os valores de  $R_a$  entre 2 e 10  $\mu\text{m}$ , conforme a norma ISO 4288 (2008). A medição dos valores de rugosidade ocorreram em quatro pontos equidistantes da circunferência do corpo de prova ( $0^\circ$ ,  $90^\circ$ ,  $180^\circ$  e  $360^\circ$ ) para cada configuração e o valor médio foi calculado. Antes da medição, aferiu-se o rugosímetro com o padrão. Os dados obtidos para estes parâmetros de rugosidade encontram-se no Apêndice F.2. Os gráficos foram elaborados no *software SigmaPlot*<sup>®</sup>14.0.

#### 3.4.7.4 Medição de Temperatura do cavaco

Para a coleta de dados da temperatura, utilizou-se um pirômetro infravermelho Raytek modelo MM2ML com faixa de operação de  $300^\circ\text{C}$  a  $1100^\circ\text{C}$ , tempo de resposta de 1 ms e resolução de 0,3% da leitura +  $2^\circ\text{C}$ . O fabricante recomenda uma distância focal de 300mm entre o pirômetro e o material a ser analisado a temperatura. Para a correta medição de temperatura do cavaco, foi necessário conhecer a emissividade do aço fundido e assim ajustar ao *software*. Para aquisição do sinal de temperatura foi utilizado o *software Multidrop* Rev.5.3.1 criado pela *Data Temp*.

Sendo assim, foi necessário garantir que o calor emitido pelo corpo de prova atingisse o sistema óptico do pirômetro. O sensor do pirômetro converte a radiação infravermelha em sinal elétrico. O processamento eletrônico de sinal analisa o sinal elétrico e converte em uma medição de temperatura. Como a intensidade da radiação infravermelha emitida é dependente do material, a emissividade pode ser selecionada no sensor. Dessa forma, foi necessário a utilização de um variador de tensão. O calor emitido do corpo de prova foi convertido em um valor de temperatura, que se baseia na equação de calibração do sensor e na emissividade do

corpo de prova. Esse valor de temperatura foi comparado com os valores indicados pelo termopar tipo K inserido no corpo de prova e no amperímetro portátil, modelo KRAD01 *Kript*. Baseado no valor de temperatura do amperímetro portátil e do sensor é que foi calibrada a emissividade do material. O valor de emissividade encontrado foi de 0,135. A FIGURA 3.13 apresenta a configuração do sistema de calibração do pirômetro.

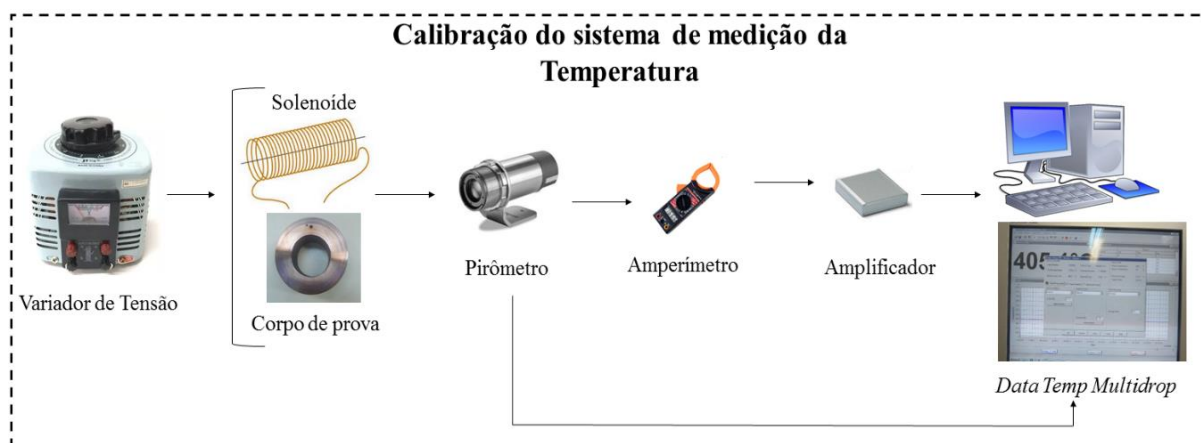


FIGURA 3.13 - Calibração do sistema de medição da temperatura.  
FONTE - A autora (2023).

A montagem do pirômetro para medição de temperatura do cavaco é apresentada pela FIGURA 3.14 a qual demonstra a direção circunferencial para medição de temperatura do cavaco.

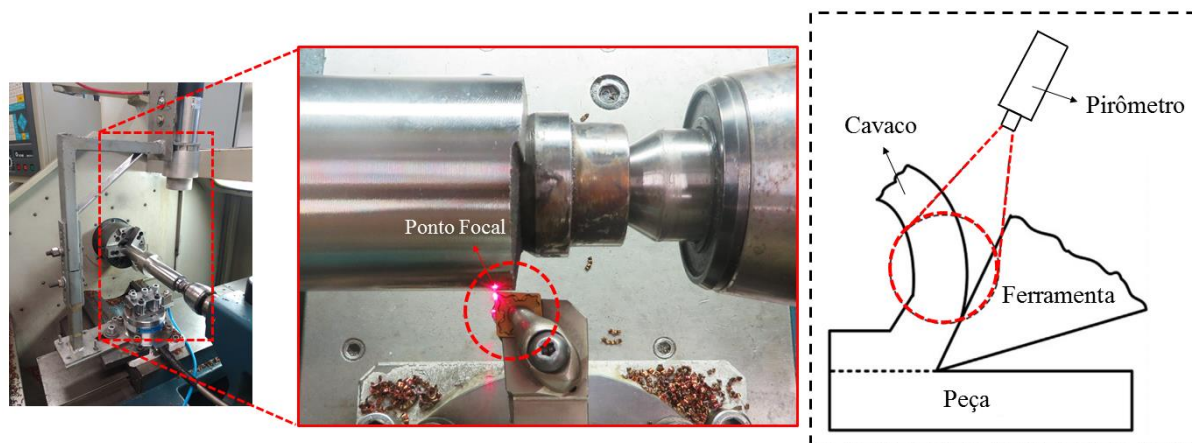


FIGURA 3.14 - Montagem do pirômetro para medição de temperatura do cavaco e a região do ponto focal.  
FONTE - A autora (2023).

Um suporte para prender o pirômetro foi fixado junto ao carro transversal do torno, de modo a garantir rigidez ao equipamento e assim garantir a correta posição do foco. O ponto focal está direcionado sobre a ponta do inserto na superfície de saída. O laser (ponto vermelho) indica o centro da área que está sendo medida. O tamanho do ponto focal de acordo com o manual do fabricante é determinado por meio da relação 300:1 (distância focal por diâmetro do

ponto). Com a distância focal ajustada em torno de 300 mm, o diâmetro do ponto foi de aproximadamente 1 mm. A área de medição é definida pelo tamanho do ponto, sendo esse baseado em 90% de energia do alvo coletada pelo instrumento. Os dados de temperatura estão apresentados no Apêndice F.3 que referem os valores das temperaturas máximas.

#### 3.4.7.5 Avaliação do desgaste

Para a avaliação do desgaste utilizou-se como critério de vida quando qualquer uma das seguintes condições fossem atingidas para as ferramentas avaliadas: (i) o desgaste de flanco médio ( $VB_B$ ) de 0,3 mm de acordo com a norma ISO 3685 (considerando que a face do desgaste de flanco foi regularmente desgastada na zona B) e (ii) a ferramenta de corte não fosse capaz de cortar adequadamente. Um teste preliminar foi realizado com o objetivo de monitorar o desgaste das ferramentas de metal duro e cermet. Inicialmente, utilizou-se os parâmetros de corte  $v_c$  de 200 m.min<sup>-1</sup>,  $f$  de 0,15 mm.rev<sup>-1</sup>,  $a_p$  de 1,5 mm e comprimento de corte de 135 mm, sendo testado primeiramente a ferramenta de metal duro. Para essa configuração, foi possível realizar somente 4 passes, em seguida a ferramenta atingiu a condição (ii).

Sendo assim, alterou-se os parâmetros para avaliação do desgaste para  $v_c$  de 150 m/min,  $f$  de 0,15 mm/rev.,  $a_p$  de 1,0 mm e comprimento de corte de 135 mm. Durante o ensaio de desgaste, o  $VB_B$  foi monitorado por meio de imagens obtidas com a lupa microscópica de ampliação de 25 ~ 500 X, sendo esse monitoramento realizado a cada dois passes da ferramenta de corte. Imagens de MEV, EDS e lupa microscópica foram considerados como método direto para monitoramento do desgaste. Como método de monitoramento de desgaste indireto, utilizou-se os valores de forças de usinagem para cada passe, realizado com as ferramentas de corte avaliadas. O  $VB_B$  final foi medido usando imagens de MEV após ensaio de desgaste juntamente com a análise de EDS.

Antes de realizar a imagem de MEV, ambas as ferramentas foram inseridas numa solução de Etanol PA para a limpeza ultrassônica. Utilizou-se o ultrassom Limp Sonic, modelo LS- 1,3 D- 3/x. 1800, por 2 horas. A limpeza com Etanol foi realizada para garantir que nenhuma fibra de algodão ou outros objetos estranhos (materiais não relacionados ao estudo) fossem removidos da área desgastada da ferramenta, assim como observado nos estudos de Sarjana *et al.*, (2020).

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados e discutidos os principais resultados da pesquisa. Os resultados decorrentes da caracterização do aço HC-HSi após tratamento de homogeneização por meio da análise química, análise microestrutural, ensaios mecânicos e análise da fratura. Posteriormente, são demonstrados a caracterização das ferramentas de corte utilizadas nessa pesquisa e os resultados das análises estatísticas e medições das forças, monitoramento do desgaste de flanco inicial, rugosidade, temperatura do cavaco e desgaste das ferramentas de metal duro e cermet. As análises estatísticas são apresentadas por meio de gráficos de resíduos, análise de variância, gráficos dos efeitos principais, interações e gráficos *boxplot*. A partir dos fatores e/ou interações significativas pela análise de variância, os resultados alcançados após os ensaios de torneamento são apresentados e relacionados com a caracterização do material em estudo.

### 4.1 Análise química

A composição química do aço HC-HSi foi sumarizada na TABELA 4.1. Projetou-se o aço eutetóide, pois permite a uma baixa temperatura  $M_i$ , e assim uma microestrutura mais refinada. A adição de Si suprime a precipitação de cementita frágil e conseqüentemente melhora a tenacidade. Os teores de Cr, Mn e Mo contribuem para favorecer a austemperabilidade e inibir a presença de ferrita e perlita e assim obter a microestrutura bainítica após tratamento térmico de austêmpera. A adição de Mo evita a precipitação de carbonetos que possam fragilizar o aço. O Ni contribui para diminuir a temperatura de transformação bainítica, melhora a austemperabilidade e as propriedades mecânicas. O Ce foi adicionado para refino do grão. Esse material é classificado como um aço baixa liga, cuja soma dos elementos de liga é menor ou igual a 8% de acordo com a AMS (1990).

TABELA 4.1 - Composição química do aço HC-HSi (em % peso).

| C     | Si    | Mn    | Cr    | Mo    | Ni    | P     | S     | Al    | Ce    | Fe    |
|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| 0,754 | 1,832 | 0,815 | 0,992 | 0,202 | 0,522 | 0,028 | 0,012 | 0,007 | 0,004 | 94,75 |

FONTE - Senai/Cetef - Lamat (2019)

### 4.2 Análise microestrutural

A seguir serão apresentados os resultados das análises microestruturais, qualitativas e quantitativas do aço fundido realizadas via MO, MEV, EDS e DRX.

### 4.2.1 Análise metalográfica

A análise metalográfica do aço após tratamento de homogeneização apresenta uma microestrutura totalmente perlítica, ou seja, lamelas alternadas de ferrita ( $\alpha$ ) e cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), uma estrutura homogênea, conforme as fotomicrografias detalhadas nas FIGURAS 4.1 (a) e 4.1 (b) observada via MO e MEV, respectivamente. A microestrutura perlítica era esperada devido a composição química do aço HC-HSi está próxima do eutetóide.

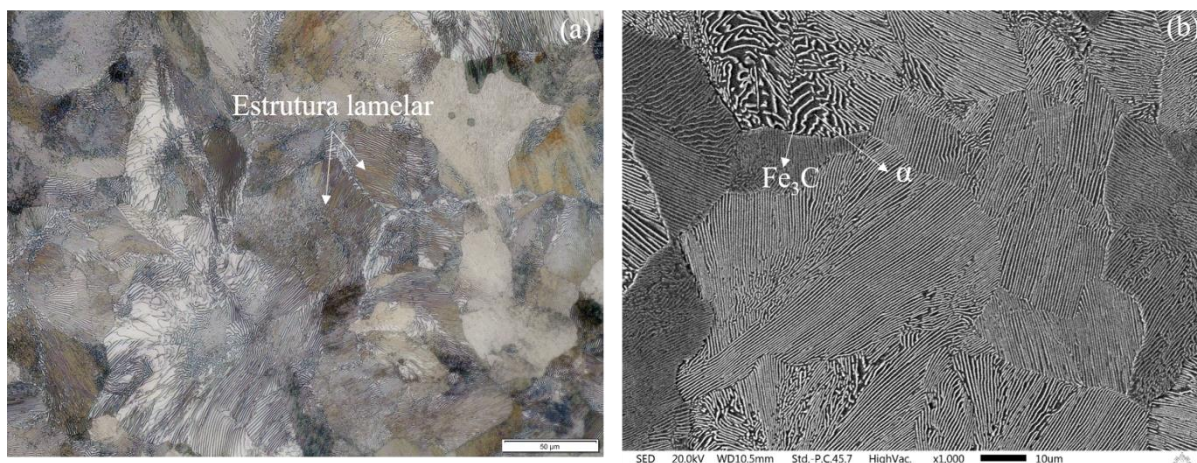


FIGURA 4.1- Microestrutura do aço HC-HSi com ataque de 2% de Nital: a) MO com ampliação de 400x; b) MEV com ampliação de 1000x.  
FONTE - A autora (2023).

Para caracterizar as inclusões presentes no aço HC-HSi as FIGURAS 4.2 (a) e 4.2 (b) apresentam as imagens de MO sem ataque químico. Nota-se a presença de porosidades típicas de microrrechupes e inclusões de óxidos e sulfetos em formato globular, dispersas aleatoriamente no material. O formato globular das inclusões corresponde ao tipo I, conforme reportado por Glowina (2017). Além disso, o formato globular das inclusões pode ter sido influenciado pela adição de CaSi durante a desoxidação do aço em estudo. A adição de Ca modifica a morfologia das inclusões de óxidos e sulfetos, tornando-as globulares, conforme reportado por Kiessling (1989).

A presença de defeitos como porosidades e inclusões são típicas de materiais fundidos conforme retratado por Basso *et al.* (2020-b). As porosidades típicas de microrrechupes são formadas devido à contração que ocorre no processo de fundição durante a etapa de solidificação e as inclusões se formam durante a fusão e vazamento do metal líquido nos moldes.

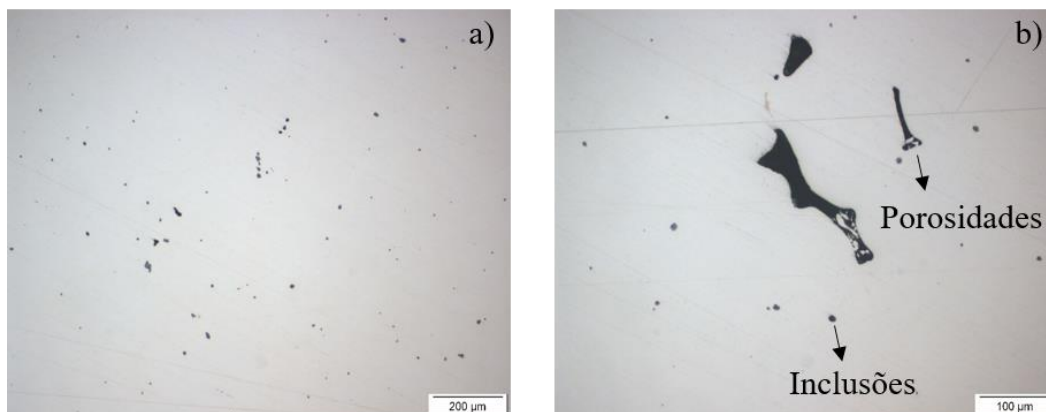


FIGURA 4.2 - Análise metalográfica por MO do aço perlítico sem ataque: (a) ampliação de 100X (b) ampliação de 200X.

FONTE - A autora (2023).

As FIGURAS 4.3 e 4.4 apresentam as imagens de MEV e EDS para caracterizar qualitativamente as porosidades e inclusões presentes no aço estudado. É possível verificar a presença de Fe e outros elementos químicos característicos do aço HC-HSi como Mn, Cr e Si (espectro 1 e 2).

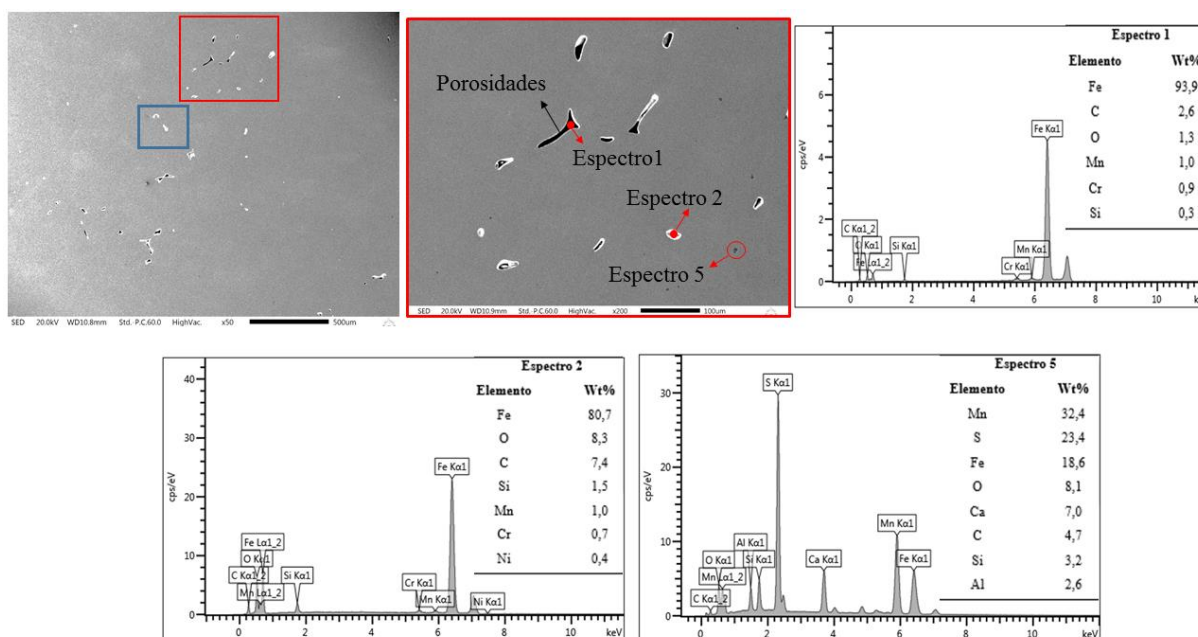


FIGURA 4.3 - Fotomicrografias das porosidades do aço perlítico sem ataque com os respectivos EDS.  
FONTE - A autora (2023).

No espectro 5 da FIGURA 4.3 e no espectro 17 da FIGURA 4.4, os elementos Mn e S se apresentaram quantitativamente em maior proporção, o que elucidava a formação de inclusões típicas de MnS. Contudo, pela presença de Fe e Ca outros sulfetos poderiam estar presentes, como o sulfeto de cálcio manganês (MnCaS), que resulta da combinação das inclusões de MnS e sulfeto de cálcio (CaS), conforme reportado por Ånmark *et al.* (2015).



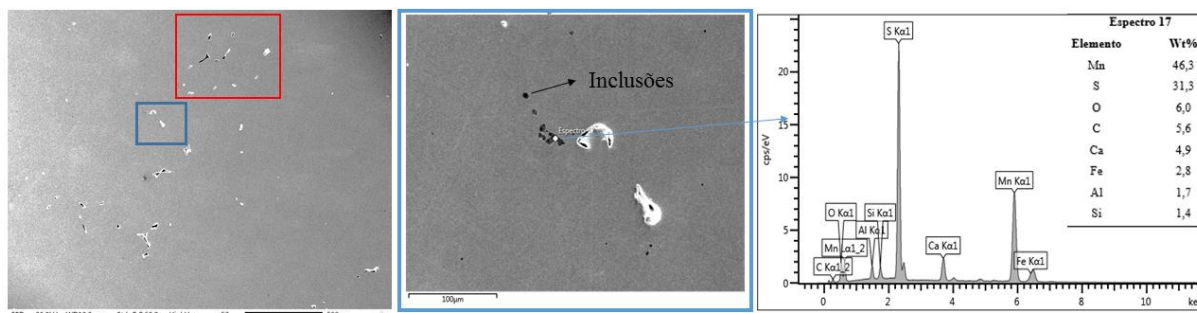


FIGURA 4.4 - Fotomicrografias das inclusões do aço perlítico sem ataque com os respectivos EDS.  
 FONTE - A autora (2023).

A análise quantitativa de inclusões por unidade de área realizadas na matriz do aço, apresentaram valores de frações volumétricas de inclusões sendo de  $0,23 \pm 0,08$  %. Valores próximos de frações volumétricas de inclusões foram obtidas nos estudos de Saldarriaga (2008), sendo de 0,2% para o aço ABNT 1045 e 0,4% para o aço ABNT 1145.

Em relação a usinagem, a presença de MnS pode ser benéfica, devido a sua ação lubrificante e redução da resistência ao cisalhamento, possui natureza macia e alta ductilidade de modo que a resistência ao corte do aço e a taxa de desgaste da ferramenta são reduzidas com a presença do MnS, contudo em teores adequados de Mn e S para melhoria da usinabilidade, conforme reportado pelos autores Ånmark *et al.* (2015) e Santos e Sales (2007).

#### 4.2.2 Espaçamento interlamelar da perlita ( $\lambda$ )

Os valores de espaçamento interlamelar médio da perlita foram de  $0,41 \pm 0,08$   $\mu\text{m}$ . A relação do  $\lambda$  com as demais propriedades mecânicas do material será apresentada posteriormente na seção 4.3. A partir dos estudos apresentados no referencial teórico, observou-se que a normalização e o resfriamento ao ar contribuem para acelerar a taxa de resfriamento e assim obter valores de  $\lambda$  abaixo de  $0,10$   $\mu\text{m}$  e uma estrutura mais refinada.

No material estudado no estado perlítico, os valores de  $\lambda$  foram característicos de uma microestrutura refinada, o qual pode ser atribuído aos elementos de liga adicionados no aço como o Si (1,83%), Ni (0,52%), Mn (0,81%), que contribuem na taxa de crescimento da perlita e colônias mais finas. O Cr (0,99%) também contribui para o refinamento da perlita, conforme mencionado por (TALEFF *et al.*, 2002). Sabe-se que a temperatura de transformação mais baixa, ou seja, maior taxa de resfriamento, resulta em mais sítios de nucleação e leva a  $\lambda$  mais fino, conforme observado por Pickering (1978), o qual não foi o objetivo desse trabalho. O resfriamento lento dentro do forno teve como objetivo de obter a estrutura perlítica à temperatura ambiente e evitar transformação martensítica. No caso do tratamento térmico

posterior de austêmpera, em temperatura da ordem de 900°C na austenitização, ocorre o refino do grão dispensando o tratamento térmico de normalização.

### 4.2.3 Análise de DRX

O difractograma de raio X do aço HC-HSi é apresentado na FIGURA 4.5. A investigação mostrou que o difratograma apresentou alta intensidade dos picos relacionados a estrutura cristalina do ferro alfa ( $\alpha$ -Fe), ou seja presença da ferrita no aço perlítico, que reflete nos planos 110, 200, 211, 220 e 310 e picos de menor intensidade de cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). De acordo com os autores Abbaschian, Abbaschian e Reed-Hill, (2008), o aço eutetóide apresenta uma porcentagem em torno de 88% de ferrita e 12% de cementita. Sendo assim, corrobora os picos da cementita terem apresentado fraca intensidade, dada à sua pequena quantidade em um aço eutetóide.

Nos estudos de Masoumi *et al.* (2019) foram observados picos da cementita para um aço eutetóide, porém em menor intensidade. Em um outro estudo de Kpelou *et al.* 2014, o pico de cementita no plano (102) foi visto sobreposto ao pico da ferrita no plano (110). No trabalho de Ivanisenko *et al.* (2003) foram observados picos da cementita com fraca intensidade no espectro 36° a 50°. Baseado nos estudos de Masoumi *et al.* (2019) e Kpelou *et al.* (2014), o difractograma do material em estudo, apresenta claramente os picos da ferrita. Porém, os picos da cementita, como por exemplo o plano 102, poderia estar sobreposto ao plano 110 e os picos de menor intensidade da cementita estariam presentes, mas devido ao ruído do difractograma, não foi possível a visualização de todos os picos conforme indicado nos estudos de Masoumi *et al.* (2019) e Ivanisenko *et al.* (2003).

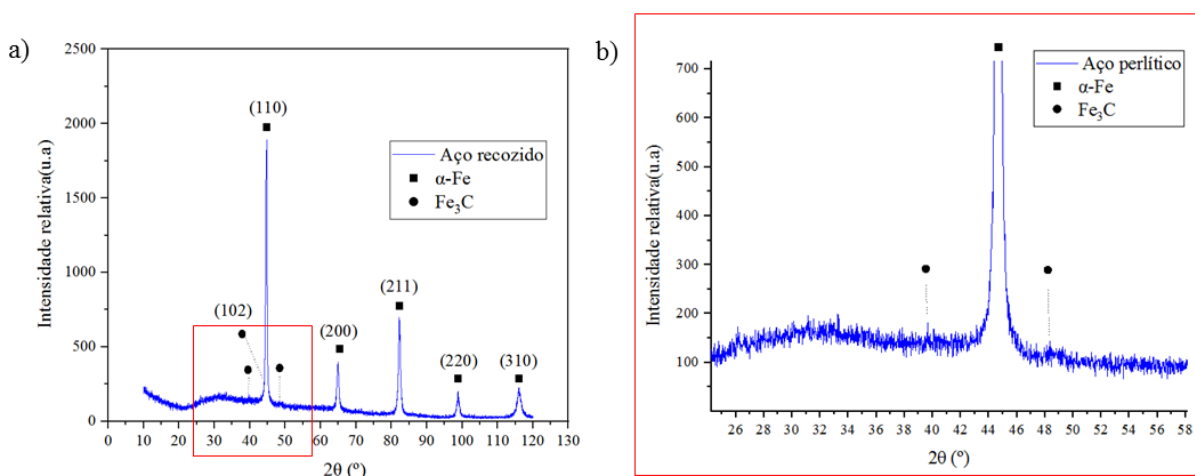


FIGURA 4.5 - a) análise de DRX do aço HC-HSi; b) região de ampliação dos picos de  $\text{Fe}_3\text{C}$ .

FONTE - A autora (2023).

### 4.3 Ensaio mecânicos

A seguir serão apresentados os resultados dos ensaios para determinação das propriedades mecânicas convencionais.

#### 4.3.1 Dureza

Os valores médios de macrodureza foram de  $270 \text{ HV} \pm 3 \text{ HV}$  e para a microdureza foram de  $259 \text{ HV} \pm 20 \text{ HV}$  para o aço HC-HSi. Os valores medidos de macrodureza e microdureza estão apresentados nos Apêndices C.1 e C.2, respectivamente. A FIGURA 4.6 detalha o perfil da microdureza ao longo da seção transversal do corpo de prova. A diferença dos valores de microdureza está contida nos intervalos entre 10% a 30%. Apesar das diferenças, observou-se que os valores de dureza se mantiveram homogêneos em toda espessura do corpo de prova.

Os valores de dureza encontrados na literatura com composição química similar ao aço HC-HSi será descrito a seguir. Nos estudos de Bakshi, Shipway e Bhadeshia (2013) para o aço alto C (0,89%) e alto Si (1,90%), no estado perlítico, porém normalizado apresentou valores de dureza em torno de  $378 \pm 9 \text{ HV}$ . Naseem *et al.* (2020) elaboraram um aço alto C (0,79%) e alto Si (1,60%), cuja dureza obtida foi em torno de 302 HV na condição recozida e no estado perlítico, similar as condições desse trabalho. No estudo de Barroso (2023) para o aço fundido alto C (0,77%) e alto Si (1,75%), após homogeneização, apresentou o valor de dureza em torno de 294 HV.

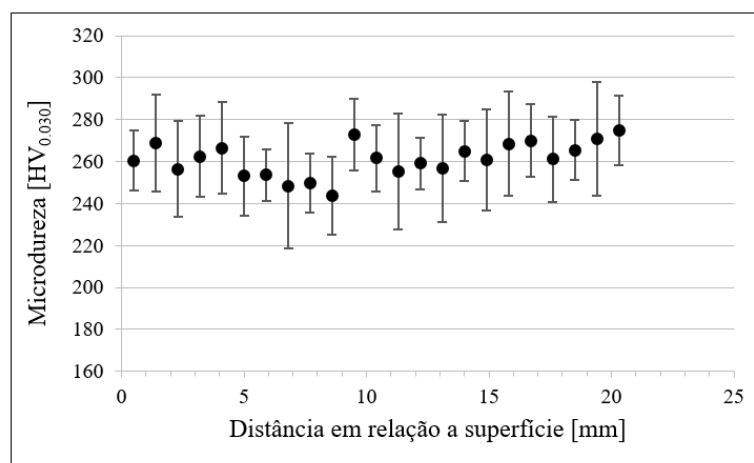


FIGURA 4.6 - Perfil de microdureza Vickers na seção transversal do corpo de prova.

FONTE - A autora (2023).

Portanto, em relação a micro e macrodureza do material estudado, os valores obtidos estão associados com a microestrutura totalmente perlítica, com o valor encontrado de  $\lambda = 0,41 \mu\text{m} \pm 0,08 \mu\text{m}$  e com adição de elemento de liga como Si (1,83%) e Mn (0,81%) e P (0,028%)

que promove o endurecimento de solução sólida na ferrita. Similares resultados de aumento de dureza pela adição de elementos de liga foram reportados por Hong *et al.* (2019) e Qiao *et al.* (2020), para esses estudos a adição foi do elemento químico Si.

#### 4.3.2 Ensaio de tração

Os resultados dos ensaios de tração para aço HC-HSi são apresentados na TABELA 4.2. Foi observado para esse material, pouca deformação plástica, o que se caracteriza como um material que apresenta rigidez devido os valores encontrados de tensão limite de resistência em tração ( $\sigma_{LR}$ ), porém o material apresenta baixa ductilidade, dados aos valores obtidos de  $A_T$ .

TABELA 4.2 - Propriedades mecânicas do aço HC-HSi com microestrutura perlítica

| <b>Corpo de Prova (CP)</b> | <b>Tensão limite de resistência em tração - <math>\sigma_{LR}</math> [MPa]</b> | <b>Tensão limite de escoamento em tração - <math>\sigma_{LE}</math> [MPa]</b> | <b>Alongamento total - <math>A_T</math> [%]</b> |
|----------------------------|--|---|---|
| CP_01                      | 906,63   | 490   | 2,36  |
| CP_02                      | 792,14   | 500   | 2,32  |
| CP_03                      | 750,74   | 495   | 2,72  |
| CP_04                      | 733,96   | 505   | 2,72  |
| CP_05                      | 993,13   | 550   | 2,72  |
| CP_06                      | 815,30   | 500   | 4,12  |
| <b>Média</b>               | 831,98   | 507   | 2,83  |
| <b>Desvio Padrão</b>       | 99,61  | 22  | 0,66  |

FONTE - A autora (2023).

A partir da interpretação da FIGURA 4.7, pode-se constatar um comportamento tipicamente frágil para o aço perlítico, uma vez que esse material não apresentou região plástica significativa, podendo apenas identificar claramente uma região elástica. Portanto, o material estudado não deve propiciar (ou apresentar) deformações permanentes significativas.

No estudo de Barroso (2023) para o aço fundido alto C (0,77%) e alto Si (1,75%), após homogeneização, com microestrutura totalmente perlítica, apresentou valores de  $\sigma_{LR}$  de 949 MPa e o  $A_T$  de 3,26%. Valores próximos ao aço estudado nesta pesquisa.

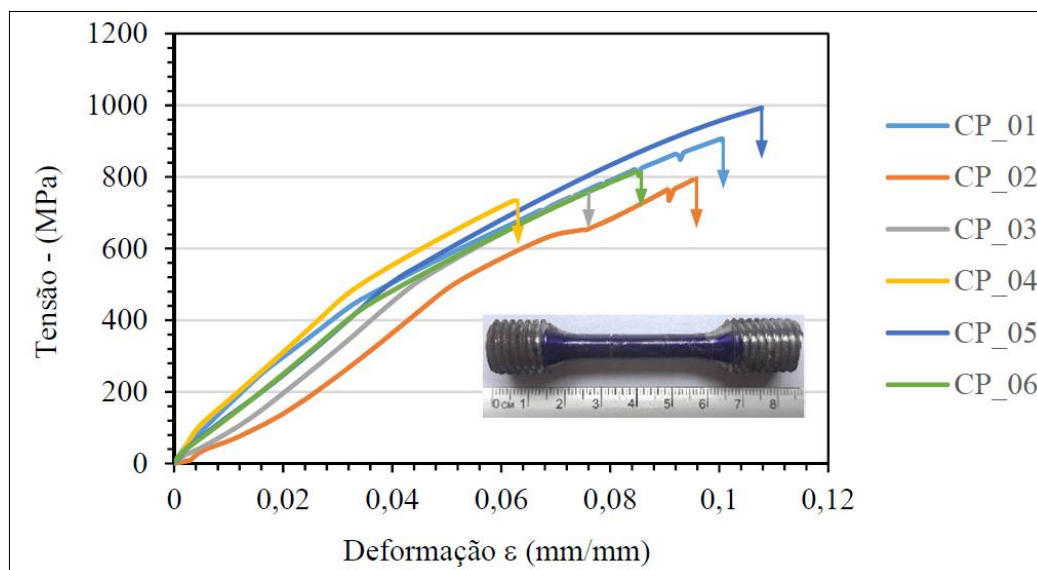


FIGURA 4.7 - Curva tensão de engenharia x deformação para o aço perlítico.

FONTE - A autora (2023).

A diferença de comportamento da curva tensão versus deformação para o corpo de prova CP-02 (FIGURA 4.7) pode estar associado a quantidade de defeitos como microrrechupes, que será discutido e detalhado na seção 4.4. Os valores obtidos de  $\lambda$  ( $0,41 \mu\text{m} \pm 0,08 \mu\text{m}$ ) da perlita podem justificar os valores de  $\sigma_{LR}$  e vem de acordo com as afirmações de Adamczyk-Cieślak *et al.* (2019) em que um baixo  $\lambda$  produz propriedades mecânicas melhoradas. De acordo com Hyzak e Bernstein (1976) o  $\lambda$  é o mais importante parâmetro microestrutural que controla a resistência mecânica de aços perlíticos. Adicionalmente, de acordo com Quiao *et al.* (2020), o  $\lambda$  também governa o comportamento de escoamento e deformação, no qual a tensão de escoamento varia inversamente com o  $\lambda$ . Para Modi e Desmukh *et al.* (2001), durante a deformação da perlita, a ferrita na perlita também é deformada porque a ferrita é mais macia do que a cementita. A deformação plástica está sempre associada ao movimento livre das discordâncias, como resultado, quando o  $\lambda$  é maior, as discordâncias se movem mais livremente na ferrita, resultando em maior deformação e a  $\sigma_{LR}$  reduz.

Contudo, quando o  $\lambda$  diminui, a  $\sigma_{LR}$  aumenta, ou seja, a dependência da resistência à deformação plástica com o  $\lambda$  pode ser representada por uma relação do tipo *Hall-Petch* conforme comentado no capítulo 2. O endurecimento na fase da ferrita podem estar associados as adições dos elementos de liga como Si (1,83%) e Mn (0,81%) conforme reportado no estudo de Modi e Desmukh *et al.* (2001) e o elemento P (0,028%) de acordo com Thelning (1967), que conseqüentemente aumenta a  $\sigma_{LR}$ . Os autores Makarov *et al.* (2011) reportaram que o Si garante um endurecimento mais eficiente na ferrita comparado com outros elementos como Cu, Mn, Mo, V, Ni e Cr.

Para os valores de tensão limite de escoamento ( $\sigma_{LE}$ ), o valor de  $\lambda$  e adição dos elementos de liga que favorecem o endurecimento da ferrita (P, Si e Mn) podem contribuir para obter valores de  $\sigma_{LE}$  encontrados nesse trabalho. Em relação a ductilidade, os autores Modi *et al.* (2001) reportaram que a com a diminuição de  $\lambda$ , a distância entre as duas zonas deformadas plasticamente das lamelas de ferrita diminui e, conseqüentemente, a ductilidade do aço é reduzida, o que pode justificar os valores de  $A_T$  encontrados para o material em estudo. Ainda, os autores Modi *et al.* (2001) afirmaram que valores de  $\lambda$  menores que 0,712  $\mu\text{m}$ , duas zonas deformadas plasticamente na ferrita se sobrepõem e a saturação da dureza é atingida na ferrita e isso pode resultar no surgimento de trinca na interface ferrita/cementita, o qual pode afetar a tenacidade e os valores de alongamento. Segundo Mishra e Singh (2017) movimento limitado de deslocamento associado com menor  $\lambda$  pode levar a um declínio na extensão da deformação plástica e resultar em menor ductilidade.

Por fim, ao comparar o material em estudo com as propriedades mecânicas do aço carbono AISI 1070, cujos valores de  $\sigma_{LR}$  variam de 640 a 760 MPa, o  $\sigma_{LE}$  de 420 a 560 MPa e o  $A_T$  de 10 a 13% (American Society of Metals, 1990), pode-se observar que as adições dos elementos de liga como Si, Ni, Cr, Mo no aço HC-Si contribuíram para aumentar a  $\sigma_{LR}$ , porém a ductilidade reduziu consideravelmente. Visto que o aço AISI 1070 apresenta somente os elementos químicos C (0,65 a 0,75%), Mn (0,60 a 0,90%) e valores máximos de P (0,04%) e S (0,05%), de acordo com a norma ASTM A29A (2004) e não apresenta elementos de liga, como Ni, Cr e Mo.

#### 4.4 Análise das fraturas

A FIGURA 4.8 (a) apresenta uma fractografia da seção transversal de um dos corpos de prova analisados (CP-02) após ensaio de tração do aço perlítico. É possível observar uma fratura do tipo frágil e a presença de dendritas indicando o defeito de microrrechupe que pode contribuir para a ocorrência desse tipo de fratura. É geralmente conhecido que a fratura de aços geralmente é explicada com a teoria da nucleação, crescimento e coalescência de microvazios durante o processo de tração (QIAO *et al.*, 2020). As ampliações da FIGURA 4.8 (b) e 4.8 (c) evidenciam o mecanismo de clivagem, característica da fratura do tipo frágil, com presença significativa de “marcas de rios” e as “facetas de clivagem” presentes em toda a extensão da superfície analisada.

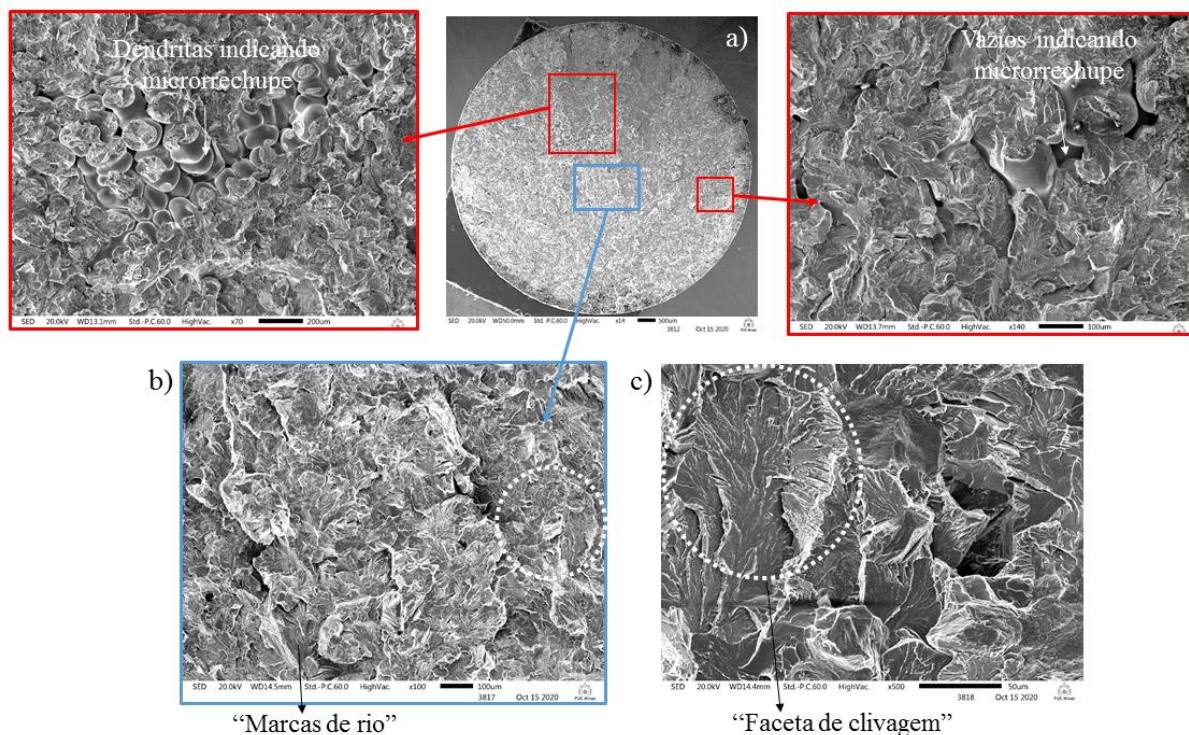


FIGURA 4.8 - a) Fractografia da superfície de fratura do corpo de prova de tração (CP-02) do aço perlítico, b) ampliação de 100X indicando as “marcas de rio”, c) ampliação de 500X indicando as facetas de clivagem característica da fratura frágil.

FONTE - A autora (2023).

Os defeitos de microrechupe observados na fractografia do CP-02 podem contribuir para a variação dos valores obtidos das propriedades mecânicas para esse corpo de prova (FIGURA 4.7). Mesmo tipo de fratura foi verificado para o CP-05 e as imagens estão detalhadas no apêndice E. Uma comparação qualitativa entre as fraturas dos dois corpos de prova CP-02 e CP-05, demonstrou que o CP-02 apresentou maiores quantidades de defeito de microrechupe o que corrobora as variações dos valores obtidos das propriedades mecânicas para esse corpo de prova.

Em relação as fraturas, nos estudos de Zhang *et al.* (2019), fratura frágil foi obtida com a presença de facetas de clivagem para o aço perlítico austenitizado na temperatura de 1200°C. Comportamento similar observado para a aço eutetóide austenitizado na temperatura de 900°C e resfriado dentro do forno, o qual apresentou comportamento frágil e presença das facetas de clivagem (TORIBIO *et al.*, 2014). Alguns estudos como o de Taleff, Lewandowski e Poursadian (2002), Alexander e Bernstein (1989) apontaram que a presença de facetas de clivagem para aços eutetóides totalmente perlíticos aumentaram com a redução do  $\lambda$ , onde sítios de nucleação de facetas de clivagem foram identificados e correspondem a inclusões não metálicas ou a fratura cooperativa de uma série de lamelas de ferrita/cementita. Dessa forma Alexander e

Bernstein (1989) concluíram que a energia efetiva da superfície da fratura varia inversamente com o  $\lambda$ . Isso significa que a resistência à fratura da perlita fina também é maior do que a perlita grossa.

Outros autores como Qiao *et al.* (2020) apontaram que as lamelas finas tendem a se comportar de maneira mais dúctil em vez de fraturar de maneira frágil, rompendo o crescimento de microvazios e a coalescência por clivagem. A estrutura perlítica grossa têm menor resistência mecânica em comparação com a estrutura perlítica fina, que tendem a se deformar nas interfaces ferrita/cementita induzidas pela geração de deslocamento. Os estudos de Zhang, Lei; e Zhou (2014) mostraram em aços com  $\lambda$  entre 0,14  $\mu\text{m}$  e 0,28  $\mu\text{m}$ , a superfície de fratura apresentou uma zona central dúctil circundada por uma zona frágil após ensaio de tração e um quando o  $\lambda$  aumentou para 0,51  $\mu\text{m}$  um comportamento completamente frágil foi obtido. Os autores sugerem que o  $\lambda$  entre 0,14  $\mu\text{m}$  e 0,28  $\mu\text{m}$  podem garantir a plasticidade do aço.

Em suma, a presença de microrrechupes, a ausência de deformações plásticas permanentes significativas e valores encontrados para o  $\lambda$  contribuíram para a ocorrência de fratura frágil para o material em estudo.

#### **4.5 Usinabilidade do aço no estado perlítico**

Primeiramente, será apresentada a caracterização das ferramentas de corte utilizadas nesse estudo e posteriormente, os resultados das forças de usinagem juntamente com a ANOVA correspondente a força de corte ( $F_c$ ), força de avanço ( $F_f$ ) e força passiva ( $F_p$ ) ao nível de confiança de 95%. A seguir, em sequência, os resultados de rugosidade ( $R_a$ ,  $R_z$  e  $R_t$ ), e temperatura do cavaco. Os valores nominais para as forças de usinagem, rugosidade da superfície e temperatura do cavaco estão apresentados no Apêndice F. Com o propósito de validar a ANOVA e atendimento de suas premissas, a análise residual foi realizada para a verificação da normalidade, independência e aleatoriedade dos resíduos. A análise completa da ANOVA se encontra no Apêndice G. Por fim, será apresentada a análise de desgaste das ferramentas de corte.

##### **4.5.1 Caracterização das ferramentas de corte**

A FIGURA 4.9 apresenta a microestrutura da ferramenta de metal duro e o EDS do substrato e dos revestimentos. A espessura total dos revestimentos das três camadas de TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN foi de  $10,51 \pm 0,30 \mu\text{m}$ , sendo o revestimento TiN com espessura de  $1,50 \pm 0,10 \mu\text{m}$ , o revestimento de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> com  $2,06 \pm 0,10 \mu\text{m}$  e a camada de TiCN com  $6,95 \pm 0,10$



$\mu\text{m}$ . Em relação ao substrato, a presença W e C em maiores quantidades indica que a principal fase é constituída de carboneto de tungstênio (WC).

Ademais, a presença de Co, corresponde a fase ligante. A adição de Co no substrato do metal duro apresenta um bom balanço entre a tenacidade da ferramenta e a resistência à deformação plástica (ZHENG *et al.*, 2018). Outros elementos químicos foram adicionados ao substrato como Nb e Zr que também contribuem para aumentar a resistência à deformação plástica, conforme reportado por García *et al.* (2019).

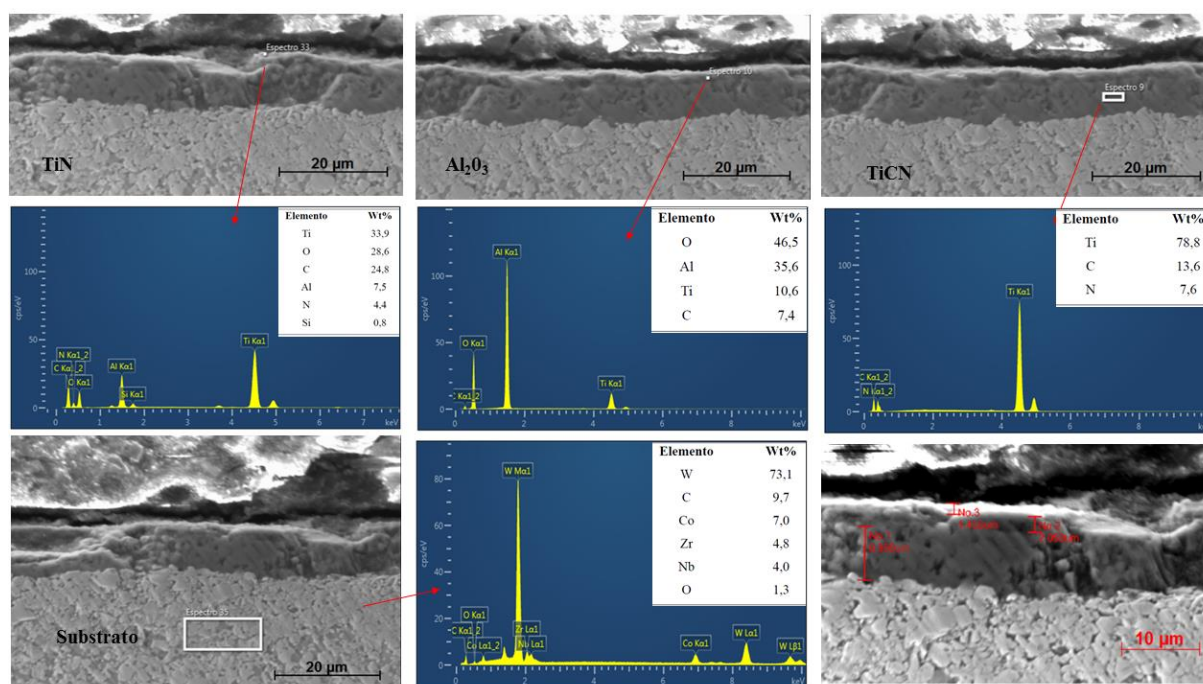


FIGURA 4.9- Tripla camada de revestimento e substrato da ferramenta de metal duro.  
FONTE - Adaptado de Reis *et al.*(2019).

A FIGURA 4.10 apresenta a microestrutura e o EDS correspondente ao revestimento e ao substrato da ferramenta de cermet. Uma fina camada de revestimento TiN foi observada com uma espessura de  $2,85 \pm 0,25 \mu\text{m}$  composta de outro elemento como o Al, o que sugere ser a camada intermediária de TiAlN, conforme fornecedor havia mencionado no catálogo de ferramenta de corte.

O substrato é composto por uma estrutura de Ti(C,N) sendo a fase principal e adição dos elementos químicos como W, Mo, Nb, Ni, e Co (espectro 3). Um EDS especificamente do núcleo foi realizado, contendo a presença do composto de Ti(C,N) e a adição de ricos componentes como W, Mo, Nb, Ni, Co que podem ser verificados pelo espectro 4, o que indica ser os elementos químicos referente as bordas interna e externa do núcleo, como proposto nos estudos de Ahn e Kang (2000).

Baseado nos elementos químicos do espectro 5, a presença de Co e Ni indica ser os elementos da fase ligante. A adição de Co e Ni de acordo com Córdoba, Chicard e Gotor (2013) pode resultar em maior tenacidade e a resistência à corrosão na ferramenta de corte. A presença dos elementos químicos como W, Mo, Nb indica que fase ligante foi enriquecida com esses elementos. Por exemplo, o elemento Nb contribui para uma melhor resistência a abrasão (XU *et al.*, 2017).

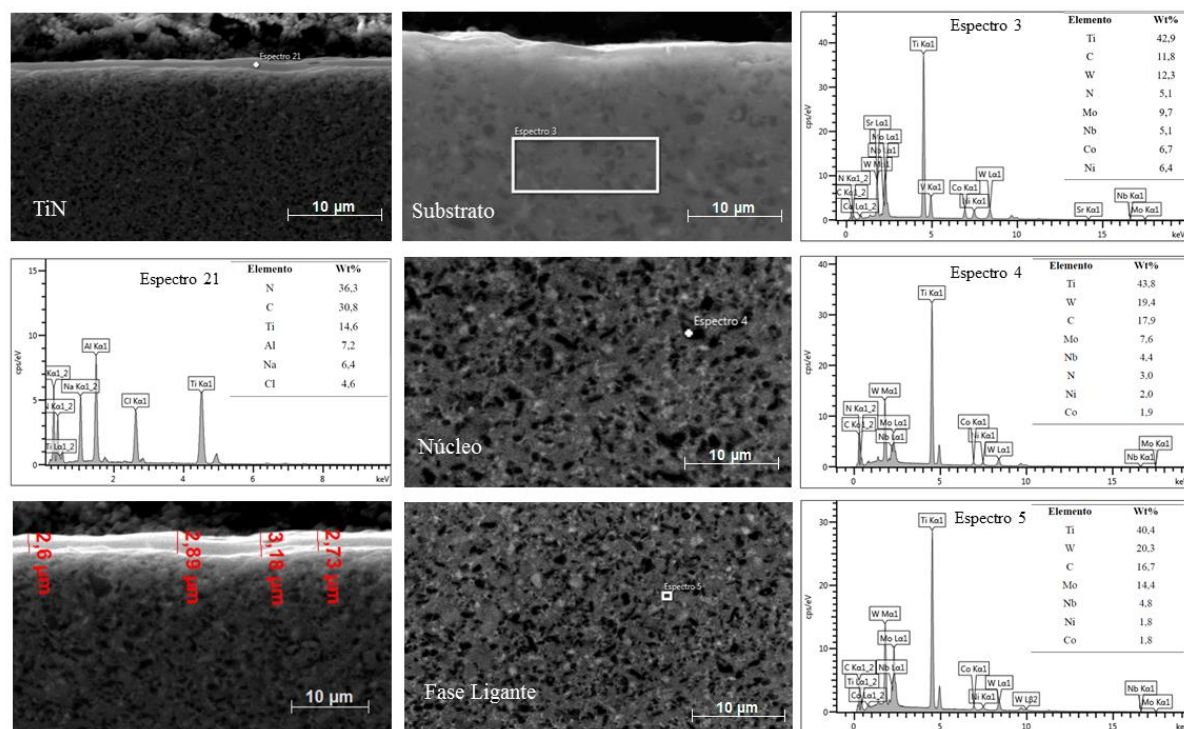


FIGURA 4.10 - Revestimento e substrato da ferramenta de cermet.  
FONTE - A autora (2023).

#### 4.5.2 Forças de usinagem

A fim de atestar o modelo fatorial  $4^1 \cdot 3^1 \cdot 2^1$  e validar a análise de variância, foi necessário verificar se a distribuição de probabilidade poderia ser aproximada pela distribuição normal, e para isso, aplicou-se o teste de *Anderson-Darling*. Este teste compara a função de distribuição acumulada empírica dos dados amostrais com a distribuição esperada se os dados fossem normais. Portanto, o teste foi realizado considerando-se as seguintes hipóteses:

- hipótese nula: se os dados seguem uma distribuição específica;
- hipótese alternativa: se os dados não seguem uma distribuição específica.

Para atestar os dados amostrais, verifica-se o *p-valor*, sendo necessário apresentar um valor superior ao nível de significância para um teste com intervalo de confiança escolhido. Se

o  $p$ -valor for menor que o nível de significância, rejeita-se a hipótese nula de que os dados seguem uma distribuição específica (MONTGOMERY e RUNGER, 2016).

A normalidade dos dados foi atestada para os resíduos correspondente a  $F_c$ . Obteve-se um  $p$ -valor de 0,784 por meio do teste *Anderson-Darling*, sendo esse valor acima do nível de significância de 0,05, aceitando-se a hipótese nula, de que os dados seguiram uma distribuição normal, conforme apresentado na FIGURA 4.11 (a). Para a validação do modelo, realizou-se a análise de resíduos padronizados para os dados da  $F_c$ .

A FIGURA 4.11 (b) apresenta o gráfico de resíduos versus ordem. Em relação ao tempo, mostra-se que os resíduos são independentes e não correlacionados, as variáveis analisadas não variavam com o tempo e não exibiam um padrão óbvio, que comprova que a variância é constante, tais suposições estão de acordo com as afirmações de Wapone *et al.* (2009). A FIGURA 4.11 (c) apresenta os resíduos padronizados versus ajustes. Observou-se que dos 48 pontos avaliados, 95% dos resíduos estão entre os intervalos  $\pm 2$  e 68% dos resíduos estão compreendidos entre os limites  $\pm 1$ , evidenciando que os resíduos para os dados da  $F_c$  atendem a condição de distribuição normal com média zero e variância constante, ou seja não segue nenhuma tendência específica, conforme discutido por Montgomery e Runger (2016), portanto a regressão gerada pela ANOVA pode ser confirmada.

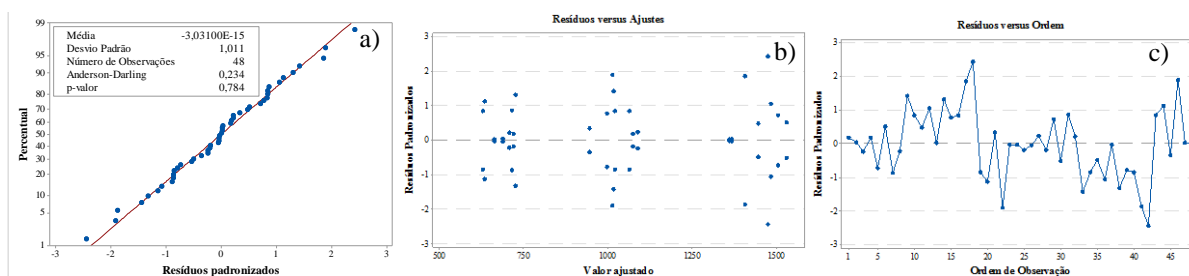


FIGURA 4.11 - Análise residual para  $F_c$ : a) teste de normalidade; b) valor ajustado; c) ordem de observação.  
FONTE - A autora (2023).

De maneira análoga à análise residual para  $F_c$ , os resíduos do modelo para a  $F_f$  atenderam as premissas da ANOVA. As FIGURAS 4.12 (a), 4.12 (b) e 4.12 (c), detalham o teste de normalidade, os resíduos versus ajuste verificando independência e os resíduos versus ordem, demonstrando a aleatoriedade, respectivamente.

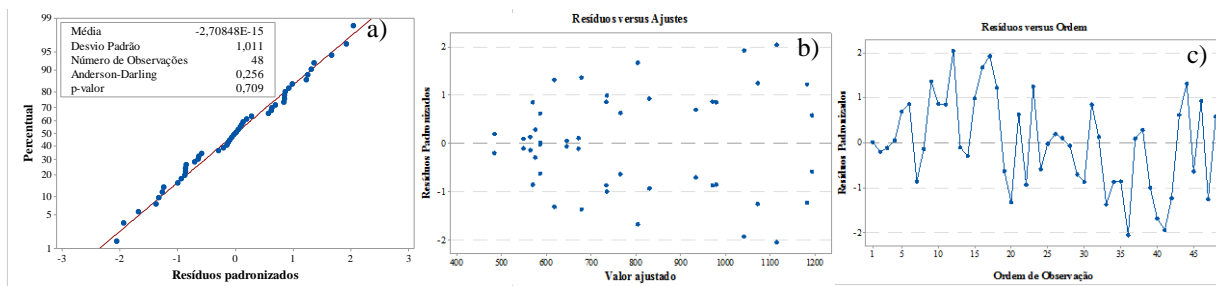


FIGURA 4.12 - Análise residual para  $F_f$ : a) teste de normalidade; b) valor ajustado; c) ordem de observação.  
 FONTE - A autora (2023).

Em relação aos resíduos do modelo para a  $F_p$ , de maneira similar à análise residual para  $F_c$ , pode-se afirmar que os resíduos do modelo para a  $F_p$  atenderam as premissas da ANOVA quanto a normalidade, independência e a aleatoriedade, conforme demonstrado nas FIGURAS 4.13 (a), 4.13 (b) e 4.13 (c), respectivamente.

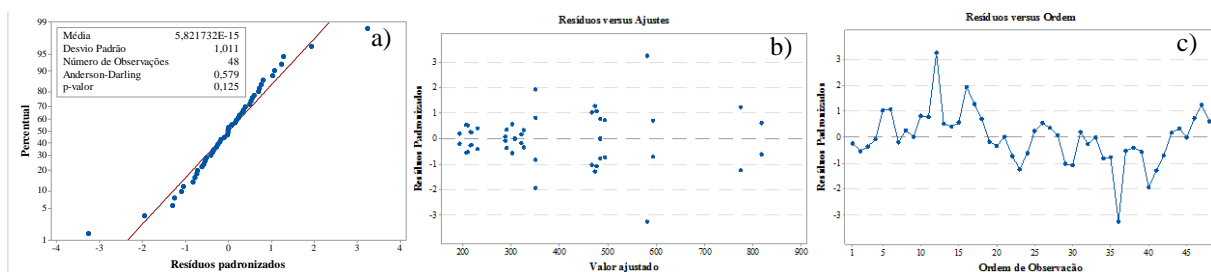


FIGURA 4.13 - Análise residual para  $F_p$ : a) teste de normalidade; b) valor ajustado; c) ordem de observação.  
 FONTE - A autora (2023).

Nota-se, que tanto os resíduos das  $F_c$ ,  $F_f$  e  $F_p$  correspondentes as FIGURAS 4.11 (b), 4.12 (b) e 4.13 (b) apresentaram uma simetria. Esse comportamento foi justificado pelo modelo de regressão que retomou valores simétricos (iguais em módulo) quando se utilizava teste e réplica, comportamento esperado dado que os valores das variáveis de entrada ( $v_c$ ,  $f$  e ferramenta) eram iguais.

A ANOVA sintetizada para  $F_c$ ,  $F_f$  e  $F_p$  está apresentada na TABELA 4.3 e a ANOVA completa para as forças de usinagem estão retratadas nas TABELAS G.1, G.2 e G.3 do Apêndice G, respectivamente. O nível de explicação do modelo para a variação  $F_c$ ,  $F_f$  e  $F_p$  apresentou coeficientes  $R^2$  de 98,85%, 97,64% e 98,48%, respectivamente. As diferenças entre os coeficientes  $R^2$  e  $R^2$  (aj.) foram inferiores a 10%, o que indica que os fatores adicionados ao modelo são suficientes, conforme indicado por Hines *et al.* (2006). Portanto, os valores de coeficientes  $R^2$  e  $R^2$  (aj.) apresentados para explicação do modelo são altos e capazes de prever valores corretos para a variável resposta  $F_c$ ,  $F_f$  e  $F_p$ . Adicionalmente, o coeficiente  $R^2$  (pred.) foi bastante alto e capaz de prever e contribuir para explicação do modelo.

Os fatores e/ou interações significativas foram sublinhadas e serão comentadas a seguir. Os fatores principais  $v_c$  e  $f$  afetaram significativamente a  $F_c$ . Com relação a  $F_f$  e  $F_p$ , os resultados mostraram que todos os fatores principais foram significativos. As interações de segunda ordem foram significativas para  $F_f$  e  $F_p$ , respectivamente, sendo as interações  $v_c$  e ferramenta de corte;  $f$  e ferramenta de corte para a  $F_f$  enquanto que as interações  $v_c$  e  $f$ ;  $f$  e ferramenta de corte foram significativos para a  $F_p$ .

TABELA 4.3 - ANOVA sintetizada para a  $F_c$ ,  $F_f$  e  $F_p$ .

| Fonte                                  | $F_c$           |              | $F_f$           |              | $F_p$           |              |
|--|-----------------|--------------|-----------------|--------------|-----------------|--------------|
|  | <i>p</i> -valor | Contribuição | <i>p</i> -valor | Contribuição | <i>p</i> -valor | Contribuição |
| Velocidade de corte ( $v_c$ )          | <u>0,000</u>    | 1,62%        | <u>0,000</u>    | 4,88%        | <u>0,000</u>    | 23,52%       |
| Avanço ( $f$ )                         | <u>0,000</u>    | 96,62%       | <u>0,000</u>    | 88,31%       | <u>0,000</u>    | 69,10%       |
| Ferramenta de corte                    | 0,096           | 0,14%        | <u>0,003</u>    | 1,09%        | <u>0,001</u>    | 0,97%        |
| Interações de 2 fatores                | 0,750           | 0,36%        | <u>0,011</u>    | 3,31%        | <u>0,000</u>    | 4,74%        |
| $v_c * f$                              | 0,625           | 0,21%        | 0,167           | 1,00%        | <u>0,000</u>    | 3,65%        |
| $v_c * \text{Ferramenta de corte}$     | 0,539           | 0,11%        | <u>0,031</u>    | 1,03%        | 0,051           | 0,57%        |
| $f * \text{Ferramenta de corte}$       | 0,690           | 0,04%        | <u>0,006</u>    | 1,28%        | <u>0,030</u>    | 0,52%        |
| Interações de 3 fatores                | 0,885           | 0,11%        | 0,998           | 0,04%        | 0,872           | 0,15%        |
| $v_c * f * \text{Ferramenta de corte}$ | 0,885           | 0,11%        | 0,998           | 0,04%        | 0,872           | 0,15%        |
| R <sup>2</sup>                         | 98,85%          |              | 97,64%          |              | 98,48%          |              |
| R <sup>2</sup> (aj.)                   | 97,74%          |              | 95,38%          |              | 97,02%          |              |
| R <sup>2</sup> (pred)                  | 95,39%          |              | 90,56%          |              | 93,92%          |              |

Fonte - A autora (2022).

A FIGURA 4.14 apresenta os fatores principais significativos que atuaram na  $F_c$ . A  $v_c$  afeta fortemente os valores médios da  $F_c$ . Observou-se claramente que a  $F_c$  diminui quando as  $v_c$  aumentam. Conforme reportado por Ståhl (2012), o aumento da  $v_c$ , gera maior energia de corte e tensões durante o processo o que leva a um aumento na geração de calor. O calor gerado na zona de cisalhamento ajuda a suavizar o material usinado. De acordo com Machado *et al.*, 2015, o efeito da temperatura pode ser benéfico, pois provoca uma redução da resistência ao cisalhamento do material e auxilia na continuação da deformação plástica, quebra de cavacos e menores esforços de corte, consequentemente reduz a  $F_c$ . Resultados similares foram descritos por Das *et al.* (2016). Além disso, o comprimento de contato cavaco-ferramenta também desempenha um papel importante na redução da  $F_c$  em velocidades mais altas, conforme reportado por Saini *et al.* (2014). Devido à diminuição do comprimento de contato cavaco-ferramenta para maiores  $v_c$ , a tensão de cisalhamento reduz, juntamente com as forças de atrito o que implica em minimizar a  $F_c$ .

Em relação ao efeito do  $f$ , observou-se que maiores avanços implicaram em maiores valores médios da  $F_c$ , comportamento esperado, uma vez que a espessura do cavaco não deformado é diretamente proporcional ao  $f$ , tendo esse fator apresentado uma contribuição de 96,62%, conforme indicado na TABELA 4.3. À medida que o  $f$  aumenta, a seção de cisalhamento do cavaco aumenta, visto que o metal resiste mais à ruptura e requer maiores esforços para a remoção dos cavacos, o que resulta na produção de valores de  $F_c$  mais elevados.

Conforme reportado por Touggui *et al.*, (2020-a), na zona de corte o aumento da temperatura e o excesso da tensão de cisalhamento, aumenta a deformação plástica do material, o que leva a um incremento no volume de cavacos removidos, o qual requer maior esforço de corte e aumento da  $F_c$ . Ao aumentar o  $f$  de 0,15 para 0,25 mm.rev<sup>-1</sup>, implicou no aumento da  $F_c$  cerca de 50% (683 ± 36 N para 1029 ± 43 N), mesmo comportamento ao aumentar o  $f$  de 0,25 para 0,35 mm.rev<sup>-1</sup> (1029 ± 43 N para 1442 ± 65 N), que resultou em aumento de 40% na  $F_c$ .

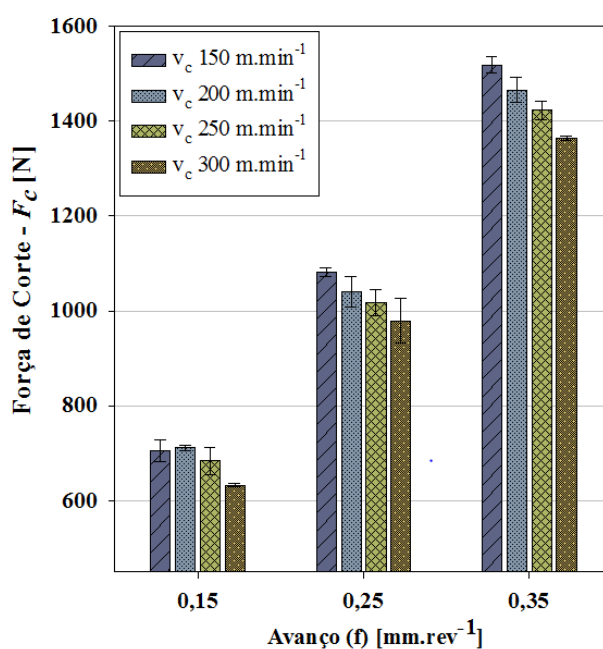


FIGURA 4.14 - Efeito da  $v_c$  e  $f$  em relação a  $F_c$ .  
Fonte - A autora (2022).

Trent e Wright (2000) afirmaram que as forças de usinagem dependem de dois fatores principais sendo o primeiro as áreas de zona de cisalhamento primária e secundária e o segundo corresponde a resistência ao cisalhamento do material da peça nesses planos. Sendo assim, em relação ao material de trabalho, o aumento da  $F_c$  para maiores níveis de  $f$  pode estar relacionado a microestrutura perlítica. Os valores obtidos das propriedades mecânicas ( $\sigma_{LR}$  e  $\sigma_{LE}$ ) e do  $\lambda$  (0,41  $\mu\text{m} \pm 0,08 \mu\text{m}$ ) são característicos de uma estrutura mais refinada, o que contribuem para tornar o material mais resistente ao cisalhamento e assim resultar em maiores esforços de corte

e conseqüentemente maiores valores de  $F_c$  para maiores níveis de  $f$ . Adicionalmente, a microestrutura perlítica de acordo com Grzesik *et al.* (2017) é responsável pelo intenso desgaste abrasivo, o que pode contribuir para o aumento da  $F_c$ , principalmente para maiores  $f$ , tendo em vista que o desgaste da ferramenta pode influenciar nos valores médios de  $F_c$ .

Nos aços quase eutetóides, a fase perlítica governa a resistência, enquanto a fase ferrítica controla a ductilidade (MODI *et al.*, 2001). Durante a deformação da perlita, a ferrita na perlita também é deformada porque a ferrita é mais macia do que a cementita. A deformação plástica está sempre associada à livre movimentação de discordância. Como resultado, quando o  $\lambda$  é grande, os deslocamentos se movem mais livremente na zona de ferrita, resultando em maior deformação (MODI *et al.*, 2001). Enquanto que em uma estrutura mais refinada, a fase de cementita, forte e rígida, restringe severamente a deformação da ferrita mais macia nas regiões adjacentes aos contornos de grão. A cementita reforça a ferrita e este grau de reforço é maior para a perlita fina devido a maior área de contorno por volume de material (ABBASCHIAN; ABBASCHIAN e REED-HILL, 2009).

Os gráficos de interação para os valores médios da  $F_f$  estão demonstrados na FIGURA 4.15 (a) e 4.15 (b). O teste t para duas amostras independentes com nível de significância de 5% e variâncias iguais, indicaram que não há diferenças significativas para a  $F_f$  nas velocidades de corte 150, 200, 250 e 300  $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$  ( $p$ -valores de 0,792; 0,648; 0,601 e 0,617, respectivamente) utilizando ferramentas de corte metal duro e cermet. Portanto, a hipótese nula não deve ser rejeitada, o que leva a concluir que estatisticamente as ferramentas de corte tiveram resultados semelhantes.

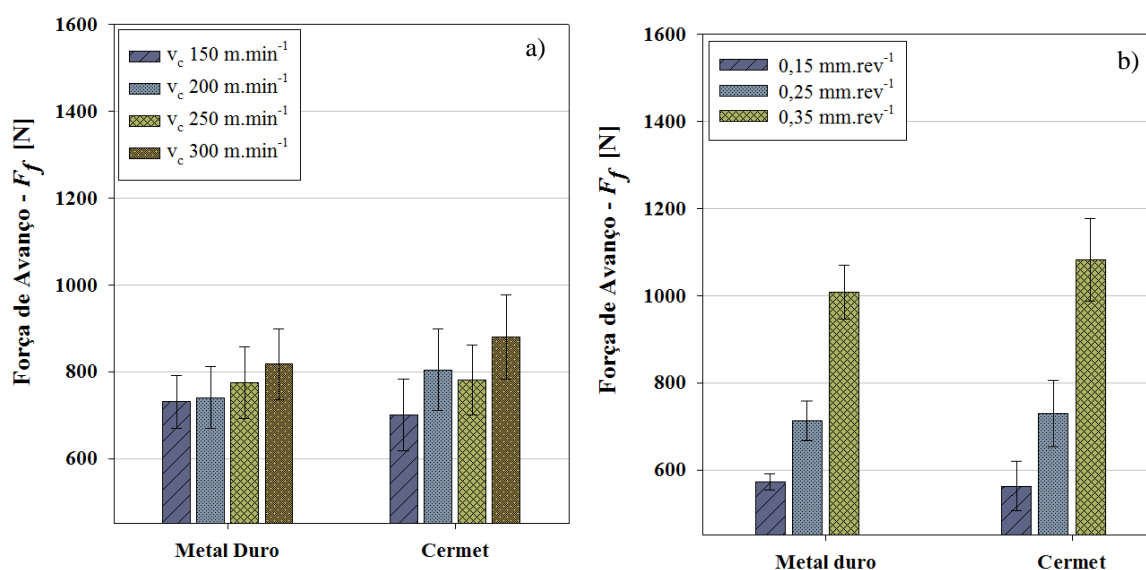


FIGURA 4.15 - Gráfico de interação para a  $F_f$ : a)  $v_c$  e ferramenta de corte b)  $f$  e ferramenta de corte.  
Fonte - A autora (2023).

A proximidade dos valores médios de  $F_f$  para a ferramenta de cermet em relação a ferramenta de metal duro podem ser atribuídos ao menor coeficiente de atrito para a ferramenta de cermet, que contribui para minimizar os esforços de corte. Nos estudos de Xu, Zhao e Ai (2017), menores esforços de corte foram verificados para a ferramenta de cermet para  $v_c$  de até  $200 \text{ m.min}^{-1}$ , que foram justificados pelo baixo coeficiente de atrito da ferramenta de cermet, comparado com o metal duro. Na pesquisa de Thoors *et al.* (1993) as ferramentas de cermet apresentaram maior resistência ao desgaste em comparação com as ferramentas de metal duro, que foram atribuídos ao menor coeficiente de atrito.

Adicionalmente, o gráfico *Boxplot* foi apresentado com o objetivo de avaliar a variabilidade das ferramentas utilizadas nesse estudo em relação aos valores médios da  $F_f$  e os níveis de  $v_c$  utilizado. O diagrama de caixas conhecido como *Boxplot* é uma apresentação gráfica que descreve simultaneamente várias características importantes de um conjunto de dados, tais como centro, dispersão, desvio da simetria e identificação das observações não usuais ou *outliers* (MONTGOMERY e RUNGER, 2016). No gráfico *Boxplot*, as extremidades das hastes (traços) superiores e inferiores representam 25% dos valores da distribuição, totalizando 50% dos dados. A caixa de amplitude interquartil (ou intervalo interquartil) representa os 50% dos dados restantes (WICKHAM, 2011).

Dessa forma, as extremidades representam os valores mínimos e máximos para a  $F_f$ . Nesse caso, a ferramenta de cermet apresentou maiores e menores valores de  $F_f$ , sendo maior para a  $v_c 300 \text{ m.min}^{-1}$  e menor valor para a  $v_c 150 \text{ m.min}^{-1}$ . Especificamente, a ferramenta de metal duro apresentou uma menor variabilidade nos dados, visivelmente pode ser visto pelas menores alturas da caixa e haste, em relação a ferramenta de cermet, conforme ilustrado na FIGURA 4.16.

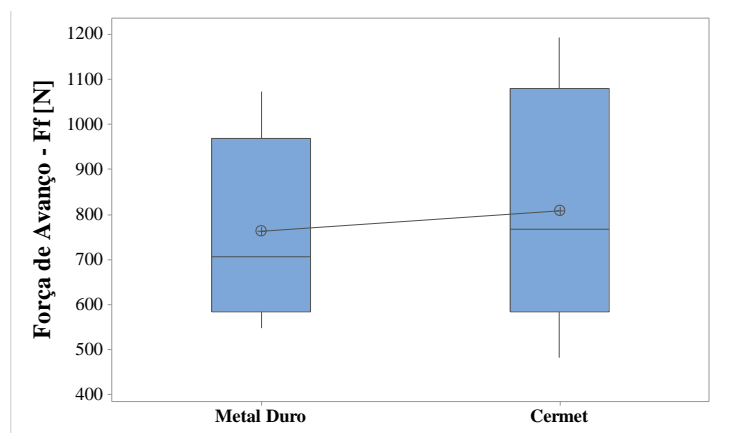


FIGURA 4.16 - Gráfico *Boxplot* para a  $F_f$  em relação aos níveis de  $v_c$  avaliados.  
Fonte - A autora (2023).



Ao observar a mediana (traço central da caixa) e a média (círculo no interior da caixa) do gráfico *Boxplot*, infere dizer que os valores de  $F_f$  gerados pela ferramenta de metal duro foram próximos aos gerados pela ferramenta de cermet, corroborando os resultados do teste t. Não foram observados *outliers* (valores discrepantes do conjunto de dados).

Para a  $v_c$  de  $300 \text{ m.min}^{-1}$ , os maiores valores de  $F_f$  podem estar relacionados à severidade do processo. Quanto mais severo, maiores são as alterações na superfície (deformações plásticas) e, além disso, alteram a condição de atrito devido ao aumento do desgaste da ferramenta (CHINCHANIKAR e CHOUDHURY, 2013). Esses efeitos são potencializados pelo aumento da  $F_f$  para ambas as ferramentas.

Com relação ao  $f$ , este apresentou uma contribuição de 88,31% (TABELA 4.3) para a  $F_f$ . Similar comportamento para as  $F_c$ , foi verificado para as  $F_f$  em relação ao  $f$  conforme verificado na FIGURA 4.15 (b). Ao aumentar o  $f$  de  $0,15$  para  $0,25 \text{ mm.rev}^{-1}$  e de  $0,25$  para  $0,35 \text{ mm.rev}^{-1}$ , implicou em aumento da  $F_f$  cerca de 27% ( $567 \pm 37 \text{ N}$  para  $720 \pm 62 \text{ N}$ ) e 46% ( $720 \pm 62 \text{ N}$  para  $1048 \pm 84 \text{ N}$ ), respectivamente.

Em relação as ferramentas de corte, teste t para duas amostras independentes com nível de significância de 5% e variâncias iguais, indicaram que não há diferenças significativas para a  $F_f$  para  $f$  de  $0,15$  e  $0,25 \text{ mm.rev}^{-1}$ , tendo apresentado os *p-valores* de  $0,587$  e  $0,269$ , respectivamente. Contudo, para o  $f$  de  $0,35 \text{ mm.rev}^{-1}$ , como o *p-valor* de  $0,032$  foi menor que o nível de significância de 5%, a hipótese nula foi rejeitada, o que leva a concluir que as ferramentas de corte utilizadas apresentaram influência significativa nos valores de  $F_f$  para essa condição de  $f$ .

O gráfico *Boxplot* (FIGURA 4.17) apresenta um comparativo dos valores de  $F_f$  em relação aos níveis de  $f$  estudados.

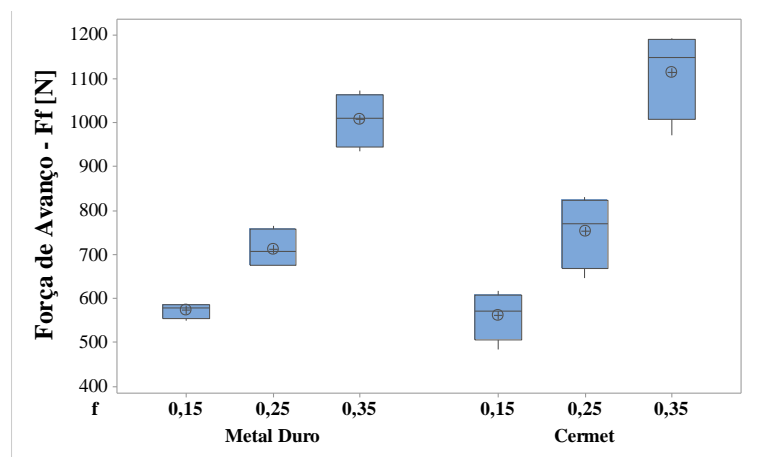


FIGURA 4.17 - Gráfico *Boxplot* para a  $F_f$  em relação os níveis de  $f$  avaliado.  
Fonte - A autora (2023).

As ferramentas de metal duro apresentaram menor dispersão (variabilidade) dos dados, ou seja, menores alturas da caixas e hastes. O que infere dizer que a faixa de variação dos dados foi menor comparado com a ferramenta de cermet. Não foram observados *outliers*. A proximidade dos valores médios de  $F_f$  para as ferramentas de corte em relação ao  $f$  de 0,15 e 0,25  $\text{mm.rev}^{-1}$ , pode ser confirmada, pois medianas, médias, altura da caixas e hastes estão próximas, corroborando o teste t. Entretanto, para a condição de  $f$  de 0,35  $\text{mm.rev}^{-1}$ , a ferramenta de cermet apresentou maiores valores de valores de  $F_f$ , o que corrobora o resultado do teste t, o que pode estar relacionado ao desgaste das ferramentas.

Por fim, o  $a_p$  e a geometria da ferramenta pode estar influenciando os valores de  $F_f$ . Como o  $a_p$  de 1,5 mm utilizado nesse estudo é maior que o raio de ponta da ferramenta (0,8 mm), faz com o que corte seja realizado tendo a participação da aresta de corte lateral e consequentemente aumenta a  $F_f$ , conforme reportado nos estudos de Chinchankar e Choudhury (2013). A FIGURA 4.18 (a) e 4.18 (b) destaca as interações significativas para a  $F_p$ . Os valores médios de  $F_p$  elevou-se na medida que os níveis de  $f$  foram maiores, conforme ilustrado na FIGURA 4.17 (a).

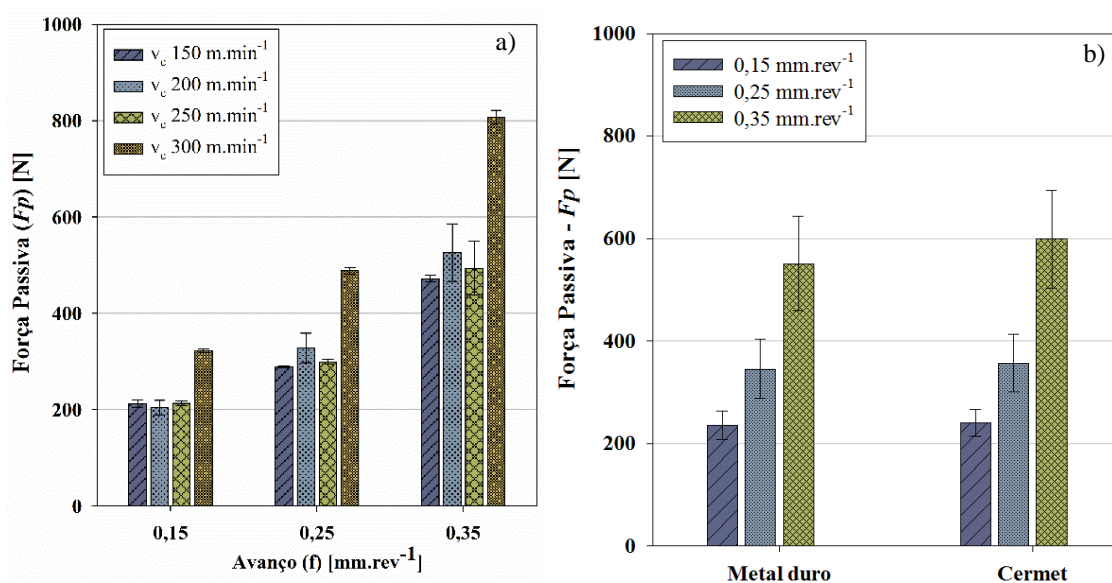


FIGURA 4.18 - Gráfico de interação para a  $F_p$ : a)  $v_c$  e  $f$ ; b)  $f$  e ferramenta de corte.  
Fonte - A autora (2023)

Nota-se que ao variar a  $v_c$  de 150 a 250  $\text{m.min}^{-1}$ , os valores de  $F_p$  foram próximos. De acordo com Grzesik *et al.* (2017), a  $F_p$  atua na direção radial e perpendicular ao plano de trabalho (atua na direção do  $a_p$ ). Visto que o material usinado apresenta uma microestrutura perlítica refinada, maiores esforços são necessários na direção de profundidade, o qual poderia contribuir nos valores encontrados de  $F_p$ , porém em proporções menores que a  $F_c$  e a  $F_f$ . Esse

comportamento corrobora as afirmações de Astakhov (2011) em que a  $F_p$  é tipicamente cerca de 50% da  $F_f$  e contribui muito pouco para requisitos de energia porque a velocidade na direção radial é desprezível por ser perpendicular aos movimentos exercidos no plano onde ocorrem os movimentos de corte e de avanço. Contudo, para maiores  $v_c$  (300 m/min), independente dos níveis de  $f$ , o aumento da  $F_p$  pode estar relacionado a severidade do processo, cuja explicações dos fenômenos ocorridos foram relatados para o comportamento da  $F_f$ .

Os maiores valores de  $F_p$  foram obtidos para maiores  $f$ , como ilustrado na FIGURA 4.18 (b) tendo uma contribuição de 69,10%, conforme indicado na TABELA 4.4. Ao aumentar o  $f$  de 0,15 para 0,25 mm.rev<sup>-1</sup> e de 0,25 para 0,35 mm.rev<sup>-1</sup>, implicou em aumento da  $F_p$  cerca de 48% ( $238 \pm 27$  N para  $351 \pm 57$  N) e 64% ( $351 \pm 57$  N para  $575 \pm 94$  N), respectivamente. Em relação as ferramentas de corte utilizadas, observou-se que o comportamento dos valores médios de  $F_p$ , foram próximos para todos os  $f$ .

Teste t para duas amostras independentes com nível de significância de 5% e variâncias iguais, indicaram que não há diferenças significativas para a  $F_p$  em relação ao  $f$  (0,15; 0,25; 0,35 mm.rev<sup>-1</sup>) com os  $p$ -valores de 0,741; 0,354 e 0,400 respectivamente, ao utilizar ferramentas de corte de metal duro e cermet. Portanto, estatisticamente as ferramentas tiveram resultados semelhantes. Baseando no gráfico *Boxplot* (FIGURA 4.19), um comparativo dos valores de  $F_p$  em relação aos níveis de  $f$  estudado foi apresentado. Observou-se que não houve diferença para a variabilidade dos valores da  $F_p$  para as duas ferramentas de corte avaliadas, pois medianas, médias, altura da caixas e hastes estão próximas, corroborando o teste t. Não foram observados *outliers*.

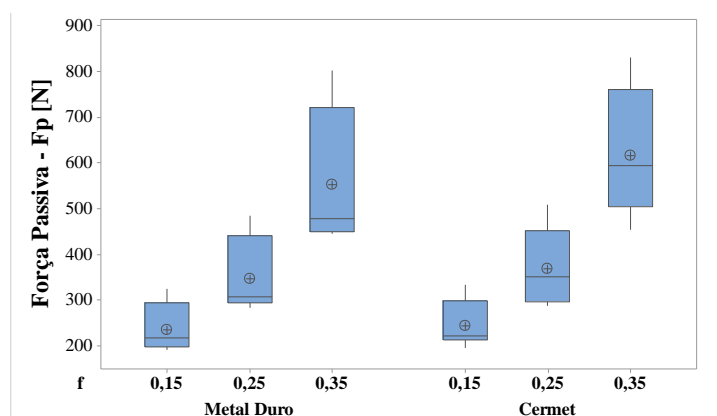


FIGURA 4.19 - Gráfico *Boxplot* para a  $F_p$  em relação os níveis de  $f$  avaliado.  
Fonte - A autora (2023).

Em suma, a  $F_c$  foi maior que as demais forças  $F_f$  e  $F_p$ , visto que a  $F_c$  é a principal força que atua na ferramenta. Em relação ao efeito da variação da  $v_c$ , observou-se claramente que as

$F_c$  diminuem quando as  $v_c$  aumentam. Acredita-se que tal efeito, teve influência da temperatura, sendo benéfica para as  $F_c$ . O aumento da  $v_c$ , combinado com a estrutura perlítica mais refinada ( $\lambda = 0,41 \mu\text{m} \pm 0,08 \mu\text{m}$ ) e o corte a seco, promoveu a redução da resistência ao cisalhamento devido elevação da temperatura nas zonas de cisalhamento primário e secundário e assim redução da  $F_c$ .

No entanto, diferente comportamento foi observado para as  $F_f$  e  $F_p$  em relação a  $F_c$ , para maiores  $v_c$ . Para a  $F_f$ , o  $f$  teve maior influência em promover aumento dessa força, visto que esse parâmetro é mais pronunciado sobre a  $F_f$ , em seguida a  $v_c$ . A relação entre o  $a_p$  de 1,5 mm e o raio de ponta da ferramenta (0,8 mm), pode ter influenciado os valores de  $F_f$ . Como o  $a_p$  foi maior que o raio de ponta, ocorre a participação da aresta de corte lateral e conseqüentemente aumenta a  $F_f$ . Com relação a  $F_p$ , ao variar a  $v_c$  de 150 a 250  $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ , os valores de  $F_p$  foram próximos, porém em proporções menores que a  $F_c$  e a  $F_f$ . Contudo, o aumento das  $F_f$  e  $F_p$  para maiores  $v_c$  podem estar associados a mudança nas condições de atrito devido ao aumento do desgaste das ferramentas de corte na medida que a  $v_c$  aumentou.

Com relação ao  $f$ , todas as três forças de usinagem  $F_c$ ,  $F_f$  e  $F_p$  aumentaram para maiores  $f$ , resultado esperado de acordo com a teoria clássica de usinagem (SHAW, 2005), pois com maiores  $f$ , maiores serão a área de contato cavaco-ferramenta e as componentes da força de usinagem. Em relação as ferramentas de corte, realizando uma análise pontual para as condições  $v_c$  de 150  $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$  e  $f$  0,15  $\text{mm}\cdot\text{rev}^{-1}$ , a ferramenta de cermet resultou em menores valores para a  $F_c$  e  $F_f$ . Enquanto que para as condições  $v_c$  (300  $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ ) e  $f$  (0,35  $\text{mm}\cdot\text{rev}^{-1}$ ), a ferramenta de metal duro obteve menores valores para as componentes das forças de usinagem (ver Apêndice F).

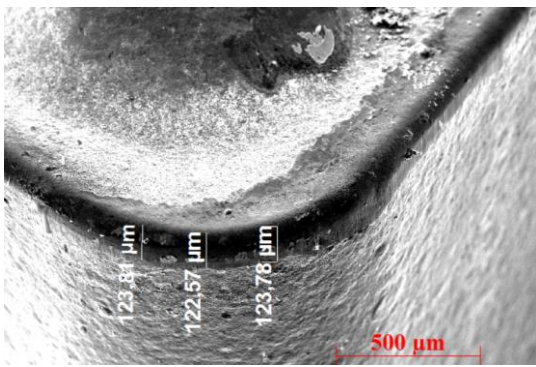
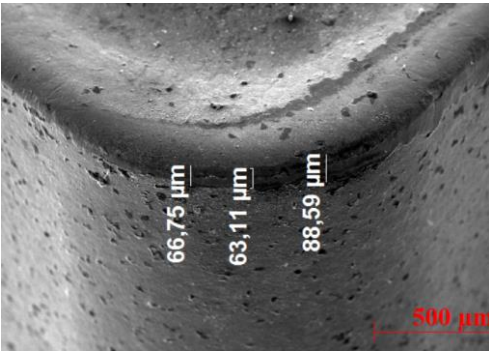
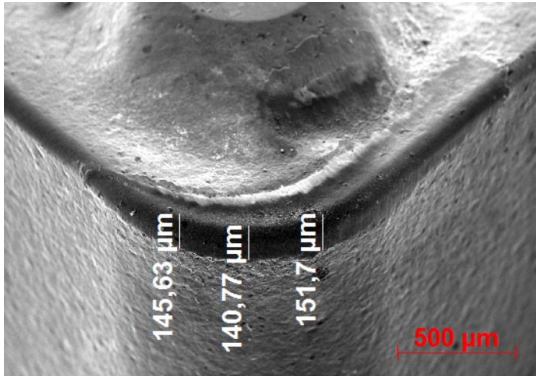
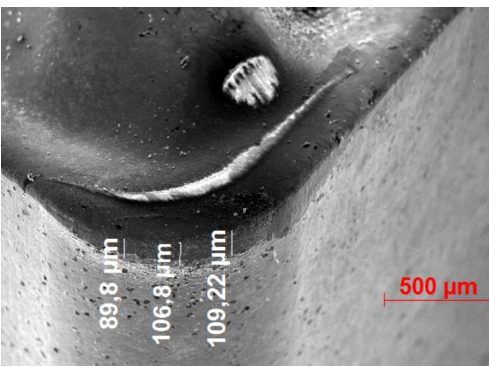
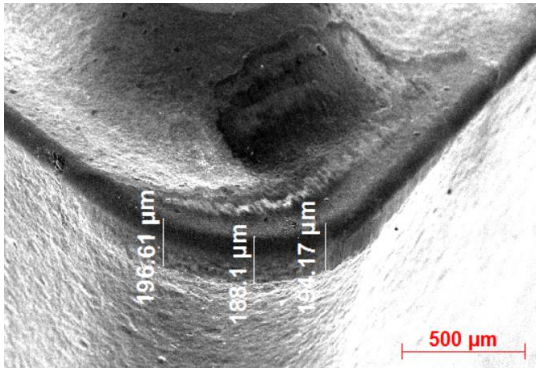
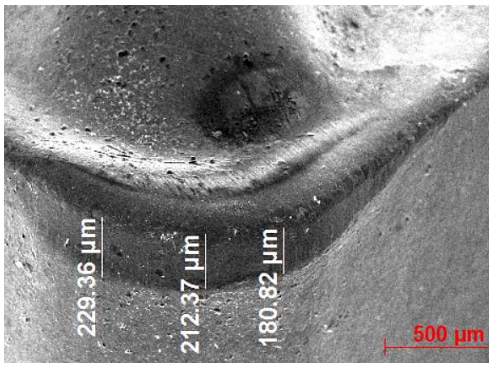
#### 4.5.2.1 Desgaste de Flanco Inicial

Imagens de MEV das ferramentas de corte após teste de torneamento foram realizadas nas seguintes condições: (i)  $v_c$  de 150  $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$  e  $f$  0,15  $\text{mm}\cdot\text{rev}^{-1}$ ; (ii)  $v_c$  de 250  $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$  e  $f$  0,25  $\text{mm}\cdot\text{rev}^{-1}$ ; (iii)  $v_c$  de 300  $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$  e  $f$  0,35  $\text{mm}\cdot\text{rev}^{-1}$  e estão apresentadas na TABELA 4.4. O objetivo é uma análise quantitativa do desgaste flanco (VB) inicial das ferramentas e assim correlacionar com os valores de  $F_c$ ,  $F_f$  e  $F_p$ .

Para as condições (i) e (ii) a ferramenta de cermet apresentou ligeiramente menores valores iniciais de desgastes de flanco médio ( $\text{VB}_B$ ). Os menores valores de desgaste  $\text{VB}_B$ , cerca de 41% para a condição (i) podem justificar os menores valores médios obtidos de  $F_c$  e  $F_f$ . Em relação a condição (ii), foram observados valores próximos de  $F_c$  e  $F_f$  para a ferramenta de

cermet, em comparação com o metal duro, o que sugere que o menor  $VB_B$ , cerca de 30%, pode ter contribuído para a proximidade dos valores de  $F_c$  e  $F_f$ . Contudo, para a condição (iii), a ferramenta de cermet apresentou um maior  $VB_B$  em torno de 7%, comparado com a ferramenta de metal duro, o que pode justificar os maiores valores para as  $F_c$ ,  $F_f$  e  $F_p$  para o cermet nesta condição.

TABELA 4.4 - Imagens de MEV e medição do VB após ensaio de torneamento para as ferramentas de metal duro e cermet.

| <b>Ferramentas</b> |   |  |
|--------------------|---|--|
| Condição           | Metal Duro  | Cermet   |
| (I)                |   |   |
| (II)               |  |  |
| (III)              |  |  |

FONTE - A autora (2023)

Imagens das ferramentas para todas as condições experimentais após torneamento são apresentadas no Apêndice H.1 e H.2. As imagens correspondem a região de desgaste de flanco das ferramentas utilizadas no teste e réplica para efeito de comparação macro. Observou-se que a partir da  $v_c$  de  $200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $f$   $0,25 \text{ mm}\cdot\text{rev}^{-1}$  e  $f$   $0,35 \text{ mm}\cdot\text{rev}^{-1}$ , as ferramentas já demonstraram desgaste de flanco mais visíveis. Esse comportamento pode ser atribuído a microestrutura perlítica do aço, responsável pelo intenso desgaste abrasivo, aos elementos de liga adicionados que são formadores de carbonetos como Mo e Cr que podem apresentar partículas duras e assim contribuir para o desgaste abrasivo das ferramentas e as condições de corte ( $v_c$  e  $f$ ).

### 4.5.3 Rugosidade da superfície torneada

As premissas da ANOVA foram realizadas para os resíduos do modelo em relação a variável resposta  $R_a$ , quanto a normalidade, independência e a aleatoriedade. Em relação a normalidade dos dados, verificou-se que o  $p$ -valor foi menor que o nível de significância, rejeitando a hipótese nula de que os dados seguem uma distribuição específica. Portanto, recorreu-se a transformada de *Box-Cox* com um  $\lambda$  (*lambda*) estimado de 0,356. Em certos casos, de acordo com Chung *et al.* (2007) quando não é possível satisfazer as pressuposições para ANOVA na própria escala observada, transformações têm sido feitas para uma escala mais apropriada com o objetivo de se conseguir homogeneidade de variâncias e uma distribuição aproximadamente normal. Sendo assim, a transformação *Box-Cox* é amplamente utilizada, pois permite identificar a melhor transformação, com base na utilização de um valor  $\lambda$  que maximize o estimador de máxima verossimilhança e minimize o resíduo.

Após realização da transformada, avaliou-se a normalidade dos dados por meio da análise residual para a variável resposta  $R_a$ . Quanto à normalidade, um  $p$ -valor de 0,132 está acima do nível de significância de 0,05, aceitando-se a hipótese nula, de que os dados seguiram uma distribuição normal, conforme verificado pela FIGURA 4.20 (a). Com relação a independência e a aleatoriedade, as FIGURAS 4.20 (b) e 4.20 (c) demonstram que as premissas da ANOVA foram atendidas.

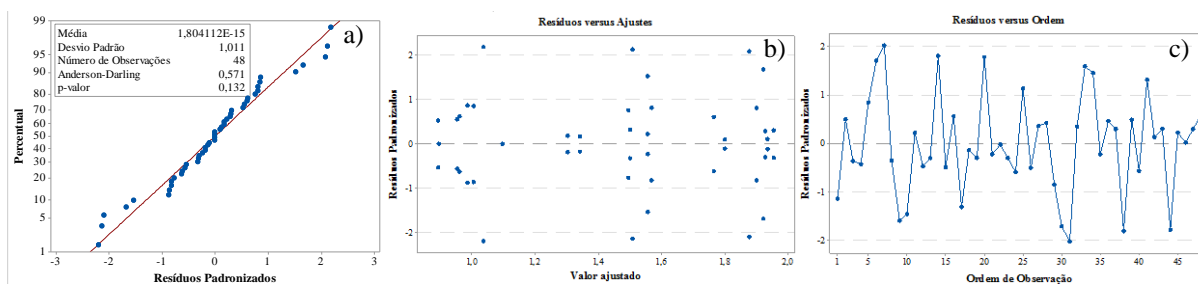


FIGURA 4.20 - Análise residual para  $R_a$ : a) teste de normalidade; b) valor ajustado; c) ordem de observação.

FONTE - A autora (2023).

De maneira similar à análise residual para  $R_a$ , os resíduos do modelo para a  $R_z$  não atenderam as premissas da ANOVA quanto a normalidade, sendo necessário recorrer a uma transformada de *Box-Cox* apresentando um  $\lambda$  (*lambda*) estimado de 0,335. Após a realização da transformada, avaliou-se a normalidade dos dados, no qual apresentou um *p*-valor de 0,112 acima do nível de significância, aceitando que os dados seguiram uma distribuição normal, conforme verificado pela FIGURA 4.21 (a). Quanto à independência e a aleatoriedade, as FIGURAS 4.21 (b) e 4.21 (c) demonstram que os resíduos são independentes e não correlacionados, as variáveis analisadas não variavam com o tempo e não exibiam um padrão óbvio, portanto validando o modelo e a regressão gerada pela ANOVA pode ser confirmada.

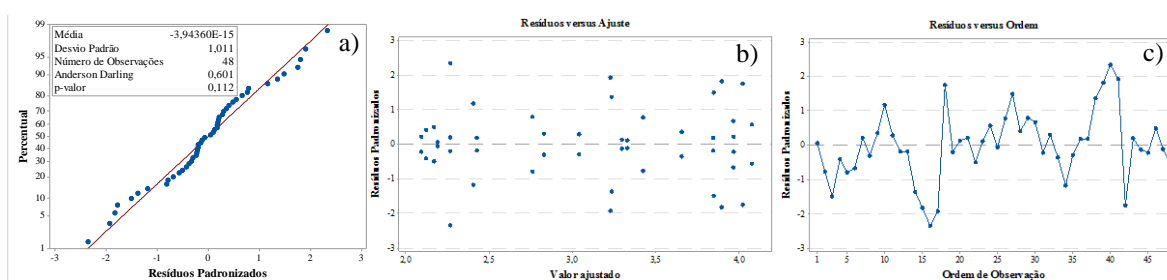


FIGURA 4.21 - Análise residual para  $R_z$ : a) teste de normalidade; b) valor ajustado; c) ordem de observação. FONTE - A autora (2023).

Diferente para a  $R_a$  e  $R_z$ , os resíduos do parâmetro  $R_t$  atenderam as premissas da ANOVA, portanto, sem a necessidade de recorrer a nenhuma transformada. A normalidade dos dados foi verificada e apresentou um *p*-valor de 0,392, acima do nível de significância, aceitando que os dados seguiram uma distribuição normal, conforme verificado pela FIGURA 4.22 (a). Com relação a independência e a aleatoriedade, as FIGURAS 4.22 (b), 4.22 (c) demonstram que as premissas da ANOVA foram atendidas.

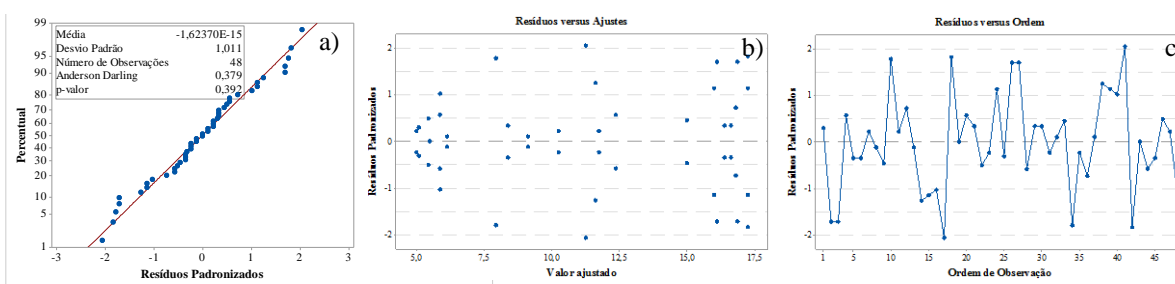


FIGURA 4.22 - Análise residual para  $R_t$ : a) teste de normalidade; b) valor ajustado; c) ordem de observação. FONTE - A autora (2023).

A ANOVA sintetizada para  $R_a$ ,  $R_z$  e  $R_t$  estão apresentadas na TABELA 4.5 e a ANOVA completa pode ser visualizada nas TABELAS G.4, G.5 e G.6 do Apêndice G, respectivamente. O nível de explicação do modelo para a  $R_a$ ,  $R_z$  e  $R_t$  foi de 92,87%, 96,11% e 94,58%, respectivamente. Quando comparados os valores de nível de explicação do modelo obtidos para

as forças de usinagem, os valores obtidos de coeficiente  $R^2$  foram menores. No entanto, a diferença entre os valores de  $R^2$  e  $R^2$  (aj.) foi inferior à 10%, implicando em afirmar que não existiam fatores em excesso no modelo. Portanto, os coeficientes  $R^2$  e  $R^2$  (aj.) são capazes de prever valores corretos para as variáveis  $R_a$ ,  $R_z$  e  $R_t$ .

TABELA 4.5 - ANOVA sintetizada para os parâmetros de rugosidade  $R_a$ ,  $R_z$ ,  $R_t$ .

| Fonte                                  | $R_a$           |              | $R_z$           |              | $R_t$           |              |
|--|-----------------|--------------|-----------------|--------------|-----------------|--------------|
|  | <i>p</i> -valor | Contribuição | <i>p</i> -valor | Contribuição | <i>p</i> -valor | Contribuição |
| Velocidade de corte ( $v_c$ )          | 0,403           | 0,90%        | 0,235           | 0,74%        | 0,137           | 1,37%        |
| Avanço ( $f$ )                         | <u>0,000</u>    | 89,18%       | <u>0,000</u>    | 90,92%       | <u>0,000</u>    | 83,95%       |
| Ferramenta de corte                    | <u>0,043</u>    | 0,95%        | <u>0,008</u>    | 1,36%        | 0,438           | 0,14%        |
| Interações de 2 fatores                | 0,976           | 1,01%        | 0,495           | 1,74%        | <u>0,045</u>    | 5,65%        |
| $v_c * f$                              | 0,950           | 0,10%        | 0,518           | 0,87%        | <u>0,039</u>    | 3,65%        |
| $v_c * \text{Ferramenta de corte}$     | 0,864           | 0,09%        | 0,314           | 0,61%        | 0,071           | 1,80%        |
| $f * \text{Ferramenta de corte}$       | 0,829           | 0,82%        | 0,456           | 0,26%        | 0,646           | 0,20%        |
| Interações de 3 fatores                | 0,827           | 0,83%        | 0,260           | 1,35%        | <u>0,046</u>    | 3,47%        |
| $v_c * f * \text{Ferramenta de corte}$ | 0,827           | 0,83%        | 0,260           | 1,35%        | <u>0,046</u>    | 3,47%        |
| $R^2$                                  | 92,87%          |              | 96,11%          |              | 94,58%          |              |
| $R^2$ (aj.)                            | 86,04%          |              | 92,37%          |              | 89,38%          |              |
| $R^2$ (pred)                           | 71,49%          |              | 84,42%          |              | 78,31%          |              |

Fonte - A autora (2023).

Os fatores e/ou interações significativas foram sublinhadas e serão comentadas a seguir. Os fatores principais  $f$  e ferramenta de corte afetaram significativamente os parâmetros de rugosidade  $R_a$  e  $R_z$  e nenhuma interação foi significativa. Enquanto que para o parâmetro  $R_t$  o fator principal  $f$  foi significativo juntamente com as interações de terceira ordem, sendo os fatores  $v_c$ ,  $f$  e ferramenta de corte.

As FIGURAS 4.23 (a), 4.23 (b) e 4.23 (c) apresentam os fatores principais significativos sobre a  $R_a$ ,  $R_z$  e  $R_t$ . O  $f$  é o fator que mais influência os parâmetros de rugosidade avaliados, apresentando uma contribuição de 89,18%, 90,92% e 83,95% para os parâmetros  $R_a$ ,  $R_z$ , e  $R_t$ , respectivamente. Esse resultado corrobora a afirmação de Machado *et al.* (2015) que dentre as condições de corte, o  $f$  mostra-se como o parâmetro mais influente, uma vez que a altura dos picos e a profundidade dos vales das marcas de  $f$  tendem a aumentar em proporção quadrática ao  $f$ . Em seguida o fator ferramenta de corte em menor contribuição de 0,95% e 1,36% para os parâmetros  $R_a$  e  $R_z$ , respectivamente.



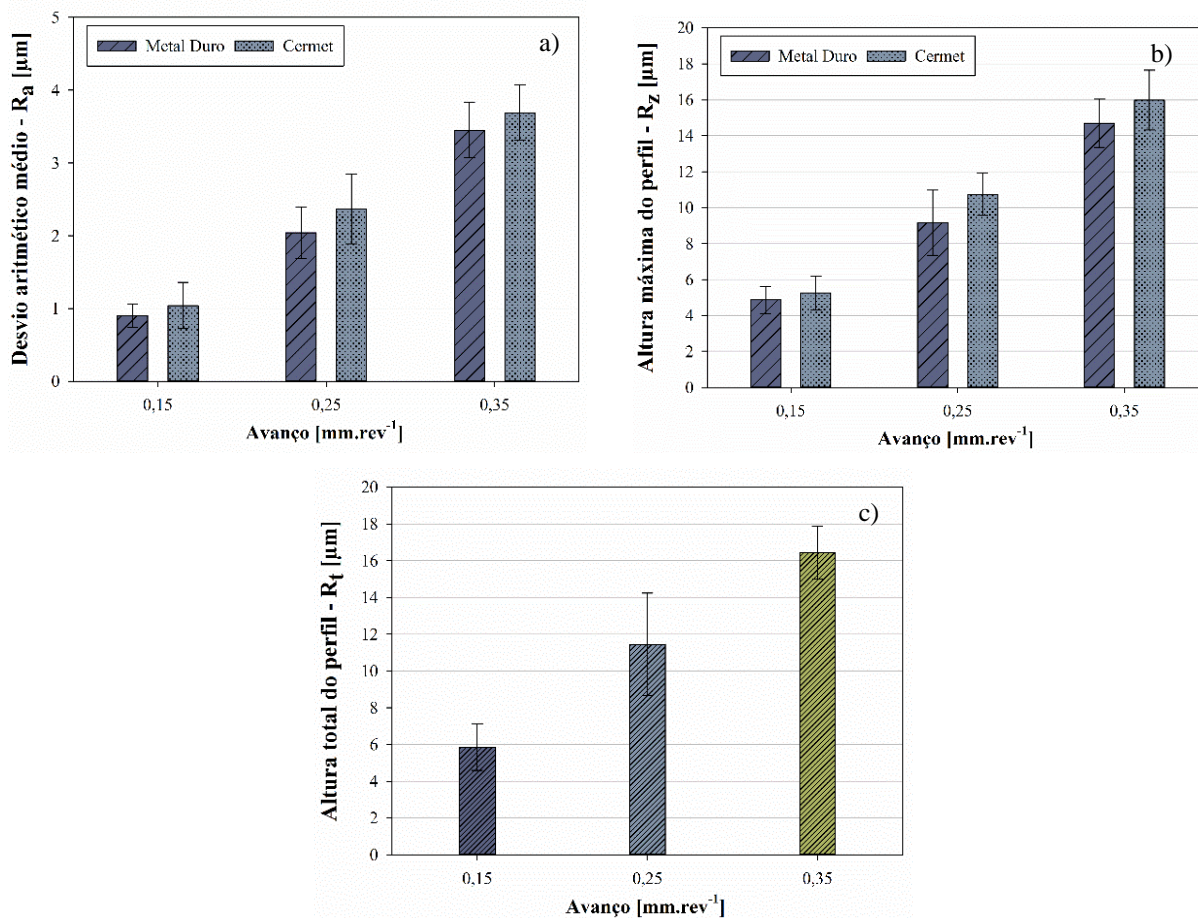


FIGURA 4.23 - Efeito do fator principal  $f$  em relação aos parâmetros de rugosidade: a)  $R_a$ ; b)  $R_z$ ; c)  $R_t$ .  
Fonte - A autora (2023).

De acordo com Tougoui *et al.* (2020-a) quando o  $f$  assume valores mais altos, ranhuras helicoidais são produzidas, sendo mais profundas e mais largas levando a um incremento nos valores de  $R_a$  para maiores  $f$  e essas ranhuras helicoidais são produzidas pelo movimento relativo entre a peça e a ferramenta de corte. Similar comportamento foi verificado nos estudos de Zheng *et al.* (2018) em relação ao parâmetro  $R_a$ . Além disso, o aumento do  $f$ , aumenta as forças de usinagem e conseqüentemente a ocorrência de vibração que promove marcas nas superfícies usinadas, resultando em maiores valores de rugosidade da superfície, como observado na FIGURA 4.23 (a), 4.23 (b) e 4.23 (c).

Em relação ao parâmetro de rugosidade  $R_z$ , conforme observado na FIGURA 4.22 (b), quanto mais alto o  $f$ , maiores foram os valores para esse parâmetro, ou seja, a distância entre o maior pico e o maior vale no comprimento de amostragem foi aumentada, independente da ferramenta de corte. Mesma tendência verificada para os estudos de Paese *et al.* (2020). Quanto ao  $f$  de 0,15 mm.rev<sup>-1</sup>, observou-se uma ligeira diferença nos valores de  $R_a$  e  $R_z$  para as duas ferramentas de corte. Ao realizar uma análise pontual (avaliando isoladamente os valores

médios encontrados) para o  $f$  de 0,15 mm.rev<sup>-1</sup>, a ferramenta de cermet apresentou maiores valores médios para  $R_a$  e  $R_z$ , enquanto que para o  $f$  de 0,25 e 0,35 mm.rev<sup>-1</sup>, a ferramenta de metal duro apresentou a qualidade superficial superior para os parâmetros de rugosidade  $R_a$  e  $R_z$ .

Devido as ligeiras diferenças nos parâmetros de rugosidade  $R_a$  e  $R_z$  para o  $f$  de 0,15 mm.rev<sup>-1</sup> para as ferramentas de metal duro e cermet, o teste t para duas amostras independentes com nível de significância de 5% e variâncias iguais foram realizados. Esse mesmo teste foi aplicado para as condições de  $f$  de 0,25 e 0,35 mm.rev<sup>-1</sup>. O objetivo foi determinar se existem diferenças estatísticas para os valores médios dos parâmetros de rugosidade  $R_a$  e  $R_z$  ao utilizar ferramentas de metal duro e cermet.

Os  $p$ -valores para  $R_a$  foram de 0,337; 0,138 e 0,344 e  $R_z$  foram de 0,729; 0,492 e 0,113 para  $f$  de 0,15; 0,25 e 0,35 mm.rev<sup>-1</sup>, respectivamente. Como os  $p$ -valores foram maiores que 0,05 a hipótese nula não deve ser rejeitada, o que indica que não há diferenças significativas entre os valores de  $R_a$  e  $R_z$  para as ferramentas avaliadas e níveis de  $f$  estudado. De acordo com Ozkan *et al.* (2014), os menores valores de forças de usinagem tenderiam a apresentar menores valores de rugosidade superficial. Esse fato pode justificar os valores de  $R_a$  e  $R_z$  para a ferramenta de cermet ter apresentado valores próximos em relação a ferramenta de metal duro e não ter apresentado diferenças estatísticas para o  $f$  de 0,15 mm.rev<sup>-1</sup>, visto que as forças de  $F_c$  e  $F_f$  para a ferramenta de cermet foram menores para o  $f$  de 0,15 mm.rev<sup>-1</sup> (análise pontual).

De fato, nos gráficos *Boxplot* correspondentes as FIGURAS 4.24 (a) e 4.24 (b) foi possível observar que os valores de  $R_a$  e  $R_z$  gerados pelas ferramentas de metal duro e cermet foram próximos para os níveis de  $f$  estudado. Além disso, um *outlier* (asterisco apresentado no *boxplot*) foi observado para a ferramenta de metal duro em relação ao parâmetro  $R_z$ , o que pode estar associado a um algum erro de medição.

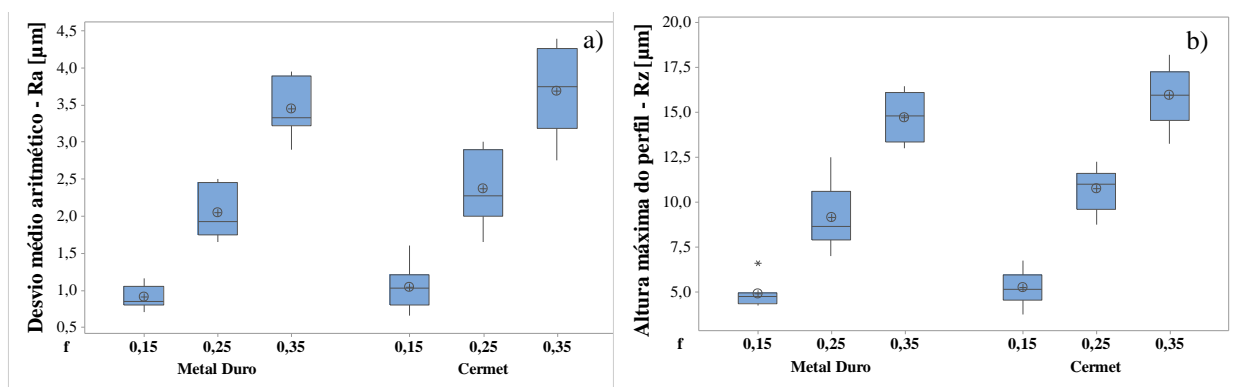


FIGURA 4.24 - *Boxplot* para a  $R_a$  e  $R_z$  em relação ao níveis de  $f$  avaliado.  
Fonte - A autora (2023).

As FIGURAS 4.25 (a), 4.25 (b) e 4.25 (c) apresentam as interações de terceira ordem para o parâmetro  $R_t$ .

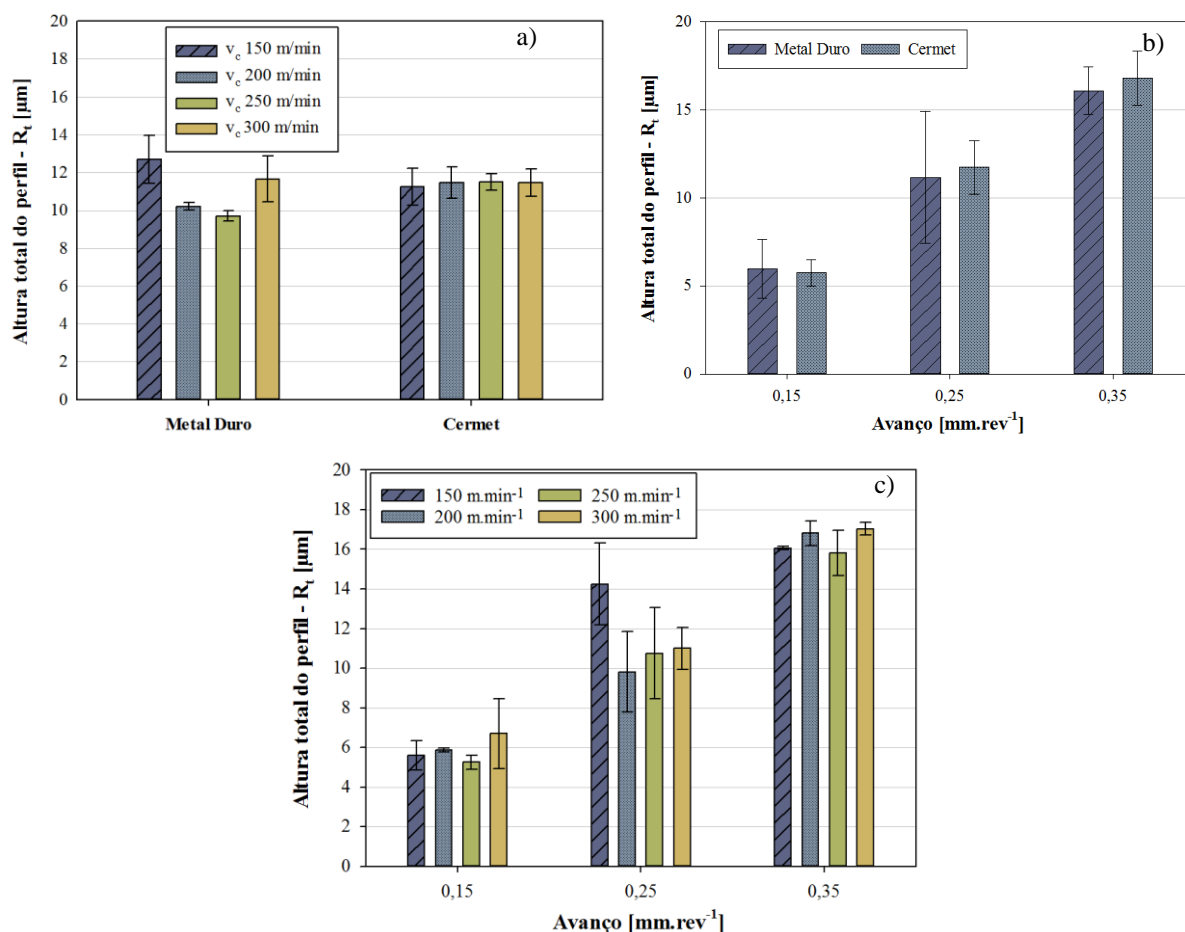


FIGURA 4.25 - Efeito das interações em relação ao parâmetro de rugosidade  $R_t$ : a)  $v_c$  e ferramenta de corte; b)  $f$  e ferramenta de corte; c)  $f$  e  $v_c$ .

Fonte - A autora (2023).

Em relação a FIGURA 4.25 (a), para a ferramenta de metal duro a altura total do perfil de rugosidade  $R_t$  reduziu na medida que  $v_c$  aumentava até  $250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ . Esse fato pode estar relacionado com o efeito da temperatura e amaciamento térmico do material e assim menores esforços de corte, o que levou a um melhor acabamento superficial. Para a  $v_c$  de  $300 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ , observou um ligeiro aumento não acompanhando essa tendência, o que pode estar relacionado com o desgaste da ferramenta e consequentemente aumento dos valores médios de  $R_t$ .

Para a ferramenta de cermet, independente da  $v_c$ , os valores de  $R_t$  se mantiveram próximos. Ligeiras diferenças nos valores de  $R_t$  para a  $v_c$  de  $150 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  foi observado para essa ferramenta, corroborando aos resultados encontrados de força de usinagem ( $F_c$  e  $F_f$ ). O teste t para duas amostras independentes com nível de significância de 5% e variâncias iguais foi realizado para verificar se há diferenças significativas para o parâmetro de rugosidade  $R_t$ .

Como os  $p$ -valores foram de 0,545; 0,732; 0,418 e 0,780 para as  $v_c$  de 150, 200, 250 e 300  $m.min^{-1}$ , respectivamente, então, estatisticamente não há diferenças significativas.

Em relação as FIGURAS 4.25 (b) e 4.25 (c), pode-se afirmar que o incremento no  $f$  aumentou a distância entre os picos e vales no comprimento de avaliação e assim maiores valores de  $R_t$  foram observados. O teste  $t$  para duas amostras independentes com nível de significância de 5% e variâncias iguais foram realizados para as condições de  $f$  avaliados. Os  $p$ -valores para  $R_t$  foram de 0,721; 0,688 e 0,347 para  $f$  de 0,15; 0,25 e 0,35  $mm.rev^{-1}$ , respectivamente. Como os  $p$ -valores foram maiores que 0,05 a hipótese nula não deve ser rejeitada, o que indica que não há diferenças significativas entre os valores de  $R_t$  para as ferramentas avaliadas. Em relação a FIGURA 4.25 (c), para a condição  $v_c$  de 150  $m.min^{-1}$  e  $f$  de 0,25  $mm.rev^{-1}$  foram observados maiores valores médios de  $R_t$  comparado as demais  $v_c$ , o que pode corroborar as afirmações de Barényi *et al.* (2019), em que o parâmetro  $R_t$  é carregado com uma grande dispersão de valores, pois um único pico ou vale pode afetar os valores de  $R_t$ .

De fato, no gráfico *Boxplot* apresentado na FIGURA 4.26, foi possível observar que os valores médios, máximos e mínimos do parâmetro  $R_t$  gerados pelas ferramentas de metal duro e cermet foram próximos, para os os níveis de  $f$  avaliados, corroborando o teste  $t$ . A ferramenta de cermet apresentou menor dispersão (variabilidade) dos dados para os níveis de  $f$  de 0,15 e 0,25  $mm.rev^{-1}$ , o que pode estar relacionado com os menores esforços de corte para essa ferramenta.

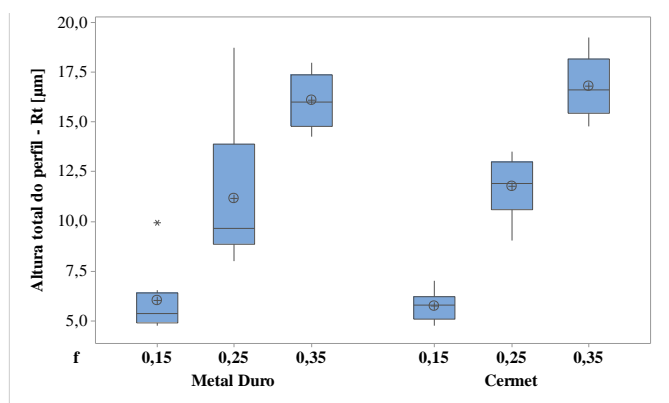


FIGURA 4.26 - Gráfico *Boxplot* para o parâmetro de rugosidade  $R_t$  em relação os níveis de  $f$  avaliado.  
Fonte - A autora (2023).

Por fim, baseado nos resultados apresentados e correlacionados com literatura, sugere que a microestrutura do material usinado tenha apresentado influência direta no comportamento da rugosidade. A estrutura perlítica aumenta o efeito abrasivo e diminuem a vida útil da ferramenta, conforme reportado por Ozcatalbas e Ercan (2003) e Grzesik *et al.* (2017). O efeito abrasivo pode ter influenciado nos valores de rugosidade para maiores níveis de  $f$  estudados e

aumento do desgaste das ferramentas, o que pode resultar em maiores irregularidades superficiais.

Os valores encontrados de  $R_a$ ,  $R_z$  e  $R_t$  tiveram uma influência direta dos parâmetros de usinagem, sendo o mais influente o  $f$ , seguido da  $v_c$ . O efeito do  $f$  sobre o aumento da rugosidade já era esperado, dado que a altura dos picos e a profundidade dos vales das marcas de avanço tendem a aumentar em proporção quadrática ao avanço. Além disso, os valores de  $R_a$ ,  $R_z$  e  $R_t$  a partir do incremento do  $f$  apresentam relação com as forças de usinagem, pois ao aumentar o  $f$  são necessários maiores esforços de corte e possibilidade de ocorrência de vibrações, uma vez que prejudica o acabamento da superfície usinada. Em relação as ferramentas de corte utilizadas, pode-se afirmar que estatisticamente não houve diferenças nos valores médios para os parâmetros de rugosidade avaliados a partir do teste t.

#### 4.5.4 Temperatura do cavaco

As análises de adequação da ANOVA foram realizadas para os resíduos do modelo em relação a variável resposta temperatura do cavaco, quanto a normalidade, independência e a aleatoriedade. Em relação a normalidade dos dados, verificou-se que o  $p$ -valor (0,945) foi maior que o nível de significância (0,05), aceitando a hipótese nula de que os dados seguem uma distribuição normal, conforme verificado pela FIGURA 4.27 (a). Com relação a independência e a aleatoriedade, as FIGURAS 4.27 (b), 4.27 (c) demonstram que as premissas da ANOVA foram atendidas.

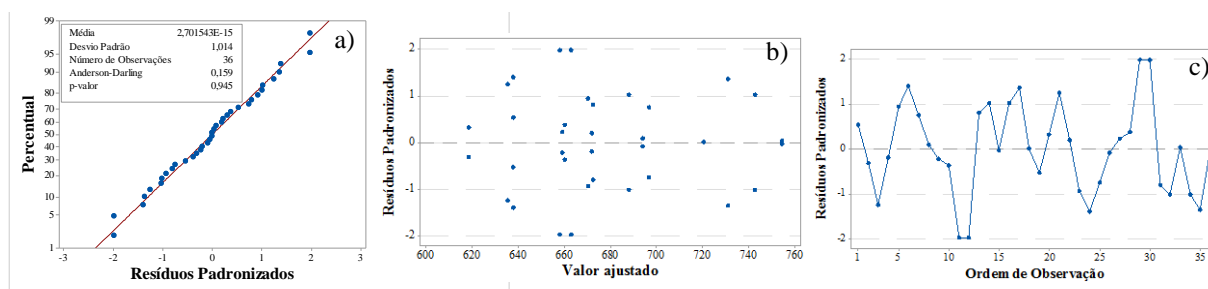


FIGURA 4.27 - Análise residual para a temperatura do cavaco: a) teste de normalidade; b) valor ajustado; c) ordem de observação.

Fonte - A autora (2023).

A ANOVA sintetizada para temperatura do cavaco estão apresentadas na TABELA 4.6 e a ANOVA completa pode ser visualizada na TABELA G.7 do Apêndice G. Em relação ao nível de explicação do modelo, quando comparados os valores obtidos com as forças de usinagem e rugosidade da superfície usinada, os valores de coeficiente  $R^2$  foi baixo e capaz de

prever somente 78,51% do comportamento da temperatura do cavaco. Incluir mais níveis aos fatores avaliados, possivelmente contribuiria para o aumento da adequação da ANOVA.

TABELA 4.6 - ANOVA sintetizada para a Temperatura do cavaco.

| Temperatura do cavaco                                 |                 |              |
|---|-----------------|--------------|
| Fonte   | <i>p</i> -valor | Contribuição |
| Velocidade de corte ( <i>v<sub>c</sub></i> )          | <u>0,000</u>    | 36,06%       |
| Avanço ( <i>f</i> )                                   | 0,961           | 0,10%        |
| Ferramenta de corte                                   | <u>0,000</u>    | 23,35%       |
| Interações de 2 fatores                               | 0,389           | 10,82%       |
| <i>v<sub>c</sub></i> * <i>f</i>                       | 0,408           | 5,02%        |
| <i>v<sub>c</sub></i> * Ferramenta de corte            | 0,694           | 0,89%        |
| <i>f</i> * Ferramenta de corte                        | 0,157           | 4,91%        |
| Interações de 3 fatores                               | 0,191           | 8,19%        |
| <i>v<sub>c</sub></i> * <i>f</i> * Ferramenta de corte | 0,191           | 8,19%        |
| R <sup>2</sup>  | 78,51%          |              |
| R <sup>2</sup> (aj.)                                  | 58,22%          |              |
| R <sup>2</sup> (pred)                                 | 14,05%          |              |

Fonte - A autora (2023).

Na TABELA 4.6, foram apresentados os resultados da ANOVA para os efeitos principais e interações dos fatores em relação à temperatura do cavaco, estimada por meio dos valores máximos obtidos para cada ensaio ao nível de confiança de 95%. Os fatores significativos que apresentaram um *p*-valor menor que 0,05 foram somente os fatores principais ferramenta de corte e *f* e estão sublinhados na TABELA 4.6. As interações de segunda e terceira ordem não foram significativas. A FIGURA 4.28 ilustram os efeitos principais sobre a temperatura do cavaco.

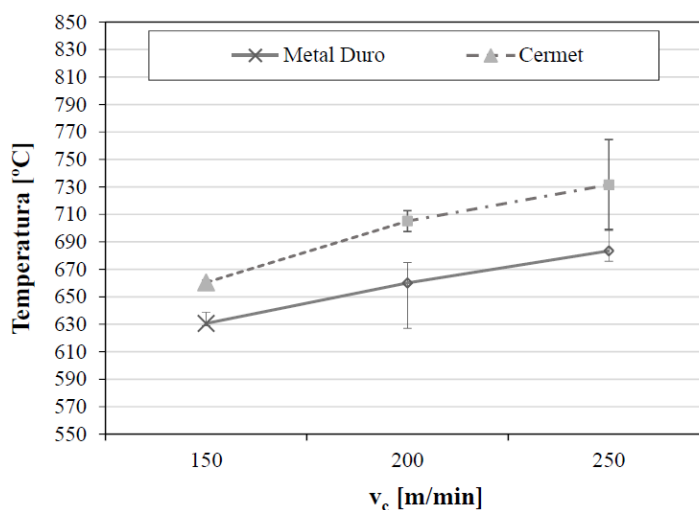


FIGURA 4.28 - Gráfico da temperatura do cavaco em relação aos efeitos principais *v<sub>c</sub>* e ferramenta de corte. Fonte - A autora (2023).

A  $v_c$  foi o parâmetro significativo que mais contribuiu para a variação da temperatura do cavaco sendo de 36,06% seguido da ferramenta de corte com 23,35%. Tal resultado está de acordo com Machado *et al.* (2015), Zheng *et al.* (2018) e Das *et al.* (2016), os quais afirmaram que a  $v_c$  foi o parâmetro mais influente sobre a temperatura de corte quando a usinagem ocorreu sob velocidades moderadas. Ao analisar os valores de  $v_c$  na faixa de 150 à 250 mm.rev<sup>-1</sup> a temperatura do cavaco aumentou devido a elevação da taxa de remoção de material, exigindo maior energia, convertida em calor.

A  $v_c$  influencia não apenas a temperatura, mas também a distribuição de calor entre o cavaco, a ferramenta e a peça de trabalho (GRZESIK, 2017). Uma vez que o calor é gerado, ele se espalha na zona de corte e quanto mais calor vai para os cavacos, menor calor é dissipado para a ferramenta de corte e a peça de trabalho, visto que a velocidade do cavaco é muito maior do que a taxa de condução do calor (STÄHL, 2012). Fleischer, Pabst e Kelemen (2007) concluíram que a porcentagem de calor no corte na operação de torneamento que flui para o ferramenta de corte varia de 2,1% a 18%, na peça de trabalho de 1,1% a 20% e no cavaco de 74,6% a 96,3%.

Em ambas as ferramentas de metal duro e de cermet, a temperatura aumentou em função do aumento da  $v_c$ , sendo que a temperatura do cavaco permaneceu mais elevada para a ferramenta de cermet em todos os níveis de  $v_c$  avaliado. Sabe-se que temperatura de corte é influenciada pela condutividade térmica dos materiais da ferramenta de corte e do revestimento e exerce influência no comportamento tribo-contato na interface ferramenta-cavaco (GRZESIK, 1999). A alta condutividade térmica reduz o gradiente de temperatura e reduz a tensão e as trincas resultantes do processo de choque térmico durante a usinagem (GRZESIK, 1999).

De acordo com Lengauer e Scagnetto (2018) pode-se dizer que o cermet apresenta uma condutividade térmica menor (10-15 W.m<sup>-1</sup>.K<sup>-1</sup>) que o metal duro (25-80 W.m<sup>-1</sup>.K<sup>-1</sup>). Dado que a condutividade térmica do cermet é menor que a condutividade térmica do metal duro, o calor gerado durante a operação de corte na interface ferramenta-cavaco da ferramenta de cermet é transferido, em sua grande maioria, para o cavaco, explicando assim os resultados de temperatura encontrado.

Adicionalmente, os autores Hao e Liu (2020) apresentaram estudos sobre os fatores de influência da partição de calor, ou seja, a proporção de calor que flui para a ferramenta de corte. De acordo com Buruaga-Saez-de *et al* (2018), muitas das questões importantes do processo de

corde, como temperatura, força de corte, vida útil da ferramenta de corte e a integridade da superfície usinada são influenciadas pela partição de calor na ferramenta de corte. A condutividade térmica das ferramentas de corte, conforme reportado foram Grzesik e Nieslony (2003) influencia na partição de calor e os autores concluíram que com diminuição da condutividade térmica do material da ferramenta de corte, a partição de calor reduz para a ferramenta. Portanto, para a ferramenta de metal duro, pode-se inferir que a partição de calor foi maior, ou seja, mais calor para a ferramenta, visto que condutividade térmica é maior para o metal duro. Mais calor para a ferramenta de corte significa ocorrência de desgaste. Tal comportamento pode justificar o desgaste de flanco inicial para as condições (i) e (ii) maior para a ferramenta de metal duro comparado a ferramenta de cermet.

O gráfico *Boxplot* (FIGURA 4.29) apresenta uma comparação dos valores máximo de temperatura do cavaco em relação aos níveis de  $v_c$  estudados. As ferramentas de metal duro apresentaram menor dispersão (variabilidade) dos dados, ou seja, menores alturas das caixas e hastes. Pode-se inferir que a faixa de variação dos dados foi menor para a ferramenta de metal duro, comparado com a ferramenta de cermet. Não foram observados *outliers*. O teste t para duas amostras independentes com nível de significância de 5% e variâncias iguais, indicaram que não há diferenças significativas para a temperatura do cavaco na  $v_c$  de 150 e 200  $\text{mm}\cdot\text{rev}^{-1}$  ao utilizar ferramentas de metal duro e cermet, tendo *p-valores* de 0,101 e 0,053, respectivamente. Contudo, para  $v_c$  de 250  $\text{mm}\cdot\text{rev}^{-1}$  diferenças foram significativas com *p-valor* de 0,004, tendo a ferramenta de cermet apresentado maiores temperaturas do cavaco.

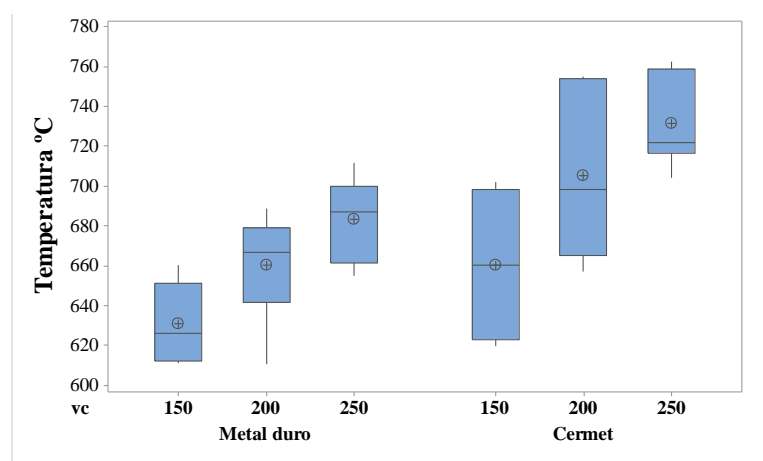


FIGURA 4.29 - Gráfico *Boxplot* para a temperatura do cavaco em relação os níveis de  $v_c$  avaliado e ferramentas de corte.

Fonte - A autora (2023).

Em relação a influência das condições de corte, pode-se dizer que com o aumento da  $v_c$ , a máxima temperatura na aresta de corte aumenta e impacta na vida da ferramenta, pois o



gradiente de calor se concentra em uma pequena região da ferramenta, o qual leva a tensões e trincas térmicas que podem ser formadas na estrutura da ferramenta e assim um menor tempo de vida (STÅHL, 2012). Por outro lado, com  $v_c$  mais altas, haverá uma maior transferência de calor com os cavacos, deixando menos calor na zona de corte e isso levará a temperaturas mais baixas. A cada  $v_c$ , haverá um equilíbrio alcançado entre o calor gerado e o evacuado (STÅHL, 2012).

#### 4.5.5 Ensaio de desgaste

As FIGURAS 4.30 (a), 4.30 (b) e 4.30 (c) apresentam imagens de MEV da superfície de saída, da superfície de folga e EDS da ferramenta de metal duro referente ao teste preliminar com parâmetros de corte  $v_c$  de  $200 \text{ m.min}^{-1}$ ,  $f$  de  $0,15 \text{ mm.rev}^{-1}$ ,  $a_p$  de  $1,5 \text{ mm}$  e comprimento de corte de  $135 \text{ mm}$ . Tanto à região de saída quanto à de folga apresentaram desgaste sugestivo de lascamento que levou a deterioração da aresta de corte. Ranhuras uniformes podem ser visto na região de flanco, provavelmente causado pelo mecanismo de abrasão. A análise de EDS da superfície de saída apresentado pela FIGURA 4.30 (c) elucida elementos do substrato do metal duro como W, Zr e Nb e sugere exposição do substrato da ferramenta. Ainda na análise de EDS, a presença do elemento Fe, sugere adesão do aço HC-HSi na ferramenta de metal duro. Devido a ferramenta de metal duro realizar somente 4 passes, decidiu-se alterar os parâmetros de corte para o monitoramento do desgaste para  $v_c$  de  $150 \text{ m.min}^{-1}$ ,  $f$  de  $0,15 \text{ mm.rev}^{-1}$ ,  $a_p$  de  $1,0 \text{ mm}$  e mesmo comprimento de corte de  $135 \text{ mm}$ .

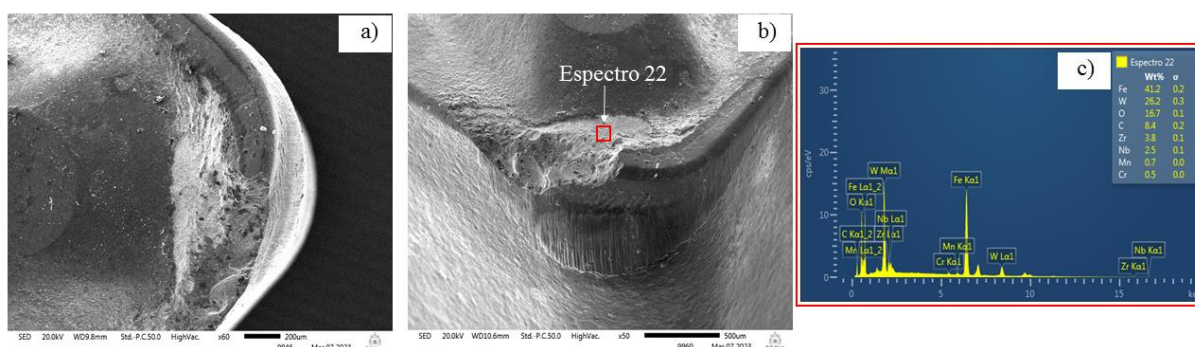


FIGURA 4.30 - Imagens de MEV da ferramenta de metal duro após ensaio de desgaste com 4 passes: a) superfície de saída; b) superfície de folga e c) EDS da superfície de saída.  
Fonte - A autora (2023).

A FIGURA 4.31 apresenta a evolução das forças de usinagem em relação ao número de passes para a ferramenta de metal duro na condição  $v_c$  de  $150 \text{ m.min}^{-1}$ ,  $f$  de  $0,15 \text{ mm.rev}^{-1}$  e  $a_p$  de  $1,0 \text{ mm}$ . Foram realizados 18 passes, correspondendo a um comprimento de corte de  $2.430 \text{ mm}$ . Optou-se por essa quantidade de passes na ferramenta de metal duro, uma vez que a

ferramenta de cermet, após 16 passes, não permitiu a usinagem adequada, possibilitando assim a comparação do desgaste  $VB_B$  entre as duas ferramentas. Os valores de  $VB_B$  para a ferramenta de metal duro após 2 passes foram de  $0,04 \pm 0,001$  mm; após 10 passes de  $0,110 \pm 0,002$  mm; e o  $VB_B$  final sendo de  $0,168 \pm 0,004$  mm.

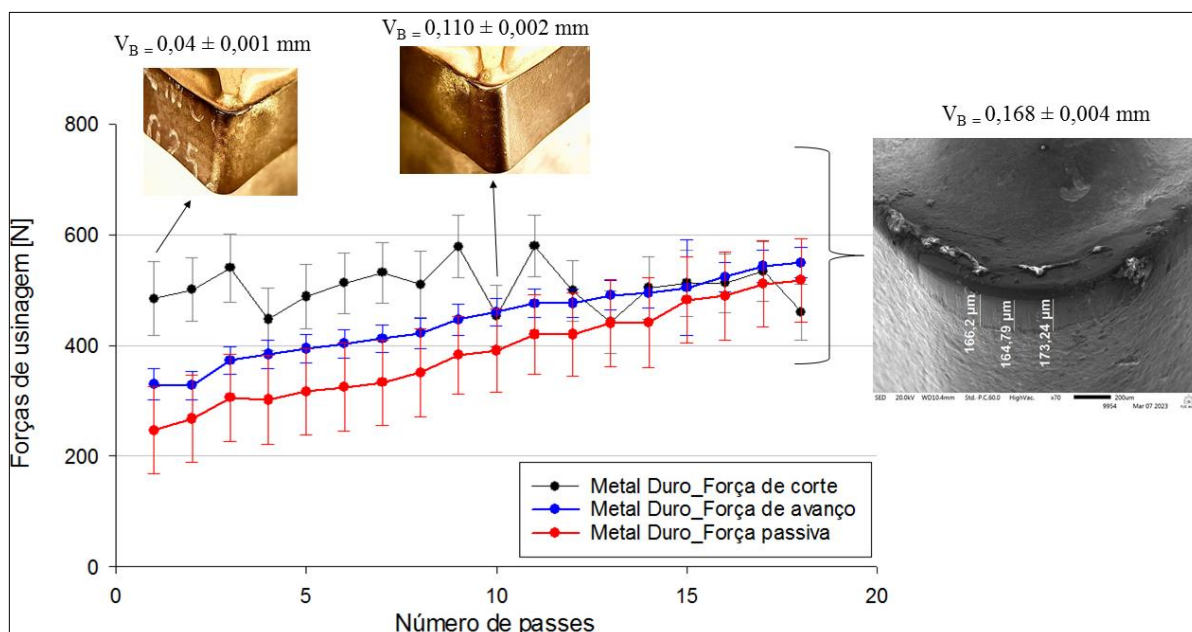


FIGURA 4.31 - Monitoramento das forças de usinagem em relação número de passes e valores de desgaste  $VB_B$  para a ferramenta de metal duro.

Fonte - A autora (2023).

Segundo os autores Toubhans *et al.* (2020), a evolução típica das forças de usinagem consiste de um curto período de amaciamento seguido por uma região de desgaste controlada e finalmente pelo fim da vida útil da ferramenta. Com relação a FIGURA 4.31, foi observado um curto período de amaciamento (passes 1° a 3°), seguido por uma região de desgaste controlado (passes 4° a 10°). Posteriormente, houve um aumento gradual das forças, corroborando as afirmações de Toubhans *et al.* (2020) com relação a influência das forças de usinagem sob o desgaste das ferramentas de corte. Com o aumento do número de passes, a força  $F_f$  e  $F_p$  aumentaram linearmente, enquanto que a  $F_c$  tendeu a reduzir e se manter próxima aos valores iniciais de desgaste. O aumento das forças  $F_f$  e  $F_p$  são atribuídas a mudança da condição de atrito devido o aumento do desgaste da ferramenta e a modificação da aresta de corte, que eleva as forças de  $F_f$  e  $F_p$  como reportado nos estudos de Chinchankar e Choudhury (2013).

No início da curva de desgaste, observou-se que o comportamento das forças de usinagem está de acordo com a literatura, ou seja, a  $F_c$  é a maior componente responsável por 99% da potência exigida pelo processo, a  $F_f$  geralmente é cerca de 50% da  $F_c$  e a  $F_p$  é tipicamente cerca de 50% da  $F_f$  (ASTAKHOV, 2011). No entanto, experimentos mostraram

que as três componentes da força de usinagem respondem de forma diferente as várias formas de desgaste que ocorrem na ferramenta (DIMLA, 2000). Por exemplo, as  $F_f$  e  $F_p$  podem ser mais influenciadas pela ferramenta desgastada, do que a  $F_c$  (DIMLA, 2000 *apud* Gould, 1988). Para a ferramenta de metal duro (FIGURA 4.30), as  $F_f$  e  $F_p$  foram maiores que  $F_c$  corroborando as afirmações de Dimla (2000).

Para melhor discussão do desgaste, a FIGURA 4.32 apresenta as imagens de MEV e EDS da superfície de saída da ferramenta de metal duro na condição  $v_c$  de  $150 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $f$  de  $0,15 \text{ mm}\cdot\text{rev}^{-1}$ . e  $a_p$  de  $1,0 \text{ mm}$ . A análise de EDS referente aos espectros 18 e 20 aponta a presença dos elementos Ti e N, o que sugere que o revestimento de TiN não foi removido completamente. Esse fato leva à conclusão de que o desgaste da ferramenta de metal duro não foi severo, associado ao valor de  $VB_B$  de  $0,168 \pm 0,004 \text{ mm}$  e à ausência de exposição do substrato da ferramenta.

Outro fato observado é que a imagem de MEV da superfície de saída, na região do desgaste de cratera, apresenta uma superfície lisa e ausência de ranhuras, indicativo de desgaste difusivo. A presença dos elementos Fe e O são indicativo de formação de óxido de ferro, visto que o Fe é o principal elemento do aço HC-HSi. A presença de O promove uma fina camada de óxido (de  $1,0$  a  $10,0 \text{ nm}$  de espessura) na maioria dos metais (HOLMBERG, MATTHEWS, A.; H. RONKAINEN, 1998). Essas camadas de reação podem impedir o contato metálico direto e prevenir a formação de ligações adesivas, ou podem fraturar e levar à abrasão, dependendo de sua dureza (CZICHOS e HABIG, 2010). Portanto, sugere que as camadas de óxido contribuíram para minimizar o desgaste de cratera para a ferramenta de metal duro.

Outra razão para que o desgaste de cratera seja superficial, pode estar relacionado a estabilidade química dos revestimentos, assim como observado nos estudos de Diniz, Micaroni e Hassui (2010). É importante ressaltar que a espessura dos revestimentos da ferramenta de metal duro é em torno de  $10,51 \pm 0,30 \mu\text{m}$ , que também pode ter contribuído para que o desgaste de cratera não seja profundo. De acordo com Das *et al.* (2016), o revestimento TiN no topo da ferramenta de corte apresenta maior resistência ao desgaste por abrasão e restringe a formação de APC. A camada de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  desempenha um papel crucial como barreira térmica e quimicamente inerte, ao mesmo tempo em que promove resistência ao desgaste de cratera, enquanto que a camada de Ti (C, N) fornece principalmente resistência ao desgaste abrasivo (SAHOO e SAHOO, 2012), (SHAW, 2005) e (NOORDIN et al, 2007).

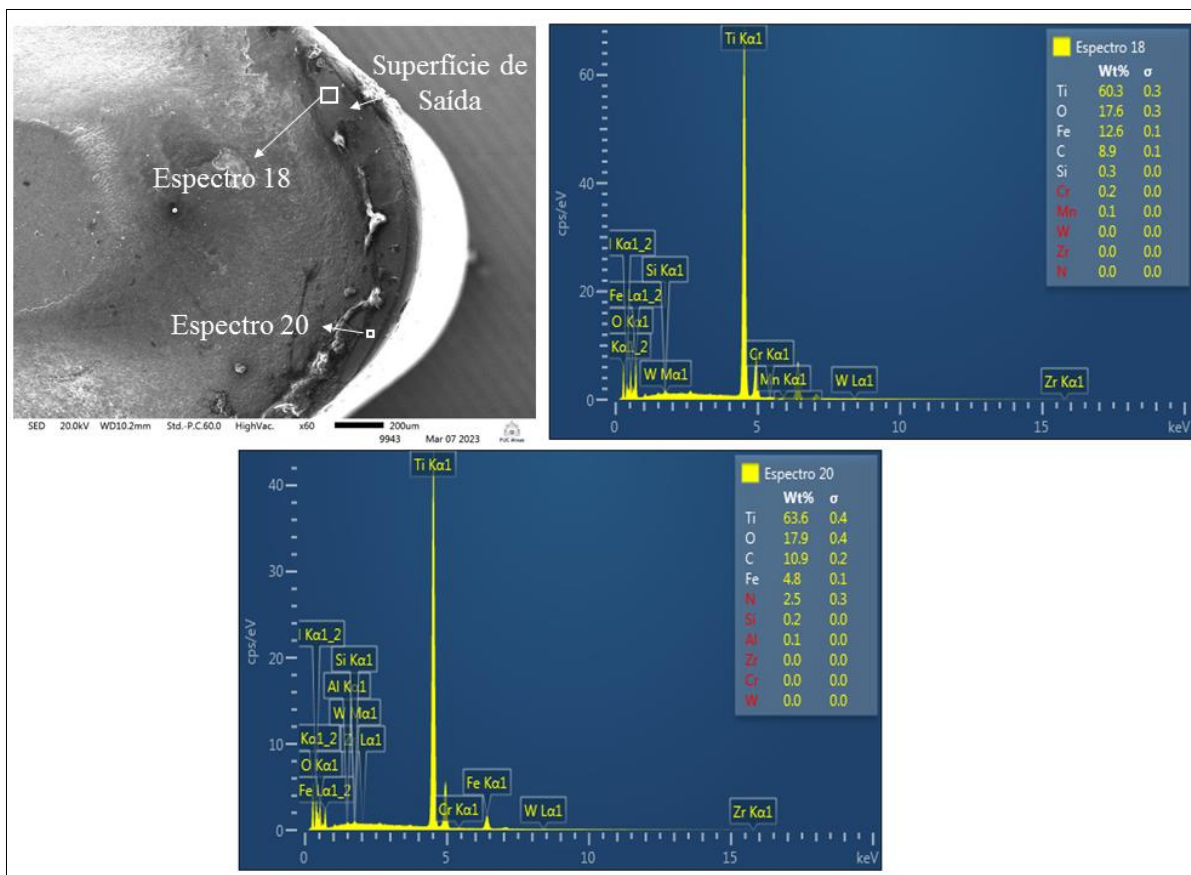


FIGURA 4.32 - Imagem de MEV e EDS da superfície de saída da ferramenta de metal duro.  
Fonte - A autora (2023).

A FIGURA 4.33 apresentam as imagens de MEV e EDS da superfície de folga da ferramenta de metal duro. A análise de EDS correspondente ao espectro 30 apontam a presença de elementos do revestimento TiN. A ausência dos elementos químicos W, Co, Zr e Nb, indicam que não houve exposição do substrato da ferramenta. O espectro 31 é sugestivo de adesão de material, principalmente pela presença dos elementos Fe, C, O, Si, Mn e Cr, o que indica ser os elementos do aço HC-HSi. Nos estudos de Diniz, Micaroni e Hassui (2010) adesão de material também foi observada na região de flanco da ferramenta de metal duro. Os elementos de Fe e O também são indicativo de formação de óxido de ferro. Portanto, sugere que mecanismo de adesão, camadas de óxidos e mecanismo de abrasão (advindas de fraturas da camadas de óxido) tenham influenciado no valor de  $VB_B$  encontrado para a ferramenta de metal duro para um comprimento de corte de 2.430 mm.

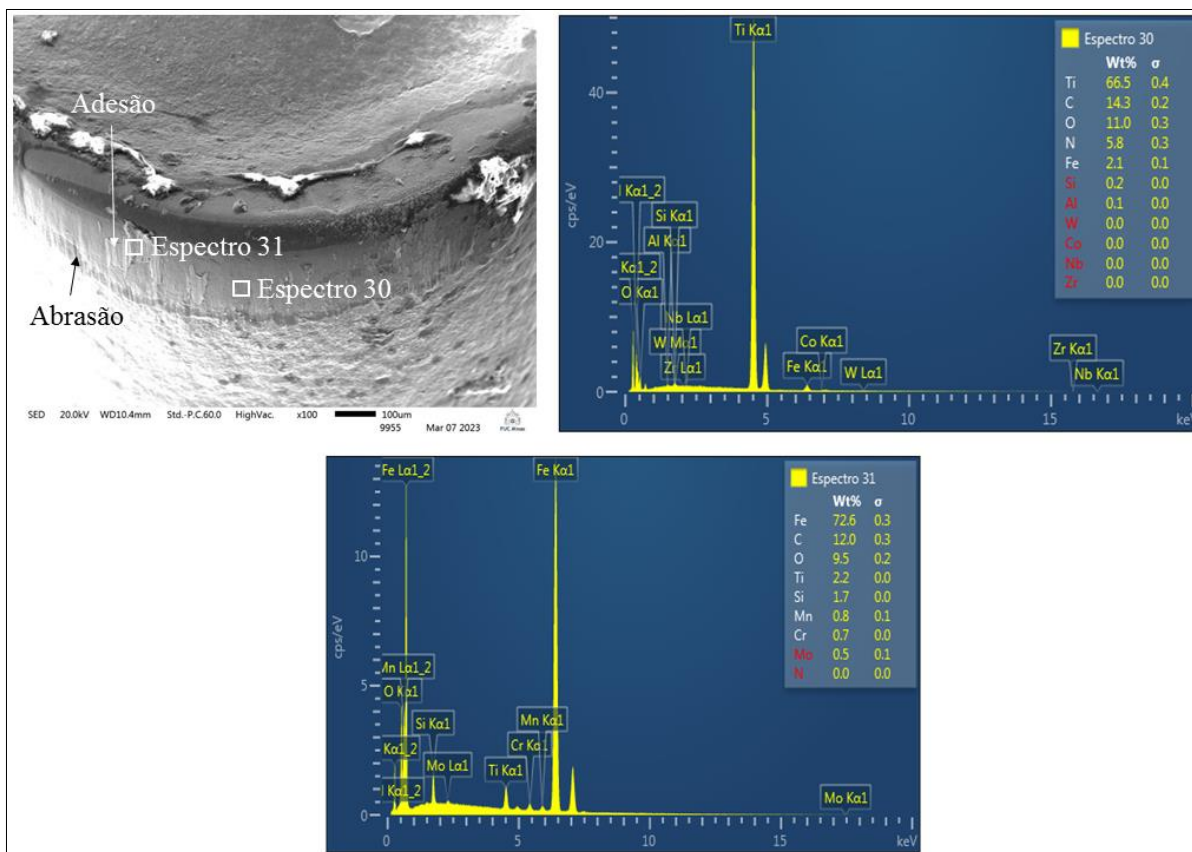


FIGURA 4.33 - Imagem de MEV e EDS da superfície de folga da ferramenta de metal duro.  
Fonte - A autora (2023).

A FIGURA 4.34 apresenta a evolução das forças de usinagem 31 em relação ao número de passes para a ferramenta de cermet na condição  $v_c$  de  $150 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $f$  de  $0,15 \text{ mm}\cdot\text{rev}^{-1}$  e  $a_p$  de  $1,0 \text{ mm}$ . Foram realizados 16 passes, correspondendo a um comprimento de corte de  $2.160 \text{ mm}$ . Os valores de  $VB_B$  para a ferramenta de cermet após 2 passes foram de  $0,09 \pm 0,001 \text{ mm}$ ; após 10 passes de  $0,240 \pm 0,01 \text{ mm}$ ; e o  $VB_B$  final sendo de  $0,295 \pm 0,02 \text{ mm}$ . Inicialmente, nos primeiros passes, período característico de amaciamento, o comportamento das forças de usinagem está de acordo com a literatura, ou seja, a  $F_c$  apresentando maiores valores, seguida das forças de  $F_f$  e  $F_p$ . No entanto, à medida que a ferramenta de cermet foi desgastando, as forças de  $F_f$  e  $F_p$  ultrapassam a  $F_c$ , sendo que, nos últimos passes da ferramenta de cermet, os valores para essas forças foram superiores a  $600 \text{ N}$ .

Observou-se que a partir do 5º passe, as forças de  $F_f$  e  $F_p$  foram aumentando rapidamente, diferente da ferramenta de metal duro em que houve um período de desgaste controlado. Tal comportamento, está associado à maior profundidade do desgaste de cratera e flanco para a ferramenta de cermet, em comparação com a ferramenta de metal duro. As interações entre a ferramenta e peça de trabalho, e alta tensão localizada na ponta da ferramenta, juntamente com atrito dinâmico na interface ferramenta/peça e o desgaste acentuado na aresta

de corte na região de flanco e na superfície de saída da ferramenta de cermet, levaram ao rápido aumento das forças de  $F_f$  e  $F_p$ , corroborando os autores Dimla (2000) e Toubhans *et al.* (2020).

No estudo de Toubhans *et al.* (2020) a  $F_p$  foi maior que a  $F_f$  e  $F_c$  que foi atribuído a modificações na geometria da aresta de corte e aumento do desgaste. O aumento da  $v_c$  e do  $f$  tendem a favorecer o desgaste irregular de flanco e muito mais mudanças na geometria da aresta de corte. Estas alterações na geometria da aresta de corte podem causar variações importantes nas forças de usinagem. Nos estudos de Grzesik *et al.* (2018) a  $F_p$  apresentou valores maiores que a  $F_f$  e  $F_c$ , os quais foram atribuídos ao sulcamento da aresta de corte, concentrado na área da ponta da ferramenta durante o torneamento da liga Inconel 718. A razão para esse comportamento do processo foi relacionada ao intenso endurecimento por deformação e da recuperação elástica na zona de corte para o material avaliado.

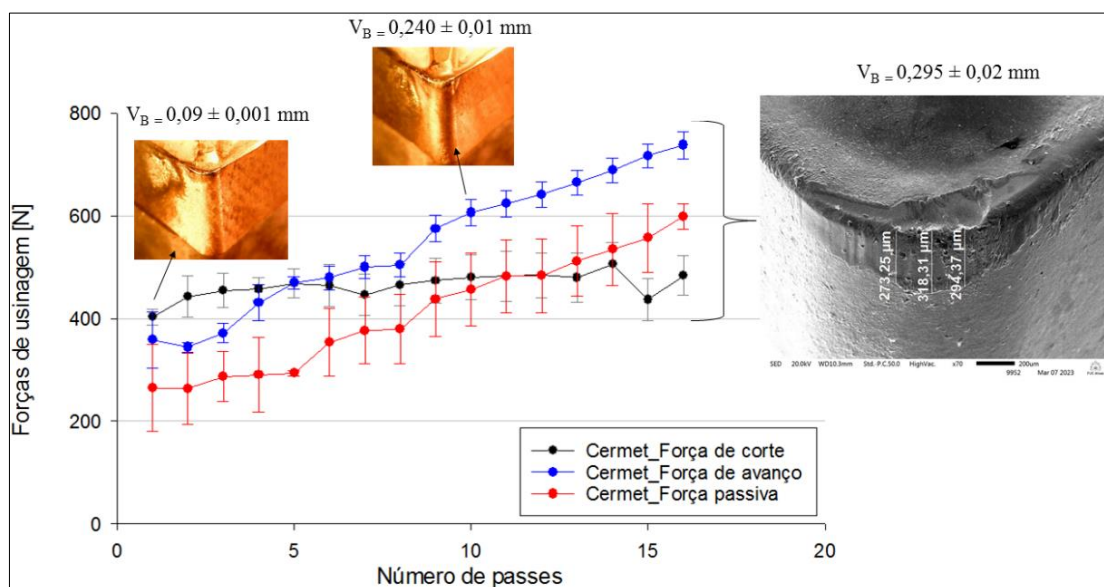


FIGURA 4.34 - Monitoramento das forças de usinagem em relação número de passes e valores de desgaste  $VB_B$  para a ferramenta de cermet.

Fonte - A autora (2023).

A FIGURA 4.35 (a) apresenta uma imagem de MEV da superfície de saída, juntamente com os EDS (espectros 15 e 16) da ferramenta de cermet na condição  $v_c$  de  $150 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $f$  de  $0,15 \text{ mm}\cdot\text{rev}^{-1}$  e  $a_p$  de  $1,0 \text{ mm}$ . As análises de EDS correspondentes aos espectros 15 e 16 da superfície de saída, apontam os elementos do substrato da ferramenta, tais como Ti, C, W, Mo, Nb, Ni e Co, o qual sugere que o revestimento foi removido. Contudo, é importante mencionar que o elemento químico Ti corresponde tanto ao revestimento da ferramenta (TiN) quanto ao substrato da ferramenta de cermet, conforme evidenciado no capítulo 4.5.1. Nesse caso, não foi possível distinguir para os espectros 15 e 16 que o elemento Ti é do revestimento ou do substrato. Portanto, sugere que houve desgaste da ferramenta na região da superfície de saída,

mas não foi possível determinar pela análise de EDS que houve a completa remoção do revestimento. Foi verificado também no espectro 16 os elementos do aço como Si e Fe, o que indica mecanismo de adesão atuando. Como a formação da cratera ocorre devido ao deslizamento do cavaco na região de saída, mecanismo de difusão e adesão podem contribuir para a evolução do desgaste de cratera (CHEN, XU e XIAO (2015)). Nos estudos de Reis *et al.* (2019) foi evidenciado adesão de material de trabalho na região de cratera e exposição do substrato da ferramenta de cermet.

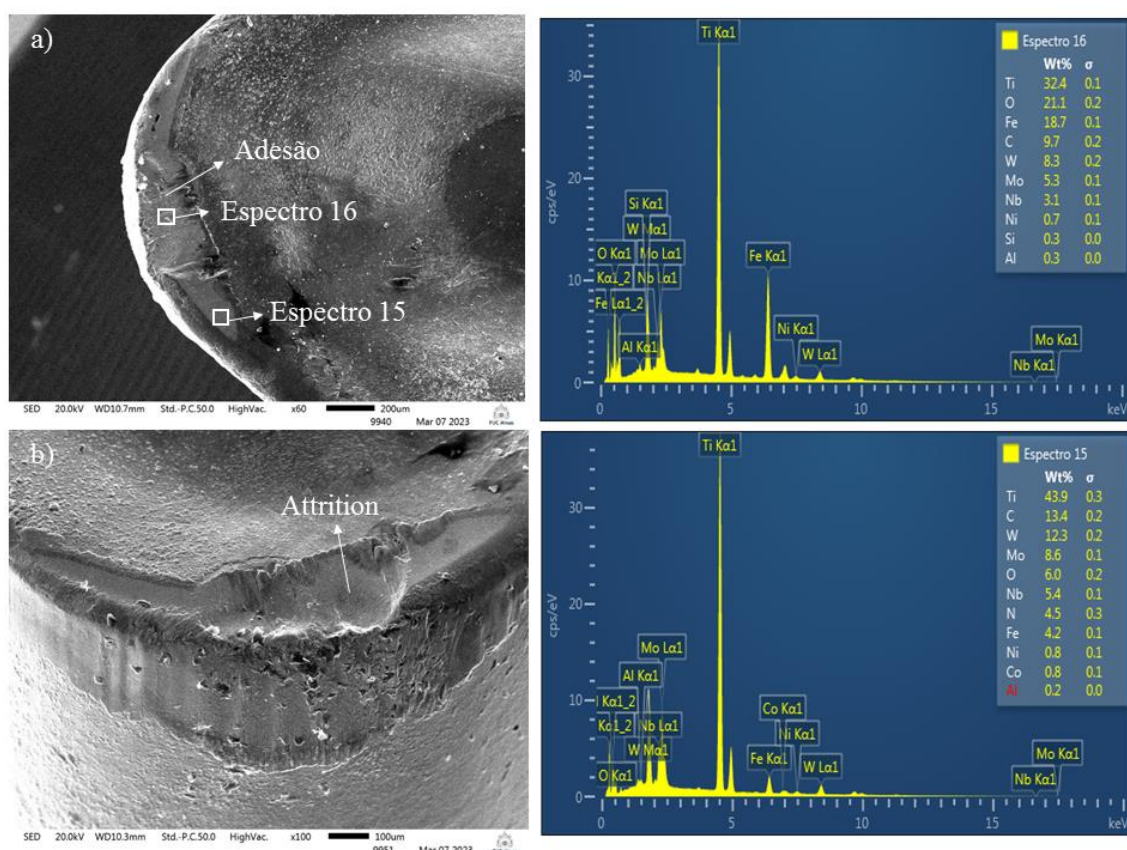


FIGURA 4.35 - a) Imagem de MEV e EDS da superfície de saída da ferramenta de cermet; b) perspectiva da ferramenta desgastada.

Fonte - A autora (2023).

Adicionalmente, a imagem de MEV da FIGURA 4.35 (b), apresenta uma perspectiva da ferramenta de cermet desgastada. Sabe-se que o desgaste da cratera é causado pelo atrito entre o cavaco e a superfície de saída e ocorre na posição de maior temperatura (LIU et al. 2006). Portanto, acredita-se que a temperatura tenha contribuído para que a área do desgaste de cratera do cermet fosse profunda comparado com a imagem de MEV do metal duro. Maiores valores de temperatura do cavaco foram observados para a ferramenta de cermet, conforme demonstrado na seção 4.5.4, que foram associados a menor condutividade térmica da ferramenta e maior quantidade de calor transferido para o cavaco, aumentando a temperatura.

Outro fato observado com relação ao efeito da temperatura e sua influência no desgaste de cratera está relacionado com a análise de EDS. No espectro 16, observou-se uma maior quantidade de O comparado ao espectro 15, sendo o espectro 16 referente a região em que o desgaste de cratera foi mais profundo. De acordo com Yang *et al.* (2018) o elemento O é proveniente de formação de óxidos metálicos, como  $\text{TiO}_2$  (dióxido de titânio),  $\text{WO}_3$  (trióxido de tungstênio),  $\text{MoO}_3$  (trióxido de molibdênio), formados por reação oxidativa em alta temperatura durante o torneamento. Os autores Corrêa, Schroeter e Machado (2017), explicaram que o desgaste oxidativo ocorre quando os óxidos da ferramenta são removidos, sendo esses gerados por meio de reações de oxidação dos materiais das ferramentas com o ambiente, com o oxigênio do ar em alta temperatura. De acordo com Trent e Wright (2000), o desgaste oxidativo se torna mais grave uma vez que as camadas de óxido formadas são removidas. A quebra das junções aderentes entre os óxidos e a ferramenta ocasionalmente pode remover grãos da superfície desta última, caracterizando o mecanismo de *attrition*.

A FIGURA 4.36 apresentam as imagens de MEV e EDS da superfície de folga da ferramenta de cermet. A análise de EDS correspondente ao espectro 28, aponta os elementos do substrato da ferramenta, como Ti, C, W, Mo, Nb e Ni, o que sugere remoção do revestimento. Porém, difícil afirmar pela análise de EDS que houve a completa remoção do revestimento devido a presença do elemento Ti, igualmente observado para a superfície de saída da ferramenta de cermet. A imagem de MEV da FIGURA 4.36 aponta ranhuras, o que indica mecanismo de abrasão atuando, provavelmente partículas duras de carbonetos associado a altas temperaturas de usinagem, conforme observado por Chen, Xu e Xiao (2015). Já o espectro 30, apontam os elementos do aço HC-HSi, evidenciado pela presença de Fe, O, Si, Cr, Mn, e Mo, o que indica atuação de mecanismos de adesão.

Além disso, observou-se também que uma parte da aresta de corte foi desgastada, o que indica que o desgaste de cratera se estendeu para a superfície de folga da ferramenta de cermet. Alguns autores como Sarjana *et al* (2020), apontaram que o lascamento foi observado deteriorando a superfície de saída da ferramenta e a interface entre a região de flanco da ferramenta e a aresta principal de corte. Esses mesmos autores explicaram que lascamento ou desgaste de cratera é iniciado pelo desgaste do revestimento devido o processo de usinagem na interface cavaco-ferramenta durante formação dos cavacos, seguido de desgaste do substrato, e como o processo de corte continua, finalmente, a aresta de corte fratura ou ocorre lascamento (SARJANA *et al.*, 2020). De fato, parte da aresta de corte foi desgastada, contudo é difícil afirmar que houve lascamento na aresta de corte principal para a ferramenta de cermet.



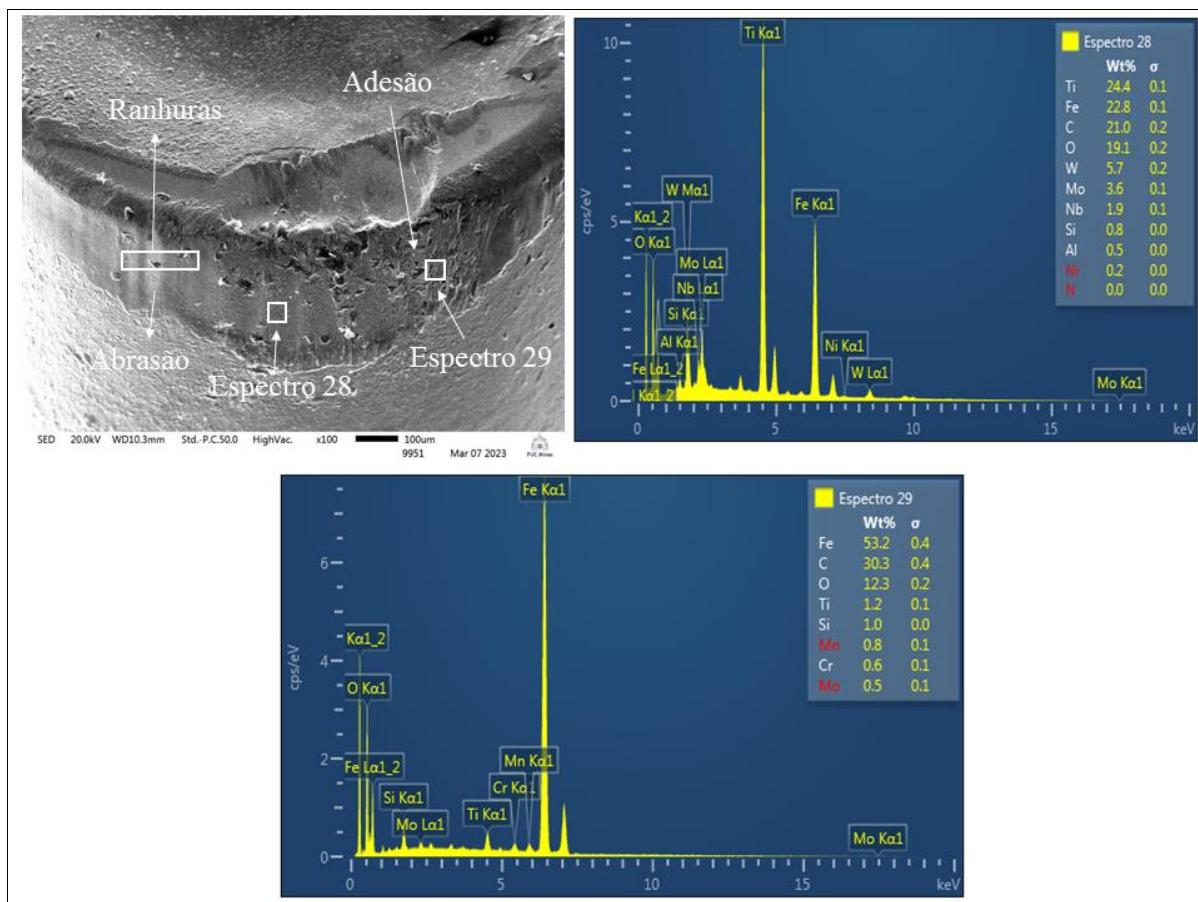


FIGURA 4.36 - Imagem de MEV e EDS da superfície de folga da ferramenta de cermet.  
Fonte - A autora (2023).

Normalmente, os mecanismos que causam desgaste ou danos à aresta de corte da ferramenta incluem abrasão, adesão, difusão, oxidação, *attrition* (adesão e arrancamento), presença de APC e variações de carga térmica e/ou mecânica (SANDVIK, 1994). Visto a exposição do substrato e o relativo movimento entre a região de flanco e a superfície da peça de trabalho recém-formada, mecanismo de desgaste abrasivo contribuiu para danificar a aresta de corte. Portanto, para a ferramenta de cermet, sugere-se que o mecanismo de adesão, abrasão, formação de óxidos (oxidação) seguida de *attrition* sejam as causas para o desgaste dessa ferramenta.

Portanto, após a análise de desgaste realizada com os parâmetros  $v_c$  de  $150 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $f$  de  $0,15 \text{ mm}\cdot\text{rev}^{-1}$  e  $a_p$  de  $1,0 \text{ mm}$ , a ferramenta de metal duro mostrou-se a mais indicada para usinagem do aço HC-Si. Os valores de  $VB_B$  para a ferramenta de metal duro foram 43% menores em comparação com a ferramenta de cermet. O melhor desempenho do metal duro pode estar relacionado aos revestimentos (tripla camada) e à presença de camadas de óxidos evidenciados na análise de EDS, que contribuíram para proteger a ferramenta e evitar a exposição do substrato, reduzindo assim o o desgaste de flanco e cratera.

## 5 CONCLUSÕES

Por meio dos resultados de caracterização e dos testes de torneamento para o aço HC-HSi utilizando-se ferramentas de corte metal duro e cermet e diferentes parâmetros de usinagem, são descritas algumas considerações:

- O aço HC-HSi estudado nesta tese após tratamento de homogeneização apresentou uma microestrutura totalmente perlítica. Microrrechupes e inclusões de MnS (sulfeto de manganês) do tipo I em formato globular foram observados na microestrutura. A fração volumétrica de inclusões foi em torno de  $0,23 \pm 0,08$  %. Os valores de espaçamento interlamelar da perlita foram de  $0,41 \pm 0,08$   $\mu\text{m}$ .
- A análise de macro e microdureza permitiram afirmar que os valores de dureza se mantiveram homogêneos em toda espessura do corpo de prova.
- Ao avaliar as propriedades mecânicas, uma baixa deformação plástica foi observada.
- A análise de fractografia dos corpos de prova ensaiados, mostrou predominante fratura frágil e presença de faceta de clivagem. Não foram evidenciados a presença de *dimples*, contudo, microrrechupes foram observados nas amostras durante a fabricação do aço pelo processo de fundição.
- Ao avaliar as  $F_c$ , ao aumentar a  $v_c$ , redução da  $F_c$  foram observados que foram atribuídos a elevação da temperatura nas zonas de cisalhamento primário e secundário, condições de corte à seco e a estrutura perlítica mais refinada. Em relação ao efeito do  $f$ , observou-se que na medida que os níveis de  $f$  foram maiores, implicaram no aumento dos valores médios da  $F_c$ , comportamento já esperado. Esse mesmo comportamento foi verificado para as  $F_f$  e  $F_p$ .
- Não houve diferenças significativas nos valores de  $F_f$  em relação ao parâmetro  $v_c$  ao utilizar ferramentas de metal duro ou cermet, obtendo valores próximos. Para maiores  $v_c$ , a elevação das  $F_f$  para ambas as ferramentas foram atribuídas ao desgaste das ferramentas e a relação do  $a_p$  e do raio de ponta da ferramenta.
- Sobre a  $F_p$ , para a  $v_c$  de  $300 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  a elevação dos valores de  $F_p$  independente do nível de  $f$  foram atribuídos a severidade do processo para essa condição, associados a mudança nas condições de atrito devido ao aumento gradual do desgaste das ferramentas de corte na medida que a  $v_c$  aumentou. Em relação as ferramentas de corte, os testes t

indicaram que não houve diferenças significativas nos valores de  $F_p$  para as ferramentas avaliadas nos níveis de  $f$  avaliado.

- O  $f$  se mostrou como o parâmetro mais significativo sobre  $R_a$ ,  $R_z$  e  $R_t$  apresentando uma contribuição de 89,18%, 90,92% e 83,95%, respectivamente.
- Em relação as ferramentas de corte, não houve diferenças significativas para os valores médios de  $R_a$ ,  $R_z$  e  $R_t$  ao utilizar insertos de metal duro ou cermet, confirmados no teste  $t$ .
- Com relação ao material usinado, acredita-se que os resultados de qualidade superficial obtidos, podem ter sido influenciados pela característica abrasiva do material em estudo, principalmente para maiores níveis de  $f$ .
- A  $v_c$  e ferramenta de corte foram os parâmetros mais significativos sobre temperatura do cavaco com uma contribuição de 36,06% e 23,35%, respectivamente.
- Maiores valores médios de temperatura do cavaco foram para a faixa  $v_c$  200 a 250  $\text{mm}\cdot\text{rev}^{-1}$  devido a elevação da taxa de remoção de material.
- A ferramenta de metal duro apresentou menores valores de temperatura do cavaco. Não houve diferenças significativas ao utilizar ferramentas de corte de metal duro e cermet na  $v_c$  150 e 200  $\text{mm}\cdot\text{rev}^{-1}$ . Contudo, diferenças estatísticas foram significativas sobre a resposta temperatura, ao utilizar a ferramenta de metal duro e cermet na  $v_c$  de 250  $\text{mm}\cdot\text{rev}^{-1}$ .
- Sobre os testes de desgaste, a ferramenta de metal duro mostrou-se a mais indicada para usinagem do aço HC-Si. Os valores de  $VB_B$  para a ferramenta de metal duro foram 43% menores em comparação com a ferramenta de cermet. O melhor desempenho do metal duro pode estar relacionado aos revestimentos (tripla camada) e à presença de camadas de óxidos evidenciados na análise de EDS, que contribuíram para proteger a ferramenta e evitar a exposição do substrato, reduzindo assim o o desgaste de flanco e cratera.
- Por fim, a estratégia de usinagem adotada para o aço HC-HSi consiste em utilizar parâmetros de torneamento de desbaste antes do tratamento térmico de austêmpera e, após tratamento térmico, utilizar parâmetros de torneamento de acabamento.

## 5.1 Trabalhos Futuros

Para continuidade do trabalho propõe-se realizar as seguintes análises:

- Avaliação da sub-superfície durante o torneamento do aço HC-HSi utilizando ferramentas utilizadas nesse estudo e escolher parâmetros para comparação, buscando assim correlacionar com os valores de força, temperatura e comportamento de desgaste das ferramentas.
- Realizar simulações e comparar as medições de temperatura experimental e simulação por meio do método de elementos finitos.
- Avaliação da usinagem do aço HC-HSi utilizando parâmetros de torneamento de acabamento após tratamento térmico de austêmpera na microestrutura bainítica.
- Comparar a microestrutura antes e após tratamento de homogeneização para avaliação de segregação e quantidade de carbonetos.

## 5.2 Publicações oriundas da tese

PEREIRA, N. F. S.; CANGUSSU, V. M.; SOUZA, P. S.; REIS, B. C. M.; DOS SANTOS, A. J.; DO CARMO, D. J.; RUBIO, J. C. C. Análise do comportamento do par tribológico aço fundido alto C e alto Si contra o metal duro sem e com revestimento de TiN. **Journal of Experimental and Techniques Instrumentation**, v.4, n.1, 2020.

PEREIRA, N. F. S.; DOS SANTOS, A. J.; REIS, B. C. M.; SOUZA, P. S.; DO CARMO, D. J.; CÂMARA, M;A.; RUBIO, J. C. C. Análise do comportamento do par tribológico aço alto carbono e alto silício (HC-HSi) contra pinos com substrato de metal duro e cermet em ensaios de pino sobre disco. **The Journal of Engineering and Exact Sciences**, v.8, n.2, 2022.

## REFERÊNCIAS

- ABBASCHIAN, R.; ABBASCHIAN, L.; REED-HILL, R. E. **Physical metallurgy principles**. Cengage Learning, 2009.
- ABIFA. Associação Brasileira de Fundição. Desempenho do setor de fundição dezembro/2020. Disponível em: <<http://www.abifa.org.br/wp-content/uploads/2020/02/12-DEZEMBRO-2020.pdf>>. Acesso em 19 de abr. de 2020.
- ABIFA. Associação Brasileira de Fundição. Desempenho do setor de fundição dezembro/2022. Disponível em: <<http://www.abifa.org.br/wp-content/uploads/2022/06/12-BOLETIM-DEZEMBRO-2022.pdf>>. Acesso em 02 de fev. de 2022.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMA TÉCNICA. **ABNT ISO 4288**. Especificações geométricas de produto (GPS) - Rugosidade: Método do perfil - Regras e procedimentos para avaliação de rugosidade, 2008.
- ABUKHSHIM, N.A.; MATIVENGA, P. T.; SHEIKH, M.A. Heat generation and temperature prediction in metal cutting: a review and implications for high speed machining. **International Journal of Machine Tool & Manufacture**, v. 46, p. 782-800, 2006.
- ADAMCZYK-CIEŚLAK, B.; KORALNIKA, M.; KUZIĄKB, R.; BRYNKA, T.; ZYGMUNT, T.; MIZERA, J. Low-cycle fatigue behaviour and microstructural evolution of pearlitic and bainitic steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 747, p. 144-153, 2019.
- AGLAN, H. A.; LIU, Z.Y.; HASSAN, M.F.; FATEH, M. Mechanical and fracture behavior of bainitic rail steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 151, p. 268-274, 2004.
- AHN, S. Y.; KANG, S. Formation of core/rim structures in Ti(C,N)-WC-Ni cermets via a dissolution and precipitation process. **Journal of the American Ceramic Society**, v. 83, n. 6, p. 1489-1494, 2000.
- AHMAD, M. A.F.; NUAWI, M. Z.; ABDULLAH, S.; WAHID, Z.; KARIM, Z.; DIRHAMSYAH, M. Development of tool wear machining monitoring using novel statistical analysis method, I-kaz. **Procedia Engineering**, v. 101, p. 355 – 362, 2015.
- AISO, T.; WIKLUND, U.; KUBOTA, M.; JACOBSON, S. Effect of combined additions of Si, Mn, Cr and Al to carbon steel on material transfer in a steel/TiN coated tool sliding contact. **Wear**, v. 388–389, p. 9-17, 2017.
- AISO, T.; WIKLUND, U.; KUBOTA, M.; JACOBSON, S. Effect of Si and Al additions to carbon steel on material transfer and coating damage mechanism in turning with CVD coated tools. **Wear**, v. 368-369, p.379-389, 2016.
- ALEXANDER, D. J; BERNSTEIN, I. M. Cleavage Fracture in Pearlitic Eutectoid Steel. **Metallurgical Transactions A**, v.20, p. 2321-2335, 1989.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A29**. Standard Specification for Steel Bars, Carbon and Alloy, Hot-Wrought, General Requirements for, 2016.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A370**. Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, 2016.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E. 92–82**. Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials. **Annual Book of ASTM Standards**, v. 3, n. 1, p. 1-9, 2003.
- AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **ASME B.46.1**. Surface Texture (Surface Roughness, Waviness and Lay), 1978.
- AMERICAN SOCIETY OF METAL. **ASM Handbook: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**, v.1, 1990.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E-45**. Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel, 2018.
- AMERICAN SOCIETY OF METAL. **ASM Handbook: Heat Treating**, v. 4, 1991.
- AMERICAN SOCIETY OF METAL. **ASM Handbook: Metallurgy and Microstructures**. 1. ed. v. 9, 2004.
- AMERICAN SOCIETY OF METAL. **ASM Handbook: Casting**, v.15, 1992.
- ANDRÉN, H. O. Microstructures of cemented carbides. **Materials and Design**, v. 22, n. 6, p. 491-498, 2001.

- ÅNMARK, N.; KARASEV, A.; JÖNSSON, P. G. The Effect of Different Non-Metallic Inclusions on the Machinability of Steels. **Materials**, v. 8, p. 751-783, 2015.
- ASTAKHOV, V. P. Editor: DAVIM, J.P. **Modern machining technology A practical guide**. 1. ed. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2011.
- BACHELOR, S.S.; BENCHEIKH, I.; NOUARI, M.; GINTING, A. Study on cutting performance of cermet tool in turning of hardened alloy steel. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 91, n.105255, 2020.
- BADAY, S.; BASAK, H.; GURAL, A. Analysis of spheroidized AISI 1050 steel in terms of cutting forces and surface quality. **Kovove Mater**, v. 54, p. 315-320, 2016.
- BAKSHI, S. D.; SHIPWAY, P. H.; BHADSHIA, H. K. D. H. Three-body abrasive wear of fine pearlite , nanostructured bainite and martensite. **Wear**, v. 308, n. 1-2, p. 46-53, 2013. 2<sup>a</sup> ed.
- BALDAM, R. L.; VIEIRA, E. A. **Fundição - Processos e tecnologias correladas**. São Paulo: Érica, 2018.
- BARBACKI, A. The role of bainite in shaping mechanical properties of steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 53, p. 57-63, 1995.
- BARQUETE, D. M.; CORAT, E.J.; CAMPOS, R. A.; MOURA NETO, C.; TRAVA-AIROLDI, V. J. Thermodiffused vanadium carbide interface for diamond films on steel and cemented carbides substrates. **Surface Engineering**, v. 26, n. 7, p. 506-510, 2010.
- BASSO, A.; TODA-CARABALLO, I.; SAN-MARTÍN, D.; CABELLERO, F. G. Influence of cast part size on macro-and microsegregation patterns in a high carbon high silicon steel. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 9, n. 3, p. 3013-3025, 2020-a.
- BASSO, A. D.; TODA-CARABALLO, I.; ERES-CASTELLANOS, A.; SAN-MARTIN, D.; JIMENEZ, J. A.; CABELLERO, F. G. Effect of the Microsegregation on Martensitic and Bainitic Reactions in a High Carbon - High Silicon Cast Steel. **Metals**, v. 10, p. 1–28, 2020-b.
- BARÉNYI, I.; MAJERÍK, J.; POKORNÝ, Z.; SEDLÁK, J.; BEZECNÝ J.; DOBROCKÝ, D.; JAROŠ, A.; ECKERT, M.; JAMBOR, J.; KUSENDA, R. Material and technological investigation of machined surfaces of the OCHN3MFA steel, **Kovove Mater**, v. 57, p. 131-142, 2019.
- BARROSO, C. C. G. C. Avaliação da usinabilidade de um aço fundido com microestrutura baínítica no torneamento com ferramentas de metal duro e cerâmicas. **Dissertação (Mestrado)**, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, 2023.
- BEHERA, S.; BARIK, R. K.; SK, M. B.; MITRA, R. CHAKRABARTI, D. Recipe for improving the impact toughness of high-strength pearlitic steel by controlling the cleavage cracking mechanisms. **Materials Science & Engineering A**, v. 764, p. 138256, 2019.
- BELDING, P. C. The Control of Non-Metallic Inclusions in Cast Steel. **Tese (Doutorado)**, Universidade Estadual do Oregon, Estados Unidos, 1971.
- BENSOUILAH, H.; AOUCI, H.; MEDDOUR, I.; YALLESE, M.A.; MABROUKI, T.; GIRARDIN, F. Performance of coated and uncoated mixed ceramic tools in hard turning process. **Measurement**, v. 82, p. 1-18, 2016.
- BEYNON, J.H.; PEREZ-UNZUETA, A. J. Microstructure and wear resistance of pearlitic rail steels. **Wear**, v. 164, p. 173-182, 1993.
- BHADSHIA, H. K.D.H. Thermodynamic analysis of isothermal transformation diagrams. *Metal Science*, v. 16, n. 3, p. 159-165, 1982.
- BHADSHIA, H. K. D. H. **Bainite in steels: Transformations, microstructure and properties**. 2. ed. Cambridge: Iom Communicataions, 478 p, 2001.
- BHADSHIA, H. K. D. H. High Performance Bainitic Steels. **Materials Science and Metallurgy**, v. 501, p. 63-74, 2005.
- BHADSHIA, H. K.D.H. The first bulk nanostructured metal. **Science and Technology of Advanced Materials**, v. 14, n. 1, p. 014202, 2013.
- BHADSHIA, H.S.; HONEYCOMBE, R. W. **Steels: Microstructure and Properties**. 4. ed. Microstructure and Properties. Butterworth-Heinemann, United States, 2017.

- BIERMANN, D.; HARTMANN, H.; TERWEY, I.; MERKEL, C.; KEHL, D. Turning of high-strength bainitic and quenched and tempered steels. **Forty Sixth CIRP Conference on Manufacturing Systems**, v. 7, p. 276–281, 2013.
- BLAIR, MALCOLM. **Steel casting handbook**. 6 ed. United States of America: ASM International, 1995.
- BOSNJAK, B; RADULOVIC, B; POP-TONEV, K.; ASANOVIC, V. Influence of Microalloying and Heat Treatment on the Kinetics of Bainitic Reaction in Austempered Ductile Iron. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 10, n. April, p. 203–211, 2001.
- BUDINSKI, K. G.; BUDINSKI, M. K. Kenneth. **Engineering Materials: Properties and Selection**. 7. ed, Prentice Hall: New Jersey, 1979.
- BURNS, T. J.; MATES, S. P.; RHORER, R. L.; WHITENTON, E. P.; BASAK, D. Dynamic properties for modeling and simulation of machining: Effect of pearlite to austenite phase transition on flow stress in AISI 1075 steel. **Machining Science and Technology**, v. 15, n. 1, p. 1-20, 2011.
- BURUAGA-SAEZ-DE. M; SOLER, D.; ARISTIMUÑO, P.X.; ESNAOLA, J.A. Determining tool/chip temperatures from thermography measurements in metal cutting. **Applied Thermal Engineering**, v. 145, n. 25, p. 305-314.
- BYRNE, G.; DORNFELD, D.; DENKENA, B. Advancing Cutting Technology. **Annals of the CIRP**, v. 52, n. 2; p. 483-507, 2003.
- CABALLERO, F. G.; BHADESHIA, H. K.D.H.; MAWELLA, K.J.A.; JONES, D. G.; BROWN, P. Design of novel high strength bainitic steels. Part 1. **Materials Science and Technology**, v. 17, p. 512-516, 2001.
- CABALLERO, F. G.; BHADESHIA, H. K.D.H.; MAWELLA, K.J.A.; JONES, D. G.; BROWN, P. Very strong low temperature bainite. **Materials Science and Technology**, v. 18, n. 3, p. 279-284, 2002.
- CABALLERO, F. G.; BHADESHIA, H. K.D.H. Very strong bainite. **Current Opinion in Solid State and Materials Science**, v. 8, p. 251-257, 2004.
- CABALLERO, F. G.; GARCÍA-MATEO, C.; CAPDEVILA, C.; ANDRÉS, G.D. Advanced ultra high strength bainitic steels. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 22, n. 4, p. 502-506, 2007a.
- CABALLERO, F. G. MILLER, M.K.; BABU, S. S.; GARCIA-MATEO, C. Atomic scale observations of bainite transformation in a high carbon high silicon steel. **Acta Materialia**, v.55, p. 381-390, 2007b.
- CABALLERO, F. G.; SANTOFIMIA, M. J.; GARCÍA-MATEO, C.; CHAO, J.; ANDRÉS, G.D. Theoretical design and advanced microstructure in super high strength steels. **Materials and Design**, v. 30, n. 6, p. 2077-2083, 2009.
- CABALLERO, F. G.; CHAO, J.; CORNIDE, J.; GARCÍA-MATEO, C.; SANTOFIMIA, M. J.; CAPDEVILA, C. Toughness deterioration in advanced high strength bainitic steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 525, p. 87-95, 2009b.
- CABALLERO, F. G. Carbide-free bainite in steels. In: PERELOMA, E.; EDMONDS, D. V. **Phase transformations in steels: Fundamentals and diffusion-controlled transformations**. Cambridge:Woodhead Publishing, 2012, p. 436-467.
- CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Materials science and engineering: an introduction**. New York: John Wiley & Sons, 2006.
- CARDINAL, S.; MALCHÈRE, A.; GARNIER, V.; FANTOZZI, G. Microstructure and mechanical properties of TiC-TiN based cermets for tools application. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 27, n. 3, p. 521-527, 2009.
- CARMO, D. J. Obtenção e caracterização de aço fundido bainítico com elevada resistência à fadiga mecânica de alto ciclo. 2011. **Tese (doutorado)**, Universidade Federal de Minas Gerais, 2011.
- CARMO, D. J.; DIAS, J. F.; SANTOS, D. B. High cycle rotating bending fatigue property in high strength casting steel with carbide free bainite. **Materials Science and Technology**, v. 28, n. 8, p. 991-993, 2012.
- CATÁLOGO TOOLMAKER SOLUTIONS BY CERATIZIT: **P-line Program Round Tool Materials**, 2016.
- CATÁLOGO GERAL DA MITSUBISHI. **Teolng Technology Level 2**, 2006.
- CZICHOS, H.; HABIG, K-H. *Tribologie Handbuch*, 3 ed. Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden, 2010.

- CHANG, L. C.; BHADSHIA, H.K.D. H. *Carbon content of austenite in isothermally transformed 300M steel*. **Materials Science and Engineering**, v. A184, p. L17-L19, 1994.
- CHEN, L.; LENGAUER, W.; DREYER, K. Advances in modern nitrogen-containing hardmetals and cermets. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 18, n. 2, p. 153-161, 2000.
- CHEN, X.; LI, Y. Fracture toughness improvement of austempered high silicon steel by titanium , vanadium and rare earth elements modification. **Materials Science and Engineering A**, v. 444, p. 298-305, 2007.
- CHEN, X.; XU, J.; XIAO, Q. Cutting performance and wear characteristics of Ti(C,N)-based cermet tool in machining hardened steel. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 52, p. 143-150, 2015.
- CHINCHANIKAR, S.; CHOUDHURY, S.K. Effect of work material hardness and cutting parameters on performance of coated carbide tool when turning hardened steel: An optimization approach. **Measurement**, v. 43, n.4, p. 1572-1584, 2013.
- CHINCHANIKAR, S.; CHOUDHURY, S.K. Evaluation of chip-tool interface temperature: Effect of tool coating and cutting parameters during turning hardened AISI 4340. **3rd International Conference on Materials Processing and Characterisation**, v.6, p.996-1005, 2014.
- CHOUDHURY, S.K.; KISHORE, K.K. Tool wear measurement in turning using force ratio. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 40, n.6, p. 899-909, 2000.
- CHUNG, S.H.; PEARN, W.L.; YANG, Y.S. A comparison of two methods for transforming non-normal manufacturing data. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 31, p. 957-968, 2007.
- CÓRDOBA, J. M.; CHICARDI, E.; GOTOR, F.J. Liquid-phase sintering of Ti(C,N)-based cermets. the effects of binder nature and content on the solubility and wettability of hard ceramic phases. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 559, p. 34-38, 2013.
- CORNIDE, J.; GARCÍA-MATEO, C.; CAPDEVILA, C.; CABALLERO, F.G. An assessment of the contributing factors to the nanoscale structural refinement of advanced bainitic steels. **Journal of Alloys and Compounds**, Madrid, v.xxx, p.1-5, 2011.
- CORRÊA, J.G.; SCHROETER, R.B.; MACHADO, A. R. Tool life and wear mechanism analysis of carbide tools used in the machining of martensitic and supermartensitic stainless. **Tribology International**, v. 105, p. 102-117, 2017.
- CUNHA, A. E. D. A. Estudo do tratamento térmico de um aço ferramenta obtido por fundição. **Dissertação (Mestrado)**, Universidade do Porto, 2012.
- DA SILVA, A. P. Estudo da transformação da austenita retida induzida por deformação com estrutura em um aço AISI 4340 com estrutura multifásica.125f. **Tese (doutorado)**, Universidade Estadual Paulista, 2006.
- DA SILVA, D. OGLIARI, V.; OLIVEIRA, C. A. S. D.; FERRER, M. H.; HUPALO, M. F. Efeito do teor de manganês na evolução microestrutural e na cinética da transformação bainítica incompleta, em um aço de alto carbono. **Tecnologia em Metalurgia Materiais e Mineração**, v. 14, n. 1, p. 69-77, 2017.
- DAS, A.; PATEL, S.K.; HOTTA, T. K.; BISWAL, B. B. Statistical analysis of different machining characteristics of EN-24 alloy steel during dry hard turning with multilayer coated cermet inserts. **Measurement**, v. 134, p. 123-141, 2019.
- DAS, A.; MUKHOPADHYAY, A.; PATEL, S.K.; BISWAL, B.B. Comparative assessment on machinability aspects of AISI 4340 alloy steel using uncoated carbide and coated cermet inserts during hard turning. **Arabian Journal for Science and Engineering**, v. 41, n. 11, p. 4531-4552, 2016.
- DAS, S.; SINHA, S.; LODH, A.; CHINTHA, A. R.; KRUGLA, M.; HALDAR, A. Hot-rolled and continuously cooled bainitic steel with good strength–elongation combination. **Materials Science and Technology**, v. 33, n. 8, p. 1026-1037, 2017.
- DAVIM, J. P. **Machining of hard materials**. 1 ed. Springer: London, 2011.
- DAVIM, J.P.; BAPTISTA, A.M. Relationship between cutting force and PCD cutting tool wear in machining silicon carbide reinforced aluminium. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 103, p. 417- 423, 2000.



- DEGARMO, E.P.; BLACK, J.T.; KOHSER, R.A. **Materials and Processes in Manufacturing**, 9 ed.; Wiley: Hoboken, NJ, USA, p. 277, 2003.
- DEVILLEZ, A.; S. LESKO, W. MOZER. Cutting tool crater wear measurement with white light interferometry. **Wear**, v. 256, n. 1, p. 56 - 65, 2004.
- DIMLA, E.; LISTER, P.M. On-line metal cutting tool condition monitoring. I: Force and vibration analyses. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 40, p. 769-781, 2000.
- DIMLA, E. Sensor signals for tool-wear monitoring in metal cutting operations—a review of methods. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 40, p. 1073-1098, 2000.
- DIN 8589-1: **Processo de fabricação por usinagem. - Parte 1: classificação de torneamento, subdivisão, termos**. Instituto Alemão de Normalização (ed.). Beuth, Berlim, 2003.
- DINIZ, A.E.; MARCONDES, F.C.; COPPINI, N.L. **Tecnologia da Usinagem dos Materiais**. Artliber, 9ª edição, 2014.
- DINIZ, A.E.; MICARONI, R.; HASSUI, A. Evaluating the effect of coolant pressure and flow rate on tool wear and tool life in the steel turning operation. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology** v. 50, p. 1125 -1133, 2010.
- DINIZ, A. E.; MACHADO, A. R.; CORRÊA, J. G. Tool wear mechanisms in the machining of steels and stainless steels. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 87, p. 3157-3168, 2016.
- DO CARMO, D.; GODOY, G.C.; DO CARMO; D. J. Avaliação de ciclos térmicos na obtenção de aços fundidos de elevada resistência mecânica e boa ductilidade. **22ª Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, Natal, 2016.
- DOLLAR, M.; BERNSTEIN, I. M.; THOMPSON, A. W. Influence of deformation substructure on flow and fracture of fully pearlitic steel. **Acta Metallurgica**, v. 36, p. 311-320, 1988.
- DOSBAEVA, G. K.; EL HAKIM, M. A.; SHALABY, M. A.; KRZANOWSKI, J.E.; VELDHUIS, S. C. Cutting temperature effect on PCBN and CVD coated carbide tools in hard turning of D2 tool steel. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 50, p. 1-8, 2015.
- EBRAHIMI, A.; MOSHKARSAR, M. M. Evaluation of machinability in turning of microalloyed and quenched-tempered steels: Tool wear, statistical analysis, chip morphology. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, n. 2, p. 910-921, 2009.
- ELWAZRI, A. M; WANJARA, P.; YUE, S. Effect of prior-austenite grain size and transformation temperature on nodule size of microalloyed hypereutectoid steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 36, p. 2297-2305, 2005.
- EMBURY, D. The formation of pearlite in steels. **Phase Transformations in Steels**, v. 1, n. 1930, p. 276-310, 2012.
- ETTMAYER, P.; KOLASKA, H.; LENGAUER, W.; DREYER, K. Ti (C,N) Cermets - Metallurgy and Properties. **International Journal of Refractory Metals e Hard Materials**, v. 13, p. 343–351, 1995.
- EZUGWU, E. O. High speed machining of aero-engine alloys. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 26, n. 1, p. 1–11, 2004.
- FANG, X.D.; ZHANG, D. An investigation of adhering layer formation during tool wear progression in turning of free-cutting stainless steel. **Wear**, v.197, p.169-178, 1996.
- FERRARESI, D. **Usinagem dos metais: fundamentos da usinagem dos metais**. São Paulo: Edgard Bluncher, 1970.
- FLEISCHER, J.; PABST, R.; KELEMEN, S. Heat flow simulation for dry machining of power train castings. **CIRP Ann**, v.56, n. 1, p.117-122, 2007.
- FINARDI, J. Refino e desoxidação de aço destinado a peças Fundidas. **Congresso Nacional de Fundição CONAF**. Associação Brasileira de Fundição. ABIFA. São Paulo. 1993.
- FINARDI, J. Inclusões em aço: seu efeito e seu controle. **In Congresso de Engenharia Metalúrgica da Universidade Mackenzie**. São Paulo, p. 01-28, 1989.

- GAO, J.; SONG, J.; MING, L.V. Microstructure and mechanical properties of  $\text{TiC}_{0.7}\text{N}_{0.3}\text{-HfC-WC-Ni-Mo}$  cermet tool materials. **Materials**, v. 11, n. 6, p. 1-9, 2018.
- GASSNER, M.; SCHALK, N.; TKADLETZ, M.; POHLER, M.; CZETTL, C.; MITTERER, C. Influence of cutting speed and workpiece material on the wear mechanisms of CVD  $\text{TiCN}/\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  coated cutting inserts during turning. **Wear**, v. 398-399, p. 90-98, 2018.
- GARCIA-MATEO, C.; CABALLERO, F. G. **Advanced high strength bainitic steels**. Elsevier, 2014.
- GARCIA-MATEO, C.; CABALLERO, F. G.; BHADRESHIA, H. K.D.H. Acceleration of low-temperature bainite. **ISIJ International**, v. 43, n. 11, p. 1821–1825, 2003.
- GARCÍA, J.; CIPRÉS, V. C.; BLOMQUIST, A.; KAPLAN, B. Cemented carbide microstructures: a review. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 80, p. 40-68, 2019.
- GHANI, M. U.; ABUKHSHIM, N. A. SHEIKH, M.A. An investigation of heat partition and tool wear in hard turning of H13 tool steel with CBN cutting tools. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 39, p. 874-888, 2008.
- GHANI, J. A.; RIZAL, M.; NUAWI, M.Z.; GHAZALI, M.J.; HARON, C.H.C. Monitoring online cutting tool wear using low-cost technique and user-friendly GUI. **Wear**, v. 271, p. 2619-2624, 2011.
- GERMAN, R.M. **Sintering Theory and Practice**. Wiley, New York, 1996.
- GHOSH, A. **Secondary Steelmaking: Principles and Applications**. Boca Raton, Florida, USA: CRC Press LCC, 2001. 322 p.
- GINTING, A. SKEIN, R.; CUACA, D.; HERDIANTO; PIETER; MASYITHAH, Z. The characteristics of CVD- and PVD-coated carbide tools in hard turning of AISI 4340. **Measurement**, v. 129, p. 548-557, 2018.
- GLOWNIA, J. **Metallurgy and Technology of Steel Castings**. Published by Bentham Science Publishers – Sharjah, UAE, 2017.
- GODEFROID, L. B.; MOREIRA, L.P.; VILELA, T.C.G.; FARIA, G.L.; CANDIDO, L.C.; PINTO, E.S. Effect of chemical composition and microstructure on the fatigue crack growth resistance of pearlitic steels for railroad application. **International Journal of Fatigue**, v. 120, p. 241-253, 2019.
- GOLDENSTEIN, H. **Bainita nos aços: Perspectivas para os próximos 10 anos**. Rio de Janeiro: Rede Aços; 2002.
- GOULD, L. Sensing tool and drive element conditions in machine tools. **Sensor**, p. 5-13, 1988.
- GORNI, A. A. Aços Avançados de Alta Resistência: Microestrutura e Propriedades Mecânicas. **5º Congresso de Corte e Conformação de Metais**. São Paulo: Aranda Eventos, 2009.
- GORNI, A. A. Estudo traça relações entre microestrutura e propriedades mecânicas em aços estruturais. **5º Congresso de Corte e Conformação de Metais**. São Paulo: Aranda Eventos, 2009.
- GROOVER, M. P. **Introdução aos Processos de Fabricação**. 2 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2014.
- GRZESIK, W. **Advanced machining processes of metallic materials: theory, modelling and applications**. 2 ed. Elsevier, 2017.
- GRZESIK, W. Experimental investigation of the cutting temperature when turning with coated indexable inserts. **International Journal of Machine Tools & Manufacturing**, v. 39, p. 355-369, 1999.
- GRZESIK, W. ZAK, K. Surface integrity generated by oblique machining of steel and iron parts. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 212, p. 2586-2596, 2012.
- GRZESIK, W.; NIESŁONY, P.; HABRAT, W.; SIENIAWSKI, J.; LASKOWSKI, P. Investigation of tool wear in the turning of Inconel 718 superalloy in terms of process performance and productivity enhancement. **Tribology International**, v. 118, p. 337 - 346, 2018.
- GUO, Z.; XIONG, J.; WAN, W.; DONG, G. Effect of binder content on the erosive wear of  $\text{Ti(C,N)}$ -based cermet in  $\text{SiO}_2$  particle-containing simulated seawater. **International Journal of Applied Ceramic Technology**, v. 11, n. 6, p. 1045-1053, 2014.
- HABRAT, W.; KRUPA, K.; MARKOPOULOS, A. P.; KARKALOS, N. E. Thermo-mechanical aspects of cutting forces and tool wear in the laser-assisted turning of Ti-6Al-4V titanium alloy using  $\text{AlTiN}$  coated cutting tools. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v.115, p. 759-775, 2021.

- HAN, K.; SMITH, G.D.W.; EDMONDS, D.V. Pearlite phase transformation in Si and V steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 26A, p. 1617-1631, 1995.
- HEDENQVIST, P.; OLSSON, M.; WALLÉN, P.; KASSMAN, A.; HOGMARK, S.; JACOBSON, S. How Tin coatings improve the performance of high speed steel cutting tools. *Surface and coatings Technology*, v. 41, n. 2, p. 243-256, 1990.
- HILLERT, M. **The formation of pearlite**. In: V.F. Zackay and H.I. Aaronson (eds) *The Decomposition of Austenite by Diffusional Processes*, New York: Wiley, pp. 197–237, 1962.
- HINES, W. W.; MONTGOMERY, D. C.; GOLDSMAN, D. M.; BORROR, C. M. **Probabilidade e Estatística na Engenharia**. Editora LTC, 4ª Edição, 2006.
- HOLAPPA, L. E. K.; HELLE, A. S. Inclusion Control in High-Performance Steels. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 53, n. 1-2, p.177-186, 1995.
- HONG, Z.; ZHANG, X.; ZHANG, C.; WEN, Z.; JIN, X.; YAN, Q. Achievement of high strength-ductility combination in railway wheel steel with thin pearlite and spherical cementite via composition and undercooling design. *Materials Research Express*, v. 6, n. 1, 2019.
- HOLMBERG, K.; MATTHEWS, A. **Coatings Tribology: properties, techniques and applications in surface engineering**. 2. ed. Great Britain: Elsevier, 2009.
- HU, F.; WU, K. Isothermal transformation of low temperature super bainite. *Advanced Materials Research*, v. 146-147, p. 1843-1848, 2011.
- HU, Y.; SU, C.R.; GUO, L.C.; LIU, Q.Y.; GUO, J.; ZHOU, Z. R.; WANG, W. J. Effect of rolling direction on microstructure evolution of CL60 wheel steel. *Wear*, 424–425, 203–215, 2019.
- HUANG, H.; SHERIF, M. Y.; RIVERA-DÍAZ-DEL-CASTILLO, P. E.J. Combinatorial optimization of carbide-free bainitic nanostructures. *Acta Materialia*, v. 61, n. 5, p. 1639–1647, 2013.
- HULL, F.C.; MEHL, R.F. The structure of pearlite. *Transactions ASM*, v. 30, p. 381-424, 1942.
- HYZAK, J. M; BERNSTEIN, L. M. The role of microstructure on the strength and toughness of fully pearlitic steels. *Metallurgical Transactions A*, v. 7, p. 1217-1224, 1976.
- IVANISENKO, Y.; LOJKOWSKI, W.; VALIEV, R. Z.; FECHT, H.J. The mechanism of formation of nanostructure and dissolution of cementite in a pearlitic steel during high pressure torsion. *Acta Materialia*, v.51, p. 5555-5570, 2003.
- INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. Tool-life testing with single-point turning tools. 1993.
- JAWAHIR, I.S; VAN LUTTERVELT, C.A. Recent Developments in Chip Control Research and Applications. *Annals of the CIRP*, v. 42, n. 2, p. 659-693, 1993.
- JEON, S.-H.; KIM, S.T.; LEE, I.S.; PARK, Y.S. Effects of sulfur addition on pitting corrosion and machinability behaviour of super duplex stainless steel containing rare earth metals: Part 2. *Corrosion Science*, v. 52, p. 3537-3547, 2010.
- JI, J.; HUANG, Y.; LEE, K.M. Cutting tool temperature field reconstruction using hybrid macro/micro scale modeling for machining of titanium alloy. *IEEE International Conference on Advanced Intelligent Mechatronics (AIM)*, p. 1265-1270, 2016.
- JUVONEN, P. Effects of non-metallic inclusions on fatigue properties of calcium treated steels. **Tese (Doutorado)**. Universidade Tecnológica de Helsinki, Finlândia, 2004.
- KALADHAR, M. Evaluation of hard coating materials performance on machinability issues and material removal rate during turning operations. *Measurement*, v. 135, p. 493–502, 2019.
- KAMMERHOFER, C.; HOHENWARTER, A.; SCHERIAU, S.; BRANTNER, H. P.; PIPPAN, R. Influence of morphology and structural size on the fracture behavior of a nanostructured pearlitic steel. *Materials Science and Engineering A*, v. 585, p. 190-196, 2013.
- KANG, Y.; KANG, S. The surface microstructure of TiC-(Ti,W)C-WC-Ni cermets sintered in a nitrogen atmosphere. *Materials Science and Engineering A*, v. 527, n. 27-28, p. 7241-7246, 2010.

- KARASEV, A.; INOUE, R.; TILLIANDER, A.; JÖNSSON, P.G. Application of electrolytic extraction for three-dimensional investigation of inclusion characteristics in the steelmaking area. **In ISIJ-VDEh-Jernkontoret Joint Symposium — 14th VDEh-ISIJ Seminar on Science and Technology of Process Metallurgy, Proceedings of the 8th Japan-Nordic Countries Joint Symposium on Science and Technology of Process Metallurgy**, Osaka, Japan, v. 15-16, p. 1–5, 2013.
- KEBLOUTI, O.; BOULANOUAR, L.; AZIZI, M. W.; YALLESE, M. A. Modeling and multi-objective optimization of surface roughness and productivity in dry turning of AISI 52100 steel using (TiCN-TiN) coating cermet tools. **International Journal of Industrial Engineering Computations**, v.8, p.71-84, 2017.
- KIMINAMI, C. S.; CASTRO, W. B. D.; OLIVEIRA, M. F. **Introdução aos processos de fabricação de produtos metálicos**. São Paulo: Blucher, 2013.
- KHAN, A. A.; HAJJAJ, S. S. Capabilities of cermet tools for high speed machining of austenitic stainless steel. **Journal of Applied Sciences**, v. 6, n. 4, p. 779- 784, 2006.
- KIESSLING, R. **Non-metallic inclusions in steel**, Parts I-IV. The Metals Society. 450 p. 1978.
- KIESSLING, R. **Non-metallic inclusions in steel**, Part V. The Institute of Metals. 194 p. 1989.
- KLOCKE, F. **Manufacturing Processes 1: Cutting**. 1 ed. Springer, 2011.
- KÖNIG, W.; KLOCKE, F. **Fertigungserfahren: drehen, fräsen, bohren**. 5 ed. Berlin: Springer, 1997.
- KONE, F.; CZARNOTA, C.; HADDAG, B.; NOUARI, M. Finite element modelling of the thermo-mechanical behavior of coatings under extreme contact loading in dry machining. **Surface & Coatings Technology**, v. 205, p. 3559-3566, 2011.
- KORKMAZ, M. E.; GUPTA, M. K.; LI, Z.; KORKMAZ, G. M.; KUNTOĞLU, M.; BINALI, R.; YAŞAR, N.; PIMENOV, D. Y. Indirect monitoring of machining characteristics via advanced sensor systems: a critical review. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v.120, p.7043-7078, 2019-b.
- KPELOU, P.; DJETELI, G.; HOUNSI, A. D.; HAHN, H. P.; ABOKI, T. A.; NAPO, K. A reproduction of the ancient bandjeli's steel-making process. **International Journal of Materials Science and Applications**, v. 3, n. 5, p. 217-225, 2014.
- KRAUSS, George. **Steel: Processing, Structure, and Performance**. 2. ed. ASM International, 2005.
- KUZIĄK, R.; KAWALLA, R.; WAENGLER, S. Advanced high strength steels for automotive industry: A review. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 8, n. 2, p. 103-117, 2008.
- KUNTOĞLU, M.; SAĞLAM, H. Investigation of progressive tool wear for determining of optimized machining parameters in turning. **Measurement**, v. 140, p. 427-436, 2019.
- KUNTOĞLU, M.; SAĞLAM, H. Investigation of Signal Behaviors for Sensor Fusion with Tool Condition Monitoring System in Turning. **Measurement**, 108582, 2020.
- KUNTOĞLU, M.; ASLAN, A.; PIMENOV, D.Y.; USCA, Ü.A.; SALUR, E.; GUPTA, M.K.; MIKOLAJCZYK, T.; GIASIN, K.; KAPŁONEK, W.; SHARMA, S. A Review of Indirect Tool Condition Monitoring Systems and Decision-Making Methods in Turning: Critical Analysis and Trends. **Sensors**, v. 21, 108, 2021.
- LAY, S. HRTEM investigation of dislocation interactions in WC. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 41, p. 416-421, 2013.
- LENGAUER, W.; SCAGNETTO, F. Ti (C, N) -Based Cermets : Critical Review of Achievements and Recent Developments. **Solid State Phenomena**, v. 274, p. 53-100, 2018.
- LI, Y.; CHEN, X. Microstructure and mechanical properties of austempered high silicon cast steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 308, n. 1–2, p. 277-282, 2001.
- LIANG, M.; XIONG, J.; GUO, Z.; WAN, W.; DONG, G. The influence of TiN content on erosion-corrosion behavior of Ti(C,N)-based cermets. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 41, p. 210-215, 2013.
- LIMA, J. G.; AVILA, R.F.; ABRÃO, A. M. Turning of hardened AISI 4340 steel using coated carbide inserts. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture**, v. 221, p. 1359-1366, 2007.

- LIU, B.; LI, W.; LU, X.; JIA, X.; JIN, X. An integrated model of impact-abrasive wear in bainitic steels containing retained austenite. **Wear**, v. 440-441, p. 203088, 2019.
- LIU, C.; LIN, N.; HE, Y. H. Influence of Mo<sub>2</sub>C and TaC additions on the microstructure and mechanical properties of Ti(C, N)-based cermets. **Ceramics International**, v. 42, n. 2, p. 3569-3574, 2016.
- LIU, N.; XU, Y.; LI, Z.; CHEN, M.; LI, G.; ZHANG, L. Influence of molybdenum addition on the microstructure and mechanical properties of TiC-based cermets with nano-TiN modification. **Ceramics International**, v. 29, n. 8, p. 919-925, 2003.
- LIU, N.; CHAO, S.; YANG, H. Liu, S. Chao, H. Yang. Cutting performances, mechanical property and microstructure of ultra-fine grade Ti(C,N)-based cermets. **International Journal of Refractory Metals Hard Materials**, v. 24, p. 445 – 452, 2006.
- MACHADO, Á. R.; ABRÃO, A. M.; COELHO, R. T.; SILVA, M. B. D. **Teoria da usinagem dos materiais**. Blucher, 2ª Edição, 2015.
- MACHINABILITY DATA CENTER. **Machining data handbook**, v. 2, 1980.
- MAGALHÃES, L.C.; CARLESSO, G.C.; LÓPEZ DE LACALLE, L.N.; SOUZA, M.T.; DE OLIVEIRA PALHETA, F.; BINDER, C. Tool Wear Effect on Surface Integrity in AISI 1045 Steel Dry Turning. **Materials** v. 15, n.6, p. 2031-2047, 2022.
- MAKAROV, A. V.; SCHASTLIVTSEV, V.M.; TABATCHIKOVA, T. I.; OSINTSEVA, A. L.; AKOVLEVA, I. L.; EGOROVA, L.Y. Effect of silicon on the wear resistance of high-carbon steels with the structures of isothermal decomposition of austenite during friction and abrasive action. **Russian Metallurgy (Metally)**, v. 2011, n. 4, p. 296-302, 2011.
- MANOJ KUMAR, B. V.; KUMAR, J. R.; BASU, B. Crater wear mechanisms of TiCN-Ni-WC cermets during dry machining. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 25, n. 5-6, p. 392-399, 2007.
- MARDER, A.R.; BRAMFITT, B. L. The effect of morphology on the strength of pearlite. **Metallurgical Transactions A**, v. 7, n. 3, p. 365-372, 1976.
- MARUDA, R.; KROLCZYK, G.M.; MICHALSKI, M.; NIESLONY, P.; WOJCIECHOWSKI, S. Structural and Microhardness Changes After Turning of the AISI 1045 Steel for Minimum Quantity Cooling Lubrication. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 26, p. 431-438, 2017.
- MASOUMI, M.; ECHEVERRI, E. A. A.; TSCHIPTSCHIN, A. P.; GOLDENSTEIN, H. Improvement of wear resistance in a pearlitic rail steel via quenching and partitioning processing. **Scientific Reports**, v.9, 2n. 7454, p. 1-12, 2019.
- MATEO, C.G.; CABALLERO, F.G.; BHADESHIA, H.K.D.H. Superbainita. Una nueva microestructura da alta resistencia. **Revista da Metalurgia**, v. 41, p.186-193, 2005.
- MELKOTE, S.N.; GRZESIK, W.; OUTEIRO, J.; RECH.J.; SCHULZE V.; ATTIA, H.; ARROZOLA, P.J.; SAOUBI, R. M.; SALDANA, C. Advances in material and friction data for modelling of metal machining. **CIRP Annals-Manufacturing Technology**, Elsevier, v.66, n.2, pp.731-754, 2017.
- MEHL, R. F. The structure and rate of formation of pearlite. **Transactions AMS**, v. 29, p. 813, 1941.
- MEHL, R.F; HAGEL, W.C. **The austenite: pearlite reaction**, Progress in Metal Physics, n.6, v. 74–134, 1956.
- MINEVICH, A. A.; EIZNER, B. A.; GICK, L. A.; POPOK, ET. N. N. Case studies on tribological behavior of coated cutting tools. **Tribology Transactions**, v. 43, n. 4, p. 740-748, 2000.
- MISHRA, K; SINGH, A. Effect of interlamellar spacing on fracture toughness of nano-structured pearlite. **Materials Science & Engineering A**, v. 706, p. 22-26, 2017.
- MODI, O. P.; DESHMUKH, N.; MONDAL, D.P.; JHA, A. K.; YEGNESWARAN, A.H.; KHAIRA, H. K. Effect of interlamellar spacing on the mechanical properties of 0.65% C steel. **Materials Characterization**, v. 46, p. 347-352, 2001.
- MODI, O. P.; MONDAL, D. P.; PRASAD, B. K.; SINGH, M.; KHAIRA, H. K. Abrasive wear behaviour of a high carbon steel: effects of microstructure and experimental parameters and correlation with mechanical properties. **Materials Science and Engineering A**, v. 343, p. 235-242, 2003.

- MONTGOMERY, D.C.; RUNGER, G.C. **Estatística aplicada e probabilidade para engenheiros**. 6 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016.
- MOREIRA, L. P. Influência de tratamentos térmicos na resistência à fadiga e ao desgaste de um aço alto carbono microligado ao Nb e V de aplicação ferroviária. 162f. **Tese (doutorado)**, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2019.
- MORAES, L. A. B. Caracterização de macro e micro-inclusões em aços acalmados ao alumínio produzidos por lingotamento contínuo. **Dissertação (Mestrado)**, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.
- NASEEM, S.; LIU, E.; HUANG, X.; HUANG, W. Microstructure and mechanical properties of a high-carbon bainitic steel containing Si/Al by different heat treatment processes. **Materials Express**, v. 10, n. 11, 2020.
- NEŞELI, S.; YALDIZ, S.; TÜRKEŞ, E. Optimization of tool geometry parameters for turning operations based on the response surface methodology. **Measurement**, v. 44, p. 580-587, 2011.
- NOORDIN, M. Y.; VENKATESH, V. C.; SHARIF, S. Dry turning of tempered martensitic stainless tool steel using coated cermet and coated carbide tools. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 185, n. 1-3, p. 83-90, 2007.
- OLIVER GONZÁLEZ, C.J.R.; ÁLVAREZ, E. A.; GARCÍA, J. L. Kinetics of densification and grain growth in ultrafine WC-Co composites. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 59, p. 121-131, 2016.
- OZKAN, M.T.; ULAS, H. B.; BILGIN, M. Experimental design and artificial neural network model for turning the 50CrV4 (SAE 6150) alloy using coated carbide/cermet cutting tools. **Materials and technology**, v. 48, p. 227-236, 2014.
- PAESE, E.; GEIER, M.; RODRIGUES, F. R.; MIKOLAJCZYK, T.; MIA, M. Assessment of cvd-and pvd-coated carbides and pvd-coated cermet inserts in the optimization of surface roughness in turning of AISI 1045 steel. **Materials**, v. 13, n. 22, p. 1-26, 2020.
- PARSONS, S. A.; EDMONDS, D. V. Microstructure and mechanical properties of mediumcarbon ferrite-pearlite steel microalloyed with vanadium. **Materials Science and Technology**, v. 3, 1987.
- PENG, Y.; MIAO, H.; PENG, Z. Development of TiCN-based cermets: Mechanical properties and wear mechanism. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 39, p. 78-89, 2013.
- PEREIRA, L. F. M. Influência do tratamento térmico de homogeneização na microestrutura de um aço utilizado na fabricação de cilindros de laminação para trabalho a frio. **Dissertação (Mestrado)**, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.
- PETROPOULOS, G.; PANDAZARAS, C.; DAVIM, J. P. Surface texture characterization and evaluation related to machining. In: **Surface Integrity Machining**, Springer, v. 2, 2010.
- PIMENOV, D. Y.; GUZEEV, V. I. Mathematical model of plowing forces to account for flank wear using FME modeling for orthogonal cutting scheme. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 89, n. 9-12, p. 3149-3159, 2017.
- PIRSO, J.; VILJUS, M.; JUHANI, K.; KUNINGAS, M. Three-body abrasive wear of TiC-NiMo cermets. **Tribology International**, v. 43, n. 1-2, p. 340-346, 2010.
- PICKERING, F. B. Physical metallurgy and the design of steels. **Applied Sciences Publishers**, London, p. 90-100, 1978.
- PINEDO, C. E. **Tratamentos térmicos e superficiais dos aços**. São Paulo: Blucher, 2021. 326 p.
- PORAT, R.; BER, A. New approach of cutting tool materials – cermets. **Annals of the CIRP**, v.39, n.1, pp.71-76, 1990.
- QIAO, L.; WANG, Z.; WANG, Y.; ZHU, J. Mechanical performance-based optimum design of high carbon pearlitic steel by particle swarm optimization. **Steel Research International**, v. 2000252, p. 1-9, 2020.
- RAJABI, A.; GHAZALI, M. J.; DAUD, A. R. Chemical composition, microstructure and sintering temperature modifications on mechanical properties of TiC-based cermet - A review. **Materials and Design**, v. 67, p. 95-106, 2015.

- RAMOS, D. S.; OLIVEIRA, C. A. S.; FERRER, M.H.; OGLIARI, V.; EISMANN, G. Efeito da composição química na cinética e morfologia da transformação bainítica em aços de alto carbono e teores variáveis de Si, Mn e Ni. **21º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, n. 1, p. 2665-2672, 2014.
- RAY, K.K.; MONDA, D. Effect of interlamellar spacing on strength of pearlite in annealed eutectoid and hypoeutectoid plain carbon steels. **Acta Metallurgica Et Materialia**, v.39, p. 2201–2208, 1991.
- RECH, J; KUSIAK, A; BATTAGLIA, J L. Tribological and thermal functions of cutting tool coatings. **Surface & Coatings Technology**, v. 186, p. 364-371, 2004.
- REYNOLDS, W.T.; LI, F.Z.; SHUI, C.K.; AARONSON, H.I. The incomplete transformation phenomenon in Fe-C-Mo alloys. **Metallurgical Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 21A, pp.1433-1463, 1990.
- REIS, B. C. M.; PEREIRA, N. F. S.; DOS SANTOS, A. J.; CÂMARA, M. A.; FARIA, P. E.; RODRIGUES, P. C. M.; RUBIO, J. C. C. Influência do material da ferramenta de corte sobre a usinabilidade do aço ABNT 4340 no torneamento. **RevistaMatéria**, v. 24, n.1, 2019-a.
- REIS, B. C. M.; DOS SANTOS, A. J.; PEREIRA, N. F. S.; CÂMARA, M. A.; FARIA, P. E.; ABRÃO, A. M. Cutting performance and wear behavior of coated cermet and coated carbide tools when turning AISI 4340 steel. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v.105, p.1655-1663, 2019-b.
- SALDARRIAGA, P. A. C. Estudo dos campos de tensão gerados por inclusões durante o processo de torneamento em aços ABNT 1045 utilizando o método dos elementos finitos. **Dissertação (Mestrado)**, Universidade de São Paulo, 2008.
- SALMAN, K.H.; ELSHEIKH, A. H.; ASHHAM, M.; ALI, M. K. A.; RASHAD, M.; HAIYOU, Z. Effect of cutting parameters on surface residual stresses in dry turning of AISI 1035 alloy. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 41, n. 349, 2019.
- SAMPAIO, M.A.; MACHADO, R.; LAURINDO, C.A.H.; TORRES, R.; AMORIM, F.L. Influence of minimum quantity of lubrication (MQL) when turning hardened SAE 1045 steel: A comparison with dry machining. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 98, p. 959–968, 2018.
- SANDVIK, B.P.J.; NEVALAINEN, H.P. Structure-property relationships in commercial low-alloy bainitic–austenitic steel with high strength, ductility, and toughness. **Materials Science and Technology**, v.8, p. 213-220, 1981.
- SANDVIK, A. **Modern metal cutting**. 1st edn. Sandvik Coromant Technical Editorial Department: Tofters Tryckeri, Sweden, 1994.
- SANTOS, S. C. SALES, W. F. **Aspectos tribológicos da usinagem dos materiais**. São Paulo: Artliber, 246 p, 2007.
- SAHOO, A. K.; SAHOO, B. Experimental investigations on machinability aspects in finish hard turning of AISI 4340 steel using uncoated and multilayer coated carbide inserts. **Measurement**, v. 45, n. 8, p. 2153-2165, 2012.
- SAHOO, P. Surface topography. In: **Tribology for Engineers: A practical Guide**, v.1, p. 1-32, 2011.
- SAINI, A.; DHIMAN, S.; SHARMA, R.; SETIA, S. Experimental estimation and optimization of process parameters under minimum quantity lubrication and dry turning of AISI-4340 with different carbide inserts. **Journal of Mechanical Science and Technology**, v. 28, n. 6, p. 2307-2318, 2014.
- SARIN, V.K.; LLANES, L.; MARI, D. **Comprehensive hard materials**. 1 ed. Elsevier, 2014.
- SARJANA, S.S.; BENCHEIKH, I.; NOUARI, M.; GINTING, A. Study on cutting performance of cermet tool in turning of hardened alloy steel. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 91, n. 105255, 2020.
- SEDLACEK, M. GREGORCIC, P.; PODGORNIK, B. Use of the roughness parameters S<sub>sk</sub> and S<sub>ku</sub> to control friction-a method for designing surface texturing. **Tribology Transactions**, v. 60, n.2, 2016.
- SILVA, L. A. O.; SARTORI, G. A. C.; BONDARCHUK, D.; COSTA, I. M. O. A.; MESPLONT, C.; VOGT, J-B. Effect of Interlamellar Spacing on the Low Cycle Fatigue Behavior of a Fully Pearlitic Steel. **Metallography, Microstructure, and Analysis**, v. 10, p.692-699, 2021.

- SHARMA, S.; SANGAL, S.; MONDAL, K. Wear behaviour of bainitic rail and wheel steels. **Materials Science and Technology**, v. 32, n. 4, p. 266-274, 2016.
- SHAW, M.C. **Metal cutting principles**. New York: Oxford University press, 2005.
- SHIPWAY, P. H.; WOOD, S. J.; DENT, A. H. The hardness and sliding wear behaviour of a bainitic steel. **Wear**, v. 203-204, p. 196-205, 1997.
- SHIMANOV, M.; KORPALA, G.; TERZIC, A.; KAWALLA, R. Bainitic steels, their characteristics and applications. **Key Engineering Materials**, v. 684, p. 104-110, 2016.
- SIDDIQUE, R. NOUMOWE, A. Review. Utilization of spent foundry sand in controlled low-strength materials and concrete. **Resources, Conservation and Recycling**, v. 53, n. 1-2, p. 27-35, 2008.
- SIKDAR, S.K.; CHEN, M. Relationship between tool flank wear area and component forces in single point turning. **Journal of Materials Processing Technology**, v.128, 210 – 215, 2002.
- SILVA, A.L.V.C.; MEI, P.R. **Aços e Ligas Especiais: Classificação e seleção de aços**. 2 ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2006.
- SINGH, B. K.; ROY, H.; MONDAL, B.; ROY, S. S.; MANDAL, N. Measurement of chip morphology and multi criteria optimization of turning parameters for machining of AISI 4340 steel using Y-ZTA cutting insert. **Measurement**, v. 142, p. 181-194, 2019.
- SINGH, K.; SINGH, A. Tribological response and microstructural evolution of nanostructured bainitic steel under repeated frictional sliding. **Wear**, v. 410-411, p. 63-71, 2018.
- SIMS, C.E. **The nonmetallic constituents of steel**. Trans. Met. Soc. AIME, v. 215, pp. 367–393, 1959.
- SIVARAMAN, V.; SANKARAN, S.; VIJAYARAGHAVAN, L. A study on the influence of cutting parameters on forces during machining the multiphase V-microalloyed steel. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v.79, p.1285-1292, 2015.
- SOLIMAN, M.; PALKOWSKI, H. Development of the low temperature bainite. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 16, p. 403-412, 2016.
- STÅHL, E.J. **Metal cutting theories and models**. Division of Production and Materials Engineering, 2012.
- STEINMETZ, E.; LINDENBERG, H.-U. Einfluß von Kohlenstoff, Silicium und Aluminium auf die Morphologie der Sulfide in Eisenwerkstoffen. **Arch. Eisenhüttenwes**, v. 47, p. 713 - 718, 1976.
- SURESH, R.; BASAVARAJAPPA, S.; GAITONDE, V. N.; SAMUEL, G.L. Machinability investigations on hardened AISI 4340 steel using coated carbide insert. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 33, p. 75-86, 2012.
- TALEFF, E. M.; LEWANDOWSKI, J. J.; POURLADIAN, B. Microstructure-property relationships in pearlitic eutectoid and hypereutectoid carbon steels. **Jom**, v. 54, n. 7, p. 25-30, 2002.
- TENAGLIA, N. E.; BOERI, R. E.; MASSONE, J. M.; BASSO, A. D. Assessment of the austemperability of high-silicon cast steels through Jominy hardenability tests hardenability tests. **Materials Science and Technology**, v. 34, n. 16, p. 1–11, 2018.
- THELNING, K.E. **Steel and its heat treatment**. 2. ed. Butterworth-Heinemann, 1967.
- THE NATIONAL STANDARDS AUTHORITY OF IRELAND (NSAI). **ISO 6507-1: 2018**. Materiais metálicos - Teste de dureza Vickers - Parte 1: Método do teste, 2018.
- TYLCZAK, J.H.; OREGON, A. **Friction, Lubrication, and Wear Technology**. ASM Handbook, vol. 18, ASM International, Materials Park, OH, USA, 1992.
- TORIBIO, J.; GONZÁLEZ, B. MATOS, J.C.; AYASO, F. J. Role of the microstructure on the mechanical properties of fully pearlitic eutectoid steels. **Frattura ed Integrita Strutturale**, v. 30, p. 424–430, 2014.
- TORRES, W.C. Desenvolvimento e caracterização de aço fundido visando obtenção de microestrutura bainítica com refino microestrutural. **Dissertação (mestrado)**, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais-CEFET-MG, Belo Horizonte, 2019.
- TORRE, J. **Manual prático de fundição e elementos de prevenção de corrosão**. São Paulo, Hemus, 2004.



- TOUBHANS, B. Machinability of inconel 718 during turning: Cutting force model considering tool wear, influence on surface integrity. **Journal of Materials Processing Tech.**, v. 285, 2020.
- TOUGGUI, Y.; BELHADI, S.; UYSAL, A.; TEMMAR, M.; YALLESE, M. A. A comparative study on performance of cermet and coated carbide inserts in straight turning AISI 316L austenitic stainless steel. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 112, p. 241-260, 2020-a.
- TOUGGUI, Y.; BELHADI, S.; MECHRAOUI, S-E.; UYSAL, A.; YALLESE, M. A.; TEMMAR, M. Multi-objective optimization of turning parameters for targeting surface roughness and maximizing material removal rate in dry turning of AISI 316L with PVD-coated cermet insert. **SN Applied Sciences**, v. 2, n. 1360, 2020-b.
- THOORS, H. CHANDRASEKARAN, H.; ÖLUND, P. Study of some active wear mechanisms in a titanium-based cermet when machining steels. **Wear**, v. 162-164, part A, p. 1-11, 1993.
- TRENT, E; WRIGHT, P. **Metal Cutting**. 4 ed. Butterworth Heinemann, 2000.
- VIÁFARA, C. C.; CASTRO, M. I.; VÉLEZ, J. M.; TORO, A. Unlubricated sliding wear of pearlitic and bainitic steels. **Wear**, v. 259, n. 1-6, p. 405-411, 2005.
- WEINERT, K.; INASAKI, I.; SUTHERLAND, J. W.; WAKABAYASHI, T. Dry machining and minimum quantity lubrication. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 53, n. 2, p. 511-537, 2004.
- WIESER, P. F. **Steel Castings Handbook** 20. 6th ed.. Steel Founders` Soc., 1980.
- WHITEHOUSE, D. J. Surface texture. In: **Handbook of surface Metrology**, v.18, p. 184-190, 1994.
- WICKHAM, H. STRYJEWSKI L. 40 Years of boxplots. **Am Statistician**, preprint, 2011.
- WOBETO, E. I. Uma abordagem heurística para o problema de planejamento da produção em fundições – Estudo de Caso. **Dissertação (mestrado)**, Universidade Federal de Santa Maria, RS, 2008.
- WU, K. M.; BHADESHIA, H. K.D.H. Extremely fine pearlite by continuous cooling transformation. **Scripta Materialia**, v. 67, n. 1, p. 53-56, 2012.
- XU, Q.; ZHAO, J.; AI, X. Cutting performance of tools made of different materials in the machining of 42CrMo4 high-strength steel: a comparative study. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 93, n. 5-8, p. 2061-2069, 2017.
- YANG, T.; NI, L.; XIONG, J.; SHI, R.; ZHENG, Q. Flank wear mechanism and tool endurance of (Ti,W)C-Mo<sub>2</sub>C-Co cermets during dry turning. **Ceramics International**, v. 44, p. 8447-8455, 2018.
- YILDIRIM, Ç. V.; ŞIRIN, S.; KIVAK, T.; SARIKAYA, M. A comparative study on the tribological behavior of mono&proportional hybrid nanofluids for sustainable turning of AISI 420 hardened steel with cermet tools. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 73, p. 695-714, 2022.
- YOOZBASHI, M. N.; YAZDANI, S.; WANG, T. S. Design of a new nanostructured, high-Si bainitic steel with lower cost production. **Materials and Design**, v. 32, n. 6, p. 3248-3253, 2011.
- ZHANG, C. L.; LIU, Y. Z.; ZHOU, L. Y. Influence of pearlite interlamellar spacing on the deformation behavior and fracture characteristics in spring steel 60Si2MnA. **Applied Mechanics and Materials**, v. 456, p. 388-391, 2014.
- ZHANG, F.; ZHAO, Y.; TAN, Y.; JI, X.; XIANG, S. Study on the nucleation and growth of pearlite colony and impact toughness of eutectoid steel. **Metals**, v.9, n. 1133, p. 1-13, 2019.
- ZHANG, S. Titanium carbonitride-based cermets: processes and properties. **Materials Science and Engineering A**, v. 163, n. 1, p. 141-148, 1993.
- ZHANG, Y.; ZHENG, Y.; ZHONG, J.; YUAN, Q.; WU, P. Effect of carbon content and cooling mode on the microstructure and properties of Ti(C,N)-based cermets. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 27, n. 6, p. 1009-1013, 2009.
- ZHENG, G.; XU, R.; CHENG, X.; ZHAO, G.; LI, L.; ZHAO, J. Effect of cutting parameters on wear behavior of coated tool and surface roughness in high-speed turning of 300M. **Measurement**, v. 125, p. 99-108, 2018.

ZHENG, G.; CHENG, X.; YANG, X.; XU, R.; ZHAO, J.; ZHAO, G. Self-organization wear characteristics of MTCVD-TiCN-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coated tool against 300M steel. **Ceramics International**, v. 43, n. 16, p. 13214-13223, 2017.

ZHENG, G.; LI, L.; LI, Z.; GAO, J.; NIU, Z. Wear mechanisms of coated tools in high-speed hard turning of high strength steel. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 94, p. 4553-4563, 2018.

ZHU, K.; OBERBILLIG, C.; MUSIK, C.; LOISON, D.; LUNG, T. Effect of B and B + Nb on the bainitic transformation in low carbon steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, p. 4222-4231, 2011.

## ANEXOS A – Composição química dos corpos de prova utilizados no torneamento



**Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais - LAMAT**  
Acreditado pela Coordenação Geral de Acreditação - CGCRE  
Accredited by General Coordination for Accreditation - CGCRE

**Análise Química por Espectrometria Ótica - Base Ferro**  
Chemical Analysis by Optical Spectrometry - Iron Base

Ensaio NBR ISO/IEC 17025  
CRL 0126

### Relatório / Report nº 8768/2019

**Solicitante / Requester:** CETEF - LAMAT - C.C 13120/3492  
**Endereço / Address:** Rua Lília Antunes, 99 - Nogueira Machado - Itaúna - MG  
**Material / Material:** Amostra para análise  
**Identificação do Cliente / Identification by customer:** Material: Aço - Recozido - Tubo desgaste

| Elementos<br><i>Elements</i> | Concentração<br><i>Concentration</i> | Unidade<br><i>Unit</i> |
|------------------------------|--------------------------------------|------------------------|
| Carbono (C)                  | 0,7544                               | %                      |
| Silício (Si)                 | 1,8325                               | %                      |
| Manganês (Mn)                | 0,8156                               | %                      |
| Fósforo (P)                  | 0,0287                               | %                      |
| Enxofre (S)                  | 0,0123                               | %                      |
| Cromo (Cr)                   | 0,9926                               | %                      |
| Molibdênio (Mo)              | 0,2020                               | %                      |
| Níquel (Ni)                  | 0,5219                               | %                      |
| Alumínio (Al Total)          | 0,0074                               | %                      |
| Cobalto (Co)                 | 0,0060                               | %                      |
| Cobre (Cu)                   | 0,0158                               | %                      |
| Nióbio (Nb)                  | ND                                   | %                      |
| Titânio (Ti)                 | 0,0029                               | %                      |
| Vanádio (V)                  | 0,0103                               | %                      |
| Tungstênio (W)               | ND                                   | %                      |

| Elementos<br><i>Elements</i> | Concentração<br><i>Concentration</i> | Unidade<br><i>Unit</i> |
|------------------------------|--------------------------------------|------------------------|
| Chumbo (Pb)                  | ND                                   | %                      |
| Estanho (Sn)                 | 0,0035                               | %                      |
| Arsênio (As)                 | ND                                   | %                      |
| Zircônio (Zr)                | ND                                   | %                      |
| Bismuto (Bi)                 | ND                                   | %                      |
| Cálcio (Ca)                  | 0,0032                               | %                      |
| Cério (Ce)                   | 0,0045                               | %                      |
| Antimônio (Sb)               | ND                                   | %                      |
| Selênio (Se)                 | ND                                   | %                      |
| Tântalo (Ta)                 | ND                                   | %                      |
| Boro (B)                     | ND                                   | %                      |
| Zinco (Zn)                   | 0,0014                               | %                      |
| Lantânio (La)                | ND                                   | %                      |
| Nitrogênio (N)               | 0,0135                               | %                      |
| Ferro (Fe) Balanço           | 94,7512                              | %                      |

Este relatório contém resultados que se referem exclusivamente à amostra enviada pelo solicitante e somente deve ser reproduzido por completo, sendo que a reprodução de partes requer aprovação  
*This report contain results referred exclusively specimen sent by requester and should only be full reproduced, and the reproductions of parts requires written approval of the LAMAT.*

| Informações / <i>Informations:</i>   |
|--|
| * Temperatura máxima do laboratório: 28°C / <i>Maximum Temperature of laboratory: 28°C.</i>  |
| Procedimento / Método / <i>Procedure / Method:</i>   |
| * Análise realizada segundo Instrução Técnica IT Lab 249 / <i>Analyses performed by technical instruction IT Lab 249.</i>  |
| * Normas: ASTM E 415:2017, ASTM E 1086:2014 e ASTM A 751:2014a / <i>Standards: ASTM E 415:2017, ASTM E 1086:2014 e ASTM A 751:2014a.</i>   |
| Observações / <i>Observations:</i>   |
| O equipamento analisa somente os elementos apresentados no quadro deste relatório. A base refere-se ao balanceamento da composição para cem por cento podendo conter outros elementos não detectados / <i>The equipment only analyzes the elements presented in the chart of this report. The base refers to the balance of the composition for hundred percent and may contain other undetected elements.</i>   |
| * Onde consta ND (Não Detectado), significa que o resultado do elemento está abaixo do limite inferior da faixa de detecção do equipamento e NQ (Não Quantificado) está acima do limite superior da faixa de detecção do equipamento / <i>Where reported ND (Not Detected), the result means that the element is below the lower limit of the detection range of equipment and NQ (Not Quantified) is above the upper limit of the detection range of the equipment.</i> |




### Relatório / Report nº 8768/2019

|  |
|--|
| <b>Equipamento utilizado / Equipment used:</b>   |
| * Método utilizado - Espectrometria de Emissão Ótica / Method used - Optical emission spectrometry.  |
| <b>Equipamentos / Instruments / Equipment / Instruments:</b>   |
| * Espectrômetro de Emissão Ótica SPECTROMAXx identificação 159239, calibrado pelo fabricante / Optical emission spectrometer Spectromaxx, Identification 159239, calibrated by manufacturer. |

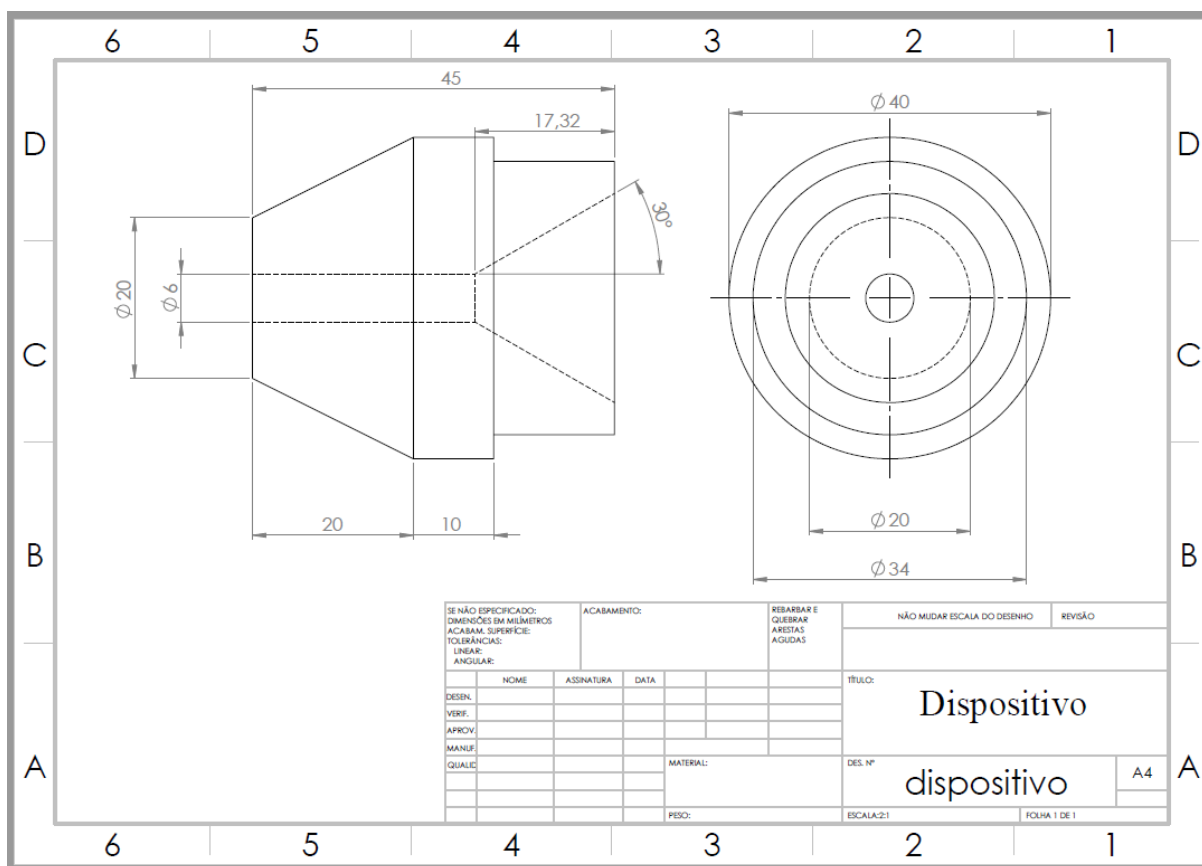
| Incerteza de Medição / Measurement Uncertainty |                            |  |  |
|--|----------------------------|--|--|
| Elemento<br>Element                            | +/- U 95% /<br>Uncertainty | Fator de<br>Abrangência<br>Coverage factor (K) | Graus de Liberdade<br>Degrees of freedom<br>V <sub>eff</sub> |
| C  | 0,0090                     | 2,11   | 25,379   |
| Si   | 0,0128                     | 2  | infinito   |
| Mn   | 0,0023                     | 2  | infinito   |
| P  | 0,0083                     | 2  | infinito   |
| S  | 0,0019                     | 2,06   | 39,464   |
| Cr   | 0,0061                     | 2,23   | 12,014   |
| Mo   | 0,0101                     | 2,25   | 11,678   |
| Ni   | 0,0088                     | 2,15   | 18,503   |
| Al   | 0,0032                     | 2,05   | 57,907   |
| Co   | 0,0032                     | 2  | infinito   |
| Cu   | 0,0041                     | 2,05   | 58,736   |
| Nb   | 0,0063                     | 2,14   | 19,18  |
| Ti   | 0,0068                     | 2,25   | 11,942   |
| V  | 0,0025                     | 2,16   | 17,034   |
| W  | 0,0124                     | 2  | infinito   |
| Pb   | 0,0007                     | 2  | infinito   |
| Sn   | 0,0014                     | 2,05   | 50,671   |
| As   | 0,0066                     | 2,2  | 14,64  |
| Zr   | 0,0026                     | 2,02   | 103,239  |
| Bi   | 0,0006                     | 2,13   | 42,46  |
| Ca   | 0,0002                     | 2  | infinito   |
| Ce   | 0,0002                     | 2  | infinito   |
| Sb   | 0,0024                     | 2  | infinito   |
| Se   | 0,0014                     | 2,05   | 56,273   |
| Ta   | 0,0042                     | 2,15   | 18,171   |
| B  | 0,0003                     | 2,02   | 183,64   |
| Zn   | 0,0002                     | 2  | infinito   |
| La   | 0,0002                     | 2,05   | 68,598   |
| N  | 0,0019                     | 2,11   | 23,62  |

\* Esta foi a maior incerteza encontrada e foi obtida através da multiplicação da incerteza de medição combinada pelo fator de abrangência K (coeficiente de segurança), proporcionando um nível de confiança de aproximadamente de 95% / This is the bigger uncertainty found and was obtained through for multiplication for measurement uncertainty combined by the coverage factor K (safety factor), providing a level by safety approximately 95%.

|                                 |          |  |   |
|---------------------------------|----------|--|---|
| <b>Recepção / Reception</b>     | 23/07/19 | <b>Analista</b><br>Analyst                               | <b>Responsável</b><br>Responsible   |
| <b>Realização / Achievement</b> | 24/07/19 | Jorge Henrique Queiroz Ferreira<br>Laboratorista Técnico |  |
| <b>Emissão / Emission</b>       | 24/07/19 |  | José Milton Bernardes<br>Laboratorista - CRO 02404823                                 |

**Responsável Técnico LAMAT: João Pousa Alves Filho, CREA-MG 0000168139D**  
Technical Responsible LAMAT: João Pousa Alves Filho, CREA-MG 0000168139D

## APÊNDICE A – Dimensões do contra prova



## APÊNDICE B – Análise preliminar: Escolha das Ferramentas

### B.1 Força de Corte

\*dados em branco, são valores que apresentaram erro quando coletados.

| Ferramentas    | Velocidade de corte [m/min] | Força de corte [N] |
|----------------|-----------------------------|--------------------|
| UE6110-SA (MD) | 150                         | 1513,63            |
| MC6025-MP (MD) | 150                         | 1286,20            |
| MC6025-LP (MD) | 150                         | 1501,95            |
| AP25N-SH (CM)  | 150                         | 1489,25            |
| MC3025-MP (CM) | 150                         | 1614,73            |
| MC3025-LP (CM) | 150                         | 1530,74            |
| UE6110-SA (MD) | 250                         | 1466,48            |
| MC6025-MP (MD) | 250                         | 1559,07            |
| MC6025-LP (MD) | 250                         | 1487,21            |
| AP25N-SH (CM)  | 250                         | 1549,36            |
| MC3025-MP (CM) | 250                         | *                  |
| MC3025-LP (CM) | 250                         | *                  |
| UE6110-SA (MD) | 350                         | 1538,64            |
| MC6025-MP (MD) | 350                         | 1411,46            |
| MC6025-LP (MD) | 350                         | 1502,96            |
| AP25N-SH (CM)  | 350                         | 1636,30            |
| MC3025-MP (CM) | 350                         | *                  |
| MC3025-LP (CM) | 350                         | *                  |

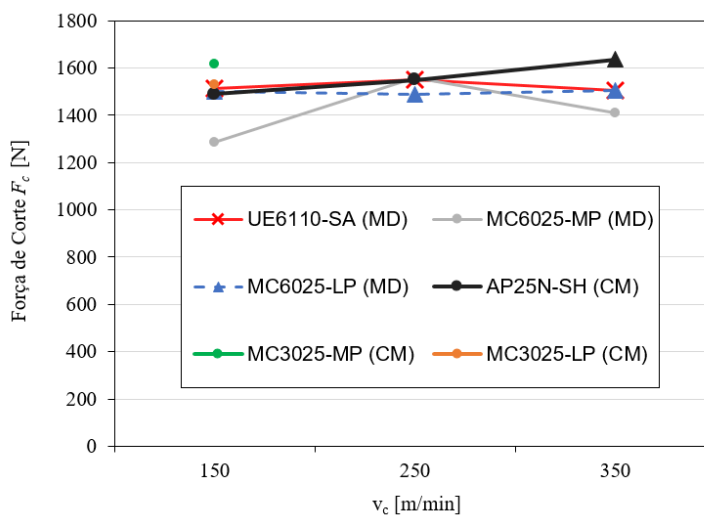


FIGURA B.1 - Valores de força de corte e gráfico para as ferramentas de Metal Duro (MD) e Cermet (CM)  
FONTE - A autora (2019)

Dentre dos parâmetros avaliados as ferramentas que apresentaram menores valores de força de corte foi a ferramenta de metal duro MC6025 com quebra cavaco MP e LP. O comportamento da força de corte sofre influência significativa dos materiais das ferramentas de corte. No entanto, essa influência depende de vários fatores, tais como: composição química da ferramenta de corte, parâmetros de usinagem (velocidade de corte, profundidade de usinagem e avanço), geometria da ferramenta e tempo de corte.

### B.2 Desvio aritmético médio ( $R_a$ )

Quanto aos valores de  $R_a$ , as ferramentas que apresentaram menores valores foram o metal duro MC6025 com quebra cavaco MP e LP e a ferramenta AP25N-SH.

| Ferramentas    | Velocidade de corte [m/min] | Desvio aritmético médio [ $R_a$ ] |
|----------------|-----------------------------|-----------------------------------|
| UE6110-SA (MD) | 150                         | 2,80                              |
| MC6025-MP (MD) | 150                         | 2,80                              |
| MC6025-LP (MD) | 150                         | 2,66                              |
| AP25N-SH (CM)  | 150                         | 3,30                              |
| MC3025-MP (CM) | 150                         | 3,40                              |
| MC3025-LP (CM) | 150                         | 3,46                              |
| UE6110-SA (MD) | 250                         | 3,20                              |
| MC6025-MP (MD) | 250                         | 3,00                              |
| MC6025-LP (MD) | 250                         | 2,93                              |
| AP25N-SH (CM)  | 250                         | 2,70                              |
| MC3025-MP (CM) | 250                         | 2,93                              |
| MC3025-LP (CM) | 250                         | 2,80                              |
| UE6110-SA (MD) | 350                         | 3,00                              |
| MC6025-MP (MD) | 350                         | 2,80                              |
| MC6025-LP (MD) | 350                         | 2,93                              |
| AP25N-SH (CM)  | 350                         | 2,75                              |
| MC3025-MP (CM) | 350                         | 2,80                              |
| MC3025-LP (CM) | 350                         | 3,73                              |

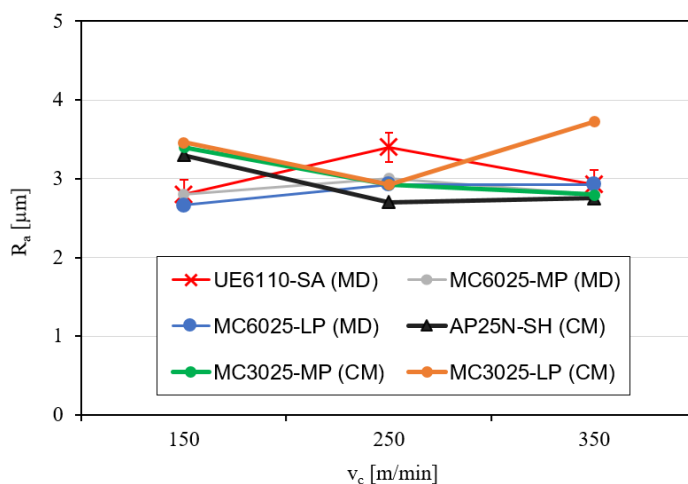


FIGURA B. 2 - Valores de  $R_a$  e gráfico para as ferramentas de Metal Duro (MD) e Cermet (CM)

FONTE - A autora (2019)

### B.3 Imagens do corpo de prova após ensaio preliminar

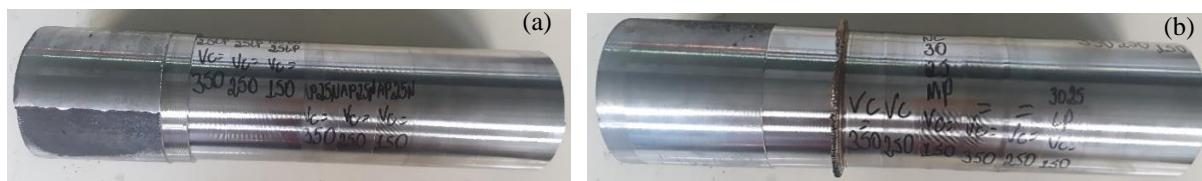


FIGURA B.3 - a) Análise preliminar das ferramentas UE6110-SA (MD); AP25N-SH (CM); MC6025-LP (MD); b) análise preliminar das ferramentas MC6025-MP (MD); MC3025-LP (CM); MC3025-MP (CM)

FONTE - A autora (2019)

#### B.4 Análise visual do desgaste na região de flanco das ferramentas de corte

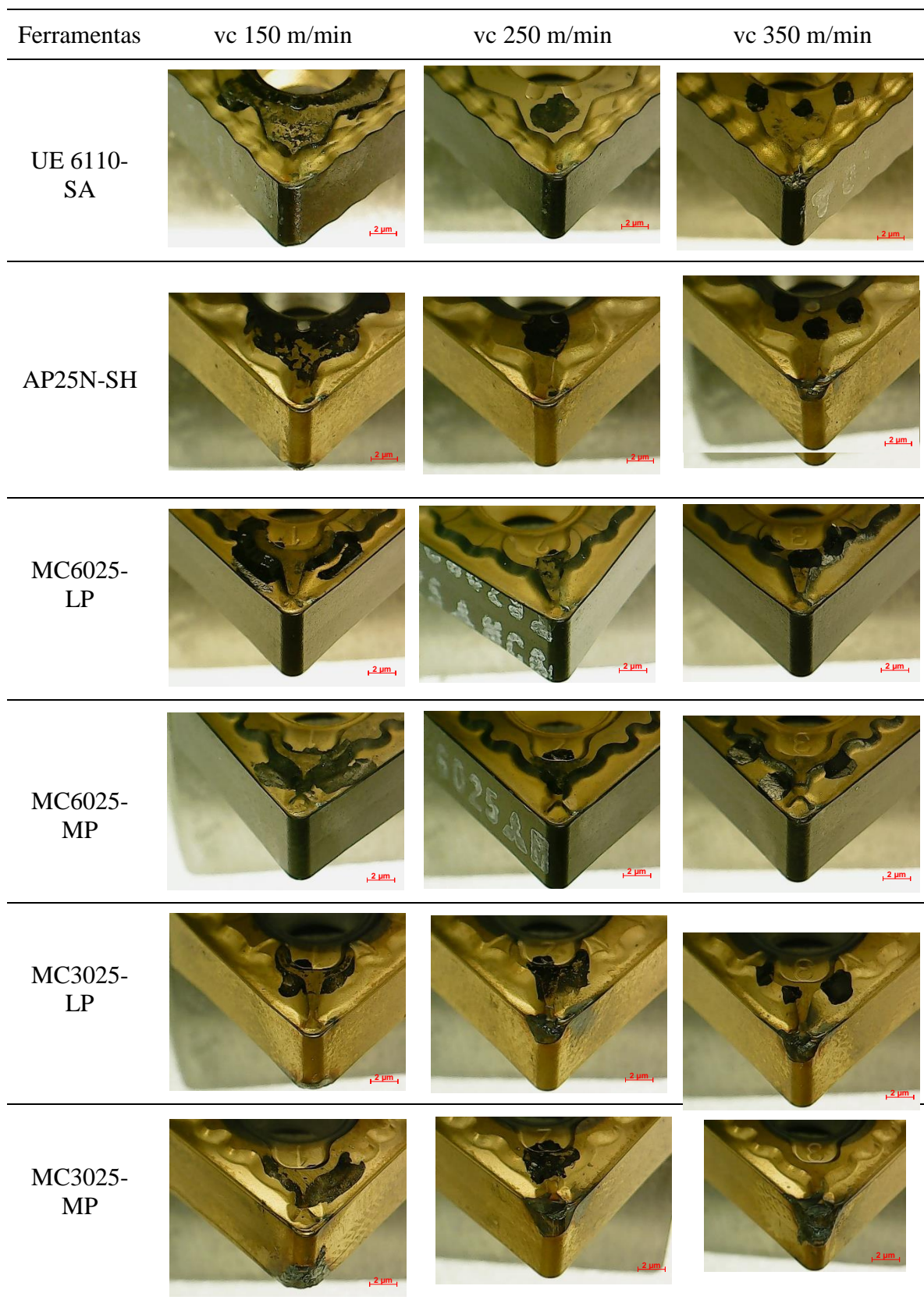


FIGURA B.4 - Análise visual da região de flanco para as ferramentas de Metal Duro (MD) e Cermet (CM)  
 FONTE - A autora (2019)

**APÊNDICE C – Medições de macro e microdureza****C.1 Macro dureza**

| <b>Medição</b>      | <b>Macro dureza do corpo de prova</b> |           |
|---------------------|---------------------------------------|-----------|
|                     | <b>HRC</b>                            | <b>HV</b> |
| 1                   | 25                                    | 266       |
| 2                   | 26                                    | 272       |
| 3                   | 26                                    | 272       |
| 4                   | 26                                    | 272       |
| 5                   | 26                                    | 272       |
| 6                   | 25                                    | 266       |
| 7                   | 25                                    | 266       |
| 8                   | 26                                    | 272       |
| 9                   | 26                                    | 272       |
| 10                  | 25                                    | 266       |
| 11                  | 26                                    | 272       |
| 12                  | 26                                    | 272       |
| 13                  | 25                                    | 266       |
| 14                  | 25                                    | 266       |
| 15                  | 26                                    | 272       |
| <b>Média</b>        | -                                     | 270       |
| <b>Desv. Padrão</b> | -                                     | 3         |

FIGURA C. 1 - Macro dureza do aço HC-HSi.

FONTE - A autora (2023)



## C.2 Microdureza

| Microdureza do corpo de prova (HV) |        |         |        |         |        |         |        |
|------------------------------------|--------|---------|--------|---------|--------|---------|--------|
| Medição                            | Valor  | Medição | Valor  | Medição | Valor  | Medição | Valor  |
| 1                                  | 270,44 | 31      | 248,82 | 61      | 272,54 | 91      | 261,20 |
| 2                                  | 250,24 | 32      | 261,20 | 62      | 239,36 | 92      | 242,97 |
| 3                                  | 257,68 | 33      | 230,01 | 63      | 285,02 | 93      | 230,20 |
| 4                                  | 259,74 | 34      | 254,76 | 64      | 263,60 | 94      | 274,06 |
| 5                                  | 308,36 | 35      | 252,27 | 65      | 253,03 | 95      | 254,82 |
| 6                                  | 268,31 | 36      | 260,08 | 66      | 256,40 | 96      | 264,17 |
| 7                                  | 250,30 | 37      | 262,91 | 67      | 272,00 | 97      | 298,23 |
| 8                                  | 278,24 | 38      | 256,46 | 68      | 219,23 | 98      | 236,55 |
| 9                                  | 254,16 | 39      | 279,99 | 69      | 257,68 | 99      | 273,39 |
| 10                                 | 264,98 | 40      | 284,25 | 70      | 295,02 | 100     | 269,37 |
| 11                                 | 281,38 | 41      | 213,80 | 71      | 263,54 | 101     | 243,89 |
| 12                                 | 232,13 | 42      | 233,18 | 72      | 266,61 | 102     | 303,13 |
| 13                                 | 227,60 | 43      | 223,11 | 73      | 229,45 | 103     | 284,05 |
| 14                                 | 244,76 | 44      | 225,99 | 74      | 261,66 | 104     | 245,22 |
| 15                                 | 242,47 | 45      | 248,55 | 75      | 276,44 | 105     | 283,28 |
| 16                                 | 256,51 | 46      | 254,76 | 76      | 248,29 | 106     | 266,61 |
| 17                                 | 262,85 | 47      | 245,89 | 77      | 244,10 | 107     | 289,32 |
| 18                                 | 274,42 | 48      | 268,31 | 78      | 255,80 | 108     | 280,43 |
| 19                                 | 293,46 | 49      | 254,49 | 79      | 269,08 | 109     | 254,87 |
| 20                                 | 245,02 | 50      | 233,03 | 80      | 236,21 | 110     | 240,76 |
| 21                                 | 263,25 | 51      | 248,61 | 81      | 262,63 | 111     | 268,01 |
| 22                                 | 261,49 | 52      | 236,51 | 82      | 224,68 | 112     | 270,03 |
| 23                                 | 242,52 | 53      | 255,80 | 83      | 294,07 | 113     | 240,46 |
| 24                                 | 298,30 | 54      | 270,44 | 84      | 275,21 | 114     | 253,89 |
| 25                                 | 260,87 | 55      | 218,27 | 85      | 248,34 | 115     | 293,46 |
| 26                                 | 275,21 | 56      | 259,35 | 86      | 244,92 |         |        |
| 27                                 | 274,48 | 57      | 304,83 | 87      | 256,02 |         |        |
| 28                                 | 252,59 | 58      | 266,78 | 88      | 271,46 |         |        |
| 29                                 | 237,53 | 59      | 258,73 | 89      | 287,36 |         |        |
| 30                                 | 229,45 | 60      | 275,21 | 90      | 269,25 |         |        |
| <b>Média</b>                       | 259,36 |         |        |         |        |         |        |
| <b>Desv.Padrão</b>                 | 20,06  |         |        |         |        |         |        |

FIGURA C. 2 - Microdureza do aço HC-HSi.  
 FONTE - A Autora (2023)

## APÊNDICE D – Gráficos Tensão x Deformação e valores de Tensão de Escoamento

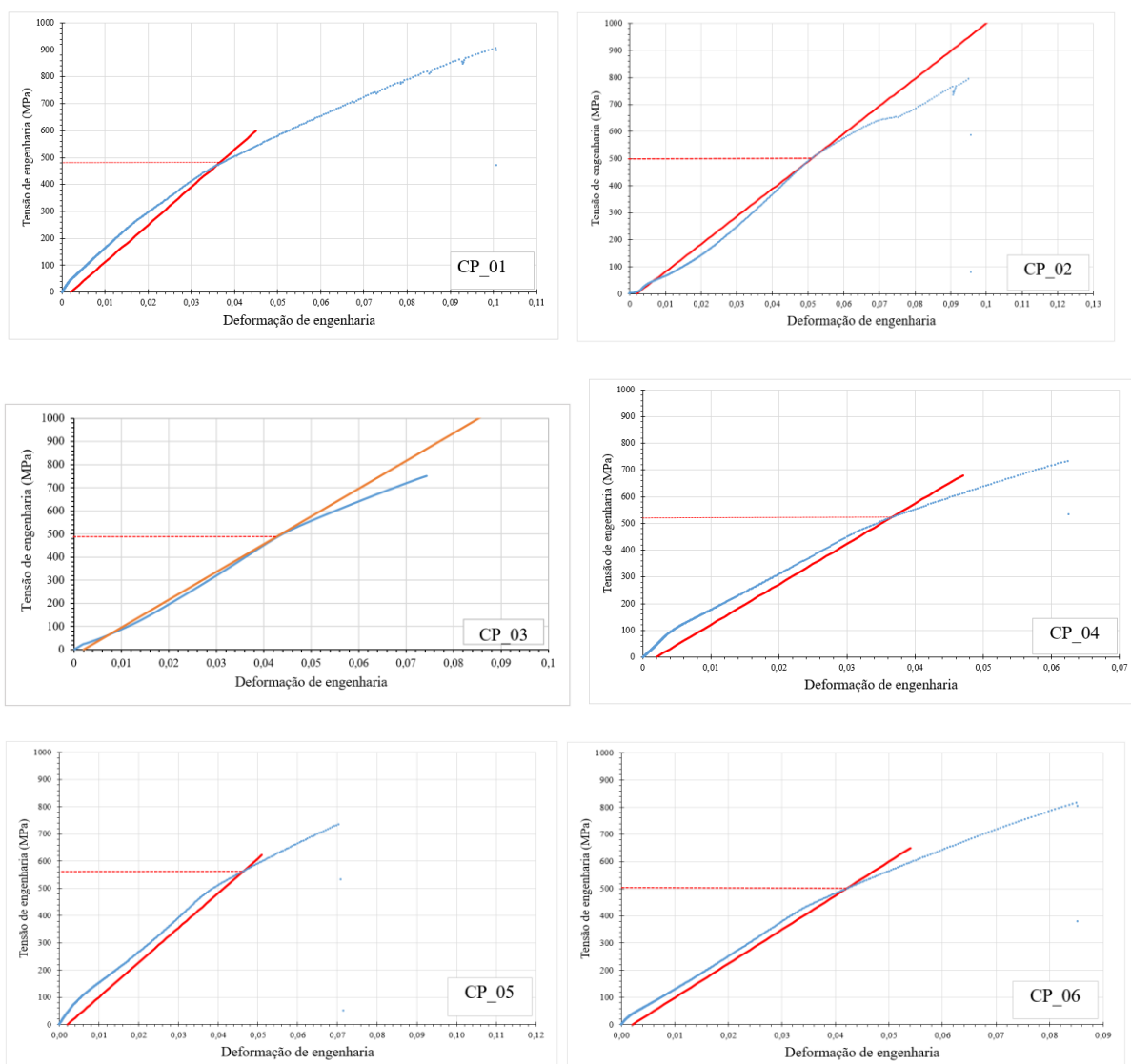


FIGURA D - Gráficos de Tensão x Deformação e determinação dos valores da tensão de escoamento para os CP-01 ao CP-06.

FONTE - A Autora (2023)

## APÊNDICE E – Fractografia do corpo de prova de após ensaio de tração no estado perlítico

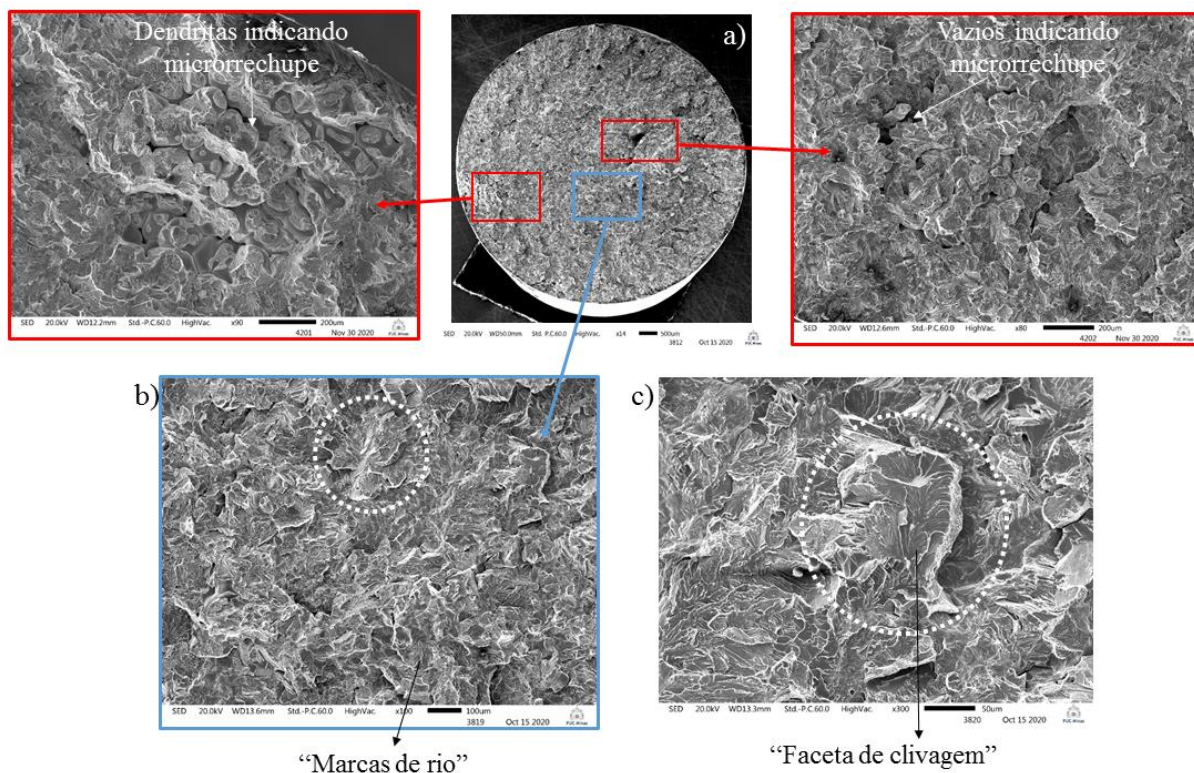


FIGURA D - a) Fractografia da superfície de fratura do corpo de prova de tração (CP-05) do aço perlítico, b) ampliação de 100X indicando as “marcas de rio”, c) ampliação de 300X indicando as facetas de clivagem característica da fratura frágil  
 FONTE - A autora (2023)

## APÊNDICE F – Dados experimentais\_Aço HC-HSi- Perlítico

### F.1 Forças na Usinagem

| Material Ferramenta | $v_c$ (m.min <sup>-1</sup> ) | $f$ (mm.rev <sup>-1</sup> ) | $F_c$ (N) | $F_f$ (N) | $F_p$ (N) |
|---------------------|------------------------------|-----------------------------|-----------|-----------|-----------|
| Metal duro          | 150                          | 0,15                        | 726,98    | 586,05    | 212,28    |
| Metal duro          | 150                          | 0,25                        | 1081,05   | 668,58    | 282,25    |
| Metal duro          | 150                          | 0,35                        | 1480,42   | 957,67    | 489,06    |
| Metal duro          | 200                          | 0,15                        | 684,69    | 540,05    | 189,52    |
| Metal duro          | 200                          | 0,25                        | 1066,27   | 724,31    | 306,7     |
| Metal duro          | 200                          | 0,35                        | 1462,8    | 1008,97   | 499,98    |
| Metal duro          | 250                          | 0,15                        | 663,57    | 545,53    | 220,38    |
| Metal duro          | 250                          | 0,25                        | 1024,31   | 768,14    | 314,65    |
| Metal duro          | 250                          | 0,35                        | 1471,44   | 1106,05   | 462,44    |
| Metal duro          | 300                          | 0,15                        | 600,78    | 565,14    | 316,55    |
| Metal duro          | 300                          | 0,25                        | 957,12    | 786,63    | 483,74    |
| Metal duro          | 300                          | 0,35                        | 1358,91   | 1114,98   | 794,09    |
| Cermet              | 150                          | 0,15                        | 689,67    | 476,74    | 195,04    |
| Cermet              | 150                          | 0,25                        | 1080,85   | 647,27    | 286,22    |
| Cermet              | 150                          | 0,35                        | 1548,03   | 1000,3    | 499,75    |
| Cermet              | 200                          | 0,15                        | 700,05    | 559,76    | 220,41    |
| Cermet              | 200                          | 0,25                        | 1091,96   | 762,31    | 367,37    |
| Cermet              | 200                          | 0,35                        | 1520,67   | 1184,36   | 625,42    |
| Cermet              | 250                          | 0,15                        | 770,2     | 565,07    | 238,39    |
| Cermet              | 250                          | 0,25                        | 1050,11   | 861,15    | 373,17    |
| Cermet              | 250                          | 0,35                        | 1557,81   | 1223,88   | 608,74    |
| Cermet              | 300                          | 0,15                        | 595,9     | 572,94    | 318,14    |
| Cermet              | 300                          | 0,25                        | 948,40    | 799,83    | 478,12    |
| Cermet              | 300                          | 0,35                        | 1366,04   | 1174,5    | 804,64    |
| Metal duro          | 150                          | 0,15                        | 714,16    | 584,75    | 222,59    |
| Metal duro          | 150                          | 0,25                        | 1096,54   | 676,21    | 297,08    |
| Metal duro          | 150                          | 0,35                        | 1529,9    | 910,65    | 445,18    |
| Metal duro          | 200                          | 0,15                        | 744,02    | 597,63    | 197,45    |
| Metal duro          | 200                          | 0,25                        | 969,16    | 632,48    | 306,55    |
| Metal duro          | 200                          | 0,35                        | 1429,6    | 951,80    | 467,02    |
| Metal duro          | 250                          | 0,15                        | 662,07    | 551,99    | 198,81    |
| Metal duro          | 250                          | 0,25                        | 971,08    | 701,61    | 290,65    |
| Metal duro          | 250                          | 0,35                        | 1344,53   | 976,42    | 445,58    |
| Metal duro          | 300                          | 0,15                        | 658,49    | 607,46    | 323,66    |
| Metal duro          | 300                          | 0,25                        | 933,84    | 743,44    | 483,01    |
| Metal duro          | 300                          | 0,35                        | 1360,79   | 1030,54   | 801,95    |
| Cermet              | 150                          | 0,15                        | 687,06    | 490,47    | 217,89    |
| Cermet              | 150                          | 0,25                        | 1068,16   | 643,60    | 289,75    |
| Cermet              | 150                          | 0,35                        | 1512,71   | 942,07    | 453,97    |
| Cermet              | 200                          | 0,15                        | 715,28    | 569,01    | 209,15    |
| Cermet              | 200                          | 0,25                        | 1034,75   | 704,39    | 332,70    |
| Cermet              | 200                          | 0,35                        | 1448,46   | 1046,69   | 511,59    |
| Cermet              | 250                          | 0,15                        | 680,92    | 584,55    | 221,34    |
| Cermet              | 250                          | 0,25                        | 992,23    | 748,36    | 309,07    |
| Cermet              | 250                          | 0,35                        | 1392,29   | 1140,99   | 578,55    |
| Cermet              | 300                          | 0,15                        | 672,79    | 661,62    | 332,16    |
| Cermet              | 300                          | 0,25                        | 1077,38   | 862,21    | 508,92    |
| Cermet              | 300                          | 0,35                        | 1368,08   | 1213,52   | 830,62    |

## F.2 Rugosidade

| Material Ferramenta | $v_c$ (m.min <sup>-1</sup> ) | $f$ (mm.rev <sup>-1</sup> ) | $R_a$ (μm) | $R_z$ (μm) | $R_t$ (μm) |
|---------------------|------------------------------|-----------------------------|------------|------------|------------|
| Metal duro          | 150                          | 0,15                        | 1,03       | 4,83       | 5,43       |
| Metal duro          | 150                          | 0,25                        | 2,35       | 11,00      | 15,00      |
| Metal duro          | 150                          | 0,35                        | 3,30       | 13,25      | 14,25      |
| Metal duro          | 200                          | 0,15                        | 0,80       | 4,25       | 6,50       |
| Metal duro          | 200                          | 0,25                        | 1,75       | 7,00       | 8,00       |
| Metal duro          | 200                          | 0,35                        | 3,70       | 15,00      | 16,00      |
| Metal duro          | 250                          | 0,15                        | 0,70       | 4,50       | 5,25       |
| Metal duro          | 250                          | 0,25                        | 1,75       | 7,75       | 9,00       |
| Metal duro          | 250                          | 0,35                        | 3,35       | 13,75      | 14,50      |
| Metal duro          | 300                          | 0,15                        | 1,16       | 6,60       | 9,90       |
| Metal duro          | 300                          | 0,25                        | 2,48       | 9,50       | 10,50      |
| Metal duro          | 300                          | 0,35                        | 3,28       | 14,60      | 17,60      |
| Cermet              | 150                          | 0,15                        | 1,20       | 5,75       | 6,00       |
| Cermet              | 150                          | 0,25                        | 1,95       | 9,25       | 10,25      |
| Cermet              | 150                          | 0,35                        | 2,75       | 13,25      | 14,75      |
| Cermet              | 200                          | 0,15                        | 0,65       | 3,75       | 4,75       |
| Cermet              | 200                          | 0,25                        | 1,65       | 8,75       | 9,00       |
| Cermet              | 200                          | 0,35                        | 4,40       | 18,25      | 19,25      |
| Cermet              | 250                          | 0,15                        | 0,80       | 5,00       | 5,50       |
| Cermet              | 250                          | 0,25                        | 2,35       | 11,00      | 13,00      |
| Cermet              | 250                          | 0,35                        | 3,80       | 16,00      | 17,00      |
| Cermet              | 300                          | 0,15                        | 0,84       | 4,40       | 4,90       |
| Cermet              | 300                          | 0,25                        | 2,74       | 11,20      | 11,50      |
| Cermet              | 300                          | 0,35                        | 3,84       | 17,30      | 18,50      |
| Metal duro          | 150                          | 0,15                        | 0,80       | 4,75       | 4,75       |
| Metal duro          | 150                          | 0,25                        | 2,50       | 12,50      | 18,75      |
| Metal duro          | 150                          | 0,35                        | 3,95       | 16,50      | 18,00      |
| Metal duro          | 200                          | 0,15                        | 1,05       | 4,75       | 5,25       |
| Metal duro          | 200                          | 0,25                        | 1,65       | 8,25       | 8,75       |
| Metal duro          | 200                          | 0,35                        | 3,95       | 16,50      | 16,75      |
| Metal duro          | 250                          | 0,15                        | 0,90       | 4,25       | 4,75       |
| Metal duro          | 250                          | 0,25                        | 1,85       | 8,25       | 9,25       |
| Metal duro          | 250                          | 0,35                        | 2,90       | 13,00      | 15,50      |
| Metal duro          | 300                          | 0,15                        | 0,80       | 5,00       | 6,00       |
| Metal duro          | 300                          | 0,25                        | 2,00       | 9,00       | 10,00      |
| Metal duro          | 300                          | 0,35                        | 3,20       | 15,00      | 16,00      |
| Cermet              | 150                          | 0,15                        | 1,20       | 6,00       | 6,25       |
| Cermet              | 150                          | 0,25                        | 2,95       | 11,75      | 13,00      |
| Cermet              | 150                          | 0,35                        | 4,40       | 17,25      | 17,25      |
| Cermet              | 200                          | 0,15                        | 1,60       | 6,75       | 7,00       |
| Cermet              | 200                          | 0,25                        | 3,00       | 12,25      | 13,50      |
| Cermet              | 200                          | 0,35                        | 3,05       | 14,25      | 15,25      |
| Cermet              | 250                          | 0,15                        | 0,80       | 5,25       | 5,50       |
| Cermet              | 250                          | 0,25                        | 2,15       | 10,75      | 11,75      |
| Cermet              | 250                          | 0,35                        | 3,70       | 15,50      | 16,25      |
| Cermet              | 300                          | 0,15                        | 1,20       | 5,00       | 6,00       |
| Cermet              | 300                          | 0,25                        | 2,20       | 11,00      | 12,00      |
| Cermet              | 300                          | 0,35                        | 3,60       | 16,00      | 16,00      |

### F.3 Temperatura do cavaco

| Material Ferramenta | $v_c$ (m.min <sup>-1</sup> ) | $f$ (mm.rev <sup>-1</sup> ) | Temperatura do cavaco (°C) |
|---------------------|------------------------------|-----------------------------|----------------------------|
| Metal duro          | 150                          | 0,15                        | 648,40                     |
| Metal duro          | 150                          | 0,25                        | 612,30                     |
| Metal duro          | 150                          | 0,35                        | 610,90                     |
| Metal duro          | 200                          | 0,15                        | 668,30                     |
| Metal duro          | 200                          | 0,25                        | 688,60                     |
| Metal duro          | 200                          | 0,35                        | 665,40                     |
| Metal duro          | 250                          | 0,15                        | 711,50                     |
| Metal duro          | 250                          | 0,25                        | 695,90                     |
| Metal duro          | 250                          | 0,35                        | 654,80                     |
| Cermet              | 150                          | 0,15                        | 652,80                     |
| Cermet              | 150                          | 0,25                        | 623,90                     |
| Cermet              | 150                          | 0,35                        | 619,30                     |
| Cermet              | 200                          | 0,15                        | 688,30                     |
| Cermet              | 200                          | 0,25                        | 708,30                     |
| Cermet              | 200                          | 0,35                        | 753,90                     |
| Cermet              | 250                          | 0,15                        | 762,90                     |
| Cermet              | 250                          | 0,25                        | 757,80                     |
| Cermet              | 250                          | 0,35                        | 720,00                     |
| Metal duro          | 150                          | 0,15                        | 627,30                     |
| Metal duro          | 150                          | 0,25                        | 624,70                     |
| Metal duro          | 150                          | 0,35                        | 660,10                     |
| Metal duro          | 200                          | 0,15                        | 675,90                     |
| Metal duro          | 200                          | 0,25                        | 651,90                     |
| Metal duro          | 200                          | 0,35                        | 610,50                     |
| Metal duro          | 250                          | 0,15                        | 682,10                     |
| Metal duro          | 250                          | 0,25                        | 692,50                     |
| Metal duro          | 250                          | 0,35                        | 663,80                     |
| Cermet              | 150                          | 0,15                        | 667,50                     |
| Cermet              | 150                          | 0,25                        | 701,90                     |
| Cermet              | 150                          | 0,35                        | 697,10                     |
| Cermet              | 200                          | 0,15                        | 656,80                     |
| Cermet              | 200                          | 0,25                        | 668,10                     |
| Cermet              | 200                          | 0,35                        | 755,30                     |
| Cermet              | 250                          | 0,15                        | 722,90                     |
| Cermet              | 250                          | 0,25                        | 704,40                     |
| Cermet              | 250                          | 0,35                        | 720,60                     |

## APÊNDICE G – ANOVA para os dados de forças na usinagem e rugosidade

### G.1 ANOVA para a Força de Corte

A TABELA G.1 apresenta a ANOVA completa para a  $F_c$ .

TABELA G.1 - ANOVA completa para a  $F_c$

| Fonte                           | SQ Seq (a) | GL (b) | QM (Aj.) (c) | Valor F (d) | Valor-P (e) | Contribuição |
|---------------------------------|------------|--------|--------------|-------------|-------------|--------------|
| Modelo                          | 4763645    | 23     | 207115       | 89,46       | 0,000       | 98,85%       |
| Linear                          | 4741272    | 6      | 790212       | 341,32      | 0,000       | 98,38%       |
| Velocidade de corte ( $v_c$ )   | 78034      | 3      | 26011        | 11,24       | 0,000       | 1,62%        |
| Avanço ( $f$ )                  | 4656295    | 2      | 2328148      | 1005,61     | 0,000       | 96,62%       |
| Ferramenta de corte             | 6943       | 1      | 6943         | 3,00        | 0,096       | 0,14%        |
| Interações de 2 fatores         | 17113      | 11     | 1556         | 0,67        | 0,750       | 0,36%        |
| $V_c * f$                       | 10236      | 6      | 1706         | 0,74        | 0,625       | 0,21%        |
| $V_c * Ferramenta de corte$     | 5130       | 3      | 1710         | 0,74        | 0,539       | 0,11%        |
| $f * Ferramenta de corte$       | 1747       | 2      | 874          | 0,38        | 0,690       | 0,04%        |
| Interações de 3 fatores         | 5260       | 6      | 877          | 0,38        | 0,885       | 0,11%        |
| $V_c * f * Ferramenta de corte$ | 5260       | 24     | 877          | 0,38        | 0,885       | 0,11%        |
| Erro                            | 55564      | 47     | 2315         |             |             | 1,15%        |
| Total                           | 4819209    | 47     |              |             |             | 100%         |

**Sumário do Modelo**

| S       | R <sup>2</sup> | R <sup>2</sup> (aj) | PRESQ  | R <sup>2</sup> (pred) |
|---------|----------------|---------------------|--------|-----------------------|
| 48,1161 | 98,85%         | 97,74%              | 222255 | 95,39%                |

(a) Soma dos Quadrados (SQ); (b) Grau de liberdade (GL); (c) Quadrados Médios (QM); (d) Distribuição-F (F), (e) Probabilidade de significância (valor-p)

Fonte: a autora (2021)

### G.2 ANOVA para a Força de Avanço

A TABELA G.2 apresenta os dados da ANOVA para a  $F_f$ .

TABELA G.2 - ANOVA completa para a  $F_f$

| Fonte                           | SQ Seq  | GL | QM (Aj.) | Valor F | Valor-P | Contribuição |
|---------------------------------|---------|----|----------|---------|---------|--------------|
| Modelo                          | 2246476 | 23 | 97673    | 43,18   | 0,000   | 97,64%       |
| Linear                          | 2169404 | 6  | 361567   | 159,84  | 0,000   | 94,29%       |
| Velocidade de corte ( $v_c$ )   | 112374  | 3  | 37458    | 16,66   | 0,000   | 4,88%        |
| Avanço ( $f$ )                  | 2031890 | 2  | 1015945  | 449,11  | 0,000   | 88,31%       |
| Ferramenta de corte             | 25140   | 1  | 25140    | 11,11   | 0,003   | 1,09%        |
| Interações de 2 fatores         | 76104   | 11 | 6919     | 3,06    | 0,011   | 3,31%        |
| $V_c * f$                       | 22935   | 6  | 3823     | 1,69    | 0,167   | 1,00%        |
| $V_c * Ferramenta de corte$     | 23768   | 3  | 7923     | 3,50    | 0,031   | 1,03%        |
| $f * Ferramenta de corte$       | 29401   | 2  | 14700    | 6,50    | 0,255   | 1,28%        |
| Interações de 3 fatores         | 968     | 6  | 161      | 0,07    | 0,006   | 0,04%        |
| $V_c * f * Ferramenta de corte$ | 968     | 24 | 161      | 0,07    | 0,998   | 0,04%        |
| Erro                            | 54291   | 47 | 2262     |         | 0,998   | 2,36%        |
| Total                           | 2300767 | 47 |          |         |         | 100%         |

**Sumário do Modelo**

| S       | R <sup>2</sup> | R <sup>2</sup> (aj) | PRESQ    | R <sup>2</sup> (pred) |
|---------|----------------|---------------------|----------|-----------------------|
| 47,5617 | 97,64%         | 95,38%              | 217163,8 | 90,56%                |

Fonte: a autora (2021)

### G.3 ANOVA para a Força Passiva

A TABELA G.3 apresenta os dados da ANOVA para a  $F_p$ .

TABELA G.3 - ANOVA completa para a  $F_p$

| Fonte                           | SQ Seq  | GL | QM (Aj.) | Valor F | Valor-P | Contribuição |
|---------------------------------|---------|----|----------|---------|---------|--------------|
| Modelo                          | 1391510 | 23 | 60500    | 67,57   | 0,000   | 98,48%       |
| Linear                          | 1322405 | 6  | 220401   | 246,17  | 0,000   | 93,59%       |
| Velocidade de corte ( $v_c$ )   | 332406  | 3  | 110802   | 123,76  | 0,000   | 23,52%       |
| Avanço ( $f$ )                  | 976351  | 2  | 488176   | 545,25  | 0,000   | 69,10%       |
| Ferramenta de corte             | 13648   | 1  | 13648    | 15,24   | 0,001   | 0,97%        |
| Interações de 2 fatores         | 66961   | 11 | 6087     | 3,06    | 0,000   | 4,74%        |
| $V_c * f$                       | 51621   | 6  | 8603     | 6,80    | 0,000   | 3,65%        |
| $V_c * Ferramenta de corte$     | 8022    | 3  | 2674     | 2,99    | 0,051   | 0,57%        |
| $f * Ferramenta de corte$       | 7319    | 2  | 3659     | 4,09    | 0,030   | 0,52%        |
| Interações de 3 fatores         | 2143    | 6  | 357      | 0,40    | 0,872   | 0,15%        |
| $V_c * f * Ferramenta de corte$ | 2143    | 24 | 357      | 0,40    | 0,872   | 0,15%        |
| Erro                            | 21488   | 47 | 895      |         |         | 1,52%        |
| Total                           | 1412997 | 47 |          |         |         | 100%         |

**Sumário do Modelo**

| S       | R <sup>2</sup> | R <sup>2</sup> (aj) | PRESQ   | R <sup>2</sup> (pred) |
|---------|----------------|---------------------|---------|-----------------------|
| 29,9220 | 98,48%         | 97,02%              | 85951,2 | 93,92%                |

Fonte: a autora (2021)

### G.4 ANOVA para a Rugosidade $R_a$

A ANOVA completa para a  $R_a$  está detalhada na TABELA G.4.

TABELA G.4 - ANOVA completa para a  $R_a$

| Fonte                           | SQ Seq | GL | QM (Aj.) | Valor F | Valor-P | Contribuição |
|---------------------------------|--------|----|----------|---------|---------|--------------|
| Modelo                          | 6,8973 | 23 | 0,2998   | 13,60   | 0,000   | 92,87%       |
| Linear                          | 6,7605 | 6  | 1,1267   | 51,10   | 0,000   | 91,03%       |
| Velocidade de corte ( $v_c$ )   | 0,0671 | 3  | 0,0223   | 1,01    | 0,403   | 0,90%        |
| Avanço ( $f$ )                  | 6,6231 | 2  | 3,3115   | 150,17  | 0,000   | 89,18%       |
| Ferramenta de corte             | 0,0702 | 1  | 0,0702   | 3,19    | 0,043   | 0,95%        |
| Interações de 2 fatores         | 0,0722 | 11 | 0,0068   | 0,31    | 0,976   | 1,01%        |
| $V_c * f$                       | 0,0611 | 6  | 0,0102   | 0,12    | 0,950   | 0,10%        |
| $V_c * Ferramenta de corte$     | 0,0076 | 3  | 0,0025   | 0,15    | 0,864   | 0,09%        |
| $f * Ferramenta de corte$       | 0,0074 | 2  | 0,0032   | 0,46    | 0,829   | 0,82%        |
| Interações de 3 fatores         | 0,0615 | 6  | 0,0615   | 0,46    | 0,827   | 0,83%        |
| $V_c * f * Ferramenta de corte$ | 0,0615 | 24 | 0,0615   | 0,46    | 0,827   | 0,83%        |
| Erro                            | 0,5292 | 47 | 0,5292   |         |         | 7,13%        |
| Total                           | 7,4266 | 47 |          |         |         | 100%         |

**Sumário do Modelo**

| S        | R <sup>2</sup> | R <sup>2</sup> (aj) | PRESQ   | R <sup>2</sup> (pred) |
|----------|----------------|---------------------|---------|-----------------------|
| 0,148498 | 92,87%         | 86,04%              | 2,11696 | 71,49%                |

Fonte: a autora (2021)

### G.5 ANOVA para a Rugosidade $R_z$

A TABELA G.5 apresenta os dados da ANOVA para a  $R_z$ .



TABELA G.5 - ANOVA completa para a  $R_z$ 

| Fonte                                  | SQ Seq         | GL                  | QM (Aj.) | Valor F               | Valor-P | Contribuição |
|--|----------------|---------------------|----------|-----------------------|---------|--------------|
| Modelo                                 | 23,6588        | 23                  | 1,0286   | 25,75                 | 0,000   | 96,11%       |
| Linear                                 | 22,8987        | 6                   | 3,8164   | 95,55                 | 0,000   | 93,02%       |
| Velocidade de corte ( $v_c$ )          | 0,1822         | 3                   | 0,0607   | 1,52                  | 0,235   | 0,74%        |
| Avanço ( $f$ )                         | 22,3820        | 2                   | 11,1910  | 280,17                | 0,000   | 90,92%       |
| Ferramenta de corte                    | 0,3345         | 1                   | 0,3345   | 8,38                  | 0,008   | 1,36%        |
| Interações de 2 fatores                | 0,4278         | 11                  | 0,0389   | 0,97                  | 0,495   | 1,74%        |
| $V_c * f$                              | 0,2133         | 6                   | 0,0355   | 0,89                  | 0,518   | 0,87%        |
| $V_c * \text{Ferramenta de corte}$     | 0,1496         | 3                   | 0,0499   | 1,25                  | 0,314   | 0,61%        |
| $f * \text{Ferramenta de corte}$       | 0,0649         | 2                   | 0,0325   | 0,81                  | 0,456   | 0,26%        |
| Interações de 3 fatores                | 0,3322         | 6                   | 0,0554   | 1,39                  | 0,260   | 1,35%        |
| $V_c * f * \text{Ferramenta de corte}$ | 0,3322         | 24                  | 0,0554   | 1,39                  | 0,260   | 1,35%        |
| Erro                                   | 0,9587         | 47                  | 0,0399   |                       |         | 3,89%        |
| Total                                  | 24,6174        | 47                  |          |                       |         | 100%         |
| <b>Sumário do Modelo</b>               |                |                     |          |                       |         |              |
| S                                      | R <sup>2</sup> | R <sup>2</sup> (aj) | PRESQ    | R <sup>2</sup> (pred) |         |              |
| 0,199860                               | 96,11%         | 92,37%              | 3,83461  | 84,42%                |         |              |

Fonte: a autora (2021)

### G.6 ANOVA para a Rugosidade $R_t$

A TABELA G.6 apresenta os dados da ANOVA para a  $R_t$ .TABELA G.5 - ANOVA completa para a  $R_t$ 

| Fonte                                  | SQ Seq         | GL                  | QM (Aj.) | Valor F               | Valor-P | Contribuição |
|--|----------------|---------------------|----------|-----------------------|---------|--------------|
| Modelo                                 | 1008,21        | 23                  | 43,835   | 18,20                 | 0,000   | 94,58%       |
| Linear                                 | 911,00         | 6                   | 151,834  | 63,03                 | 0,000   | 85,46%       |
| Velocidade de corte ( $v_c$ )          | 14,63          | 3                   | 4,876    | 2,02                  | 0,137   | 1,37%        |
| Avanço ( $f$ )                         | 894,98         | 2                   | 447,439  | 185,75                | 0,000   | 83,95%       |
| Ferramenta de corte                    | 1,50           | 1                   | 1,496    | 0,62                  | 0,438   | 0,14%        |
| Interações de 2 fatores                | 60,20          | 11                  | 5,473    | 2,27                  | 0,045   | 5,65%        |
| $V_c * f$                              | 38,86          | 6                   | 6,477    | 2,69                  | 0,039   | 3,65%        |
| $V_c * \text{Ferramenta de corte}$     | 19,19          | 3                   | 6,398    | 2,66                  | 0,071   | 1,80%        |
| $f * \text{Ferramenta de corte}$       | 2,14           | 2                   | 1,070    | 0,44                  | 0,646   | 0,20%        |
| Interações de 3 fatores                | 37,01          | 6                   | 6,169    | 2,56                  | 0,046   | 3,47%        |
| $V_c * f * \text{Ferramenta de corte}$ | 37,01          | 24                  | 6,169    | 2,56                  | 0,046   | 3,47%        |
| Erro                                   | 57,81          | 47                  |          |                       |         | 5,42%        |
| Total                                  | 1066,02        | 47                  |          |                       |         | 100%         |
| <b>Sumário do Modelo</b>               |                |                     |          |                       |         |              |
| S                                      | R <sup>2</sup> | R <sup>2</sup> (aj) | PRESQ    | R <sup>2</sup> (pred) |         |              |
| 1,55204                                | 94,58%         | 89,38%              | 231,246  | 78,31%                |         |              |

Fonte: a autora (2021)



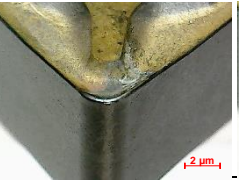

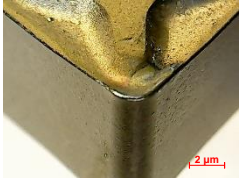
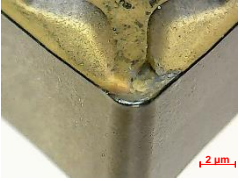

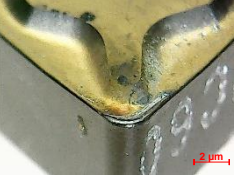
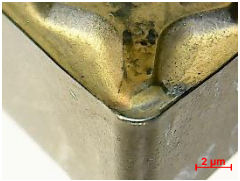
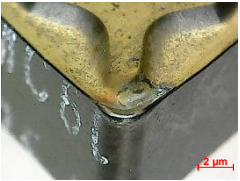
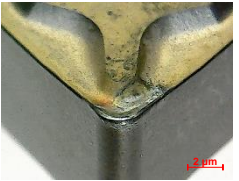


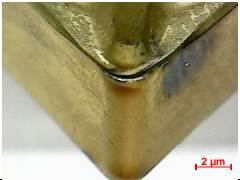


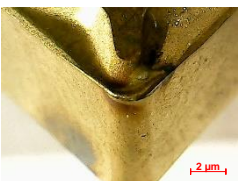
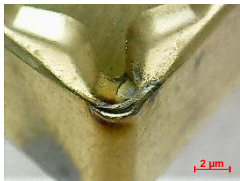
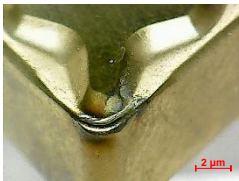
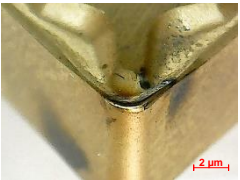
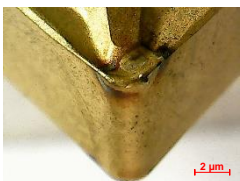

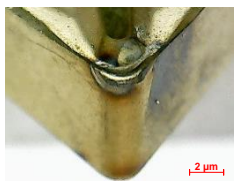

### G.7 ANOVA para a Temperatura do cavaco

TABELA G.7 - ANOVA completa para a temperatura do cavaco

| Fonte                      | SQ Seq         | GL                  | QM (Aj.) | Valor F               | Valor-P | Contribuição |
|----------------------------|----------------|---------------------|----------|-----------------------|---------|--------------|
| Modelo                     | 50808,3        | 17                  | 2988,7   | 3,87                  | 0,003   | 78,51%       |
| Linear                     | 38508,3        | 5                   | 7701,7   | 9,97                  | 0,000   | 59,51%       |
| Velocidade de corte (vc)   | 23337,7        | 1                   | 4,876    | 15,11                 | 0,000   | 36,06%       |
| Avanço (f)                 | 62,10          | 2                   | 31,10    | 0,04                  | 0,961   | 0,10%        |
| Ferramenta de corte        | 15108,5        | 2                   | 15108,5  | 19,56                 | 0,000   | 23,35%       |
| Interações de 2 fatores    | 7001,60        | 8                   | 875,2    | 1,13                  | 0,389   | 10,82%       |
| Vc * f                     | 3250,4         | 2                   | 812,6    | 1,05                  | 0,408   | 5,02%        |
| Vc * Ferramenta de corte   | 575,9          | 2                   | 288,0    | 0,37                  | 0,694   | 0,89%        |
| f * Ferramenta de corte    | 3175,3         | 4                   | 1587,6   | 2,06                  | 0,157   | 4,91%        |
| Interações de 3 fatores    | 5298,4         | 4                   | 1324,6   | 1,71                  | 0,191   | 8,19%        |
| Vc *f *Ferramenta de corte | 5298,4         | 4                   | 1324,6   | 1,71                  | 0,191   | 8,19%        |
| Erro                       | 13905,0        | 18                  |          |                       |         | 21,49%       |
| Total                      | 64713,3        | 35                  |          |                       |         | 100%         |
| <b>Sumário do Modelo</b>   |                |                     |          |                       |         |              |
| S                          | R <sup>2</sup> | R <sup>2</sup> (aj) | PRESQ    | R <sup>2</sup> (pred) |         |              |
| 27,7938                    | 78,51%         | 58,22%              | 55619,9  | 14,05%                |         |              |

Fonte: a autora (2021)

## APÊNDICE H. 1 – Imagens da região de flanco após ensaio de torneamento – Teste

| Ferramentas                                 | $v_c$ 150 m/min   | $v_c$ 200 m/min   | $v_c$ 250 m/min  | $v_c$ 300 m/min   |
|---|---|---|--|---|
| Metal Duro<br>$f= 0,15 \text{ mm.rev}^{-1}$ |    |    |    |    |
| Metal Duro<br>$f= 0,25 \text{ mm.rev}^{-1}$ |    |    |    |    |
| Metal Duro<br>$f= 0,35 \text{ mm.rev}^{-1}$ |    |    |    |    |
| Cermet<br>$f= 0,15 \text{ mm.rev}^{-1}$     |   |   |   |   |
| Cermet<br>$f= 0,25 \text{ mm.rev}^{-1}$     |  |  |  |  |
| Cermet<br>$f= 0,35 \text{ mm.rev}^{-1}$     |  |  |  |  |

## APÊNDICE H. 2 – Imagens da região de flanco após ensaio de torneamento – Réplica

