

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**Uma Contribuição ao Fresamento Frontal de
Superfícies Irregulares de Ferro Fundido
Cinzento**

Autor: Jorge Antonio Giles Ferrer
Orientador: Anselmo Eduardo Diniz

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO**

Uma Contribuição ao Fresamento Frontal de Superfícies Irregulares de Ferro Fundido Cinzento

Autor: Jorge Antonio Giles Ferrer
Orientador: Anselmo Eduardo Diniz

Curso: Engenharia Mecânica
Área de Concentração: Engenharia de Fabricação

Tese de doutorado apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2006
S.P. – Brasil

UNIDADE BC
Nº CHAMADA T/UNICAMP
F414c
V _____ EX _____
TOMBO BC/ 71302
PROC. 16.145-07
C _____ D X
PREÇO 11,00
DATA 30/01/07
BIB-ID 397972

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA E ARQUITETURA - BAE - UNICAMP

F414c Ferrer, Jorge Antonio Giles
Uma contribuição ao fresamento frontal de superfícies
irregulares de ferro fundido cinzento / Jorge Antonio Giles
Ferrer.--Campinas, SP: [s.n.], 2006.

Orientador: Anselmo Eduardo Diniz
Tese (Doutorado) - Universidade Estadual de Campinas,
Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Fresamento. 2. Ferro fundido. 3. Metalurgia do pó. 4.
Material cerâmico. 5. Ferramentas de corte. 6. Desgaste
mecânico. I. Diniz, Anselmo Eduardo. II. Universidade
Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III.
Título.

Título em Inglês: A contribution to the face milling of irregular grey cast iron surface

Palavras-chave em Inglês: Face milling, Gray cast iron, Carbide, Ceramic, Rough milling,
Finish milling, Tool wear

Área de concentração: Engenharia de Fabricação

Titulação: Doutor em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Olívio Novaski, Maria Helena Robert, Marcos Valério Ribeiro,
Reginaldo Teixeira Coelho

Data da defesa: 31/07/02006

Dedicatória:

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO
TESE DE DOUTORADO

**Uma Contribuição ao Fresamento Frontal de
Superfícies Irregulares de Ferro Fundido Cinzento**

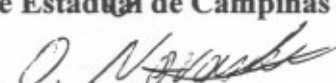
Autor: **Jorge Antonio Giles Ferrer**

Orientador: **Anselmo Eduardo Diniz**

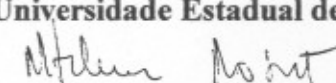
A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Tese:



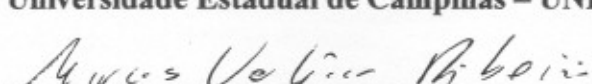
Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz , Presidente
Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP



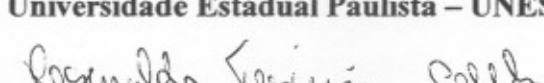
Prof. Dr. Olívio Novaski
Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP



Prof. Dra. Maria Helena Robert
Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP



Prof. Dr. Marcos Valério Ribeiro
Universidade Estadual Paulista – UNESP – Guaratinguetá



Prof. Dr. Reginaldo Teixeira Coelho
Universidade de São Paulo – EESC – USP – São Carlos

2007 06 07 4

Dedicatória:

Dedico este trabalho as minhas queridas filhas Isabela e Mariana, assim como aos meus pais, Luzmila e Antonio que sempre me apoiaram mesmo distantes fisicamente.

Dedico este trabajo a mis queridas hijas Isabela y Mariana, así como a mis padres, Luzmila y Antonio quienes siempre me apoyaron aun estando distantes fisicamente.

Agradecimentos

Este trabalho não poderia ser terminado sem a ajuda de diversas pessoas às quais presto minha homenagem:

Ao meu orientador, professor Anselmo Eduardo Diniz pela confiança depositada em mim e pelo seu constante apoio, paciência e incentivo ao longo de todo o programa.

Ao professor Waldemar de Oliveira Junior, por viabilizar a execução dos ensaios durante sua gestão como Diretor do Centro SENAI Fundação Romi Formação de Formadores.

A empresa Wabco Freios e Kennametal do Brasil, por terem providenciado as peças protótipos, utilizadas nos ensaios de usinagem e as ferramentas de corte.

Aos professores do SENAI, Maurício e José Roberto, por sua valiosa ajuda na implementação do software e hardware do sistema de captura de dados digitais de potência, respectivamente, assim como aos demais docentes pela ajuda prestada.

Ao atual Diretor do Centro SENAI Fundação Romi Formação de Formadores, professor Cláudio Teti e ao Coordenador, Prof. Mauro Pinto, pela compreensão e apoio, na fase final da apresentação da tese.

As professoras, Selma, Lucimar e Ofélia, pela importantíssima e desinteressada ajuda na correção ortográfica do trabalho.

Resumo

FERRER, Jorge Antonio Giles, **Uma contribuição ao fresamento frontal de superfícies irregulares de ferro fundido cinzento**, Campinas,:Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade de Campinas, 2006. 208 p. Tese de Doutorado.

A maior parte dos estudos sobre o processo de fresamento frontal aborda a usinagem de superfícies planas sem descontinuidades, o que na prática dificilmente acontece. Normalmente existem superfícies interrompidas com furos, superfícies estreitas que são usinadas com fresas de diâmetro grande, devido a uma pequena porção de largura maior, superfícies com rebaixos de 90° , o que faz com que todas as outras superfícies tenham que ser usinadas com uma fresa com este ângulo de posição, etc. Este trabalho pretende abordar alguns problemas gerados pelo fresamento de superfícies como as citadas. Assim, os ensaios deste trabalho foram realizados em peças de ferro fundido do meio produtivo (carcaça de compressor do sistema de freio de ônibus), que contém 3 superfícies a serem fresadas com características diferentes umas das outras. No fresamento de desbaste utilizou-se ferramenta de metal duro e cerâmica e analisou-se a influência da velocidade de corte e sentido de usinagem (concordante e discordante) sobre a vida da ferramenta, a produtividade do processo e a potência de corte. No processo de acabamento analisou-se também a influência do desgaste sobre a rugosidade da peça, especialmente usando pastilha alisadora. As principais conclusões deste trabalho foram: a) em operações de superfícies com rebaixo de 90° , em que o corte discordante se inicia com espessura de corte igual a zero, o corte concordante teve melhor desempenho em termos de desgaste da ferramenta; b) superfícies estreitas que são fresadas com fresas de diâmetro grande, devido à existência de uma pequena porção de largura maior, e que não possuem rebaixos para serem usinados, apresentaram melhor desempenho em termos de desgaste de ferramenta quando usinadas no sentido discordante; c) estas superfícies tem maior desgaste quanto maior o número de descontinuidades que possuir; d) no acabamento é possível substituir o processo de desbaste e acabamento por um único passe usando uma pastilha alisadora no jogo de pastilhas de cerâmica.

Palavras-Chave :

- Fresamento, ferro fundido cinzento, metal duro, cerâmica, desgaste de ferramenta.

Abstract

Most of the works about face milling are carried out on uninterrupted flat surfaces, which, in industrial practice, rarely occur. Usually what occur are interrupted surfaces with holes, narrow surfaces which are milled with large diameter cutters, due to a small portion of the surface with larger width, surfaces with corners of 90° , which makes mandatory the use of a 90° cutter, etc. This work deals with some problems generated by the milling of surfaces like those. So, the experiments of this work were carried out in parts of gray cast iron used in industrial production (block of compressor of a bus brake system), which contain three surfaces to be milled, with different features. In the rough milling tests, carbide and ceramic tools were used and the input variables were cutting speed and cutting direction (up and down milling). Their influences on tool lives, process productivity and cutting power were analyzed. In the finish milling tests, besides these parameters, workpiece surface roughness was also analyzed. The main conclusions of this work were: a) in the milling of surfaces with 90° corners, in which the up milling initiates with chip thickness equal to zero in each cutting edge, the down milling presented better performance in terms of tool wear; b) narrow surfaces which are milled with large diameter cutter, due to the fact that they present a small portion with larger width and which do not have corners to be machined, presented better performance in terms of tool wear when milled using up milling; c) the higher the number of interruptions of these kind of surfaces, the larger is the tool wear; d) in finish milling it is possible to replace rough and finish pass by just one cutter pass using wiper inserts.

Keywords:

- milling, gray cast iron, carbide, ceramic, tool wear

Índice

Lista de Figuras	ii
Lista de Tabelas	ix
Lista de Equações	xii
1- Introdução	1
2- Fundamentos Teóricos na Usinagem do Ferro Fundido Cinzento	3
3- Materiais, Equipamentos e Procedimento Experimental	73
4- Resultados e Discussões	91
5- Conclusões e sugestões para trabalhos futuros	201
Referências Bibliográficas	203

Lista de Figuras

Figura 2.1 - Diagrama Fe-C (VAN VLACK, 1984)	4
Figura 2.2 - Grafita Tipo A 100x (ASTM, 1985)	10
Figura 2.3 - Grafita Tipo D, tamanho da grafita entre 60-120 (m, hipoeutético 100x (RADZIKOWSKA, 2000)	11
Figura 2.4 - Grafita Tipo D, tamanho da grafita entre 250-500 (m, hipoeutético 100x (RADZIKOWSKA, 2000)	11
Figura 2.5 - Flocos de grafita desordenados no ferro fundido cinzento hipereutético, 100x Tipo B e D, poucas rosetas (RADZIKOWSKA, 2000)	11
Figura 2.6 - Grafita Tipo C desigual irregular, 100x rosetas (RADZIKOWSKA, 2000)	12
Figura 2.7 - Micrografia do ferro fundido vermicular. (a) Micrografia óptica. (b) Forma espacial da grafita compactada. MEV 395x (ASM, 1996).	12
Figura 2.8 - Nódulos finos no ferro fundido dúctil, diâmetros entre 15-30µm, 100x (RADZIKOWSKA, 2000)	12
Figura 2.9 - Nódulos grossos no ferro fundido dúctil, diâmetros entre 150-60µm, 100x (RADZIKOWSKA, 2000)	13
Figura 2.10 - Usinabilidade dos ferros fundidos (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006)	25
Figura 2.11 - Dureza a quente do metal duro e do aço rápido (FERRARESI, 1977).	35
Figura 2.12 - Fases alfa e beta no Sialon (YECKLEY, 2005).	40
Figura 2.13 - Formas de aresta em pastilhas de cerâmica (YECKLEY, 2005)	41
Figura 2.14 - Características geométricas de uma aresta com chanfro T	42
Figura 2.15 - Efeitos do calor excessivo sobre a ferramenta (YECKLEY, 2005)	42
Figura 2.16- Desgaste de flanco (SANDVIK, 2002)	45

Figura 2.17 - Desgaste de cratera (SANDVIK, 2002)	45
Figura 2.18 - Desgaste de entalhe (SANDVIK, 2002)	46
Figura 2.19 - Superfície de folga de pastilha de cerâmica mista, desgastada pelo mecanismo de attrition e difusão agindo simultaneamente - $v_c = 300$ m/min, material: aço EN9(0,6%C)	54
Figura 2.20 - Deformação plástica da aresta de corte (SANDVIK, 2002)	56
Figura 2.21 - Trincas térmicas em ferramenta de metal duro (MELLO, 2001)	59
Figura 2.22 - Variação cíclica da temperatura de corte no fresamento (PALMAI, 1987 apud MELO, 2005)	60
Figura 2.23 - Trincas em forma de pente (FERRARESI, 1977)	61
Figura 2.24 - Seqüência do mecanismo foot forming (PEKELHARING, 1978)	62
Figura 2.25 - Vida da ferramenta em função do ângulo de saída da ferramenta (SANDVIK, 1994)	63
Figura 2.26 - Quebra da ferramenta (SANDVIK, 2002)	64
Figura 2.27 - Fresamento Frontal : a) simétrico de rasgo, b) simétrico comum, c) assimétrico com usinagem total da superfície d) assimétrico com usinagem parcial	67
Figura 2.28 - Posicionamentos das pastilhas no momento do choque do dente da fresa com a peça quando $a_e > D/2$ e quando $a_e < D/2$	67
Figura 2.29 - Fase plana e chanfro numa pastilha (SANDVIK, 1994)	70
Figura 2.30 - Fase plana de uma pastilha wiper e de uma pastilha comum (SANDVIK, 1994).	71
Figura 2.31 - Deslocamento axial da pastilha alisadora (SANDVIK, 1994).	72
Figura 3.1 - Metalografia da Peça 1 - Matriz perlítica com pequenas áreas de ferrita e veios de grafita. Ataque: Nital 2%	75
Figura 3.2 - Metalografia da Peça 2 - Matriz perlítica com pequenas áreas de ferrita e veios de grafita. Ataque: Nital 2%	75
Figura 3.3 - Metalografia da Peça 3 - Matriz perlítica com pequenas áreas de ferrita e veios de grafita. Ataque: Nital 2%	76
Figura 3.4 - Peça 1 - Elíptica com rebaixo	76
Figura 3.5- Peça 2 - Quadrada	77
Figura 3.6 - Peça 3 - Irregular	77
Figura 3.7 - Características geométricas da Peça 1	78
Figura 3.8 - Características geométricas da Peça 2	78

Figura 3.9 - Características geométricas da Peça 3	79
Figura 3.10 - Centro de Usinagem Polaris utilizado nos ensaios	80
Figura 3.11 - Microscópio óptico	80
Figura 3.12 - Microscópio eletrônico de varredura (MEV) da FEM - UNICAMP	81
Figura 3.13 - Sistema de coleta digital de potência instalado no CNC	82
Figura 3.14 - Software de coleta de dados de potência	83
Figura 3.15 - Cabeçote de fresar montado no eixo-árvore	84
Figura 3.16 - Geometrias possíveis em cabeçotes de fresar (KENNEDY, 2002)	84
Figura 4.1 - Desgaste de flanco médio ao longo do ensaio - Peça 1 - Desbaste com metal duro	93
Figura 4.2 - Geometria negativo-positiva das pastilhas usadas	94
Figura 4.3 - Desgaste de flanco médio no final do ensaio- Peça 1	95
Figura 4.4 - Material da peça aderido na ferramenta de metal duro - $v_c = 230$ m/min - Peça1 - sentido concordante	97
Figura 4.5 - Lascamento da pastilha - ensaio 19 MD - $v_c = 230$ m/min - Peça 1 - sentido concordante - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	97
Figura 4.6 - Desgaste de flanco médio ao longo do ensaio - Peça 2 - Desbaste com metal duro	101
Figura 4.7 - Desgaste de flanco médio no final do ensaio- Peça 2	101
Figura 4.8 - Desgaste e lascamento da pastilha - ensaio 7 MD (x100) - $v_c = 280$ m/min - Peça2 - sentido concordante - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	103
Figura 4.9- Desgaste da pastilha 6 - ensaio 20 MD (x200) - $v_c = 280$ m/min - Peça 2 - sentido concordante - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	104
Figura 4.10 - Ampliação do desgaste da pastilha 6 - ensaio 20 MD	105
Figura 4.11 - Desgaste de flanco médio ao longo do ensaio - Peça 3 -Desbaste com metal duro	107
Figura 4.12 - Desgaste de flanco médio - Peça 3	108
Figura 4.13 - Falha catastrófica da pastilha 6 - ensaio 10 MD - $v_c = 280$ m/min - Peça 3 - sentido discordante - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	110
Figura 4.14 - Falha catastrófica da pastilha 6 - ensaio 16 MD (x50) - $v_c = 340$ m/min - Peça3 - sentido discordante - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	111
Figura 4.15 - Ampliação da falha catastrófica da pastilha 6 - ensaio 16 MD (x100) - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	112

Figura 4.16 - Potência média dos ensaios - Peça 1	121
Figura 4.17 - Variação na Potência média dos ensaios - Peça 1	121
Figura 4.18 - Potência média dos ensaios - Peça 2.	123
Figura 4.19 - Potência média dos ensaios - Peça 3	124
Figura 4.20 - Volume de cavaco removido e desgaste médio $VB_{médio}$ nas 3 peças	129
Figura 4.21 - Comparação do volume removido entre as 3 peças	129
Figura 4.22 - Lascamento da pastilha 3 (x200) - ensaio 1 - vc 450 m/min - Peça 1 - sentido concordante - acabamento MD - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	131
Figura 4.23 - Lascamento na superfície secundária de folga da pastilha 1- ensaio 1 - vc 450 m/min - Peça 1 - sentido concordante - acabamento MD - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	132
Figura 4.24 - Lascamento da pastilha 2- ensaio 2 (x200) - vc = 450 m/min - Peça 2 - sentido discordante - acabamento MD - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	133
Figura 4.25 - Lascamento da pastilha 2 (x100) - ensaio 3 - vc = 450 m/min - Peça 3 - sentido discordante - acabamento MD - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	135
Figura 4.26 - Rugosidade superficial Ra (μm) em diversos pontos da Peça 1	137
Figura 4.27 - Rugosidade superficial Ra (μm) em diversos pontos da Peça 2	138
Figura 4.28 - Rugosidade superficial Ra (μm) em diversos pontos da Peça 3	139
Figura 4.29 - Desgaste de flanco médio ao longo do ensaio - Peça 1 - Desbaste Cerâmica	142
Figura 4.30 - Desgaste de flanco médio no final do ensaio - Peça 1 - Desbaste Cerâmica	142
Figura 4.31 - Aspecto da superfície desgastada da pastilha (x400) - ensaio 3 - vc = 700 m/min - Peça 1 - sentido concordante - desbaste cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	144
Figura 4.32 - Desgaste da pastilha (x100) - ensaio 3 - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	144
Figura 4.33 - Desgaste por difusão (x 100) - ensaio 4 - vc = 700 m/min - Peça 1 - sentido discordante - desbaste cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	146

Figura 4.34 - Lascamento da pastilha - ensaio 10 (x100) - $v_c = 840$ m/min - Peça 1 - sentido discordante - desbaste cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	148
Figura 4.35 - Lascamento da pastilha do ensaio 10 (Foto digital)	148
Figura 4.36 - Desgaste por difusão - ensaio 12 (x 100) - $v_c = 840$ m/min - Peça 1 - sentido concordante - desbaste cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	150
Figura 4.37- Desgaste de flanco médio ao longo do ensaio - Peça 2	152
Figura 4.38 - Desgaste de flanco médio no final do ensaio - Peça 2	152
Figura 4.39 - Lascamento da pastilha - ensaio 5 (x200) - $v_c = 700$ m/min - Peça 2 - sentido discordante - desbaste cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	154
Figura 4.40- Lascamento da superfície secundária - ensaio 5	154
Figura 4.41- Lascamento da superfície secundária - ensaio 5 (vista frontal da espessura)	155
Figura 4.42- Desgaste por difusão - ensaio7 (x 100) - $v_c = 700$ m/min - Peça 2 - sentido discordante - desbaste cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	156
Figura 4.43 - Desgaste por difusão (x 100) - ensaio 9 - $v_c = 1000$ m/min - Peça 2 - sentido discordante - desbaste cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	157
Figura 4.44 - Desgaste por difusão (x 200) - ensaio 9 - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	157
Figura 4.45 - Desgaste de flanco médio ao longo do ensaio - Peça 3	159
Figura 4.46 - Desgaste de flanco médio no final do ensaio - Peça 3	159
Figura 4.47 - Lascamento da pastilha (x100) - ensaio 2 - $v_c = 700$ m/min - Peça 3 - sentido discordante - desbaste cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	161
Figura 4.48 - Lascamento da pastilha do ensaio 2 (foto digital)	162
Figura 4.49 - Desgaste por difusão (x200) - ensaio 6 - $v_c = 840$ m/min - Peça 3 - sentido discordante - desbaste cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	164

Figura 4.50 - Lascamento da pastilha (x100) - ensaio 11 - $v_c = 1000$ m/min - Peça 3 - sentido discordante - desbaste cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	165
Figura 4.51 - Lascamento da pastilha do ensaio 11	165
Figura 4.52 - Consumo de Potência ao longo do ensaio - Peça 1	171
Figura 4.53 - Consumo de Potência ao longo do ensaio - Peça 2	173
Figura 4.54 - Consumo de Potência ao longo do ensaio - Peça 3	174
Figura 4.55 - Volume de cavaco removido e desgaste médio $VB_{médio}$ nas 3 peças	177
Figura 4.56 - Comparação do volume removido em cada ensaio	178
Figura 4.57 - Desgaste por difusão (x200) - ensaio 1 - $v_c = 1000$ m/min - Peça 1 - sentido concordante - acabamento cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	179
Figura 4.58 - Desgaste por difusão (x200) - ensaio 5 - $v_c = 1000$ m/min - Peça 1 - sentido concordante - acabamento cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	180
Figura 4.59 - Desgaste por difusão (x200) - ensaio 4 - $v_c = 1000$ m/min - Peça 2 - sentido discordante - acabamento cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	181
Figura 4.60 - Desgaste por difusão (x200) - ensaio 3 - $v_c = 1000$ m/min - Peça 3 - sentido discordante - acabamento cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	182
Figura 4.61 - Rugosidade superficial R_a (μ m) em diversos pontos da Peça 1	184
Figura 4.62 - Rugosidade superficial R_a (μ m) em diversos pontos da Peça 2	185
Figura 4.63 - Rugosidade superficial R_a (μ m) em diversos pontos da Peça 3	186
Figura 4.64 - Desgaste médio (VB_{medio}) versus volume de cavaco removido usando alisadora	188
Figura 4.65 - Comparação do volume removido em cada ensaio com pastilha alisadora	189
Figura 4.66 - Comparação entre o acabamento com e sem pastilha alisadora na Peça2	190
Figura 4.67 - Desgaste por difusão (x200) - ensaio 3 - $v_c = 700$ m/min - Peça 1 - sentido concordante - $a_p = 1,5$ mm - acabamento cerâmica com alisadora - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	191

Figura 4.68 - Pastilha alisadora do ensaio 3 (x400) - $v_c = 700$ m/min - Peça 1 - sentido concordante - $a_p = 1,5$ mm - acabamento cerâmica com alisadora - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	192
Figura 4.69 - Desgaste por difusão (x200) - ensaio 1 - $v_c = 1000$ m/min - Peça 2 - sentido discordante - $a_p = 0,5$ mm - acabamento cerâmica com alisadora - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	193
Figura 4.70 - Desgaste por difusão (x200) - ensaio 2 - $v_c = 700$ m/min - Peça 2 - sentido discordante - $a_p = 1,5$ mm - acabamento cerâmica com alisadora - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	194
Figura 4.71 - Pastilha alisadora do ensaio 2 (x400) - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	194
Figura 4.72 - Região desgastada da pastilha - ensaio 4 (x400) - $v_c = 700$ m/min - Peça 3 - sentido discordante - $a_p = 1,5$ mm - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	195
Figura 4.73 - Desgaste por difusão (x100) - ensaio 4 - acabamento cerâmica com alisadora - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	196
Figura 4.74 - Aresta correspondente à fase plana da alisadora (x100) - ensaio 4 - acabamento cerâmica com alisadora - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)	197
Figura 4.75 - Comparação entre rugosidade R_a atingida na Peça 2 com e sem alisadora	199
Figura 4.76 - Rugosidade da peça nos ensaios com pastilha alisadora	199

Lista de Tabelas

Tabela 2.1 - O efeito de microestrutura e dureza da matriz sobre o índice de vida da ferramenta de corte dos ferros fundidos cinzentos (MILLS e REDFORD, 1983 apud BEZERRA, 2003).	26
Tabela 2.2 : Graus de ferros fundidos cinzentos para aplicação automotiva, em função da dureza Brinell - Norma SAE J431 (VAN DE VELDE, 2000b).	28
Tabela 2.3 : Faixas de dureza do ferro fundido cinzento (VAN DE VELDE, 2000b)	28
Tabela 2.4 - Força coercitiva (Hc) em função do tamanho de grão do metal duro	35
Tabela 3.1 - Composição química e propriedades mecânicas do ferro fundido G2500 Norma SAE J431 (CHIAVERINI, 1994)	74
Tabela 3.2 - Características do ferro fundido cinzento por tipo de peça	74
Tabela 3.3 - Ensaios de desbaste com metal duro (fz = 0,25 mm, ap = 1 mm)	87
Tabela 3.4 - Ensaios de acabamento com metal duro (fz = 0,1 mm, ap = 0,5 mm)	87
Tabela 3.5 - Ensaios de desbaste com cerâmica (fz = 0,25 mm, ap = 1 mm)	89
Tabela 3.6 - Ensaios de acabamento com cerâmica (fz = 0,1 mm e ap = 0,5 mm)	89
Tabela 3.7 - Ensaios de acabamento com cerâmica alisadora (fz = 0,1 mm e ap = 1,5 mm)	90
Tabela 4.1 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 19MD	97
Tabela 4.2- Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 7MD	103
Tabela 4.3 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 20MD	105
Tabela 4.4 -Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 10MD	110
Tabela 4.5 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 16MD	112
Tabela 4.6 - Resultados dos ensaios de desbaste com metal duro	113
Tabela 4.7 - Aumento no desgaste de flanco após ter removido 775 cm ³ de cavaco	114
Tabela 4.8 - Valores médios de desgaste de flanco VB (mm) após 775 cm ³ de cavacos	116

Tabela 4.9 - Potência máxima (pico) e potência média - DESBASTE MD para 775 cm ³ de volume de cavaco	118
Tabela 4.10 - Ensaio 1: Peça 1 no Sentido Concordante	126
Tabela 4.11 - Ensaio 2 : Peça 2 (Quadrada) Sentido Discordante	127
Tabela 4.12 - Ensaio 3 : Peça 3 (Irregular) Sentido Discordante	128
Tabela 4.13 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 1AMD	131
Tabela 4.14 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 1AMD	132
Tabela 4.15 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 2 ACAB-MD	133
Tabela 4.16 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 3 ACAB-MD	135
Tabela 4.17 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 3	145
Tabela 4.18 Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 4	146
Tabela 4.19 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 10	149
Tabela 4.20 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 12	150
Tabela 4.21- Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 5	155
Tabela 4.22 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 7	156
Tabela 4.23- Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 9	158
Tabela 4.24 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 2	162
Tabela 4.25 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 6	164
Tabela 4.26 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 11	166
Tabela 4.27 - Resultados dos ensaios de desbaste com cerâmica	167
Tabela 4.28 - Potência máxima (pico) e potência média - DESBASTE CERÂMICA para 1042,8 cm ³ de volume de cavaco	170
Tabela 4.29 - Valores médios de desgaste de flanco (mm) e potência média ao atingir 1042,8 cm ³ de cavacos removidos para todas as condições ensaiadas	176
Tabela 4.30 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 1	180
Tabela 4.31 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 5	180
Tabela 4.32 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 4	182
Tabela 4.33 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 3	182
Tabela 4.34 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 3	191
Tabela 4.35 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 3 com alisadora	192
Tabela 4.36 - Análise química por energia dispersiva (EDS) ensaio 1 com alisadora	193

Tabela 4.37 - Análise química por energia dispersiva (EDS) ensaio 2 com alisadora	194
Tabela 4.38 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 4 com alisadora	196
Tabela 4.39 - Análise química por energia dispersiva (EDS) da alisadora - ensaio 4	197

Lista de Equações

Equação 2.1 – Avanço máximo no fresamento com pastilha alisadora	72
Equação 4.1 – Potência de corte no fresamento	120

Capítulo 1

Introdução

Muito se tem pesquisado sobre o processo de fresamento frontal no tocante à posição relativa fresa-peça, diâmetro da fresa em relação à largura da superfície usinada, melhores condições de usinagem, sentido de corte, etc. Porém, quase a totalidade destes estudos teórico/práticos são realizados usinando-se superfícies planas sem interrupções, o que nos processos industriais raramente ocorre.

Na prática, normalmente encontramos superfícies interrompidas com furos e geometrias complexas, com larguras de corte variáveis, nas quais fresas de diâmetro grande são necessárias para usinar somente uma parte da superfície da peça (que apresenta largura compatível com o diâmetro da fresa), sendo que em outras partes da peça que apresentam larguras menores, a fresa opera em condições desfavoráveis, gerando vibração e desgaste prematuro das pastilhas, acelerando o desgaste por lascamento. Também é comum a existência de superfícies da peça com rebaxos de 90° , o que faz com que todas as outras superfícies tenham que ser usinadas com uma fresa projetada com este ângulo de posição, para minimizar o custo de ferramental e diminuir os tempos mortos com trocas de ferramenta. Porém, a utilização de uma fresa com ângulo de posição de 90° tende a acelerar o desgaste das pastilhas pelo mecanismo de atrito.

Além dos parâmetros de corte, a definição do sentido de usinagem é de fundamental importância para garantir maior vida da ferramenta, pois influencia diretamente nos diversos mecanismos de desgaste presentes. Cada sentido de corte apresenta limitações e sua influência deve ser analisada em função das diversas geometrias das peças a ensaiar.

Isto posto, os principais objetivos deste trabalho são:

- Entender o mecanismo de desgaste em ferramentas de metal duro e cerâmica (Sialon) no fresamento de desbaste de superfícies de ferro fundido cinzento que apresentam geometrias diversas;
- Avaliar a influência da velocidade de corte , sentido de usinagem e posicionamento da ferramenta de corte na vida da ferramenta e na produtividade do processo de usinagem;
- Avaliar a evolução do desgaste da ferramenta a partir do monitoramento da potência de usinagem no processo de desbaste, tanto com metal duro quanto com cerâmica.
- Avaliar a possibilidade de substituição do processo convencional de desbaste e acabamento por um único passe com profundidade total, de forma que garanta uma vida da ferramenta aceitável, mantendo o valor de rugosidade dentro do limite estabelecido para o produto.
- Estabelecer critérios para a seleção do material da ferramenta, posicionamento da ferramenta, velocidade de corte e sentido de usinagem no fresamento de superfícies que apresentem características geométricas similares às peças ensaiadas.

Para realização destes objetivos, este trabalho foi dividido nos seguintes capítulos:

- Capítulo 1 - Introdução
- Capítulo 2 - Fundamentos teóricos na usinagem do ferro fundido cinzento – aqui se aborda especialmente a operação de fresamento;
- Capítulo 3 - Materiais, equipamentos e procedimentos experimental – aqui se descreve com detalhes como os experimentos foram realizados e que equipamentos foram utilizados;
- Capítulo 4 - Resultados e discussões – aqui os resultados dos diversos experimentados e, em todos eles, faz-se uma tentativa de explicação, especialmente no tocante ao entendimento dos mecanismos de desgaste das ferramentas;
- Capítulo 5 - Conclusões e sugestões para trabalhos futuros – aqui as principais conclusões provenientes do capítulo 4 são resumidas e sugestões para continuidade deste trabalho são feitas.

Capítulo 2

Fundamentos teóricos na usinagem do Ferro Fundido Cinzento

2.1 Introdução

Os produtos siderúrgicos comuns obtidos por fusão, com menos de 2% de carbono são considerados aços e, aqueles com teores mais elevados que estes, ferros fundidos. A passagem dos aços para os ferros fundidos é gradual e o limite de 2% corresponde apenas a um determinado ponto do diagrama de equilíbrio, que foi tomado como separação convencional entre os dois produtos (COLPAERT, 1974).

No diagrama de fases do sistema Fe-C mostrado na Figura 2.1, pode-se ver que, para teores crescentes de carbono, é cada vez mais baixa a temperatura necessária para a fusão completa do produto, até 4,3%. Além desse limite, a referida temperatura se eleva de novo, à medida que o teor de carbono continua a aumentar. A liga com 4,3% é a com menor ponto de fusão dentre todas, por isso recebe o nome de *eutética*, que significa bem fusível. Os ferros fundidos com menos de 4,3% chamam-se *hipoeutéticos* e os com mais de 4,3% *hipereutéticos*.

O carbono pode existir nestes materiais sob duas formas diferentes :

Carbono combinado (Fe_3C , cementita);

Carbono grafítico (grafita)

Quando se fala do teor de carbono de um ferro fundido, entende-se o carbono total, isto é, o carbono combinado mais o carbono grafítico, mais o carbono em solução no Fe.

A formação da maior parte da grafita se dá normalmente na solidificação do eutético e depois do metal solidificado, enquanto estiver acima de 700° C. No microscópio, ela se apresenta sob a forma de veios ou então partículas vermiformes agrupadas.

A grafita raramente se forma entre as linhas “liquidus” e “solidus”, nos ferros fundidos hipoeutéticos sem silício. Seu aparecimento, nesse intervalo, é mais freqüente nos ferros fundidos hipereutéticos, apresentando-se a grafita em grandes palhetas que, em seção polida, aparecem como veios, em geral, bem maiores do que os do primeiro caso.

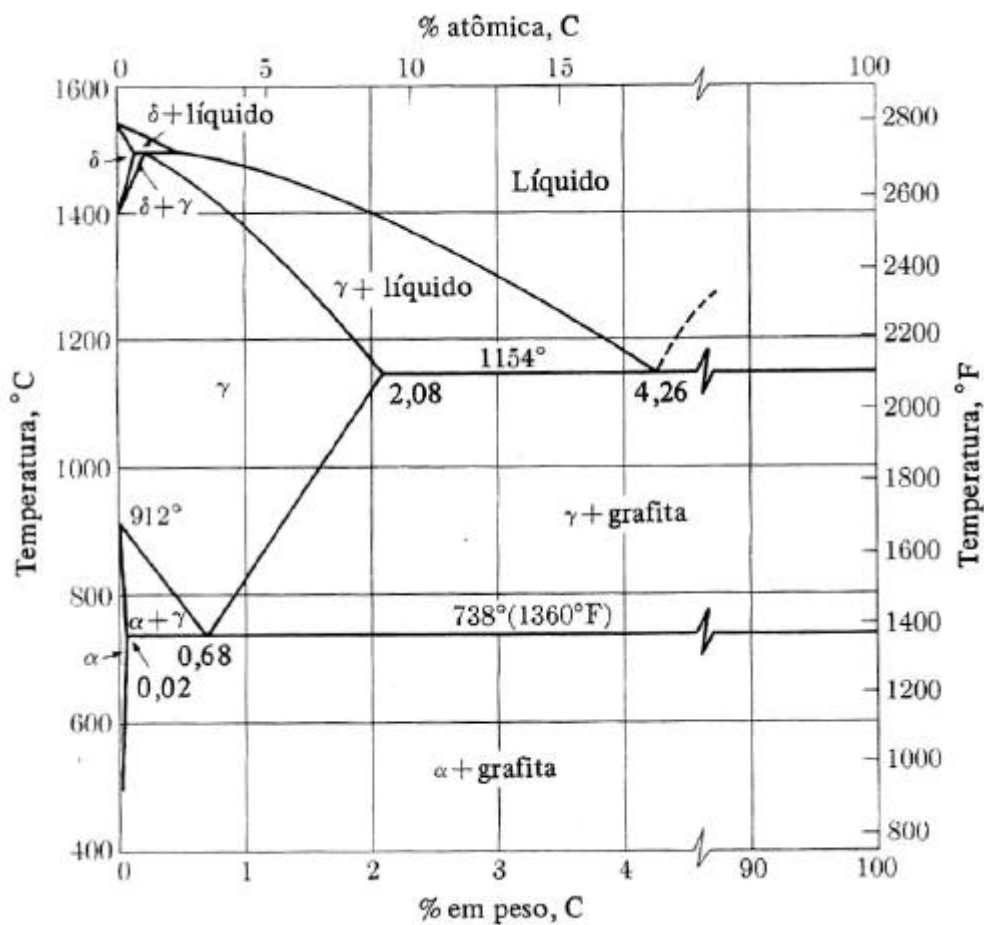


Figura 2.1 - Diagrama Fe-C (VAN VLACK, 1984)

2. 2 Tipos de Ferro Fundido

2.2.1 Ferro fundido cinzento

O aspecto da fratura do ferro fundido cinzento é escuro (daí a sua denominação). Na sua estrutura uma parcela relativamente grande do carbono está no estado livre (grafita lamelar) e outra parcela no estado combinado (Fe_3C) (CHIAVERINI, 1990).

As propriedades dos ferros fundidos cinzentos são influenciadas pelo tamanho, forma e distribuição da grafita, e pela relativa dureza da matriz metálica que envolve a grafita. Esses fatores são controlados principalmente pelos conteúdos de carbono e silício do metal e pela velocidade de resfriamento do fundido. Um resfriamento lento e um elevado conteúdo de C e Si incentivam o crescimento e quantidade dos veios de grafita, a formação de uma estrutura de matriz ferrítica de baixa resistência. A microestrutura é o maior fator indicador da usinabilidade do ferro fundido cinzento, mais importante que a dureza ou outras propriedades mecânicas. As condições que promovem a grafitização melhoram a usinabilidade do material, enquanto que condições que inibem a grafitização tem efeito contrário (ASM, 1967).

Ainda segundo ASM (1967), a grafita provoca descontinuidades no ferro fundido que facilitam a quebra do cavaco e fornece um efeito lubrificante durante a usinagem. A grafita possibilita uma maior usinabilidade ao ferro fundido superior que a atingida na perlítica maioria dos aços. Os veios de grafita fornecem ao ferro fundido cinzento propriedades de excelente usinabilidade mesmo em níveis de dureza elevados, que aumentam a resistência ao desgaste, e excelentes propriedades de amortecimento de vibrações (VAN DE VELDE, 2000b). Por sua importância no processo de usinagem, abordaremos suas características em um item específico.

2.2.2 Ferro fundido branco

O ferro fundido branco mostra uma fratura de coloração clara, caracterizada por apresentar ainda como elementos de liga fundamentais o carbono e o silício, mas cuja estrutura, devido às condições de fabricação e menor teor de silício, apresenta carbono quase inteiramente na forma combinada de cementita (CHIAVERINI, 1990).

Os ferros fundidos brancos apresentam carbonetos de solidificação, e são materiais empregados para peças resistentes ao desgaste. As classes ligadas com cromo (Cr12 e Cr18), com dureza superior a 52HRC, são empregadas para fabricação de corpos moedores e revestimentos de moinhos (MACHADO et. al., 2005). Esses ferros fundidos possuem uma elevada resistência à compressão e excelente resistência ao desgaste, porém são de difícil usinabilidade. A cementita formada é dura e frágil e domina a microestrutura do ferro fundido branco. Não são facilmente fundíveis por possuírem uma temperatura de solidificação muito elevada (VAN DE VELDE, 2000a).

2.2.3 Ferro Fundido dúctil ou nodular

O ferro fundido dúctil foi desenvolvido na década de 1940. Na Europa é também conhecido como ferro fundido com grafita nodular (SG). Na década de 50, foi objeto de intensos trabalhos de pesquisa e seu uso como material de engenharia ganhou espaço.

O ferro fundido nodular ou dúctil caracteriza-se pela ductilidade, tenacidade e resistência mecânica. A característica mais importante, entretanto está relacionada com a resistência mecânica: o limite de escoamento é superior ao do ferro fundido cinzento, ferro fundido maleável e ao dos aços-carbono comuns (CHIAVERINI, 1994).

A grafita do ferro fundido nodular apresenta-se na forma esferoidal, forma essa que não interrompe a continuidade da matriz tanto quanto a grafita em veio, resultando na sua melhor ductilidade e tenacidade. A forma de solidificação da grafita é obtida pela adição de pequenas quantidades de magnésio na fundição. Este elemento reage com o enxofre e o oxigênio presentes no material fundido e provoca a mudança na forma da grafita. Os ferros fundidos dúcteis, assim como os ferros fundidos maleáveis, apresentam uma boa relação de tensão/deformação linear, uma considerável faixa de resistência ao escoamento e, sobretudo, ductilidade. As peças elaboradas com esse ferro fundido podem ser formadas numa grande faixa de tamanhos, com seções que podem ter paredes muito finas ou muito grossas (VAN DE VELDE, 2000a).

Este tipo de ferro fundido apresenta uma faixa larga de propriedades de resistência e ductilidade, o que permite escolher o grau requerido de ferro fundido dependendo das condições de operação do elemento mecânico ou máquina, além de possuir uma elevada resistência ao desgaste, resistência à corrosão, elevada capacidade de amortecimento, elevada ductilidade e usinabilidade satisfatória. Em relação aos aços, apresenta melhores propriedades de fundição e uma baixa temperatura para ser vazado no molde, o que permite uma redução da energia necessária (DRONYUK e EKSANOV, 1989).

Um recente desenvolvimento para melhorar as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular é o tratamento térmico de *austempering*. O ferro fundido dúctil austemperado (ADI) é usado como alternativa para substituir os ferros fundidos de alta resistência freqüentemente usados em aplicações em que o carregamento de fadiga é crítico (HARDING, 1986).

A microestrutura consiste em grafita nodular numa matriz de ferrita acicular e austenita estabilizada (chamada de ausferrita). Os finos grãos de ferrita acicular fornecem excepcional combinação de resistência mecânica com boa ductilidade e tenacidade (KENNAMETAL, 2003).

Ainda segundo Kennametal (2003), as propriedades mecânicas evoluem continuamente conforme muda a temperatura de austêmpera. As temperaturas de austêmpera mais elevadas e a quantia de austenita retida associada com a ferrita bainítica têm uma influência forte em certas propriedades mecânicas, particularmente na ductilidade, valores de impacto, resistência à fratura e à fadiga. Os valores máximos das propriedades normalmente são obtidos através de austêmpera dentro da faixa de 350-400°C e usando períodos de austêmpera que produzem quantias máximas de austenita retida. Os ferros fundidos dúcteis sempre tiveram certas vantagens técnicas e comerciais sobre os aços fundidos e forjados, e estas vantagens foram mais notórias com o ADI, o qual começou a substituir alguns aços forjados de alta resistência.

2.2.4 Ferro Fundido Maleável

Os ferros fundidos maleáveis são fundidos a partir do ferro fundido branco, o qual, submetido a um tratamento térmico especial adquire maleabilidade, ou seja a liga adquire

ductilidade e torna-se mais tenaz, característicos que, aliados à boas propriedades de resistência à tração, dureza, resistência à fadiga, resistência ao desgaste e usinabilidade, permitem abranger importantes aplicações industriais (CHIAVERINI, 1994).

Além dessas propriedades, estes ferros fundidos apresentam boa capacidade de amortecimento, resistência à corrosão e permeabilidade magnética. Do mesmo modo que os aços de médio conteúdo de carbono podem ser tratados termicamente para obter diferentes microestruturas de matriz (ferrita, perlita, perlita temperada, bainita, martensita temperada ou combinações destas) e, conseqüentemente, diferentes propriedades mecânicas (KENNAMETAL, 2003).

Devido à fragilidade que tanto o ferro fundido branco como o cinzento comum apresentam, eles não podem ser empregados na fabricação de peças sujeitas a choques, ou que possam sofrer uma eventual deformação sem ruptura. O primeiro, por causa da cementita, que é duríssima e frágil e o segundo, devido aos veios de grafita, que comprometem, em grande parte, a coesão do material.

Certos ferros fundidos brancos, de composição conveniente, são entretanto, suscetíveis à inteira modificação de sua textura e propriedades quando submetidos a um longo recozimento, em conseqüência do qual adquirem certa resistência ao choque e capacidade de suportar deformações, às vezes grandes, sem se romper.

O ferro fundido branco, assim tratado, chama-se ferro fundido maleabilizado ou maleável. Mediante o tratamento térmico de maleabilização, possibilita a transformação de praticamente todo o ferro combinado em grafita na forma de nódulos (em vez de veios ou lamelas) (COLPAERT, 1974).

2.2.5 Ferro Fundido de grafita compactada ou Vermicular

Este ferro fundido é um produto de características intermediárias entre o ferro fundido cinzento e o nodular. Assim, ele apresenta melhor resistência mecânica e ductilidade que o ferro

fundido cinzento. Além disso, o seu acabamento na usinagem é superior ao que se verifica no ferro fundido cinzento (mesmo apresentando uma usinabilidade inferior). Por outro lado, em relação ao ferro fundido nodular, ele possui maior capacidade de amortecimento, condutibilidade térmica mais elevada e melhor usinabilidade (CHIAVERINI, 1994).

O ferro fundido de grafita compactada (CGI) é caracterizado por apresentar a grafita em escamas (pequenas plaquetas ou estrias), também denominado vermicular. Exige a adição de elementos especiais como terras raras, e em especial o titânio, que reduz a formação de grafita esferoidal. Apresentam uma microestrutura na qual a grafita é interligada em forma semelhante aos veios de grafita característicos dos ferros fundidos cinzentos, porém mais grossa e mais arredondada. Em outras palavras, a estrutura do CGI está entre o cinzento e o nodular. (KENNAMETAL, 2003).

O ferro fundido vermicular tem apresentado uma crescente aceitação na indústria automobilística, demonstrando possibilidades de utilização em diversos componentes, que normalmente são fabricados em ferro fundido cinzento, tais como discos de freio, coletores de escapamento, cabeçotes de motor e, principalmente, blocos de motores diesel (GUESSER e GUEDES, 1997). O ferro fundido vermicular permite a fabricação de motores diesel com uma combustão mais eficiente e com melhor performance, pois admite maiores pressões na câmara de combustão, devido às suas boas propriedades mecânicas (GUESSER, SCHROEDER e DAWSON, 2001) . Atualmente, a maior dificuldade para a fabricação de blocos em vermicular a preços competitivos é a sua baixa usinabilidade quando comparado ao cinzento.

O ferro fundido vermicular possui propriedades mecânicas superiores ao ferro fundido cinzento, atualmente utilizado na fabricação de blocos de motores, sem perdas significativas em condutividade térmica, possibilitando a fabricação de motores diesel de maior eficiência térmica, menor emissão e peso reduzido. Entretanto, como visto anteriormente, o ferro fundido vermicular traz consigo a característica de baixa usinabilidade, em relação ao cinzento, tornando-se pouco competitivo. Diante disso, a usinagem do ferro fundido vermicular passou a ser investigada por institutos de pesquisa, empresas automobilísticas e fundições, principalmente a partir de 1995 (MOCELIN et al., 2002).

2.3 Formas da grafita

A Norma ASTM A247 (1984 apud ASM, 1985) classifica a grafita pelo seu aspecto e forma de apresentação em cinco tipos :

Tipo A : Irregular de orientação aleatória.

Tipo B : Em roseta, caracterizado por partículas vermiformes, circundadas por veios em disposição aproximadamente radial, dando ao conjunto um aspecto de roseta.

Tipo C : Desigual irregular, característico dos ferros fundidos hipereutéticos, mostram veios muito maiores.

Tipo D : Interdentrítica de orientação aleatória.

Tipo E : Interdendrítica orientada.

Pelas suas dimensões, a mesma norma classifica a grafita em oito tamanhos, de 1 a 8, correspondendo o N°1 às dimensões maiores (veio mais longo) e o N°8 às dimensões menores. A Figura 2.2 mostra um ferro fundido cinzento com grafita Tipo A. O ferro fundido cinzento utilizado neste trabalho corresponde a este tipo, com tamanho de grafita entre 4 e 5. A Figura 2.3 mostra a grafita em flocos Tipo D , numa liga hipoeutética, com comprimento dos veios de grafita entre 60-120 μm . A Figura 2.4 mostra flocos mais grossos (comprimentos na faixa de 250-500 μm) em um ferro fundido de alto conteúdo de C, ainda hipoeutético.

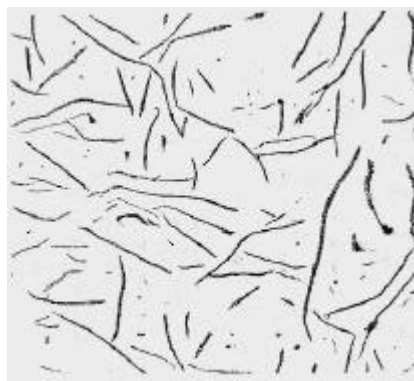
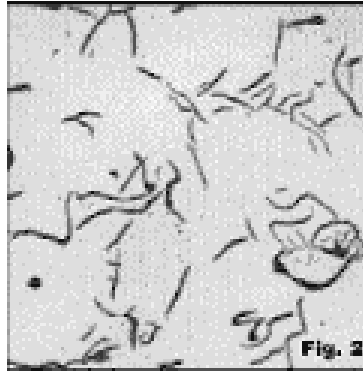
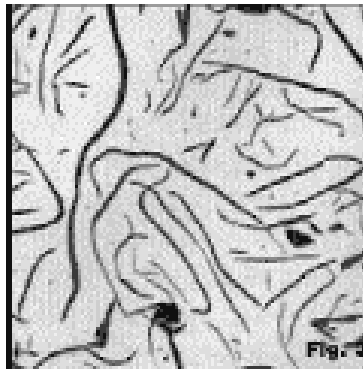


Figura 2.2 - Grafita Tipo A 100x (ASTM, 1985)

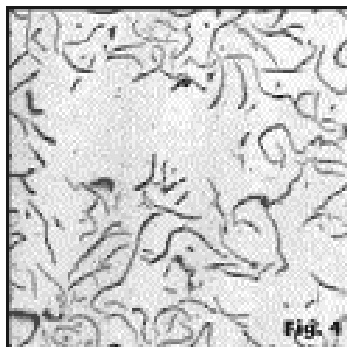


**Figura 2.3 - Grafita Tipo D, tamanho da grafita entre 60-120 μm , hipoeutético 100x
(RADZIKOWSKA, 2000)**



**Figura 2.4 - Grafita Tipo D, tamanho da grafita entre 250-500 μm , hipoeutético 100x
(RADZIKOWSKA, 2000)**

A Figura 2.5 mostra flocos de grafita desordenados no fundido. Note que poucos nódulos são presentes. Aparentemente corresponde a uma mistura de flocos tipo B e D.



**Figura 2.5 - Flocos de grafita desordenados no ferro fundido cinzento hipereutético, 100x
Tipo B e D, poucas rosetas (RADZIKOWSKA, 2000)**

A Figura 2.6 mostra um ferro fundido cinzento hipereutético em que vários flocos tipo agulha grossa são formados antes das agulhas finas eutéticas. Esta estrutura é a grafita tipo C.

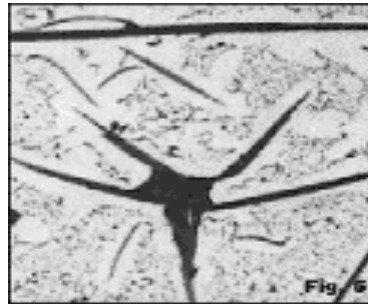


Figura 2.6 - Grafita Tipo C desigual irregular, 100x rosetas (RADZIKOWSKA, 2000)

A Figura 2.7 mostra a estrutura de um ferro fundido de grafita compactada, ou vermicular, desenvolvimento feito para melhorar as propriedades mecânicas do ferro fundido cinzento.

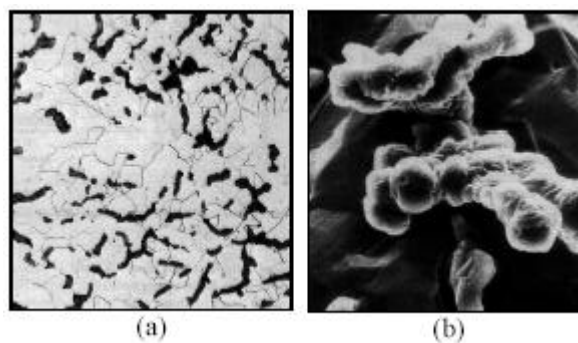


Figura 2.7 - Micrografia do ferro fundido vermicular. (a) Micrografia óptica. (b) Forma espacial da grafita compactada. MEV 395x (ASM, 1996).

A Figura 2.8 mostra a estrutura de um ferro fundido nodular com nódulos finos.

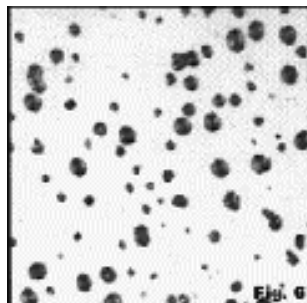


Figura 2.8 - Nódulos finos no ferro fundido dúctil, diâmetros entre 15-30µm, 100x (RADZIKOWSKA, 2000)

A Figura 2.9 mostra a estrutura de um ferro fundido dúctil com nódulos grossos.

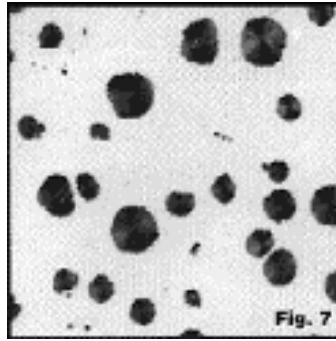


Figura 2.9 - Nódulos grossos no ferro fundido dúctil, diâmetros entre 15-60 μm , 100x (RADZIKOWSKA, 2000)

2.4 Fatores que influenciam na estrutura do ferro fundido

São dois os fatores preponderantes na determinação da estrutura do ferro fundido: a composição química e a velocidade de resfriamento (CHIAVERINI, 1990).

2.4.1 Composição química

Os ferros fundidos são ligas de ferro, carbono e silício nas quais a maior parte do carbono está retido em solução sólida em austenita a temperatura eutética. O carbono em excesso precipita em forma de grafita lamelar. Os ferros fundidos cinzentos geralmente contêm de 1,7 a 4,5% de C e de 1 a 3% de Si (ASM, 1961). Além desses elementos, existem outros tais como: manganês, enxofre, fósforo, etc. Esses elementos exercem notável influência sobre a textura e as propriedades dos ferros fundidos, devido a que, dependendo das proporções nas quais se apresentem, haverá ou não formação de grafita e, portanto, formação de ferro fundido cinzento ou branco.

Carbono :

Com teores baixos de carbono há tendência para formar-se o tipo branco. À medida que o teor de carbono aumenta, melhoram as condições para o material se tornar cinzento. Nos ferros fundidos brancos, a dureza aumenta com o conteúdo de carbono, porque aumenta a quantidade de cementita (COLPAERT, 1974).

Silício :

Depois do carbono é o elemento mais importante nos ferros fundidos. O silício é essencialmente um elemento grafitizante, favorecendo a decomposição do carboneto de ferro e sua presença, independentemente do teor de carbono, pode fazer um ferro fundido tender para o cinzento ou para o branco (CHIAVERINI, 1990).

Para se obter ferros fundidos cinzentos com melhor resistência, convém que a quantidade de silício seja suficiente para promover a grafitação até a temperatura da formação da perlita (700° C), porém em quantidade insuficiente para decompor a cementita da perlita. Se isso acontecer, o ferro fundido terá baixa resistência e será mais mole. O silício forma solução sólida com a ferrita e por essa razão não se pode detectá-lo ao microscópio (COLPAERT, 1974).

Manganês :

O Mn na proporção de 0,5 – 1,0% aumenta a resistência e tenacidade do ferro fundido (SANDVIK, 1994). Este elemento tem ação contrária à do silício, pois dificulta a decomposição da cementita; em teor muito elevado, pode anular a ação do silício e o ferro fundido então resultar branco. Seu principal papel nos ferros fundidos comuns é, porém, neutralizar o enxofre. O sulfato de manganês resultante é uniformemente distribuído na matriz na forma de inclusões (KENNAMETAL, 1993).

Fósforo :

Quando em teores normais é grafitizante e não desempenha um papel preponderante; em teores elevados, contribui para a fragilidade e atua como estabilizador da cementita. Contudo, sua presença é, às vezes, desejada por aumentar a fluidez do metal líquido, o que permite moldar peças de paredes mais finas e de contornos mais nítidos. Entretanto, se a peça tiver partes finas e for de certa responsabilidade, prefere-se empregar ferro fundido com menos fósforo e vaziar a temperaturas mais altas (COLPAERT, 1974).

Enxofre :

Atua de forma semelhante ao manganês, formando sulfeto de ferro. Torna o material mais sensível ao resfriamento rápido. A fratura branca causada pelo enxofre é muito mais quebradiça e de dureza mais irregular do que quando é branca por outras razões. O manganês em quantidade suficiente neutraliza o enxofre pela formação de sulfeto de manganês.

Além destes elementos, a presença de outros em quantidades mínimas é fundamental para a produção do ferro fundido. Por exemplo, agentes nucleantes, chamados inoculantes, são usados para controlar o tipo e tamanho da grafita (VAN DE VELDE, 2000b).

2.4.2 Velocidade de resfriamento

Segundo Colpaert (1974), como a decomposição da cementita em ferro gama e grafita requer um certo tempo para se efetuar (embora muito curto em altas temperaturas), pode-se atenuá-la, ou mesmo evitá-la totalmente, por meio de um resfriamento rápido desde o início da solidificação. Esse procedimento pode dificultar a decomposição, de tal forma que, ferros fundidos que seriam cinzentos com o resfriamento lento habitual, tornam-se brancos.

Ainda segundo Colpaert (1974), a velocidade de resfriamento depende de dois fatores principais: do material de que é feito o molde e da espessura das peças vazadas. Moldes de areia permitem um resfriamento lento, ao passo que moldes metálicos (chamados coquilhas) provocam um resfriamento rápido, especialmente se forem espessos. O resfriamento lento favorece a formação de grafita.

A velocidade de resfriamento não influi apenas na grafitização; outra ação importante é na forma, distribuição e tamanho dos veios de grafita. Velocidades altas produzem veios finos, com uma distribuição dendrítica, comumente indesejável. Velocidades médias resultam em distribuição e tamanhos normais, e velocidades muito lentas em uma distribuição de veios grosseiros de grafita (CHIAVERINI, 1990).

Um fundido com seções separadas que são apreciavelmente diferentes em espessura, pode ter diferenças em tamanho de grafita e dureza de matriz entre as seções espessas e finas, embora a fundição inteira tenha sido vertida com o mesmo material. Isto é devido as diferentes velocidades de resfriamento. Estas diferenças na estrutura produzirão propriedades mecânicas diferentes (VAN DE VELDE, 2000a).

2.5 Usinabilidade do ferro fundido

Por ser a usinabilidade uma característica mecânica de especial interesse no desenvolvimento do presente trabalho, será estudada com maior detalhamento. Para definir a usinabilidade é necessário primeiro entender o conceito de vida da ferramenta de corte.

2.5.1 Vida da ferramenta de corte

Em situações práticas, o tempo em que uma ferramenta de corte perde sua capacidade de produzir peças com dimensões e qualidade superficial desejadas, determina o fim de vida da ferramenta. Não obstante, os critérios adotados para determinar o fim de vida da ferramenta podem ser diferentes em cada caso, dependendo das condições de corte, etc. (ISO 3685, 1993).

A norma ISO 3685 sugere um padrão para o teste de vida da ferramenta. Neste padrão o tempo de vida da ferramenta é determinado pelo máximo desgaste permitido. Os critérios mais usados para avaliar vida da ferramenta de metal duro são:

- Largura máxima do desgaste de flanco da superfície de folga ($VB_{B \max}$) igual a 0,6 mm, se o desgaste da superfície de folga (região B) é irregular.
- Média da largura do desgaste de flanco (VB_B) igual a 0,3 mm, se o desgaste da superfície de folga (região B) é regular.
- Em forma semelhante ao desgaste de flanco, o lascamento também é avaliado em termos de $VB_{B \max}$ adotando-se freqüentemente o mesmo valor limite.
- No caso do processo de acabamento, a rugosidade superficial é um critério também a ser adotado (não abordado na ISO 3685).
- O uso das características da formação de cavaco não é recomendado para a determinação

de vida da ferramenta, embora é usado como um instrumento de controle (anexo G da ISO 3685).

- A ocorrência de uma falha catastrófica da ferramenta desqualifica o ensaio de vida de ferramenta.

Para Dieter (1988), a vida da ferramenta pode ser calculada baseada na degradação do acabamento superficial, até atingir um valor admissível, ou quando o incremento das forças de corte ultrapassa um valor, ou quando a amplitude da vibração atinge um valor limite.

2.5.2 Conceito de usinabilidade

A usinabilidade refere-se à facilidade com a qual a peça pode ser usinada e medida em termos de vida útil da ferramenta, velocidade de remoção de cavaco, acabamento superficial, facilidade de formação de cavaco, ou forças de corte. Não é uma propriedade intrínseca do material, mas resulta de uma complexa interação entre as propriedades mecânicas do material da peça, ferramentas de corte e condições de usinagem (KENNAMETAL, 2003).

Em termos gerais, pode ser dito que quanto maior a dureza e a resistência de um tipo de ferro fundido pior é sua usinabilidade (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006).

A dureza Brinell é um indicador de usinabilidade porque a dureza é dependente da microestrutura, mas apenas a dureza não é consistente como uma medida de usinabilidade. Uma maneira de avaliar melhor a usinabilidade do ferro fundido é combinar o teste de dureza com uma avaliação da microestrutura, por causa de alguns micro-constituintes que adversamente afetam a usinabilidade (ASM, 1989 apud BEZERRA, 2003).

2.5.3 Efeito da microestrutura sobre a usinabilidade

A usinabilidade do ferro fundido depende fortemente de sua microestrutura. A forma da grafita no ferro fundido determina o seu tipo. A presença de grafita proporciona características de fácil usinagem, enquanto sua forma e quantidade estabelecem o possível acabamento da

superfície a ser obtido com um processo de corte, além da força de corte necessária. A microestrutura do metal ao redor da grafita determina a vida da ferramenta e estabelece os níveis de velocidades de corte e avanço a serem utilizados (ASM, 1989 apud BEZERRA, 2003).

A usinagem deste grupo de material pode variar desde muito fácil de se usinar, como no caso do ferro fundido cinzento ferrítico (HB 120), até muito difícil de se usinar, como no caso do ferro fundido branco (HB 550). Entre estes dois extremos estão situados os vários tipos de ferros fundidos. É evidente, portanto, que, como no caso dos aços, a larga faixa de usinabilidade dos ferros fundidos vai depender da microestrutura e da composição química (MILLS e REDFORD, 1983 apud BEZERRA, 2003).

A dureza abrasiva devido às inclusões de areia e carbonetos livres é muito negativa para efeitos de usinabilidade. Um ferro fundido com dureza 200 HB e com uma quantidade de carbonetos livres apresenta uma usinabilidade pior que um ferro fundido da mesma dureza e com estrutura 100% perlítica sem carbonetos livres (SANDVIK, 2003).

Na usinagem dos ferros fundidos, a vida da ferramenta e as velocidades de corte são diretamente influenciados pela microestrutura. Grafita no ferro fundido é importante para suas características de fácil usinagem, mas a vida da ferramenta é dependente da microestrutura do metal da matriz ao redor da grafita. A influência dos vários constituintes da matriz sobre a vida da ferramenta é discutida a seguir (ASM, 1989).

Morfologia da grafita

Em relação à classificação da Norma ASTM A247 (1984 apud ASM, 1985), se a solidificação aconteceu com baixa velocidade de resfriamento na presença de uma nucleação potente, um pequeno sub-resfriamento acontece e a grafita tipo A será formada. Os veios de grafita são finos e distribuídos aleatoriamente e orientados através da matriz do ferro fundido. Numa condição de um sub-resfriamento maior, a solidificação acontece rapidamente, com menos substratos efetivos e uma fina grafita tipo D será formada nas regiões interdendríticas e distribuídas aleatoriamente (MARWANGA, VOIGT e COHEN, 1999).

Ainda segundo Marwanga, Voigt e Cohen (1999), a grafita tipo A melhora as propriedades mecânicas e favorece a usinabilidade. Um tamanho médio de grafita tipo A fornece maior resistência e alongamento que uma grafita tipo D, a que apresenta veios mais finos e propicia uma maior concentração de tensões. Adicionalmente, uma grafita tipo A apresenta maior ductilidade que a tipo D. O efeito da grafita tipo A nas propriedades mecânicas é mais sensível quanto maior é o índice de carbono equivalente (CE). Os veios de grafita tipo D favorecem um acabamento superficial mais fino por minimizar o efeito do *pitting* na superfície.

O papel preciso dos mecanismos pelos quais a grafita dos ferros fundidos cinzentos influenciam nas propriedades de usinabilidade, não são totalmente entendidos. Alguns pesquisadores sugerem que a grafita atua como um elevador de tensões durante o processo de formação do cavaco, facilitando assim a usinagem. Tem sido sugerido também que a grafita age como um lubrificante interno, facilitando o deslizamento. Porém não existe consenso entre os especialistas.

Ferrita

Os ferros fundidos com matriz ferrítica e com pouca ou nenhuma perlita são fáceis de usar. Eles têm baixa resistência e normalmente uma dureza inferior a 150 HB. Devida à alta ductilidade da ferrita, este material pode ser muito aderente e formar aresta postiça quando se usina em baixa velocidade de corte (SANDVIK, 2003).

A ferrita é essencialmente um constituinte livre de carbono que constitui a matriz inteira dos ferros completamente recozidos. Se presente numa concentração superior a 10%, causará um enfraquecimento do ferro fundido além de indicar uma taxa de resfriamento lenta. Com exceção da grafita, a ferrita tem a menor dureza que qualquer outro constituinte no ferro (Tabela 2.1). Entretanto, não é tão mole quanto a ferrita do aço de baixo carbono, pois a ferrita no ferro fundido contém silício. O efeito endurecedor do silício dissolvido proporciona à ferrita uma propriedade bem definida. O silício tem, na faixa de 1 a 3%, influência desprezível sobre a vida da ferramenta, mas os ferros fundidos com altos conteúdos de silício possuem usinabilidade reduzida (SHAW, 1986 apud BEZERRA, 2003).

Quando a porcentagem de ferrita diminui e a de perlita aumenta, a vida da ferramenta, obtida em operações de usinagem tais como torneamento, fresamento lateral e furação, diminui. As estruturas recozidas dos ferros fundidos dúcteis e maleáveis possuem uma matriz quase toda de ferrita e podem ser usinadas em velocidades relativamente altas, comparáveis às usadas para a usinagem do ferro fundido cinzento (ASM, 1989 apud BEZERRA, 2003).

Perlita

A perlita tem uma estrutura resistente, dura e menos dúctil que a ferrita, sua resistência e dureza dependem das características das lamelas. Quanto mais fino o grão e mais finas as lamelas da perlita, maior a sua resistência e dureza. A perlita é um constituinte comum em ferros de média resistência e dureza. É composta de placas alternadas de ferrita dúctil (baixa dureza) e cementita de alta dureza. A estrutura mais fina é mais resistente, mais dura e, por isso, deve ser usinada em menores velocidades. A perlita no ferro fundido proporciona uma melhor combinação de usinabilidade e resistência ao desgaste do que outras estruturas da matriz (ASM, 1989 apud BEZERRA, 2003).

Martensita

A martensita é uma estrutura metaestável extra-dura formada pela têmpera. Para reduzir sua dureza e permitir sua usinagem é necessário submeter o ferro fundido ao revenimento. Após tal tratamento térmico, em geral, torna-se pouco mais usinável que a perlita de mesma dureza. Quando a martensita é revenida até uma baixíssima dureza forma-se uma estrutura de carbonetos coalescidos na ferrita, aproximando-se da usinabilidade da ferrita (ASM, 1989 apud BEZERRA, 2003).

Acicular

Estruturas aciculares, incluindo a bainita, normalmente ocorrem em ferros ligados ou são obtidos por um tratamento de calor por têmpera em meio quente. Elas geralmente possuem dureza intermediária e são difíceis de usinar, um pouco menos usinável que a martensita revenida de mesma dureza (ASM, 1989 apud BEZERRA, 2003).

Austenita

A austenita é o principal constituinte nos ferros fundidos cinzentos com alto níquel e alguns dúcteis. A austenita é um constituinte relativamente mole, e é comparável à ferrita em usinabilidade. Entretanto, alguns tipos de ferros austeníticos possuem cromo suficiente para produzir carbonetos de cromo na microestrutura. Isto reduz a usinabilidade (ASM, 1989 apud BEZERRA, 2003).

Carbonetos

Os carbonetos são componentes extremamente duros devido a que eles são de cementita pura ou contêm algum material de liga. Em placas finas como na perlita, a cementita pode ser usinada, porém a sua usinabilidade se reduz drasticamente no caso de partículas maiores (SANDVIK, 2003). Com percentual de aproximadamente 5% de carbonetos livres na estrutura da matriz, já se tem um significativo efeito prejudicial a usinabilidade dos ferros fundidos. Os carbonetos podem estar presentes na periferia das peças de ferro fundido por causa da solidificação muito rápida neste ponto (ASM, 1989 apud BEZERRA, 2003).

Esteadita

A esteadita é um constituinte duro, com baixo ponto de fusão (982°C), que se forma nos contornos de grão e é formado pelo fósforo no ferro. Sua concentração é mantida abaixo de 10% pela manutenção do conteúdo de fósforo com percentual inferior a 1%. Em quantidade inferior a 5% tem mínima influência sobre a vida da ferramenta (SHAW, 1986 apud BEZERRA, 2003).

2.5.4 Efeitos dos elementos de liga sobre a usinabilidade

O elevado teor de carbono das ligas de ferro fundido e a presença sempre obrigatória do elemento silício tornam necessários considerá-los como ligas ternárias Fe-C-Si, de modo que os fenômenos de transformação da austenita, no resfriamento lento, são mais complexos, originando estruturas em que um novo constituinte se apresenta, o carbono livre ou grafita cuja forma, disposição e quantidade alteram profundamente as propriedades desses materiais (CHIAVERINI,

1986) e, por conseguinte, influenciam significativamente a usinabilidade dos ferros fundidos.

Além da influência do silício na usinabilidade via transformação do carbono em grafita para a formação de ferro fundido cinzento (que tem boa usinabilidade como já visto), o comportamento da usinagem dos ferros fundidos é fortemente influenciado pela composição através dos efeitos de elementos de liga sobre a formação de carboneto ou de grafita (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006).

Os aditivos no ferro fundido influenciam na usinabilidade porque formam ou impedem a formação de carbonetos, influenciando na resistência e/ou dureza. A estrutura interna do ferro fundido é afetada pelo material de liga, os quais, dependendo das suas características individuais, podem ser divididos em dois grupos (SANDVIK, 2003):

Formadores de Carbonetos : Cr, Co, Mn, Mo e V

Elementos grafitizantes : Si, Ni, Al, Cu e Ti

Ainda segundo Sandvik (2003), um exemplo do uso de materiais de liga é no caso da fabricação de blocos de motor. Para aumentar a potência desenvolvida e reduzir o peso do bloco do motor, este é feito de paredes finas. O ferro fundido cinzento é freqüentemente ligado com Cr e Ni e outros elementos como Cu. Dessa forma é obtida um grão fechado, estrutura fina lamelar com propriedades de elevada resistência. A seguir as principais características e influências de alguns elementos de liga sobre as propriedades do ferro fundido:

Carbono

Como visto no item anterior, sobre a influência da microestrutura na usinabilidade, a presença de grafita melhora a usinabilidade do ferro fundido cinzento, porém a presença de carbonetos duros como a cementita piora a sua usinabilidade.

Silício

É o elemento que favorece a decomposição do carboneto de ferro. Sua presença, independentemente do teor de carbono, pode fazer um ferro fundido tender para o tipo “cinzento”

ou para o tipo "branco". Um dos efeitos do silício é modificar a composição do eutético, que no diagrama de equilíbrio binário corresponde a 4,3% de carbono. Por exemplo, com 2,3% de silício, o ponto eutético situa-se em 3,6% de carbono: com 3,5% de silício, o teor do eutético é deslocado para cerca de 3,2% de carbono (CHIAVERINI, 1986).

O conteúdo de silício varia geralmente entre 1-3% (SANDVIK, 2003). Nessa quantidade, o Silício atua como um elemento grafitizante e, portanto, melhora a usinabilidade. Em porcentagens inferiores pode estabilizar os carbonetos de forma que o ferro fundido será composto predominantemente de cementita com pouca grafita, gerando o ferro fundido branco, de difícil usinabilidade.

Manganês

O Manganês é um formador de carbonetos, tem efeito oposto ao do silício, isto é, tende a estabilizar a cementita e contrabalança, de certo modo, o efeito do silício. Portanto, diminui a usinabilidade do ferro fundido. Além disso, o manganês atua, como se sabe, como elemento dessulfurante. Por esta razão, quando um ferro fundido está com alta concentração de enxofre, um excesso de manganês é normalmente adicionado para prender o enxofre na forma de inclusões de MnS (CHIAVERINI, 1986).

Fósforo

Quando presente em quantidades inferiores a 0,15%, forma na microestrutura um composto eutético de aparência branca chamado esteadita, independentemente se o ferro fundido é cinzento ou nodular. A excessiva dureza da esteadita e sua abrasão reduzem significativamente a vida da ferramenta na usinagem do ferro fundido.

Quando presente em quantidades acima de 0,2%, o fósforo provoca diminuição da usinabilidade, esta diminuição é dependente da microestrutura e pode ser contornada mediante transformação da matriz original do tipo perlítica, em uma estrutura relativamente mole como é a ferrítica. Posteriormente, após um tratamento de inoculação, a matriz mole minimiza a intensidade do contato abrasivo entre as partículas de esteadita e a ferramenta de corte. Dessa maneira, o efeito adverso sobre a usinabilidade é minimizado (ASM, 1967).

Enxofre

Nos teores normais, na faixa de 0,02 – 0,25% o enxofre não tem ação significativa. Em quantidades superiores, o enxofre tem tendência a promover a formação de cementita, sendo prejudicial à usinabilidade. Por esta razão, quando um ferro fundido está com alta concentração de enxofre, um excesso de manganês é normalmente adicionado para prender o enxofre na forma de inclusões MnS menos nociva (CHIAVERINI, 1986; VAN DE VELDE, 2000).

Níquel

O níquel é um elemento grafitizante, e um fraco formador de perlita. Em quantidades acima de 5% tenderá a promover a formação de grafita, melhorando a usinabilidade do ferro fundido. (CHIAVERINI, 1990).

Estanho

Em contraste ao efeito do fósforo, a adição do estanho em pequenas quantidades (0,05 a 0,15%), no ferro fundido cinzento, aumenta a usinabilidade e a vida da ferramenta pela redução da dureza em toda a peça fundida e pela eliminação de pontos duros nos cantos (ASM, 1967).

2.5.5 Usinabilidade e usinagem dos diversos tipos de Ferros Fundidos

Ainda segundo Kennametal (2003), a usinabilidade dos ferros fundidos varia significativamente dependendo do tipo de Fe e da sua microestrutura. Os ferros fundidos ferríticos são de fácil usinabilidade, já os ferros fundidos brancos são extremamente difíceis de usar. Outros tipos de ferros fundidos, tais como o maleável, o dúctil, o de grafita compactada e os ferros fundidos ligados estão numa posição intermediária entre os dois extremos. Adicionalmente, estruturas duras formadas no fundido durante o rápido resfriamento e na presença de níveis excessivos de carbonetos formados podem seriamente degradar a usinabilidade do ferro fundido.

A Figura 2.10 mostra uma comparação entre alguns tipos de ferros fundidos em relação à usinabilidade. Pode se ver nesta figura que a usinabilidade varia muito entre as ligas, pois o ferro fundido branco (cheio de carbonetos duros e abrasivos) tem uma usinabilidade da ordem de 10 vezes menor que o cinzento (DINIZ, MARCONDES e COPPINI , 2006).

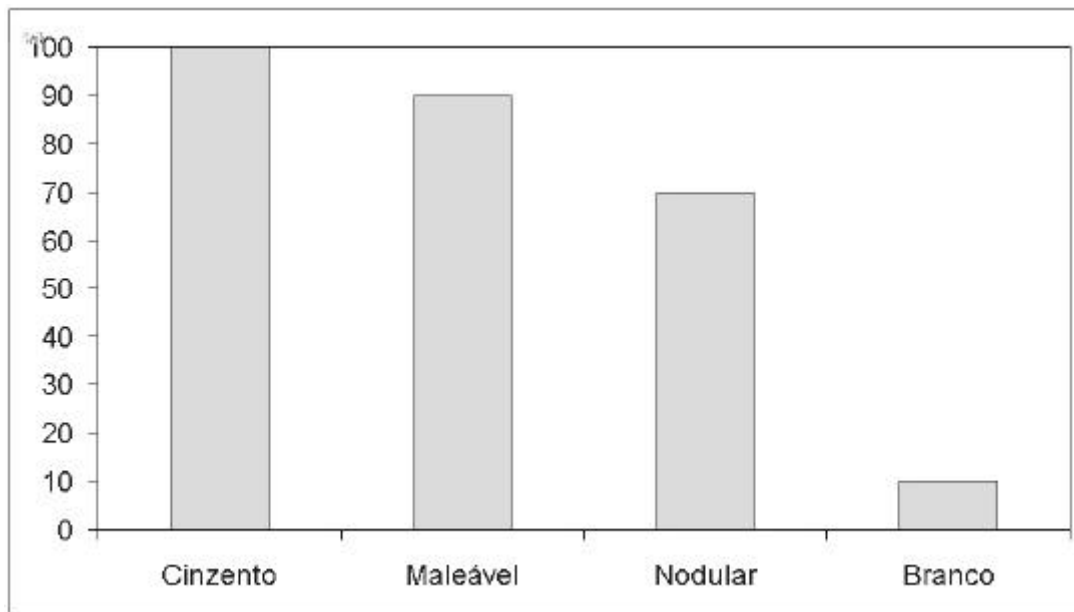


Figura 2.10 - Usinabilidade dos ferros fundidos (DINIZ, MARCONDES e COPPINI , 2006)

2.5.5.1 Ferro fundido cinzento

O ferro fundido cinzento, pela sua fácil fusão e vazamento, usinabilidade superior aos outros ferros fundidos de dureza equivalente, resistência mecânica satisfatória, boa resistência ao desgaste e boa capacidade de amortecimento, é, dentre os ferros fundidos, o mais usado (CHIAVERINI, 1986).

Segundo Heath, (1989 apud SUDO, 2001), a microestrutura do ferro fundido cinzento é o principal indicador de sua usinabilidade. A perlita aumenta a resistência mecânica do ferro fundido e diminui a sua usinabilidade. Além da influência da própria matriz ou da porcentagem relativa de ferrita e perlita, os veios de grafita (quantidade, distribuição e tamanho) também são fatores importantes na usinabilidade do material. Os veios de grafita introduzem descontinuidades na matriz do metal e agem como um quebracavacos, formando cavacos de ruptura. A grafita é um lubrificante natural.

Os ferros fundidos cinzentos apresentam maior usinabilidade que outros ferros fundidos de dureza semelhante e praticamente maior que todos os aços. Porém este material apresenta uma tendência à quebra de cantos, especialmente na saída da ferramenta do corte (KENNAMETAL, 2003).

Variações no processo de fundição das peças podem produzir diferentes características de usinabilidade ao interior da mesma peça. Um rápido resfriamento de uma seção fina, por exemplo, pode provocar uma dureza elevada, dificultando a usinagem (KENNEDY, 2002).

A Tabela 2.1 lista um índice de vida da ferramenta para diferentes microestruturas de matriz de ferros fundidos cinzentos contendo 2,5% de grafita e de diferentes valores de dureza. Pode ser visto nessa tabela que as taxas de desgaste da ferramenta aumentam com o aumento das proporções de perlita em matrizes perlita/ferrítica e com a diminuição do espaçamento interlamelar da perlita; um aumento adicional nas taxas de desgaste da ferramenta ocorre quando a matriz perlítica contém excesso de carboneto de ferro. A dureza do ferro fundido cinzento, e, portanto, o desgaste da ferramenta, aumenta com o aumento da porcentagem de perlita e cementita (MILLS e REDFORD, 1983 apud BEZERRA, 2003).

Tabela 2.1 - O efeito de microestrutura e dureza da matriz sobre o índice de vida da ferramenta de corte dos ferros fundidos cinzentos (MILLS e REDFORD, 1983 apud BEZERRA, 2003).

Microestrutura da matriz	Dureza Brinell	Índice de vida da ferramenta
ferrita	120	20
50% de ferrita e 50% de perlita	150	10
perlita grossa	195	2
perlita média	215	1,5
perlita fina	218	1
perlita fina com 5% em excesso de carboneto de ferro	240	0,3

Com o conteúdo de ferrita diminuindo e o de perlita aumentando, a vida da ferramenta diminui rapidamente. Ferros fundidos com conteúdos de P elevados (próximos de 4%) formam um constituinte muito duro, chamado steadita, o qual tem um efeito na redução da vida útil da ferramenta (KENNAMETAL, 2003).

Segundo Marwanga, Voigt e Cohen (1999) nos ferros fundidos, a grafita em forma de escamas, assim como a microestrutura, influenciam na quantidade de trincas e lascas que acontecem durante o processo de usinagem de engrenagens, blocos de motor, e outras peças acabadas. Os autores realizaram estudos analisando diversos graus comerciais de ferros fundidos cinzento e dúcteis, usando baixa velocidade de usinagem assim como um dispositivo de alta velocidade e rápida parada. Foi utilizado um sistema de câmara de vídeo de alta ampliação para registrar o processo e também as amostras usinadas foram examinadas com um microscópio óptico e outro de varredura. As fitas demonstram claramente que as trincas acontecem ao longo das lâminas (escamas) de grafita e também que uma deformação severa acontece nas proximidades da estrutura da matriz. A pesquisa também revelou a existência de grafita livre fina na interface ferramenta/cavaco de todos os ferros fundidos cinzentos, a qual realiza um papel de lubrificação importante. A grafita na interface forma um filme fino sólido que separa a ferramenta da peça e reduz o esforço e o atrito. O resultado é uma temperatura mais baixa na interface ferramenta/peça aumentando também a usinabilidade. Confirmando os resultados mostrados na Tabela 2.1, foi comprovado que o tipo de matriz ou a microestrutura fina na qual a grafita foi embutida influencia na usinabilidade. Examinando microestruturas de ferro fundido típicas, incluindo ferrita, ferrita/perlita, e totalmente perlita, foi verificado que, quanto maior a quantidade de ferrita, maior é a usinabilidade.

O ferro fundido cinzento é classificado geralmente pela sua resistência à tração mínima. Um ferro fundido cinzento classe 30 indica que tem uma resistência à tração nominal de 30,000 psi. No Sistema Internacional (SI) um ferro fundido semelhante teria um grau 220, com uma resistência à tração de 220 MPa ou 220 Newtons por milímetro quadrado. O ferro fundido cinzento também pode ser designado satisfatoriamente pela sua dureza Brinell (ver Tabela 2.2).

A dureza normalmente dá uma indicação boa da vida da ferramenta em usinagem, porém, a presença de carboneto livres na microestrutura poderá reduzir a usinabilidade muito mais do que aumentar a dureza. A faixa de dureza típica do ferro fundido cinzento é mostrado na

Tabela 2.3. O ensaio de dureza Brinell é usado para todos os ferros fundidos porque a sua escala é ampla o bastante para calcular a média da dureza dos componentes na microestrutura. As escalas Rockwell B ou C podem ser usadas satisfatoriamente em superfícies usinadas em que a superfície de apoio também é usinada (VAN DE VELDE, 2000b).

Tabela 2.2 : Graus de ferros fundidos cinzentos para aplicação automotiva, em função da dureza Brinell - Norma SAE J431 (VAN DE VELDE, 2000b).

Grau SAE	Dureza HB*	Resistência à tração mínima (para projeto)		Outros Requerimentos
		psi	MPa	
G1800	187 max	18,000	124	
G2500	170-229	25,000	173	
G2500	170-229	25,000	173	min 3.4% C e microestrutura específica
G3000	187-241	30,000	207	
G3500	207-255	35,000	241	
G3500b	207-255	35,000	241	min 3.4% C e microestrutura específica
G3500c	207-255	35,000	241	min 3.5% C e microestrutura específica
G4000	217-269	40,000	276	

*Dureza a uma determinada profundidade na fundição

Tabela 2.3 : Faixas de dureza do ferro fundido cinzento (VAN DE VELDE, 2000b)

Tipo de ferro fundido cinzento	Estrutura da matriz envolta dos flocos de grafita	Dureza Brinell
Recozido suave	100% Ferrita	110-140
Ordinário	Perlita e Ferrita	140-200
Alta resistência	Perlita Fina	200-270
Ligado acircular	Bainita	260-350
Austenítico (Ni-Resist)	Austentita	140-160
Endurecido por trat. térmico	Martensita	480-550
Endurecido e Temperado	Martensita Temperada	250-450
Resfriado (ferro fundido branco)	Perlita e Carbonetos	400-500

A resistência básica e a dureza do ferro são devidas à matriz metálica na qual a grafita está presente. As propriedades da matriz metálica podem variar desde aquelas suaves, como a do aço de baixo carbono até as mais duras, como a dos aços de alto carbono . A matriz pode ser completamente de ferrita que tem alta usinabilidade, porém baixa resistência ao desgaste. Uma matriz completamente perlítica é característica de ferro fundido cinzento de alta resistência. Muitas fundições produzem fundidos com uma microestrutura de matriz de ferrita e perlita, para obter dureza e resistência médias. Adições de ligas e tratamentos térmicos podem ser usados para produzir ferro fundido cinzento com perlita muito fina ou com uma estrutura de matriz acicular. A grafita tem pouca resistência e dureza, diminuindo estas propriedades da matriz metálica, porém, a presença da grafita melhora a usinabilidade do ferro fundido cinzento, até mesmo em níveis de dureza elevados (VAN DE VELDE, 2000b).

O ferro fundido cinzento pode ser usinado a seco, propiciando melhores resultados, ou com ar (às vezes com aspiração do cavaco), para evitar dano à máquina-ferramenta. Pode proporcionar bons resultados com materiais de ferramenta de corte cerâmicos (Si_3N_4) usados sem fluido de corte (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006).

2.5.5.2 Ferro fundido branco

Os ferros fundidos brancos e os ferros fundidos cinzentos de alto silício (14,5%) resistentes à corrosão são os ferros fundidos de pior usinabilidade. Ferros fundidos brancos fortemente ligados com níquel e ligas de alto teor de silício (ASTM A518) podem ser usinados com ferramentas de PCBN (Nitreto de boro cúbico policristalino) (KENNAMETAL, 2003).

2.5.5.3 Ferro fundido dúctil

Os nódulos de grafita no ferro fundido dúctil agem em forma semelhante aos veios de grafita nos ferros fundidos cinzentos, quebrando o cavaco e lubrificando a interface na usinagem.

A usinabilidade aumenta com o aumento do conteúdo de Si (próximo de 3%), porém diminui significativamente com o aumento de Si acima desse valor. A estrutura de perlita fina também diminui a usinabilidade deste tipo de ferro fundido. A perlita do ferro fundido nodular é considerada como a fase que fornece a melhor combinação usinabilidade/resistência ao desgaste

dentre todas as presentes nos diversos tipos de ferros fundidos.

A estrutura de martensítica temperada apresenta uma melhor usinabilidade que a estrutura perlítica do mesmo nível de dureza. Outras microestruturas, tais como a bainita acicular e a ferrítica acicular, formadas durante o tratamento térmico do ferro fundido nodular, apresentam usinabilidade semelhante aos da estrutura martensítica temperada, do mesmo nível de dureza.

Ferros fundidos dúcteis de alta resistência, comparados com ferros fundidos cinzentos requerem um sistema de usinagem com melhor rigidez (fixação de peças e ferramental). A vida da ferramenta pode diminuir na usinagem com velocidades típicas das usadas nos ferros fundidos cinzentos (KENNAMETAL, 2003).

A usinabilidade do ferro fundido dúctil austemperado (ADI) de grão pequeno é igual ou superior à atingida nos aços com resistência mecânica equivalente. Estudos demonstram que a vida da ferramenta diminui com o aumento da dureza do ADI. Como regra geral, na usinagem deste tipo de material se recomenda seguir as recomendações para ferros fundidos dúcteis de alta resistência (KENNAMETAL, 2003).

Alguns dos fatores que influenciam na usinabilidade deste tipo de ferro fundido incluem macro-inclusões, microcarbonetos, distribuição da grafita, resistência, carbonetos e carbonitreto, e em forma menos decisiva, as condições de limpeza do processo de fundição. Óxidos, carbonetos, nitretos, areia e outras fases que podem estar presentes no ferro são muito abrasivas e podem acelerar o desgaste da ferramenta. Algumas fases que degradam a usinabilidade incluem (BATES, 2000):

- Óxidos de ferro e silicatos formados durante o ato de vaziar o metal fundido;
- Carbonetos e fosfatos de ferro ternários formados durante a solidificação eutética
- Titânio, vanádio e carboneto de nióbio, nitretos e carbonitreto formados por reações no ferro;
- Carbonetos de cromo e de molibdênio, formados durante o resfriamento do fundido.
- Carbonetos finamente distribuídos que se formam durante a solidificação do ferro fundido.

Dependendo das condições do tratamento térmico empregado, os componentes do ADI poderão ter uma elevada dureza (até aproximadamente 50 HRC). Embora certos graus são mais

facilmente usináveis que outros, é recomendado que a maior parte da usinagem seja levado a cabo antes do tratamento térmico, quando o material está em sua condição mais mole. Foi verificado em produção que o ferro fundido dúctil é mais facilmente usinável que o aço forjado de uma dureza semelhante (AUSTEMPERED...,1992).

Ainda, segundo Austempered...(1992), idealmente, toda a usinagem deveria ser realizada antes da austêmpera. Isto requer que a informação esteja disponível para prever a quantidade pequena de crescimento das estruturas presentes que acontecerá durante o tratamento térmico. Alguns dos dados atualmente disponíveis mostram que inicialmente a estrutura ferrítica (com uma dureza de cerca de 150 HB) sofre um maior crescimento que a estrutura perlítica (com uma dureza de cerca de 250 HB). Nos casos em que é necessário realizar o acabamento depois da austêmpera (como é o caso de mudanças dimensionais depois do tratamento térmico), o uso de ferramentas de metal duro permite o torneamento, fresamento, furação e roscamento dos graus mais dúcteis do ADI.

Segundo Klocke e Klöpper (2002), na usinagem deste ferro fundido deve ser seguida uma das três estratégias seguintes:

- Usinagem completa antes do tratamento térmico
- Operações de desbaste antes e acabamento depois do tratamento térmico
- Usinagem completa depois do tratamento térmico

A usinagem completa antes do tratamento térmico permite realizar todas as operações de corte na condição ferrítica ou ferrítica-perlítica, utilizando elevadas velocidades de corte e avanço. Porém, mudanças dimensionais depois do tratamento térmico, ou diminuição das propriedades de superfície pela perda de carbonetos das camadas superficiais, exigirão operações suplementares de acabamento. A alternativa de desbaste antes e acabamento depois do tratamento térmico envolve complicações logísticas uma vez que as instalações de tratamento térmico nem sempre se encontram dentro do chão de fábrica. Finalmente, a usinagem completa depois do tratamento térmico é viável hoje em dia porque a tecnologia das ferramentas de corte e os processos de usinagem permitem a usinagem de novos materiais com elevada resistência.

Segundo Klocke e Klöpper, (2000), os primeiros resultados sobre usinabilidade do ADI foram publicados pelos mesmos autores em trabalho anterior, no qual foram realizados ensaios de usinagem em torneamento, fresamento e furação. No caso do fresamento frontal, foi feito um estudo de otimização da geometria da ferramenta, em que foram comparados insertos com ângulos de saída e geometria de aresta de corte diferentes, utilizando insertos de metal duro classe ISO K15. Os resultados mostram que uma aresta protegida do impacto (com arredondamento de ponta ou chanfro) em combinação com um ângulo de saída positivo (para minimizar o esforço de corte) apresentam melhor resultado em termos de vida útil da ferramenta, que uma aresta afiada e ângulo de saída negativo. O uso de fluido de corte não foi recomendado para fresamento com pastilhas resistentes ao desgaste, devido aos insertos de metal duro serem sensíveis ao choque térmico, gerando trincas térmicas.

2.5.5.4 Ferro fundido Vermicular

A morfologia da grafita facilita a quebra do cavaco, porém este ferro fundido é suficientemente resistente para prevenir a formação de cavaco tipo pó. A usinabilidade do ferro fundido vermicular está numa faixa intermediária entre os ferros fundidos cinzentos e os nodulares para uma mesma estrutura de matriz. Na usinagem deste tipo de material, recomenda-se seguir as recomendações para ferros fundidos dúcteis de baixa resistência (KENNAMETAL, 2003).

Dawson et al. (1999), classificaram as principais variáveis envolvidas na usinabilidade do ferro fundido vermicular da seguinte maneira:

- Efeito da forma da grafita;
- Efeito da perlita;
- Efeito de elementos químicos (Sb, Mn, Si, S, Ti, Cr);
- Efeito das inclusões.

Efeito da forma da grafita. A formação de cavacos dos ferros fundidos é diretamente afetada pela grafita, que possui pouca resistência mecânica e gera descontinuidades e efeitos de entalhe na matriz, auxiliando o processo de remoção de material.

Influência da proporção perlita / ferrita. Um aumento na proporção de perlita não implica necessariamente em um maior desgaste da ferramenta de usinagem. Ensaio de torneamento realizados por Dawson (1999) foram conduzidos em ferros fundidos vermiculares com diferentes quantidades de perlita. Como elementos estabilizadores da perlita, foram utilizados Cu e Sn. Para atingir 100% de perlita adicionou-se Mn. Foram realizados testes com metal-duro nas velocidades de 150 e 250 m/min. Considerando a faixa entre de 70% e 97,5% de perlita, para a velocidade de corte de 150 m/min, a vida da ferramenta apresenta, curiosamente, o maior dos valores na proporção intermediária de 75%. A vida da ferramenta utilizada na liga com Mn (100% perlítica) foi reduzida bruscamente, o que não foi atribuído ao aumento no teor de perlita, mas a alterações de microdureza da ferrita e outras variações microestruturais.

Efeito do enxofre. O enxofre, juntamente com o manganês, forma o sulfeto de manganês (MnS). Boehs (1974) verificou que a presença do MnS no ferro fundido maleável preto ferrítico melhora sua usinabilidade principalmente por melhorar a quebra dos cavacos. Inclusões de MnS tendem a melhorar a usinabilidade de ferros fundidos cinzentos e dos chamados aços de corte fácil, agindo como lubrificante e aderindo sobre a superfície da ferramenta, formando uma camada lubrificante e protetora contra oxidação e difusão. Já no vermicular, não se observa a formação da referida camada, pois o teor de enxofre normalmente presente é da ordem de 0,01%, dez vezes menor do que no cinzento. Além disso, este enxofre residual do vermicular combina-se preferencialmente com o magnésio, elemento nodulizante, não ficando quantidades remanescentes para se combinar com o manganês e formar a camada protetora de MnS (REUTER, 2000).

2.5.5.5 Ferro fundido maleável

A usinabilidade destes ferros fundidos é considerada superior à de outros aços de corte livre. Na usinagem deste tipo de material se recomenda seguir as recomendações para ferros fundidos dúcteis de baixa resistência (KENNAMETAL, 2003).

2.6 Tecnologia de usinagem aplicada ao fresamento de ferros fundidos

2.6.1 Desenvolvimento das ferramentas de corte específicas para a usinagem do ferro fundido

A história dos novos materiais para ferramentas de corte iniciou-se com o desenvolvimento da ferramenta de aço rápido. Essas ferramentas têm sido substituídas pelas ferramentas de metal duro que são hoje as predominantes no processo de fresamento. O metal duro está sendo substituído em muitas aplicações pela cerâmica e outros materiais de maior dureza.

2.6.1.1 Metal Duro

O metal duro sofreu uma evolução que melhorou sensivelmente suas propriedades: estrutura micro-grão, revestimentos duros e projetos de arestas de corte com geometria melhorada (QUINTO, 1996). Como todo material cortante, o metal duro apresenta diversas propriedades físicas e químicas, mas sua importância resulta principalmente da boa combinação entre dureza a penetração, dureza a quente, resistência ao desgaste e tenacidade.

Considerando-se uma mistura básica do metal duro, o aumento da quantidade de carbonetos fará com que a propriedade da dureza a quente seja implementada, ao mesmo tempo em que são diminuídas a tenacidade e a resistência a choques térmicos. Quando o carboneto de tungstênio cede lugar para outros tipos de carbonetos como o tântalo e o titânio, verifica-se o aumento da estabilidade química com o Fe.

Como os carbonetos de tântalo e titânio são considerados cerâmicos e esses apresentam baixa afinidade química com a maioria dos materiais, em elevadas temperaturas impede-se a reação química entre os elementos constituintes do aço e do metal duro. Obviamente, quanto maior for a quantidade de carbonetos de tântalo e titânio, maior será a resistência ao desgaste do composto. O mecanismo de desgaste de origem química (difusão) é responsável principalmente pelo desgaste da superfície de saída da ferramenta. Como o ferro fundido cinzento forma cavacos pequenos que não atrimam muito com esta superfície, não é necessário que a ferramenta que o

usine tenha alta estabilidade química. Por isso, ferramentas adequadas à usinagem do ferro fundido cinzento não possuem os carbonetos de titânio e tântalo em sua composição, mas somente o carboneto de tungstênio (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006).

Além do conteúdo de cobalto, a tenacidade também é afetada diretamente pelo tamanho de grão. Quanto mais fino o grão, maior a tenacidade da ferramenta. O tamanho de grão afeta o fluxo de calor do composto acelerando ou retardando a passagem de calor pelo mesmo (SECO TOOLS, 2005). A força coercitiva (H_c) entre os grãos do substrato diminui com o aumento do tamanho de grão, de acordo com a Tabela 2.4:

Tabela 2.4 - Força coercitiva (H_c) em função do tamanho de grão do metal duro

Tamanho do grão	Força coercitiva (H_c)
Grande	110
Médio	140
Fino	285

A dureza a quente é importantíssima na manutenção da integridade da aresta, porque evitará a ocorrência da deformação plástica, como se verá a seguir. A Figura 2.11 mostra uma comparação entre a dureza do metal duro na sua composição mais simples e o aço rápido em termos de dureza a quente.

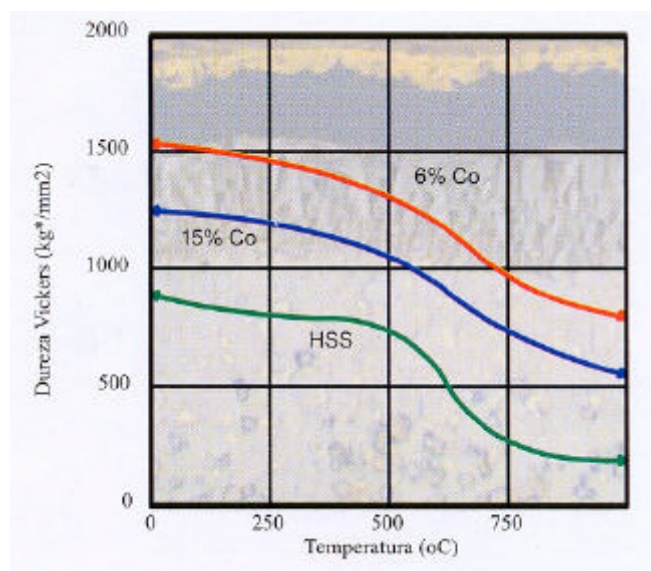


Figura 2.11 - Dureza a quente do metal duro e do aço rápido (FERRARESI, 1977).

O metal duro puro (WC-Co), classe ISO K, apropriado para ferro fundido e materiais não ferrosos possui as seguintes características:

- Conteúdo de Co : 5 - 12%
- Tamanho dos grãos de WC: 1 - 5 μm
- Excelente resistência ao desgaste por abrasão

Atualmente, a grande maioria das pastilhas de metal duro, usadas na usinagem do ferro fundido possuem camadas de cobertura de espessura microscópica. Os principais materiais utilizados nestas coberturas são o carboneto de titânio e/ou óxido de alumínio, nitreto de titânio e carbonitreto de titânio. A finalidade destas camadas é aumentar a resistência ao desgaste da camada superior que entra em contato com o cavaco e com a peça, sendo que o núcleo da pastilha permanece com a tenacidade característica do metal duro mais simples, composto por cobalto e carboneto de tungstênio (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006).

König, Fritsch e Kammermeier (1992), afirmam que a cobertura dura deve reduzir drasticamente todos os efeitos de superfície envolvidos com o desgaste, tais como difusão, oxidação, abrasão e adesão e que o processo de revestimento não deve reduzir a resistência interna do substrato, especialmente a tenacidade do metal duro.

Na década de 60, o processo utilizado para a aplicação das coberturas era o CVD (deposição química a vapor), utilizando-se temperaturas da ordem de 1000°C. Este processo cria uma camada na interface entre substrato e a cobertura, denominada Fase *Eta*, que fragiliza o revestimento.

Em 1985 foi criado o processo de revestimento CVD com temperatura moderada, denominado MTCVD. Consiste na aplicação da camada de TiCN pelo processo CVD com uma temperatura de 850°C, sendo que as outras coberturas, normalmente TiN e óxido de alumínio são aplicadas a uma temperatura de 1000°C. Este processo permite diminuir a espessura da fase *eta* e com isso aumentar a tenacidade da pastilha .

Posteriormente, foi aprimorado esse processo com o objetivo de diminuir a temperatura da

aplicação. O CVD auxiliado com plasma, denominado PCVD, permitia a aplicação na faixa de temperaturas entre 500-700°C, já o aprimoramento do processo CVD permitiu atingir uma faixa de temperaturas de aplicação entre 700-900°C (ICKS, 1989).

O processo PVD (deposição física de vapor) possibilitou a aplicação do revestimento com temperaturas mais baixas, em relação ao processo CVD. A temperatura de aplicação encontra-se na faixa entre 450-500°C. Esse processo é realizado em uma câmara de alto vácuo com a presença de um gás inerte, o argônio. O tempo de permanência também é diferente em ambos processos. Geralmente de 10 horas para o processo CVD contra 1 hora do processo PVD. Essas características tempo/temperatura de processo provocam mudanças no substrato influenciando na eficiência da cobertura. Existe uma significativa redução nas propriedades do substrato resultante da elevada temperatura do processo CVD. No processo PVD as características tempo/temperatura de processo não provocam mudanças nas propriedades do substrato. O processo PVD possui as seguintes vantagens:

- Livre de trincas na cobertura
- Grãos finos, cobertura com superfície lisa
- Tensão residual de compressão
- Não gera a fase *eta* frágil
- Pode ser aplicado sobre aresta de corte afiada.

O processo CVD fornece uma elevada resistência ao desgaste superior ao processo PVD, característica desejável num processo de usinagem contínuo (torneamento por exemplo). Porém, em aplicações de corte interrompido, a tenacidade do conjunto substrato/cobertura é mais importante que a resistência ao desgaste. Mesmo existindo uma perda de tenacidade do substrato no processo CVD, esta perda pode ser parcialmente compensada pelo aquecimento da aresta de corte no processo de usinagem.

A espessura da cobertura é um fator importante. Uma cobertura muito fina reduz a sua eficiência, uma cobertura muito grossa acaba se tornando quebradiça. A espessura da cobertura no processo CVD está na faixa de 5-20 μm , enquanto no processo PVD está na faixa de 2- 8 μm .

A rugosidade superficial da ferramenta depende também da dureza da cobertura. Uma cobertura lisa gera bom acabamento na peça, é resistente à formação de microlascas no inserto, gera menor fricção na ferramenta e portanto menor geração de calor. A tensão residual também é importante na cobertura.

O processo CVD gera tensões de tração com as seguintes características :

- Origem: Diferença entre os coeficientes de dilatação da cobertura e do substrato.
- Trincas na cobertura.
- Sem grandes problemas em torneamento, a menos que haja corte interrompido.
- Trincas prematuras no inserto em operações de fresamento.

O processo PVD gera tensões de compressão com as seguintes características:

- Origem: Bombardeamento da superfície por ions metálicos/gases.
- Sem trincas na cobertura.
- Retarda o início/propagação de trincas.
- Favorável em corte interrompidos.
- A microestrutura da cobertura influencia da seguinte forma :
- Coberturas com grãos finos são mais duras.
- Coberturas de PVD possuem grãos mais finos que as atingidas com o processo CVD.

Multi-camadas alternadas de diversos revestimentos, entre eles: Nitreto de titânio (TiN), carbonitreto de titânio (TiCN), nitreto de titânio e alumínio (TiAlN), nitreto de cromo (CrN), nitreto de titânio zircônio (TiZrN), carbonitreto de titânio alumínio (Ti AlCN), e boreto de titânio (Ti B2), sendo os mais usuais o TiN e o TiAlN. Esses revestimentos possuem grãos mais finos que uma única cobertura de mesma espessura, aumentando assim a resistente ao desgaste (SANTHANAM, 2005).

2.6.1.2 Cerâmica

O material cerâmico possui algumas propriedades que são muito interessantes para uma ferramenta de usinagem, tais como: dureza a quente e a frio, resistência ao desgaste e excelente estabilidade química. Algumas propriedades, porém, fazem com que sua utilização na usinagem

não seja tão fácil: baixa condutividade térmica, dificultando a transferência de calor e fazendo que a interface cavaco-ferramenta atinja temperaturas muito altas e, principalmente, baixa tenacidade, o que facilita o lascamento e quebra da ferramenta. Porém, muito se tem feito no sentido de aumentar a tenacidade deste material. (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006).

A utilização de material cerâmico é mais indicado na usinagem de materiais endurecidos do que na usinagem de materiais moles. Isto porque durante a usinagem de materiais endurecidos, o cavaco é curto, em relação ao cavaco dos materiais moles, este tipo de cavaco curto não permanece em contato contínuo com a superfície da ferramenta, o que diminui os problemas de difusão química entre o cavaco e a ferramenta. (HALLORAN, 1996).

No fresamento com alta velocidade de corte (*high speed*), a cerâmica apresenta melhores resultados que o metal duro. Sua maior vantagem é a capacidade de resistir a elevadas temperaturas de corte. Na usinagem com alta velocidade de corte, as temperaturas podem exceder os 1000 C, na aresta de corte e na região de cisalhamento, nesse nível de temperaturas, o metal duro sofre uma queda significativa da dureza.

Existem vários tipos de cerâmicas, as quais apresentam características que as fazem indicadas para aplicações específicas. Pode-se classificar as ferramentas cerâmicas como segue: à base de óxido de alumínio, à base de nitreto de silício e cermets. (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006).

Ainda segundo Diniz, Marcondes e Coppini (2006), as cerâmicas à base de óxido de alumínio divide-se em cerâmicas puras, cerâmicas mistas e alumina reforçada com *Whiskers*. A cerâmica pura é constituída somente por óxidos, podendo ser alumina pura, (finos grãos de alumina sinterizada) e alumina pura com óxido de zircônio, para aumentar a tenacidade do material. São ótimas em relação à estabilidade química, mas deixam a desejar com relação à tenacidade e dureza a quente, e são péssimas com relação à resistência ao choque térmico, o que inviabiliza sua utilização no fresamento com corte interrompido. A cerâmica mista contém, além de alumina, carboneto de titânio (TiC) ou nitreto de titânio (TiN). A cerâmica mista com carboneto de titânio permite boa dureza a quente e resistência de aresta, o que minimiza o

aparecimento de trincas. As partículas de TiC atuam como meio de interrupção da trinca. A estabilidade química dessa cerâmica é muito boa. A alumina reforçada com *Whiskers* é constituída por inclusões de monocristais de SiC chamadas *Whiskers* em uma matriz de Al_2O_3 . Os cristais de *Whiskers* possuem formato alongado, com um diâmetro aproximado de 0,1 a 1 μ m e um comprimento acima de 20 μ m. O efeito deste reforço é um aumento significativo da tenacidade (a maior de todas as cerâmicas), resistência mecânica e resistência ao choque térmico, porém, com baixa estabilidade química.

As cerâmicas baseadas em Nitreto de silício chamadas de Sialons, são formadas por cristais de Si_3N_4 com uma fase intergranular de SiO_2 sinterizados na presença de alumina. A fase beta (Figura 2.12), composta por grãos alongados, de forma semelhante aos whiskers, aumenta a tenacidade e, a fase alfa, é composta por grãos que, dependendo do seu tamanho e composição, melhoram a dureza (YECKLEY, 2005).

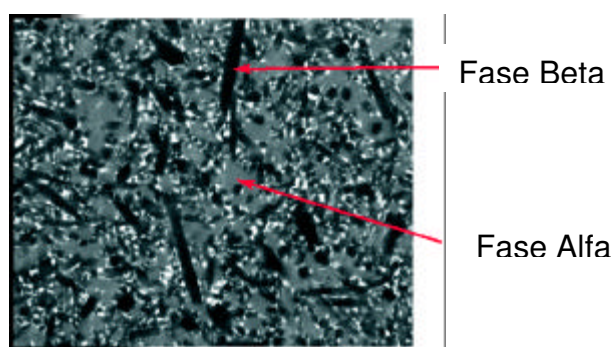


Figura 2.12 - Fases alfa e beta no Sialon (YECKLEY, 2005).

Segundo Hashemipour (1988), o componente principal do Sialon é um derivado do nitreto de silício, no qual o silício é parcialmente substituído pelo alumínio e o nitrogênio pelo oxigênio. A matriz cristalina do Sialon é uma mistura complexa de elementos tais como Yttrium, silício, alumínio, oxigênio e nitrogênio.

O Sialon é a melhor cerâmica em termos de dureza a quente e resistência ao choque térmico, é bom com relação à tenacidade, porém é péssimo com relação à estabilidade química. (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006). Esse tipo de cerâmica representa a primeira opção para a usinagem do ferro fundido cinzento com elevadas taxas de remoção de cavaco, e é

adequado para a usinagem a seco ou com refrigeração em velocidades de corte acima de 450 m/min (SANDVIK, 1994). Possibilita um volume de remoção de cavaco quatro vezes maior que o metal duro e com velocidade de avanço até três vezes maior (YECKLEY, 2005).

Os Cermets recebem este nome pois contêm uma fase cerâmica e uma fase metálica. São compostos de partículas duras de TiC, TiN e/ou TiCN e geralmente o Ni com elemento de ligação (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006).

Devido a sua fragilidade, a utilização do material cerâmico deve vir acompanhada de alguns cuidados para evitar quebra ou lascamento da aresta de corte. A Figura 2.13 mostra os tipos de preparação de aresta mais comuns e a forma como a força de corte age sobre elas. A aresta afiada gera baixa pressão sobre a ferramenta, a ação de corte é eficiente. A aresta arredondada é mais resistente que a aresta afiada e a aresta com chanfro T, coloca a aresta em compressão, cuja intensidade é dependente do avanço. Finalmente, existe também o chanfro T com arredondamento, que aumenta ainda mais a resistência da aresta (YECKLEY, 2005).

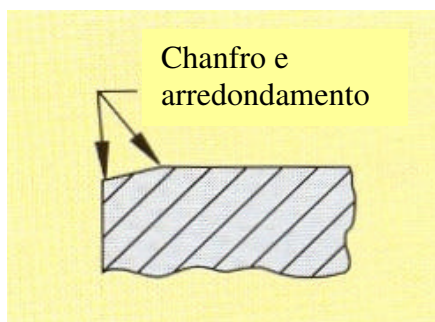


Figura 2.13 - Formas de aresta em pastilhas de cerâmica (YECKLEY, 2005)

Ainda segundo Yeckley (2005), a preparação da aresta depende muito da aplicação. Para ferros fundidos e aços, o chanfro da aresta deve estar na faixa de 0,1 a 0,3 mm, com ângulos entre 15 a 30°, sendo o valor típico do chanfro T = 0,2 mm e o ângulo A = 20° (Figura 2.14).

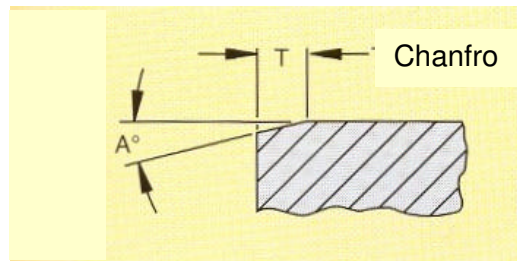


Figura 2.14 - Características geométricas de uma aresta com chanfro T

O calor excessivo reduz a dureza do material e provoca deformação térmica e desgaste na ponta da ferramenta (Figura 2.15), assim como acelera o processo de difusão química entre o material do cavaco e a ferramenta.

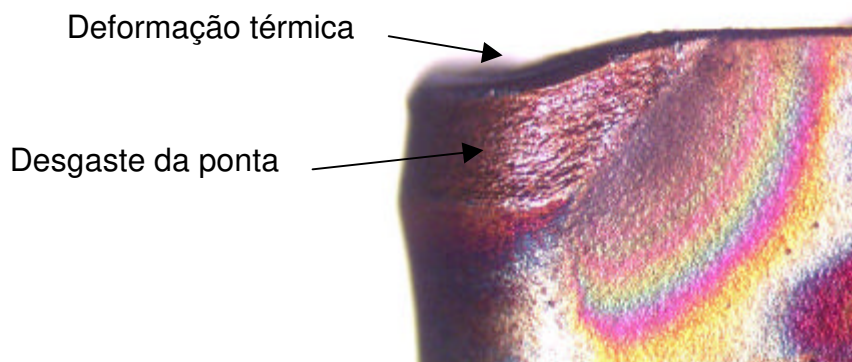


Figura 2.15 - Efeitos do calor excessivo sobre a ferramenta (YECKLEY, 2005)

Ainda segundo Yeckley (2005), a resistência ao choque térmico depende de vários fatores, entre eles: coeficiente de expansão térmica, módulo de Young e tenacidade da pastilha. A estabilidade química é importante na usinagem com velocidade de corte elevada, em que a difusão é incentivada pelo aumento da temperatura. Nessas condições o desgaste abrasivo não é um fator crítico.

2.6.2 Novas tendências na tecnologia das ferramentas de corte

A otimização da aresta de corte e a aplicação de novos revestimentos possibilita aumentar a eficiência do corte, especialmente quando se utilizam ferramentas de metal duro, cermet e cerâmica. A aplicação de revestimentos duros em substratos com estrutura micro-grão é uma

inovação muito bem sucedida. Os desenvolvimentos mais significativos em termos de ferramentas de corte são (QUINTO, 1996):

- Aprimoramento do processo PVD na aplicação de coberturas.
- Desenvolvimento de materiais para ferramentas de corte duros como o PCD e PCBN.
- Desenvolvimento de revestimentos altamente resistentes ao desgaste como o diamante.
- Desenvolvimento de cerâmicas com elevada tenacidade baseadas em alumina.

A capacidade das máquinas-ferramenta e critérios econômicos tem restringido o uso de ferramentas de corte caras. Recentemente, foi introduzida a ferramenta de metal duro com revestimento de diamante que representa uma alternativa economicamente viável em relação ao uso de ferramentas sólidas de PCD, expandindo dessa forma o potencial de aplicação das ferramentas de diamante. Em forma semelhante, revestimentos de CBN, atualmente em estágio de desenvolvimento, prometem ser uma opção viável em relação ao uso de ferramentas inteiriças de PCBN.

Ainda segundo Quinto (1996), ferramentas de metal duro sem revestimento não são viáveis na usinagem com alta velocidade de corte. As ferramentas de metal duro revestidas, atualmente em uso, estão sendo gradualmente substituídas por uma geração de novos materiais, revestimentos com elevada resistência ao desgaste, cermets, e cerâmicas de diversos tipos. Como dito anteriormente, o ferro fundido cinzento é facilmente usinado com metal duro revestido e com cerâmica baseada em Nitreto de silício (Sialon). Para esta aplicação, a resistência ao desgaste abrasivo e a resistência à fratura em elevadas temperaturas são muito importantes. Atualmente, estão sendo desenvolvidos revestimentos super-duros para esse tipo de cerâmica.

2.6.3 Desgaste e Avarias das Ferramentas de Corte

A diferença entre desgaste e avaria pode ser analisada a partir da definição clássica de desgaste: “*Desgaste é a perda ou deslocamento de massa de um material causado por algum tipo de fenômeno tribológico*” (MELO, SILVA e MACHADO, 2005).

Segundo a norma ISO 3685 (1993), o desgaste da ferramenta é o resultado de mudanças na forma da ferramenta a partir do seu estado original, que acontecem durante o processo de corte, provocadas pela gradual perda de material ou deformação.

O desgaste em ferramentas pode aparecer na forma de uma cratera na superfície de saída da ferramenta, desgaste de flanco na superfície de folga ou como um entalhe que pode aparecer tanto na ponta como no extremo da aresta na região da profundidade de corte, normalmente na superfície de folga. Segundo Trent (2000), essas formas de desgaste podem ser geradas por uma ou por várias combinações de mecanismos de desgaste : aresta postiça de corte, deformação plástica, adesão ou *attrition*, difusão, abrasão ou oxidação.

Esses mecanismos de desgaste evoluem para uma perda ou deslocamento contínuo de material, o qual não acontece repentinamente, mas se desenvolve ao longo de um certo período de tempo. Não obstante, na avaria da ferramenta também acontece uma perda ou deslocamento de massa, porém em forma diferente ao desgaste, acontece repentinamente, geralmente envolvendo um volume de massa da ferramenta. Essa avaria pode ser caracterizada por fratura ou lascamento de origem mecânica, ou pela fadiga térmica causada por flutuações de temperatura (MELO, SILVA e MACHADO, 2005). Na usinagem, as ferramentas de corte devem resistir ao calor excessivo, elevadas pressões, abrasão e choque térmico. A temperatura de corte pode exceder os 1000°C e o calor extremo pode prejudicar o substrato e outros constituintes da ferramenta. Durante o corte, a ferramenta está submetida a elevadas pressões, inclusive acima de 2000 psi (JOHNSON, 1996).

2.6.3.1 Desgastes

O desgaste altera a geometria original da ferramenta de corte, modificando a área de contato na interface cavaco-ferramenta. Como consequência, várias outras modificações irão surgir, sendo as mais importantes: o aumento na geração do calor, o aumento das forças de usinagem e a elevação da deformação plástica (MACHADO e SILVA, 2003). As formas de desgaste mais comuns incluem: desgaste de flanco, desgaste de cratera e desgaste de entalhe.

Desgaste de flanco

Ocorre na superfície de folga da ferramenta (Figura 2.16), causado pelo contato entre ferramenta e peça. É o tipo de desgaste mais comum. Esse tipo de desgaste ocasiona deterioração do acabamento superficial da peça e, por modificar totalmente a forma da aresta de corte original, faz com que a peça mude de dimensão, podendo sair de sua faixa de tolerância. É incentivado pelo aumento de velocidade de corte (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006).



Figura 2.16- Desgaste de flanco (SANDVIK, 2002)

Desgaste de cratera

Acontece na superfície de saída da ferramenta, típico quando se usina aços com elevada velocidade de corte. Diferentemente do desgaste abrasivo, uma interação química entre o cavaco quente e o material da ferramenta, provoca este tipo de desgaste. Em elevada velocidade de corte, o material da ferramenta pode se dissolver no cavaco, finas partículas da ferramenta se aderem ao cavaco e são levadas embora junto com ele, formando a cratera na superfície de saída da ferramenta, como mostrado na Figura 2.17.



Figura 2.17 - Desgaste de cratera (SANDVIK, 2002)

Excessivo desgaste de cratera debilita a aresta de corte, inibe o fluxo adequado de cavaco e incrementa o calor e a pressão sobre a ferramenta, levando inclusive a provocar a fratura da mesma. Para minimizar o desgaste de cratera, deve-se aumentar a estabilidade química do

material da ferramenta, adicionando TiC ao WC do metal duro. O uso de revestimentos duros minimiza também o desgaste de cratera, principalmente o revestimento de Al_2O_3 que é muito estável quimicamente. A geometria da ferramenta também é importante, o uso de ferramenta com ângulo de saída positivo reduz a pressão sobre a ferramenta e diminui o contato entre o cavaco e o inserto, reduzindo o desgaste de cratera.

Desgaste de entalhe

Esse tipo de desgaste por adesão pode acontecer também por um mecanismo de oxidação. O entalhe pode se formar no extremo da aresta que corresponde à profundidade de corte (Figura 2.18), onde o ar entra em contato com a zona de corte. Esse tipo de desgaste pode provocar rebarba e debilitar a aresta de corte, provocando aumento da rugosidade superficial e até provocar a quebra da ferramenta (SANDVIK, 1998). Para minimizar esse desgaste, é conveniente utilizar uma ferramenta de metal duro com elevado conteúdo de Co e coberturas com alumina ou TiN. Também é possível alterar a profundidade de corte no programa de usinagem para minimizar o problema (JOHNSON, 1996).



Figura 2.18 - Desgaste de entalhe (SANDVIK, 2002)

2.6.3.2 Mecanismos causadores do desgaste

O desgaste da ferramenta de corte é o resultado da interação entre ferramenta, peça e condições de usinagem. Como resultado de fatores de carga exercidos sobre a ferramenta de corte durante a usinagem, diversos mecanismos de desgaste se desenvolvem. Os mais importantes são: abrasão, difusão, oxidação, desgaste por fadiga (estática ou dinâmica) e adesão. A capacidade do material da ferramenta de resistir às cargas determinará como poderá ser afetado por esses mecanismos de desgaste durante a usinagem (SANDVIK, 1994).

Segundo Molinari e Nouari (2001), os mecanismos do desgaste da ferramenta são controlados pelas propriedades mecânicas e físico-químicas do material usinado e da ferramenta e pelas condições de corte (velocidade de corte, avanço, etc.).

Aresta postiça de corte (APC)

A aresta postiça de corte acontece na usinagem de materiais dúcteis, tais como Al, bronze ou aços com baixa porcentagem de carbono. A APC altera a geometria do corte.

Em baixas velocidades de corte, a parte inferior do cavaco em contato com a ferramenta, sob a pressão de corte na zona de aderência, mantém este contato sem movimento relativo num espaço de tempo suficiente para se soldar à ferramenta, separando-se de outras porções de cavaco e permanecendo presa à superfície de saída. Com o posterior fluxo de mais cavaco sobre esta camada de cavaco já presa à ferramenta, ela se deforma e encrua, aumentando sua resistência mecânica e fazendo as vezes de aresta de corte. A APC tende a crescer gradualmente até que em um certo momento rompe-se bruscamente, causando uma perturbação dinâmica. Parte da APC que se rompe é carregada com o cavaco e parte adere à peça, prejudicando sensivelmente o acabamento superficial da mesma. Ao se romper, a APC arranca partículas da superfície de folga da ferramenta, gerando um desgaste frontal muito grande, mesmo em velocidades de corte baixas. A superfície de saída da ferramenta, por outro lado, é protegida, já que o cavaco atrita apenas com a APC, fazendo com que o desgaste de cratera seja mínimo. A força de corte diminui com a formação da APC, pois o ângulo efetivo de saída aumenta (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006). Para minimizar esse problema, é importante manter a aresta de corte afiada, usar ferramenta com ângulo de saída positivo e aumentar a velocidade de corte. Ferramentas de metal duro com baixa porcentagem de Co e grão fino elevam a resistência à abrasão e podem reduzir a rugosidade superficial e, conseqüentemente, auxiliar no controle da formação da APC (JOHNSON, 1996).

Abrasão mecânica

A abrasão mecânica é considerada como a maior causa do desgaste e a literatura o descreve como desgaste abrasivo. Porém, investigações das condições de corte são importantes para uma

identificação adequada. Nos casos em que o material de trabalho contém partículas duras, tais como na superfície das peças fundidas, o desgaste por abrasão acontece iminentemente. Sob condições de deslizamento na interface peça/ferramenta, onde a aderência acontece em forma intermitente, a abrasão pode ocupar um papel mais importante que sob condições de completa aderência (TRENT, 2000).

Tanto o desgaste frontal, quanto o desgaste de cratera podem ser gerados pela abrasão, porém, ela se faz mais proeminente no desgaste frontal, já que a superfície de folga atrita com um elemento rígido que é a peça, enquanto que a superfície de saída atrita com um elemento flexível que é o cavaco (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006).

O desgaste abrasivo é causado geralmente (porém não exclusivamente) por partículas duras do material da peça. A capacidade da ferramenta de corte a resistir o desgaste abrasivo é relacionado com a sua dureza. Uma ferramenta com partículas muito duras pode resistir eficientemente ao desgaste abrasivo, porém isso não garante que tenha o mesmo comportamento diante de outros fatores de carga durante a usinagem. Uma região da ferramenta com desgaste de origem abrasiva, geralmente contém riscos paralelos à direção de corte (SANDVIK, 1994).

Aderência ou *attrition*

Este mecanismo, conhecido também como *attrition*, ocorre, geralmente, em baixas velocidades de corte, em que o fluxo de material sobre a superfície de saída da ferramenta se torna irregular. A APC pode aparecer, e o contato com a ferramenta se torna menos contínuo. Sob estas condições, fragmentos microscópicos são arrancados da superfície da ferramenta e arrastados junto ao fluxo de material adjacente à interface. A zona de escorregamento, o corte interrompido, a profundidade de usinagem irregular ou a falta de rigidez promovem o fluxo irregular de material e, portanto, o desgaste por aderência. No microscópio, as áreas desgastadas por aderência têm uma aparência áspera (TRENT, 1984; MACHADO e SILVA, 2003).

Segundo Hashemipour (1988), o *attrition* acontece predominantemente em baixas velocidades de corte, embora também aconteça em altas velocidades, às vezes associado a outro mecanismo de desgaste. O aspecto da superfície desgastada por *attrition* é rugosa e sem brilho.

O *attrition* acontece freqüentemente na usinagem de aços, alumínio e ferros fundidos. Embora materiais com cavacos longos, tais como os aços dúcteis são mais propensos a este mecanismo que outros materiais, também se apresenta em materiais de cavacos curtos. Este mecanismo também é a causa da formação de aresta postiça de corte (APC) mencionado neste mesmo item. O *attrition* acontece em usinagens em baixas temperaturas. Quando se atingem elevadas temperaturas de corte, as condições para o desenvolvimento deste mecanismo são em grande parte eliminadas (SANDVIK, 1994).

Diniz, Marcondes e Coppini (2006), afirmam que o fenômeno da aderência é importante na formação do desgaste de entalhe. Portanto, a utilização de fluido de corte, principalmente com efeito lubrificante, e o recobrimento da ferramenta com materiais de baixo coeficiente de atrito, como o nitreto de titânio, tem grande influência na diminuição deste tipo de desgaste.

Difusão

Por ser este um mecanismo de especial importância para o desenvolvimento deste trabalho, será analisado com maior profundidade. A difusão é um mecanismo que envolve a transferência de átomos de um material para outro (MACHADO e SILVA, 2003). A difusão é fortemente dependente da temperatura, da solubilidade dos elementos envolvidos na zona de cisalhamento secundária e da duração de contato (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006). Em usinagem, as velocidades relativas entre ferramenta-peça ou cavaco-ferramenta são altas e o tempo de contato entre esses materiais é muito pequeno. Isto praticamente tornaria o mecanismo de difusão desprezível, se não fosse a existência de uma zona de aderência na interface cavaco-ferramenta. Entretanto, essa zona não é estável e se renova periodicamente, garantindo o fluxo difusivo. Este mecanismo de desgaste poderá atuar tanto na superfície de saída como na superfície de folga, e a taxa de desgaste irá aumentar com o aumento da velocidade de corte e do avanço. No microscópio, as áreas desgastadas por difusão têm uma aparência lisa (TRENT, 1984; MACHADO e SILVA, 2003).

A difusão é responsável principalmente pelo desgaste de cratera em altas velocidades de corte, pois é na superfície de saída da ferramenta que se tem as condições necessárias para a difusão, isto é, alta temperatura, devido às altas velocidades e à zona de aderência, e tempo de

contato cavaco-ferramenta, devido à velocidade de saída do cavaco ser zero na zona de aderência (TRENT, 2000; DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006).

Como dito anteriormente (seção 2.6.1.2 cerâmicas), as cerâmicas puras são ótimas em relação à estabilidade química, já as cerâmicas baseadas em Sialon são as melhores em termos de dureza, porém péssimas com relação à estabilidade química. Esta tendência foi confirmada por ensaios de usinagem. Chakraborty, et al. (1990) realizaram ensaios de usinagem com ferros fundidos utilizando cerâmicas baseadas em óxidos (óxido de alumina e alumina reforçada com zircônio). Os ensaios mostram que o mecanismo de desgaste dominante no caso das cerâmicas baseadas em alumina foi a abrasão, enquanto o mecanismo dominante no caso do Sialon foi a difusão. Em corte interrompido, como o fresamento, a difusão fica dificultada, pois a ferramenta atinge temperaturas menores que no corte contínuo.

A velocidade do desgaste por difusão é muito dependente das relações metalúrgicas entre a ferramenta e o material da peça e seu estudo é muito importante quando se usinam metais tais como Ti e Cu. O fenômeno da difusão é muito mais significativo na usinagem com ferramentas de metal duro do que nas ferramentas de aço rápido, até porque é um fenômeno que se apresente em elevadas temperaturas de usinagem (TRENT, 2000).

Não obstante, segundo Molinari e Nouari (2001), durante a usinagem com ferramentas de aço rápido usando velocidades de corte elevadas, o mecanismo de difusão pode ser observado quando a temperatura de contato é próxima de 750°C, sendo que o mecanismo é mais significativo em ferramentas de metal duro, onde a temperatura de contato é próxima de 1200°C. O autor afirma que uma fina camada de material da peça aderido na superfície da ferramenta pode ser observada. O mecanismo de difusão é controlado pelo nível da temperatura de contato e pelo fluxo do material usinado próximo da região de aderência, sendo que a maior parte da difusão de átomos acontece numa fina camada (próxima de 10µm de espessura) ao longo da superfície de saída da ferramenta, onde as maiores temperaturas são observadas.

Ainda segundo Molinari e Nouari (2001), no metal duro, o coeficiente de difusão depende, em forma bastante complexa, da concentração dos elementos químicos, sendo que o coeficiente

aumenta (e conseqüentemente a difusão é facilitada) a medida que a porcentagem de tungstênio no metal duro diminui, e aumenta a medida que a temperatura de contato também aumenta, sendo que, a temperatura é o principal parâmetro que controla a velocidade da difusão.

Subramanian et al.(1993 apud Molinari e Nouari, 2001), estudaram o desgaste da ferramenta de metal duro usinando um aço AISI 1045 e verificaram que para velocidades de corte acima de 175 m/min o mecanismo de desgaste predominante foi a difusão, já em velocidades de corte inferiores os mecanismos de desgaste foram abrasão e *attrition*.

Bhattacharyya et al. (1984), analisaram os mecanismos de difusão e *attrition* que acontecem no torneamento contínuo de três tipos de ferros fundidos (G14, G17 e G20), usando três tipos de ferramentas cerâmicas: cerâmica pura, cerâmica mista e Sialón. As velocidades de corte usadas foram na faixa de 50 – 600 m/min. O critério que determinou a vida da ferramenta foi o desgaste de flanco e a rugosidade superficial. Foi utilizada a Norma ISO 3685 para definir a vida da ferramenta.

Nos ensaios com a cerâmica pura, em velocidades por baixo de 300 m/min foi observado desgaste por *attrition*. Em velocidades acima de 300 m/min além de fratura foi observado desgaste por difusão. Fato não esperado dada a excelente estabilidade química da cerâmica pura. A superfície lisa e brilhante da superfície desgastada indica a presença do mecanismo de desgaste difusivo. O mecanismo de difusão em ferramentas cerâmicas baseadas em óxidos tem sido reportada em diversos trabalhos. É conhecido que a cerâmica pura é estável quimicamente, o que inviabiliza a difusão. Não obstante, a difusão de elementos entre a ferramenta e a peça pode acontecer sob condições de elevadas temperaturas e elevadas pressões, que acontecem na usinagem com elevadas velocidades de corte.

Ham e Narutaki (1973) têm reportado a existência de desgaste por difusão em cerâmicas baseadas em óxido de alumina na usinagem de um aço AISI 4340. Esses pesquisadores reportaram a difusão de cálcio e silício presentes no material da peça na forma de óxidos (CaO, SiO₂, etc.), os quais no processo de torneamento reagem com a alumina e formam um composto instável, semelhante ao vidro, em forma de espinha, o qual tem um baixo ponto de fusão. Essas

reações químicas enfraquecem a superfície de folga e de saída da ferramenta, acelerando o desgaste da mesma pelo mecanismo de difusão.

Nos ensaios realizados por Bhattacharyya et al. (1984), a reação química aconteceu devido a difusão do ferro e do silício, contidos no material da peça. Esses dois elementos foram encontrados na interface, na forma de óxidos (FeO e SiO_2). Estes óxidos reagiram com a alumina da ferramenta e formaram o composto instável em forma de espinha. Parte do ferro e do silício da interface que não formou óxidos penetrou na cerâmica pura por difusão, amolecendo a matriz da ferramenta. Esta difusão, em combinação com a formação da estrutura em forma de espinha, acelerou o desgaste da ferramenta.

Nos ensaios com a cerâmica mista, o problema da fratura foi mínimo, embora a tenacidade dessa cerâmica é tão elevada quanto da cerâmica pura. Esse efeito pode ser devido à adição de TiC que previne o crescimento de grão da alumina durante a prensagem em quente (processo de manufatura) e inibe a propagação de trincas através da matriz de alumina quando submetida a esforços durante a usinagem. Não somente a cerâmica mista apresenta uma melhor resistência ao choque térmico em relação à cerâmica pura, mas também é mais dura e mantém melhor a sua dureza em altas temperaturas. Conseqüentemente, são mais apropriadas para usinagem de ferro fundido em condições onde a mistura de elevadas temperaturas e forças pode causar deformação nas ferramentas de cerâmica pura.

Os mecanismos de desgaste presentes na usinagem com cerâmica mista foram : *attrition* e difusão, porém o fato surpreendente é que ambos mecanismos agiram simultaneamente. Usinando com 350 m/min se observou uma superfície lisa com riscos brilhantes na superfície de folga da ferramenta. Após análise detalhada da ferramenta foi concluído que as partículas do material da pastilha são desprendidas criando pequenas ranhuras na superfície da ferramenta pelo mecanismo de *attrition* e, ao mesmo tempo, o mecanismo de difusão vai acontecendo deixando as cristas das ranhuras com aspecto brilhante e polido. A cerâmica mista é mais resistente ao desgaste por *attrition* que a cerâmica pura, devido a que o TiC atua como meio de interrupção de trincas e também pelo pequeno tamanho de grão, fatores que aumentam sua resistência ao desgaste.

Na usinagem com Sialon não aconteceu fratura da ferramenta, provavelmente devido a que o nitreto de silício tem resistência mecânica, energia de fratura e tenacidade superiores que a cerâmica branca. O baixo coeficiente de expansão térmica do Sialon reduz as tensões entre zonas quentes e frias do inserto. Essas propriedades, além da elevada tensão de ruptura e tenacidade do Sialon fornecem uma excepcional resistência ao choque térmico possibilitando a sua utilização na presença de refrigeração.

Principalmente acontecem dois mecanismos de desgaste que limitam a vida útil do Sialon, o *attrition* a baixa velocidade (por baixo de 250 m/min) e a difusão a alta velocidade (acima de 300 m/min). Acima de 300 m/min, foi observada uma superfície lisa e brilhante na superfície de saída e na superfície de folga da ferramenta, o que indica presença de desgaste difusivo.

Segundo Jawaid (1983 apud Bhattacharyya et al.,1984) o ferro é o único elemento que pode difundir nas ferramentas cerâmicas baseadas em nitritos, quando se usina ferro fundido, como no caso do Sialon. Na difusão, o ferro poderia reagir com a fase primária e secundária do Sialón. Este pesquisador observou que o ferro não aparece na interface das camadas de nitritos, foi considerado então que, o ferro em lugar de reagir com a fase primária se difunde dentro da matriz cristalina do Sialon. Segundo Keiffer (1953 apud Bhattacharyya et al.,1984) elementos como o cálcio, sódio e ferro podem se difundir dentro de materiais refratários como o vidro, modificando suas propriedades. Esses elementos são conhecidos como “modificadores”. No mecanismo da difusão, esses elementos mudam as propriedades da matriz cristalina tornando-a menos viscosa e resultando num menor ponto de fusão. No caso da usinagem do ferro fundido, o ferro do material da peça pode se difundir na fase secundária do Sialon e agir como um modificador. Desta forma pode reduzir a viscosidade da fase cristalina, tornando seu fluxo mais fácil. A viscosidade da fase cristalina começa a diminuir, facilitando o desprendimento dos grãos da fase beta do Sialon e acelerando o desgaste. Este seria o princípio do processo de desgaste por difusão.

A curta vida da ferramenta de Sialon em altas velocidades sugere que, o mecanismo de difusão acontece a uma velocidade relativamente maior que nas outras duas cerâmicas ensaiadas. Isto se deve a que o nitreto de silício não é inerte a elevadas temperaturas dada a solubilidade do silício e o nitrogênio no ferro.

Hashemipour (1988) realizou ensaios semelhantes aos de Bhattacharyya et al.(1984), só que no lugar de ensaiar com ferro fundido, usinou o aço EN9 (0,6%C), trabalhando com os três tipos de ferramentas cerâmicas anteriores.

Nos ensaios com a cerâmica pura, em velocidades abaixo de 150 m/min foi observado desgaste por *attrition* e com a velocidade de corte de 300 m/min o mecanismo de *attrition* e de difusão agiram simultaneamente.

Nos ensaios com a cerâmica mista, o mecanismo de *attrition* aconteceu em velocidades baixas e altas, embora mais intensamente em baixa velocidade. O mecanismo de difusão aconteceu tanto em baixa quanto em alta velocidade. A Figura 2.19 mostra a superfície principal de folga da pastilha após usinar com 300 m/min durante 50 minutos. O aspecto da superfície desgastada mostra que ambos mecanismos agiram simultaneamente. Os riscos brilhantes são característicos do desgaste difusivo, enquanto a superfície rugosa é característica do desgaste por *attrition*. Para o pesquisador, a reação inicial entre a ferramenta e a peça provoca um desgaste por difusão, gerando os riscos brilhantes na superfície da pastilha. Durante a usinagem contínua, os riscos são desprendidos da superfície, deixando uma superfície desgastada e rugosa pelo mecanismo de *attrition*.

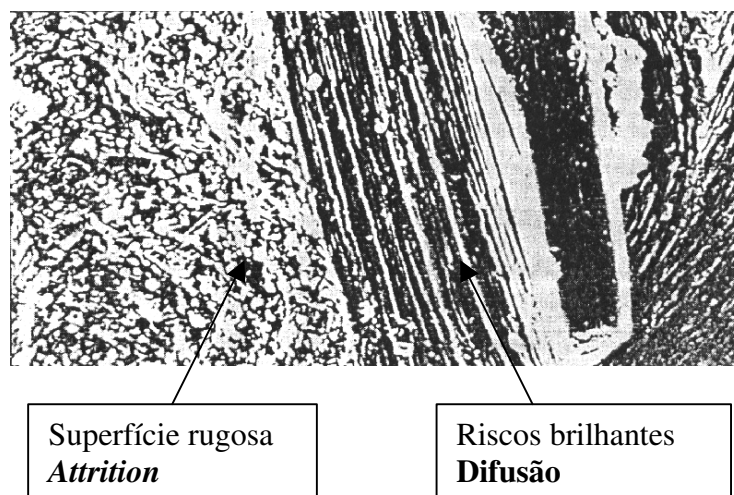


Figura 2.19 - Superfície de folga de pastilha de cerâmica mista, desgastada pelo mecanismo de *attrition* e difusão agindo simultaneamente - $v_c = 300$ m/min, material: aço EN9(0,6% C)

Nos ensaios com Sialon, o mecanismo de desgaste predominante foi por difusão. O autor descreve o princípio do desgaste por difusão em forma semelhante a Bhattacharyya et al. (1984): durante a usinagem, o material da peça se difunde na fase cristalina da ferramenta, provocando um enfraquecimento da aderência dos cristais do sialon, os quais são removidos pelo mecanismo de *attrition*. Desta maneira, o autor afirma que o mecanismo de difusão é seguido pelo mecanismo de desgaste por *attrition*. À medida que a velocidade de corte aumenta, a vida da ferramenta diminui sensivelmente, devido a que o mecanismo de difusão é incentivado pelo aumento da temperatura.

Liu et al. (2002) estudaram os mecanismos de desgaste no fresamento frontal em velocidades de corte elevadas. Nos ensaios com metal duro microgrão, a elevada temperatura na região de contato incentiva os mecanismos de difusão, adesão e deformação plástica da ferramenta. Segundo os autores, o corte intermitente provoca impacto mecânico e choque térmico, porém, o efeito combinado de força de corte e temperatura é o principal fator que incentiva o desgaste a elevadas velocidades de corte. Comparando o comportamento de uma ferramenta de cerâmica Sialon no fresamento em velocidade de corte elevada (1100 m/min), usinando um aço AISI 1045 (35-40 HRC), se verificou que, a zona de desgaste sobre a superfície da ferramenta, em extensão e profundidade é inferior que no caso do metal duro microgrão, o que comprova o melhor comportamento dessa ferramenta cerâmica em velocidades de corte elevadas.

Oxidação

Altas temperaturas e a presença de ar e água, contida nos fluidos de corte, geram oxidação para a maioria dos metais. O tungstênio e o cobalto, durante o corte, formam filmes de óxidos porosos sobre a ferramenta, que são facilmente levados embora pelo atrito, gerando desgaste. Porém, alguns óxidos como o óxido de alumínio, são mais duros e resistentes. Assim, alguns materiais de ferramenta, que não contém óxido de alumínio, desgastam-se mais facilmente por oxidação. O desgaste gerado pela oxidação se forma especialmente nas extremidades do contato cavaco-ferramenta devido ao acesso do ar nesta região, sendo esta uma possível explicação para o surgimento do desgaste de entalhe (SANDVIK, 1994).

2.6.3.3 Avarias

As formas de avarias da ferramenta mais comuns incluem: deformação plástica da aresta de corte, trincas de origem térmica e mecânica, lascamento e quebra da ferramenta.

Deformação Plástica da aresta de corte

A elevada pressão e a geração de calor no processo de usinagem podem causar amolecimento da ferramenta, permitindo que grãos de carboneto se desloquem. O raio da ponta da ferramenta tende a distorcer (Figura 2.20). Para minimizar esse problema, recomenda-se usar ferramenta de metal duro com baixo conteúdo de elemento de liga (Co), substrato do tipo micro-grão e conteúdo de carbonetos com estrutura centrada como é o carboneto de Tântalo (TaC) (JOHNSON, 1996). A escolha de um raio de ponta grande e de revestimentos duros também ajudam a minimizar a deformação plástica devido à diminuição na geração de calor por atrito.



Figura 2.20 - Deformação plástica da aresta de corte (SANDVIK, 2002)

Trincas Térmicas/Mecânicas

Para um bom entendimento dos fenômenos de avarias das ferramentas de corte, é importante previamente analisar os princípios físicos do mecanismo de formação de trincas, assim como os fatores que influenciam a sua evolução.

Influência do tamanho de grão na tenacidade do material da ferramenta

Segundo Ferrante (2002), a fratura frágil é uma característica das cerâmicas e da maioria dos ferros fundidos. Ela é favorecida por fatores que intensificam a tensão disponível para propagação do núcleo da trinca, como tensões triaxiais geradas na ponta do entalhe ou de uma

trinca preexistente, baixas temperaturas, mecanismos de endurecimento, matriz com baixíssima capacidade de deformação plástica em cerâmicas e em metais com alto teor de solutos endurecedores. Uma das variáveis microestruturais mais importantes no estabelecimento da tenacidade dos materiais metálicos e cerâmicos é o tamanho de grão. Um pequeno tamanho de grão aumenta a tensão de escoamento pela supressão de alguns mecanismos de plasticidade, o que em princípio deveria diminuir a tenacidade. Entretanto, o principal efeito da diminuição do tamanho de grão é a redução do tamanho do núcleo do defeito inicial, inibindo o mecanismo de clivagem. Portanto, a influência da diminuição do tamanho de grão é o aumento da tenacidade.

Propagação da trinca

O tamanho de uma trinca orientada em direção favorável à tensão cresce com o tamanho de grão, existindo algumas condições que podem levar à propagação da trinca até um comprimento crítico que provoca a fratura: Sob influência de tensão aplicada, a trinca cresce a partir do núcleo, preferencialmente ao longo dos planos operativos. O contorno de grão constitui efetiva barreira para a propagação da trinca, a qual, ou cessa sua progressão ou é obrigada a mudar de direção para continuar seu deslizamento. Assim ela deixa de estar orientada favoravelmente em relação à direção de tensão. A trinca, atingindo o comprimento crítico fica suscetível à fratura frágil. Não atingindo esse comprimento, pode ou não se propagar com o aumento da tensão aplicada. Na verdade, o conceito de bloqueio de trinca por um obstáculo é um pouco mais complicado do que apenas o relacionado ao tamanho de grão, tendo influência também a microestrutura do material.

Ainda segundo Ferrante (2002), a tenacidade das cerâmicas é muito dependente do tamanho dos defeitos; basta um defeito maior do que o tamanho crítico de trinca para causar a fratura. O conceito de *defeito inerente* é importante para cerâmicas e produtos metálicos obtidos por metalurgia do pó (como é o metal duro), dos quais o mais típico é o poro. Seus parâmetros relevantes em termos de tenacidade são o tamanho e a forma. Outra fonte importante de defeitos é a superfície, de onde emergem contornos de grão que concentram tensões. Usinagem e, particularmente, as operações de acabamento também introduzem defeitos como trincas ao longo dos contornos de grão e dos planos de clivagem. Esses defeitos podem atingir profundidades típicas da ordem do tamanho de grão.

Choque Térmico

Quando as tensões térmicas são geradas por súbitas variações de temperatura, o processo recebe o nome de *choque térmico*. Com o choque térmico, a tensão surge rapidamente, sendo que muitos materiais são extremamente sensíveis à taxa de deformação. Estes falham devido à tensões que, se fossem aplicadas de forma gradativa, não os afetariam. Para materiais com baixa tenacidade (cerâmicas, por exemplo), um ciclo de aplicação de tensões térmicas pode resultar em fratura. Em materiais dúcteis, porém pode ser tolerado elevado de número de ciclos antes que sobrevenha a falha do elemento. Esse mecanismo de falha é denominado *fadiga térmica*, na qual o fator necessário para que este se instaure é a variação cíclica da temperatura (SANDVIK, 1994).

No caso específico da usinagem, um rápido aquecimento e resfriamento da ferramenta é o choque mais comum nas operações com corte interrompido, como é o fresamento, onde o inserto aquece quando entra no corte e resfria quando sai da peça em cada revolução da ferramenta. Grandes diferenças de temperatura entre a aresta de corte e o corpo do inserto provocam trincas térmicas perpendiculares à aresta de corte. O corte interrompido ou a usinagem de materiais tais como Ti, que geram elevado calor no corte, provocam flutuações na temperatura. As trincas podem progredir lentamente, provocando lascamento e, eventualmente, fratura da ferramenta (JOHNSON, 1996).

O choque mecânico é também freqüente no fresamento. A escolha de uma ferramenta de metal duro com elevado conteúdo de aglomerante aumenta a tenacidade e a resistência ao choque térmico e à fadiga térmica que provoca geração de trincas ao longo da superfície de folga e de saída da ferramenta, em forma perpendicular à aresta de corte, como mostrado na Figura 2.21.

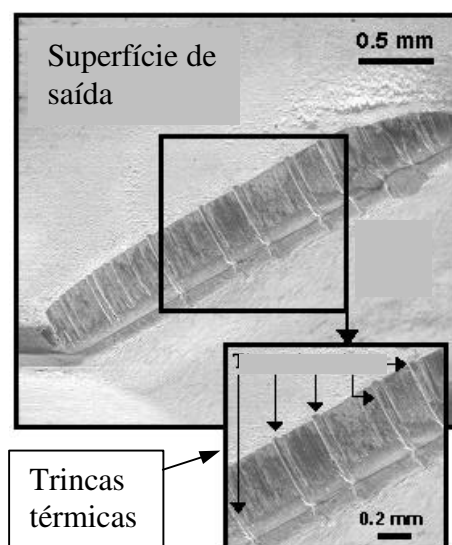


Figura 2.21 - Trincas térmicas em ferramenta de metal duro (MELLO, 2001)

As trincas são provocadas pelo processo alternado de expansão e contração das camadas da ferramenta de corte que acontece em forma cíclica, quando elas são aquecidas e resfriadas ao entrar e sair do corte, respectivamente (TRENT, 2000). Na Figura 2.22 a curva “a” representa o calor gerado durante o corte contínuo, no qual a temperatura tende a estabilizar num certo valor. Na prática, esse valor aumenta quando o desgaste vai progredindo. A curva “b” representa o resfriamento contínuo da ferramenta desde a temperatura de corte até a temperatura ambiente. No processo de corte interrompido, durante o tempo de corte “ t_1 ” a ferramenta aquece até uma determinada temperatura, “ T_1 ” quando a ferramenta sai do corte e resfria durante um tempo “ t_2 ” atingindo a temperatura “ T_1 ’”. Nesse instante a pastilha reingressa ao corte e o ciclo é repetido a cada rotação da fresa. As trincas são o resultado dessa alternância entre “ T_1 ” e “ T_1 ’” e são dependentes dos tempos “ t_1 ” e “ t_2 ”, assim como dos parâmetros de corte, do material da peça e ferramenta, da geometria do corte e da presença ou ausência de fluido de corte. A relação entre o período de corte e o período de resfriamento é um fator determinante no processo de formação de trincas e na evolução da fadiga térmica (MELO, SILVA e MACHADO, 2005).

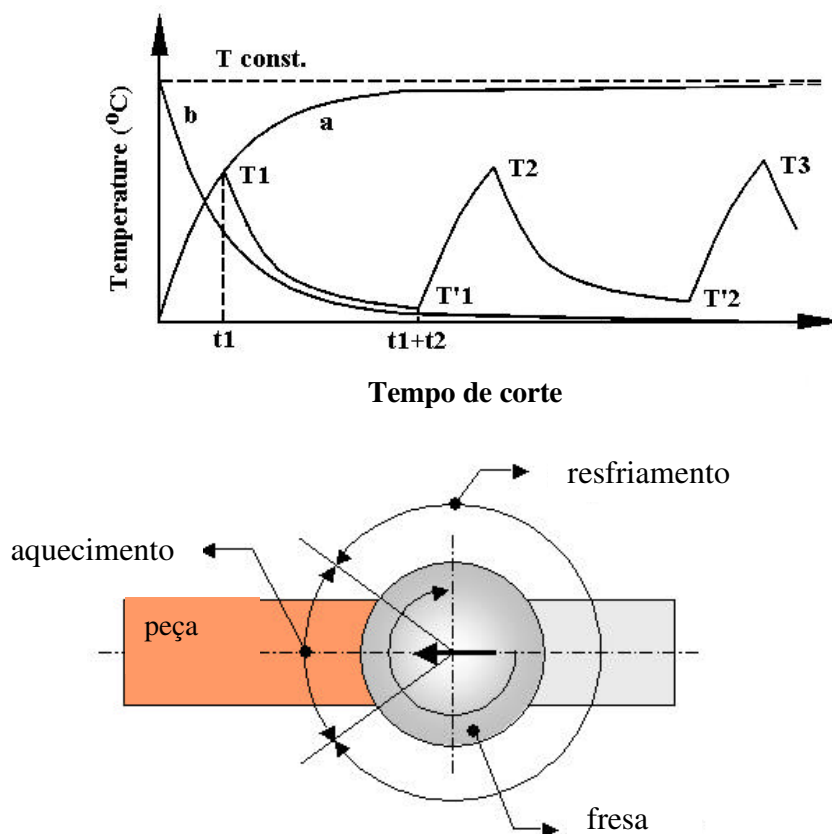


Figura 2.22 - Variação cíclica da temperatura de corte no fresamento
(PALMAI, 1987 apud MELO, 2005)

As flutuações de temperatura que provocam essa avaria são mais frequentes no corte interrompido, porém, podem também acontecer em resposta a uma aplicação irregular de fluido de corte na interface cavaco/ferramenta no corte contínuo, causado por exemplo pela formação de um emaranhado de cavacos. Após um certo número de ciclos, as trincas térmicas aparecem na superfície da ferramenta, como mostrado na Figura 2.21 e a seguir se transformam em trincas com forma de pente, como mostrado na Figura 2.23. As variações de temperatura entre “ T_1 ” e “ T_1' ” provocam variações nos esforços na superfície da ferramenta e são, conseqüentemente, um fator determinante na formação de trincas. As trincas térmicas normalmente se iniciam no ponto mais quente da interface cavaco/ferramenta (aproximadamente de 0,1 a 0,3 mm a partir da aresta de corte) e se propagam ao longo da aresta de corte e na superfície de folga. Essas trincas térmicas se propagam perpendicularmente à aresta de corte e podem provocar lascamento na superfície da ferramenta, reduzindo drasticamente a vida da ferramenta.

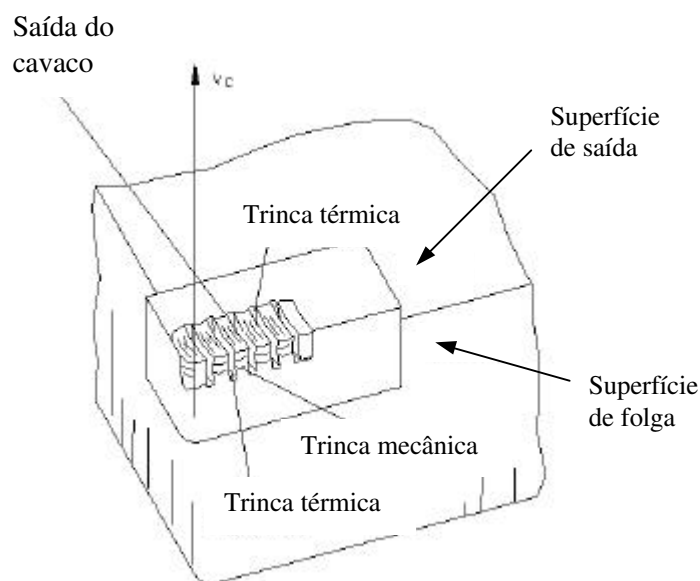


Figura 2.23 - Trincas em forma de pente (FERRARESI, 1977)

Lascamento

Ao contrário dos desgastes frontal e de cratera, que retiram continuamente partículas muito pequenas da ferramenta, no lascamento, partículas maiores são retiradas de uma só vez (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006).

O lascamento da ferramenta é mais freqüente durante o corte interrompido, como acontece no fresamento e sua evolução pode provocar a quebra da ferramenta. Nessas condições a aresta de corte pode ser danificada devido ao impacto ou à fadiga. Características das ferramentas, como dureza e tenacidade, geometria da aresta, parâmetros de corte e condições de entrada e saída são variáveis importantes para prevenir o lascamento da ferramenta. Ferramentas de metal duro com elevado conteúdo de Co são mais resistentes à fratura e lascamento (MELO, SILVA e MACHADO, 2005). No fresamento de materiais duros, ou na presença de intenso impacto durante a usinagem, uma ferramenta duplo negativa é recomendada, embora a geometria positivo-negativa (positiva axial e negativa radial) pode ser usada também. Com essas geometrias, as arestas de corte possuem alta resistência para o choque mecânico (SANDVIK, 1994).

O principal parâmetro de corte que influencia no lascamento é a velocidade de avanço. O aumento deste parâmetro provoca um aumento proporcional da espessura de cavaco não deformado, consequentemente, aumenta a área de cisalhamento primário e secundário, levando ao aumento das forças de corte (MELO, SILVA e MACHADO, 2005). No fresamento, o lascamento da aresta de corte pode ser causado por um problema na entrada ou na saída da ferramenta no corte. Os cavacos de alguns materiais, tendem a prender e esfregar na superfície de saída instantes antes da saída do corte, aderindo nela até que no reingresso ao corte provocam o lascamento.

A extensão da avaria depende de vários parâmetros : resistência e geometria da ferramenta, condições de corte, etc. O lascamento também pode acontecer quando o inserto está saindo do corte. Pekelharing (1978) analisou o comportamento do plano de cisalhamento primário e observou que ele rotaciona e se torna negativo quando o inserto está saindo do corte. O resultado desse processo foi chamado pelo autor de *foot forming* devido ao cavaco formado se assemelhar a um pé humano. A seqüência desse fenômeno pode ser vista na Figura 2.24.

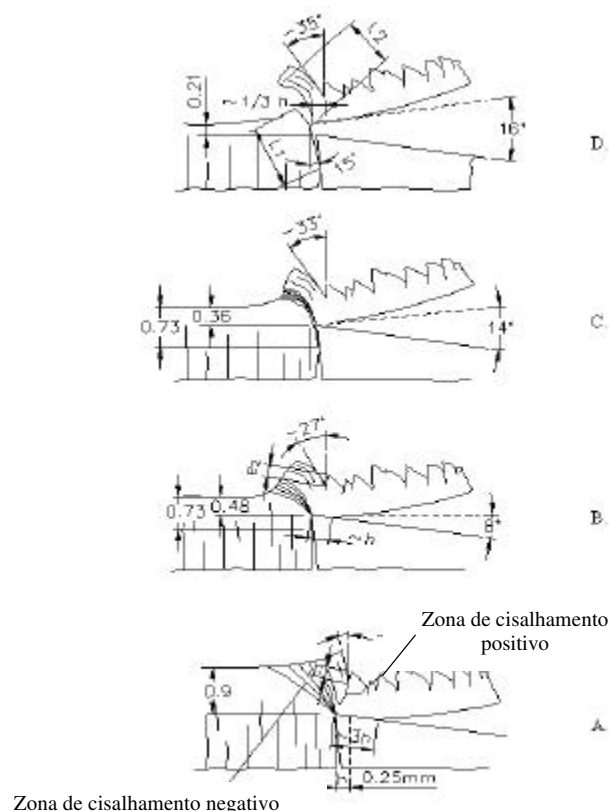


Figura 2.24 - Seqüência do mecanismo foot forming (PEKELHARING,1978)

O cisalhamento negativo, resultado da rotação do plano de cisalhamento primário provoca uma mudança na velocidade do cavaco (torna-se negativa), produzindo esforços de tensão ao longo do comprimento de contato entre a superfície de saída da aresta e o cavaco. Esse processo acontece muito rapidamente de forma tal que, num momento, o esforço é de compressão e, no outro, de tração, causando quebra da aresta se esta não for suficientemente tenaz. Esse lascamento pode ser minimizado fazendo um chanfro no canto da peça ou colocando um ângulo de saída da ferramenta entre -45° e 20° , como mostrado na Figura 2.25. Com essa geometria de corte, a espessura de cavaco não deformado é pequena o suficiente para prevenir a quebra.

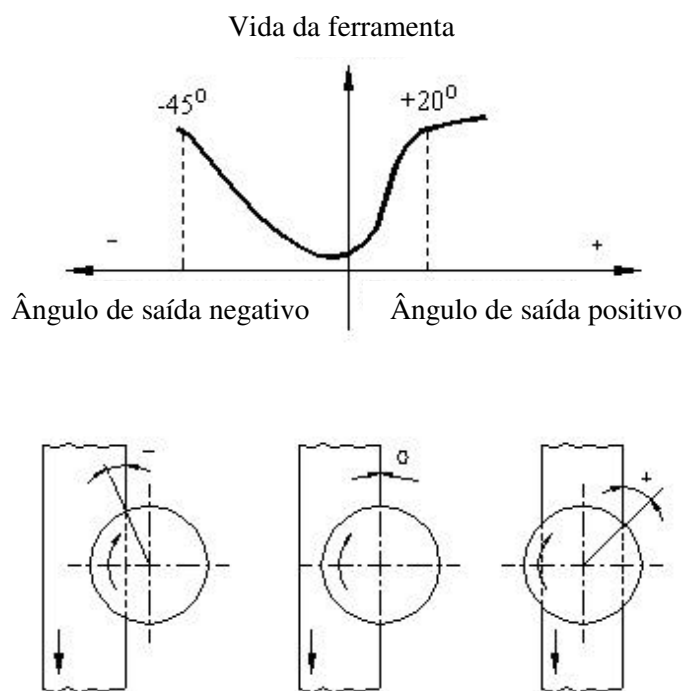


Figura 2.25 - Vida da ferramenta em função do ângulo de saída da ferramenta
(SANDVIK,1994)

Quebra

Os desgastes e avarias da ferramenta, ao crescerem, podem gerar a quebra da ferramenta. Algumas vezes, a quebra pode acontecer inesperadamente devido a alguns fatores como : ferramenta muito dura, carga excessiva, raio de ponta, ângulo de ponta ou ângulo de cunha pequeno, corte interrompido, parada instantânea, entupimento dos canais de expulsão de cavacos ou dos bolsões de armazenamento de cavacos, etc. (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006).

Também fixações das peças não rígidas, que provocam vibração ou pressões de corte inconsistentes, podem levar a lascas cuja progressão leva a quebra da ferramenta. A quebra pode ocorrer quando um ou mais mecanismos de falha atuam sobre a ferramenta, ou quando o aumento de forças de usinagem é tão elevado que ultrapassa a resistência do inserto (JOHNSON, 1996).



Figura 2.26 - Quebra da ferramenta (SANDVIK, 2002)

2.6.4 Fresamento concordante e fresamento discordante

Para que se entenda este trabalho, é importante definir os fresamentos concordante e discordante. Primeiramente, deve-se definir fresamento tangencial, que é aquele em que o eixo de rotação da fresa é paralelo à superfície gerada. Fresamento tangencial concordante é aquele em que o sentido de rotação da fresa concorda com o sentido de avanço da mesa da fresadora e o discordante é aquele em que o inverso ocorre.

No fresamento tangencial discordante, a espessura de corte h aumenta progressivamente de zero até um valor máximo. Inicialmente, quando a aresta toca a peça, ela é forçada para dentro da peça, criando um excessivo atrito (com conseqüente deformação plástica daquela região da peça, ao invés da formação do cavaco) e altas temperaturas. Além disso, freqüentemente, o contato é realizado com uma superfície encruada, causada pelo corte do dente anterior. Quando a pressão da aresta cortante atinge um valor capaz de vencer a tensão de ruptura do material da peça, a ferramenta penetra a peça e, com os movimentos de usinagem, retira uma porção de cavaco em forma de vírgula. Assim, no início da operação de cada dente, a componente perpendicular à direção de avanço no plano de trabalho tende a afastar a ferramenta da peça e a empurra. Depois da entrada da aresta no corte, a aresta cortante tende a puxar a peça em sua direção. A alternância desta componente da força de usinagem produz vibrações indesejáveis, que prejudicam o

acabamento superficial e a tolerância da peça fresada (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006).

No fresamento tangencial concordante tais defeitos são sanados, já que a componente da força de usinagem perpendicular ao avanço sempre tem o mesmo sentido, isto é, sempre empurra a peça. Porém, ainda existem inconvenientes. A aresta de corte ao penetrar a peça o faz com h máximo e este valor diminui à medida que a aresta penetra a peça, podendo atingir um valor de h igual a zero. Por isso, nas peças que apresentam uma camada superficial endurecida (crosta de fundição ou de forjamento, por exemplo) o contato inicial da aresta cortante se dá em condições desfavoráveis, o que diminui a vida da ferramenta. Outro inconveniente é que a componente da força de usinagem na direção de avanço possui o mesmo sentido de avanço da mesa. A porca do sistema de avanço da máquina (sistema fuso-porca que está preso à mesa) para poder fazer a mesa andar em um sentido, tem que fazer força no fuso no sentido oposto. Esta força, portanto, também está no sentido oposto da força de usinagem no sentido do avanço, que tem módulo variável, devido à variação da espessura de corte. Então, a força resultante sobre o fuso da máquina varia em módulo e em sentido, o que pode gerar vibração. Este inconveniente pode ser corrigido diminuindo-se folgas entre fuso e porca ou utilizando-se de fusos esferas recirculantes, nos quais não existe folga e todo contato entre fuso e porca é feito através das esferas (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006; SANDVIK, 1994).

2.6.5 Fresamento Frontal

No fresamento frontal (aquele em que a superfície gerada é perpendicular ao eixo da fresa) a definição de fresamento concordante e discordante analisada anteriormente não pode ser totalmente aplicada. Nos fresamentos frontais simétricos de rasgo (Figura 2.27a) e comum (Figura 2.27b), a definição realmente não se aplica pois, na primeira metade do contato do dente da fresa com a peça, a espessura de corte cresce (o que poderia ser chamado de corte discordante) e na segunda metade deste contato, a espessura diminui, o que poderia ser chamado de corte concordante (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006).

Nos fresamentos assimétricos mostrados na Figura 2.27c e d, pode-se pensar em fresamento discordante quando, na maior parte do contato do dente com a peça, a espessura do corte cresce e em fresamento concordante, quando, na maior parte do contato do dente com a peça, a espessura do corte decresce. Nestes casos também se aplicam as vantagens e desvantagens destes tipos de fresamento citadas anteriormente quando se comentou sobre o fresamento tangencial. Porém, há que se ressaltar alguns outros pontos: No tipo de fresamento frontal assimétrico mostrado na Figura 2.27d, recomenda-se que a largura cortada a_e seja maior que metade do diâmetro da fresa, para que, quando da utilização do corte concordante, o choque aresta-peça seja aliviado, conforme a Figura 2.28 (SANDVIK, 1994). Vê-se nesta figura que quando $a_e < D/2$, o choque aresta-peça se dá na extremidade da pastilha, bem próximo à aresta, enquanto que, quando $a_e > D/2$, este choque se dá no corpo da pastilha, longe da aresta, em uma região mais resistente à quebra. Mas vários tipos de peças fresadas não podem obedecer a esta regra, pois parte da superfície tem largura grande, enquanto que parte da mesma superfície tem largura pequena. Assim, é necessário que se tenha uma fresa de diâmetro grande para usinar a parte da superfície com maior largura, mas em boa parte do corte esta fresa estará usinando uma largura pequena, com $a_e < D/2$, como é o caso da peça que será utilizada neste trabalho. O que fazer então? Utilizar-se o corte discordante, apesar de seus inconvenientes já citados? Responder a esta pergunta é um dos objetivos deste trabalho.

No fresamento frontal em que o diâmetro da fresa é maior que a largura fresada ($D > a_e$), como os mostrados na Figura 2.27b e Figura 2.27c, surge a questão de qual o melhor método para se realizar o corte: simetricamente, como na Figura 2.27b? ou assimetricamente, como na Figura 2.27c? Se o corte assimétrico for realizado, ele o será com corte discordante (conforme os sentidos de rotação da fresa e avanço da peça mostrado na Figura 2.27c), ou concordante (com sentido de avanço da peça inverso daquele mostrado na Figura 2.27c)?

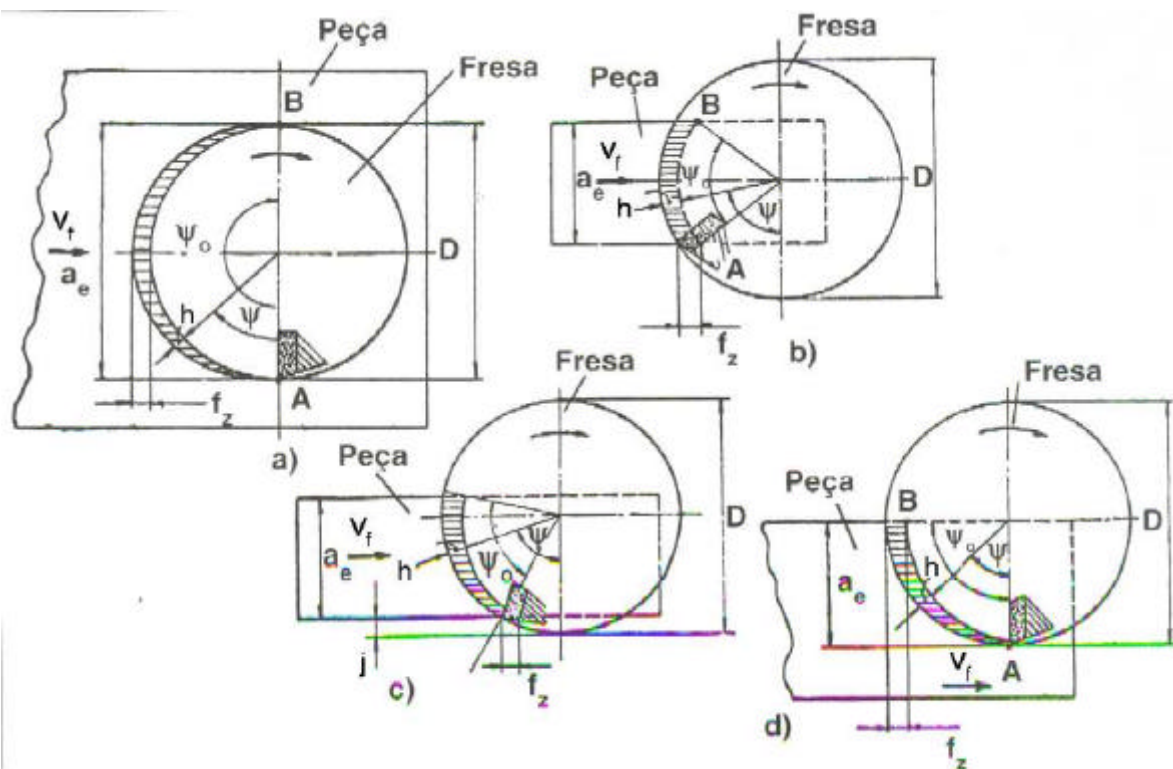


Figura 2.27 - Fresamento Frontal : a) simétrico de rasgo, b) simétrico comum, c) assimétrico com usinagem total da superfície d) assimétrico com usinagem parcial

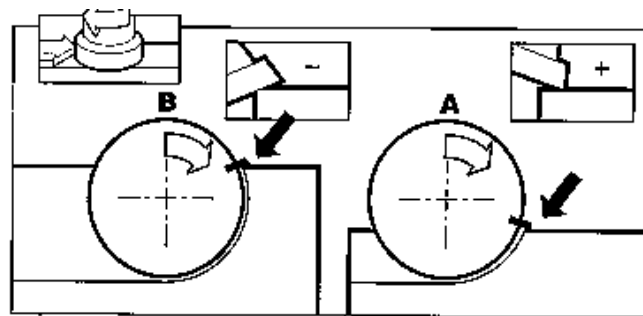


Figura 2.28 - Posicionamentos das pastilhas no momento do choque do dente da fresa com a peça quando $a_e > D/2$ e quando $a_e < D/2$

O corte simétrico tem como vantagem o fato de que o ângulo de contato (ψ_0) entre dente da fresa e peça é menor que no corte assimétrico. Assim, o desgaste da fresa tende a ser também menor. Porém, muitas vezes a vida de uma fresa deste tipo termina não devido ao desgaste causado pelo contato (atrito) fresa-cavaco-peça, mas, sim, devido a avarias como lascas e trincas

causadas pelo choque e pela variação térmica inerentes ao processo, nessa condição, o corte assimétrico pode apresentar vantagens.

O corte simétrico apresenta ainda o inconveniente da direção das forças radiais, que varia à medida que a aresta de corte penetra na peça, o que poderá levar à vibrações e à quebra prematura da aresta (SANDVIK, 1994). É lógico que este problema é minimizado quando se tem mais de um dente simultaneamente no corte. Quando o corte é assimétrico, a variação da direção da componente radial da força de usinagem é bem menor e, com isso, menor a tendência à vibração. Mas, se este tipo de corte for utilizado, a decisão seria escolher entre o sentido concordante, apresentando a dimensão “j” grande (ver Figura 2.27c) ou discordante com a dimensão “j” pequena. Neste caso, o corte discordante não apresenta a desvantagem de se ter a espessura de corte igual a zero na entrada do dente no corte, causando elevado atrito, como citado anteriormente, e também a variação de sentido da componente da força de usinagem que puxa (ou empurra) a peça da mesa (neste caso, esta componente nunca vai estar no sentido de empurrar a peça para a mesa, pois nunca a espessura de corte vai ser zero). Por sua vez, o corte concordante continua com o inconveniente do maior choque na entrada da aresta de corte na peça. Porém, no corte discordante, a saída do dente do corte se dá com espessura de corte grande. Isto deve gerar trincas na aresta. Quanto maior a espessura de corte na saída da aresta do corte, maior é a intensidade do fenômeno *foot forming*. Então, qual é o método mais adequado? O concordante, com grande choque na entrada do dente, ou o discordante, com o *foot forming*?

Diniz e Caldeirani (1999) realizaram diversos ensaios com fresa frontal de facear com pastilhas intercambiáveis de metal duro recoberto ISO P25 no corte de aço 1045. Nestes ensaios os autores variaram o valor de “j”, desde um valor bem pequeno (3,8 % do diâmetro da fresa – assimétrico discordante), até um valor bem grande (26,2% do diâmetro da fresa – assimétrico concordante), passando pelo corte simétrico, em que “j” era 15% do diâmetro da fresa. Os resultados destes ensaios demonstraram que a medida que “j” cresce, a ferramenta passa a lascar mais e sua vida diminui substancialmente. A diferença da vida da ferramenta entre o corte assimétrico discordante com o menor “j” e o corte simétrico foi de 24% e de mais de 100%, quando comparado com o corte simétrico concordante (com o maior “j” utilizado). Este resultado é muito interessante, pois mostra que uma simples modificação da posição da fresa em relação à

peça, que não implica em nenhuma outra mudança no processo como aumento do tempo de corte, dano à rugosidade da superfície usinada, etc., pode significar uma economia substancial de ferramenta. Há que se ressaltar, porém, que todos estes resultados foram obtidos no fresamento de superfícies lisas, sem interrupção. O que aconteceria se o corte fosse realizado em uma superfície que possuísse interrupções, como furos, o que é típico de peças utilizadas no meio industrial? Neste caso, ter-se-ia que pensar não somente no choque inicial da aresta de corte com a peça, mas também com os outros choques que cada aresta vai ter durante uma revolução. Além disso, o que ocorreria se a largura fresada a_e não permanecesse constante durante o corte, como também é típico? Neste caso, tem-se variação do parâmetro “j” e conseqüente variação da espessura de corte na entrada e saída do dente da peça.

2.6.6 Acabamento de superfícies fresadas

Uma superfície fresada apresenta erros de perfil e rugosidade do material. Os erros de perfil normalmente são uma ondulação, que pode ser resultado de folgas da fresa montada na face do fuso ou posição axial irregular dos cantos das arestas. As distâncias entre picos normalmente coincidem com o avanço por dente. Superposta à ondulação, está a rugosidade no material, provocada por fatores como: posicionamento individual de pastilhas irregulares no sentido axial; desgaste desigual das pastilhas; pastilhas com aresta irregulares quanto à afiação; fluxo de saída irregular do cavaco; condições operacionais da máquina ferramenta; fixação deficiente da peça; conformação e estabilidade da própria peça (MARCONDES, 1990).

Segundo Sandvik (1994), o raio na ponta do inserto aumenta sua resistência e facilita a distribuição uniforme de calor e desgaste na região crítica do inserto. A desvantagem é sua limitação em produzir um bom acabamento superficial. Por esse motivo, usualmente é colocado no inserto uma fase plana (A) próximo da ponta (Figura 2.29), que consiste numa aresta reta paralela ao plano de rotação da fresa. Essa fase plana melhora consideravelmente o acabamento superficial. O chanfro C tem a função de reforçar a aresta de corte e é geralmente usado para proteger a aresta dos impactos na entrada do corte. Porém, consome uma potência de corte adicional e precisa ser cuidadosamente escolhido. O chanfro não é crítico para aplicações de fresamento em ferro fundido, para o qual normalmente é feito um brunimento na aresta.

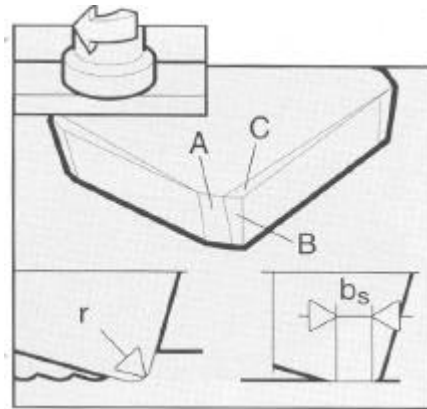


Figura 2.29 - Fase plana e chanfro numa pastilha (SANDVIK, 1994)

Quando é desejada uma elevada qualidade superficial na usinagem, em especial quando se usam avanços elevados, a fase plana b_s não garante esse resultado por si só. No cabeçote de fresar tem que se garantir que a fase plana de todas as pastilhas estejam muito bem alinhadas axialmente, o que não ocorre normalmente, devido, principalmente, às tolerâncias das pastilhas, à folga nos mancais do eixo-árvore e às rebarbas ou defeitos na fixação das pastilhas na fresa. A superfície usinada é formada pelas fases planas mais baixas do conjunto e elas são responsáveis pela rugosidade da peça. Quando apenas uma pastilha projeta-se em um plano mais saliente que todas as outras, o avanço por volta f deve ser menor que a fase plana da pastilha, de tal maneira que uma determinada área da peça que foi fresada em uma volta, ainda possa ser alisada nas voltas subsequentes. Para evitar esses problemas é preciso garantir o alinhamento axial das fases planas de todas as pastilhas. Alguns cabeçotes de fresamento possuem meios de ajuste axial, porém esses recursos encarecem o produto (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006).

Segundo Marcondes (1990), para obter um bom acabamento é importante que se tenha a largura b_s (Figura 2.29) grande e que mais de uma aresta de corte esteja no mesmo plano, assim mais de uma pastilha é responsável por manter baixa a rugosidade. A necessidade de manter mais do que uma aresta no mesmo plano aumenta à medida que o avanço por rotação aumenta. Se a largura da fase plana b_s é quatro vezes o avanço, no mínimo cada quarta aresta deve ter a mesma posição axial. A profundidade do perfil é igual ao desvio axial das arestas. Neste caso, as arestas cortantes mais salientes devem estar regularmente distribuídas pela periferia da fresa, para que suas fases planas tenham seus passes superpostos. Se a distribuição não for igual, diversas arestas salientes cortarão juntas. Assim, a profundidade do perfil será maior, apesar do desvio axial da fresa não ter sofrido alteração. Isto significa que mesmo uma fresa com desvio axial

relativamente grande pode resultar numa superfície bem acabada, contanto que as arestas mais salientes estejam corretamente distribuídas.

Para obter uma rugosidade fina na usinagem, o valor do b_s não pode ser aumentado excessivamente porque aumentaria a tendência à vibração da ferramenta. Por esse motivo existe um valor ótimo de b_s , que não é nem muito pequeno e nem muito grande. Se f aumenta, aumenta a necessidade de se manter mais de uma aresta no mesmo plano (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006).

Segundo Sandvik (1994), quando se utilizam cabeçotes de fresar de diâmetro grande, a solução mais viável é o uso de pastilhas alisadoras ou *wiper*. Essas pastilhas fornecem um comprimento de fase plana muito maior b_s , como mostrado na Figura 2.30.

A pastilha alisadora pode reduzir a ondulação e a profundidade do perfil usinado. Esta pastilha possui uma fase plana alargada de maneira a poder cobrir o avanço por rotação. A pastilha alisadora deve estar propositalmente colocada em um plano mais saliente que as outras pastilhas (0,02 a 0,1 mm mais saliente), como mostrado na Figura 2.31. Assim, somente a fase plana da pastilha alisadora acabará a superfície. A fase plana eliminará a ondulação bem como a rugosidade deixada por todas as outras arestas. para que possa exercer sua função de diminuir a rugosidade da peça (MARCONDES, 1990).

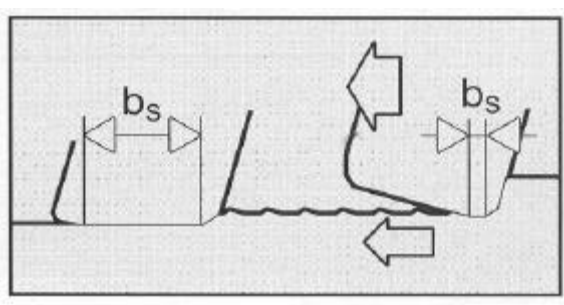


Figura 2.30 - Fase plana de uma pastilha wiper e de uma pastilha comum (SANDVIK, 1994).

Ainda segundo Marcondes (1990), a fase plana da pastilha alisadora muitas vezes tem um grande raio. Desta maneira elimina-se o risco de gerar um perfil na forma de dente de serra, que aparecerá com a menor diferença de paralelismo entre a fase plana e a superfície usinada.

Para se ter uma idéia da ordem de grandeza, em pastilhas comuns bs varia de 1 a 2,5 mm, podendo chegar a 4 mm. Em pastilhas alisadoras um valor típico de bs é 10 mm. Usualmente, em um cabeçote são colocados 1 ou no máximo 2 pastilhas com arestas alisadoras, enquanto as outras pastilhas têm arestas comuns (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006).

Segundo Marcondes (1990), nos casos em que são necessárias duas pastilhas alisadoras para cobrir o avanço por rotação (como é o caso de algumas fresas com grandes diâmetros), é indispensável que as pastilhas alisadoras sejam ajustadas para todas terem exatamente a mesma saliência. Se isto não for feito, poderá se perder o efeito destas pastilhas.

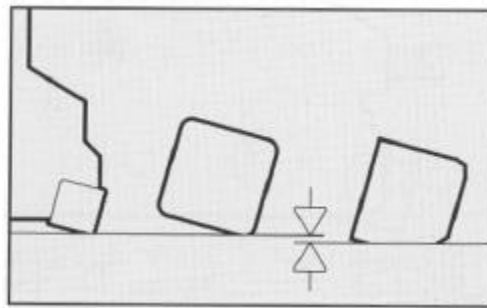


Figura 2.31 - Deslocamento axial da pastilha alisadora (SANDVIK, 1994).

Ainda segundo Marcondes (1990), se desejamos uma boa superfície, a largura da fase plana deve cobrir o avanço por rotação. Nessas condições, o maior avanço da mesa que satisfaz esta exigência, pode-se calcular pela seguinte equação:

$$v_{f \text{ máx}} = bs \times v_c \times 1000 / \pi D \quad \text{Equação 2.1}$$

onde:

$v_{f \text{ máx}}$ = velocidade de avanço máxima (mm/min)

bs = largura da fase plana (mm)

v_c = velocidade de corte (m/min)

D = Diâmetro da fresa (mm)

As pastilhas alisadoras trabalham melhor em materiais de cavaco curto e materiais de baixa dureza, como ferro fundido ou alumínio. Quando aplicados em materiais de cavacos longos e duros, necessitam de cuidados especiais por causa da vibração e do fluxo de cavaco (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006).

Capítulo 3

Materiais, Equipamentos e Procedimento Experimental

3.1 Introdução

Este capítulo aborda as condições em que os ensaios foram realizados, em especial os materiais utilizados, o equipamento e o procedimento experimental adotado.

A parte experimental deste trabalho foi realizada na Oficina de Máquinas CNC do Centro SENAI Fundação Romi Formação de Formadores em Santa Bárbara d'Oeste, onde o autor deste trabalho é docente das disciplinas de usinagem com máquinas CNC.

3.2 Materiais

A empresa Wabco Freios fabricou os fundidos das três peças que correspondem às seções de usinagem mais críticas da carcaça do compressor do sistema de freios de um veículo pesado. As peças foram preparadas (pré usinadas) para retirar a casca dura de fundição na superfície, e no caso da peça 1, denominada elíptica, foi usinado um rebaixo.

3.2.1 Propriedades e Microestrutura

O material a usinar foi o ferro fundido cinzento, fundido pela Schulz (Jonville-SC) para a Wabco Freios, correspondendo conforme SAE J431 ao tipo G2500 (equivalente ao GG25 conforme DIN 1691. A Tabela 3.1 mostra a composição do ferro fundido segundo norma SAE J431.

Tabela 3.1 – Composição química e propriedades mecânicas do ferro fundido G2500**Norma SAE J431 (CHIAVERINI, 1994)**

Classe SAE	Composição Química (%)					Propriedades Mecânicas		
	C	Mn	Si	P	S	Dureza Brinell	Limite Resistência Tração	
							Kgf/mm ²	MPa
G2500	3,20-3,50	0,60-0,90	2,40-2,00	0,12	0,15	170-229	17,5	175

Os ensaios físicos e mecânicos (medição da dureza) realizados nas três peças seguiram a Norma NBR NM 187-1 e foram realizados utilizando um durômetro Briviskop BVR 187,5 existente no MET- Laboratório de Ensaio Metalúrgicos do Centro Nacional de Tecnologia em Metalurgia do SENAI em Osasco. Para a análise química foi utilizado o método IT-MET-006 v.05 utilizando o instrumento de medição Quimitron QCS-5000 e foi feita somente para determinação de porcentagem de Carbono e Enxofre. A Tabela 3.2 mostra as características do ferro fundido utilizado nos ensaios. A maior dureza da Peça 3 influenciou negativamente na usinabilidade desse tipo de peça como será visto no capítulo 4.

Tabela 3.2 - Características do ferro fundido cinzento por tipo de peça

PEÇA	DUREZA BRINELL (HBS)		ANÁLISE QUÍMICA (% em massa)	
	Média	Desvio Padrão	%C	%S
1	192,6	7,92	3,13	0,01
2	201,6	3,51	3,12	0,009
3	226,4	2,88	3,25	0,01

Importante ressaltar que a porcentagem de C e a dureza das amostras estão dentro dos limites especificados na norma SAE J431 (Tabela 3.1). Como não foi feita análise da porcentagem de Si consideraremos o valor especificado na referida norma (2 – 2,4%Si). O Si como visto no capítulo 2, além de ser um elemento grafitizante provoca deslocamento do ponto eutético (originalmente em 4,3%C). Para o valor de Si considerado na norma, o ponto eutético se desloca para 3,6%C, por este motivo podemos considerar que o ferro fundido usado neste

trabalho é hipoeutético. Outra consideração importante é a porcentagem de enxofre, a qual é muito inferior ao valor mostrado na referida norma. Isto nos leva a concluir que este ferro fundido é pouco sensível ao resfriamento rápido, o que facilita a homogeneidade da dureza.

A seguir são mostradas as micrografias (análise da estrutura) das três peças ensaiadas. Em todos os casos, a estrutura apresenta perlita com pequenas áreas de ferrita e veios de grafita. A grafita foi classificada segundo Norma ASTM A247 (1984 apud ASM, 1985) pertencendo ao tipo A (irregular de orientação aleatória), de tamanho 4 –5 (considerado médio). O instrumento de medição utilizado foi o Axiovert 100-A-Zeiss, seguindo procedimento da norma NBR 6593.

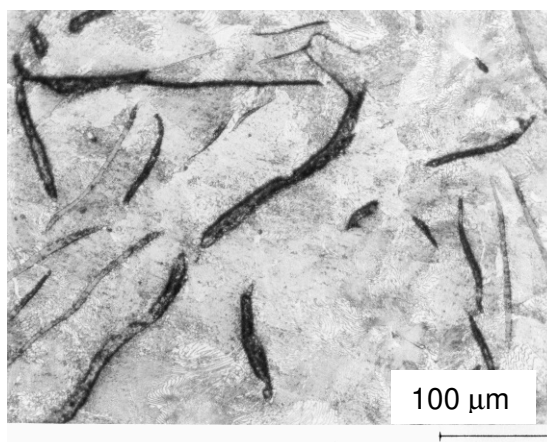


Figura 3.1 - Metalografia da Peça 1 - Matriz perlítica com pequenas áreas de ferrita e veios de grafita. Ataque: Nital 2%

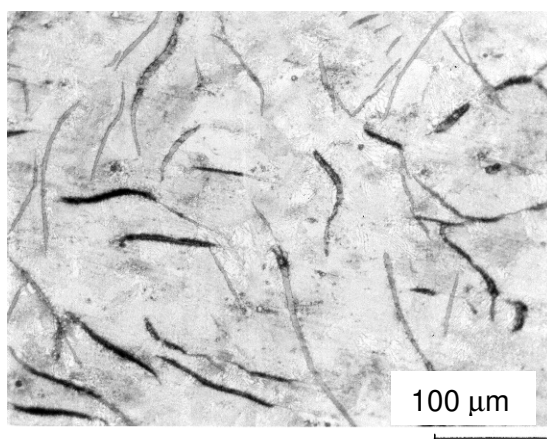


Figura 3.2 - Metalografia da Peça 2 - Matriz perlítica com pequenas áreas de ferrita e veios de grafita. Ataque: Nital 2%

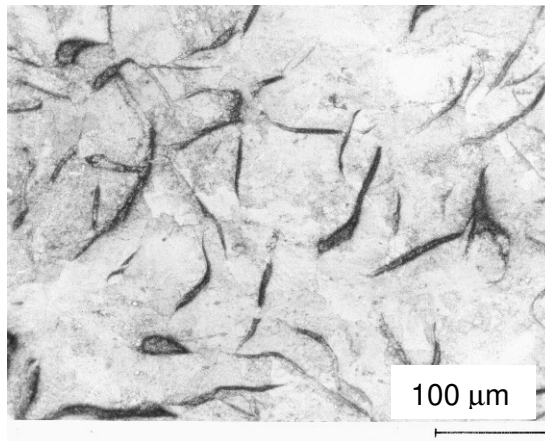


Figura 3.3 - Metalografia da Peça 3 - Matriz perlítica com pequenas áreas de ferrita e veios de grafita. Ataque: Nital 2%

3.2.2 Geometrias ensaiadas

Três diferentes geometrias de superfície foram ensaiadas, conforme mostra a Figura 3.4, Figura 3.5 e Figura 3.6. Estas superfícies são idênticas aquelas que devem ser fresadas no compressor. Com tal objetivo foi solicitada a fundição em ferro fundido cinzento, de três tipos de peças diferentes contendo as superfícies a serem analisadas.

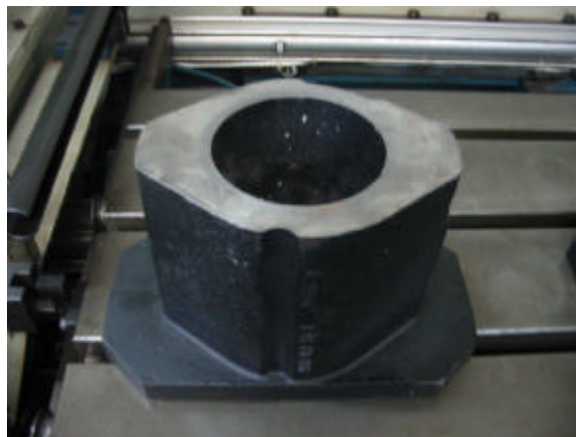


Figura 3.4 - Peça 1 - Elíptica com rebaixo

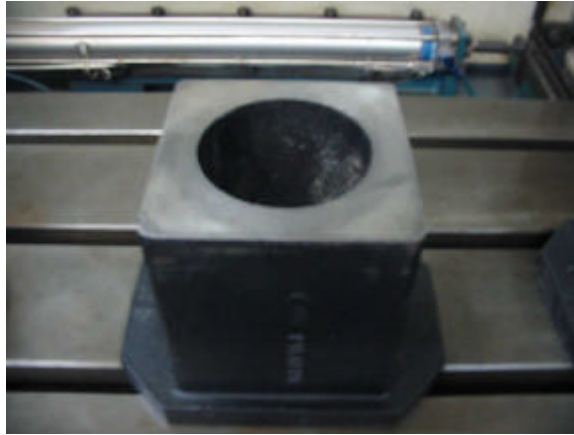


Figura 3.5- Peça 2 - Quadrada

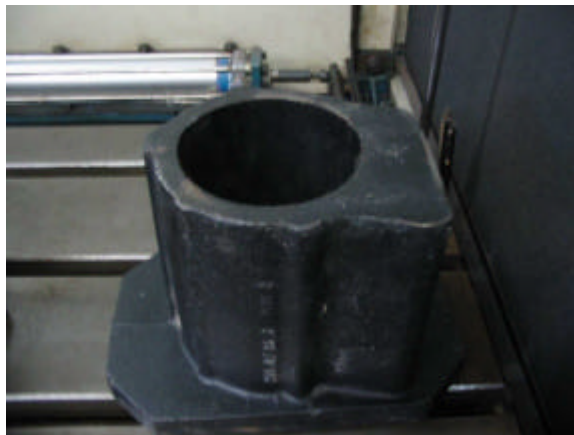


Figura 3.6 - Peça 3 – Irregular

A Figura 3.7, Figura 3.8 e Figura 3.9 mostram as etapas e sentidos de corte utilizados na Peça 1, Peça 2 e Peça 3 respectivamente. Utilizando o mesmo conceito utilizado na programação de máquinas CNC, para efeitos de análise dos sentidos de usinagem consideraremos que a peça está fixa na mesa e quem se movimenta é a ferramenta nos três eixos lineares, X, Y e Z. Essa consideração foi adotada para representar os sentidos de usinagem nos desenhos a seguir. As setas indicam o sentido do movimento da fresa, embora no centro de usinagem utilizado o movimento no eixo Y é realizado pela mesa.

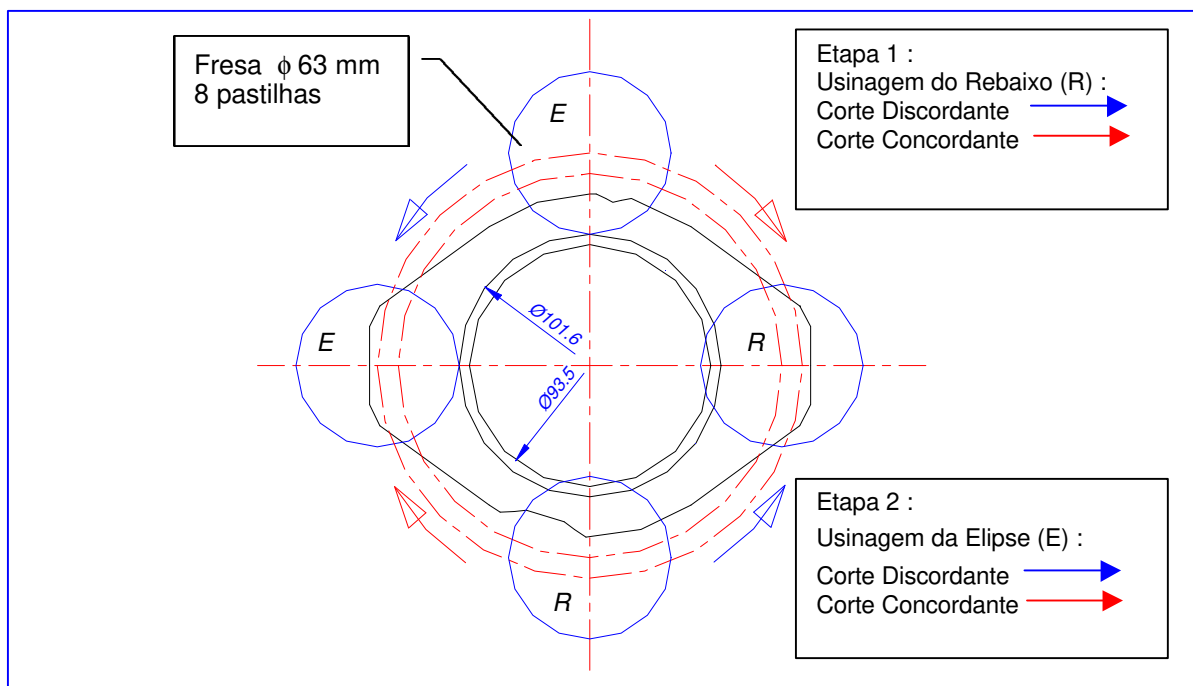


Figura 3.7 - Características geométricas da Peça 1

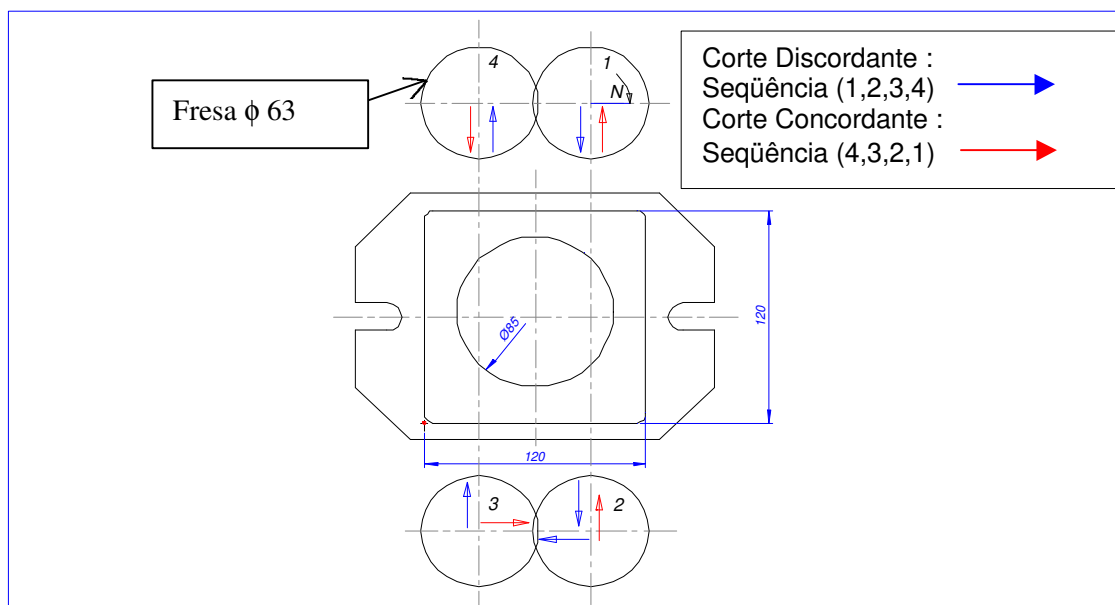


Figura 3.8 - Características geométricas da Peça 2

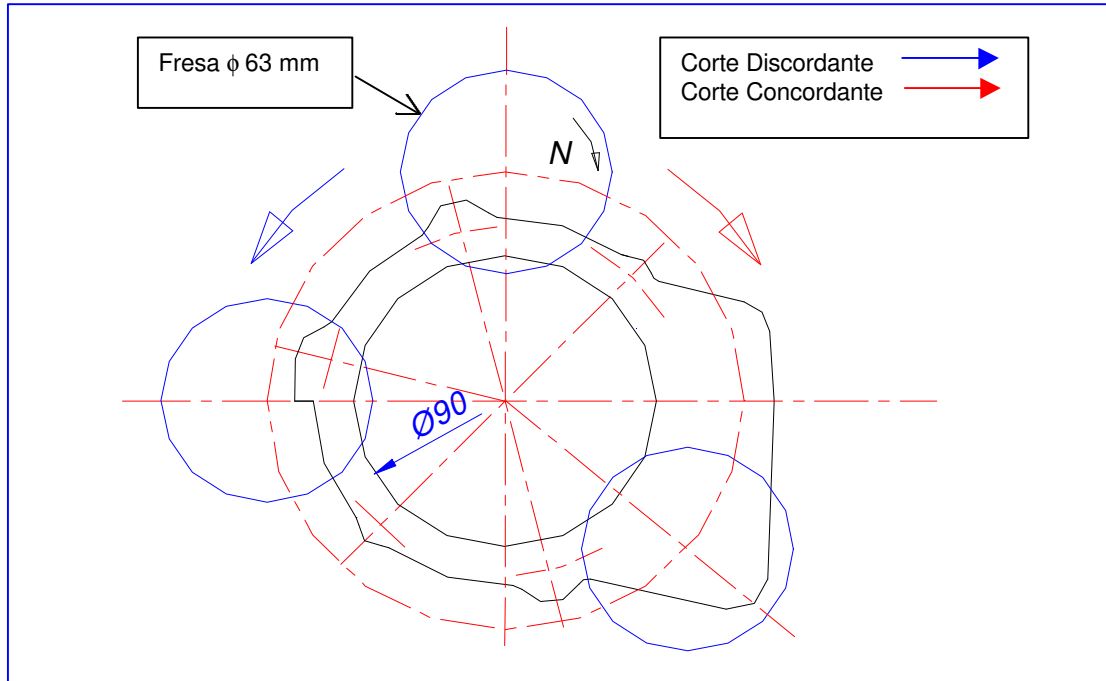


Figura 3.9 - Características geométricas da Peça 3

3.3 Equipamentos

3.3.1. Máquina CNC

A máquina utilizada nos ensaios foi um centro de usinagem vertical CNC Romi, modelo Polaris V400, com potência de 20 CV e rotação máxima de 6000 RPM, mostrada na Figura 3.10. O Comando Numérico da máquina é o Fanuc 0M. Os programas de usinagem das três peças (linguagem ISO 6983), assim como a preparação de máquinas e a realização de todos os ensaios de usinagem, medição de desgaste e rugosidade, foram preparados e executados pelo autor do trabalho.



Figura 3.10 - Centro de Usinagem Polaris utilizado nos ensaios

Os desgastes das ferramentas foram medidos utilizando-se um microscópio óptico com ampliação de 90 vezes acoplado a uma câmera fotográfica (Figura 3.11). Não foi possível utilizar nenhum software de captura para medição do desgaste via computador, por tal motivo a medição foi manual, utilizando-se uma escala graduada com resolução de 0,1 mm.



Figura 3.11 - Microscópio óptico

Para analisar o mecanismo de desgaste das pastilhas, assim como levantar qualitativamente os elementos químicos presentes foi realizada análise química por energia dispersiva (EDS) na superfície desgastada das pastilhas, nas seguintes condições: elétrons secundários e voltagem de aceleração de 20 e 25KV. As pastilhas de cerâmica foram após limpeza receberam um recobrimento de ouro para aumentar a condução elétrica na superfície da amostra. O microscópio

eletrônico de varredura (MEV) do laboratório de microscopia eletrônica da FEM é mostrado na Figura 3.12 .



Figura 3.12 - Microscópio eletrônico de varredura (MEV) da FEM – UNICAMP

3.3.2. Sistema de aquisição de dados de potência

O medidor analógico existente na máquina CNC (Figura 3.13) mostra dados de potência elétrica do eixo-árvore com resolução de 5%, tendo como fundo de escala 180%. Isso significa que, em certas faixas de aceleração, o acionamento pode suportar até 80% a mais sobre a potência nominal por curto tempo (inferior a 1 s). Após esse período a máquina diminui automaticamente a rotação do eixo-árvore para diminuir o consumo de potência, evitando desarmar a proteção do motor e parar seu giro durante a usinagem.

A máquina CNC não possui recurso de digitalização e transmissão desses dados a um computador. Foi contatada a empresa GE Fanuc, fabricante do Comando Numérico, para verificar se existiria alguma possibilidade de poder ter esses dados disponíveis digitalmente, porém fomos informados que não é possível no atual comando. Por esse motivo foi projetado, montado e instalado dentro do CNC um Controlador Lógico Programável (CLP) usando tecnologia do microcontrolador PIC. Embora com capacidade para monitorar 8 portas de entrada, foi utilizada uma entrada para discretizar o sinal analógico do medidor de potência elétrica do eixo-árvore. O sinal de saída (digital) é de 8 bits. Portanto, a resolução do sistema de leitura de

potência elétrica é de 0,7%. Esse sinal é transmitido a um computador via porta paralela, onde um software elaborado em Visual Basic captura o sinal digital a cada 170 ms. Esse tempo é constante de forma que se for necessário trocar o computador por outro de configuração diferente, a velocidade de amostragem será mantida.

Para facilitar a detecção de problemas na leitura, o software mostra 8 leds, um para cada bit do sistema de leitura (Figura 3.14). Para processar os dados coletados, é gerada uma tabela em Excel, de duas colunas, uma com o instante de amostragem e outra com o dado lido. Uma terceira coluna coleta o valor lido e o converte em % de potência máxima da máquina, multiplicando pelo fator: $180/256 = 0,703$.

O intuito da coleta digital dos dados é monitorar indiretamente a potência de usinagem. O sistema digital implementado captura dados da potência elétrica consumida pelo motor principal da máquina. Esta potência, afetada por um rendimento, é um indicador da potência mecânica, que por sua vez fornece informações sobre a potência de usinagem. Neste trabalho interessa conhecer se o desgaste da ferramenta influencia no consumo de potência de usinagem em magnitude representativa que possibilite utilizar essas informações para monitorar a vida da ferramenta.



Figura 3.13 - Sistema de coleta digital de potência instalado no CNC

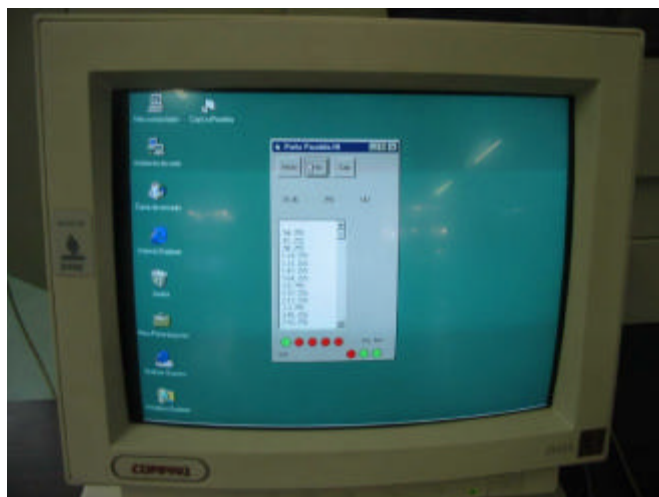


Figura 3.14 - Software de coleta de dados de potência

3.3.3 Ferramentas

O grande desafio foi realizar a otimização da usinagem das três superfícies com uma única fresa. Pode-se ver que, para se usinar as três superfícies com a mesma fresa, é necessário que ela tenha ângulo de posição de 90^0 , por causa do rebaixo que deve ser usinado na superfície 1 e tenha no mínimo um diâmetro de 63 mm, devido a largura maior de parte da superfície 3. Porém, boa parte do corte das três superfícies vai ser feito com a largura da superfície bem menor que metade do diâmetro da fresa, com os inconvenientes já citados no capítulo anterior. A usinagem com uma única fresa é uma exigência do produto, já que no meio industrial o produto tem as três superfícies, e deseja-se usiná-las com a mesma fresa para ter-se um número menor de ferramentas.

Para o diâmetro de 63mm existia a opção de cabeçote de fresar com 6 ou 8 pastilhas. Foi escolhido o de 8 pastilhas por ser desejável passo pequeno, visto que se utilizaria a mesma fresa no desbaste leve e acabamento em ferro fundido (cavaco curto, sem problemas de entupimento dos bolsões) e onde é desejável elevada taxa de remoção de cavaco.

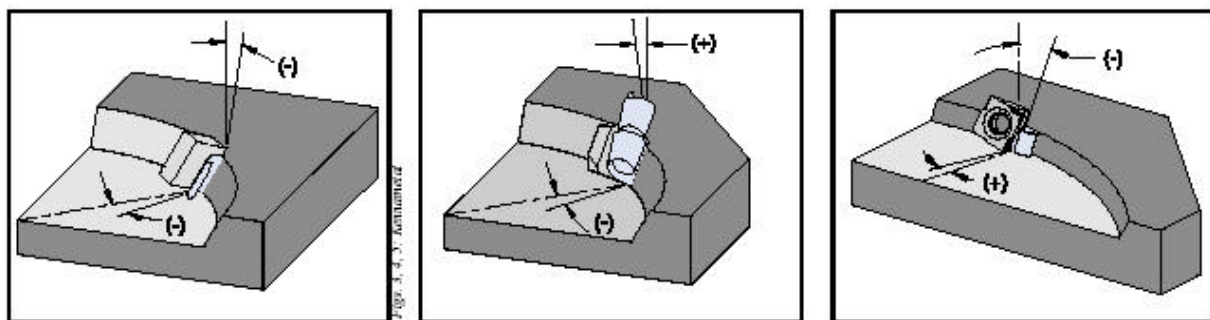
Nos ensaios foram utilizadas pastilhas de metal duro e cerâmica, tanto no processo de desbaste quanto de acabamento. Pelo fato de existir uma superfície com rebaixo foi selecionado um único cabeçote de fresar de 63 mm de diâmetro, 8 pastilhas e ângulo de posição 90^0 . Todos os ensaios foram realizados sem a presença de fluido de corte (corte a seco). A Figura 3.15 mostra o

cabeçote de fresar, código 63A08RP90 (segundo DIN 8029) cujas características são: diâmetro 63mm, arraste por chaveta, 8 pastilhas, corte a direita, fixação pelo furo, ângulo de posição 90°. O cabeçote foi cedido pela empresa Kennametal para a realização dos ensaios e apresenta a característica de usar pastilhas de metal duro e cerâmica com a mesma geometria, possibilitando inclusive 8 arestas de corte por cada pastilha, 4 de um lado e 4 do outro lado.



Figura 3.15 - Cabeçote de fresar montado no eixo-árvore

A Figura 3.16 mostra as geometrias possíveis de cabeçotes de fresar disponíveis comercialmente. O cabeçote utilizado nos ensaios apresenta geometria negativo-positiva (Figura 3.16c), isto é, ângulo positivo radialmente (ângulo de saída de 12°) e negativo axialmente. O ângulo axial negativo dirige as forças de corte para o eixo-árvore e também faz com que o impacto inicial fresa-peça se dê em um tempo mais prolongado, isto é, cada ponto da aresta entra na peça em um instante diferente do próximo ponto.



a) Duplo negativa b) Positivo-negativa c) Negativo-positiva

Figura 3.16 – Geometrias possíveis em cabeçotes de fresar (KENNEDY, 2002)

Para o desbaste com metal duro foi utilizada uma pastilha com código do fabricante (DIN 4987) SPHX1205PCERGPB-KC925M (desenho especial com 8 arestas, tamanho de aresta 12 mm), equivalente a classe ISO K25, com características adequadas de tenacidade. Suas principais características são:

Tamanho de grão : 165 μm

Porcentagem de Cobalto (aglomerante) : 11,5%

Coberturas : TiN e Al_2O_3 , processo CVD com espessura total de 5 μm .

Nos ensaios relativos ao processo de acabamento foi utilizada uma pastilha com código do fabricante (DIN 4987) SPHX1205PCERGPB-KC915M, equivalente a classe ISO K15, com dureza superior a da pastilha usada nos ensaios de desbaste, apresentando as seguintes características:

Tamanho de grão : 230 μm

Porcentagem de Cobalto (aglomerante) : 6 %

Coberturas : as mesmas da ferramenta de desbaste, porém com espessura total de 7 μm .

Nos ensaios de desbaste e acabamento com cerâmica foi utilizada a mesma pastilha de Nitreto de Silício (Si_3N_4), conhecida como Sialon com estrutura micro-grão, com código do fabricante (DIN 4987) SPHX1205PCTRGPBK-KY3500, equivalente a classe ISO K20. A geometria da pastilha é a mesma do metal duro. Embora a pastilha aceite trabalhar com refrigeração, os ensaios foram realizados a seco. Também no processo de acabamento com cerâmica foram realizados ensaios utilizando uma pastilha alisadora de cerâmica dentro do conjunto de pastilhas cerâmicas da fresa.

3.4 Procedimento Experimental

No presente trabalho foi adotado um critério de fim de vida baseado no desgaste de flanco máximo, no caso dos ensaios de desbaste. Nos ensaios de acabamento, além do desgaste de flanco máximo no jogo de pastilhas, foi adotado como critério de fim de vida a rugosidade média (R_a) nos pontos mais críticos das diversas superfícies analisadas.

3.4.1 Ensaios com Metal Duro

Para analisar a influência da velocidade de corte e sentido de usinagem na vida da ferramenta de metal duro em desbaste foram realizados ensaios nas três peças. O ensaio se dava nas mesmas condições de corte com o mesmo conjunto de arestas da ferramenta, até que três destas atingissem o valor de desgaste de flanco de $V_B = 0,3$ mm ou até se atingir 110 passadas na superfície a ser usinada, o que ocorresse primeiro. A cada 20 passes (em média), o cabeçote de fresar era retirado da máquina para que o desgaste de suas arestas fosse medido no microscópio óptico.

Para efeitos de comparação entre os diversos ensaios foi adotado como base o mesmo volume de cavaco removido de 775 cm^3 . O desgaste de flanco médio $V_{B \text{ médio}}$ foi obtido a partir das três arestas mais críticas do jogo de oito pastilhas ensaiadas. Foram ensaiadas três velocidades de corte diferentes, 230, 280 e 340 m/min, nos sentidos concordante e discordante, utilizando-se profundidade de corte $a_p = 1$ mm.

O critério de fim de vida no desbaste foi: $V_{B \text{ max}} \geq 0,3$ mm em pelo menos três arestas, ou $V_B = 0,7$ mm em uma aresta, quando o fim de vida era atingido por desgaste de flanco. Nos casos de lascamento foi determinado fim de vida da ferramenta quando a extensão do lascamento fosse maior ou igual a 0,3 mm em 3 pastilhas.

A Tabela 3.3 mostra as condições dos ensaios realizados em desbaste com pastilha de metal duro. Em todos os ensaios o avanço por dente foi mantido em $f_z = 0,25$ mm e profundidade de corte $a_p = 1$ mm.

Tabela 3.3 - Ensaios de desbaste com metal duro ($f_z = 0,25$ mm, $a_p = 1$ mm)

PEÇA	v_c (m/min)	SENTIDO	REPETIÇÃO	Nº ENSAIO
1	230	Concordante	1x	19
1	230	Discordante	1x	23
1	280	Concordante	2x	11-26
1	280	Discordante	2x	12-25
1	340	Concordante	1x	30
2	230	Concordante	1x	1
2	230	Discordante	1x	2
2	280	Concordante	2x	7-20
2	280	Discordante	2x	8-21
2	340	Discordante	2x	17-28
2	340	Concordante	2x	18-27
3	230	Concordante	2x	3-15
3	230	Discordante	2x	4-22
3	280	Concordante	2x	9-14
3	280	Discordante	3x	10-13-29
3	340	Discordante	1x	16
3	340	Concordante	1x	24

Para o processo de acabamento, os parâmetros de corte foram $v_c = 450$ m/min e $f_z = 0,1$ mm. Os sentidos de corte utilizados foram aqueles que mostraram ser mais apropriados nos ensaios de desbaste. O critério de fim de vida foi o mesmo do desbaste em termos de desgaste de flanco ($V_{Bmax} \geq 0,3$ mm em pelo menos três arestas) e também rugosidade Ra máxima de $3,2 \mu\text{m}$ na superfície da peça.

Para medir a rugosidade da peça foi utilizado um rugosímetro marca Mahr, Perthometer M4Pi. A rugosidade Ra foi medida em pontos específicos mostrados na seção correspondente. Os ensaios aconteciam até que fosse atingido fim de vida da ferramenta, seja por desgaste ou por rugosidade. Posteriormente se analisava o volume removido até atingir o fim de vida. A Tabela 3.4 mostra os ensaios realizados em acabamento com pastilhas de metal duro.

Tabela 3.4 - Ensaios de acabamento com metal duro ($f_z = 0,1$ mm, $a_p = 0,5$ mm)

PEÇA	v_c (m/min)	SENTIDO	REPETIÇÃO	Nº ENSAIO
1	450	Concordante	1x	1
2	450	Discordante	1x	2
3	450	Discordante	1x	3

3.4.2 Ensaios com Cerâmica

Para analisar a influência da velocidade de corte e sentido de usinagem na vida da ferramenta de cerâmica em desbaste foram realizados ensaios nas três peças. Os ensaios foram comparados tomando como base o mesmo volume de cavaco removido de $1042,8 \text{ cm}^3$. Foi adotado esse volume de cavaco porque o ensaio da peça 1 com 700 m/min no sentido discordante atingiu fim de vida por desgaste excessivo após 110 passes (equivalente a $1042,8 \text{ cm}^3$ de cavaco) e o ensaio da peça 2, com 840 m/min, no sentido discordante, atingiu fim de vida por desgaste após 120 passes (equivalente a 1047 cm^3 de cavaco). Volumes de referência acima deste teriam desconsiderado esses dois ensaios.

O critério de fim de vida foi $V_{B \text{ max}} \geq 0,2 \text{ mm}$ em pelo menos três arestas, ou $V_B = 0,7 \text{ mm}$ em uma aresta, quando o fim de vida era atingido por desgaste de flanco. Nos casos de lascamento foi determinado fim de vida da ferramenta quando a extensão do lascamento fosse maior ou igual a 0,2 mm em 3 pastilhas.

Foram ensaiadas três velocidades de corte diferentes, 700, 840 e 1000 m/min, nos sentidos concordante e/ou discordante. De fato, os ensaios foram feitos nos sentidos otimizados tomando como base os resultados obtidos nos ensaios com ferramenta de metal duro. Somente na peça 1 foi feito ensaio em ambos sentidos.

A Tabela 3.5 mostra os ensaios realizados em desbaste com pastilha de cerâmica. Em todos os ensaios o avanço por dente foi mantido em $f_z = 0,25 \text{ mm}$ e profundidade de corte $a_p = 1 \text{ mm}$ (o ensaio 1, realizado com $f_z = 0,15 \text{ mm}$ foi retirado da tabela).

Tabela 3.5 - Ensaios de desbaste com cerâmica ($f_z = 0,25$ mm, $a_p = 1$ mm)

PEÇA	v_c (m/min)	SENTIDO	REPETIÇÃO	Nº ENSAIO
1	700	Concordante	1x	3
1	700	Discordante	1x	4
1	840	Concordante	1x	12
1	840	Discordante	1x	10
2	700	Discordante	2x	5-7
2	840	Discordante	1x	8
2	1000	Discordante	1x	9
3	700	Discordante	1x	2
3	840	Discordante	1x	6
3	1000	Discordante	1x	11

No processo de acabamento foi utilizada a mesma pastilha usada no desbaste, somente foram alterados os parâmetros de corte ($v_c = 1000$ m/min, $f_z = 0,1$ mm e $a_p = 0,5$ mm), mantendo-se os sentidos de corte que mostraram ser mais apropriados nos ensaios de desbaste.

O critério de fim de vida da ferramenta foi o mesmo do desbaste em termos de desgaste de flanco, isto é, $V_{B \max} \geq 0,2$ mm em pelo menos três arestas e também a rugosidade R_a máxima de $3,2 \mu\text{m}$ na superfície da peça. A tabela 5 mostra as condições utilizadas nos ensaios realizados em acabamento com pastilha de cerâmica (sem pastilha alisadora).

Tabela 3.6 - Ensaios de acabamento com cerâmica ($f_z = 0,1$ mm e $a_p = 0,5$ mm)

PEÇA	v_c (m/min)	SENTIDO	REPETIÇÃO	Nº ENSAIO
1	1000	Concordante	2x	1-5
2	1000	Discordante	2x	2-4
3	1000	Discordante	1x	3

No processo de acabamento com pastilha alisadora inicialmente foi realizado o ensaio com o mesmo sentido da usinagem e parâmetros de corte utilizados no ensaios de acabamento ($v_c = 1000$ m/min, $f_z = 0,1$ mm e $a_p = 0,5$ mm). Com o objetivo de analisar a possibilidade de substituir o processo de desbaste e acabamento por um único, foram realizados ensaios com ferramenta de acabamento com profundidade de corte $a_p = 1,5$ mm. O critério de fim de vida, foi também o mesmo dos ensaios de acabamento: $V_{B \max} = 0,2$ mm em pelo menos três arestas e $R_{a\max} = 3,2 \mu\text{m}$ na superfície da peça. A Tabela 3.7 mostra os ensaios realizados em acabamento com pastilha de cerâmica alisadora.

Tabela 3.7 - Ensaios de acabamento com cerâmica alisadora ($f_z = 0,1$ mm e $a_p = 1,5$ mm)

PEÇA	v_c (m/min)	SENTIDO	REPETIÇÃO	Nº ENSAIO
1	700	Discordante	1x	3
2	1000 (*)	Concordante	1x	1
2	700	Discordante	1x	2
3	700	Discordante	1x	4

(*) $a_p = 0,5$ mm

Capítulo 4

Resultados e Discussões

4.1 Introdução

Este capítulo aborda os resultados obtidos nos ensaios da operação de fresamento em desbaste e acabamento, usando ferramenta de metal duro e cerâmica em três superfícies com diferentes geometrias. No processo de desbaste foi analisada primeiramente a influência da velocidade de corte e sentido de usinagem na vida da ferramenta, em especial a influência desses parâmetros de corte nos mecanismos de desgaste e avarias presentes. Em segundo lugar, foi analisada a influência do desgaste da ferramenta no consumo de potência de usinagem.

Os resultados levam a algumas discussões em relação à adoção de um processo de usinagem, maximizando a vida útil da ferramenta ou maximizando a produtividade. Neste sentido, fazem-se as recomendações de parâmetros de usinagem para cada opção. Pesquisa de Carosella (2005), mostra que um aumento da vida útil da ferramenta em 50% reduz o custo total de produção da peça em apenas 1%. Por outro lado, um aumento da velocidade de corte em 20% reduz o custo total de produção da peça em 15%, devido a que o tempo de usinagem é também reduzido em 20% (mantendo os outros parâmetros de corte constantes) e, conseqüentemente, o custo de utilização de máquina, fator mais significativo na determinação do custo de fabricação. Em função destas informações, assim como da identificação dentro do processo produtivo, se a máquina na qual se pretende otimizar a usinagem é uma máquina “gargalo de produção” ou subutilizada, o usuário poderá adotar os parâmetros de corte mais apropriados para sua aplicação.

No processo de acabamento foram adotados os sentidos de usinagem que mostraram ser mais eficientes em termos de vida útil da ferramenta no processo de desbaste e, além de analisar o desgaste e avarias da ferramenta, foi monitorada a rugosidade superficial em pontos críticos de cada superfície ensaiada ao longo da evolução do desgaste. O critério de fim de vida no processo de acabamento levou em consideração o desgaste de flanco médio e um valor de rugosidade superficial média (Ra) limite, segundo critérios adotados no processo produtivo real destas peças.

4.2 Ferramenta de Metal Duro

4.2.1 Processo de Desbaste

4.2.1.1 Influência da velocidade de Corte e Sentido de Usinagem na Vida da Ferramenta

Os ensaios nas três peças foram comparados tomando como base o mesmo volume de cavaco removido de 775 cm^3 . O desgaste de flanco médio $V_{B \text{ médio}}$ foi obtido a partir das três arestas mais críticas do jogo de oito pastilhas ensaiadas. Foram ensaiadas três velocidades de corte diferentes, 230, 280 e 340 m/min, nos sentidos concordante e discordante. O critério de fim de vida foi $V_{B \text{ max}} \geq 0,3 \text{ mm}$ em pelo menos três arestas, ou $V_B = 0,7 \text{ mm}$ em uma aresta.

Resultados obtidos no fresamento da Peça 1 (Elíptica com rebaixo)

Como mostrado na Figura 4.1, **Erro! A origem da referência não foi encontrada.** percebe-se que a velocidade de corte influencia no desgaste de flanco, mas esta influência depende do sentido de corte. No sentido concordante a influência foi mínima. O sentido concordante mostrou-se tão melhor em termos de desgaste que o sentido discordante, de tal maneira a fazer que o sentido de corte fosse mais importante para a vida da ferramenta que a velocidade de corte. Por exemplo, o ensaio realizado com $v_c = 340 \text{ m/min}$ e sentido concordante apresentou desgaste menor que o ensaio com $v_c = 280 \text{ m/min}$ no sentido discordante.

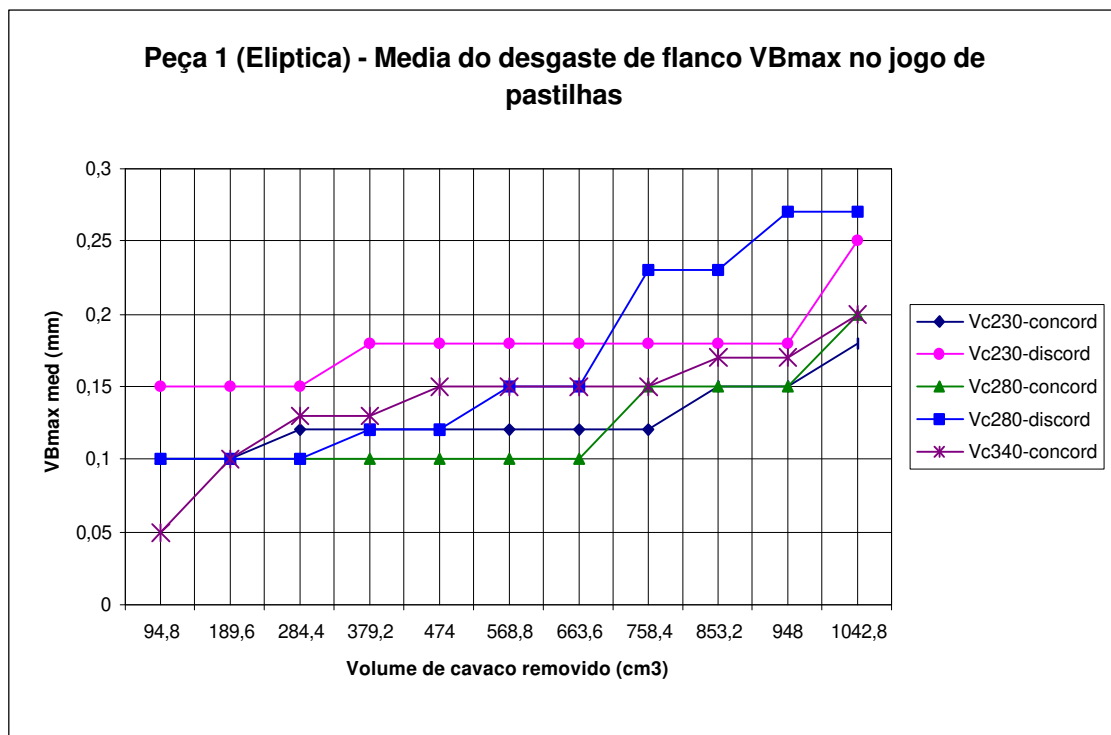


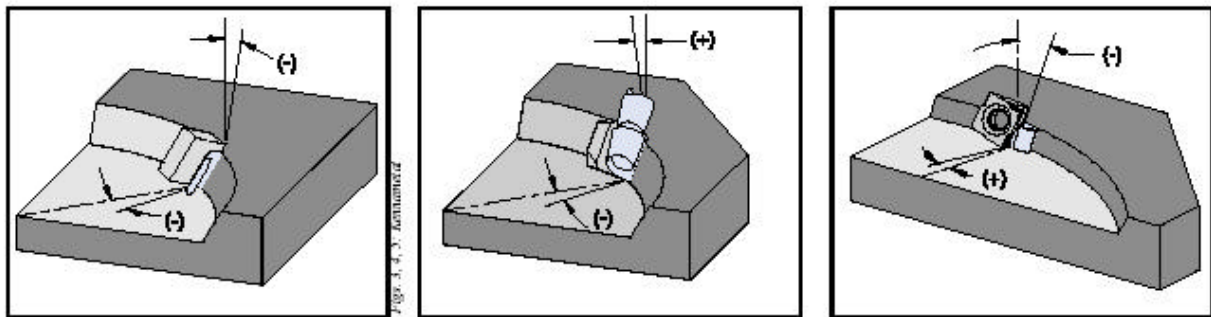
Figura 4.1 - Desgaste de flanco médio ao longo do ensaio - Peça 1 - Desbaste com metal duro

O sentido discordante apresenta vários problemas. Dentre eles, o principal é a espessura de cavaco zero na entrada da aresta no corte, fato inevitável pela existência do rebaixo na peça, gerando elevado atrito na entrada da ferramenta na peça. Outro problema no sentido discordante é o fenômeno denominado *foot forming* (analisado anteriormente no item 2.4.4.2 avarias), que provoca lascamento na aresta. Esse problema é mais crítico quanto maior é a espessura de corte na saída da aresta de corte. Na peça 1, o corte atinge espessura máxima no diâmetro maior da elipse. A fresa usina nessa região crítica aproximadamente 25% do tempo de usinagem (ângulo de contato $\phi_0 = 90^\circ$).

O sentido concordante tem também uma desvantagem nesta peça: a linha de centro da fresa fica fora da peça aproximadamente 75% do tempo de corte. Portanto, o corte frequentemente começa com a parte mais extrema da pastilha, tocando a peça (ver Figura 2.27), incentivando o lascamento da pastilha. A utilização de uma pastilha com tenacidade média, como a utilizada nos ensaios, classe ISO K25 (código do fabricante KC925M), foi uma opção apropriada para o corte

concordante, por não ser tão sensível ao impacto. Além disso, o chanfro existente na aresta de corte também ajuda a aumentar sua resistência ao choque.

A Figura 4.3 mostra a geometria das pastilhas usadas. Tanto no metal duro quanto no cerâmico a geometria é positiva radialmente, apresentando um ângulo de saída de 12° e negativa axialmente. O ângulo axial negativo dirige as forças de corte para o eixo-árvore e também faz com que o impacto inicial seja sobre um ponto superior da aresta e não sobre toda a aresta, o que é um outro fator que minimiza os efeitos do choque na entrada da rest no corte, que ocorre no sentido concordante.



a) Duplo negativa b) Positivo-negativa c) Negativo-positiva

Figura 4.3 - Geometria negativo-positiva das pastilhas usadas

Pode-se afirmar então que, pelo menos para este caso, o desgaste causado pelo atrito na entrada com $h=0$ (discordante) é mais importante que o choque da aresta contra a peça quando se tem linha de centro da fresa fora da peça (corte concordante). Podemos verificar da Figura 4.4 que para o volume de cavaco analisado (775 cm^3), um aumento de 48% na v_c (de 230 para 340 m/min) gera um aumento de 23% na média do desgaste de flanco VB (de 0,13 a 0,16 mm) no sentido concordante, ficando muito longe do fim de vida. Portanto, considerando o aumento de produtividade que significa esse aumento de v_c , pode-se afirmar que, em termos de produtividade, a melhor condição de corte se obteve para v_c 340 m/min no sentido concordante. Porém, se o intuito da operação for a obtenção da maior vida de ferramenta, e não produtividade, deve-se utilizar $v_c = 230$ m/min também no sentido concordante, que gerou desgaste bem menor que as outras condições.

Por último, pode-se ver na mesma figura que a velocidade de corte influenciou muito mais o desgaste da ferramenta no sentido discordante que no sentido concordante. Como já visto, a ocorrência mais crítica para o desgaste no sentido discordante é o atrito da aresta contra a peça em sua entrada no corte, enquanto que, para o sentido concordante a ocorrência mais crítica é o choque na entrada do corte. Assim, o elevado atrito contra a peça no sentido discordante faz com que a temperatura da aresta cresça, o que facilita o desgaste por abrasão na entrada do corte. Quanto mais alta a velocidade, mais se faz sentir este efeito do atrito na entrada do corte para o sentido discordante.

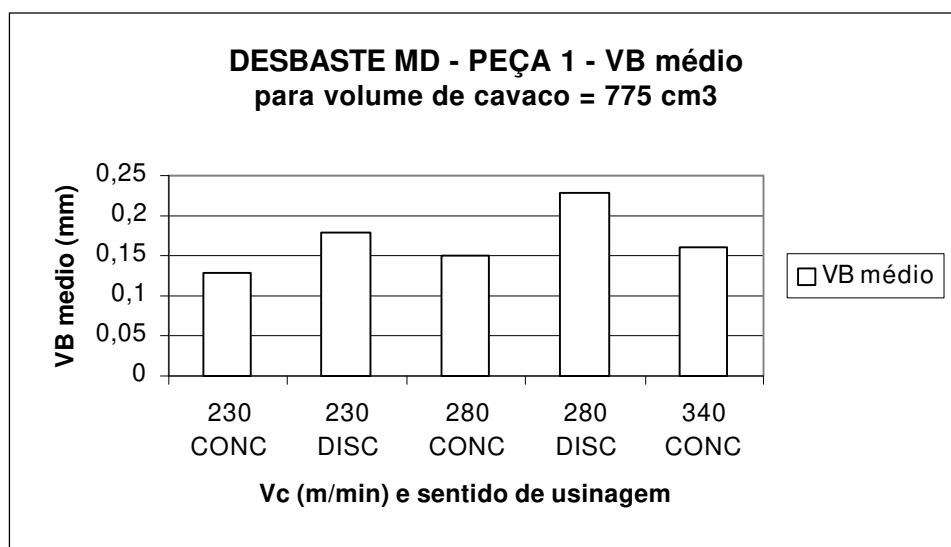


Figura 4.4 - Desgaste de flanco médio no final do ensaio- Peça 1

- **Análise do desgaste/avaria - Ensaio 19 $v_c = 230$ m/min - sentido Concordante**

Este ensaio foi o que mostrou maior vida da ferramenta nesta peça. O mecanismo predominante foi desgaste de flanco, embora duas pastilhas apresentaram lascamento dentro da região de desgaste. O fim de vida da ferramenta foi atingido por desgaste de flanco limite após 190 passes ($V_B = 0,3$ mm em 4 pastilhas).

Ao longo do ensaio foi monitorado o aparecimento e a evolução do desgaste e lascamento nas pastilhas através da observação no microscópio óptico. Um padrão que foi observado ao longo de todos os ensaios de desbaste com metal duro é a adesão do material da peça sobre a

superfície de folga da pastilha. Para poder realizar a medição do desgaste no microscópio óptico, foi necessário retirar essa camada aderida como a mostrada na Figura 4.5 utilizando uma lixa fina.

Mediante a observação, foi detectado na pastilha 2 um lascamento no chanfro após passada 90, o lascamento de forma irregular com comprimento de 0,2 mm foi localizado na aresta principal a 1 mm da aresta secundária (correspondente a $a_p = 1\text{mm}$). O lascamento manteve sua forma e dimensão até o fim da usinagem da primeira peça (140 passes). Após 20 passes com a peça nova, esse lascamento aumentou para 0,3 mm e foi apresentado também na pastilha 7 (comprimento de 0,2mm), o que pode indicar que a dureza maior da peça nova pode ter acelerado os lascamentos. Embora foram observados lascamentos em duas pastilhas (lascamentos de 0,25 e 0,3 mm), as outras seis apresentaram somente desgaste de flanco, das quais três pastilhas atingiram $V_B = 0,3\text{ mm}$. Portanto, podemos considerar que o fim de vida foi atingido por desgaste de flanco máximo.

Na Figura 4.6 observa-se o lascamento no chanfro no final do ensaio da pastilha 2, após passada 190. Os resultados do EDS fornecidos pelo microscópio eletrônico (MEV) são mostrados na Tabela 4.1. Na região lascada (ponto 1) existe mínima adesão de Fe. Na região intermediária (pontos 2, 4 e 5) existe forte adesão de Fe. Isto mostra que antes do lascamento havia muita adesão de material da peça na região que foi lascada, conforme observado na Figura 4.5. Assim, o desgaste da superfície de folga anterior ao lascamento deve ter sido causado pelo fenômeno de *attrition*, que remove partículas da ferramenta junto com partículas da peça aderida à ferramenta. Em outras palavras, quando a porção de material da peça aderido à ferramenta é removida pelo movimento de corte, leva junto consigo partículas da ferramenta. Este fenômeno é cíclico, gerando desgaste da mesma. Essa adesão é mínima nas áreas mais afastadas da região desgastada (ponto 3). Além disso, como observado no microscópio óptico, anteriormente a este lascamento que definiu o fim da vida da ferramenta, já havia lascamentos menores na aresta (um exemplo disto é o ponto 4 da Figura 4.6). Assim, a aresta estava fragilizada por estes 2 fenômenos: desgaste por *attrition* e lascamentos menores. Essa fragilização permitiu a ocorrência do lascamento que levou a ferramenta ao fim de vida.

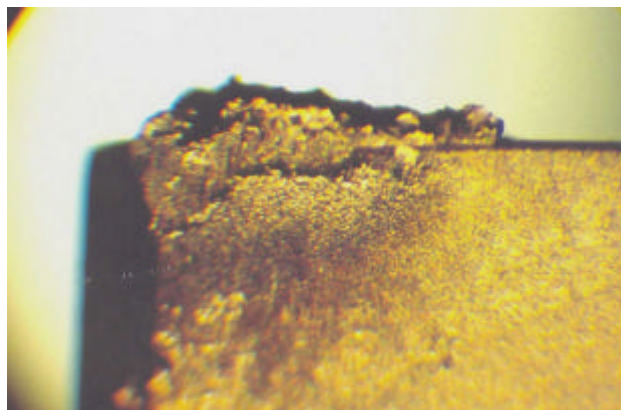


Figura 4.5 – Material da peça aderido na ferramenta de metal duro - $v_c = 230$ m/min – Peça1 - sentido concordante

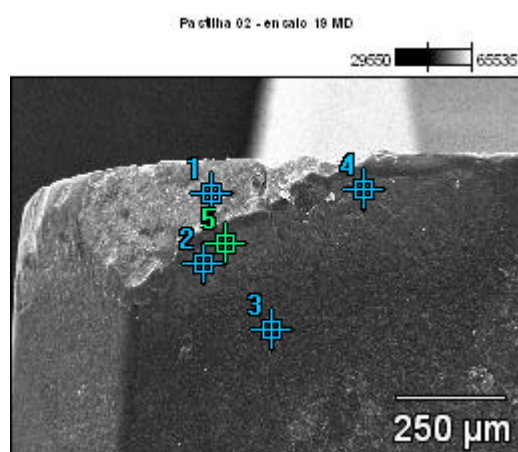


Figura 4.6 - Lascamento da pastilha - ensaio 19 MD - $v_c = 230$ m/min – Peça 1 - sentido concordante - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

Tabela 4.1 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 19MD

Concentração em peso (%)

	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Ti</i>	<i>Cr</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>Co</i>	<i>W</i>
<i>Pastilha 02 - ensaio 19 MD_pt1</i>						2.57	7.75	89.69
<i>Pastilha 02 - ensaio 19 MD_pt2</i>		6.53	1.09		1.43	38.32		
<i>Pastilha 02 - ensaio 19 MD_pt3</i>	81.22	1.94	1.58			15.26		
<i>Pastilha 02 - ensaio 19 MD_pt4</i>		5.83	0.62		2.47	73.21		
<i>Pastilha 02 - ensaio 19 MD_pt5</i>		7.23	1.19	0.50	3.16	58.24		

- **Análise do desgaste/avaria - Ensaio 23 $v_c = 230$ m/min - sentido Discordante**

Este ensaio apresentou menor vida que o ensaio no sentido concordante. O mecanismo predominante foi lascamento, Através da observação com o microscópio óptico ao longo do ensaio, foi verificado que, após 40 passes, duas pastilhas apresentaram lascamentos de aproximadamente 0,2 mm na aresta principal, uma delas, a pastilha 2, na região do chanfro e outra, a pastilha 4, na profundidade de 1 mm. No final da usinagem da primeira peça (passada 110), a pastilha 4 sofreu uma quebra na aresta principal (desprendimento de uma parte de material em forma circular de diâmetro aproximado 0,3 mm) na região onde tinha iniciado o lascamento (profundidade de 1 mm). Finalmente, após a passada 150 o ensaio foi detido por atingir fim de vida por lascamento (extensão do lascamento $\geq 0,3$ mm em 3 pastilhas), seis pastilhas apresentaram lascamentos na região do chanfro, atingindo em menor intensidade toda a aresta principal (praticamente na extensão da profundidade de corte), duas pastilhas apresentaram microlascamentos na aresta principal. Não foi observada região de desgaste.

Conclusão sobre os mecanismos de desgaste/avaria na usinagem da peça 1

Interessante notar aqui que no sentido discordante, em que se esperava a ocorrência de desgaste acentuado devido ao fato de se ter muito atrito na entrada da aresta na peça em cada rotação ($h_{inicial} = 0$), ocorreu principalmente lascamento, e no sentido concordante, em que se esperava mais lascamento devido ao choque da pastilha contra a peça na entrada do corte (principalmente quando se tem linha de centro da fresa fora da peça, como é o caso do corte desta peça), ocorreram lascamentos, mas também o desgaste foi importante para o fim de vida da ferramenta.

A tendência ao lascamento, evidente neste ensaio, pode ter sido provocada pelo fenômeno denominado *foot forming* (analisado no capítulo 2.6.3.3 Avarias). Esse problema é mais crítico quanto maior é a espessura do cavaco na saída do corte. Nesta peça, o corte atinge espessura máxima no diâmetro maior da elipse e a fresa usina nessa região crítica, aproximadamente 25% do tempo de usinagem (ângulo de contato $\phi_o = 90^\circ$).

Já o fato de se ter lascamento e desgaste no sentido concordante mostra que a geometria da aresta e o ângulo axial negativo da ferramenta foram suficientes para minimizar os efeitos do choque aresta-peça e, assim, não permitir que o lascamento da aresta ocorresse com muita frequência e intensidade. Assim, o desgaste teve lugar para ocorrer, mas como no sentido concordante não existe nenhum fator incentivador do desgaste além do próprio corte (no sentido discordante existe o atrito na entrada da aresta), a vida da ferramenta pôde ser bem maior no sentido concordante.

Resultados obtidos no fresamento da Peça 2 (Quadrada)

Nos ensaios realizados na peça quadrada com as três velocidades de corte, o sentido discordante foi melhor que o concordante. O fato de nunca se ter espessura de cavaco zero na entrada minimiza o problema de desgaste por atrito no sentido discordante.

No sentido concordante, tem-se o problema de que em aproximadamente 50% do tempo de corte a largura de corte a_e é inferior ao raio da fresa, tornando o choque aresta-peça inadequado e, assim, incentivando o lascamento da aresta. Também, aproximadamente em 30% do tempo de corte, aconteciam dois golpes de entrada da pastilha por volta da fresa. Estes choques ocorreram para os dois sentidos de corte, mas no sentido concordante estes choques se dão com maiores espessuras de corte h .

Comparando a Figura 3.8 com a Figura 2.26 pode-se perceber que no corte discordante desta peça não se tem nunca $h=0$ e sim o valor de j muito pequeno, aproximadamente 3 mm. Esta situação é muito favorável, aumentando até em 100% a vida útil da ferramenta, quando comparado com o corte concordante com valor de j elevado (DINIZ e CALDEIRANI, 1999). Por outro lado, o fenômeno *foot forming* é desprezível, visto que a espessura de corte na saída da aresta de corte é pequena, atingindo somente o valor máximo em dois instantes (ponto de interseção da trajetória do centro da fresa e o círculo de diâmetro 85 mm), um tempo muito menor que no caso da peça 1.

Nos ensaios para $v_c=230$ e 280 m/min, o desgaste aumenta com o aumento da velocidade de corte, porém, para 340 m/min, existe uma diminuição do desgaste da ferramenta (em relação aos ensaios com $v_c=280$ m/min), tanto no sentido concordante, como no discordante (ver Figura 4.7 e Figura 4.8).

Considerando o aumento de produtividade que significa o aumento de v_c , pode-se afirmar que, em termos de produtividade, a melhor condição de corte se obteve para $v_c = 340$ m/min no sentido discordante. Porém, se o intuito da operação for a obtenção da maior vida de ferramenta, e não produtividade, deve-se utilizar $v_c = 230$ m/min também no sentido discordante, que gerou desgaste bem menor que as outras condições.

Uma hipótese para a explicação do fato de que, com a velocidade intermediária ($v_c 280$ m/min), obteve-se o maior desgaste da ferramenta é a seguinte: os principais incentivadores do desgaste/avaria da ferramenta na usinagem desta peça são os choques (2 por volta), já que nunca se tem $h=0$ na entrada do corte e o contato da aresta com a peça se dá em uma porção pequena dos 360° de uma rotação da fresa. Então, a abrasão que é fortemente influenciada pela velocidade de corte não é tão importante. A resistência ao choque da aresta também é influenciada pela velocidade de corte, já que esta aumenta a força do choque aresta-peça. Assim, o aumento da força de impacto quando se passou de 230 para 280 m/min foi tal a aumentar o desgaste/avaria da ferramenta. Porém, quando se aumentou mais ainda a velocidade de corte e , com isso, a força de impacto, a resistência da ferramenta foi suficiente para suportar o impacto e o desgaste da aresta não aumentou, pelo contrário, até diminuiu.

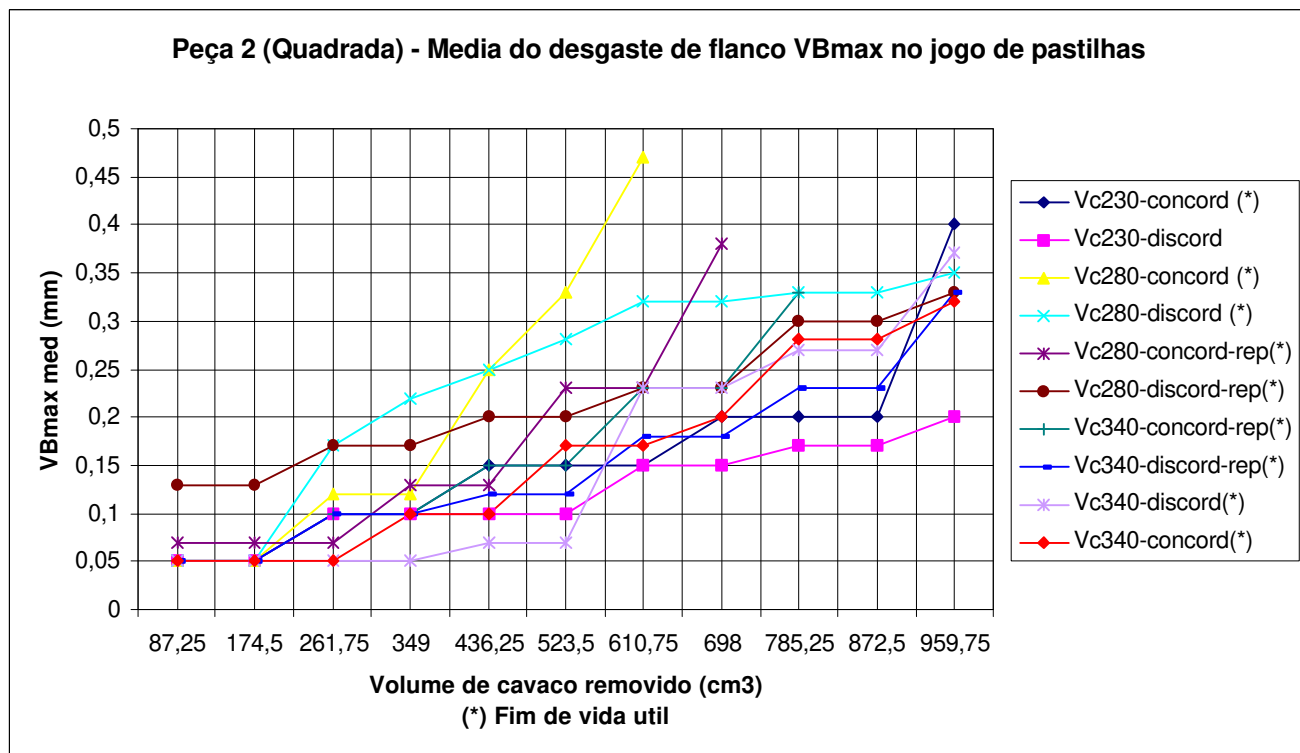


Figura 4.7 - Desgaste de flanco médio ao longo do ensaio - Peça 2 - Desbaste com metal duro

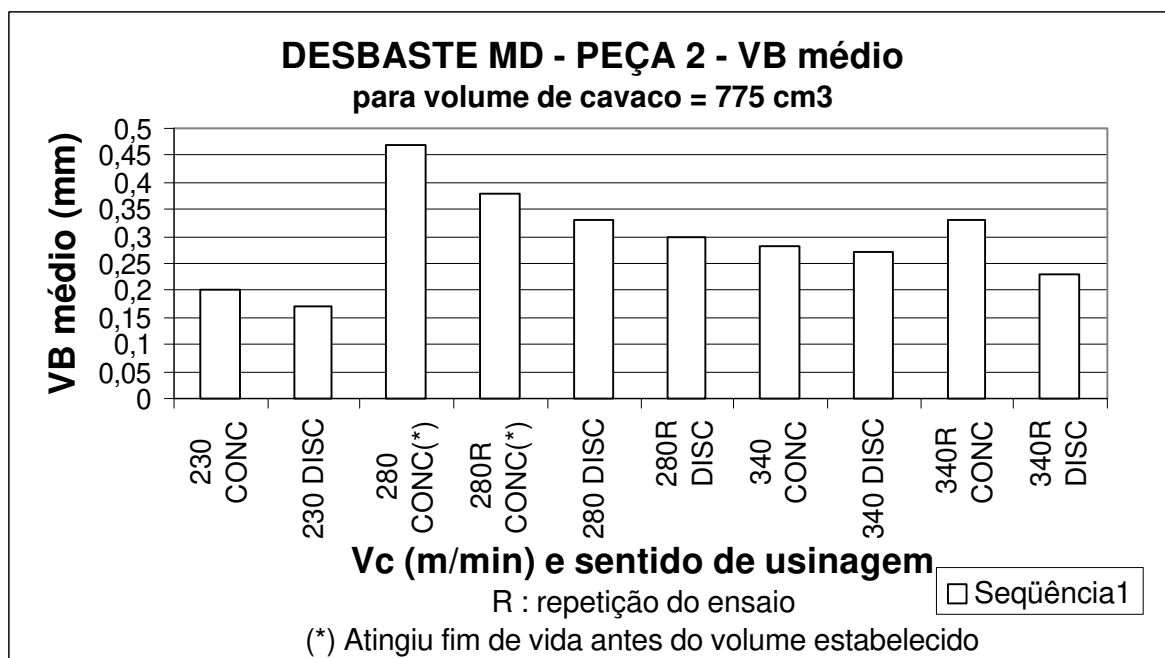


Figura 4.8 - Desgaste de flanco médio no final do ensaio- Peça 2

- **Análise do desgaste/avaria - Ensaio 7 $v_c = 280$ m/min – sentido Concordante**

Estas condições de corte foram as que apresentaram maior desgaste de flanco médio ($V_{B\text{medio}} = 0,47$ mm quando o volume de cavaco removido era de 610 cm^3) e desgaste mais rápido da ferramenta nesta peça (menor volume removido até atingir fim de vida).

A pastilha 2 mostrada na Figura 4.9 foi a mais afetada, após a passada 30 apresentou desgaste de flanco $V_B = 0,15$ mm, enquanto as outras pastilhas apresentaram $V_B = 0,1$ mm. Após passada 50, o desgaste de flanco aumentou para $V_B = 0,35$ mm, após passada 60, aumentou para $V_B = 0,45$ mm e, finalmente, para $V_B = 0,6$ mm na passada 70 (mostrada na Figura 4.9) onde a ferramenta atingiu fim de vida por desgaste de flanco ($V_B \geq 0,3$ mm em 4 pastilhas). Não foi observada a existência de lascamentos na região desgastada. No jogo de pastilhas, duas atingiram $V_B = 0,4$ mm com características de desgaste semelhantes ao da pastilha 2.

Vê-se na análise EDS, mostrada na Tabela 4.2 que na região desgastada (Ponto 1 e Ponto 2) tem-se somente Fe proveniente da peça. Neste ensaio, foi também caracterizada a necessidade de remover o cavaco aderido à ferramenta para realizar a medição do desgaste. Não há evidência da presença de elementos do substrato da ferramenta. Na região intermediária (Ponto 3), tem-se elementos do revestimento (Ti e Al) com pouca adesão de Fe, o que pode indicar que o aumento progressivo do desgaste de flanco nas três pastilhas críticas pode ter sido causado pelo fenômeno de *attrition*, acelerado pelas condições severas deste ensaio : corte concordante e as duas pancadas por volta em parte do tempo de corte.

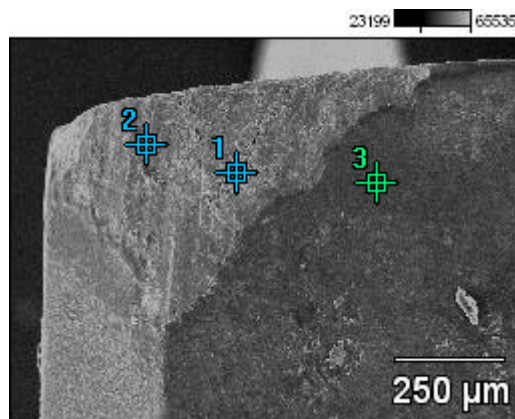


Figura 4.9 – Desgaste e lascamento da pastilha - ensaio 7 MD (x100) - $v_c = 280$ m/min – Peça2 - sentido concordante - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

Tabela 4.2- Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 7MD

Concentração em peso (%)

	<i>Al</i>	<i>Ti</i>	<i>Fe</i>	<i>Cu</i>
<i>Pastilha 02 - ensaio 7 MD_pt1</i>			99.03	
<i>Pastilha 02 - ensaio 7 MD_pt2</i>			97.33	2.67
<i>Pastilha 02 - ensaio 7 MD_pt3</i>	78.80	5.93	15.27	

- **Análise do desgaste/avaria - Ensaio 20 $v_c = 280$ m/min – sentido Concordante – Repetição**

Este ensaio é a repetição do ensaio 7 e mostra a mesma tendência de desgaste do ensaio original. A pastilha mais afetada (pastilha 6) está mostrada na Figura 4.10 e na Figura 4.12. Ela atingiu $V_B = 0,4$ mm na passada 80, motivando fim de vida por desgaste excessivo ($V_B \geq 0,3$ em 4 pastilhas).

Da mesma forma que em todos os ensaios, foi monitorado o aparecimento e a evolução do desgaste e lascamento nas pastilhas através da observação no microscópio óptico, dessa maneira, foi detectado na pastilha 2 um lascamento na aresta principal após passada 20, o lascamento de forma irregular com diâmetro aproximado de 0,1 mm foi localizado na aresta principal a 1 mm

da aresta secundária (correspondente a $a_p = 1\text{ mm}$), este lascamento evoluiu, atingindo a dimensão de $0,2 \times 0,15\text{ mm}$ após passada 40 dentro da região desgastada que, nesse momento, apresentou $V_B = 0,2\text{ mm}$. Após a passada 60, o lascamento desapareceu e a região do desgaste da aresta principal atingiu $V_B = 0,3\text{ mm}$. A forma do desgaste da quina mostrada na Figura 4.10 não indica um lascamento e sim desgaste de flanco. Provavelmente, a trinca foi “igualada” ao desgaste de flanco pelo mecanismo de *attrition*. Nessa inspeção, as outras pastilhas atingiram $V_B \leq 0,2\text{ mm}$. Na passada 80 (final), a pastilha 6 apresentou $V_B = 0,4\text{ mm}$ motivando fim de vida por desgaste de flanco excessivo.

Nesta região de desgaste ampliada na Figura 4.12, não se vê os riscos paralelos à direção de corte, típicos do desgaste abrasivo. Porém, vê-se na figura que a aresta de corte na região do desgaste está toda irregular, com alguns microlascamentos. Isto conduz à conclusão de que o lascamento na região do ponto P2, onde segundo resultado da análise EDS (Tabela 4.3) somente se tem elementos do substrato, foi provocado pelo enfraquecimento da aresta causado pelos microlascamentos anteriores. Ainda na Tabela 4.3, pode-se ver que ocorreu forte adesão de Fe na região desgastada (ponto P1). Na região intermediária (ponto P3), tem-se ainda adesão de elementos da peça (Fe e Si), mas o revestimento da ferramenta ainda está presente (Ti e Al).

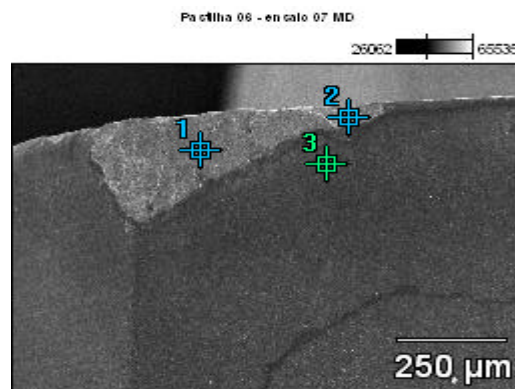


Figura 4.10- Desgaste da pastilha 6 - ensaio 20 MD (x200) - $v_c = 280\text{ m/min}$ – Peça 2 - sentido concordante – Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

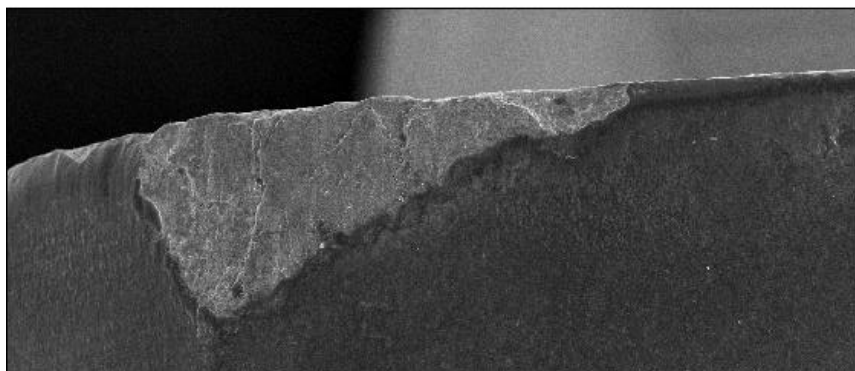


Figura 4.12 – Ampliação do desgaste da pastilha 6 - ensaio 20 MD

Tabela 4.3 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 20MD

Concentração em peso (%)

	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Ti</i>	<i>Fe</i>	<i>Co</i>	<i>Zn</i>	<i>W</i>
<i>Pastilha 06 - ensaio 20 MD_pt1</i>		2.18		97.82			
<i>Pastilha 06 - ensaio 20 MD_pt2</i>					5.65		94.35
<i>Pastilha 06 - ensaio 20 MD_pt3</i>	26.64	7.42	2.87	58.77		4.30	

Resumindo: na usinagem desta peça ocorriam pequenos lascamentos que podiam gerar lascamentos maiores, como aquele mostrado no ponto 2 da Figura 4.10, mas o fator determinante para o fim da vida da ferramenta foi a adesão de material da peça sobre a ferramenta. Como a área desgastada repleta de material da peça aderido não apresenta superfície lisa, conclui-se que a adesão de material foi de origem mecânica e não de origem química, gerando *attrition* e não desgaste difusivo. Tais fenômenos já foram discutidos no capítulo de revisão teórica.

- **Análise do desgaste/avaria - Ensaio 17 $v_c = 340$ m/min – sentido Discordante**

Este ensaio inicial (depois foi repetido) mostra desgaste de flanco em todas as pastilhas, principalmente na região do chanfro, somente uma pastilha apresentou microlascamentos na aresta, o mecanismo de desgaste provavelmente foi o *attrition*, fim de vida por desgaste de flanco excessivo na passada 110, atingindo 3 pastilhas $V_B \geq 0,3$ mm.

- **Análise do desgaste/avaria - Ensaio 21 $v_c = 280$ m/min – sentido Discordante**

Este ensaio também mostra a mesma tendência ao desgaste de flanco que, no ensaio anterior, principalmente na região do chanfro, somente a pastilha 4 iniciou com um microlascamento dentro da região de desgaste frontal após passada 20. Após a passada 60, a pastilha 2 também apresentou o mesmo lascamento. Nessa inspeção, o lascamento inicial da pastilha 4 desapareceu dentro do desgaste frontal que atingiu $V_B = 0,25$ mm. Finalmente, a pastilha 4 apresentou um novo lascamento em forma circular na aresta principal na profundidade de 1 mm na última passada, e o desgaste de flanco atingiu o valor de $V_B = 0,4$ mm. Mesmo com esses dois lascamentos que se apresentaram conjuntamente com o desgaste de flanco, o fim de vida foi atingido por desgaste de flanco excessivo após a passada 110, atingindo 3 pastilhas $V_B \geq 0,3$ mm.

Conclusão sobre os mecanismos de desgaste/avaria na usinagem da peça 2

Como citado, o principal fator determinante do fim da vida da ferramenta na usinagem da peça 2 foi o desgaste causado por *attrition*. Interessante notar que, mesmo nesta peça, em que o número e a frequência de choques aresta-peça são maiores, o lascamento da aresta não foi fator determinante para o fim da vida da ferramenta, o que mostra mais uma vez que a ferramenta é capaz de resistir bem às avarias causadas por impacto, devido ao seu material e geometria. Porém, há que se explicar por que esta peça foi a que proporcionou menor vida da ferramenta, já que o maior número de impactos não pode ser apontado como causa. Esta discussão será feita num item posterior, quando da comparação entre os desgastes e vidas das ferramentas na usinagem das 3 peças.

Resultados obtidos no fresamento da Peça 3 (Irregular)

Para o fresamento da Peça 3, a velocidade de corte somente influenciou quando se

utilizou 340 m/min. Não é possível precisar entre as velocidades 230 e 280 m/min qual proporcionou maior vida da ferramenta, porque os valores de desgaste medidos são muito próximos (entre 0,12 e 0,17 mm) para o volume de cavaco de 775 cm³, como mostrado na Figura 4.14 e na Figura 4.15. Nestas velocidades, também não é possível afirmar qual sentido de corte mostrou-se mais adequado para a minimização do desgaste da ferramenta.

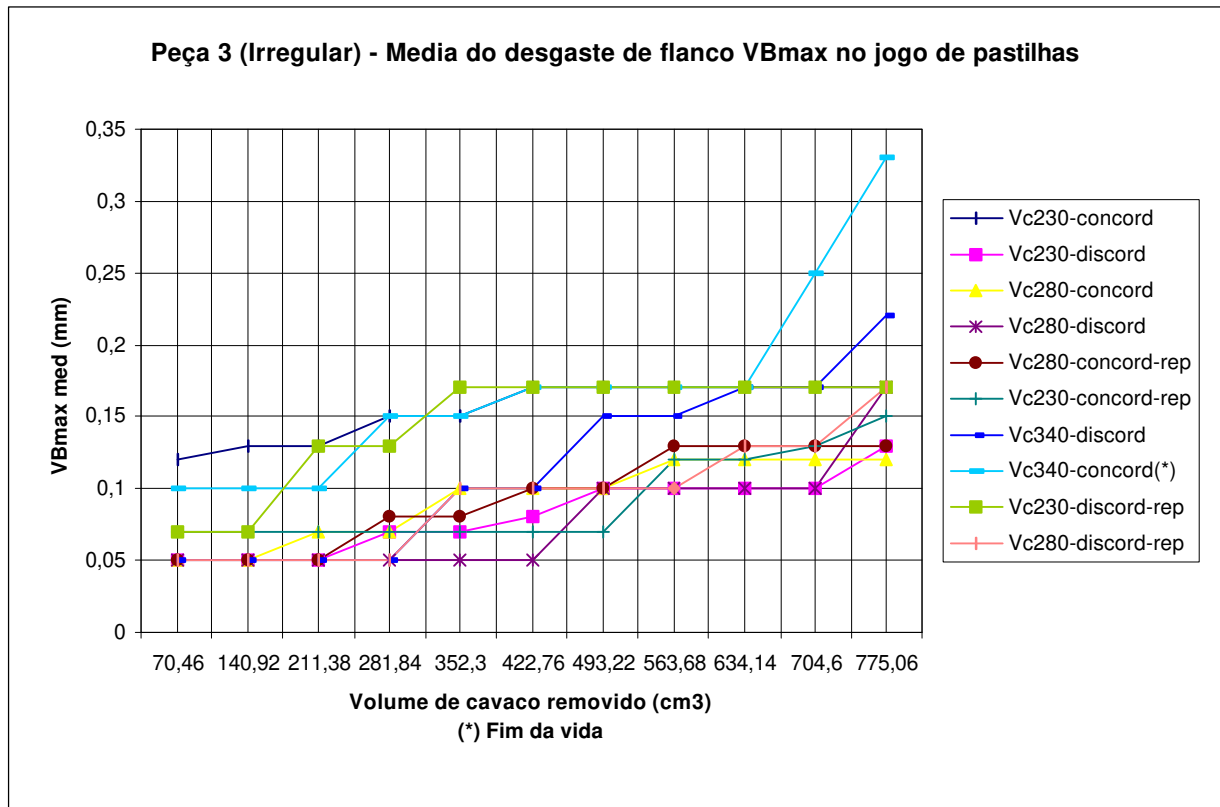


Figura 4.14 - Desgaste de flanco médio ao longo do ensaio - Peça 3 -Desbaste com metal duro

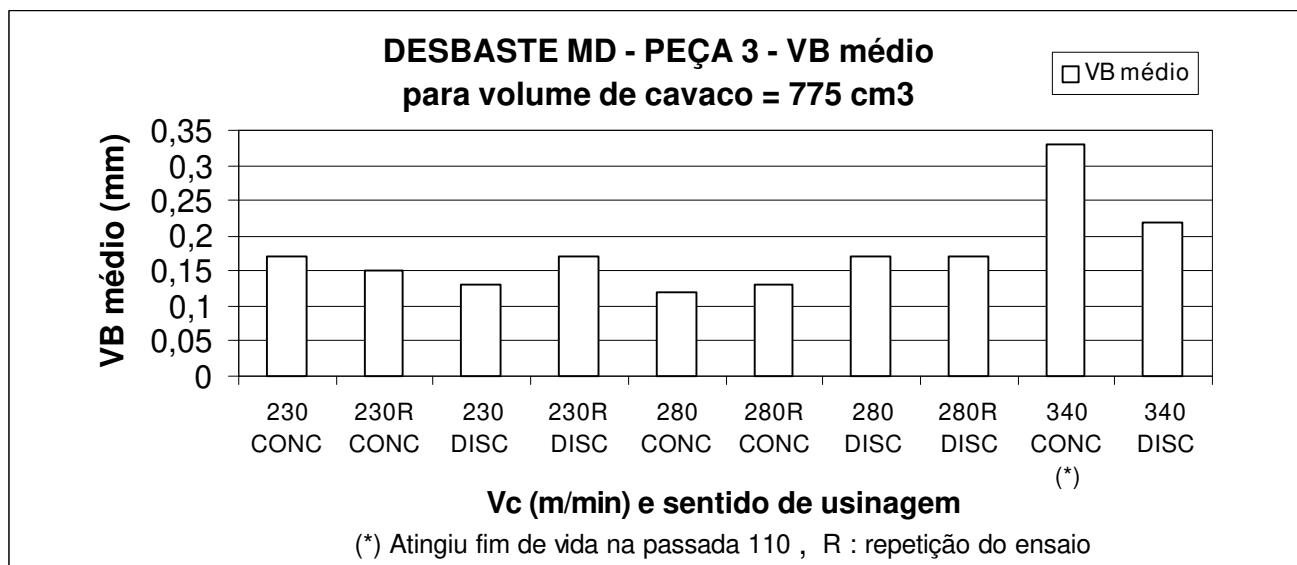


Figura 4.15 - Desgaste de flanco médio - Peça 3

Para 340 m/min, o sentido discordante é melhor que o concordante, provavelmente devido a que não se tem $h=0$ na entrada do discordante. Um problema que acontece no sentido concordante é que, em aproximadamente 80% do tempo de corte, a linha de centro da fresa encontra-se fora da peça. Esta situação parece ser mais evidente no ensaio para 340 m/min, devido a que a força de impacto é mais significativa quanto maior a velocidade de corte. Em outras palavras, quando se utiliza v_c pequena, o fato da linha de centro da fresa estar fora da peça e o choque da pastilha com a peça se dar em condições inadequadas (ver Figura 2.27), isso não influencia muito na vida da ferramenta e, com isso, o concordante pode ser melhor ou igual que o corte discordante. Quando a velocidade cresce, como já foi citado, a força de impacto fresa-peça é maior e, então, o correto posicionamento da aresta de corte na entrada da peça é de fundamental importância.

De forma semelhante à peça 2, temos um valor de “j” pequeno de aproximadamente 4 mm no corte discordante (ver Figura 2.26), o que minimiza o problema do desgaste e aumenta a vida útil da ferramenta.

Para o volume de cavaco analisado (775 cm³), um aumento de 48% na v_c (de 230 para 340

m/min) gera um aumento de 29% na média do desgaste de flanco, atingindo $V_B = 0,22$ mm, muito longe de atingir o fim de vida. Portanto, considerando o aumento de produtividade, que significa o aumento de v_c , pode-se afirmar que, em termos de produtividade, a melhor condição de corte se obteve para v_c 340 m/min no sentido discordante. Porém, se o intuito da operação for a obtenção da maior vida de ferramenta, e não produtividade, deve-se utilizar v_c mais baixa, 230 m/min ou 280 m/min, as quais mostraram desempenho muito próximo em termos de desgaste.

- **Análise do desgaste/avaria - Ensaio 10 $v_c = 280$ m/min – sentido Discordante**

Neste ensaio, a pastilha 6 sofreu falha catastrófica na passada 90 ($V_B = 0,7$ mm) e provocou fim de vida. A falha iniciou como um microlascamento de forma quase circular, de diâmetro 0,1 mm, localizado na aresta principal a 1 mm do chanfro na passada 30. Após a passada 70, essa cratera aumentou para 0,25 mm de diâmetro, enquanto as outras pastilhas apresentaram desgaste de flanco mínimo (0,1 mm), porém 6 pastilhas apresentaram microlascamentos na região desgastada, geralmente na aresta principal. Na passada 90, essa cratera manteve o seu diâmetro, porém enfraqueceu tanto a superfície principal de folga que lascou (Figura 4.16).

As outras pastilhas apresentaram desgaste de flanco $V_B \leq 0,15$ mm. Sete pastilhas apresentaram microlascas na aresta principal (geralmente em número superior a 3 microlascas por aresta). Conseqüentemente, pode-se deduzir que os microlascamentos podem ter enfraquecido a aresta da pastilha 6 até provocar a falha catastrófica, mas nas outras pastilhas também ocorreram pequenos microlascamentos que não tinham tamanho suficiente para enfraquecer a aresta a tal ponto de provocar um lascamento maior, como o da pastilha 6. Finalmente, pode-se concluir que além da falha catastrófica da pastilha 6, as outras 7 pastilhas apresentaram desgaste de flanco com forte tendência ao microlascamento. A Figura 4.16 mostra a falha catastrófica da pastilha 6. A análise EDS desta aresta (Tabela 4.4) mostra que na região fraturada (ponto P1) existe adesão de Fe do material da peça sobre o substrato (W e Co), o ponto P2 tem forte adesão de elementos da peça (Fe e Si) sobre o substrato e no ponto P3, existe leve adesão de Fe sobre a cobertura.

Tabela 4.4 -Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 10MD

Concentração em peso (%)

	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Ti</i>	<i>Fe</i>	<i>Co</i>	<i>W</i>
<i>Pastilha 06 - ensaio 10 MD_pt1</i>				11.34	4.97	83.69
<i>Pastilha 06 - ensaio 10 MD_pt2</i>	2.58	4.32		76.03	10.34	
<i>Pastilha 06 - ensaio 10 MD_pt3</i>	78.47		16.09	5.44		

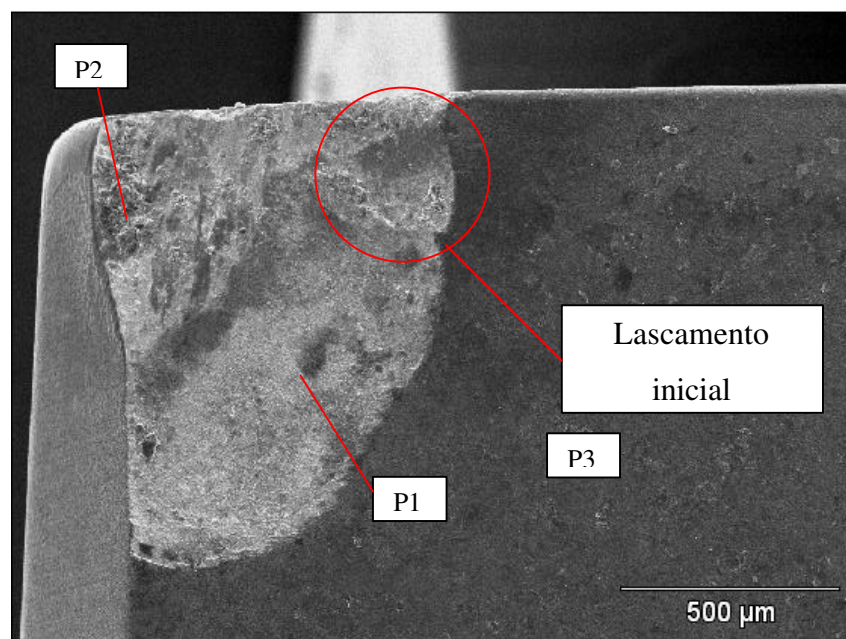


Figura 4.16 - Falha catastrófica da pastilha 6 - ensaio 10 MD - $v_c = 280$ m/min – Peça 3 - sentido discordante - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

- Análise do desgaste/avaria - Ensaio 16 $v_c = 340$ m/min - sentido Discordante**

Neste ensaio, a pastilha 6 sofreu falha catastrófica no início do ensaio (passada 30). Como as outras pastilhas apresentaram desgaste de flanco inferior a 0,1 mm, procedeu-se à troca da aresta e o ensaio foi continuado até a passada 110. No final do ensaio, somente uma pastilha apresentou desgaste de flanco considerável na região do chanfro ($V_B = 0,3$ mm). As outras 7 pastilhas apresentaram desgaste de flanco pequeno ($V_B \leq 0,2$ mm), porém 4 pastilhas apresentaram microlascamentos na região do desgaste de flanco (uma delas apresentou 4

microlascamentos na aresta principal). As outras 4 pastilhas apresentaram somente desgaste de flanco. O ensaio terminou na passada 110 com $V_{B\text{medio}} = 0,22$ mm. Em relação ao ensaio com $v_c = 280$ m/min, aparentemente o aumento da velocidade de corte diminuiu a tendência ao microlascamento, porém aumentou o desgaste de flanco como era esperado.

A presença dos microlascamentos no interior do desgaste de flanco pode indicar presença do fenômeno *attrition*, embora em intensidade leve que não provocou enfraquecimento da aresta e posterior lascamento. Concluimos, finalmente, que, além da falha catastrófica, o mecanismo predominante neste ensaio foi desgaste de flanco provavelmente potencializado pelos microlascamentos.

A Figura 4.17 mostra a pastilha 6, que apresentou falha catastrófica. O ponto P4 na quina da aresta apresenta características de um lascamento que precedeu a falha (ampliação na Figura 4.18). A análise EDS mostra que este ponto é formado somente por ferro aderido. No ponto P2 existe forte adesão de Fe sobre o substrato. Na região fraturada mais afastada do chanfro (P1) não existe adesão de Fe, somente se tem substrato do metal duro, e a região P3 não foi afetada, mostrando o revestimento intacto.

O enfraquecimento da aresta pelo lascamento inicial, devido à forte adesão de Fe, pode ser um indicativo da presença do fenômeno *attrition*, que em combinação com o choque térmico, provavelmente devido à elevada velocidade de corte, pode ter provocado a fratura da pastilha.

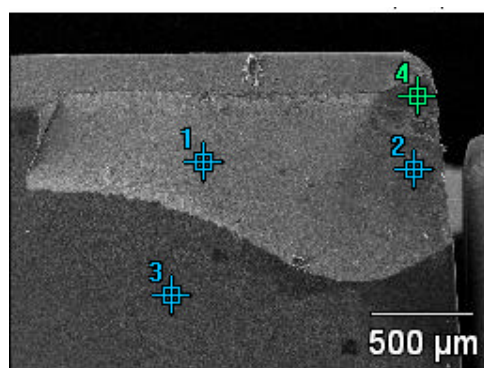


Figura 4.17 - Falha catastrófica da pastilha 6 - ensaio 16 MD (x50) - $v_c = 340$ m/min – Peça3 - sentido discordante - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

Tabela 4.5 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 16MD

Concentração em peso (%)

	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Ti</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>Co</i>	<i>W</i>
<i>Pastilha 06 - ensaio 16 MD_pt1</i>						1.54	98.46
<i>Pastilha 06 - ensaio 16 MD_pt2</i>				2.02	31.57	6.81	59.60
<i>Pastilha 06 - ensaio 16 MD_pt3</i>	73.80		26.20				
<i>Pastilha 06 - ensaio 16 MD_pt4</i>		2.13			97.87		

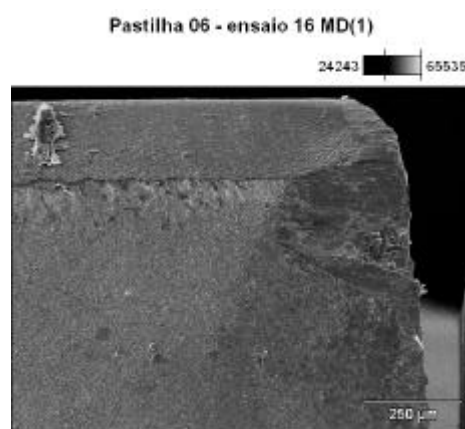


Figura 4.18 – Ampliação da falha catastrófica da pastilha 6 - ensaio 16 MD (x100) - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

Conclusões sobre o desgaste e avarias em desbaste com metal duro:

A Tabela 4.6 mostra um resumo dos resultados sobre desgaste e avarias nos ensaios de desbaste.

Tabela 4.6 - Resultados dos ensaios de desgaste com metal duro

PEÇA	v_c (m/min)	SENTIDO	CAUSA DO FIM DE VIDA	MECANISMOS PRESENTES	EXISTÊNCIA DE LASCAMENTO
1	230	concordante	desgaste de flanco	attrition	2 pastilhas dentro da região de desgaste
1	230	discordante	lascamento	Foot forming	6 pastilhas, 2 com microlascamentos
2	280	concordante	desgaste de flanco	attrition	Não observado
2	280	concordante repetição	desgaste de flanco	attrition	microlascamentos na aresta principal
2	340	discordante	desgaste de flanco	attrition	1 pastilha, na aresta principal
2	280	discordante	desgaste de flanco	attrition	2 pastilhas
3	280	discordante	desgaste de flanco e falha catastrófica em 1 aresta	attrition Fratura frágil	7 pastilhas, na aresta principal
3	340	discordante	desgaste de flanco e falha catastrófica em 1 aresta	attrition Fratura frágil	4 pastilhas dentro da região de desgaste, 1 na aresta principal

Na peça 1, o sentido concordante provoca desgaste de flanco por *attrition* e o sentido discordante provoca avaria por lascamento, porém não gera falha catastrófica. O lascamento pode ser devido ao mecanismo *foot forming*. Analisando-se o corte concordante, mesmo acontecendo nesta peça que na usinagem da superfície elíptica, a linha de centro da fresa fica fora da peça em aproximadamente 75% do tempo de corte e na usinagem do rebaixo, este tempo é de 100%, o choque da pastilha na entrada do corte não incentiva significativamente o lascamento da aresta, provavelmente devido à existência do chanfro e a tenacidade da pastilha usada.

Na peça 2, ambos os sentidos provocam desgaste de flanco provavelmente pelo mecanismo de attrition, embora o sentido discordante apresenta leve tendência ao lascamento.

Na peça 3, o sentido discordante provoca desgaste de flanco por *attrition* e lascamento da aresta, inclusive provocou falha catastrófica de uma aresta em dois ensaios. A forte tendência ao microlascamento no sentido discordante provoca enfraquecimento da aresta e, conseqüentemente, falha catastrófica com aspecto de fratura frágil. Também nesse sentido existe uma forte tendência de adesão de Fe, o que explica a tendência ao lascamento neste sentido de corte.

Comparação entre Peças em relação ao desgaste

Em termos de produtividade, considerando que o aumento na velocidade de corte incide diretamente na diminuição do tempo de usinagem, pode-se verificar que o aumento da velocidade de corte influencia no desgaste de flanco V_B de maneira diferente em cada peça. Em outras palavras, a velocidade de corte não se mostrou tão influente no desgaste da ferramenta, ao contrário do que é comum ocorrer em outras operações de usinagem.

De fato, em todas as peças, $v_c=340$ m/min se mostrou mais produtiva que as outras ensaiadas. Porém, o desgaste na peça 1 (elíptica com rebaixo) é menos sensível ao aumento da v_c . As Peças 2 e 3 apresentam uma sensibilidade alta para o volume de cavaco analisado, como mostrado na Tabela 4.7.

Tabela 4.7 - Aumento no desgaste de flanco após ter removido 775 cm^3 de cavaco

AUMENTO NA VELOCIDADE DE CORTE	AUMENTO NO DESGASTE DE FLANCO V_B		
	PEÇA 1 Concordante	PEÇA 2 Discordante	PEÇA 3 Discordante
48% (230 – 340 m/min)	23%	47,1%	46,7%

Alguns pontos podem ser notados na análise da Tabela 4.8:

- a) Para alguns ensaios não é possível se afirmar qual foi o tipo de peça que causou maior desgaste à ferramenta. Este é o caso dos ensaios com $v_c = 230$ m/min e sentido discordante e com $v_c = 340$ m/min e também sentido discordante. O tipo de peça não influenciou os desgastes nestas condições e seus valores são bem parecidos. Esperava-se, antes do início dos ensaios que, para os ensaios com sentido discordante, a peça 1 tivesse desempenho bem pior que as outras peças, já que somente ali se tem espessura de cavaco igual a zero no início do corte, quando se utiliza este sentido de corte. Como não foi isto que ocorreu quando se utilizou $v_c = 230$ m/min, conclui-se que outros fatores, como a baixa velocidade de corte (que faz com que o atrito do dente na entrada do corte não seja tão importante) e o maior ângulo de contato fresa-peça (que acontece quando se usina a peça 2) foram também importantes nesta situação. Já para a condição $v_c = 340$ m/min e, também, sentido discordante, não se realizou

ensaio com a peça 1, pois nos testes com as outras velocidades nesta peça, o sentido concordante sempre se mostrou muito melhor. Neste caso, há que se explicar por que o fresamento da peça 2, que gera um maior número de choques da ferramenta contra a peça, causou um desgaste similar (em ambos sentidos) ao da Peça 3. Analisando-se o sentido concordante da peça 2, provavelmente o fato de se ter aproximadamente 30% do percurso da ferramenta ocorrendo na região em que acontecem dois choques da pastilha por rotação causa um efeito no desgaste comparável ao da peça 3, em que aproximadamente 80% do percurso da ferramenta acontece em região na qual a linha de centro da fresa encontra-se fora da peça.

Por outro lado, a peça 3, que tem boa parte do tempo a linha de centro fora da peça, deve provocar vibração. Então, mesmo no sentido discordante, ela não apresenta um rendimento superior ao da peça 2, o qual não era esperado.

- b) A peça 2 foi a que em mais ensaios gerou maior desgaste na ferramenta. Nas condições $v_c = 230$ m/min, sentido concordante e $v_c = 280$ m/min em ambos os sentidos, o fresamento desta peça gerou definitivamente maior desgaste da ferramenta. Já na condição $v_c = 340$ m/min e sentido concordante, seu desgaste foi maior que aquele obtido na usinagem da peça 1, mas similar ao obtido com a peça 3. Isto ocorreu devido ao fato de que, durante a usinagem da peça 2 a ferramenta choca-se contra a peça duas vezes em cada volta (somente em aproximadamente 30% do tempo de usinagem) e também porque se tem maior ângulo de contato fresa-peça (ϕ_0). Crê-se que esta última foi a principal razão de diminuição da vida da ferramenta nesta peça, já que, como visto, o causador do fim da vida da ferramenta foi o desgaste de flanco e não lascamento. Então, para a usinagem desta peça, se o intuito da operação for a obtenção da maior vida de ferramenta e não produtividade, deve-se utilizar a menor velocidade de corte (230 m/min gerou desgaste bem menor que as outras condições) no sentido discordante, que apresentou valores de desgaste pouco menores que o sentido concordante. Se o objetivo for produtividade (número de peças usinadas/tempo), muito provavelmente deve-se utilizar a velocidade de 340 m/min no sentido discordante, como já citado.
- c) O atrito do sentido discordante da peça 1 não foi importante, já que a ferramenta não falhou por desgaste, mas por lascamento devido ao *foot forming*. Já no sentido concordante, se o fato

da linha de centro estar fora da peça fosse importante, o lascamento teria sido o fator determinante para o fim da vida e não foi o que ocorreu. Na peça 2, achávamos que o grande incentivador do desgaste/avaria eram os vários choques da fresa com a peça, mas, de novo, não se teve lascamento em nenhum ensaio. Então, o fator decisivo é o maior ϕ_o , que gera maior desgaste.

- d) Analisando-se a Tabela 4.8 como um todo, tendo como objetivo a obtenção da maior vida da ferramenta possível, conclui-se que a peça 2 deve ser usinada com a menor velocidade de corte e, preferencialmente, no sentido discordante, a peça 1, com certeza, deve ser usinada no sentido concordante e com qualquer uma das velocidades testadas, já que os valores de desgaste para as 3 velocidades foram bem próximos, e a peça 3 deve ser usinada no sentido concordante e com $v_c = 280$ m/min. Há que se comentar aqui que, como se viu no item c, a peça 3 foi a que melhores resultados obteve no sentido discordante. Porém, na usinagem desta peça houve uma clara diminuição do valor de desgaste da ferramenta quando se usou o sentido concordante e $v_c = 280$ m/min, o que fez com que esta condição apresentasse o menor desgaste de todas as condições testadas, somente comparado ao desgaste obtido na usinagem da peça 1 e $v_c = 230$ m/min.

Tabela 4.8 - Valores médios de desgaste de flanco V_B (mm) após 775 cm³ de cavacos

v_c (m/min)	Peça 1		Peça 2		Peça 3	
	Concordante	Discordante	Concordante	Discordante	Concordante	Discordante
230	0,13	0,18	0,20	0,17	0,17	0,15
280	0,15	0,23	0,38 *	0,32	0,13	0,18
340	0,16	-	0,33	0,25	0,33	0,22

(*) Attingiu fim de vida antes do volume de 775 cm³

4.2.1.2 Influência do desgaste da ferramenta no consumo de potência de usinagem

Para monitorar a potência de usinagem foi projetado, montado e instalado dentro do CNC um Controlador Lógico Programável (CLP), o qual discretiza o sinal analógico de um medidor de potência elétrica do eixo-árvore. O sinal é transmitido a um computador via porta paralela, onde um software elaborado em Visual Basic captura os dados de corrente a cada 170 ms e gera uma tabela em Excel.

A Tabela 4.9 mostra os valores obtidos de potência máxima (pico) e potência média. A coleta de dados de potência levanta dados de potência instantânea (em forma de porcentagem em relação à potência máxima do eixo-árvore). Para efeitos de análise, é mais representativo o cálculo de uma potência média em cada passada do que somente analisar os picos de potência instantânea. Para o cálculo da potência média foi determinada uma faixa de potência que contemple todos os pontos usinados em cada passada. Foram utilizados recursos do Excel para filtrar e eliminar da coleta os dados correspondentes aos movimentos em vazio da fresa e pontos de entrada no corte.

Tabela 4.9 - Potência máxima (pico) e potência média – DESBASTE MD para 775 cm³ de volume de cavaco

PEÇA 1 (Elíptica)

Num. Passes	v _c (m/min)	Sentido	Pot.máx (%) Início / fim	Pot média (%) Início / fim	Intervalo analisado	Identif. ensaio
80	230	Concordante	36 / 36,7	24,08/ 24,64	15≤Pinst≤40	Ensaio 19 *
80	230	Discordante	39,5 / 41,65	25,56 / 26,51	15≤ Pinst ≤45	Ensaio 23
80	280	Discordante	38,9 / 40,6	24,87 / 26,03	15≤ Pinst ≤45	Ensaio 25
80	280	Concordante	38,1 / 40,24	25,09 / 26,73	15≤ Pinst ≤45	Ensaio 26
80	340	Concordante	40,23 / 43	26,15 / 27,45	15≤ Pinst ≤45	Ensaio 30

* Foi estendido o ensaio até 190 passadas, atingindo fim de vida, potência média 27,42%

PEÇA 2 (Quadrada)

Num. Passes	v _c (m/min)	Sentido	Pot.máx (%) Início / fim	Pot média (%) Início / fim	Intervalo analisado	Identif. ensaio
80	280	Concordante	63,5 / 65,65	40,58 / 42,08	25≤ Pinst ≤70	Ensaio 20 *
90	280	Discordante	64,24 /	41,14 / 41,23	25≤ Pinst ≤70	Ensaio 21
90	340	Concordante	68 / 69	43,88 / 44,14	25≤ Pinst ≤75	Ensaio 27
90	340	Discordante	68 / 69,8	43,69 / 43,12	25≤ Pinst ≤75	Ensaio 17

* Fim de vida em 80 passes

PEÇA 3 (Irregular)

Num. Passes	v _c (m/min)	Sentido	Pot.máx (%) Início / fim	Pot média (%) Início / fim	Intervalo analisado	Identif. ensaio
110	230	Concord R	56,47 / 56,47	24,74/ 25,87 (*)	10≤ Pinst ≤60	Ensaio 15
110	230	Discord R	55 / 52,94	23,94 / 24	10≤ Pinst ≤60	Ensaio 22
110	280	Concordante	52,94 / 51,53	23,04 / 22,46	10≤ Pinst ≤60	Ensaio 9
110	280	Concord R	54,35 / 54,35	24,68 / 25,06	10≤ Pinst ≤60	Ensaio 14
110	280	Discordante	51,53 / 52,94	22,65 / 24,03	10≤ Pinst ≤60	Ensaio 13
110	280	Discord R	50,76 / 52,17	23,2 / 23,87	10≤ Pinst ≤60	Ensaio 29
110	340	Concordante	58,52 / 60	27,11 / 27,98	10≤ Pinst ≤65	Ensaio 24
110	340	Discordante	60 / 60	27,35 / 28,02	10≤ Pinst ≤65	Ensaio 16

Resultados obtidos no fresamento da Peça 1 (Elíptica com rebaixo)

A Figura 4.19 mostra os valores no início e no fim do ensaio (depois de 775 cm³ de cavacos usinados) da potência média de corte, para todas as condições testadas na peça 1. Para se chegar a estes valores, desconsideraram-se da coleta de dados de potência os pontos correspondentes à usinagem do rebaixo, pontos de entrada na peça e movimentos em vazio da ferramenta. Pode-se destacar os seguintes pontos na análise desta figura:

- a) em todos os ensaios a potência final é maior que a potência inicial, mostrando a influência do desgaste da ferramenta na potência. Porém, as variações percentuais entre o início e o fim do ensaio foram pequenas, sempre menores que 2% (ver Figura 4.20). O ensaio que atingiu o maior valor de desgaste de flanco ($V_B = 0,23$ mm no ensaio com $v_c = 280$ m/min e sentido discordante) apresentou variação de 1,2% da potência. Isto demonstra que a utilização da potência como parâmetro de monitoramento do desgaste e determinação do fim da vida da ferramenta é prejudicada.
- b) A mudança de sentido de corte somente influenciou a potência na velocidade de 230 m/min. Nesta condição, a passagem do sentido concordante para o discordante significou um aumento de 4% na potência no início do ensaio, provavelmente refletindo a influência do atrito na entrada do dente no corte que ocorre no sentido discordante. Já quando se utilizou $v_c = 280$ m/min, a mudança do sentido de corte não provocou variação na potência, provavelmente devido ao fato de que, com o aumento da velocidade, os atritos diminuem e também devido a que o atrito na entrada ficou relativamente menos importante, devido ao aumento de potência necessária para a remoção de cavaco gerado pela maior velocidade de corte;
- c) No sentido concordante, o aumento da velocidade de corte gerou um aumento de potência muito menor que o crescimento da própria velocidade, porém não influenciou significativamente o desgaste de flanco, como já visto. Isso parece ser coerente, porque com o aumento da velocidade de corte aumenta a intensidade do impacto na entrada do corte, porém a temperatura também aumenta e o corte é facilitado. Conseqüentemente, a

pressão de corte K_s diminui. Assim, a potência de corte cresceu devido ao crescimento do volume de cavaco gerado por unidade de tempo (já que a velocidade de avanço cresceu com o crescimento da velocidade de corte), embora em menor proporção, devido à diminuição de K_s . Já, no sentido discordante, acontece o contrário: o aumento da velocidade de corte gerou uma diminuição de potência, porém gerou aumento significativo do desgaste de flanco. Neste caso, com o aumento do atrito, a temperatura aumenta e o corte fica favorecido, provocando uma diminuição forte do K_s em proporção maior que o aumento da velocidade. Esse aumento do atrito influencia diretamente no desgaste de flanco.

- d) Explicando melhor o que foi exposto no item anterior, tem-se: a potência de corte no fresamento pode ser dada por Diniz, Marcondes e Coppini (2006):

$$P_c = K_{sm} \cdot a_p \cdot a_e \cdot v_f \quad (4.1)$$

onde:

K_{sm} = pressão específica de corte média

a_p = profundidade de usinagem

a_e = penetração de trabalho (no fresamento frontal pode ser tomada como a largura fresada)

v_f = velocidade de avanço

Como $v_f = f_z \cdot z \cdot n$ e $v_c = \pi \cdot D \cdot n / 1000$, um aumento da velocidade de corte, através do aumento da rotação da fresa (n), causa aumento da velocidade de avanço (mantendo-se constante a fresa : diâmetro (D), número de dentes (z) e avanço por dente (f_z)). Com isto, se a potência não cresceu na mesma proporção do crescimento da velocidade de corte foi porque a pressão de corte média (K_{sm}) caiu, isto é, o corte tornou-se mais eficiente com o aumento da velocidade.

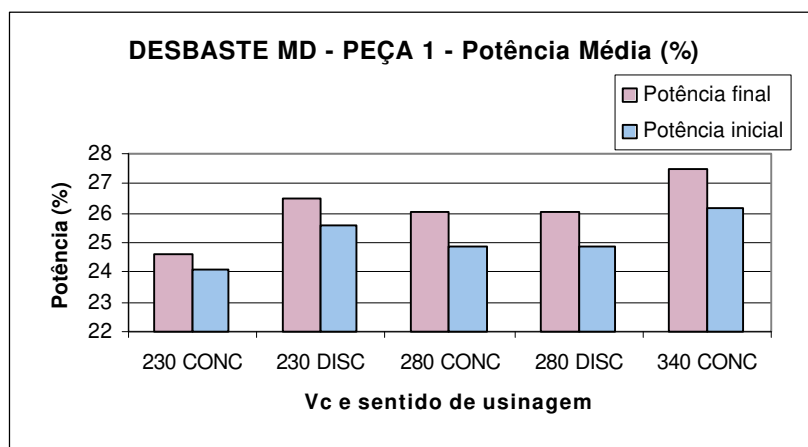


Figura 4.19 - Potência média dos ensaios – Peça 1

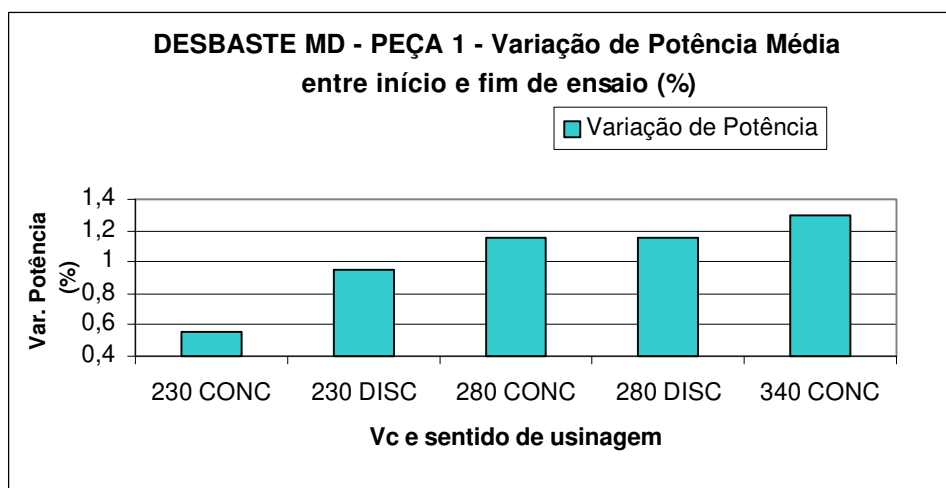


Figura 4.20 - Variação na Potência média dos ensaios – Peça 1

Resultados obtidos no fresamento da Peça 2 (Quadrada)

Na usinagem da peça 2 serão considerados somente os valores de potência obtidos com as velocidades de corte 280 e 340 m/min, pois durante os ensaios com $v_c = 230$ m/min ocorreram problemas com a amostragem da potência. A Figura 4.21 mostra os resultados da potência média de corte no início e no fim dos ensaios, considerando fim de ensaio o volume de cavaco de 775 cm³. Para se chegar a estes valores, desconsiderou-se da coleta de dados de potência os pontos de entrada na peça e movimentos em vazio da ferramenta. Os seguintes pontos podem ser extraídos desta figura:

- a) O aumento da velocidade de corte causou aumento da potência, mas, como já havia ocorrido com a peça 1, este aumento foi bem menor que o próprio aumento da velocidade, mostrando que houve melhora na eficiência do processo quando se aumentou a velocidade de corte;
- b) A variação de potência entre os cortes discordante e concordante foi desprezível. Em nenhum dos ensaios esta variação chegou a 2%. Como em nenhum momento havia corte com espessura de cavaco igual a zero e, com isso, atrito grande da aresta com a peça, como na usinagem da peça 1, não houve razão para que as potências fossem diferentes;
- c) De novo, a variação percentual entre a potência no início e fim do ensaio foi pequena. Os ensaios que apresentaram maiores variações foram aquele com $v_c = 340$ m/min e sentido discordante e com $v_c = 280$ m/min, sentido concordante, nos quais a variação foi próxima a 2%. Este último ensaio foi aquele que apresentou o maior desgaste de flanco depois de 775 cm³ usinados, mas o ensaio com $v_c = 340$ m/min e sentido discordante, apresentou desgaste bem menor depois do mesmo volume de cavaco usinado. Isto novamente demonstra que o valor médio de potência de corte apresenta problemas para ser utilizado no monitoramento do desgaste da ferramenta. O crescimento da potência com o desgaste está ligado não somente ao desgaste de flanco, mas também a outros tipos de desgaste e avarias que podem, ao crescer, diminuir o valor da potência, como é o caso do desgaste de cratera que, por aumentar o ângulo efetivo de saída, diminui a potência consumida (Diniz, Marcondes e Coppini, 2006);
- d) A usinagem desta peça foi a que apresentou maior valor de potência média dentre a usinagem de todas as peças ensaiadas. Isto se deve ao fato de que é nesta peça que ocorre o maior ângulo de contato (ϕ_0) fresa-peça durante o maior tempo. Excetuando-se a entrada e a saída da fresa da peça, tem-se um ângulo de contato próximo a 120°. É lógico que desse valor deve ser subtraído o ângulo em que a aresta de corte está sobre os furos da peça, mas, mesmo assim, tem-se grande ângulo contato nesta peça. Consequentemente, cada aresta de corte passava mais tempo em contato com a peça quando se usinou a Peça 2, o que fez crescer a potência consumida pelo corte.

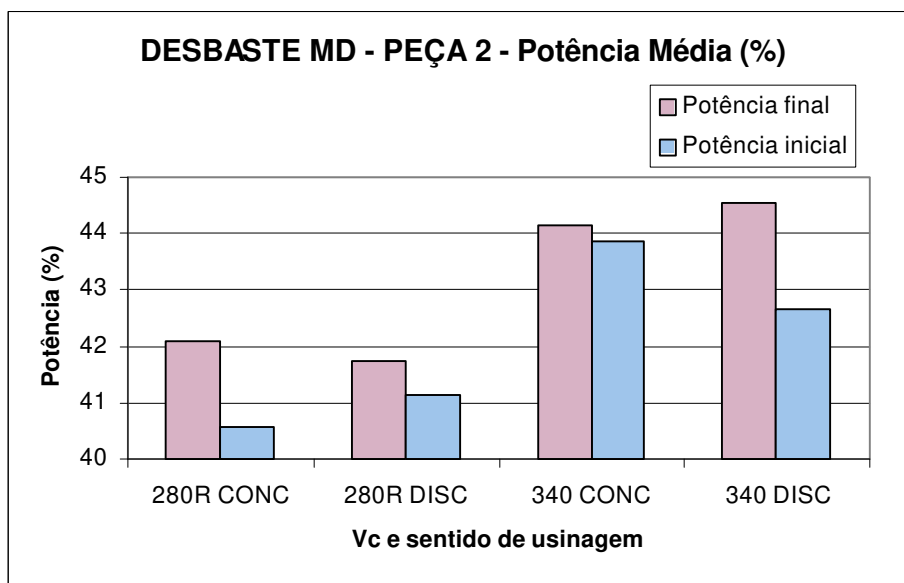


Figura 4.21 - Potência média dos ensaios – Peça 2.

Resultados obtidos no fresamento da Peça 3 (Irregular)

A Figura 4.22 mostra os valores de potência de início e fim do ensaio, considerando fim do ensaio (para efeitos de comparação com as outras peças) o volume de cavaco de 775 cm^3 . Para se chegar a estes valores, desconsiderou-se da coleta de dados de potência os pontos de entrada na peça e movimentos em vazio da ferramenta:

- Para $vc = 230$ e 280 m/min , a velocidade de corte não influencia no consumo de potência nem no desgaste de flanco em ambos os sentidos de usinagem, o que indica que o K_s diminui fortemente, na mesma proporção do aumento da velocidade de corte.
- Para $vc = 340 \text{ m/min}$, a velocidade de corte influencia no consumo de potência em ambos os sentidos de usinagem, porém somente no sentido concordante influencia fortemente no desgaste de flanco (ver Figura 4.15). Parece ser que em velocidades elevadas e devido a que em aproximadamente 80% do tempo de usinagem a largura de corte é inferior ao raio da fresa, o impacto aresta-peça do corte concordante passa a ser significativo, assim como o aumento do atrito no corte discordante.

- c) Em todos os ensaios (substituindo o ensaio inicial com 280 m/min no sentido concordante pela repetição), a potência final é maior que a potência inicial, mostrando a influência do desgaste da ferramenta na potência. Porém, as variações percentuais entre o início e o fim do ensaio foram sempre menores que 1,4%, como pode ser verificado na Tabela 4.9. Essa variação muito pequena não permitiria utilizar o consumo de potência no monitoramento do desgaste.

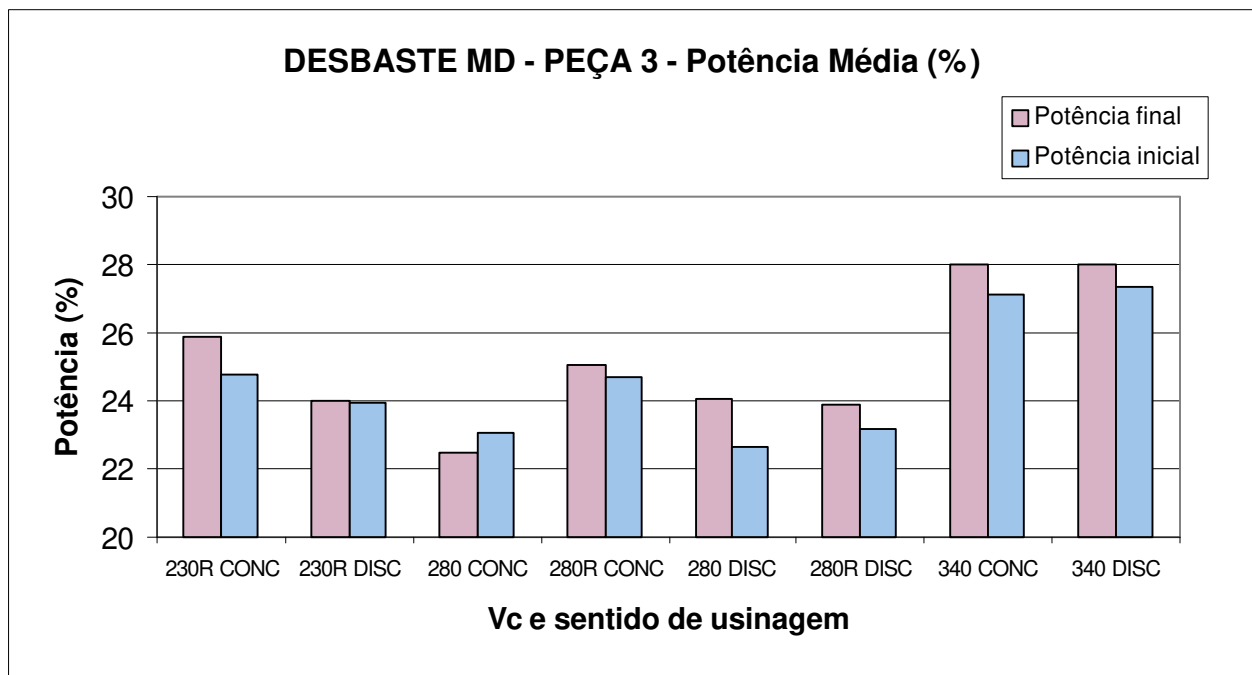


Figura 4.22 - Potência média dos ensaios – Peça 3

4.2.2 Processo de Acabamento

Nos ensaios relativos ao processo de acabamento foi utilizada uma pastilha com classe ISO K15 (código do fabricante KC915) com dureza superior à da pastilha usada nos ensaios de desbaste (classe ISO K25). Comparando-se a composição química das duas ferramentas utilizadas (ver capítulo 3), vê-se que a ferramenta de acabamento tem quase metade da porcentagem de cobalto e tamanho de grão maior.

Os parâmetros de corte foram $v_c = 450$ m/min e $f_z = 0,1$ mm. Os sentidos de corte utilizados foram aqueles que mostraram ser mais apropriados nos ensaios de desbaste : Peça 1 (elíptica) no sentido concordante e a peça 2 (quadrada) e peça 3 (irregular) no sentido discordante.

O critério de fim de vida foi o mesmo do desbaste em termos de desgaste de flanco : $V_{B \max} \geq 0,3$ mm em pelo menos três arestas ou rugosidade R_a máxima de $3,2 \mu\text{m}$ na superfície da peça. Os ensaios aconteciam até que fosse atingido fim de vida da ferramenta, seja por desgaste ou por rugosidade. Posteriormente, analisava-se o volume removido até atingir o fim de vida. Os resultados obtidos na peça 1 são mostrados na Tabela 4.10 , da peça 2 na Tabela 4.11e, da peça 3, na Tabela 4.12.

No ensaio com a peça 1 foram medidos, geralmente a cada 20 passes, o desgaste de flanco das pastilhas e a rugosidade da peça em quatro pontos, como mostrado na Tabela 4.10 : no diâmetro maior, lado direito, sentido de medição radial em relação às marcas; no diâmetro menor, lado inferior; no diâmetro maior, lado esquerdo, sentido de medição radial e, finalmente, no diâmetro menor, lado superior. Em forma semelhante nas outras peças os pontos escolhidos para a medição da rugosidade constam nas respectivas tabelas.

Tabela 4.10 - Ensaio 1: Peça 1 no Sentido Concordante

Parâmetros : $v_c = 450 \text{ m/min}$ – $f_z = 0,1 \text{ mm}$

Passada (ap=0,5)	Potência (%)	$V_B \text{ máx}$ (mm)	$V_B \text{ médio}$ (mm)	Rugosidade Ra (Ra máx = $3,2 \mu\text{m}$)			
				DM dir	Dm inferior	DM esq	Dm superior
1-10	20,47	0,1	0,1	1,42	0,79	0,84	0,87
11-20	20,47	0,1	0,1	1,24	0,54	1,01	0,65
21-40	19,76	0,15	0,15	1,12	0,62	1,61	0,79
41-60	19,76	0,15	0,15	1,79	0,57	1,29	0,66
61-80	20,47	0,2	0,17	1,62	0,68	1,54	0,72
81-100	21,88	0,25	0,22	1,83	0,49	1,48	0,89
101-120	22,59	0,25	0,22	1,45	0,75	1,75	0,78
121-150	24	0,3 *	0,3	1,66	0,75	1,89	0,89
(*) No final do ensaio : 4 arestas com $V_B = 0,3 \text{ mm}$ e 4 com $V_B = 0,2 \text{ mm}$							
Fim da vida por desgaste							
DM dir : Diâmetro maior, lado direito, sentido de medição radial em relação às marcas							
Dm inferior : Diâmetro menor, lado inferior							
DM esq : Diâmetro maior, lado esquerdo, sentido de medição radial							
Dm superior : Diâmetro menor, lado superior							

Tabela 4.11 - Ensaio 2 : Peça 2 (Quadrada) Sentido Discordante

Parâmetros : $v_c = 450$ m/min – $f_z = 0,1$ mm

Passada ($a_p = 0,5$)	Potência (%)	V_B máx (mm)	V_B méd (mm)	Rugosidade R_a (μm) (R_a máx = $3,2 \mu\text{m}$)			
				Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3	Ponto 4
1-10	31	<0,1	<0,1	1,75	1,09	1,59	1,48
11-30	31	0,1	0,1	2,05	1,17	1,75	1,36
31-50	31	0,1	0,1	1,18	1,26	1,38	1,68
51-70	31	0,1	0,1	1,24	0,76	1,37	1,21
71-100	32,47	0,1	0,1	1,77	1,25	1,46	1,4
101-130	33,14	0,3	0,125	1,21	1,29	1,64	1,65
131-160	33,84	0,35	0,156	1,61	1,25	1,64	1,79
161-190	34,59	0,4	0,168	1,97	1,18	1,75	1,60
191-220	36	0,4	0,181	2,36	1,28	1,81	2,03
221-250	36,71	0,4	0,2	2,41	1,43	1,67	2,14
251-280*	36,71	0,4	0,268	3,05	2,49	2,26	2,04
281-300	37,41	0,45	0,319	3,22	1,4	2,67	3,3

(*) Peça Nova;

Ponto 1 e 4 : Diagonais do quadrado;

Ponto 2 e 3 : No eixo de simetria da peça (seção mais fina);

O ensaio atingiu fim de vida por desgaste e também por rugosidade após a passada 300.

No final do ensaio, os desgastes eram : 1 aresta com $V_B = 0,45$ mm - 1 aresta com $V_B = 0,4$ mm - 1 com $V_B = 0,35$ mm - 3 com $V_B = 0,3$ mm- 1 com $V_B = 0,25$ mm e 1 com $V_B = 0,2$ mm

Rugosidade : a rugosidade R_a excedeu o limite também na passada 300 nos dois pontos das diagonais (Ponto 1 e Ponto 4).

Tabela 4.12 - Ensaio 3 : Peça 3 (Irregular) Sentido Discordante

Parâmetros : $v_c = 450$ m/min – $f_z = 0,1$ mm

Passada ($a_p = 0,5$)	Potência (%)	V_B máx (mm)	V_B méd (mm)	Rugosidade R_a (μm) (R_a máx = $3,2 \mu\text{m}$)			
				Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3	Ponto 4
1-20	26,11	<0,1		1,77	1,91	0,91	0,89
21-50	26,82	0,1	0,094	1,59	1,86	1,28	1,16
51-80	28,24	0,1	0,094	1,57	1,92	1,31	0,87
81-110	28,24	0,1	0,1	1,55	1,76	1,24	1,09
111-140	28,24	0,15	0,113	1,37	2,27	1,1	0,86
141-170	28,24	0,15	0,113	1,66	2,48	1,20	1,15
171-200	28,24	0,3	0,175	2,35	2,84	1,53	1,55
201-220	28,94	0,3	0,181	2,12	2,63	1,23	1,75
221-250 *	29,65	0,3	0,2	1,96	2,89	1,87	1,86
251-280	30,35	0,3	0,213	1,64	2,48	1,74	1,51
281-310	30,35	0,3	0,219	1,81	2,6	2,05	1,6
310-350	32,47	0,4	0,244	2,18	2,44	1,84	1,62
351-390	33,88	0,5	0,294	2,17	2,94	1,97	1,77

(*) Peça Nova;

Ponto 1 e 2 : Pontos de maior seção (ponto 2 é na seção maior);

Ponto 3 e 4 : Pontos da seção menor (no anel circular);

No final do ensaio, os desgastes eram : 1 aresta com $V_B = 0,5$ mm - 1 aresta com $V_B = 0,4$ mm - 2 com $V_B = 0,3$ mm - 1 com $V_B = 0,25$ mm e 3 com $V_B = 0,2$ mm.

O ensaio atingiu fim de vida somente por desgaste após a passada 390.

Desgaste : 1 aresta com $V_B = 0,5$ mm - 1 aresta com $V_B = 0,4$ mm - 2 com $V_B = 0,3$ mm - 1 com $V_B = 0,25$ mm e 3 com $V_B = 0,2$ mm

4.2.2.1 Vida da Ferramenta

A Figura 4.23 mostra o desgaste de flanco médio $V_{Bmédio}$ do jogo de pastilhas contra o volume de cavaco removido, e a Figura 4.24 mostra o volume de cavaco removido por cada ensaio ao fim de vida estabelecido para cada tipo de peça.

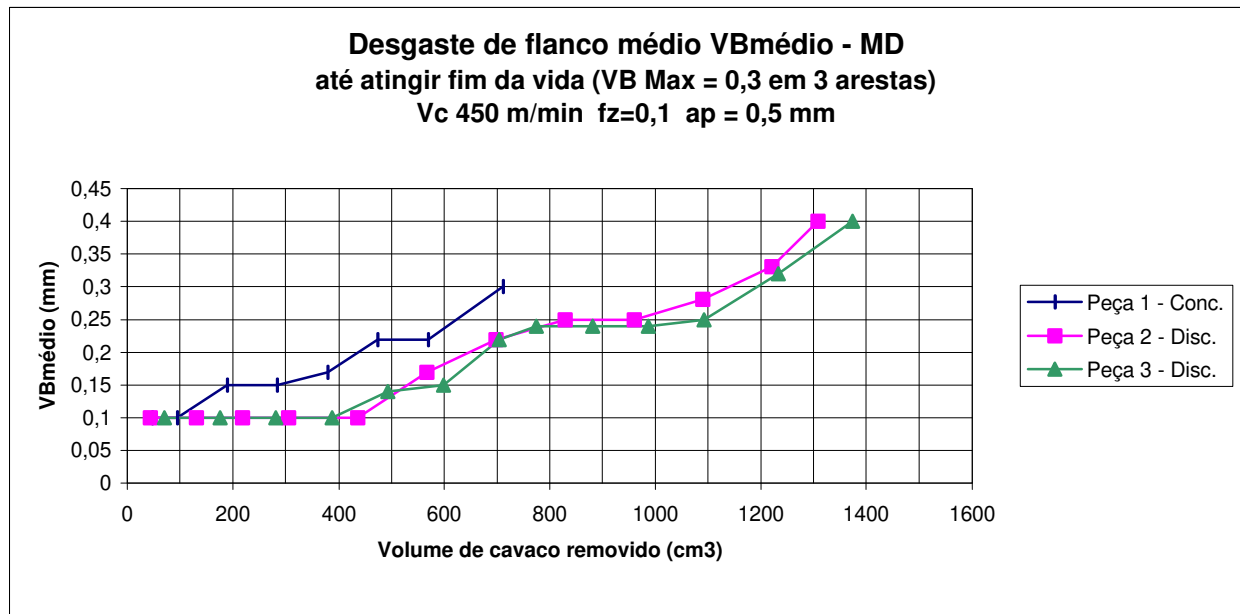


Figura 4.23 - Volume de cavaco removido e desgaste médio $V_{Bmédio}$ nas 3 peças

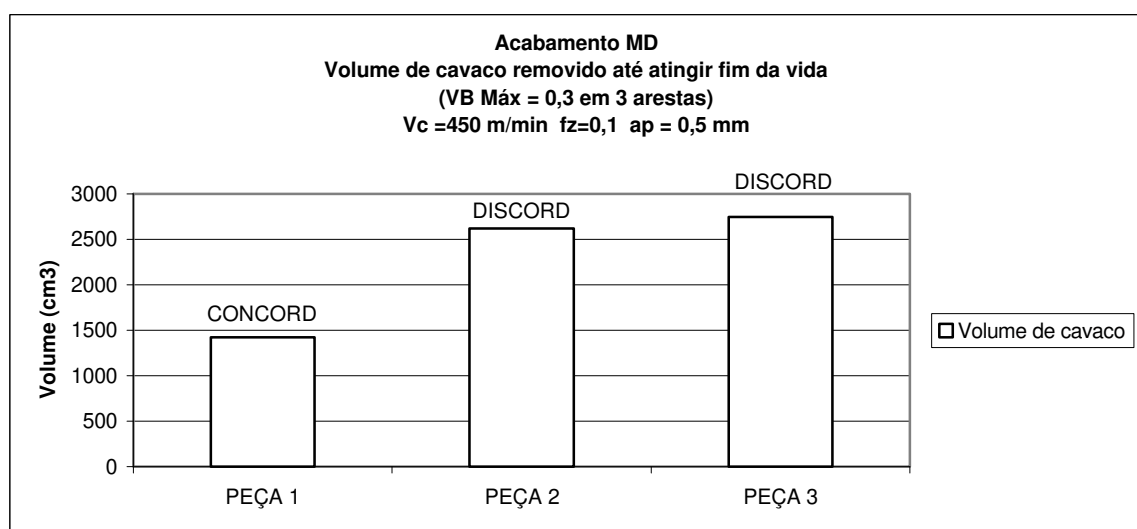


Figura 4.24 - Comparação do volume removido entre as 3 peças

Na Figura 4.24 pode-se perceber que a usinagem da peça 1 foi a que gerou menor vida da ferramenta e que as peças 2 e 3 tiveram vidas similares. Uma análise das razões disto será feita após a análise dos desgastes/avarias de cada ferramenta, que será feita a seguir.

Peça 1 (Elíptica):

- **Análise do desgaste/avaria - Ensaio 1 v_c 450 m/min - sentido Concordante**

A Figura 4.25 mostra lascamento da superfície principal de folga da pastilha 3. Até a passada 50 todas as pastilhas apresentaram desgaste de flanco leve $V_B \leq 0,15$ mm, sem sinal de lascamento. Após a passada 70, as pastilhas 1, 2 e 3 apresentaram um lascamento dentro na região do desgaste de flanco; após a passada 100, a pastilha 3 aumentou a área lascada (correspondente ao ponto P1), e o lascamento se generalizou em todas as 8 pastilhas. O fim de vida foi atingido por lascamento após 150 passes (lascamento $\geq 0,3$ mm em 4 pastilhas). O aspecto da região lascada é poroso, comprometendo em todos os casos o chanfro da pastilha.

A análise de EDS mostrado na Tabela 4.13 indica que a região lascada (P1) não evidencia adesão de Fe, somente substrato. Na região intermediária (P2), existe forte adesão de Fe sobre o revestimento, o que pode ser um indicador que o desgaste de flanco foi provocado pelo mecanismo *attrition*. Porém, devido ao fato de que lascamentos ocorreram mesmo quando o desgaste de flanco ainda era pequeno, mostra-se que o grande causador do lascamento maior que gerou o fim da vida da ferramenta foram os repetidos choques da aresta contra a peça, que ocorriam principalmente numa posição inadequada da pastilha, já que em boa parte do tempo de usinagem desta peça, a linha de centro da fresa estava fora da peça. Interessante notar aqui que, quando se usinou esta peça em desbaste, o fim da vida se deu por desgaste causado por *attrition* e não por lascamento, como aqui. Então, conclui-se que a frequência do choque causado pelo aumento da velocidade de corte usada na operação de acabamento e a diminuição da tenacidade da pastilha causada pela diminuição do teor de cobalto foram os fatores que determinaram a mudança do fator causador do fim da vida da ferramenta de desgaste para lascamento.

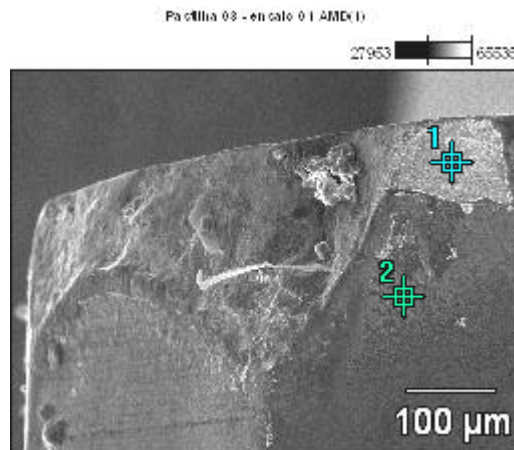


Figura 4.25 - Lascamento da pastilha 3 (x200) - ensaio 1 - v_c 450 m/min – Peça 1 - sentido concordante –acabamento MD - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

Tabela 4.13 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 1AMD

Concentração em peso %

	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Ti</i>	<i>Fe</i>	<i>Co</i>	<i>W</i>
<i>Pastilha 03 - ensaio 01 AMD(1)_pt1</i>					15.02	84.98
<i>Pastilha 03 - ensaio 01 AMD(1)_pt2</i>	2.50	3.97	1.80	69.25		

Existe também tendência ao lascamento na superfície secundária de folga, como mostra a Figura 4.26. Na região lascada (P1), existe forte adesão de Fe sobre o substrato (W). Já na região intermediária (P2), existe uma forte adesão de Silício, também existente no material da peça. O ponto 3 não foi afetado pelo desgaste/lascamento e, então, têm-se basicamente elementos da cobertura da ferramenta.

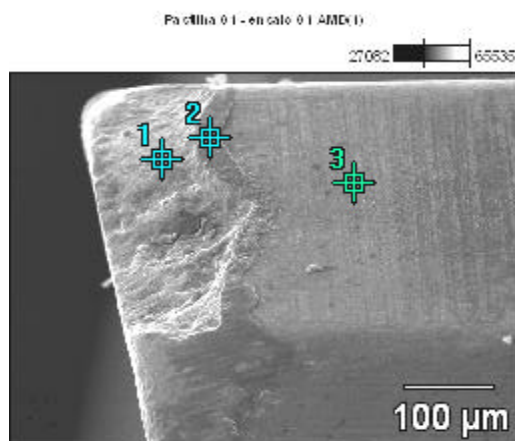


Figura 4.26 - Lascamento na superfície secundária de folga da pastilha 1- ensaio 1 - v_c 450 m/min – Peça 1 - sentido concordante –acabamento MD - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

Tabela 4.14 - Análise química por energia dispersiva (EDS) – ensaio 1AMD

Concentração em peso %

	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Ti</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>W</i>
<i>Pastilha 01 - ensaio 01_pt1</i>				3.24	12.71	84.05
<i>Pastilha 01 - ensaio 01_pt2</i>	4.33	53.66	4.71	17.82	10.68	
<i>Pastilha 01 - ensaio 01_pt3</i>	76.72	1.93	7.25		14.10	

Peça 2 (Quadrada):

- Análise do desgaste/avaria - Ensaio 2 – $v_c = 450$ m/min - sentido discordante**

O fim de vida aconteceu por lascamento após a passada 300 (lascamento $\geq 0,3$ mm em 6 pastilhas). Importante ressaltar que, mesmo no sentido discordante, apresentaram-se lascamentos na região de desgaste em todas as 8 pastilhas, o que indica que a pastilha utilizada KC915, sendo mais dura que a usada no desbaste (KC925), não apresenta tenacidade suficiente. Além disso, de novo o aumento da velocidade de corte contribuiu para os lascamentos por contribuir com o aumento da força de impacto fresa-peça. O fato da pastilha sofrer dois impactos por volta da fresa em 30% do tempo de corte acelera o lascamento. A pastilha 2, mostrada na Figura 4.27, apresentou após a passada 130, desgaste de flanco mínimo ($V_B = 0,1$ mm) e a pastilha 5 apresentou, um lascamento no chanfro de 0,3 mm (medido na direção do V_B). Após a passada 160, a pastilha 2 manteve o mesmo valor de desgaste de flanco, porém apresentou um lascamento

longitudinal dentro da região desgastada. Nessa observação, a pastilha 5 teve o lascamento aumentado para 0,35 mm e, após a passada 220, para 0,4 mm (medido na direção do V_B), tomando toda a extensão da profundidade de corte (0,5 mm). Também, após a passada 220, a pastilha 6 apresentou dois lascamentos: um na superfície principal de folga e outro na secundária. Após a passada 280, todas as pastilhas apresentaram lascamentos e, após a passada 300, atingiu-se fim de vida por lascamento (lascamento $\geq 0,3$ mm em 6 pastilhas).

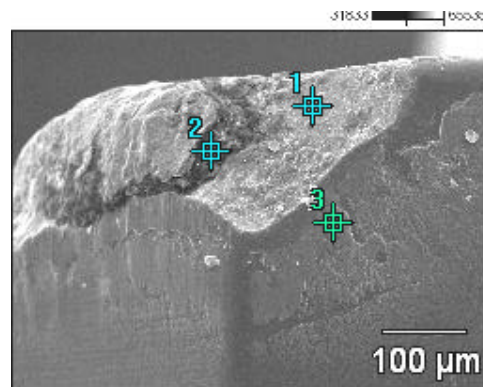


Figura 4.27 - Lascamento da pastilha 2- ensaio 2 (x200) - $v_c = 450$ m/min – Peça 2 - sentido discordante – acabamento MD - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

Tabela 4.15 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 2 ACAB-MD

Concentração em peso %

	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Ti</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>Co</i>	<i>W</i>
<i>Patilha 02 - ensaio 02</i> <i>AMD_pt1</i>					1.77	2.10	88.40
<i>Patilha 02 - ensaio 02</i> <i>AMD_pt2</i>	1.74	5.02	0.08		15.49		
<i>Patilha 02 - ensaio 02</i> <i>AMD_pt3</i>	1.53	4.04	1.51	0.75	68.48		

Como mostra a Tabela 4.15, na região lascada (pontos 1 e 2 da Figura 4.27) existe leve adesão de Fe, predominando a exposição do substrato da ferramenta. Já, na região intermediária (P3), a adesão é forte sobre a cobertura.

Como os lascamentos ocorreram quando os valores de desgaste de flanco ainda eram pequenos, crê-se que a principal causa da ocorrência dos lascamentos foram realmente os diversos choques que a aresta dá contra a peça e não um possível enfraquecimento da aresta

causado pelo desgaste. De novo, esta ocorrência difere do acontecido na operação de desbaste, em que o fim de vida no corte discordante da peça 2 se deu por desgaste causado por *attrition*. Novamente, as causas para esta mudança foram a menor tenacidade da ferramenta de acabamento e a maior velocidade de corte.

Peça 3 (Irregular):

- **Análise do desgaste/avaria - Ensaio 3 – $v_c = 450$ m/min – sentido discordante**

O fim de vida da ferramenta neste ensaio se deu novamente por lascamento. Os lascamentos aconteceram geralmente no sentido paralelo à aresta principal, dentro da região de desgaste de flanco em todas as oito pastilhas. O lascamento das pastilhas pode ter sido acelerado pelo fato da fresa usinar em aproximadamente 80% do tempo de corte com a linha de centro fora da peça.

Até a passada 110, todas as pastilhas apresentaram desgaste de flanco mínimo ($V_B = 0,1$ mm), porém duas pastilhas apresentaram lascamentos na região do desgaste de flanco. Na passada 140, todas as pastilhas apresentaram lascamentos nessa região, embora em 4 delas o lascamento foi leve. O aspecto da região lascada é porosa, característica da fratura frágil. Não se observou desgaste de flanco.

A pastilha 2, na passada 170, apresentou desgaste de flanco $V_B = 0,15$ mm com um pequeno lascamento na região do desgaste de flanco, e na passada 200, sofreu um lascamento maior na aresta da ordem de 0,3 mm. O lascamento da pastilha não evoluiu até o final do ensaio (passada 390), quando o fim de vida se deu por lascamento excessivo (lascamento $\geq 0,3$ mm em 4 pastilhas). É importante observar que também a pastilha 8, que até a passada 350 apresentou desgaste de flanco pequeno ($V_B = 0,2$ mm), sofreu um lascamento significativo da aresta da ordem de 0,5 mm na última passada do ensaio.

A Figura 4.28 mostra a situação final da pastilha 2. Na região lascada lisa (P1) não existe adesão de Fe, somente substrato. Já na região lascada rugosa (P2) existe adesão de Fe sobre o

substrato. Na região intermediária (P3), a adesão é mais forte sobre a cobertura.). Analisando-se a figura, observa-se que ocorreram diversos lascamentos na aresta principal, que aconteceram junto com o desgaste de flanco, provocando enfraquecimento da aresta e o posterior lascamento maior na passada 200. De novo, como os lascamentos ocorreram quando os valores de desgaste de flanco ainda eram pequenos, crê-se que a principal causa da ocorrência dos lascamentos foram realmente os diversos choques que a aresta dá contra a peça e não um possível enfraquecimento da aresta causado pelo desgaste.

Tabela 4.16 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 3 ACAB-MD

Concentração em peso %

	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Ti</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>Co</i>	<i>W</i>
<i>Patilha 02 - ensaio 03 AMD_pt1</i>							82.42
<i>Patilha 02 - ensaio 03 AMD_pt2</i>	2.21	3.69			11.54	31.77	
<i>Patilha 02 - ensaio 03 AMD_pt3</i>	0.66	3.40	1.92	0.83	64.30		

Patilha 02 - ensaio 03 AMD

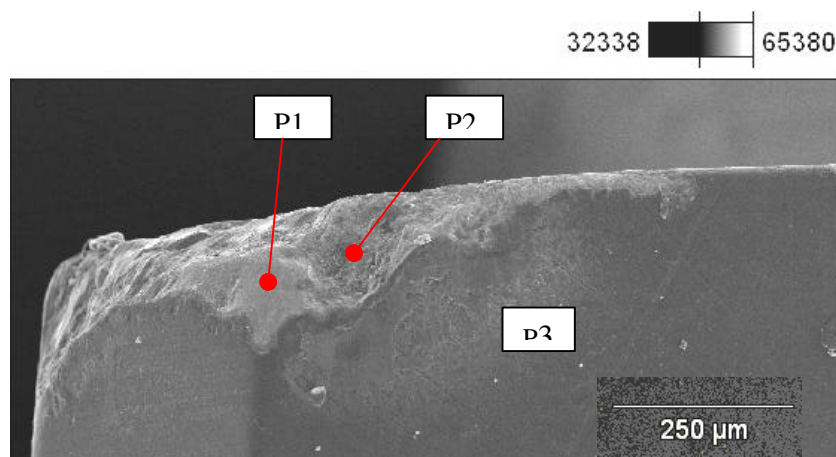


Figura 4.28 - Lascamento da pastilha 2 (x100) - ensaio 3 - $v_c = 450$ m/min – Peça 3 - sentido discordante – acabamento MD - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

Pode-se concluir que os ensaios nas três peças mostram que a pastilha, que deveria ser usada no acabamento, é a mesma do desbaste, pois o lascamento que causou o fim da vida da ferramenta na usinagem de todas as peças, foi provocado por falta de tenacidade da pastilha. A pastilha KC915, usada no acabamento, é extremamente dura e não apresenta tenacidade suficiente. O padrão mostra lascamento tanto na superfície de saída quanto na de folga. Não foi observado desgaste por abrasão. Observa-se que a pastilha do acabamento provoca pouca ou nenhuma adesão de Fe na superfície desgastada, diferentemente da ferramenta usada no desbaste. O mecanismo de *attrition* (presente nos ensaios de desbaste) tende a desaparecer quando se aumenta a velocidade de corte (no caso no acabamento), onde o fluxo de cavaco se torna mais laminar ou menos intermitente (TRENT, 1996). Isto explicaria o porque nos ensaios de desbaste a adesão de Fe era mais crítica que no acabamento. As camadas de cobertura não exercem diferença porque são as mesmas tanto na ferramenta de desbaste quanto na de acabamento. Uma modificação que traria maior vida à ferramenta seria diminuir a velocidade de corte usada no acabamento. Nessas condições, o impacto da pastilha na entrada do corte seria menos intenso. Como em nenhum caso o fim de vida foi atingido por exceder a rugosidade máxima ($Ra_{max} = 3,2 \mu m$), e sim por desgaste/avaria de flanco máximo, a diminuição da velocidade de corte poderia aumentar a rugosidade sem maiores problemas.

Conclusões sobre o desgaste e avarias com metal duro no acabamento

Em todos os ensaios, o fim de vida foi por lascamento (lascamento maior que 0,3 mm em 3 pastilhas), embora não aconteceu falha catastrófica, todas as 8 pastilhas apresentaram lascamentos em maior ou menor grau. O mecanismo *attrition* pode ter provocado desgaste excessivo, fragilizando a aresta e provocado os lascamentos.

A forte tendência ao lascamento em todas as peças demonstra que a pastilha que deveria ser usada no acabamento é a mesma do desbaste. A pastilha KC915, usada no acabamento, é extremamente dura e não apresenta tenacidade suficiente. O padrão mostra lascamento tanto na superfície de saída quanto na de folga. Não foi observado desgaste.

4.2.2.2 Rugosidade da peça

A Figura 4.29 mostra os valores de rugosidade Ra nos pontos pré-definidos da Peça 1. Pode-se observar que, em termos de rugosidade, o importante é controlar a região correspondente ao diâmetro maior, tanto do lado esquerdo quanto no direito. Este fato é coerente com o previsto, já que a espessura de cavaco h_m é maior no diâmetro maior do que no diâmetro menor. Aparentemente não é tão importante que a fresa esteja menos apoiada (que é o que ocorre quando se usina os diâmetros menores), pois os picos que eventualmente são causados pela vibração são eliminados no alisamento da superfície usinada causado pelas arestas subseqüentes.

Também pode-se apreciar que a rugosidade não tem relação direta com o desgaste de flanco, o qual é medido na aresta principal de corte, já que a rugosidade é gerada pela aresta secundária. Como visto na Tabela 4.10 e na Figura 4.29, o desgaste de flanco cresceu rapidamente até 0,3mm, mas não foi acompanhado pelo crescimento da rugosidade da peça. A Figura 4.26 mostra uma das pastilhas usadas para fresar esta peça com lascamento na aresta secundária, o que supostamente deveria gerar um aumento de rugosidade. Porém, basta que algumas das pastilhas da fresa não tenha desgaste na aresta secundária (o que não é difícil de ocorrer, pois esta aresta não corta, somente alisa a peça), para que haja alisamento suficiente na superfície fresada, a fim de que sua rugosidade não cresça à medida que o tempo de corte cresce.

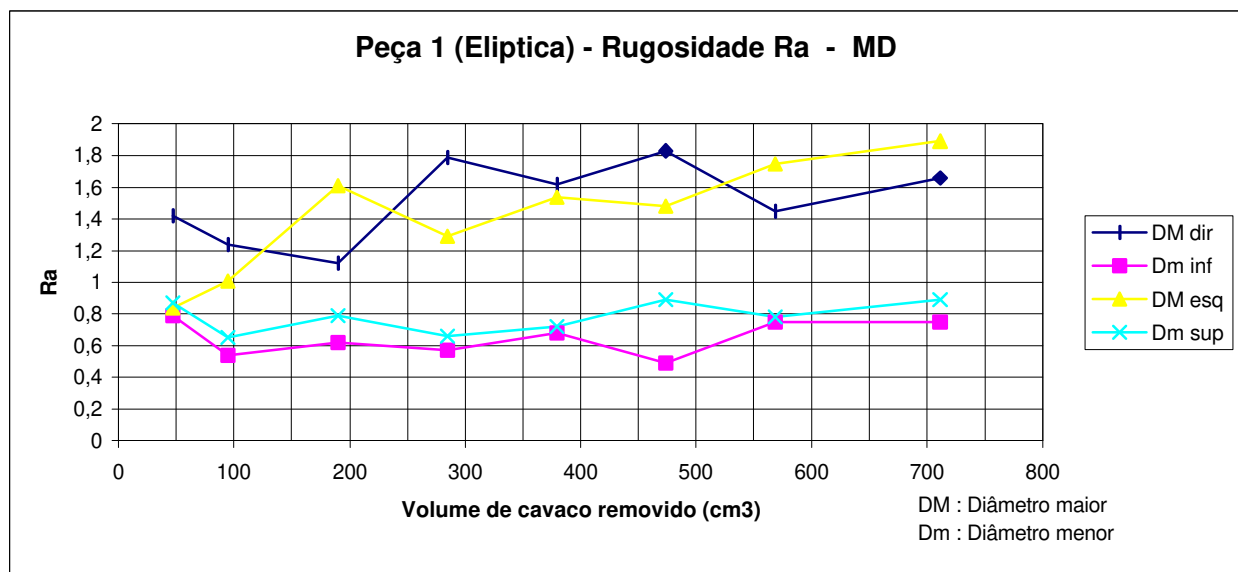


Figura 4.29 - Rugosidade superficial Ra (μm) em diversos pontos da Peça 1

No ensaio realizado na Peça 2 (Figura 4.30), observa-se que não existe muita diferença entre a rugosidade atingida na região da diagonal do quadrado e na região do centro da peça. Isto pode ser devido a que a espessura média de cavaco h_m nessas regiões não diferem muito. Também, na mesma figura, pode ser visto que existe um crescimento da rugosidade ao longo da vida da ferramenta. Este crescimento é mais acentuado no fim da vida, quando o desgaste de flanco já está bastante avançado, assim como o desgaste da aresta secundária.

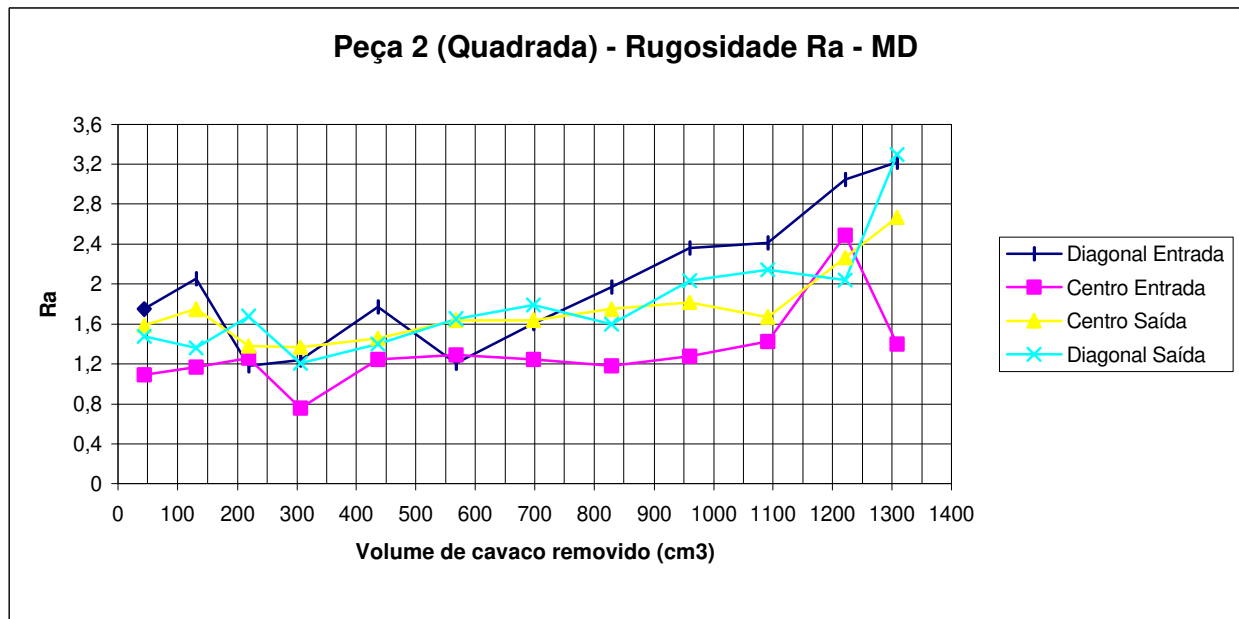


Figura 4.30 - Rugosidade superficial Ra (μm) em diversos pontos da Peça 2

Na Peça 3, acontece um fato semelhante: quanto maior a espessura média do cavaco h_m , maior o valor da rugosidade superficial Ra. Este valor é máximo na região da seção maior (P2), portanto é importante um controle de rugosidade nessa região. Também observa-se que a rugosidade cresce ao longo da vida, porém de forma menos intensa que V_B .

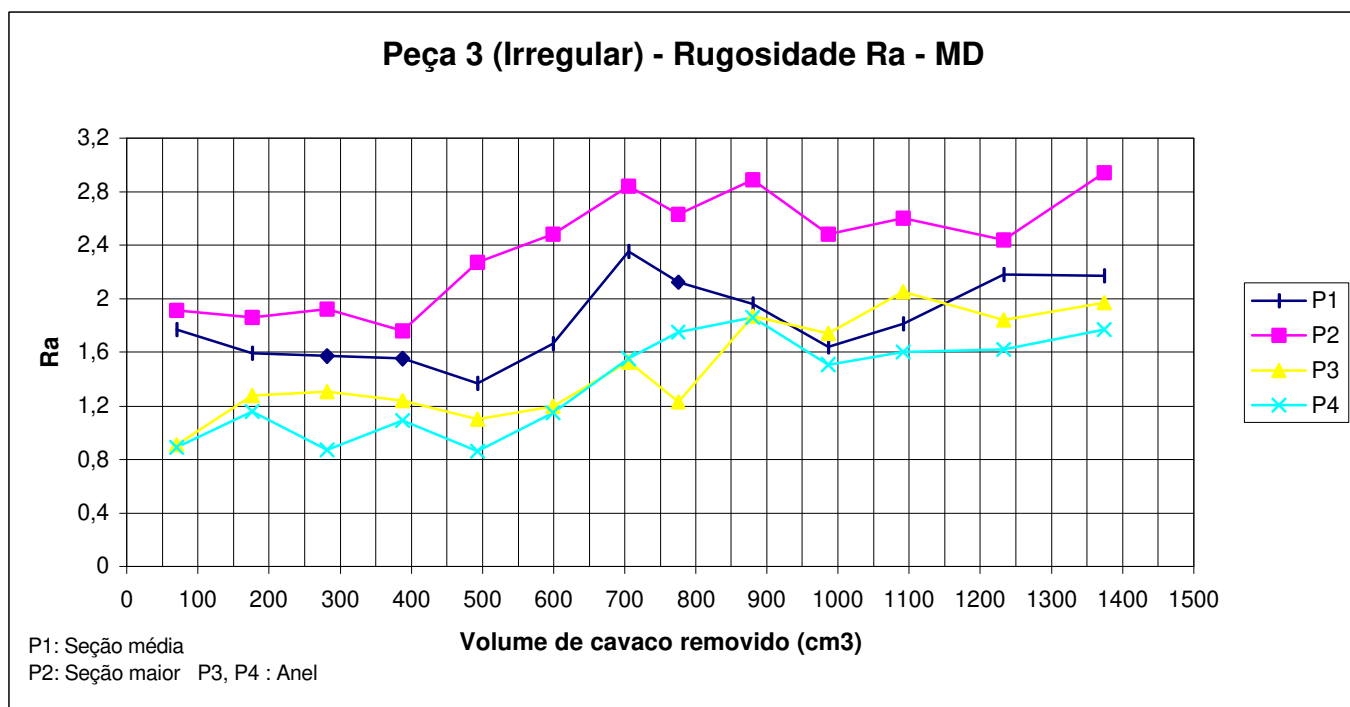


Figura 4.31 - Rugosidade superficial Ra (μm) em diversos pontos da Peça 3

Dos ensaios realizados, pode-se concluir que para níveis de rugosidade da peça próximos ao valor estabelecido como limite (Ra máxima = $3,2 \mu\text{m}$), o fim de vida em geral se dá por desgaste e não por rugosidade. No corte concordante (peça 1), o desgaste de flanco não influencia diretamente na rugosidade, já nos cortes discordantes (peças 2 e 3), essa influência é maior, especialmente no fim da vida da ferramenta. A situação em que a espessura média de cavaco é maior é na região da seção maior da Peça 3 (Ponto P2), e os resultados mostram que nesse ponto, a rugosidade no início do ensaio é a mais alta de todas as peças.

4.3 Ferramenta de Cerâmica

4.3.1 Processo de Desbaste

A pastilha utilizada tanto no desbaste quanto no acabamento é uma pastilha de Nitreto de Silício (Si_3N_4), conhecida como Sialon classe ISO K20 (código do fabricante KY3500), de grão fino. A geometria da pastilha é a mesma do metal duro. Embora a pastilha aceite trabalhar com refrigeração, os ensaios foram realizados a seco.

4.3.1.1 Influência da velocidade de Corte e Sentido de Usinagem na Vida da Ferramenta

Os ensaios nas três peças foram comparados, tomando como base o mesmo volume de cavaco removido de $1042,8 \text{ cm}^3$. Foi adotado esse volume de cavaco porque o ensaio da peça 1, com 700 m/min no sentido discordante, atingiu fim de vida por desgaste excessivo após 110 passes (equivalente a $1042,8 \text{ cm}^3$ de cavaco). Também no ensaio da peça 2, com 840 m/min no sentido discordante, a mesma atingiu fim de vida por desgaste após 120 passes (equivalente a 1047 cm^3 de cavaco), volumes de referência acima deste teriam desconsiderado esses dois ensaios. O desgaste de flanco médio $V_{B\text{medio}}$ foi obtido a partir das três arestas mais críticas do jogo de oito pastilhas ensaiadas, sendo adotado o valor máximo de 0,2 mm como critério de fim de vida. Foram ensaiadas três velocidades de corte diferentes, 700, 840 e 1000 m/min, nos sentidos concordante e/ou discordante. De fato, os ensaios foram feitos nos sentidos otimizados, tomando como base os resultados obtidos nos ensaios com ferramenta de metal duro. Somente na peça 1 foi feito ensaio em ambos os sentidos, confirmando que, também com pastilha cerâmica, o sentido mais apropriado é o concordante. Nas outras peças, o sentido adotado foi o discordante.

Resultados obtidos no fresamento da Peça 1 (Elíptica com rebaixo)

Foram feitos quatro ensaios, com $v_c = 700 \text{ m/min}$ e com $v_c = 840 \text{ m/min}$, em ambos os sentidos, concordante e discordante, como mostrado na Figura 4.32. Percebe-se que a velocidade de corte influencia fortemente no desgaste. Em forma semelhante aos ensaios com metal duro, o corte concordante mostrou-se superior ao discordante em termos de desgaste.

No ensaio com $v_c = 700 \text{ m/min}$, no sentido concordante, somente se registrou desgaste mínimo ($V_B = 0,1 \text{ mm}$) após 100 passes, o fim de vida ($V_{B\text{ medio}} = 0,2 \text{ mm}$) aconteceu para um volume de cavaco de 1991 cm^3 , praticamente duas vezes maior que o volume de comparação ($1042,8 \text{ cm}^3$). Embora esperado, não foi observado lascamento, somente desgaste de flanco. No ensaio com sentido discordante de corte, o desgaste mínimo ($V_B = 0,1 \text{ mm}$) foi registrado após 40

passes, mais prematuramente que no sentido concordante, atingindo fim de vida na passada 110 (volume de cavaco $1042,8 \text{ cm}^3$). Da mesma forma, não foi observado lascamento nas pastilhas.

No ensaio com $v_c = 840 \text{ m/min}$, no sentido discordante, foram evidenciados lascamentos após 20 passes, atingindo fim de vida com somente 50 passes. Isso indicaria que o corte concordante teria um comportamento ainda pior devido ao choque da aresta com a peça na entrada do corte, que aceleraria ainda mais o lascamento. Porém, o resultado do ensaio concordante foi totalmente o contrário, atingindo fim de vida com 100 passes, o dobro que no sentido discordante, sem acontecer lascamentos nas pastilhas.

Para efeitos de comparação com o desempenho da ferramenta de metal duro, e considerando a maximização da vida útil da ferramenta ($v_c = 700 \text{ m/min}$ no sentido concordante), pode-se afirmar que, mesmo usando uma velocidade de corte muito mais elevada para o mesmo volume de cavaco ($1042,8 \text{ cm}^3$), o desgaste de flanco é inferior ao obtido em todos os ensaios com metal duro, como pode ser visto, comparando a Figura 4.32 com a Figura 4.1 **Erro! A origem da referência não foi encontrada..** Em outras palavras, comparando-se a melhor condição de usinagem com ferramenta de metal duro, com a melhor condição de usinagem com cerâmico, vê-se quão melhor é a ferramenta cerâmica para este tipo de fresamento.

No comentário feito sobre a Figura 4.1 **Erro! A origem da referência não foi encontrada.,** afirmou-se que a melhor condição para a ferramenta de metal duro em termos de desgaste foi com $v_c = 230 \text{ m/min}$ concordante, usinando $1042,8 \text{ cm}^3$ de cavaco até atingir $V_B = 0,18 \text{ mm}$. Para esse mesmo nível de desgaste, utilizando-se ferramenta cerâmica com $v_c = 700 \text{ m/min}$, no sentido concordante, usinou-se 1564 cm^3 , o que significa um volume 1,5 vezes maior do que o obtido com metal duro e com uma velocidade de corte três vezes maior, o que significa redução do tempo de usinagem na mesma proporção nas condições de corte utilizadas. Assim, comprova-se o quão adequado é se utilizar ferramenta cerâmica para esta aplicação.

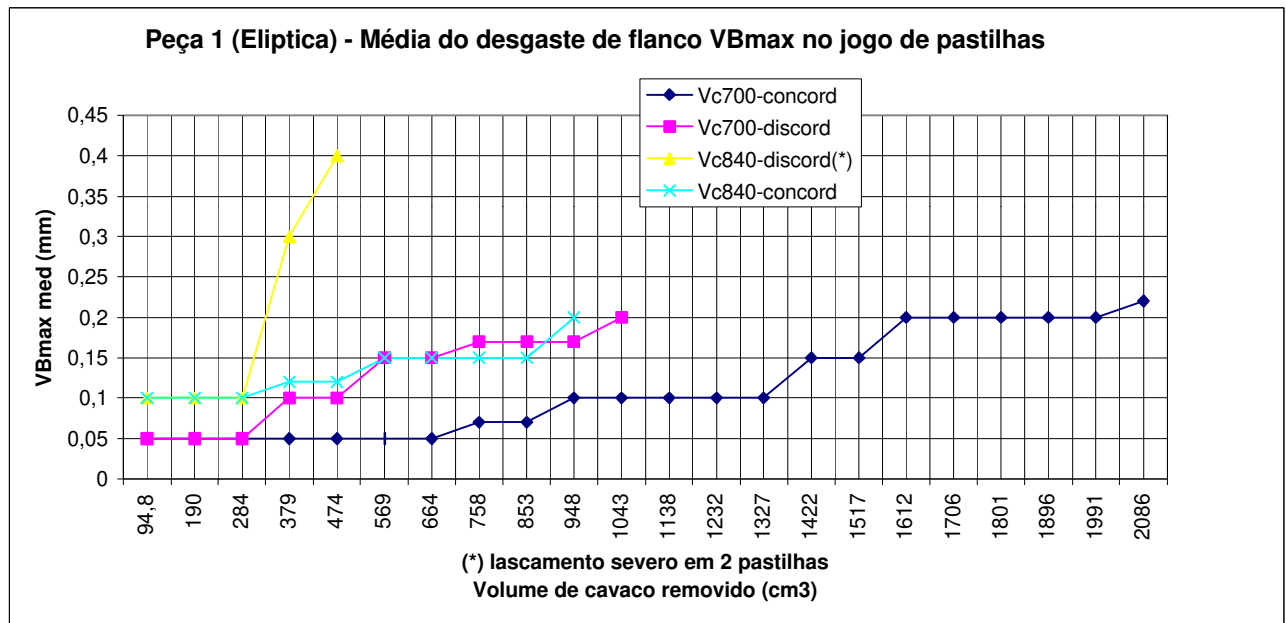


Figura 4.32 - Desgaste de flanco médio ao longo do ensaio - Peça 1 – Desbaste Cerâmica

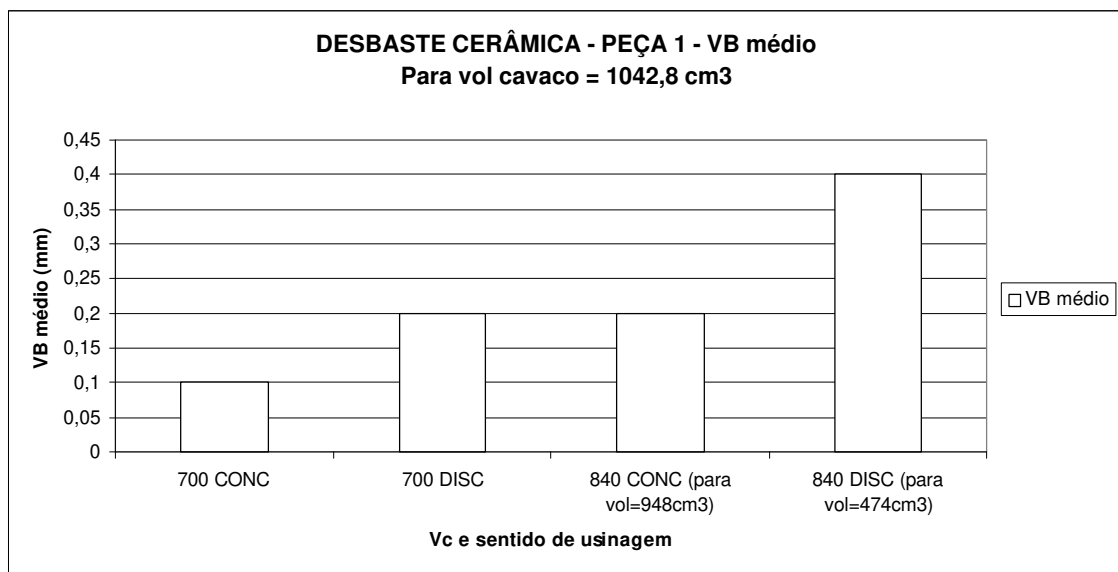


Figura 4.34 - Desgaste de flanco médio no final do ensaio – Peça 1 - Desbaste Cerâmica

Finalmente, para determinar qual a velocidade de corte mais adequada para a usinagem desta peça, podemos fazer a seguinte análise. O aumento da velocidade de corte de 700 m/min para 840 m/min no sentido concordante, significa, em termos quantitativos :

- Aumento de 20% na velocidade de corte, portanto redução na mesma proporção do tempo de usinagem;

- Diminuição do volume usinado em 41%, segundo análise da Figura 4.32 (até atingir fim de vida, $V_{B \text{ máx médio}} = 0,2 \text{ mm}$).

Em função dessas considerações, qual velocidade de corte deve ser utilizada para usinagem desta peça? Isso dependerá do que se deseja obter. Lembrando as considerações feitas no item 4.1, podemos concluir que, se o objetivo for MAXIMIZAR VIDA ÚTIL DA FERRAMENTA, com certeza a velocidade a ser utilizada é 700 m/min. Se o objetivo for MAXIMIZAR A PRODUTIVIDADE, tendo baixos tempos de produção, situação considerada prioritária no setor produtivo, provavelmente a velocidade a ser utilizada é 840 m/min.

- **Análise de desgaste/avaria - Ensaio 3 – $v_c = 700 \text{ m/min}$ - sentido concordante**

Este ensaio foi o que proporcionou maior vida da ferramenta nesta peça. O ensaio foi prolongado após atingir o volume de comparação (equivalente a 110 passes) devido a ter apresentado desgaste mínimo ($V_{B \text{ médio}} = 0,10 \text{ mm}$). O ensaio foi continuado até atingir o fim da vida adotado., o que aconteceu na passada 170. O fim de vida foi atingido por desgaste ($V_B = 0,2$ em 3 pastilhas). Mesmo tendo atingido o fim de vida, o ensaio foi prolongado para poder estudar o comportamento da pastilha a um desgaste maior ou diante de algum mecanismo de falha. O desgaste foi aumentando a uma taxa muito baixa e não se observou lascamento de nenhuma aresta, por esse motivo o ensaio foi finalizado na passada 220, quando 7 pastilhas atingiram $V_B = 0,2 \text{ mm}$ e uma $V_B = 0,25 \text{ mm}$.

O fim de vida da ferramenta foi por desgaste difusivo. O aspecto de todas as pastilhas, após a passada 220, foi o mesmo, desgaste uniforme por difusão, superfície lisa sem presença de lascamento.

A Figura 4.35 mostra uma ampliação (x400) da região desgastada da pastilha 7. Mesmo nesse nível de ampliação não se observam riscos nem uma superfície rugosa que poderia indicar a presença do mecanismo de *attrition* simultaneamente com a difusão. Comparando este resultado com o relatado por Bhattacharyya (1984), quem ao usinar ferro fundido cinzento com ferramenta de Sialon registrou a presença do mecanismo de *attrition*, podemos entender que esse mecanismo

não acontece pelos motivos seguintes: em primeiro lugar nossos ensaios foram no fresamento e não no torneamento contínuo, e portanto, os riscos brilhantes gerados pelo mecanismo de difusão (ver Figura 2.19) não estão em contato com o material da peça o tempo suficiente (corte interrompido) para serem arrancados da superfície da ferramenta pelo mecanismo de *attrition* e também porque a temperatura de contato peça-ferramenta é muito elevada, além da faixa típica onde acontece o *attrition*, por esses motivos o desgaste acontece somente por difusão.

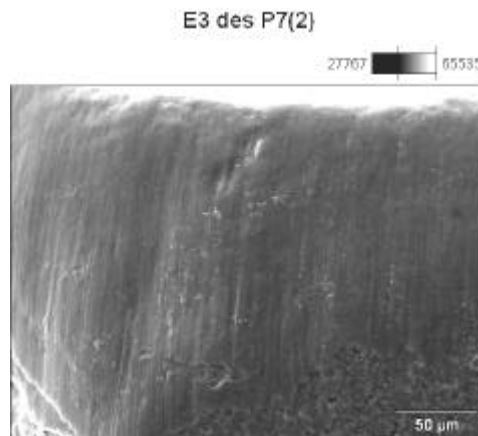


Figura 4.35 – Aspecto da superfície desgastada da pastilha (x400) – ensaio 3 - $v_c = 700$ m/min – Peça 1 - sentido concordante – desbaste cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

A análise EDS (Tabela 4.17) mostra que, na região desgastada (ponto 3 da Figura 4.36), existe uma pequena quantidade de Fé, tanto na região desgastada quanto na região fronteira do desgaste.

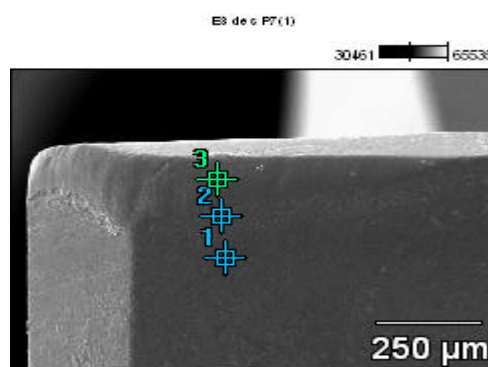


Figura 4.36 – Desgaste da pastilha (x100) – ensaio 3 - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

Tabela 4.17 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 3

Concentração em peso %

	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>Zn</i>
<i>Pastilha 07 - ensaio 3_pt1</i>	92.94		7.06	
<i>Pastilha 07 - ensaio 3_pt2</i>	89.55		6.92	3.53
<i>Pastilha 07 - ensaio 3_pt3</i>	89.40	2.51	8.09	

- **Análise de desgaste/avaria - Ensaio 4 – $v_c = 700$ m/min - sentido discordante**

Este ensaio apresentou um desgaste mais acelerado do que o ensaio no sentido concordante. O ensaio atingiu fim de vida após 110 passes (1043 cm^3). O aspecto de todas as pastilhas, após a passada 110, foi o mesmo, desgaste uniforme por difusão, superfície lisa sem presença de lascamento. Conseqüentemente, o fim de vida da ferramenta foi por desgaste difusivo. Provavelmente, a velocidade de corte não provocou lascamento nas pastilhas por ser ainda baixa.

A análise EDS (Tabela 4.18) mostra que, na região desgastada (ponto 3 da Figura 4.37), praticamente não existe presença de Fe, provavelmente removido pela ação do corte. Porém, na região fronteira do desgaste (pontos 2 e 4) existe uma quantidade significativa de Fe. Importante notar que o ponto 2 encontra-se mais próximo da zona de “contato intermitente” entre o cavaco e a ferramenta, onde acontece escorregamento, o que facilita a evacuação das partículas de Fe aderidas na superfície da ferramenta (lembrar que este mecanismo acontece tanto na superfície de saída como na superfície de folga). Por esse motivo, é coerente que o conteúdo de Fe nesse ponto seja inferior ao do ponto 4, que se encontra na “zona de aderência”, onde a velocidade de saída do cavaco é zero.

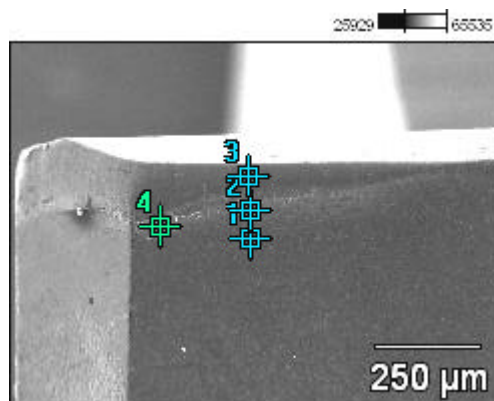


Figura 4.37 - Desgaste por difusão (x 100) - ensaio 4 - $v_c = 700$ m/min – Peça 1 - sentido discordante – desbaste cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

Tabela 4.18 Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 4

Concentração em peso %

	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Cr</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>Zn</i>
<i>Pastilha 5 – ensaio 4_pt1</i>		83.46			11.97	4.56
<i>Pastilha 5 – ensaio 4_pt2</i>	0.98	24.41	1.66		32.52	40.43
<i>Pastilha 5 – ensaio 4_pt3</i>	0.22	99.24			0.54	
<i>Pastilha 5 – ensaio 4_pt4</i>	0.48	4.75		1.04	65.46	28.27

- Análise do desgaste/avaria - Ensaio 10 – $v_c = 840$ m/min - sentido discordante**

A Figura 4.38 mostra a pastilha 8 deste ensaio, que atingiu fim de vida por lascamento no chanfro inferior, após a passada 50. Pode ser indicador de velocidade de corte muito elevada, o que provocou desgaste de flanco por difusão e lascamento. Segundo Trent (1996), na usinagem com velocidade de corte elevada, o desgaste de flanco é baseado no mecanismo de difusão, sendo que a velocidade de desgaste aumenta com o aumento da velocidade de corte. O mecanismo de difusão se baseia na seguinte hipótese: a perda de material da superfície da ferramenta é provocada pela migração de átomos para o material da peça que está fluindo sobre a sua superfície. Com velocidades de corte baixas (no caso do metal duro, por exemplo), a temperatura não é o suficientemente elevada para provocar difusão ou deformação. Nesse caso, o *attrition* é o dominante no processo de desgaste. A Tabela 4.19 mostra que se tem pouco material de peça (Fe

e Mn) e bastante material de ferramenta (Si) nos pontos 2 e 3. Além disso, a superfície desgastada é bastante lisa, o que caracteriza o desgaste difusivo (Trent, 1996).

Da mesma forma que na usinagem com metal duro, ao longo do ensaio foram monitorados o aparecimento e a evolução do desgaste e lascamento nas pastilhas através da observação no microscópio óptico. Um padrão que foi observado ao longo de todos os ensaios de desbaste com metal duro é a forte adesão do cavaco na pastilha, esta característica não foi observada no material cerâmico, somente alguma adesão de Fe na interface.

A pastilha 8, assim como a pastilha 6, apresentaram lascamento no chanfro inferior (superfície secundária de folga) de comprimento aproximado de 0,1 na primeira observação (passada 20). Após a passada 40, o lascamento da pastilha 8 aumentou para 0,5 mm e o da pastilha 6 para 0,4 mm, as outras pastilhas somente mostraram desgaste de flanco mínimo ($V_B = 0,1$ mm). Após a passada 50, o lascamento da pastilha 8 aumentou para 0,7 mm como mostrado na Figura 4.38, atingindo valor limite para lascamento e motivando fim de vida do ensaio, o lascamento da pastilha 6 aumentou para 0,5 mm, enquanto o desgaste de flanco das outras pastilhas se manteve inalterado.

É possível que a excessiva velocidade de corte no sentido discordante (que já mostrou ser a pior sentido de usinagem por apresentar espessura de corte zero na entrada) tenha incentivado o mecanismo *foot forming* (ver item 4.1.1) e provocado o lascamento da aresta na saída do corte, na região inferior do chanfro atingindo grande parte da superfície secundária de folga, como pode ser visto na Figura 4.39. Este mecanismo é mais significativo quanto maior a espessura do cavaco na saída, que nesta peça corresponde a região do diâmetro maior da elipse.

Na região da superfície principal de folga (ponto 3 da Figura 4.38) se observa desgaste de flanco mínimo, o aspecto da superfície não indica abrasão e provavelmente se deveu a um processo difusivo. O resultado do EDS mostra que existe, nessa região, uma mínima difusão de ferro proveniente da peça, porém, na região intermediária (ponto 2) existe significativa difusão de ferro. Este resultado se vê reforçado pelo fato que em todos os ensaios com cerâmica se formou um fino cordão de Fé, separando a região desgastada da região sem desgaste (de forma

semelhante à mostrada na Figura 4.44 que pertence a outra peça). Essa fina camada de Fe provavelmente foi sendo retirada com o movimento de corte. No ponto 1, não foi possível de verificar a presença de Fe por limitações do equipamento de analisar superfícies inclinadas. Pode-se, finalmente, concluir que o fim do ensaio foi provocado por lascamento em duas pastilhas, provavelmente incentivado pelo mecanismo *foot forming*, sendo que nas restantes somente foi observado desgaste de flanco mínimo por difusão.

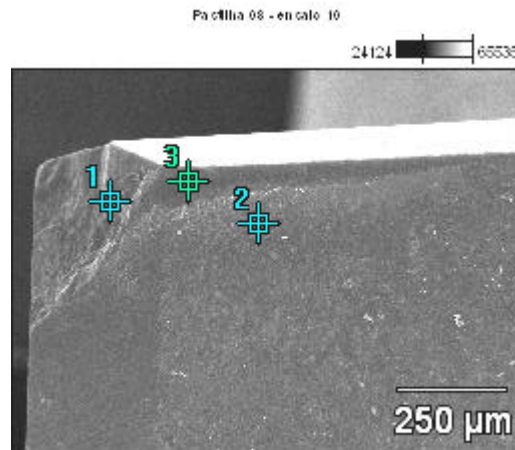


Figura 4.38 - Lascamento da pastilha - ensaio 10 (x100) - $v_c = 840$ m/min – Peça 1 - sentido discordante – desbaste cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

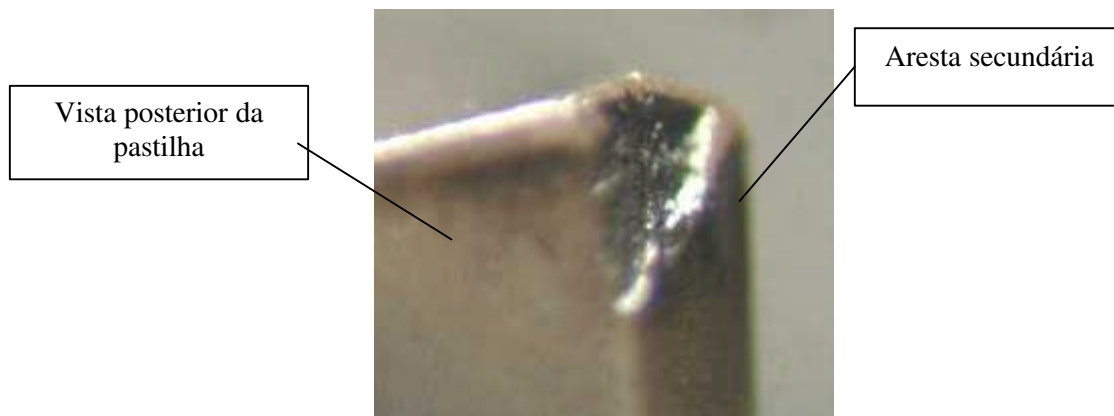


Figura 4.39 - Lascamento da pastilha do ensaio 10 (Foto digital)

Tabela 4.19 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 10

Concentração em peso %

	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>Zn</i>
<i>Pastilha 08 - ensaio 10_pt2</i>		49.93		43.41	4.84
<i>Pastilha 08 - ensaio 10_pt3</i>	0.24	90.06	1.94	7.76	

- **Análise de desgaste/avaria - Ensaio 12 – $v_c = 840$ m/min - sentido concordante**

A forte tendência ao lascamento no sentido discordante nessa velocidade de corte indicaria que o sentido concordante teria um comportamento ainda pior, devido ao choque da aresta com a peça na entrada do corte, acelerando ainda mais o lascamento, porém aconteceu o contrário. A ferramenta apresentou, inicialmente, microlascamentos em três pastilhas, entretanto eles não evoluíram para lascamento.

O ensaio atingiu fim de vida após 110 passes (1043 cm^3), o dobro do atingido no sentido discordante. O aspecto de todas as pastilhas após a passada 110 foi o mesmo, desgaste uniforme por difusão, superfície lisa sem presença de lascamento (Figura 4.36). Consequentemente, o fim de vida da ferramenta foi por desgaste difusivo. Provavelmente a velocidade de corte não provocou lascamento nas pastilhas por ser ainda baixa.

A análise EDS (Tabela 4.20) mostra que, na região desgastada (ponto 3 da Figura 4.36), praticamente não existe presença de Fe, provavelmente removido pela ação do corte. Porém, na região fronteira do desgaste (ponto 2) existe uma presença muito forte de Fe, o que indicaria uma atividade intensa do mecanismo de difusão.

Concluimos que o sentido concordante é melhor que o discordante, mesmo em alta velocidade de corte, não provocando lascamento das pastilhas, diferente do ocorrido no sentido discordante. Este fato mostra que o atrito na entrada no discordante é mais prejudicial para a ferramenta do que o impacto na entrada da aresta no corte, no concordante.

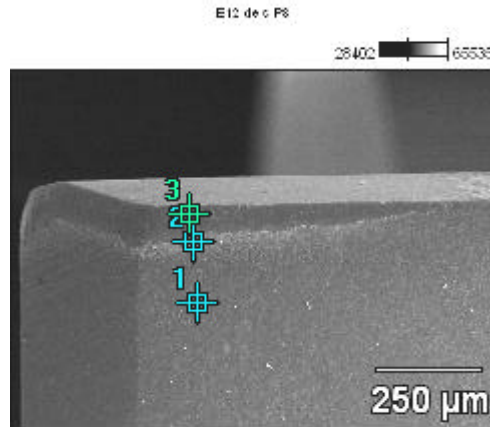


Figura 4.36 - Desgaste por difusão - ensaio 12 (x 100) - $v_c = 840$ m/min – Peça 1 - sentido concordante – desbaste cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

Tabela 4.20 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 12

Concentração em peso %

	<i>Si</i>	<i>Cr</i>	<i>Fe</i>	<i>Zn</i>
<i>Pastilha 08 - ensaio 12_pt1</i>	96.67		3.33	
<i>Pastilha 08 - ensaio 12_pt2</i>	17.27	0.63	60.46	21.64
<i>Pastilha 08 - ensaio 12_pt3</i>	99.21		0.79	

Resultados obtidos no fresamento da Peça 2 (Quadrada)

Nesta peça, foram feitos três ensaios com velocidades de corte diferentes: 700, 840 e 1000 m/min, somente no sentido discordante, já que este sentido se mostrou mais apropriado nos ensaios com metal duro. Como pode ser visto na Figura 4.37, a influência da velocidade de corte no desgaste da ferramenta não é tão significativa quanto na peça 1.

Existe um fato contraditório: quando se aumenta a v_c de 840 para 1000 m/min, o nível de desgaste diminui, talvez devido a que, com o aquecimento maior, a resistência da peça cai e a ferramenta corta mais facilmente e, como a ferramenta possui elevada resistência ao calor, ela não sofre tanto com o aumento da temperatura.

- Por outro lado, o aumento da velocidade de corte provoca os seguintes efeitos:
- Aumento da temperatura da ferramenta na saída do corte;
- Diminuição do período de resfriamento da ferramenta;

- Aumento da transferência de calor pastilha-ar, provocado pela convecção mais eficiente.

É provável que os dois primeiros efeitos tenham tido uma influência maior que o terceiro, o que provocaria uma menor variação da temperatura na ferramenta. Portanto, a pastilha, quando entra no novo corte, o faz com uma temperatura ainda elevada, o que minimiza o choque térmico e aumenta a vida útil da pastilha. Este fato é mais significativo nesta peça (quadrada), onde, em aproximadamente 30% do tempo de corte, acontecem dois golpes de entrada da pastilha por volta da fresa, situação que diminui ainda mais a variação de temperatura entre o período de resfriamento e o período de corte, o que possibilita um corte mais estável termicamente.

Porém, surge então uma dúvida: por que o desgaste aumentou quando se passou de $v_c = 700$ m/min para 840 m/min? Neste caso, o período de resfriamento aumenta e a temperatura da ferramenta na saída do corte não é muito elevada (em relação ao ensaio com $v_c = 1000$ m/min), conseqüentemente a variação de temperatura é maior, o que incentiva o choque térmico e incentiva o desgaste.

Temos que considerar, também, que o calor gera prejuízos para o corte porque danifica a ferramenta e também traz benefícios, porque diminui a resistência mecânica da peça e com isso, facilita o corte. Há que se acrescentar a força do impacto fresa-peça (2 por rotação) que aumenta com a velocidade de corte. Somadas estas três influências, vê-se que a velocidade de 700 m/min apresentou o melhor desempenho e, com isso, gerou a maior vida da ferramenta.

Comparando-se a condição de maior vida da ferramenta quando se utilizou ferramenta cerâmica na usinagem desta peça ($v_c = 700$ m/min discordante) com o melhor desempenho, quando se utilizou ferramenta de metal duro ($v_c = 230$ m/min discordante) mostrado na Figura 4.7, vê-se, novamente, a adequação da ferramenta cerâmica para a usinagem de ferro fundido. Para se atingir o mesmo desgaste de flanco ($V_B = 0,2$ mm), a ferramenta cerâmica, com uma velocidade de corte três vezes maior, removeu 1920 cm^3 de cavaco, enquanto a ferramenta de metal duro removeu somente $959,75 \text{ cm}^3$, o que significa, no caso da ferramenta cerâmica, um volume duas vezes maior de cavaco que no caso do metal duro.

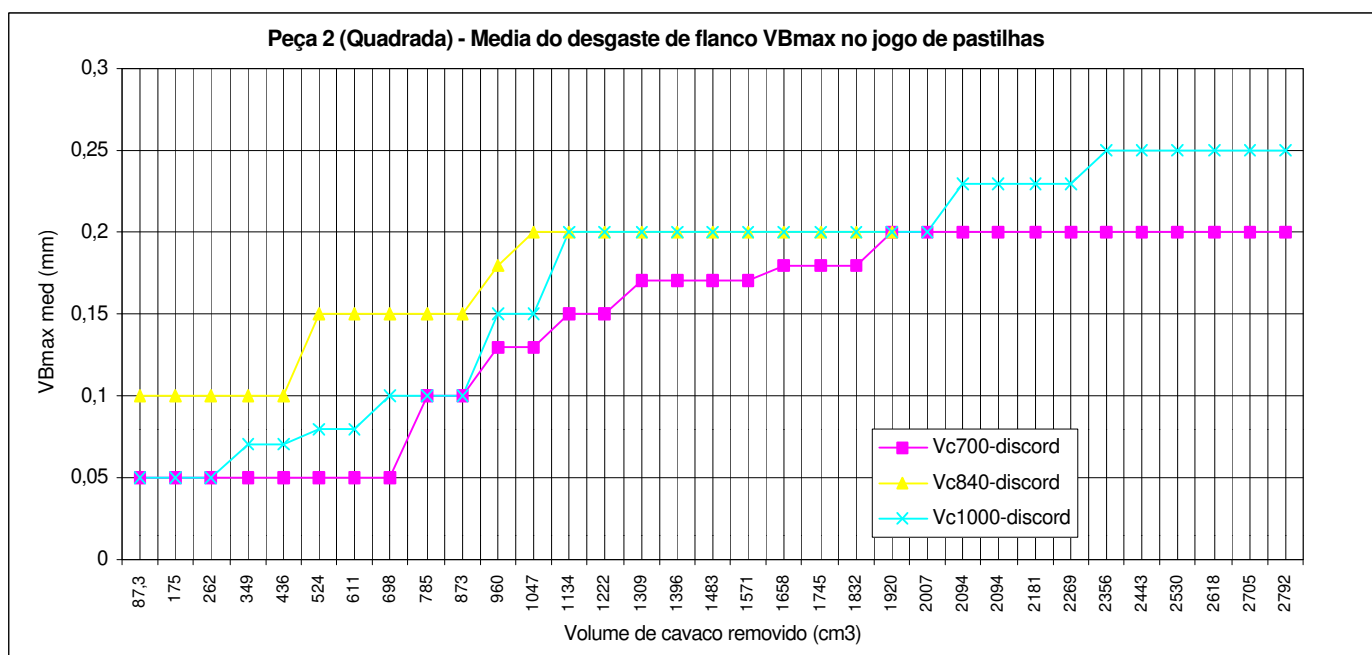


Figura 4.37- Desgaste de flanco médio ao longo do ensaio - Peça 2

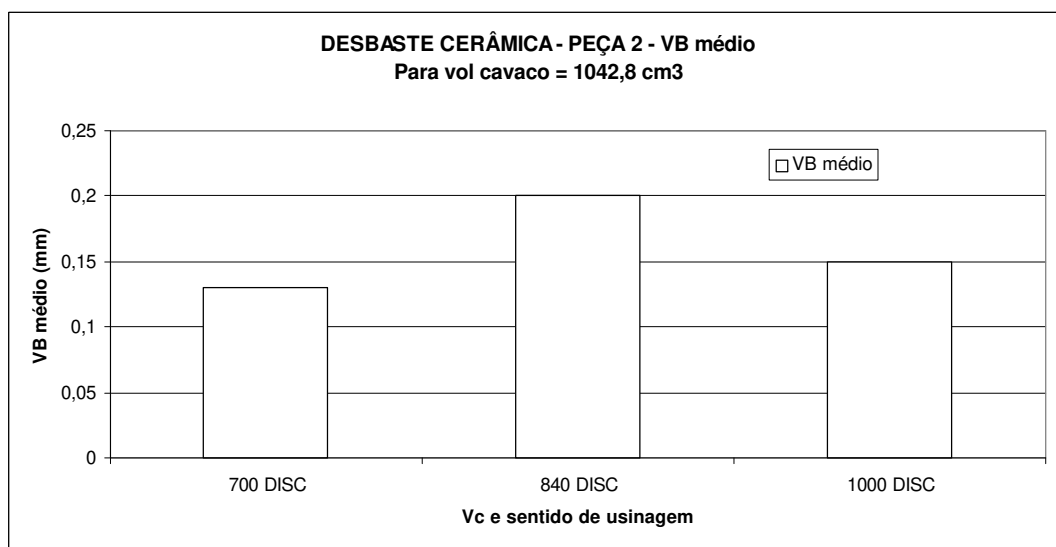


Figura 4.38 - Desgaste de flanco médio no final do ensaio - Peça 2

Finalmente, para determinar qual a velocidade de corte mais adequada para a usinagem desta peça, podemos fazer a seguinte análise. O aumento da velocidade de corte de 700 m/min para 1000 m/min significa, em termos quantitativos :

- Aumento de 42% na velocidade de corte, portanto redução na mesma proporção do tempo de usinagem;
- Diminuição do volume usinado, por vida da ferramenta em 41%, segundo análise da Figura 4.37 (até atingir fim de vida, $V_B \text{ máx médio} = 0,2 \text{ mm}$).

Em função dessas considerações, qual velocidade de corte deve ser utilizada para usinagem desta peça? Isso dependerá do que, se deseja obter. Lembrando as considerações feitas no item 4.1, podemos concluir que, se o objetivo for MAXIMIZAR VIDA ÚTIL DA FERRAMENTA, com certeza a velocidade a ser utilizada é 700 m/min. Se o objetivo for MAXIMIZAR A PRODUTIVIDADE, tendo baixos tempos de produção, situação considerada prioritária no setor produtivo, provavelmente a velocidade a ser utilizada é 1000 m/min.

- **Análise do desgaste/avaria - Ensaio 5 – $v_c = 700 \text{ m/min}$ – sentido discordante**

Neste ensaio, foi usinada uma peça inteira (110 passes), apresentando, todas as pastilhas, desgaste de flanco mínimo ($V_B = 0,1 \text{ mm}$). Após troca da peça, este desgaste foi mantido nos primeiros 20 passes na peça nova. Após a passada 150 (40 passes na peça nova), a pastilha 7 sofreu um lascamento repentino em forma aproximadamente circular de 0,7 mm de diâmetro (ver Figura 4.41) na mesma posição que no ensaio 10, na região inferior do chanfro. A avaria provocou o fim do ensaio e pode ser vista na Figura 4.39, Figura 4.44 e Figura 4.41. O fato das outras pastilhas continuarem apresentando o mesmo desgaste de flanco mínimo ($V_B = 0,1 \text{ mm}$), indicador que, provavelmente a fratura pode ter sido potencializada por uma dureza excessiva da peça nova (pelo fato da falha se apresentar após 40 passes, logo depois de trocar a peça por outra nova). Segundo Trent (1996), o corte interrompido provoca fratura por fadiga mecânica e ela, geralmente, acontece no início do corte. Neste caso aconteceu após troca da peça e quando a ferramenta tinha voltado à temperatura ambiente. O lascamento repentino motivou o fim do ensaio, o qual foi repetido posteriormente.

A análise EDS (Tabela 4.21) mostra que na região desgastada (ponto 2 da Figura 4.39), não existe presença de Fe, porém, na região intermediária (ponto 1) existe uma considerável quantidade de Fe. A foto da Figura 4.44 foi tirada antes de retirar o cordão de Fe que se formou

na interface para efetuar a medição do desgaste e pode indicar que existiu um processo difusivo que provocou o desgaste da superfície principal, embora mínimo.

Podemos concluir que, neste ensaio, o fim de vida da ferramenta foi por lascamento excessivo numa pastilha, sendo que as outras apresentaram somente desgaste de flanco mínimo provocado por um processo de difusão.

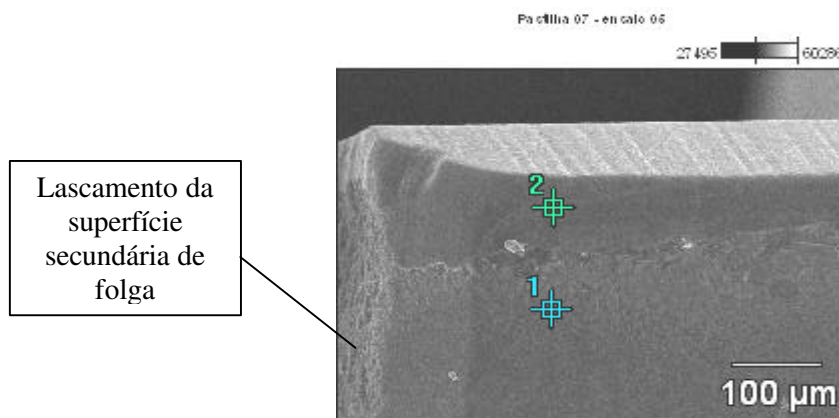


Figura 4.39 - Lascamento da pastilha - ensaio 5 (x200) - $v_c = 700$ m/min – Peça 2 - sentido discordante – desbaste cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

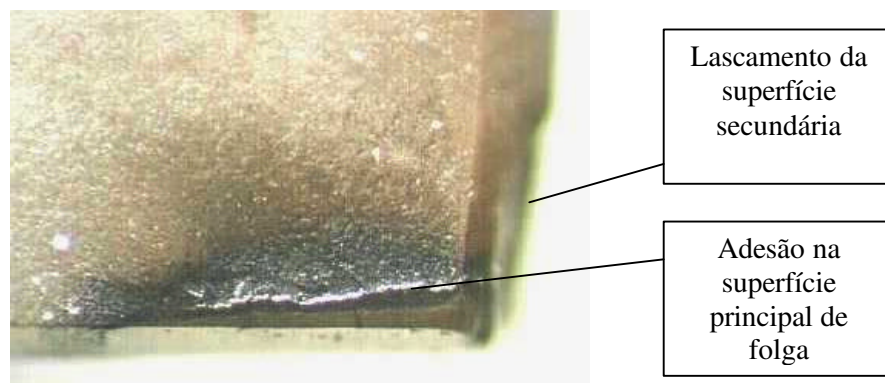


Figura 4.44- Lascamento da superfície secundária - ensaio 5

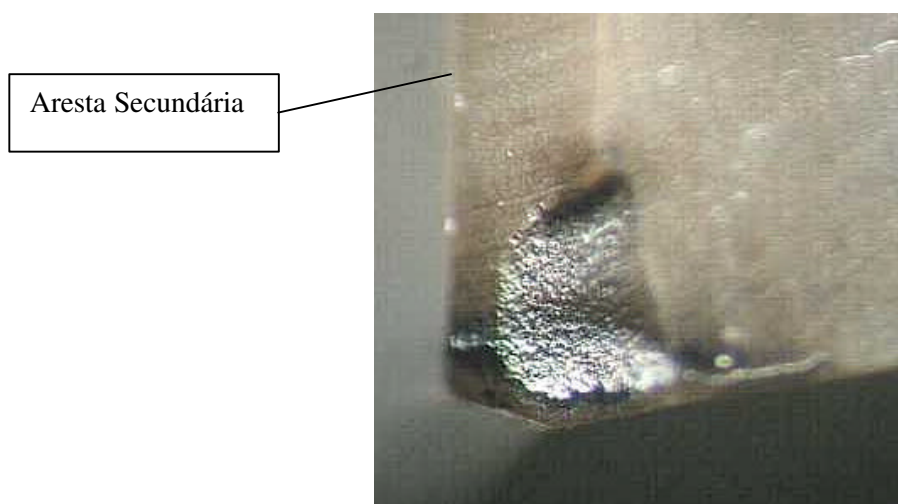


Figura 4.41- Lascamento da superfície secundária - ensaio 5 (vista frontal da espessura)

Tabela 4.21- Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 5

Concentração em peso %

	<i>Si</i>	<i>Fe</i>	<i>Zn</i>
<i>Pastilha 07 - ensaio 05_pt1</i>	44.87	46.50	8.63
<i>Pastilha 07 - ensaio 05_pt2</i>	100.00		

• **Análise de desgaste/avaria - Ensaio 7 – $v_c = 700$ m/min – sentido disc. – REP.**

Este ensaio é a repetição do ensaio anterior (ensaio 5). Neste ensaio, não foi observado lascamento e o desgaste de flanco teve um crescimento lento, atingindo fim de vida na passada 220 ($V_B = 0,2$ mm em três pastilhas), embora o ensaio foi continuado até a passada 330 (três peças usinadas), com o propósito de estudar o comportamento da pastilha a um desgaste maior. Após a passada 330, as pastilhas atingiram o mesmo nível de desgaste $V_B = 0,2$ mm.

A análise EDS (Tabela 4.22) mostra que, na região desgastada (ponto 3 da Figura 4.42), existe uma mínima presença de Fe, em maior quantidade na região fronteira do desgaste (ponto 2). As características da região desgastada indicam processo de desgaste difusivo.

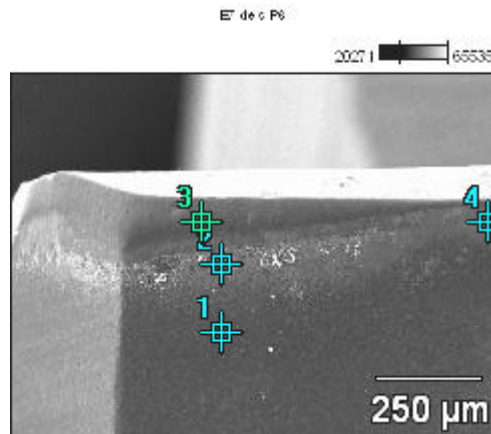


Figura 4.42- Desgaste por difusão – ensaio7 (x 100) - $v_c = 700$ m/min – Peça 2 - sentido discordante – desbaste cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

Tabela 4.22 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 7

Concentração em peso %

	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Cr</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>Zn</i>
<i>Pastilha 6 – ensaio 7_pt1</i>		85.84	0.56		10.17	3.42
<i>Pastilha 6 – ensaio 7_pt2</i>		80.04			11.51	8.45
<i>Pastilha 6 – ensaio 7_pt3</i>	0.47	97.95		1.26	0.32	

Os resultados desta repetição foram utilizados no gráfico desgaste de flanco médio versus volume de cavaco, mostrado na Figura 4.37.

- Análise de desgaste/avaria - Ensaio 9 – $v_c = 1000$ m/min – sentido discordante**

Este ensaio apresentou desgaste normal em todas as pastilhas, atingindo fim de vida após 130 passes (após volume de comparação equivalente a 120 passes nesta peça). Para poder estudar o comportamento das pastilhas a um desgaste maior ou diante de algum mecanismo de falha, o ensaio foi prolongado até atingir 330 passes, quando as pastilhas atingiram desgaste uniforme com $V_B = 0,25$ mm. Não foi observado nenhum lascamento.. A Figura 4.43 mostra desgaste de flanco sem riscos abrasivos.

Como mostra o resultado da análise EDS (Tabela 4.23), na superfície desgastada existe pequena presença de Fe proveniente do material da peça (ponto 1 da Figura 4.44) e na região fronteira com a região desgastada e o resto da ferramenta (ponto 2) existe uma forte presença de Fe. A região desgastada encontra-se bastante lisa, o que é próprio do processo difusivo. Uma hipótese para o mecanismo de desgaste desta ferramenta é que o Fe difunde-se ou adere principalmente na fronteira do desgaste. Este ferro aí presente gera difusão entre material da ferramenta e este elemento, e faz com que esta fronteira seja deslocada, aumentando o valor do desgaste. Na região já desgastada, a presença de Fe é pequena, pois o contato com a peça remove o excesso de ferro.

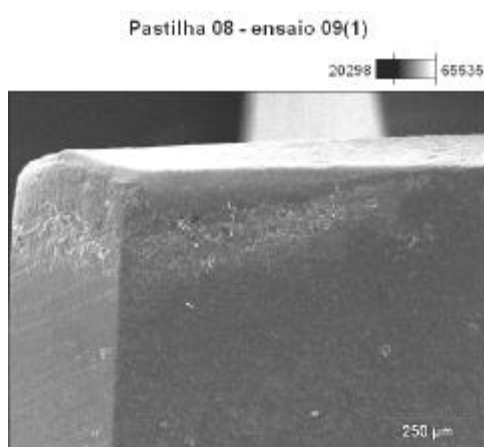


Figura 4.43 - Desgaste por difusão (x 100) - ensaio 9 - $v_c = 1000$ m/min – Peça 2 - sentido discordante – desbaste cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

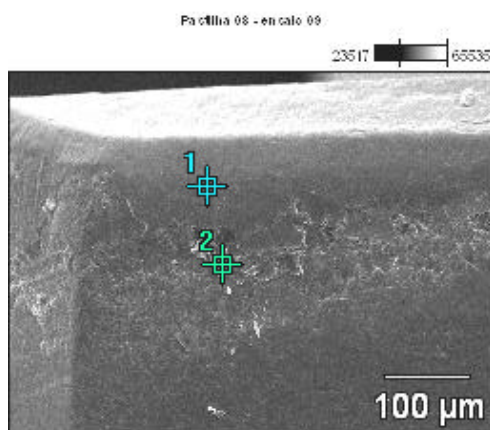


Figura 4.44 - Desgaste por difusão (x 200) - ensaio 9 - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

Tabela 4.23- Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 9

Concentração em peso %

	<i>Mg</i>	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>Zn</i>
<i>Pastilha 08 - ensaio 09_pt1</i>	1.11	2.91	66.28	14.64	13.48	
<i>Pastilha 08 - ensaio 09_pt2</i>		2.23	13.28	1.79	53.68	26.23

Resultados obtidos no fresamento da Peça 3 (Irregular)

Nesta peça também foram feitos três ensaios com velocidades de corte diferentes 700, 840 e 1000 m/min , somente no sentido discordante. Como mostrado na Figura 4.45, a influência da velocidade de corte sobre o desgaste é muito significativa.

A velocidade de corte influencia fortemente no desgaste, um aumento de 20% na velocidade de corte provoca um aumento de 100% no desgaste das pastilhas (mudança na v_c de 700 para 840 e de 840 para 1000 m/min) para o volume de comparação de 1042,8 cm³.

O ensaio com 700 m/min apresentou, ao longo do ensaio, um desgaste mínimo e foi interrompido quando atingiu $V_{BMed} = 0,1$ mm após usinar 1550,1 cm³ de cavaco, como mostrado na Figura 4.45. Comparando este ensaio com a melhor condição encontrada usinando com metal duro, para o mesmo nível de desgaste, encontramos que os ensaios com $v_c = 230$ m/min discordante e $v_c = 280$ m/min concordante usinaram um volume de 704,6 1 cm³ de cavaco (Figura 4.14). Portanto, a ferramenta cerâmica usina um volume 2,2 vezes maior que a ferramenta de metal duro e com uma velocidade de corte três vezes maior.

Novamente se verifica quão adequada é a utilização de material cerâmico para fresar este tipo de ferro fundido. Com cerâmico, usina-se muito mais rapidamente e consegue-se vida de ferramenta bem mais longa que usando ferramenta de metal duro.

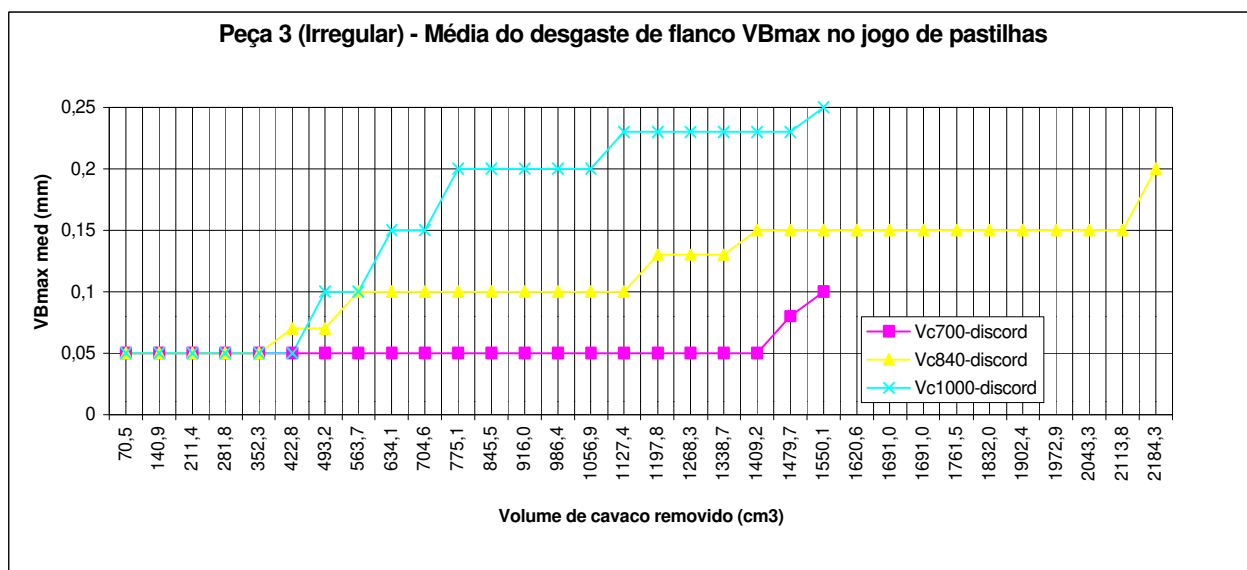


Figura 4.45 - Desgaste de flanco médio ao longo do ensaio - Peça 3

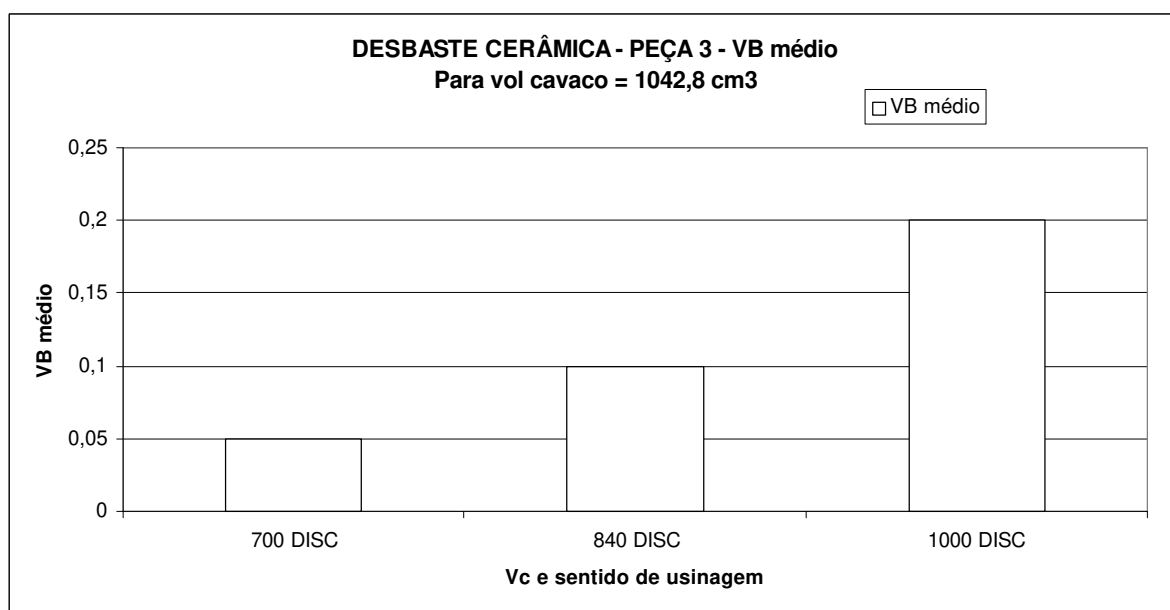


Figura 4.46 - Desgaste de flanco médio no final do ensaio - Peça 3

Finalmente, para determinar qual a velocidade de corte mais adequada para a usinagem desta peça, podemos fazer a seguinte análise. O aumento da velocidade de corte de 840 m/min para 1000 m/min significa, em termos quantitativos :

- Aumento de 19% na velocidade de corte, portanto redução na mesma proporção do tempo de usinagem;
- Diminuição drástica do volume usinado em 29,03%, segundo análise da Figura 4.45 (até atingir fim de vida).

Em função dessas considerações, qual velocidade de corte deve ser utilizada para usinagem desta peça? Isso dependerá do que se deseja obter. Lembrando as considerações feitas no item 4.1, podemos concluir que, se o objetivo for MAXIMIZAR VIDA ÚTIL DA FERRAMENTA, a velocidade a ser utilizada é 840 m/min ou, dependendo do grau de sub-utilização da máquina, usar 700 m/min, que proporcionou a maior vida útil de todas as ensaiadas (não foi possível determinar o fim de vida nesse ensaio pelo lento crescimento do desgaste). Se o objetivo for MAXIMIZAR A PRODUTIVIDADE, tendo baixos tempos de produção, situação considerada prioritária no setor produtivo, provavelmente a velocidade a ser utilizada é 1000 m/min.

- **Análise do desgaste/avaria - Ensaio 2 – $v_c = 700$ m/min - sentido discordante**

Neste ensaio, foi usinada uma peça inteira (110 passes), apresentando todas as pastilhas desgaste de flanco mínimo ($VB = 0,1$ mm). Após a troca da peça, este desgaste foi mantido em todas as pastilhas até a passada 190, porém, após a passada 210, a pastilha 8 sofreu um lascamento repentino na parte inferior do chanfro de aproximadamente 0,7 mm em forma semelhante aos ensaios 10 e 5. Entretanto, neste caso aconteceu após a passada 190 e não na mudança da peça feita após a passada 110, por esse motivo, o lascamento não pode ser atribuído à dureza superficial da peça nova.

Como mostrado na Figura 4.47, este lascamento apresenta uma estrutura diferente da apresentada no ensaio 5. Observa-se uma região lisa mais definida na ponta, o que pode indicar fadiga do material, já que não houve lascamento progressivo e sim repentino. Em peças

submetidas a esforços repetitivos, o aparecimento de uma fissura interna se propaga até a superfície, provocando quebra da peça, apresentando na região fraturada uma superfície lisa semelhante a uma concha. Segundo Trent (1996), a fratura pode ser iniciada também por deformação da ferramenta, seguida por uma formação de trincas, às vezes dificilmente perceptíveis, a fratura mecânica seria a última fase da falha. O mecanismo *foot forming* (ver capítulo 2.4.2) também pode ter provocado este lascamento, porém a espessura de corte nesta peça é pequena em grande parte da usinagem. Antes do lascamento, todas as pastilhas apresentaram desgaste de flanco mínimo $V_B = 0,1$ mm. O ensaio atingiu fim de vida por lascamento repentino de uma aresta, embora nas outras pastilhas somente se observou desgaste de flanco mínimo provocado por difusão.

Como em todos os casos anteriores, baseado na análise EDS (ver Tabela 4.24), não existe adesão de Fe na região desgastada (ponto 1 – da Figura 4.47), porém, diferentemente das peças 1 e 2, também não existe adesão de Fe na região intermediária (ponto 2). Observando a região desgastada, parece que tem riscos abrasivos. Aquele desgaste mínimo antes do lascamento deve ter sido causado por abrasão, mas o que levou a ferramenta ao fim de vida foi fadiga mecânica mesmo. A ferramenta resistiu tanto ao desgaste e, com isso, a vida cresceu tanto, que ela fadigou devido ao número excessivo de pancadas.

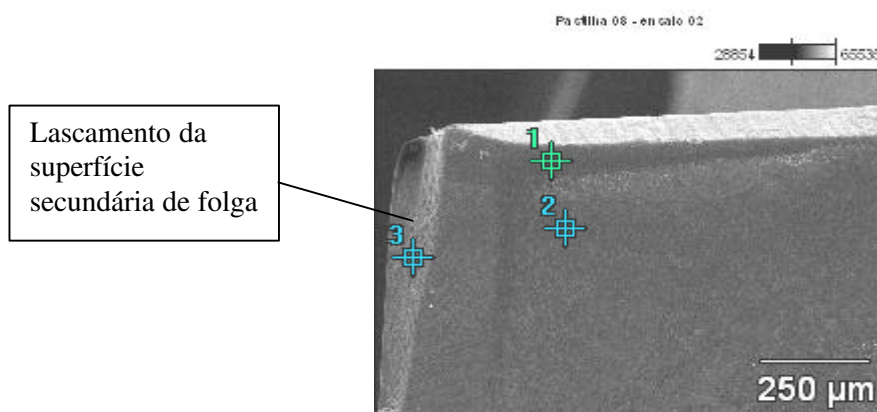


Figura 4.47 - Lascamento da pastilha (x100) - ensaio 2 - $v_c = 700$ m/min – Peça 3 - sentido discordante – desbaste cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

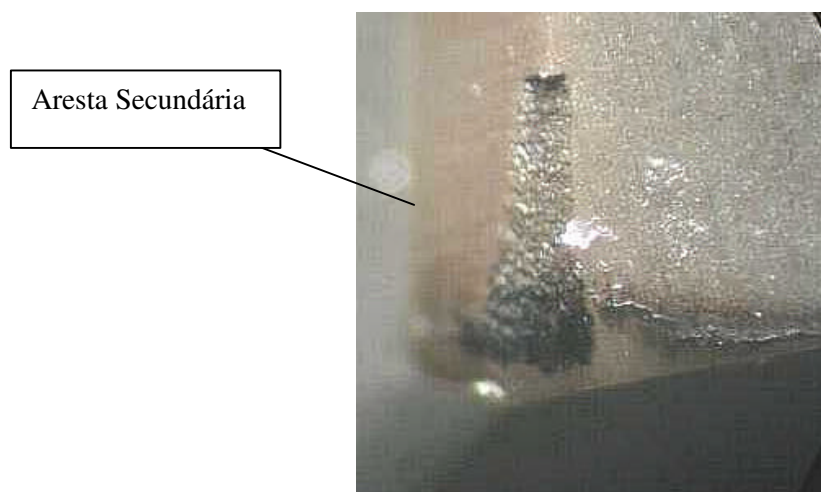


Figura 4.48 - Lascamento da pastilha do ensaio 2 (foto digital)

Tabela 4.24 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 2

Concentração em peso %

	<i>Si</i>
<i>Pastilha 08 - ensaio 02_pt1</i>	100.00
<i>Pastilha 08 - ensaio 02_pt2</i>	100.00

Este ensaio teve que ser repetido e os resultados da repetição são mostrados na Figura 4.45. Na repetição não foi observado lascamento e o desgaste de flanco teve um crescimento muito pequeno, motivo pelo qual o ensaio foi detido após a usinagem de 220 passes (duas peças), atingindo desgaste de flanco mínimo $V_B = 0,1$ mm.

- Análise de desgaste/avaria - Ensaio 6 $v_c = 840$ m/min – sentido discordante**

Este ensaio apresentou desgaste uniforme em todas as pastilhas, atingindo fim de vida por desgaste após 320 passes ($V_B = 0,2$ mm em 4 pastilhas). Embora a Figura 4.45 só mostre até essa passada, o ensaio foi continuado até 440 passes (4 peças usinadas), quando todas as pastilhas atingiram $V_B = 0,2$ mm. Em relação ao ensaio anterior, observamos que o aumento na velocidade de corte acelerou o desgaste de flanco das pastilhas, porém não provocou lascamento em nenhuma delas.

A Figura 4.49 mostra o desgaste de flanco de uma pastilha. Não se nota nenhum risco paralelo à direção de corte que poderia indicar desgaste abrasivo. O aspecto polido da superfície desgastada indica que o desgaste de flanco pode ser devido à difusão. Para confirmar a difusão, recorre-se à análise EDS. A Tabela 4.25 mostra que existe presença de Fe na região fronteira do desgaste (ponto 2 da Figura 4.49) e nenhuma na região desgastada (ponto 1). Uma hipótese aceitável para o mecanismo de desgaste desta ferramenta é similar àquela da ferramenta que usinou a peça 2 com $v_c = 1000$ m/min no sentido discordante (ensaio 9), isto é, o Fe difunde-se ou adere principalmente na fronteira do desgaste. Este ferro aí presente gera difusão entre material da ferramenta e este elemento, e faz com que esta fronteira seja deslocada, aumentando o valor do desgaste. Na região já desgastada, não existe Fe, provavelmente devido a que o contato com a peça o removeu.

Há que se explicar, porém, por que neste ensaio, com maior velocidade de corte e, portanto, maior frequência de choques aresta-peça e maior energia do choque, a ferramenta não entrou em fadiga, mesmo depois de ter usinado uma quantidade tão grande de material, enquanto no ensaio 2 (ver item anterior), com menor velocidade de corte, ocorreu fadiga com um volume usinado menor, que lascou a ferramenta quando esta tinha menores valores de desgaste do que os aqui obtidos. Ainda mais, como veremos a seguir, no ensaio com $v_c = 1000$ m/min, a ferramenta voltou a lascar. A única explicação é a característica aleatória do lascamento e quebra. Quando se reaplicou o ensaio 2 e se obteve a curva de desgaste de flanco X volume de cavaco removido (Figura 4.45), não ocorreu lascamento da aresta. Portanto, crê-se que também com $v_c = 840$ m/min a ferramenta estava suscetível à quebra, o que somente não ocorreu devido à natureza aleatória deste processo.

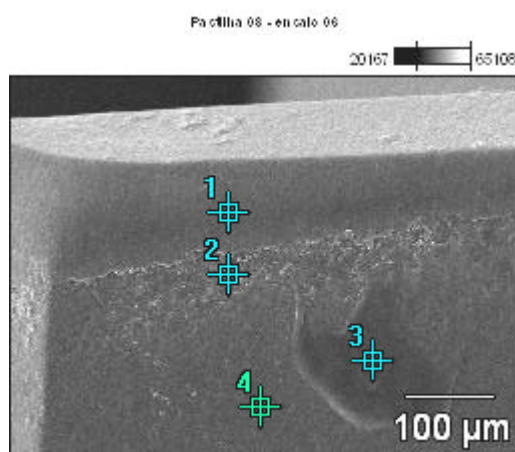


Figura 4.49 - Desgaste por difusão (x200) - ensaio 6 - $v_c = 840$ m/min – Peça 3 - sentido discordante – desbaste cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

Tabela 4.25 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 6

Concentração em peso %

	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Ti</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>Zn</i>
<i>Pastilha 08 - ensaio 06_pt1</i>	0.44	97.84		1.72		
<i>Pastilha 08 - ensaio 06_pt2</i>		70.29			18.38	11.33
<i>Pastilha 08 - ensaio 06_pt3</i>		80.73			19.27	
<i>Pastilha 08 - ensaio 06_pt4</i>		90.62	0.79		8.59	

- Análise de desgaste/avaria - Ensaio 11 – $v_c = 1000$ m/min – sentido discordante**

Neste ensaio, todas as pastilhas apresentaram desgaste de flanco mínimo até a passada 70, sem lascamentos. Na passada 90, as pastilhas 1 e 8 apresentaram lascamento pequeno (0,2 mm) no chanfro inferior, de forma semelhante aos ocorridos nos ensaios 10, 5 e 2. Após a passada 110, o lascamento da pastilha 8 aumentou para 0,3 mm e, após a passada 190, aumentou para 0,4 mm. Finalmente, na passada 220, o lascamento atingiu o valor de 0,6 mm, o que determinou o fim de vida do ensaio por lascamento excessivo em uma pastilha. A pastilha 1 manteve o lascamento na mesma dimensão inicial. As outras pastilhas mantiveram desgaste de flanco inferior a $V_B = 0,2$ mm sem existência de lascamento.

A Figura 4.50 e a Figura 4.51 mostram o lascamento da pastilha 8, que não apresenta região

lisa indicando fadiga, somente superfície porosa característica do lascamento repentino. Aparentemente, o mecanismo de desgaste de flanco foi a difusão. Existe uma leve adesão de Fe na região intermediária (P3) e praticamente nenhuma na região de desgaste de flanco (P2) (ver Tabela 4.26). O mecanismo de desgaste foi similar àquele já explicado para outras ferramentas, isto é, difusão nas fronteiras do desgaste, que empurrava esta fronteira e fazia o desgaste crescer.

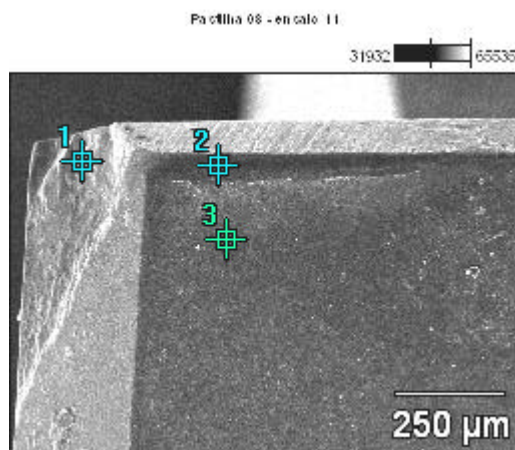


Figura 4.50 - Lascamento da pastilha (x100) - ensaio 11 - $v_c = 1000$ m/min – Peça 3 - sentido discordante – desbaste cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

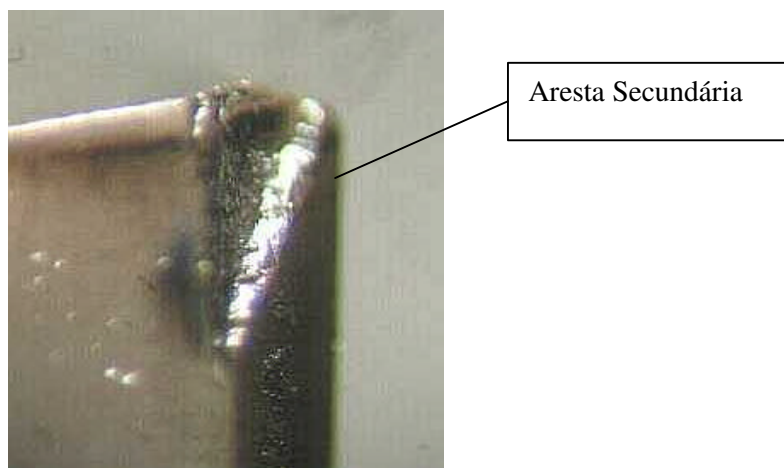


Figura 4.51 - Lascamento da pastilha do ensaio 11

**Tabela 4.26 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 11 –
Concentração em peso %**

	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>
<i>Pastilha 08 - ensaio 11_pt2</i>	95.08	1.55	3.37
<i>Pastilha 08 - ensaio 11_pt3</i>	84.09		15.91

Conclusões sobre o desgaste e avarias em desbaste com cerâmica:

Em nenhuma das peças ensaiadas se observaram riscos nem uma superfície rugosa que poderia indicar a presença do mecanismo de *attrition* agindo simultaneamente com a difusão. Comparando este resultado com o relatado por Bhattacharyya (1984), quem ao usinar ferro fundido cinzento com ferramenta de Sialon registrou a presença do mecanismo de *attrition*, podemos entender que esse mecanismo não aconteceu pelos motivos seguintes: em primeiro lugar nossos ensaios foram no fresamento e não no torneamento contínuo e, portanto, os riscos brilhantes gerados pelo mecanismo de difusão (ver Figura 2.19) não estão em contato com o material da peça o tempo suficiente (corte interrompido) para serem arrancados da superfície da ferramenta pelo mecanismo de *attrition* e também porque a temperatura de contato peça-ferramenta é muito elevada, além da faixa típica onde acontece o *attrition*, por esses motivos o desgaste aconteceu somente por difusão. Embora o tempo de contato é curto, o mecanismo de difusão acontece devido a atingir elevadas temperaturas na interface peça-ferramenta devido a elevada velocidade de corte e também devido a longa duração dos ensaios, que em muitos casos envolveram a usinagem de até quatro peças para atingir o fim de vida.

A Tabela 4.27 mostra os resultados sobre desgaste e avarias nos ensaios de desbaste.

Tabela 4.27 - Resultados dos ensaios de desbaste com cerâmica

PEÇA	v_c (m/min)	SENTIDO	CAUSA DO FIM DE VIDA	MECANISMOS PRESENTES	EXISTÊNCIA DE LASCAMENTO
1	840	discordante	Lascamento 2 pastilhas, 6 com desgaste de flanco leve	Lascamento por <i>foot forming</i> Desgaste por difusão	Lascamento progressivo em 2 pastilhas na região do chanfro
1	840	concordante	desgaste de flanco	difusão	Microlascamentos que não evoluíram
1	700	concordante / discordante	desgaste de flanco	difusão	Não observado
2	700	discordante	Falha catastrófica 1 aresta 7 com desgaste de flanco leve	Lascamento por <i>foot forming</i> Desgaste por difusão	Lascamento repentino 1 pastilha no chanfro
2	700	discordante (repetição)	desgaste de flanco	difusão	Não observado
2	840	discordante	desgaste de flanco	difusão	Não observado
2	1000	discordante	desgaste de flanco	difusão	Não observado
3	700	discordante	Falha catastrófica 1 aresta 7 com desgaste de flanco leve	Fadiga Desgaste por difusão	Lascamento repentino 1 pastilha no chanfro
3	700	discordante (repetição)	desgaste de flanco	difusão	Não observado
3	840	discordante	desgaste de flanco	difusão	Não observado
3	1000	discordante	Lascamento 1 pastilha, 7 com desgaste de flanco	Lascamento por <i>foot forming</i> Desgaste por difusão	Lascamento progressivo em 1 pastilha na região do chanfro

Na peça 1, o ensaio com velocidade de corte de 840 m/min no sentido discordante foi o mais desfavorável em termos de vida útil da ferramenta, além do sentido de corte, a velocidade de corte elevada provocou fim de vida prematuramente. O sentido discordante mostrou-se desfavorável nesta peça, contrariamente ao esperado, já que, em princípio, a ferramenta cerâmica não teria a mesma tenacidade que a de metal duro.

Importante destacar que nesta peça se mantém a mesma tendência observada no caso do metal duro: o sentido discordante provoca lascamento e o sentido concordante, desgaste de flanco, só que no caso do cerâmico o mecanismo de desgaste é por difusão e, no caso do metal

duro, é por *attrition*. No sentido concordante, a tendência ao lascamento dentro da região de desgaste observada no caso do metal duro não se repete no caso do cerâmico, o que pode ser um indicador de que a pastilha cerâmica apresenta uma maior tenacidade que a de metal duro, embora a cerâmica pertença à classe ISO K20 e a de metal duro pertença à classe ISO K25.

Também é importante destacar que no corte concordante, em que se tem o inconveniente da pancada aresta-peça na entrada do corte, não houve lascamento, mesmo na velocidade mais alta ($v_c = 840$ m/min), e sim no corte discordante, em que não se tem a pancada na entrada, mas sim um forte atrito na entrada da aresta no corte (devido ao fato de neste momento se ter $h = 0$). A explicação para isto é que, no discordante, o lascamento se deu por *foot forming* e não devido aos impactos. Além disso, este resultado mostra que o material e geometria da ferramenta propiciam que ela tenha uma alta resistência ao impacto.

Os ensaios realizados na peça 2 mostram que o sentido discordante não provoca lascamento (à exceção da fratura de uma pastilha) e o desgaste de flanco é provocado por um mecanismo de difusão. Analisando-se o ensaio com 700 m/min, a pastilha lascada pode ter sofrido o mecanismo *foot forming*, já que nesta peça a espessura de corte na saída é significativa e, como visto anteriormente, a existência de dois choques por volta da fresa em aproximadamente 30% do tempo de corte acelera ainda mais o lascamento. Também dos ensaios realizados nesta peça podemos concluir que o aumento da velocidade de corte aumenta a difusão de Fe na superfície intermediária, provavelmente devido à maior geração de calor. Na superfície desgastada não se observa presença de Fe em nenhuma velocidade de corte ensaiada.

Na peça 3, também o sentido discordante provoca desgaste de flanco por difusão, embora a existência de um lascamento progressivo e um repentino foram eventos isolados e não repetitivos. O lascamento repentino acontecido no ensaio com a velocidade mais baixa (700 m/min), provavelmente foi provocado por fadiga e/ou pelo próprio mecanismo *foot forming*. Provavelmente este mecanismo é menos significativo quando a ferramenta trabalha com maior temperatura. Somente nesta peça, e independentemente da velocidade de corte ensaiada, não se encontrou presença de Fe na região intermediária, o que pode ser um indicador da menor geração de calor na usinagem desta peça, devido à menor espessura média de cavaco.

Pode-se ver, na Tabela 4.27, que os principais fenômenos que levaram a ferramenta ao fim de vida foram os lascamentos (em geral por *foot forming*, não por choque) e difusão, que desgastavam a ferramenta. Então, para melhorar ainda mais o desempenho desta ferramenta (que, como já vimos, é muito bom), há que se encontrar meios de aumentar sua estabilidade química (provavelmente utilizando-se de cobertura, já que o nitreto de silício não possui alta estabilidade química com o Fe) e sua resistência à diminuição brusca de tensão, que é o que ocorre quando se tem o *foot forming*.

4.3.1.2 Influência do desgaste da ferramenta no consumo de potência de usinagem

Da mesma forma como nos ensaios com metal duro, a coleta de dados de potência registra dados de potência instantânea (em forma de porcentagem em relação à potência máxima do eixo-árvore), para efeitos de análise é mais representativo o cálculo de uma potência média em cada passada do que somente analisar os picos de potência instantânea. Para o cálculo da potência média foi determinada uma faixa de potência que contemple todos os pontos usinados em cada passada. Foram utilizados os recursos do Excel para filtrar e eliminar da coleta os dados correspondentes aos movimentos em vazio da fresa e pontos de entrada no corte. Os resultados são mostrados na Tabela 4.28 .

Tabela 4.28 – Potência máxima (pico) e potência média – DESBASTE CERÂMICA para 1042,8 cm³ de volume de cavaco

PEÇA 1 (Elíptica)

Num. Passes	v_c (m/min)	Sentido	Pot média (%) Início / fim	Intervalo analisado	Observ.
110	700	Concord	35 / 35,7	$15 \leq P_{inst} \leq 60$	Ensaio 3(20-110P)
110	700	Discord	34,65 / 36,46	$15 \leq P_{inst} \leq 60$	Ensaio 4
50 *	840	Discord	37,14 / 38,09	$15 \leq P_{inst} \leq 70$	Ensaio 10
100 *	840	Concord	36,96 / 38,62	$15 \leq P_{inst} \leq 70$	Ensaio 12

(*) : Fim de vida

PEÇA 2 (Quadrada)

Num. Passes	v_c (m/min)	Sentido	Pot média (%) Início / fim	Intervalo analisado	Observ.
120	700	Discord	53,53 / 57,49	$25 \leq P_{inst} \leq 90$	Ensaio 7
120	840	Discord	58,93 / 63,97	$25 \leq P_{inst} \leq 110$	Ensaio 8
120	1000	Discord	71,55 / 71,58	$25 \leq P_{inst} \leq 120$	Ensaio 9
330			74,81	$25 \leq P_{inst} \leq 75$	Ensaio 9 *

(*) : Valores obtidos na passada 330.

PEÇA 3 (Irregular)

Num. Passes	v_c (m/min)	Sentido	Pot média (%) Início / fim	Intervalo analisado	Observ.
150	700	Discord	33,76 / 34,69	$10 \leq P_{inst} \leq 80$	Ensaio 2
150	840	Discord	34,6 / 47,07	$10 \leq P_{inst} \leq 120$	Ensaio 6
150	1000	Discord	37,67 / 55,68	$10 \leq P_{inst} \leq 140$	Ensaio 11

Resultados obtidos no fresamento da Peça 1 (Elíptica com rebaixo)

- a) Em todos os ensaios a potência média final é maior que a potência inicial, mostrando a influência do desgaste da ferramenta na potência. Porém, as variações percentuais entre o início e o fim do ensaio foram pequenas, sempre menores que 2% (ver Tabela 4.28 e Figura 4.52). Como mostrado na Figura 4.32, o ensaio que atingiu o maior valor de desgaste de flanco até o volume de referência foi com $v_c = 700$ m/min e sentido discordante, atingindo $V_{Bmed} = 0,2$ mm e apresentando uma variação de somente 1,81% na potência média (a maior

variação registrada nessa peça). Isso demonstra que a utilização da potência como parâmetro de monitoramento do desgaste e determinação do fim da vida da ferramenta é prejudicada.

- b) Comparando com os resultados com metal duro, os níveis de potência no cerâmico são maiores, porém as variações entre início e fim do ensaio são semelhantes, isto é, muito pequenas. Este maior consumo de potência utilizando-se ferramenta cerâmica se deve ao fato de se ter um volume de cavaco removido por minuto muito maior do que quando se usinou com ferramenta de metal duro. Há que se considerar, porém, que o aumento da potência, quando se passou da usinagem com metal duro para usinagem com cerâmico foi muito menor que o aumento do volume de cavaco removido por minuto (proporcional ao crescimento da velocidade de corte, já que o avanço por dente foi mantido constante). Como pode ser visto na Tabela 4.9, quando se usinou esta peça com metal duro com velocidades entre 230 e 340 m/min, a faixa de potência média foi entre 24 e 28% da potência total da máquina, enquanto quando se usinou com cerâmico, com velocidades na faixa de 700 a 1000 m/min, a potência passou para 35 a 38% da potência total. Em outras palavras, um aumento de 2 a 3 vezes do volume de cavaco/minuto gerou aumento de potência de, no máximo, 11% na potência consumida pelo processo.

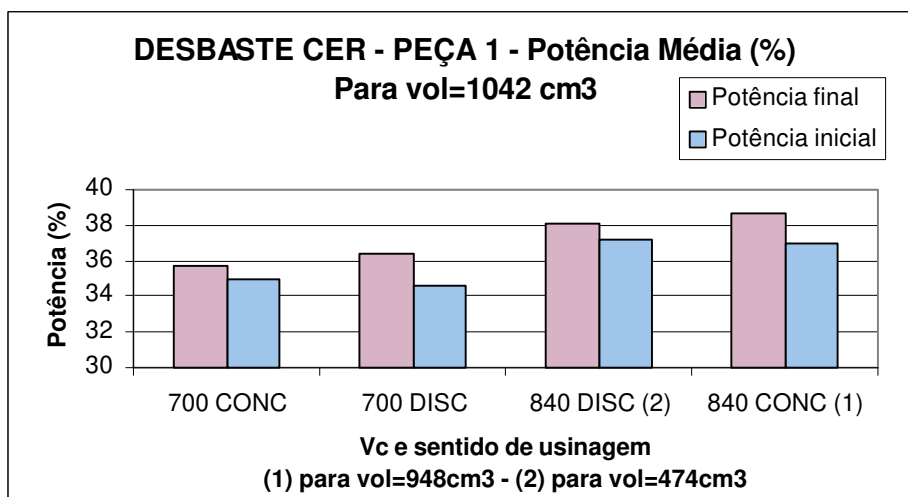


Figura 4.52 – Consumo de Potência ao longo do ensaio – Peça 1

Resultados obtidos no fresamento da Peça 2 (Quadrada)

Um aumento de 20% na velocidade de corte (de 700 a 840 m/min) gera um aumento de 5,4% na potência média (ferramenta nova), e um aumento de 19% na velocidade de corte (de 840 a 1000 m/min) gera um aumento de 12,62% na potência média. Novamente, o aumento de velocidade de corte gerou um aumento de potência menor que o próprio aumento da velocidade, devido à diminuição de K_s , provocado pelo aumento de velocidade. Esta peça é a que mostra maior influência da v_c sobre a potência de usinagem, provavelmente pelo fato de que aproximadamente em 30% do tempo de corte aconteciam dois golpes de entrada da pastilha por volta da fresa. Com o aumento da velocidade de corte, a força do impacto também aumenta e, conseqüentemente, o consumo de potência aumenta em maior proporção que nas outras peças em que não existe esse duplo impacto.

Como mostrado na Figura 4.53, a velocidade de corte de 700 m/min provocou um aumento de 3,96% no consumo de potência média para um $V_{B\text{médio}} = 0,13\text{mm}$, a velocidade de corte de 840 m/min provocou um aumento de 5,04% no consumo de potência média para um $V_{B\text{medio}} = 0,2\text{mm}$. Mesmo se tendo uma variação de potência com o desgaste maior que nos outros casos deste trabalho, ainda não se pode afirmar que o desgaste teve forte influência no crescimento da potência. Na velocidade de corte de 1000 m/min, o desgaste de flanco não provocou aumento no consumo de potência para um $V_{B\text{médio}} = 0,15\text{mm}$. Este fato pode ser devido a que a alteração da aresta cortante provocada por um pequeno nível de desgaste de flanco não modifica o comportamento do corte da ferramenta em altas velocidades, em que o calor gerado facilita o corte. Em velocidades mais baixas, a integridade da aresta de corte influencia mais sensivelmente no corte, visto que a geração de calor é menor.

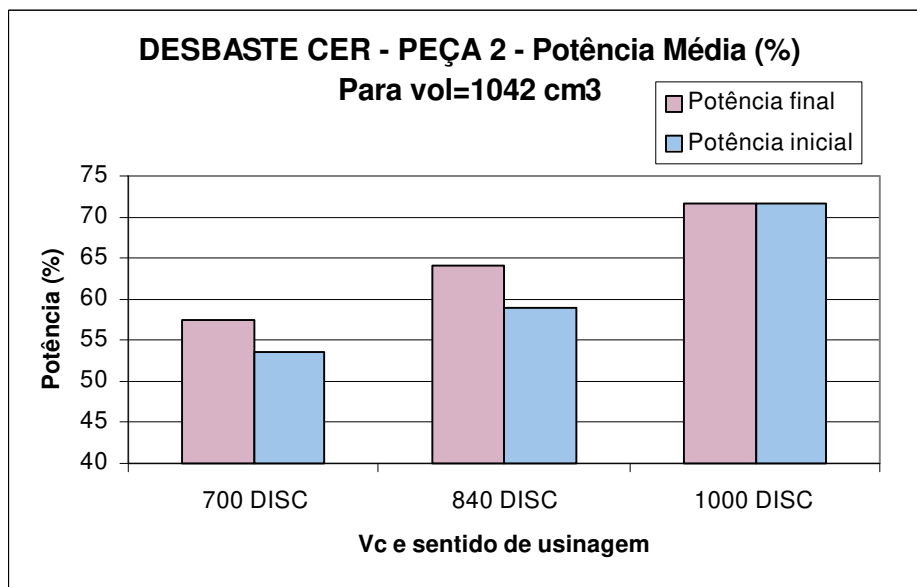


Figura 4.53 – Consumo de Potência ao longo do ensaio – Peça 2

Resultados obtidos no fresamento da Peça 3 (Irregular)

Na Figura 4.54, percebe-se que a potência não é fortemente influenciada pela velocidade de corte, considerando ferramenta nova. Provavelmente, esse aumento de v_c provoca uma forte queda na pressão específica de corte (K_s) e, portanto, a potência não aumenta muito. De fato, um aumento de 20% na velocidade de corte (de 700 a 840 m/min) gera um aumento de 0,84% na potência média, e um aumento de 19% na velocidade de corte (de 840 a 1000 m/min) gera um aumento de 3,07% na potência média.

Nessa peça, existe uma forte influência do desgaste no consumo de potência em todos os ensaios realizados, o que significa que se poderia usar a informação do consumo de potência para monitorar o fim de vida da ferramenta. Como mostrado na Figura 4.54, a velocidade de corte de 700 m/min provocou um aumento de 0,93% no consumo de potência média para um $V_{B\text{medio}} = 0,05\text{mm}$. Aqui não se pode dizer sobre influência do desgaste na potência, já que o nível de desgaste foi quase imperceptível. Porém, na velocidade de corte de 840 m/min houve um aumento de 12,47% no consumo de potência média para um $V_{B\text{medio}} = 0,1\text{mm}$ e na a velocidade

de corte de 1000 m/min, houve um aumento de 18,01% no consumo de potência média para um $V_{B\text{médio}} = 0,2\text{mm}$.

Nesta peça, em aproximadamente 80% do tempo de corte, a linha de centro da fresa encontra-se fora da peça. Portanto, o ângulo de contato fresa-peça e a espessura de cavaco média são os menores de todas as peças, e a usinagem acontece com baixa temperatura. Nessas condições, a integridade da aresta de corte é fundamental para o consumo de potência. Realizar-se-á uma maior discussão sobre a influência do tipo de desgaste na potência de corte mais a frente. Porém, lembrando o discutido no item sobre desgaste, somente nesta peça, e em todas as velocidades de corte ensaiadas, não se encontrou presença de Fe na região intermediária do desgaste de flanco, o que pode ser uma evidência da menor geração de calor na usinagem desta peça, devido ao menor contato em cada revolução. Isso explicaria, também, a razão da velocidade de corte não influenciar o consumo de potência quando se está no início de vida das ferramentas. Assim, mesmo com velocidades de corte elevadas, a temperatura de trabalho ainda é baixa o suficiente para não influenciar sobre o consumo de potência. Como comentado anteriormente, o aumento de v_c provoca uma forte queda na pressão específica de corte (K_s) e, portanto, a potência não aumenta muito.

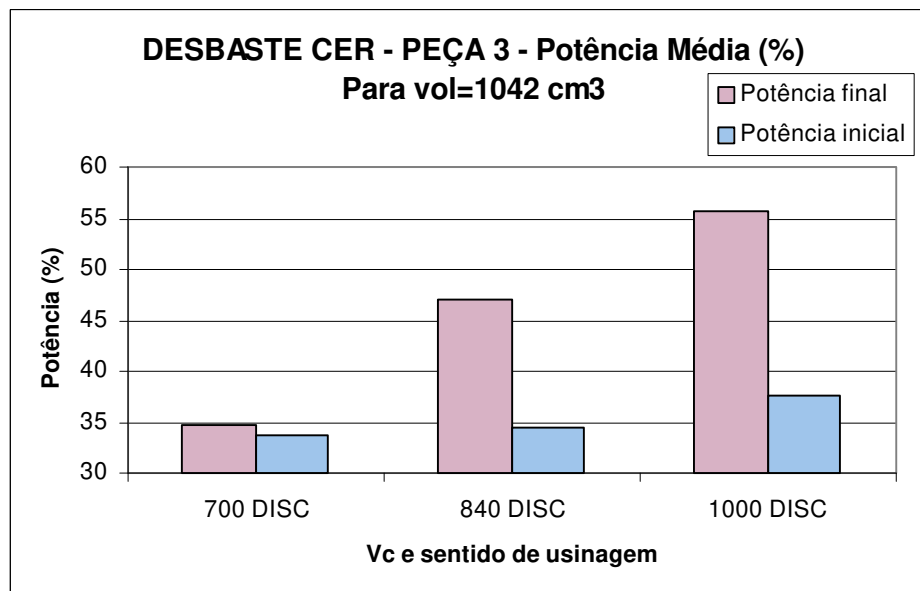


Figura 4.54 – Consumo de Potência ao longo do ensaio – Peça 3

Comparação entre peças

A Tabela 4.29 mostra o desgaste de flanco médio e a potência média dos ensaios realizados nas três peças. Para as comparações a serem feitas, considerou-se o volume de cavaco de comparação de $1042,8 \text{ cm}^3$. Este volume corresponde ao menor volume de cavaco removido até alcançar o critério de fim de vida ($V_{B\text{max}} = 0,2 \text{ mm}$ em, no mínimo, três arestas). Esta condição aconteceu nos ensaios da Peça 1 com $v_c = 700 \text{ m/min}$ e da Peça 2 com $v_c = 840 \text{ m/min}$. Algumas considerações importantes dessa tabela :

- a) Em termos de produtividade, considerando que o aumento na velocidade de corte incide diretamente na diminuição do tempo de usinagem, pode-se verificar que este aumento na v_c influencia no desgaste de flanco V_B de maneira diferente em cada peça. A peça 1 (elíptica com rebaixo) apresenta uma sensibilidade altíssima ao aumento da v_c no sentido discordante, havendo demonstrado ter maior vida útil no sentido concordante em baixa velocidade, recomendando-se trabalhar com velocidade $v_c = 700 \text{ m/min}$. A Peça 3 (irregular) apresenta uma sensibilidade alta, recomendando-se trabalhar com velocidade baixa $v_c = 700 \text{ m/min}$. A Peça 2 (quadrada) apresenta sensibilidade muito baixa, nas faixas de baixa e alta velocidade, na faixa intermediária ($v_c = 840 \text{ m/min}$), a sensibilidade é muito elevada e visto que o desgaste praticamente é o mesmo em ambas faixas recomenda-se por razões de produtividade, trabalhar na faixa mais alta.
- b) Não é possível se afirmar qual foi o tipo de peça que causou maior desgaste à ferramenta em todas as condições ensaiadas. A Peça 2 (quadrada) foi a que gerou maior nível de desgaste das três peças para velocidade de corte baixa ($v_c = 700 \text{ m/min}$). Em velocidade média ($v_c = 840 \text{ m/min}$), aplicada somente para as peças 2 e 3, a Peça 2 continuou apresentando maior nível de desgaste e, finalmente, em altas velocidades ($v_c = 1000 \text{ m/min}$), a Peça 3 gerou maior nível de desgaste que a Peça 2.
- c) Um fato a se destacar é que na peça 2 o desgaste de flanco não influencia no consumo de potência nas faixas altas de velocidade de corte e, na peça 3, essa influência é muito forte. É

importante lembrar que, na peça 3, quase em 80% do tempo de corte a linha de centro da fresa encontra-se fora da peça e, conseqüentemente, a espessura de cavaco na saída do corte é pequena (o que minimiza o efeito *foot forming* e o lascamento da aresta). Assim, a geração de calor é inferior ao caso da peça 2. Nessas condições, parece que a integridade da aresta cortante passa a influenciar significativamente no corte e, conseqüentemente, o desgaste passa a influenciar fortemente no consumo de potência média. Na velocidade mais baixa $v_c = 700$ m/min, encerrou-se o ensaio com valor bem baixo de desgaste (ver Tabela 4.29). Portanto, é coerente não ter praticamente aumentado o consumo de potência. Vale lembrar que nesta peça assim como em todas as outras, o mecanismo de desgaste foi sempre por difusão. Os lascamentos isolados que aconteceram nos ensaios para $v_c = 700$ m/min e $v_c = 1000$ m/min da peça 3 ocorreram após o volume de comparação (após a passada 150) e, portanto, não influenciaram no consumo de potência medido. Então, não foi o tipo de desgaste que influenciou no crescimento da potência com o desgaste de flanco, mas sim a temperatura baixa da região de corte, que faz com que a resistência do material sendo cortado não caia e, conseqüentemente, a potência seja muito dependente da integridade da aresta de corte.

Tabela 4.29 – Valores médios de desgaste de flanco (mm) e potência média ao atingir 1042,8 cm³ de cavacos removidos para todas as condições ensaiadas

v_c (m/min)	Peça 1				Peça 2				Peça 3			
	Concordante		Discordante		Concordante		Discordante		Concordante		Discordante	
	V_B (mm)	Pot (%)	V_B (mm)	Pot (%)	V_B (mm)	Pot (%)	V_B (mm)	Pot (%)	V_B (mm)	Pot (%)	V_B (mm)	Pot (%)
700	0,10	0,7	0,2	1,81			0,13	3,96			0,05	0,93
840	0,2*	1,66	0,4*	0,95			0,2	5,04			0,10	12,47
1000							0,15	0,03			0,20	18,01

* Fim de vida antes de atingir o volume de comparação

4.3.2 Processo de Acabamento

No processo de acabamento, foi utilizada a mesma pastilha usada no desbaste, somente foram alterados os parâmetros de corte ($v_c = 1000$ m/min e $f_z = 0,1$ mm), mantendo-se os sentidos de corte que mostraram ser mais apropriados nos ensaios de desbaste: Peça 1 (elíptica) no sentido concordante e as peças 2 (quadrada) e 3 (irregular) no sentido discordante.

Em relação ao critério de fim de vida adotado no acabamento com metal duro, foi reduzido o valor de desgaste limite, adotando $V_{B \text{ max}} = 0,2$ mm em pelo menos três arestas, mantendo o critério de rugosidade $R_{a \text{ max}} = 3,2$ μm na superfície da peça.

4.3.2.1 Vida da Ferramenta

A Figura 4.55 mostra o volume de cavaco removido e o desgaste médio $V_{B \text{ médio}}$ do jogo de pastilhas até atingir o fim de vida estabelecido. Os ensaios com as Peças 1 e 2 foram repetidos e os valores médios foram calculados como mostra a Figura 4.56. A peça que obteve a maior vida útil foi a Peça 2, seguida da peça P3 e, finalmente, a peça P1.

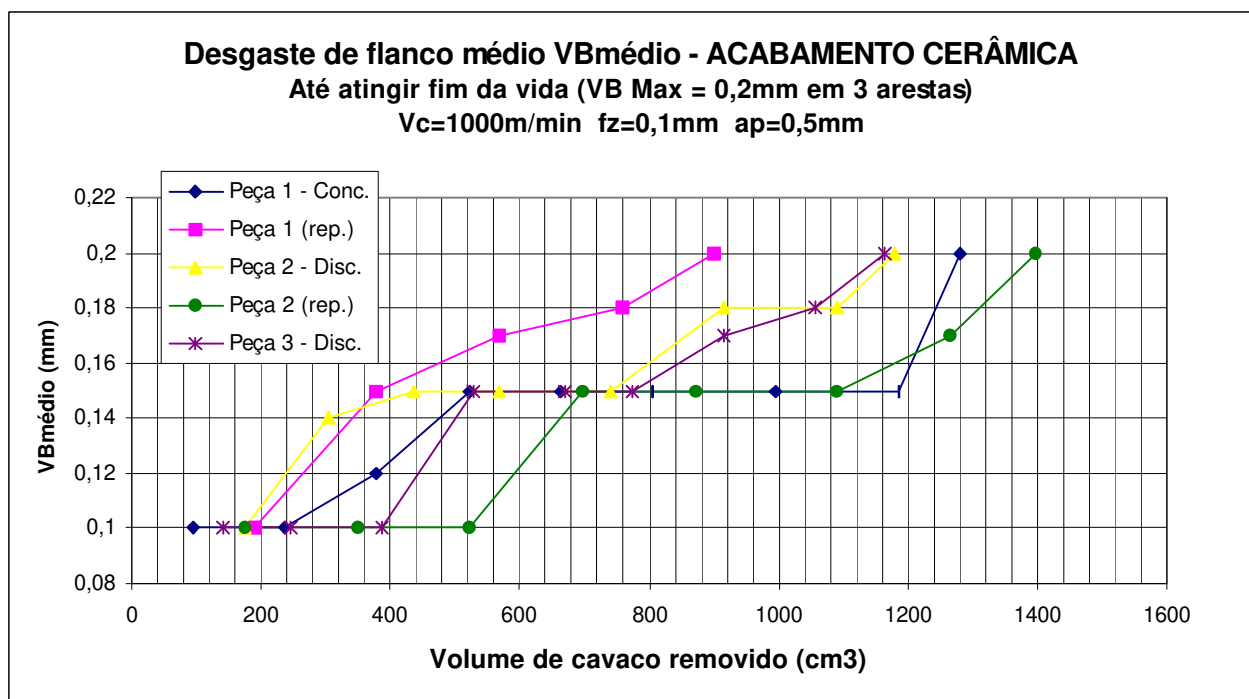


Figura 4.55 – Volume de cavaco removido e desgaste médio $V_{B \text{ médio}}$ nas 3 peças

Como pode ser visto na mesma figura, devido ao pequeno valor assumido como desgaste máximo, todas as peças atingiram fim de vida com $V_{B\text{médio}} = 0,2 \text{ mm}$. Fica difícil definir qual tipo de peça gerou maior vida da ferramenta. Analisando a Figura 4.56, a Peça 1 no ensaio inicial, atingiu vida próxima da maior e, na repetição, atingiu a menor vida de todos os ensaios. Da mesma forma, a Peça 2, na repetição do ensaio inicial, atingiu a maior vida de todos os ensaios e, na repetição, uma vida bem inferior. De qualquer forma, todos os ensaios realizados apresentaram um volume de cavaco removido muito superior ao máximo atingido com ferramenta de metal duro (675 cm^3 ver Figura 4.23) para o mesmo nível de desgaste médio $V_{B\text{médio}} = 0,2 \text{ mm}$, o que mostra uma superioridade da ferramenta cerâmica em relação a ferramenta de metal duro. Há, ainda, que se ressaltar que, como o acabamento com ferramenta cerâmica foi realizado com taxa de remoção de cavaco bem maior que com ferramenta de metal duro, estas maiores vidas de ferramenta em volume de cavaco foram atingidas bem rapidamente. Em outras palavras, com cerâmico corta-se mais e mais rapidamente.

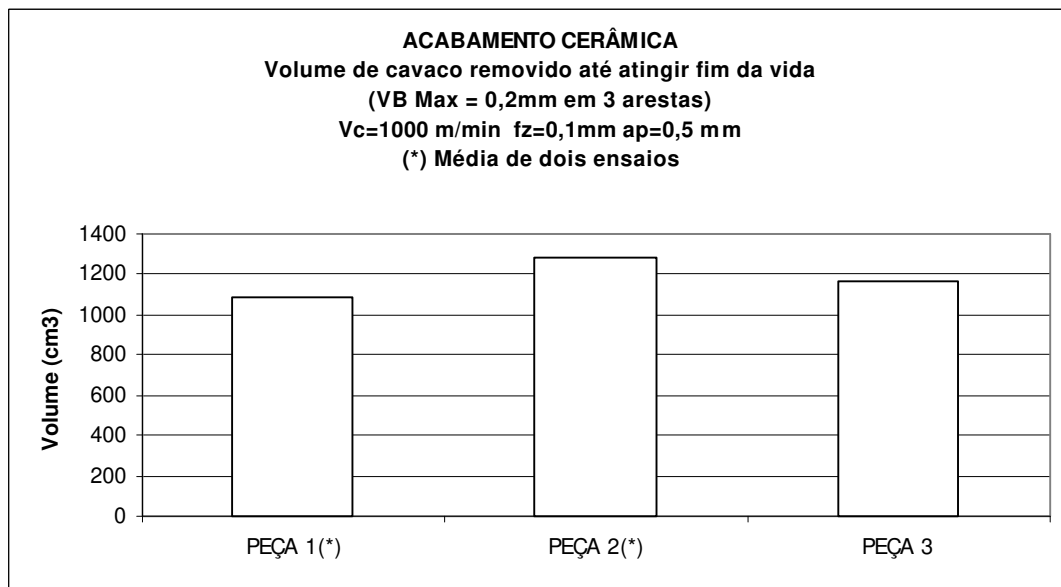


Figura 4.56 – Comparação do volume removido em cada ensaio

Peça 1 (Elíptica):

- **Análise de desgaste/avaria - Ensaio 1 – $v_c = 1000$ m/min – sentido concordante**

Este ensaio apresentou fim de vida por desgaste e não por rugosidade limite, após a passada 290, atingindo $V_B = 0,2$ mm em 4 pastilhas. O mecanismo predominante no conjunto de pastilhas foi desgaste por difusão, mostrando uma superfície desgastada lisa sem lascamento. Embora em corte concordante, a ferramenta cerâmica mostrou tenacidade adequada e não se lascou. A tabela 30 mostra o resultado da análise por EDS. Nele a superfície desgastada (ponto 1 da Figura 4.57) não apresenta difusão de Fe proveniente do material, embora na superfície intermediária (ponto 2) existe uma forte difusão de Fe. Observa-se que não existem riscos que indiquem desgaste abrasivo. Então, o mecanismo de desgaste, neste caso, é similar àquele já ocorrido nas operações de desbaste, isto é, a forte concentração de Fe nas fronteiras do desgaste causa difusão nesta região e, então, empurra esta fronteira, aumentando o valor do desgaste. O Fe não permanece na região do desgaste, pois é removido pela contato peça-ferramenta.

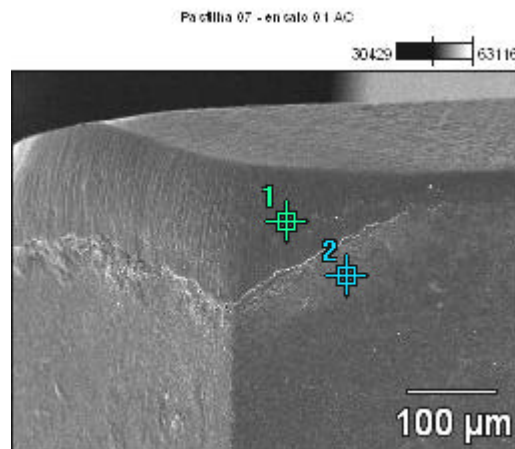


Figura 4.57 - Desgaste por difusão (x200) - ensaio 1 - $v_c = 1000$ m/min – Peça 1 - sentido concordante - acabamento cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

Tabela 4.30 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 1

Concentração em peso (%)

	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>Z</i>
<i>Pastilha 07 - ensaio 01 AC_pt1</i>	51.39	6.74		
<i>Pastilha 07 - ensaio 01 AC_pt2</i>	11.02		46.42	17.24

O ensaio 5 é a repetição do ensaio 1 e, nele, se confirma que a aparência do desgaste é a mesma, portanto o mecanismo predominante também foi por difusão. O fim de vida deste ensaio aconteceu mais prematuramente, após 190 passes (290 no ensaio original) , atingindo $V_B = 0,2$ mm em 4 pastilhas . A Figura 4.58 mostra a pastilha 4 usada neste ensaio, observa-se a mesma característica de desgaste do ensaio original, porém a diferença do ensaio anterior é que existe uma pequena porcentagem de Fe na superfície desgastada (ponto 1). Na região intermediária (ponto 2), a porcentagem de Fe é semelhante à do ensaio original.

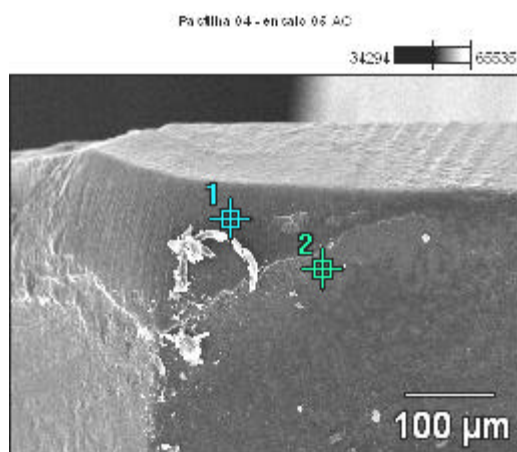


Figura 4.58 - Desgaste por difusão (x200) - ensaio 5 - $v_c = 1000$ m/min – Peça 1 - sentido concordante - acabamento cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

Tabela 4.31 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 5

Concentração em peso (%)

	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>Zn</i>
<i>Pastilha 04 - ensaio 05 AC_pt1</i>	1.07	43.93	9.64	9.50	
<i>Pastilha 04 - ensaio 05 AC_pt2</i>		9.29	0.83	50.27	16.26

Peça 2 (Quadrada):

- **Análise de desgaste/avaria - Ensaio 4 – $v_c = 1000$ m/min – sentido discordante**

O fim de vida do ensaio aconteceu por desgaste após 320 passes, atingindo $V_B = 0,2$ mm em 3 pastilhas. O mecanismo predominante foi desgaste por difusão, mantendo as mesmas características dos ensaios anteriores. Na superfícies desgastada (ponto 1 da Figura 4.59) praticamente não existe presença de Fe proveniente do material, embora na superfície intermediária (ponto 3) existe uma forte difusão de Fe. O mecanismo de desgaste difusivo nas fronteiras do desgaste de flanco continua o mesmo já explicado em itens anteriores.

Interessante notar que, mesmo usinando uma peça em que a ferramenta choca-se contra a peça mais vezes em cada revolução e com uma velocidade de corte bastante alta, que faz com que a força do impacto seja também alta, não houve lascamento da ferramenta. Mais uma vez se comprova que a ferramenta cerâmica, devido à tenacidade do material e à geometria da aresta/ferramenta é mais capaz de resistir aos choques inerentes ao processo de fresamento que a ferramenta de metal duro, supostamente mais tenaz.

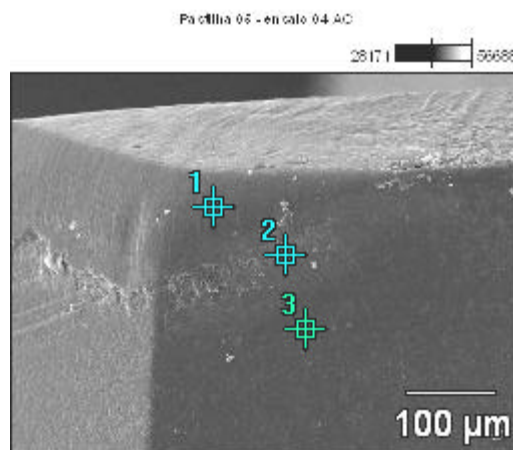


Figura 4.59 - Desgaste por difusão (x200) - ensaio 4 - $v_c = 1000$ m/min – Peça 2 - sentido discordante - acabamento cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

Tabela 4.32 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 4

Concentração em peso (%)

	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>
<i>Pastilha 05 - ensaio 04 AC_pt1</i>	76.35	1.76	2.05
<i>Pastilha 05 - ensaio 04 AC_pt3</i>	64.92		9.30

Peça 3 (Irregular):

- Análise de desgaste/avaria - Ensaio 3 – $v_c = 1000$ m/min – sentido discordante**

O mecanismo predominante foi desgaste por difusão, mantendo as mesmas características dos ensaios anteriores. Não houve lascamento em nenhuma pastilha. Na superfície desgastada e na região fronteira (pontos 3 e 2 da Figura 4.60) existe uma presença mínima de Fe proveniente do material. O fim de vida do ensaio aconteceu por desgaste de flanco após 330 passes, atingindo $V_B = 0,2$ mm em 4 pastilhas.

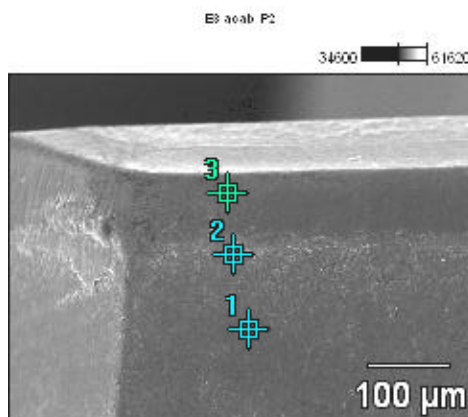


Figura 4.60 - Desgaste por difusão (x200) - ensaio 3 - $v_c = 1000$ m/min – Peça 3 - sentido discordante - acabamento cerâmica - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

Tabela 4.33 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 3

	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>Zn</i>
<i>Pastilha 02 - ensaio 03 acab_pt1</i>		80.80		14.02	5.18
<i>Pastilha 02 - ensaio 03 acab_pt2</i>		89.05		6.08	4.86
<i>Pastilha 02 - ensaio 03 acab_pt3</i>	0.10	89.90	4.10	5.90	

Conclusões sobre o desgaste e avarias em acabamento com cerâmica

A peça que obteve maior vida útil da ferramenta foi a peça 2, seguida pela peça 3 e, finalmente, a peça 1.

Em todos os ensaios o mecanismo de desgaste foi por difusão, mesmo na peça 1 no sentido concordante. Em nenhum ensaio de acabamento se observou lascamento. Não houve difusão de Fe na região desgastada. A ferramenta usada foi a mesma do desbaste.

4.3.2.2 Rugosidade da peça

Na Peça 1, em forma semelhante aos ensaios de acabamento com metal duro, os pontos medidos seguem a sequência da usinagem (sentido horário) :

DM-direito, Dm-inferior, DM-esquerdo, Dm-superior, onde :

DM : diâmetro maior da elipse, Dm : diâmetro menor

Nos dois ensaios realizados, a rugosidade na região do diâmetro menor Dm foi bem inferior à encontrada no diâmetro maior DM, conforme já havia ocorrido quando se usinaram estas superfícies com ferramenta de metal duro. Por isso, somente os valores dos diâmetros maiores são mostrados na Figura 4.61. Os valores de rugosidade do ensaio de repetição são, em geral, maiores que do ensaio inicial, mas sempre bem menores que o valor limite ($R_a = 3,2 \mu\text{m}$).

Existe uma tendência de crescimento da rugosidade com o volume de cavaco removido (e, conseqüentemente, com o desgaste da ferramenta), principalmente no ensaio de repetição. Já se observou, anteriormente, que a rugosidade não tem relação com o desgaste de flanco da aresta principal de corte, já que ela é gerada pela aresta secundária de corte. Então, é importante se observar como foi o desgaste da ferramenta que usinou estas peças.

Na Figura 4.57, vê-se que houve desgaste tanto na aresta principal, quanto na secundária. Este último desgaste mudou a forma desta aresta (pelo menos microscopicamente), o que fez com que a rugosidade subisse.

Comparando-se a Figura 4.61 com a Figura 4.29, vê-se que os valores de rugosidade obtidos com ferramenta cerâmica são levemente inferiores que aquelas encontradas no ensaio de acabamento com metal duro. Após a usinagem do mesmo volume de cavaco removido (700 cm^3), o valor da rugosidade obtida com o material cerâmico está entre 1,1 a $1,45 \mu\text{m}$, enquanto a rugosidade obtida com metal duro está entre 0,8 e $1,9 \mu\text{m}$. Como tanto a geometria da ferramenta e a micro-geometria da aresta são idênticas para as duas ferramentas, a menor rugosidade das peças quando se utiliza ferramentas cerâmicas está ligada à maior temperatura da região de corte, já que com ela tem-se maior velocidade de corte e menor condutividade térmica da ferramenta, comparado com o metal duro.

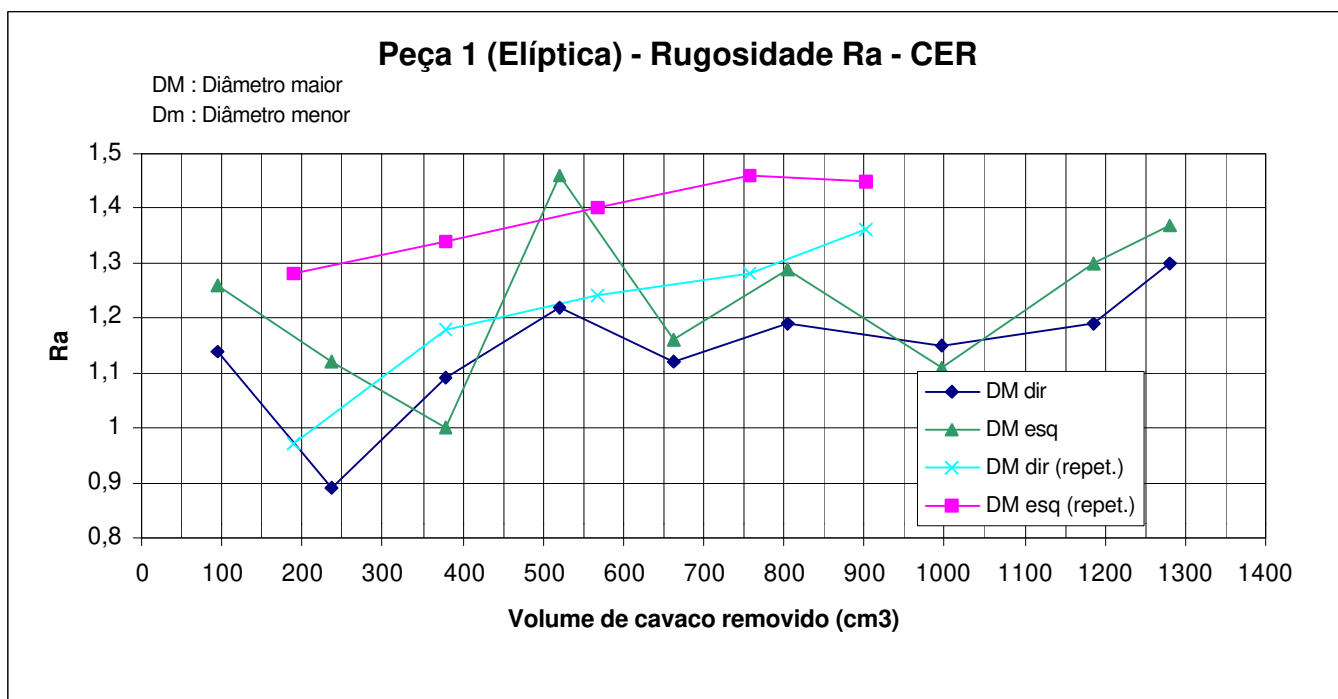


Figura 4.61 – Rugosidade superficial Ra (μm) em diversos pontos da Peça 1

Na Peça 2, os pontos medidos seguem a seqüência da usinagem, entrada da fresa no lado direito e saída pelo lado esquerdo : Diagonal na entrada, Centro na entrada, Centro na saída, Diagonal na saída.

Nos ensaios realizados, observou-se que a rugosidade nas diagonais é maior que a rugosidade no centro da peça, o que é coerente devido à diferença considerável da espessura

média de corte h_m . Como pode ser visto na Figura 4.62, a rugosidade na Diagonal na entrada é maior que na Diagonal na saída, tendo ambas o mesmo valor da espessura média de corte h_m . Este fato pode ser devido a que na saída a ferramenta se encontra melhor apoiada na peça do que na entrada.

Novamente se vê crescimento da rugosidade com o volume de cavaco removido (e, conseqüentemente, com o desgaste da ferramenta), principalmente no primeiro ensaio realizado. Analisando-se a Figura 4.59, vê-se que houve desgaste tanto na aresta principal, quanto na secundária, o que causou o crescimento da rugosidade.

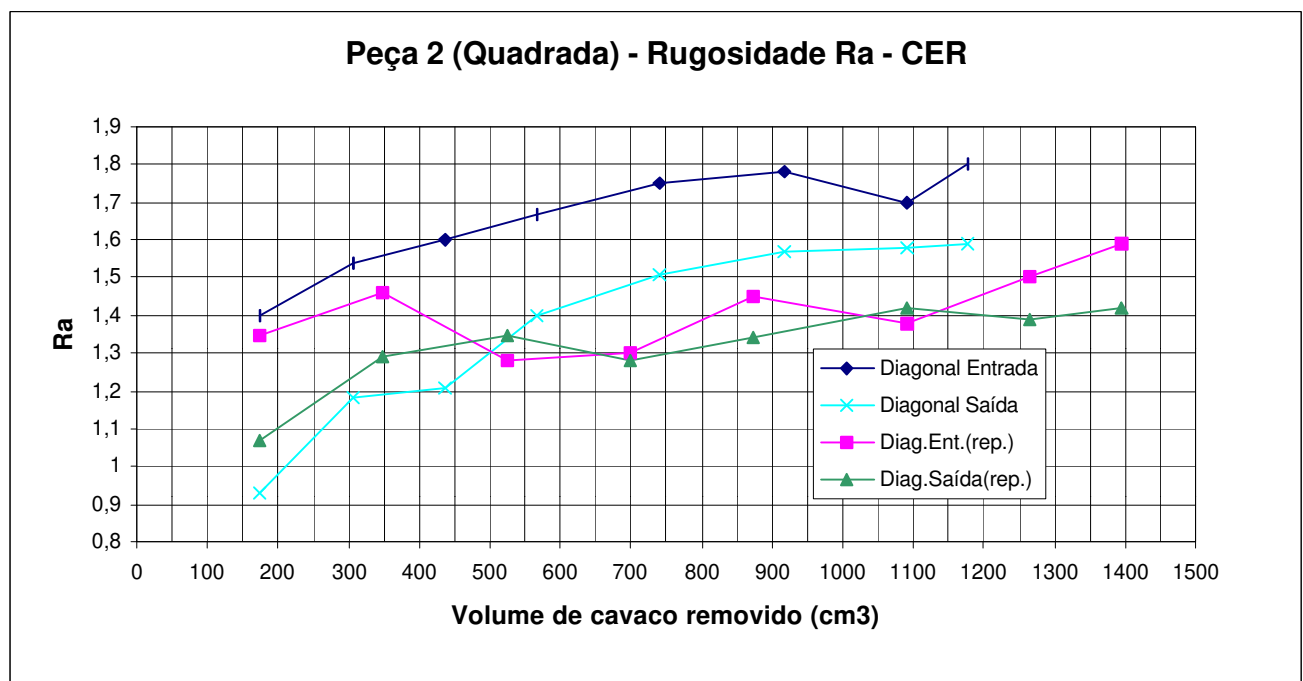


Figura 4.62 – Rugosidade superficial Ra (μm) em diversos pontos da Peça 2

Comparando-se os resultados da Figura 4.62 com os da Figura 4.30, vê-se que tanto no início, quanto no fim da vida da ferramenta, as rugosidades obtidas com a ferramenta cerâmica foram menores que as obtidas com a ferramenta de metal duro. Novamente, a maior temperatura da região de corte quando se utiliza ferramenta cerâmica proporcionou a queda da rugosidade.

Na Peça 3, os pontos medidos seguem a seqüência contrária da usinagem (sentido anti-horário): Seção média, Seção maior, Seção fina, Seção fina.

Nesta peça, a rugosidade em todos os pontos é a mesma no início do ensaio, apesar da espessura média de corte h_m ser diferente nos pontos medidos. Só se observa influência do h_m no aumento da rugosidade à medida que progride o desgaste da ferramenta.

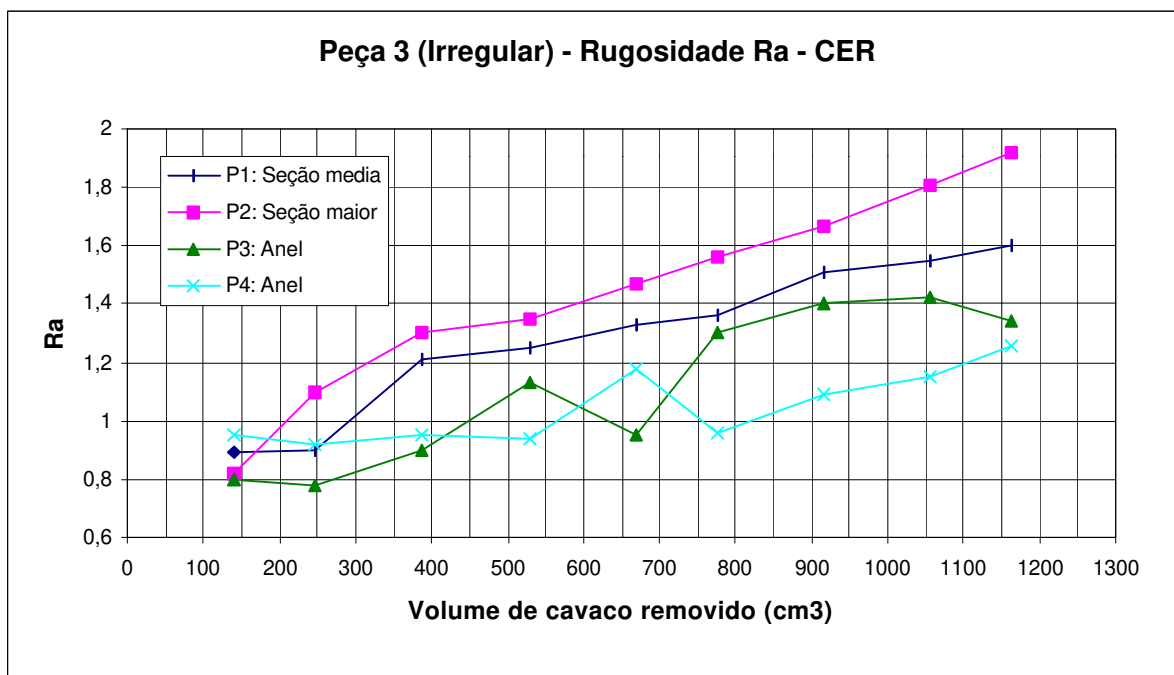


Figura 4.63 – Rugosidade superficial Ra (μm) em diversos pontos da Peça 3

A peça que apresentou menor rugosidade foi a Peça 1, o que pode indicar que o sentido concordante pode ser mais indicado que o discordante quando a rugosidade é um fator crítico. O valor da rugosidade muito inferior ao limite estabelecido pode indicar que a ferramenta poderia continuar trabalhando, mesmo atingindo um nível de desgaste de flanco além do estabelecido como critério de fim de vida, ou por outro lado, um maior valor de avanço por dente poderia ter sido utilizado para tornar o processo mais rápido. Na peça 3, a influência do desgaste da ferramenta sobre a rugosidade é maior que nas outras, embora em níveis ainda inferiores à rugosidade limite estabelecida, o que indicaria que o ensaio poderia continuar. Porém, esta peça precisaria de um controle de rugosidade maior que as outras.

4.3.3 Processo de Acabamento com pastilha alisadora

No processo de acabamento foi utilizada uma segunda estratégia, colocando uma pastilha alisadora, sendo as outras 7 pastilhas normais, iguais as utilizadas nos ensaios de acabamento anteriormente analisados. A fase plana da pastilha alisadora (bs) é 5.2 mm, sendo que a fase plana das pastilhas não alisadoras é de 1,1 mm. Seguindo recomendação do fabricante, a pastilha alisadora foi colocada num plano mais saliente que as outras pastilhas, utilizando-se, para isto, uma lâmina calibrada de 0,03 mm de espessura, uma vez que o cabeçote não possuía regulagem axial para pastilha alisadora.

Inicialmente, foi realizado o ensaio da Peça 2 (quadrada) com o mesmo sentido da usinagem e parâmetros de corte utilizados nos ensaios de acabamento, $v_c = 1000$ m/min e $f_z = 0,1$ e $a_p = 0,5$ mm. Depois foi realizado outro ensaio na mesma Peça 2, com profundidade de corte $a_p = 1,5$ mm e, por limitações de potência disponível na máquina, foi reduzida a velocidade de corte para 700 m/min. O objetivo deste ensaio era verificar se é possível substituir as duas operações (desbaste e acabamento) por somente uma que removesse o sobrematerial equivalente à soma destas duas ($a_p = 1,5$ mm). Os ensaios foram estendidos para as outras duas peças. A Figura 4.64 mostra os resultados do volume de cavaco removido versus desgaste de flanco médio do jogo das 7 pastilhas (excluindo a alisadora).

O critério de fim de vida foi também, o mesmo dos ensaios de acabamento: $V_{B \max} = 0,2$ mm em pelo menos três arestas e $R_{am\acute{a}x} = 3,2$ μ m na superfície da peça.

4.3.3.1 Vida da Ferramenta

Da Figura 4.64 e Figura 4.65, podemos ver que se mantém a tendência observada nos ensaios de acabamento sem pastilha alisadora, a peça 2 (quadrada) foi a que gerou maior volume de cavaco ao termo da vida útil da ferramenta. As peças 1 e 3 tiveram um desempenho inferior.

Pode-se ver também na Figura 4.65 que o aumento da profundidade de corte para 1,5 mm na Peça 2, causou aumento da vida da ferramenta (maior volume de cavaco removido), ainda que simultaneamente tenha ocorrido diminuição da velocidade de corte. Provavelmente isto se deveu ao fato de que embora a velocidade de corte diminuiu, o aumento da profundidade de corte fez com que o volume de cavaco removido por minuto aumentasse muito (a redução de v_c foi muito menor que o aumento de a_p). Isto provocou um aumento considerável na temperatura de corte, assim como da potência consumida. Com isto, o calor gerado também aumentou, o que facilitou o corte, visto que a ferramenta trabalha bem em elevadas temperaturas. Este aumento da profundidade propiciou a retirada de uma operação na peça e, assim, uma só ferramenta fez o trabalho de duas (desbaste + acabamento), demonstrando que o uso de pastilha alisadora com profundidade de corte neste nível (1,5 mm) é totalmente favorável.

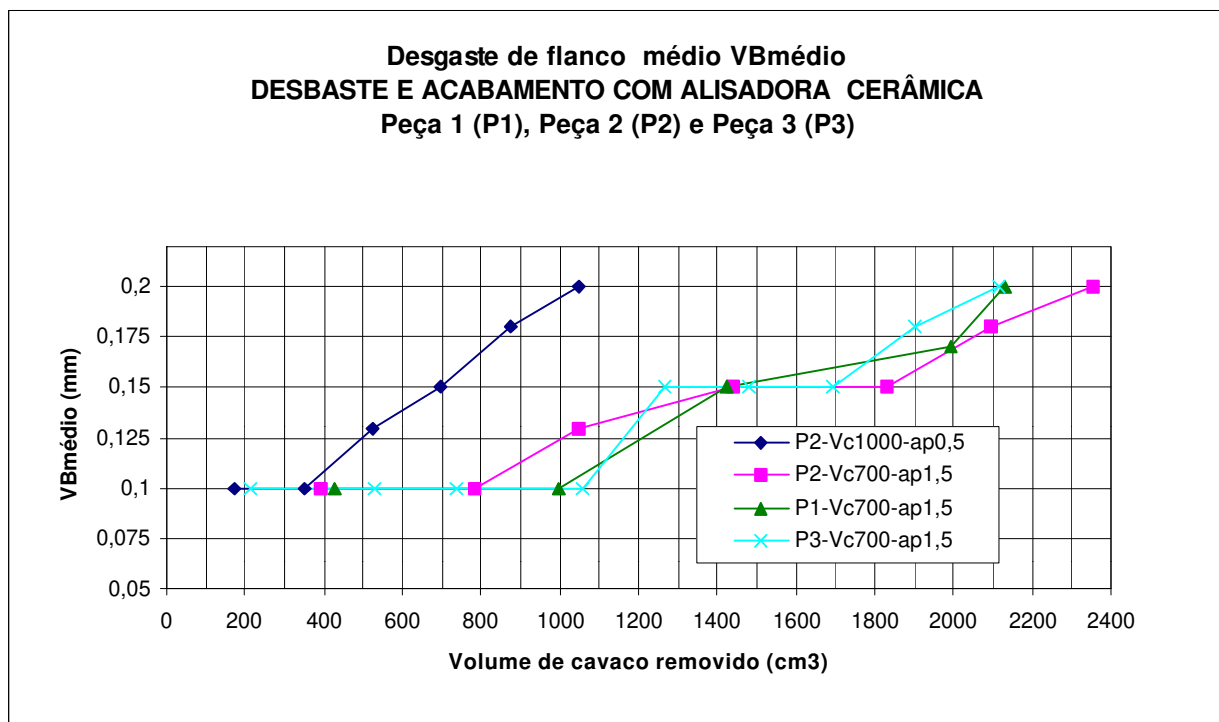


Figura 4.64 – Desgaste médio ($VB_{médio}$) versus volume de cavaco removido usando alisadora

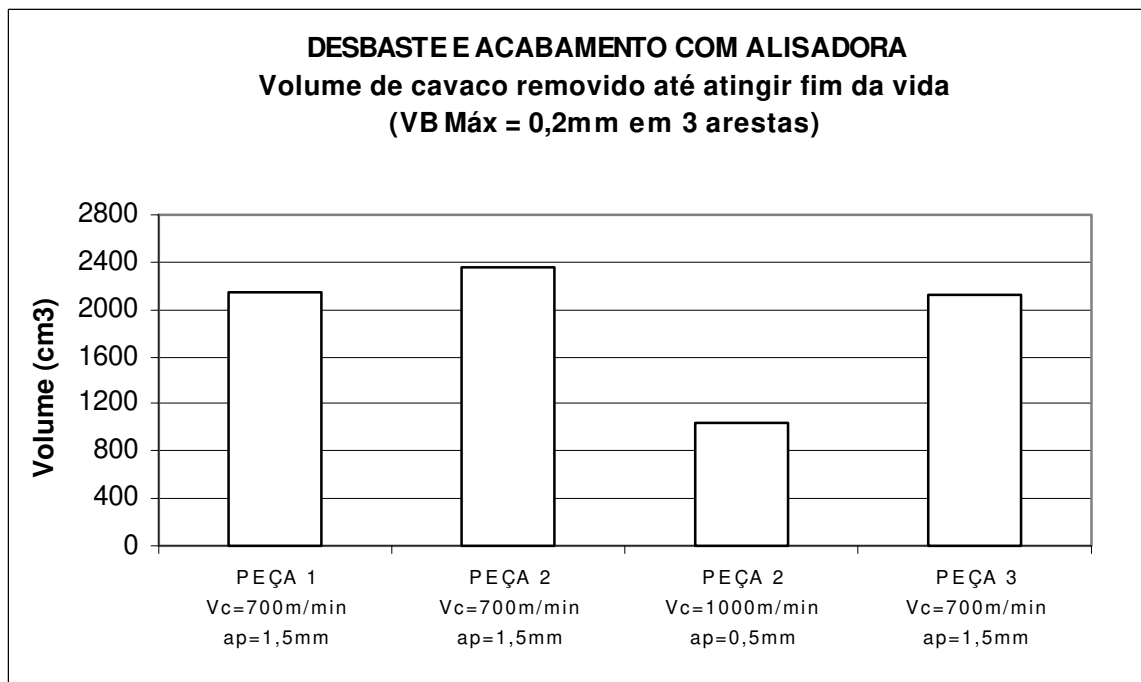


Figura 4.65 - Comparação do volume removido em cada ensaio com pastilha alisadora

A Figura 4.66 mostra o volume de cavaco obtido no ensaio de acabamento sem alisadora comparado com o volume obtido no ensaio com alisadora , ambos realizados na Peça 2 (quadrada) e usando os mesmos parâmetros de corte. Observamos que o volume de cavaco obtido sem alisadora é maior, embora a diferença não é tão grande. Muito provavelmente, a diferença entre os dois valores de volume removido pode não acontecer se muitas réplicas de cada ensaio forem feitas. Desconfia-se disso, pois não se vê razão para se ter maior vida com a fresa sem pastilha alisadora, já que a própria pastilha alisadora se desgastou muito pouco.

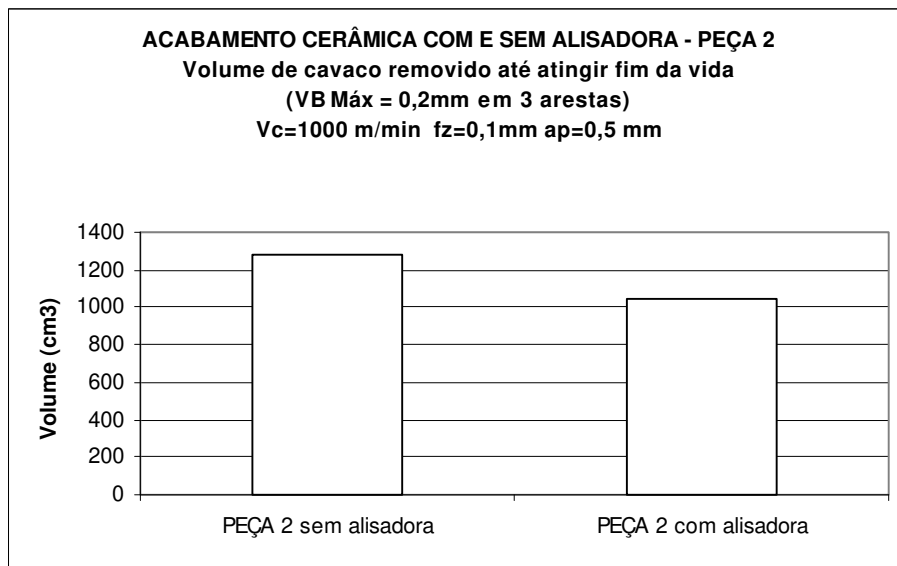


Figura 4.66 - Comparação entre o acabamento com e sem pastilha alisadora na Peça2

Peça 1 (Elíptica):

- **Análise do desgaste/avaria - Ensaio 3 – $v_c = 700$ m/min - concord. – $a_p = 1,5$ mm**

O mecanismo predominante foi desgaste por difusão em forma uniforme ao longo de toda a profundidade de corte. No corte concordante, não houve lascamento e o chanfro manteve integridade. O fim de vida por desgaste ocorreu na passada 150 ($V_B = 0,2$ mm em três pastilhas). O aspecto da superfície lisa sem a existência de riscos abrasivos indica um processo de desgaste difusivo.

A análise EDS (Tabela 4.34) mostra que na região desgastada (ponto 3 da Figura 4.67) praticamente não existe presença de Fe. A significativa quantidade de Fe na região fronteira do desgaste (ponto 2) indica intensidade do desgaste difusivo.

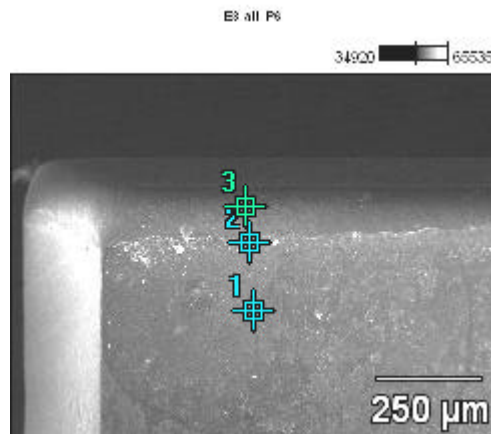


Figura 4.67 - Desgaste por difusão (x200) - ensaio 3 - $v_c = 700$ m/min – Peça 1 - sentido concordante – $ap = 1,5$ mm - acabamento cerâmica com alisadora - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

Tabela 4.34 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 3

Concentração em peso (%)

	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Cr</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>Zn</i>
<i>Pastilha 6 - ensaio 3 ALI_pt1</i>		90.43			9.57	
<i>Pastilha 6 - ensaio 3 ALI_pt2</i>	0.63	38.84	1.51		39.65	19.36
<i>Pastilha 6 - ensaio 3 ALI_pt3</i>		96.27		1.97	1.76	

A Figura 4.68 mostra a aresta alisadora usada neste ensaio. Observa-se a ponta da alisadora com arredondamento, porém sem lascamento. Da análise do EDS (Tabela 4.35), conclui-se que não existe Fe na região do arredondamento, aparentemente existem microlascamentos na aresta principal. Seu desgaste foi mínimo e não foi esta aresta a causadora do fim de vida da ferramenta, ao contrário do que se poderia imaginar.

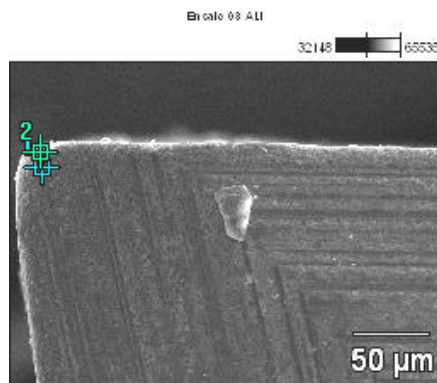


Figura 4.68 - Pastilha alisadora do ensaio 3 (x400) - $v_c = 700$ m/min – Peça 1 - sentido concordante – $a_p = 1,5$ mm - acabamento cerâmica com alisadora - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

Tabela 4.35 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 3 com alisadora

Concentração em peso (%)

	<i>Si</i>
<i>Ensaio 03 ALI_pt1</i>	59.59
<i>Ensaio 03 ALI_pt2</i>	54.22

Peça 2 (Quadrada):

- **Análise do desgaste/avaria - Ensaio 1 – $v_c = 1000$ m/min – discord. – $a_p = 0,5$ mm**

O mecanismo predominante foi desgaste por difusão uniforme, não houve lascamento e o chanfro manteve integridade. A Figura 4.69 mostra o desgaste da pastilha 1. A análise EDS (Tabela 4.36) mostra que, na região desgastada (P1), existe mínima difusão de Fe, diferentemente da superfície intermediária (P2), onde a difusão do Fe é forte, o que leva à conclusão que o mecanismo de desgase difusivo nas fronteiras do desgaste foi de novo predominante.

A pastilha atingiu $V_B = 0,2$ mm no final do ensaio e o fim de vida da ferramenta se deu por desgaste na passada 240 ($V_B = 0,2$ mm em cinco pastilhas). A pastilha alisadora utilizada neste ensaio apresentou desgaste inferior ao das outras pastilhas, atingindo $V_B = 0,1$ mm na fase plana da pastilha (medido na direção de corte), assim como microlascamentos (de 0,1 mm). Mesmo

com a menor profundidade de usinagem usada neste ensaio, o fato de se ter uma pastilha que cortou uma profundidade alguns centésimos maior (percentualmente o crescimento da profundidade da pastilha alisadora foi maior do que quando se utilizou $a_p = 1,5$ mm), isso não fez com que ela se desgastasse mais rapidamente.

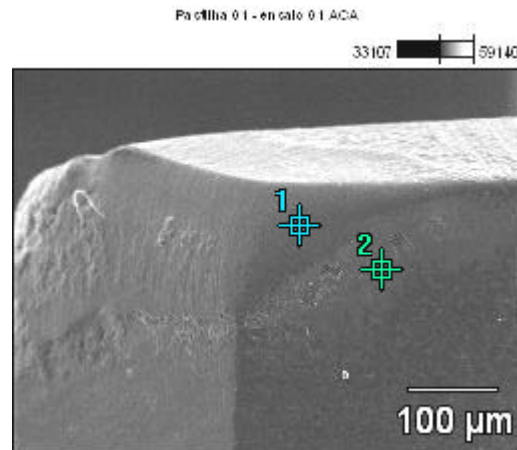


Figura 4.69 - Desgaste por difusão (x200) - ensaio 1 - $v_c = 1000$ m/min – Peça 2 - sentido discordante - $a_p = 0,5$ mm - acabamento cerâmica com alisadora - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

Tabela 4.36 - Análise química por energia dispersiva (EDS) ensaio 1 com alisadora

Concentração em peso (%)

	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>
<i>Pastilha 01 - ensaio 01 ACA_pt1</i>	76.34	5.85	5.61
<i>Pastilha 01 - ensaio 01 ACA_pt2</i>	4.41		77.22

- Análise de desgaste/avaria - Ensaio 2 – $v_c = 700$ m/min – discord. – $a_p = 1,5$ mm**

Em relação ao ensaio anterior, foi aumentada a profundidade de corte e diminuída a velocidade de corte por problemas de potência disponível na máquina. Porém, a característica de desgaste continuou semelhante ao ensaio anterior. A pastilha mostrada na Figura 4.70 atingiu $V_B = 0,15$ mm no final do ensaio e o fim de vida da ferramenta se deu por desgaste na passada 180 ($V_B = 0,2$ mm em quatro pastilhas).

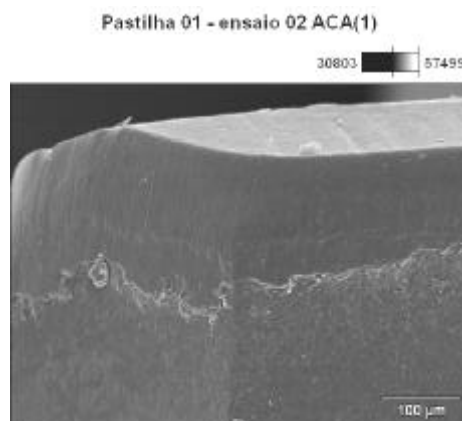


Figura 4.70 - Desgaste por difusão (x200) - ensaio 2 - vc = 700 m/min – Peça 2 – sentido discordante – ap = 1,5 mm - acabamento cerâmica com alisadora - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

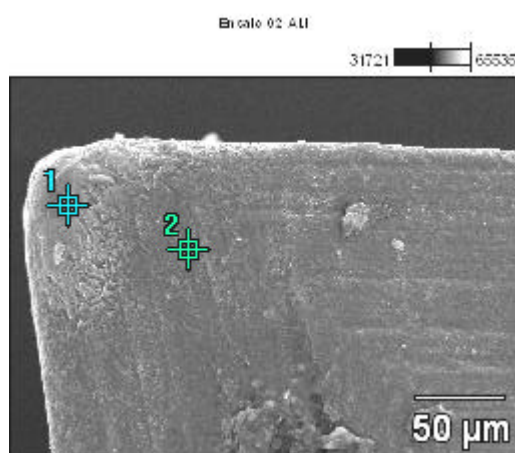


Figura 4.71 - Pastilha alisadora do ensaio 2 (x400) - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

Tabela 4.37 - Análise química por energia dispersiva (EDS) ensaio 2 com alisadora

Concentração em peso (%)

	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>
<i>Ensaio 02 ALI_pt1</i>	10.89	0.89	78.26
<i>Ensaio 02 ALI_pt2</i>	84.07		

A Figura 4.71 mostra a ponta da pastilha alisadora. Como mostra a Tabela 4.37 (análise EDS), tem-se uma forte presença de Fe na região arredondada pelo desgaste (ponto 1). A

pastilha apresentou pequenos lascamentos na região central da fase plana após a passada 110 de, aproximadamente, 0,1 mm, na passada 180, os lascamentos aumentaram para 0,2 mm. Este foi o único caso em que a pastilha alisadora atingiu valor de desgaste/avaria do mesmo nível de outras pastilhas que geraram o fim de vida da ferramenta. Este desgaste se deu por microlascamento da aresta, na região em que o avanço por dente é maior. Como já visto no capítulo teórico, na região em que somente a pastilha alisadora corta, o avanço na ferramenta é igual ao avanço por volta. Então, a carga sobre a aresta foi mais pesada. Junte-se a isto o fato de que, neste ensaio, a profundidade de usinagem foi maior ($a_p = 1,5$ mm) e de que na usinagem desta peça em aproximadamente, 30% do tempo de corte acontecem dois golpes de entrada da pastilha por volta da fresa, tem-se as condições necessárias para a ocorrência destes pequenos lascamentos.

Peça 3 (Irregular):

- **Análise do desgaste/avaria - Ensaio 4 – $v_c = 700$ m/min – discord. – $a_p = 1,5$ mm**

O mecanismo predominante foi desgaste por difusão em forma uniforme ao longo de toda a profundidade de corte. Não houve lascamento e o chanfro manteve integridade. O fim de vida por desgaste ocorreu na passada 200 ($V_B = 0,2$ mm em três pastilhas). O aspecto da superfície lisa sem a existência de riscos abrasivos indica um processo de desgaste difusivo, como pode ser visto na Figura 4.72, que é uma ampliação da região desgastada da pastilha 5.

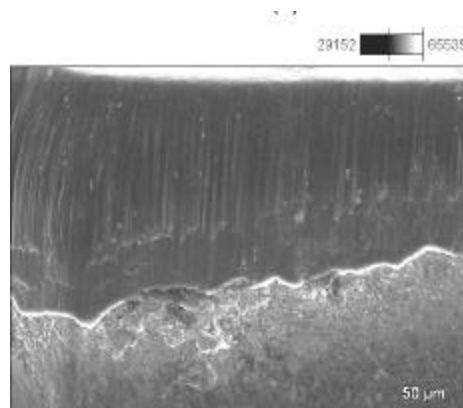


Figura 4.72 – Região desgastada da pastilha - ensaio 4 (x400) - $v_c = 700$ m/min – Peça 3 - sentido discordante – $a_p = 1,5$ mm - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

A análise EDS (Tabela 4.38) mostra que na região desgastada (ponto 3 da Figura 4.73) praticamente não existe presença de Fe, provavelmente removido pela ação do corte. Porém, na região fronteira do desgaste (pontos 2 e 4) existe uma quantidade significativa de Fe. Importante notar que a presença de Fe no ponto 2 é mais significativa que no ponto 4 mesmo ambos estando na região fronteira do desgaste. Isso acontece pelo mesmo motivo já explicado no processo de desgaste com cerâmica, ensaio 4 – $v_c = 700$ m/min - sentido discordante.

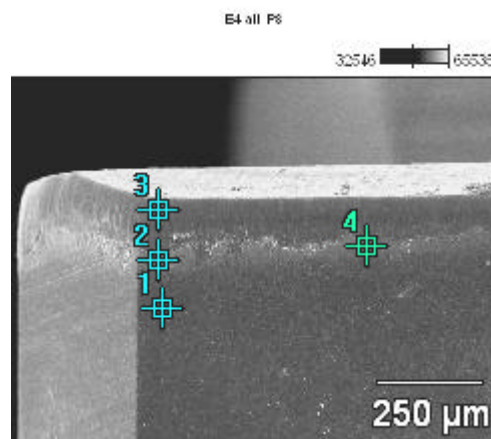


Figura 4.73 - Desgaste por difusão (x100) - ensaio 4 - acabamento cerâmica com alisadora - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

Tabela 4.38 - Análise química por energia dispersiva (EDS) - ensaio 4 com alisadora

Concentração em peso (%)

	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>Zn</i>
<i>Pastilha 08 - ensaio 04 ALI_pt1</i>	90.24		9.76	
<i>Pastilha 08 - ensaio 04 ALI_pt2</i>	4.18	1.02	42.45	52.35
<i>Pastilha 08 - ensaio 04 ALI_pt3</i>	97.41	1.70	0.89	
<i>Pastilha 08 - ensaio 04 ALI_pt4</i>	4.05	1.50	23.55	70.90

A Figura 4.74 mostra a aresta correspondente à fase plana da pastilha alisadora utilizada neste ensaio. Não se observou microlascamentos na aresta e o desgaste foi mínimo. A análise EDS mostra que existe uma quantidade significativa de Fe na região fronteira do desgaste (ponto 2), já na região de desgaste (pontos 3 e 4), a presença de Fe é mínima.

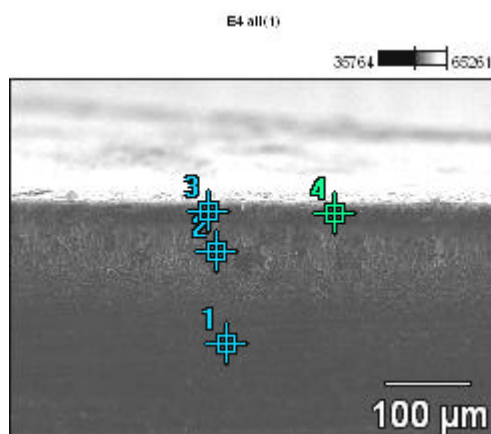


Figura 4.74 – Aresta correspondente à fase plana da alisadora (x100) – ensaio 4 - acabamento cerâmica com alisadora - Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (20 kV)

Tabela 4.39 - Análise química por energia dispersiva (EDS) da alisadora - ensaio 4

Concentração em peso (%)

	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>
<i>Ensaio 04 ALI_pt1</i>	97.48		2.52
<i>Ensaio 04 ALI_pt2</i>	35.33		64.67
<i>Ensaio 04 ALI_pt3</i>	92.30	1.38	6.32
<i>Ensaio 04 ALI_pt4</i>	93.30	2.24	4.46

Conclusões sobre o desgaste e avarias em acabamento com cerâmica alisadora

Nos ensaios de acabamento realizados com pastilha alisadora de cerâmica observou-se que nas pastilhas não alisadoras o mecanismo de desgaste é por difusão, não apresentando falhas por lascamento.

A pastilha alisadora usada no ensaio da peça 2 ($a_p = 1,5$ mm) mostra uma adesão de Fe na região do raio de ponta muito maior que a observada na alisadora usada no ensaio da peça 1 para a mesma profundidade de corte, o que pode significar que, no sentido discordante, a adesão de Fe é maior que no sentido concordante. Esse fator, somado à existência de lascamentos na fase plana

da pastilha alisadora da peça 2, pode indicar um mecanismo de desgaste por *attrition* na pastilha alisadora, não apresentado nas outras pastilhas. O fato de ter se apresentado um nível de desgaste mínimo nas alisadoras, indicaria que a temperatura de trabalho das mesmas não chega à faixa típica do mecanismo de difusão, portanto o fenômeno de *attrition* poderia ser incentivado no corte discordante.

O aumento da profundidade de corte de 0,5 mm para 1,5 mm na peça 2 se mostrou muito produtivo, gerando um volume de cavaco 2,25 vezes maior que o gerado no ensaio com $a_p = 0,5$ mm até atingirem ambos o fim da vida por desgaste (e não por rugosidade). Porém, o aumento da profundidade de corte na pastilha alisadora fez com que os microlascamentos (que apareceram no ensaio com $a_p = 0,5$ mm) aumentassem em extensão e quantidade. Mesmo assim, este fato não parece influenciar na rugosidade, motivo pelo qual sua utilização é recomendável.

4.3.3.2 Rugosidade da peça

A sensível influência da pastilha alisadora sobre a rugosidade foi confirmada. A Figura 4.75 mostra a comparação entre a rugosidade R_a atingida no ensaio da Peça 2 (quadrada) sem uso de pastilha alisadora (um ensaio, mais uma repetição) e a atingida no ensaio com pastilha alisadora, utilizando os mesmos parâmetros de usinagem. Pode-se verificar que, considerando um volume de comparação de 1047 cm^3 (fim de vida do ensaio com alisadora) o valor máximo da rugosidade média com a pastilha alisadora foi de $0,64 \text{ }\mu\text{m}$, enquanto a atingida sem a pastilha alisadora foi de, aproximadamente, $1,7 \text{ }\mu\text{m}$, uma rugosidade 2,65 vezes maior que com pastilha alisadora. Mais ainda, enquanto naquele ensaio, os valores de rugosidade média variaram na faixa de $0,9$ a $1,8 \text{ }\mu\text{m}$, neste ensaio a faixa de rugosidade variou entre $0,4$ e $0,7 \text{ }\mu\text{m}$. Esta independência da rugosidade com o desgaste de flanco das pastilhas quando se tinha pastilha alisadora se deu porque esta pastilha, que é a responsável pela geração da rugosidade da peça, praticamente não se desgastou. Com consequência disso, o ensaio poderia continuar até um desgaste de flanco médio maior (por exemplo, $V_{B \text{ medio}} = 0,3 \mu\text{m}$) que a rugosidade estaria ainda abaixo do limite fixado.

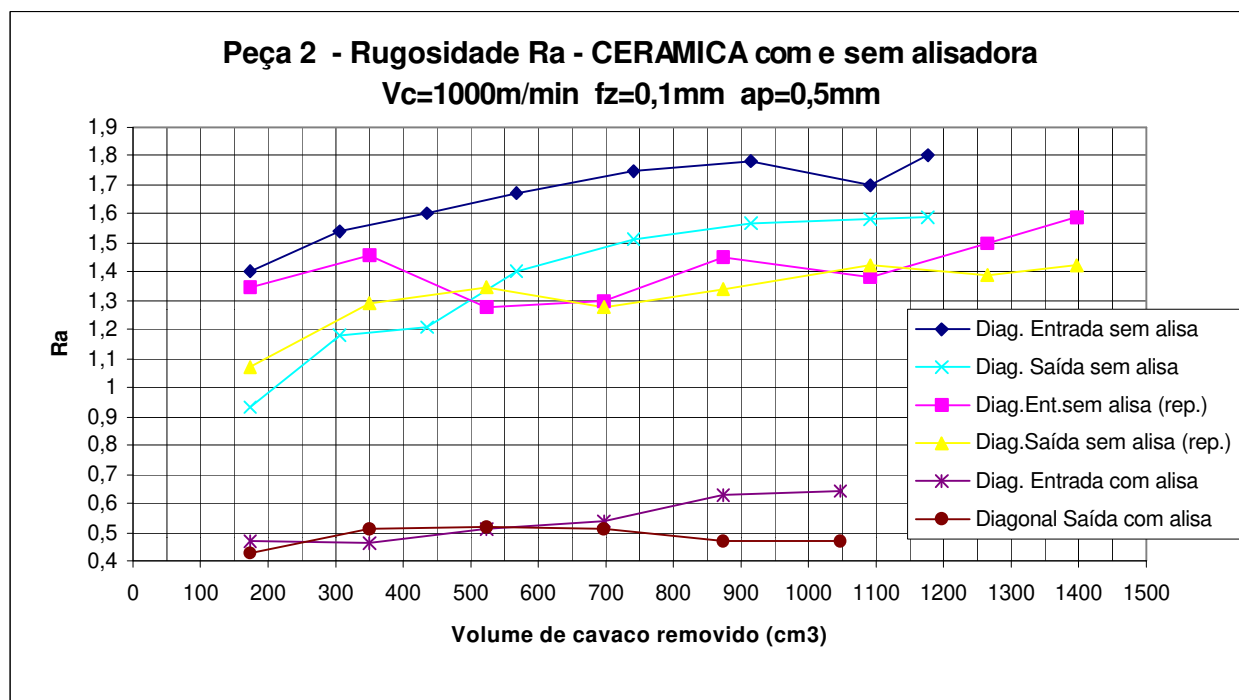


Figura 4.75 – Comparação entre rugosidade Ra atingida na Peça 2 com e sem alisadora

A Figura 4.76 mostra os valores de rugosidade média das três peças usinadas com pastilha alisadora, usando $ap = 1,5 \text{ mm}$, substituindo, desta forma, o processo de desbaste mais acabamento por um único.

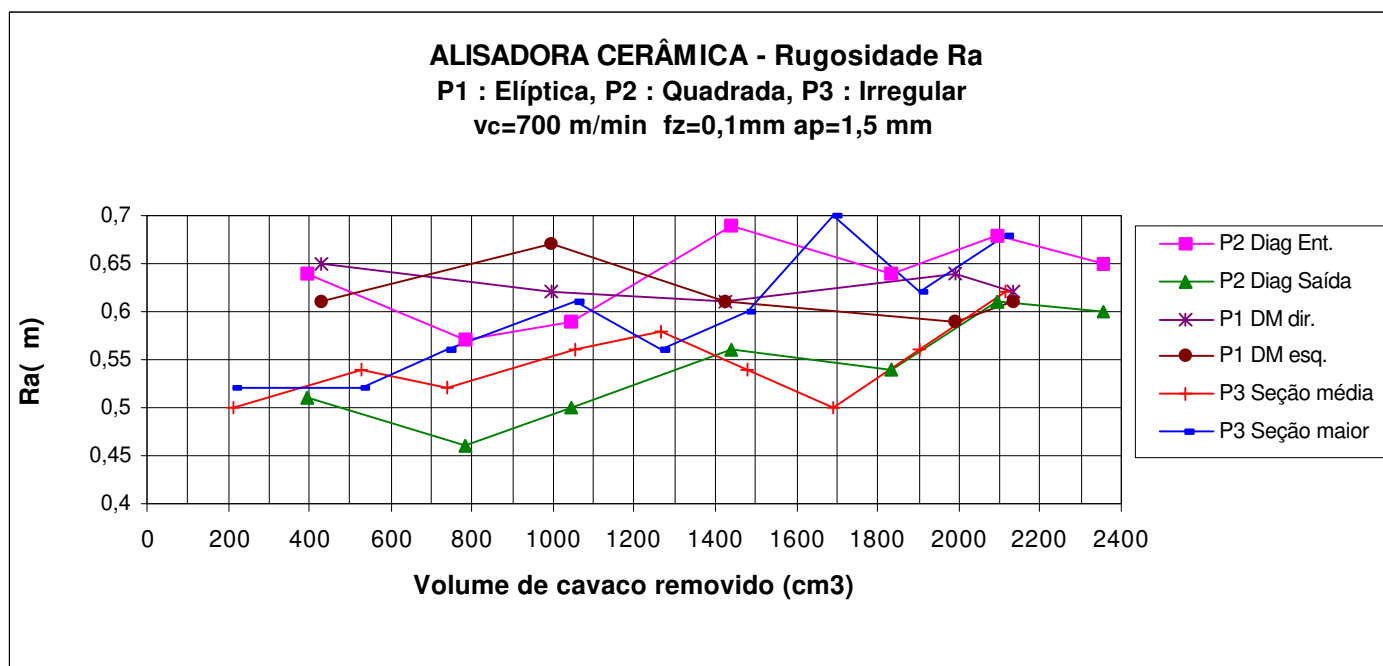


Figura 4.76 - Rugosidade da peça nos ensaios com pastilha alisadora

Importante notar que, no ensaio da mesma Peça 2 usando $a_p = 1,5$ mm, mantém-se um nível de rugosidade da peça inferior a $0,7 \mu\text{m}$ igual ao atingido com profundidade de corte três vezes menor, isto pode confirmar que a profundidade de corte não influencia na rugosidade superficial, quando do uso de pastilha alisadora. Este nível de rugosidade, muito inferior ao limite estabelecido $R_{\text{amáx}} = 3,2 \mu\text{m}$, permite afirmar que a substituição do processo de desbaste e acabamento por um único passe com $a_p = 1,5\text{mm}$, usando pastilha alisadora, é perfeitamente possível.

Na Peça 1, comparando o ensaio com pastilha alisadora e $a_p = 1,5$ mm (Figura 4.76) com o ensaio sem alisadora e $a_p = 0,5$ mm (Figura 4.61), para o mesmo volume de cavaco de 1280 cm^3 (fim de vida no ensaio sem alisadora), pode-se verificar que a rugosidade usando pastilha alisadora atingiu o valor $R_a=0,63\mu\text{m}$, enquanto a rugosidade sem usar pastilha alisadora atingiu o valor $R_a=1,38\mu\text{m}$. Isso significa que, mesmo com profundidade de corte 3 vezes maior, a rugosidade atingida com pastilha alisadora é metade da atingida sem usar pastilha alisadora, embora os valores de velocidades de corte não foram exatamente os mesmos.

Na Peça 3, comparando-se o ensaio com pastilha alisadora e $a_p = 1,5$ mm (Figura 4.63) com o ensaio sem alisadora e $a_p = 0,5$ mm (Figura 4.61), para o mesmo volume de cavaco de 1162 cm^3 (fim de vida no ensaio sem alisadora), pode-se verificar que a rugosidade usando pastilha alisadora atingiu o valor $R_a=0,58\mu\text{m}$, enquanto a rugosidade sem usar pastilha alisadora, atingiu o valor $R_a=1,92\mu\text{m}$. Isso significa que, mesmo com profundidade de corte 3 vezes maior, a rugosidade atingida com pastilha alisadora é três vezes menor que a atingida sem usar pastilha alisadora, embora os valores de velocidades de corte não foram exatamente os mesmos.

Finalmente podemos afirmar que, em todas as peças ensaiadas, a substituição do processo de desbaste e acabamento por um único passe com $a_p = 1,5$ mm usando pastilha alisadora é perfeitamente possível, trazendo um ganho tanto em vida útil da ferramenta quanto em melhor qualidade superficial das peças usinadas.

Capítulo 5

Conclusões e sugestões para trabalhos futuros

- Baseado nos resultados obtidos neste trabalho, pode-se concluir para o fresamento das superfícies irregulares ensaiadas em ferro fundido cinzento que:
- Em operações de superfícies com rebaixo de 90° , em que o corte discordante se inicia com espessura de corte igual a zero, o corte concordante teve melhor desempenho em termos de desgaste da ferramenta.
- Em superfícies estreitas que são fresadas com fresas de diâmetro grande, e que não possuem rebaiços para serem usinados, o sentido discordante propiciou menor desgaste/avaria da ferramenta. A vantagem do discordante em relação ao concordante torna-se mais evidente quanto maior é a velocidade de corte.
- Na usinagem com metal duro, o mecanismo de desgaste predominante foi o *attrition*, o mecanismo *foot forming* esteve presente na usinagem da peça com ressalto no sentido discordante.
- Na usinagem com cerâmica (Sialon), o mecanismo de desgaste predominante foi por difusão, foram evidenciados alguns lascamentos por *foot forming* no sentido discordante, o que demonstra a excelente tenacidade deste material no usinagem com corte interrompido.

- Na usinagem com cerâmica e pastilha alisadora, é possível a substituição do processo de desbaste e acabamento por um único passe, com uma vida da ferramenta aceitável, mantendo o valor de rugosidade dentro do limite estabelecido, possibilitando desta forma o aumento de produtividade pela redução drástica do tempo de usinagem.
- A influencia da velocidade de corte sobre a potência de usinagem é mais significativa na peça 2, em que parte do tempo existem dois impactos da aresta por volta da fresa.
- Somente na peça 3, em que grande parte do tempo se usina uma largura de corte muito inferior ao diâmetro da fresa, a influência do desgaste no consumo de potência possibilitaria o uso dela no monitoramento da vida da ferramenta.

Como sugestões para continuação deste trabalho, tem-se:

- Realizar ensaios com ferramentas de PCBN revestido com fase cerâmica (disponível), visto que foi demonstrado que nos ensaios com cerâmica (Sialon) o mecanismo de desgaste por difusão foi o predominante.
- Realizar ensaios de usinagem com um Sialon de maior resistência ao desgaste (disponível), embora de menor tenacidade ao utilizado, no torneamento contínuo de ferro fundido cinzento, aplicado especialmente na usinagem de discos de freio.
- Ensaiar superfícies irregulares diferentes e/ou complementares das ensaiadas neste trabalho, para adquirir dados suficientes para o estabelecimento de critérios de usinagem mais específicos.

Referências bibliográficas

ASM HANDBOOK COMMITTEE. **Metals Handbook**. v1. Properties and Selection of Metals. 8th. Ed. Ohio: American Society for Metals, c 1961.

ASM HANDBOOK COMMITTEE. **Metals Handbook**. v3. Machining. 8th. Ed. Ohio: American Society for Metals, c 1967.

ASM. **Metallography and microstructures**. 9th. Estados Unidos de América: ASM International, v. 9, c1985. p.246.

ASM. **Speciality handbook: cast irons**. Estados Unidos de América: ASM International, 1996, p. 33-267.

AUSTEMPERED ductile-iron castings - advantages, production, properties and specifications. **Materials & Design**, v. 13, n. 5, p. 285-297, 1992.

BATES, C. Production and Machining of ductile cast iron. In: ABSTRACT FROM DE DIS MEETING. **Anais...** June, 2000.

BEZERRA, Alexandre Araújo. **Estudo do desgaste no roscamento com alta velocidade em ferro fundido**. São Carlos, SP, 2003. Originalmente apresentada como tese de doutorado, Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, 2003.

BHATTACHARYYA, S. et al. The performance of ceramic tool materials for the machining of cast iron. **Wear**, v. 135, p. 147-159, 1989.

BOEHS, Lourival. **Influência do sulfeto de manganês na usinabilidade do ferro fundido maleável preto ferrítico**. Florianópolis, 1979. Originalmente apresentada como dissertação de mestrado em engenharia mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, 1979.

CAROSELLA, João. **Materiais para ferramentas**. São Paulo, [200-]. 1 CD-ROM.

CHAKRABORTY, J. et al. Performance of ceramic cutting tools in machining cast iron. **Powder Metallurgy International**, v. 22, n.6, p. 27-31, 1990.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 6. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1994. 576p.

COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 3 ed. São Paulo: Editora Edgard Blücher, 1974.

CORSO, S. Development of bainitic nodular iron for the construction of speed gears for the car industry. **EEC Commision Report EUR 8639** (final report), Commission of the European Communities, Luxembourg, 1983.

DAWSON, Steve et al. The effect of metallurgical variables on the machinability of compacted graphite iron. In: DESIGN E MACHINING WORKSHOP – CGI. **Anais...**1999.

DIETER, G. **Mechanical Metallurgy**, London: Mc. Graw Hill Book, 1988.

DINIZ, A. E.; CALDEIRANI FILHO, J. Influence of the Relative Positions of Tool and Workpiece on Tool Life, Tool Wear and Surface Finish in the Face Milling Process. **Wear**, v. 232 (1), p. 67 – 75, 1999.

DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N.L. **Tecnologia da Usinagem dos Materiais**. 5. ed. São Paulo: Artiber Editora, 2006. 244p.

DRONYUK, N.; EKSANOV, V. Low Temperature-Resistant Ferrite High-Strength Cast Iron With Spheroidal Graphite. **Vestoik Mash Nostroenya**, Allerton Press, v. 69, n. 6, p. 36-39, 1989.

FERRANTE, M. **Seleção de Materiais**. 2. ed. São Carlos: EdUFSCar, 2002. 286p.

FERRARESI, D. **Fundamentos da usinagem dos metais**. São Paulo: Editora Edgard Blücher, 1977. v. 1, 751 p.

HARDING R. Influence of process parameters in austempered iron. **Metais & Materiais**, n. 2, p. 65-72, fevereiro 1986.

HASHEMIPOUR. Tool life and wear mechanisms for ceramic on steel. **Production Engineer**, v. 67, n.6, p.33-34, 1988.

GUESSER, L. W. e GUEDES, L. C. Desenvolvimentos recentes em ferros fundidos aplicados à indústria automobilística. In: IX SIMPÓSIO DE ENGENHARIA AUTOMOTIVA, AEA, São Paulo. **Anais...** São Paulo, 1997.

GUESSER, W; SCHROEDER, T.; DAWSON, S. Production Experience with compacted graphite iron automotive components. **AFS Transactions**, 2001.

HALLORAN, J. Ceramics get tough. **Cutting tool engineering**. 1996. v. 48, n. 6.

HORNUNG, K; HAUKE, W. Cast iron materials for highly stressed automobile components such as gears. **VDI – Zeitschrift 123**. n. 4, p. 16-24, feb. 1981.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 3685: Tool –life testing with single-point turning tools**. 2nd. ed. , 1993.

JOHNSON D. Why cutting tools fail, **Tooling & Production**. Huebcore Communications Inc., maio 1996.

KENNAMETAL. **Cast iron turning guide**. Latrobe, PA: Kennametal Inc., 2003. 98p.

KENNAMETAL. **Fresamento** - 301.00 PSA. Catálogo. Alemanha: Kennametal Hertel. [200-]. 240p.

KENNEDY, B. Facing Facts. **Cutting Tool Engineering**, USA, v.52, n.2, fev. 2002.

KLOCKE, F.; KLÖPPER, C. Influence of the Austempering Heat Treatment on the Machinability of Ductile Iron. PROCEEDINGS OF THE INTERNATIONAL SCIENTIFIC CONFERENCE ADI FOUNDRY'S OFFER FOR DESIGNERS AND USERS OF CASTINGS, 2000, Cracow, Poland. **Anais...** Cracow: Foundry Research Institute, 2000. p. 71-80.

KLOCKE, F.; KLÖPPER, C. Machinability characteristics of Austempered Ductile Iron (ADI). In: WORLD CONFERENCE ON ADI, 2002, Aachen, Germany. **Anais...**Aachen: University of Technology, 2002.

LIU, Z. et al. Wear patterns and mechanisms of cutting tools in high-speed face milling. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 129, p. 222-226, 2002.

LOTTRIDGE,N; GRINDAHL, R. Nodular iron hypoid gears. **Proceedings of SAE Conference on Fatigue**, Dearborn, USA, p. 213-218, april 1982.

MACHADO, A.R.;SILVA, M.B. da. **Usinagem dos metais**. 6 ed. Uberlandia: Editora da UFU, Universidade Federal de Uberlândia, 2003. 224p.

MACHADO, A. R. et al. Usinagem de ferros fundidos cinzento, nodular e vermicular. **Tecnologias Avançadas de Manufatura**. Coleção Fabrica do Milênio, v. 1, 2005. 169 p.

MARCONDES, Francisco. **A historia do Metal Duro**. Unida Artes Gráficas e Editora, 1990.

MARWANGA, R.; VOIGT, R.; COHEN, P. Influence of Graphite Morphology and Matrix Structure on Chip Formation During Machining of Gray Cast Irons. **American Foundryman's Society Transactions**, St. Louis, p. 595-605, march 1999.

MELO, A. C.; SILVA, M.B. da; MACHADO A.R. Types of damage in cemented carbide tools. **Revista Brasileira de Ciências Mecânicas**, junho 2005.

MELO, A. C. **Estudo das trincas de origem térmica geradas em ferramentas de metal duro durante o fresamento frontal**. PhD thesis, Universidade Federal de Uberlândia, 2001, 273 p.

MOCELIN, et al. Estudo da usinabilidade do ferro fundido vermicular em ensaios de furação. In: SULMAT. **Anais...**2002.

MOLINARI, A.; NOUARI, M. Modeling of tool wear by difusión in metal cutting. **Wear**, v. 252, p. 135-149, 2002.

PEKELHARING, A. J. The Exit Failure of Cemented Carbide Face-Milling Cutters. Part I - Fundamentals and Phenomena, **Annals of the CIRP**, v. 33, p.47-50, 1984.

QUINTO, D. Cutting Tools: The future, **Tooling & Production**. Huebcore Communications Inc., maio 1996.

RADZIKOWSKA, Janina. **Preparation of Cast Iron Foundry Alloys**. Disponível em: <<http://www.metallography.com/technotes/iron/iron.htm>>. Acesso em: maio 2001.

REUTER, Ulrich, et al. Wear mechanisms in high-speed machining of compacted graphite iron. **Design e Machining Workshop – CGI**. 1999.

REUTER, Ulrich, et al. The wear process of CGI cutting and machining developments.

In: COMPACTED GRAPHITE IRON – MACHINING WORKSHOP. **Anais...** Darmstadt, 2000.

SANDVIK. [**Ferros fundidos**].Disponível em: <<http://www.cimm.com.br/>>. Acesso: abril 2003.

SANDVIK. **Fabricação de Moldes e Matrizes**. Catálogo. Suécia: Sandvik Coromant, 2002. 258p.

SANDVIK, **Modern Metal Cutting** – A Pratical Handbook, Suecia: Sandvik Coromant Technical Editorial, 1994.

SANTHANAM, A.T. Carbide's for metal cutting. **Kennametal Compreensive Application Engineering Guide**, Latrobe, PA: Kennametal University, cap.1, p. 3 –6, 2005.

SUDO, T. T.; BRAGHINI JUNIOR, A.; COELHO, R. T. O desgaste de ferramentas na usinagem de ferro fundido cinzento a alta velocidade. **O Mundo da Usinagem** – Sandvik Coromant do Brasil, n.1, p. 27-31, 2001.

TRENT, E. M. ;WRIGHT, P. K. **Metal Cutting**, Butterworth/Heinemann, Oxford, 2000, 446 p.

VAN DE VELDE, Cees. **Understanding cast Irons**. Disponível em: <<http://members.tripod.lycos.nl/cvdv/index.html>>. Acesso em: outubro 2002a.

VAN DE VELDE, Cees. **Mechanical Properties of Gray Iron**. Disponível em: <<http://members.tripod.lycos.nl/cvdv/index.html>>. Acesso em: outubro 2002b.

VAN VLACK, L. **Princípios de Ciência dos Materiais**. São Paulo: Editora Edgard Blücher, 1970, 427p.

YECKLEY, R. Ceramic grade design. **Kennametal Compreensive Application Engineering Guide**, Latrobe, PA: Kennametal University, cap.12, p. 2 –12. 2005.