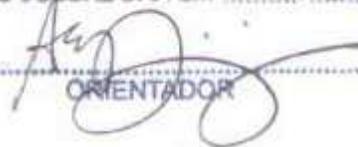


ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR LUÍZ ROBERTO
MUÑOZ DIAS E APROVADA
PELA COMISSÃO JULGADORA EM 16/11/2011

ORIENTADOR

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

Luiz Roberto Muñoz Dias

**A Influência do Teor Relativo Perlita/Ferrita
na Usinabilidade do Ferro Fundido Cinzento**

Campinas, 2011.

Luiz Roberto Muñoz Dias

A Influência do Teor Relativo Perlita/Ferrita na Usinabilidade do Ferro Fundido Cinzento

Dissertação apresentada ao Curso de Mestrado da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de Concentração: Materiais e Processos
de Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz

Campinas

2011

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

M926i	Muñoz Dias, Luiz Roberto
	----- A Influência do teor relativo perlita/ferrita na usinabilidade do ferro fundido cinzento/ Luiz Roberto Muñoz Dias –Campinas, SP: [s.n], 2011 -----
	Orientador: Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz Dissertação de Mestrado - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.
	1.Metals - Usinabilidade. 2.Fresamento 3.Ferro Fundido 4.Ferrita I. Diniz, Anselmo Eduardo. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. A Influência do Teor Relativo Perlita/Ferrita na Usinabilidade do Ferro Fundido Cinzento

Titulo em Inglês: The Influence of Pearlite/Ferrite Theor in the Machinability of
Gray Cast Iron

Palavras-chave em Inglês: Machinability, Milling, Gray Cast Iron, Ferrite

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Maria Helena Robert, Reginaldo Teixeira Coelho

Data da defesa: 16/11/2011

Programa de Pós-Graduação: Engenharia Mecânica

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

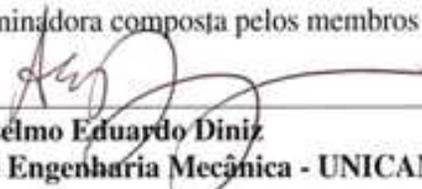
DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADEMICO

**A Influência do Teor Relativo Perlita/Ferrita
na Usinabilidade do Ferro Fundido Cinzento**

Autor: Luiz Roberto Muñoz Dias

Orientador: Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz

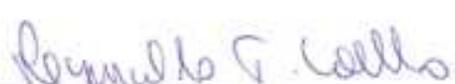
A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:



Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz
Faculdade de Engenharia Mecânica - UNICAMP



Prof. Dra. Maria Helena Robert
Faculdade de Engenharia Mecânica - UNICAMP



Prof. Dr. Reginaldo Teixeira Coelho
Faculdade de Engenharia de São Carlos - USP

Campinas, 16 de Novembro de 2011.

Dedicatória

Dedico este trabalho aos meus pais, Jose e Neide, não só pelo apoio no presente projeto, mas pelo apoio de uma vida toda e à Mariana pela compreensão dos momentos que estive ausente, pelo amor, companheirismo e até mesmo pelas críticas, pois sem estas seria quase impossível enxergar os problemas de um ângulo diferente e muitas vezes saber voltar atrás.

Agradecimentos

A Deus, por mais esta etapa vencida e por nunca ter me deixado sozinho, mesmo nos momentos mais críticos, quando tudo parecia ser impossível.

Ao professor Anselmo Eduardo Diniz, por ser mais que um orientador, um verdadeiro amigo e companheiro, o qual merece todo respeito, admiração e agradecimento. Ele faz jus ao pensamento “Ninguém vence na vida sem um professor”.

Ao instrutor Ari por me aturar por tanto tempo e por tantas vezes que tive de refazer os ensaios e à Claudinete por tanto ter me ajudado na execução deste trabalho, como também aos demais funcionários da Unicamp que me incentivaram, mesmo que indiretamente.

À empresa fabricante de máquinas que cedeu espaço à pesquisa e incentivou mediante ajudas pessoais dos amigos Helmut Fünner, Ralph Henning, Sidineia Catto e Bernd Holderle.

Ao amigo Andreas Berens, por apoiar em todos os momentos e por torcer pessoalmente pelo sucesso da conclusão do trabalho.

Ao amigo Andreas Funk ,por me ajudar e me ensinar em minha pesquisa realizada na Alemanha, bem como à sua empresa, Georg Funk Eisengießerei GmbH & Co KG, pela hospitalidade e materiais de estudo fornecidos

Ao Senai, centro tecnológico de fundição Marcelino Corradi e seus funcionários, especialmente ao Eng. Clênio Silva, por todo seu profissionalismo e persistência.

À Sandvik pelos ferramentais fornecidos e à Unicamp pelo espaço, especialmente Anderson Fernandes e Ancelmo.

Aos grandes amigos da Unicamp: Marcelo Aguiar, Adilson, Carlos, Sílvia, Henrique, Bruno e Yanier. Não só me apoiaram como foram também verdadeiros orientadores para utilização dos equipamentos e dos procedimentos.

Aos meus pais pelo suporte financeiro, apoio e incentivo, à minha noiva pela companhia em minhas viagens à Unicamp, pela ajuda neste projeto e pela compreensão, aos meus amigos Valdemar Godoy, Cristiane Pedron, Marcelo da Silva, Andreia Mimbu, Denilson Almeida, Fernanda Freires, Paulo Trentin, Antônio Silva e aos meus irmãos, Gilberto e Eugênio, pelo apoio.

Muitíssimo obrigado!

*“De tudo ficaram três coisas:
A certeza de que estamos sempre começando...
A certeza de que precisamos continuar...
A certeza de que seremos interrompidos antes de terminar.
Portanto, devemos:
Fazer da interrupção um caminho novo...
Da queda, um passo de dança...
Do medo, uma escada...
Do sonho, uma ponte...
Da procura, um encontro.”*

Fernando Pessoa

Resumo

MUÑOZ DIAS, Luiz Roberto, A Influência do Teor Relativo Perlita/Ferrita na Usinabilidade do Ferro Fundido Cinzento, Campinas,: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2011. 130 p. Dissertação (Mestrado).

Os ferros fundidos cinzentos são muito empregados em diversos segmentos da indústria, sendo sua utilização preferida para composição de bases de máquinas por ter baixo custo de aquisição, alta capacidade de amortecimento a vibrações e facilidade de fabricação. As normas que norteiam a produção destas ligas determinam as classes divididas por faixas de resistência à tração e forma da grafita presente na estrutura. A classe GG-25, determina resistência à tração situada entre 250Kgf/mm² e 300Kgf/mm² e forma de grafita lamelar. Esta pesquisa tem como objetivo investigar a diferença de usinabilidade entre ferros fundidos cinzentos desta mesma classe, ou seja, dentro da tolerância da norma, com diferentes concentrações de perlita e ferrita. Avaliou-se a usinabilidade em termos de vida de ferramenta, esforços de corte e rugosidade em operações de fresamento em acabamento com ferramentas de metal duro e cerâmica (com geometrias de corte idênticas) e diferentes velocidades de corte em um material contendo 100% de perlita e em outro com 50% de perlita. Os resultados mostraram que os lotes perlíticos, em função de resistência e dureza maiores, provocam desgaste das ferramentas mais rapidamente que os lotes 50% perlíticos e também consomem maiores esforços de corte. Também foi possível notar que as ferramentas de cerâmica apresentaram vida maior que as ferramentas de metal duro. Os mecanismos causadores de desgastes da ferramenta foram: difusão, adesão de ferro com conseqüente remoção de partículas (attrition) e trincas térmicas.

Palavras Chave

- usinabilidade, fresamento, ferro fundido cinzento, desgaste de ferramenta, cerâmica, metal duro, ferrita, perlita

Abstract

MUÑOZ DIAS, Luiz Roberto, The Influence of Pearlite/Ferrite Theor in the Machinability of Gray Cast Iron, Campinas: Mechanical Engineering Faculty, State University of Campinas, 2011. 130 p. Dissertação (Mestrado).

The gray cast irons are frequently used in various fields of industry, mainly for machine bed due to the low cost, high vibration damping capacity and easiness of manufacturing. The standards that guide the production of these alloys determine the classes based on the range of tensile strength and shape of graphite in the structure. The class GG-25 determines the tensile strength between 250Kgf/mm² and 300Kgf/mm² and lamellar shape of graphite flakes. This research aims at investigate the difference of machinability between two gray cast irons belonging to the same class, i.e., within tolerance of the standard, with different pearlitic / ferritic concentrations. Machinability was evaluated in terms of tool life, cutting forces and workpiece surface roughness in finish milling with carbide and ceramic tools (with similar cutting geometries) and different cutting in a material containing 100% pearlite and another with 50% pearlite. The results showed that in the milling of the pearlitic alloy, due to higher strength and hardness, tool wear progressed faster than in the milling of ferritic alloy and also consumed higher cutting forces. It was also possible to note that ceramic tools showed longer life than carbide tools. The main observed mechanisms of wear were diffusion, adhesion of iron with consequent removal of tool material (attrition) and thermal cracks.

Key Words

-machinability, milling, gray cast iron, tool wear, ceramics, carbide, ferrite, pearlite.

Lista de Ilustrações

1. 1 Fotos de Microscopia Óptica Provenientes de Relatórios de Materiais Utilizados em Bases de Máquinas Operatrizes, contendo respectivamente 100%, 95% e 70% de perlita cada.	2
2. 1 - Diagrama Fe- C –PIRES (2006)	5
2. 2 – Aspecto micrográfico da ledeburita. Estrutura típica de ferro fundido branco com 4,3% de Carbono; glóbulos de perlita sobre fundo de cementita. Ataque: pírico. Aumento 530x (CHIAVERINI, 2007)	6
2. 3 – Aspecto micrográfico apresentado por ferro fundido hipoeutético. A estrutura apresenta dendritas de perlita, áreas pontilhadas constituídas de ledeburita e algumas áreas brancas constituídas de cementita. Ataque: picral. Aumento:530x (CHIAVERINI, 2007)	7
2. 4 - Aspecto micrográfico de ferro fundido hipereutético. A estrutura apresenta longos cristais de cementita sobre um fundo de ledeburita. Ataque: pírico. Aumento: 150x (CHIAVERINI, 2007)	8
2. 5 – Efeito do carbono equivalente na resistência à tração do ferro fundido cinzento em função da espessura da secção(CHIAVERINI,2007)	12
2. 6 - Microestrutura típica de ferro fundido vermicular ligado ao Si e Mo. Grafita em forma de vermes, com algumas partículas nodulares. Carbonetos intercelulares de Mo, associados à perlita. Matriz predominantemente ferrítica. (GUESSER e GUEDES, 1997)	19
2. 7 – Morfologia típica de grafita nodular, vermicular e vermicular (SINTERCAST, 2008)	20
2. 8 – Corte do Diagrama Ternário Fe-C-Si com 0, 2 e 4% de Si. (PIESKE, 1976)	23
2. 9 – Secção vertical do sistema Fe-C-Si a um teor constante de 2% de Si, mostrando, em hachurado, as áreas em três fases (CHIAVERINI, 2007)	25
2. 10 – Grafita Tipo A (100x) (ASM,1985 apud Ferrer, 2006)	30
2. 11 - Veios de Grafita do tipo B. Veios com disposição radial em torno de núcleos de aspecto eutético (COLPAERT, 1974)	30
2. 12 – Veios de Grafita do tipo C. Veios grandes e entre eles, veios pequenos comuns. (100x) (COLPAERT, 1974)	31
2. 13 - Grafita Tipo D, tamanho da grafita entre 250-500 μ m, hipoeutético 100x (RADZIKOWSKA apud FERRER, 2006)	31

2. 14 – Veios de Grafita do tipo E. Veios orientados segundo o espaço interdendrítico. (100x) (COLPAERT, 1974)	32
2. 15 – Relação entre a microestrutura da matriz do ferro fundido e a vida da ferramenta de fresamento (IFSI, 1971)	37
2. 16 – Usinabilidade dos Diversos tipos de Ferros Fundidos (DINIZ, et al., 2006)	43
2. 17 – Comparativo entre ferro fundido cinzento e vermicular em torneamento e fresamento (DAWSON, apud DORE et al., 2007)	45
2. 18 – Fresamento Frontal: a) simétrico de rasgo, b) simétrico comum, c) assimétrico com usinagem total de superfície, d) assimétrico com usinagem parcial (Diniz et al.; 2006)	49
2. 19– Influência da Porcentagem de Cobalto e da Temperatura na Dureza do Metal Duro (DINIZ et al., 2006)	52
2. 20 – Fases Alfa e Beta (YECKLEY, 2005)	57
2. 21 - Formas de aresta em pastilhas de cerâmica (YECKLEY, 2005)	59
2. 22 – Geometria das Fresas Frontais com Pastilhas Intercambiáveis (DINIZ et al., 2006)	61
2. 23 – Fresamento Frontal: a) simétrico de rasgo, b) simétrico comum, c) assimétrico com usinagem total de superfície, d) assimétrico com usinagem parcial (Diniz et al.; 2006)	63
2. 24 – Direção das Forças Radiais nos Cortes Simétrico e Assimétrico (DINIZ et al., 2006)	63
Figura 2. 25 – Posicionamento da Aresta de Corte no Momento do Choque com a Peça (DINIZ, 2006)	65
2. 26 – Representação Esquemática da Posição de Ataque da Pastilha de Metal Duro (DINIZ et al., 2006)	66
3. 1 – Barras fundidas utilizadas no ensaio, logo após a fundição	68
3. 2 – Barra de ferro preparada para o ensaio, nas dimensões 250 x 50 x 30mm	68
3. 3 – Matriz bruta de fusão. Aumento 333x, ataque nital 4%.	70
3. 4 – Matriz bruta de fusão. Aumento 1000x, ataque nital 4%.	70
3. 5 – Matriz com 50% de perlita. Aumento 333x, ataque nital 4%.	71
3. 6 – Matriz com 50% de perlita. Aumento 1000x, ataque nital 4%.	72
3. 7 – Fixação da barra na morsa para usinagem	73
3. 8 – Pastilha apoiada em suporte para análise no microscópio	74
3. 9 – Características e desenho de fresa R245-032A32-12M (Catálogo SANDVIK online, 2010)	75

3. 10 – Características e desenho de inserto de metal duro R245-12 T3 M-KL 3220 (Catálogo SANDVIK online, 2010)	76
3. 11 – Características e desenho de inserto de cerâmica R245-12 T3 E1 6090 (Catálogo SANDVIK online, 2010)	76
3. 12 – Montagem da peça no dispositivo e deste na base da máquina.	77
3. 13– Acoplamento montado na máquina para análise das forças	77
4. 1 – Desgaste de flanco de pastilha de metal duro a partir do microscópio óptico, na usinagem do lote perlítico (lote 1) com velocidade de corte de 321m/min e avanço de 0,12 mm por dente.	81
4. 2 – Detalhe de desgaste de pastilha de metal duro na usinagem do material perlítico, com $vc=321m/min$ – Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (25.0Kv)	82
4. 3 – Elementos químicos encontrados nas pastilhas de metal duro a velocidade de corte 321m/min(25.0Kv)	83
4. 4 – Detalhe de desgaste de flanco de inserto de metal duro utilizado na usinagem do material perlítico sob velocidade de corte de 390 m/min e avanço de 0,12mm por dente.	84
4. 5 – Detalhe de desgaste de pastilha de metal duro na usinagem do lote 1, com $vc=390m/min$ – Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (25.0Kv) e pontos de análise química por energia dispersiva (EDS)	85
4. 6 – Elementos químicos encontrados nas pastilhas de metal duro a velocidade de corte 390 m/min(25.0Kv)	86
4. 7 – Detalhe de desgaste de flanco de inserto cerâmico utilizado na usinagem do material perlítico sob velocidade de corte de 321 m/min e avanço de 0,12mm por dente.	87
4. 8 – Detalhe de desgaste de pastilha de cerâmica na usinagem do material perlítico, com $vc=321m/min$ – Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (25.0Kv) e pontos de análise química por energia dispersiva (EDS)	88
4. 9 – Elementos químicos encontrados nas pastilhas de cerâmica com velocidade de corte de 321 m/min na usinagem do material perlítico (25.0Kv)	89
4. 10 – Detalhe de desgaste de flanco de inserto de cerâmica utilizado na usinagem do material perlítico sob velocidade de corte de 390 m/min e avanço de 0,12mm por dente.	89
4. 11 – Detalhe de desgaste de pastilha de cerâmica na usinagem do lote 1, com $vc=390m/min$ – Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (25.0Kv) e pontos de análise química por energia dispersiva (EDS)	90

4. 12 – Elementos químicos encontrados nas pastilhas de cerâmica com velocidade de corte de 390 m/min(25.0Kv)	91
4. 13 – Detalhe de desgaste de flanco de inserto de metal duro utilizado na usinagem do lote 2 sob velocidade de corte de 321 m/min e avanço de 0,12mm por dente.	92
4. 14 – Detalhe de desgaste de pastilha de metal duro na usinagem do lote 2, com $v_c=321\text{m/min}$ – Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (25.0Kv)	92
4. 15 – Elementos químicos encontrados nas pastilhas de metal duro com velocidade de corte de 321 m/min na usinagem do lote 2(25.0Kv)	93
4. 16 – Detalhe de desgaste de flanco de inserto de metal duro utilizado na usinagem do lote 2 sob velocidade de corte de 390 m/min e avanço de 0,12mm por dente.	94
4. 17 – Detalhe de desgaste de pastilha de metal duro na usinagem do lote 2, com $v_c=390\text{m/min}$ – Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (25.0Kv)	95
4. 18 – Elementos químicos encontrados nas pastilhas de metal duro com velocidade de corte de 390 m/min na usinagem do lote 2(25.0Kv)	96
4. 19 – Detalhe de desgaste de flanco de inserto de metal duro utilizado na usinagem do lote 2 sob velocidade de corte de 390 m/min e avanço de 0,12mm por dente.	97
4. 20 – Detalhe de desgaste de pastilha de cerâmica na usinagem do lote 2, com $v_c=321\text{m/min}$ – Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (25.0Kv)	98
4. 21 – Elementos químicos encontrados nas pastilhas de metal duro com velocidade de corte de 321m/min na usinagem do lote 2(25.0Kv)	99
4. 22 – Detalhe de desgaste de flanco de inserto de cerâmica utilizado na usinagem do lote 2 sob velocidade de corte de 390 m/min e avanço de 0,12mm por dente.	100
4. 23 – Detalhe de desgaste de pastilha de cerâmica na usinagem do lote 2, com $v_c=390\text{m/min}$ – Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (25.0Kv)	101
4. 24 – Elementos químicos encontrados nas pastilhas de metal duro com velocidade de corte de 321m/min na usinagem do lote 2(25.0Kv)	101
4. 25 – Gráfico Comparativo Volume x Material x Ferramenta x Velocidade de Corte	102
4. 26 – Evolução do desgaste das ferramentas de cerâmica e metal duro na usinagem do lote perlítico e 50% perlítico em função do volume de cavaco removido	103
4. 27 – Gráfico Pareto padronizado para os efeitos significativos para a variação da vida da ferramenta, medida em cm^3 de volume de cavaco removido (95% de confiança)	105

4. 28 – Gráfico dos efeitos principais para a variação da vida da ferramenta, medida em cm^3 de volume de cavaco removido (95% de confiança)	106
4. 29 – Gráfico da Rugosidade Média (R_a) em função da ferramenta, material e condições de corte	108
4. 30 – Gráfico da Rugosidade Total (R_y) em função da ferramenta, material e condições de corte	108
4. 31 – Gráfico da Rugosidade Média (R_a) em função do volume de cavaco removido para velocidades de corte de 321m/min e 389m/min.	110
4. 32 – Gráfico da Rugosidade Total (R_y) em função do volume de cavaco removido para velocidades de 321 m/min e 389m/min.	111
4. 33 – Gráfico Pareto padronizado para os efeitos significativos para a variação da rugosidade superficial longitudinal R_a , medida em μm (95% de confiança)	112
4. 34 – Gráfico Pareto padronizado para os efeitos significativos para a variação da rugosidade superficial longitudinal R_y , medida em μm (95% de confiança)	113
4. 35 – Gráfico dos efeitos principais para a variação da rugosidade superficial longitudinal R_a , medida em μm (95% de confiança)	114
4. 36 – Gráfico dos efeitos principais para a variação da rugosidade superficial longitudinal R_y , medida em μm (95% de confiança)	115
4. 37 – Força Resultante de Corte no Plano da Peça com Pastilhas de Cerâmica e Metal Duro Novas.	117
4. 38 – Gráfico Pareto dos Esforços de Corte Resultantes com Pastilhas de Cerâmica e Metal Duro Novas	118
4. 39 – Gráfico dos Principais Efeitos em usinagens com Pastilhas de Cerâmica e Metal Duro Novas	119
4. 40 - Força Resultante de Corte no Plano da Peça com Pastilhas de Cerâmica e Metal Duro Novas.	120
4. 41 – Gráfico Pareto dos Esforços de Corte Resultantes com Pastilhas de Cerâmica e Metal Duro Usadas	121
4. 42 - Gráfico dos Principais Efeitos em usinagens com Pastilhas de Cerâmica e Metal Duro Novas	122

Lista de Tabelas

Tabela 2. 1 – Faixa da Composição de típicos ferros fundidos não ligados (IFSI, 1971)	9
Tabela 2. 2 – Materiais padronizados pela resistência à tração. DIN EN 1561 (VDG, 2005)	10
Tabela 2. 3– Materiais padronizados pela dureza. DIN EN 1561 (VDG, 2005)	10
Tabela 2. 4 – Propriedades mecânicas dos ferros fundidos cinzentos, segundo a norma DIN (CHIAVERINI,2007)	12
Tabela 2. 5 – Propriedades físicas e mecânicas do ferro fundido vermicular (MOCELLIN, 2004 apud DORE et al., 2007)	20
Tabela 2. 6 – Efeitos da estrutura na velocidade prática de torneamento (CHIAVERINI, 2007)	35
Tabela 2. 7 – Faixa de dureza de constituintes do ferro fundido (ASM, 1989)	36
Tabela 2. 8 – O efeito da microestrutura e dureza da matriz sobre o índice de vida da ferramenta de corte dos ferros fundidos cinzentos (MILLS e REDFORD, 1983)	46
Tabela 2. 9 - Força coercitiva (H_c) em função do tamanho de grão do metal duro (FERRER, 2006)	53
Tabela 2. 10 – Propriedades Relativas dos Materiais Cerâmicos comparados com o Metal Duro (SANDVIK, 1990)	57
Tabela 3. 1 – Características dos lotes de fundição com diferentes concentrações perlíticas	69

Lista de Abreviaturas e Siglas

Letras Latinas

ae	profundidade radial de usinagem	[mm]
ap	profundidade axial de usinagem	[mm]
fz	avanço por dente	[mm]
HB	<i>Hardness Brinell</i> – Dureza brinell	[kgf/mm ²]
Ra	rugosidade média aritmética	[μm]
Ry	rugosidade máxima	[μm]
V _B	desgaste de flanco	[mm]
V _C	velocidade de corte	[m/min]
V _F	velocidade de avanço	[mm/min]

Abreviaturas

ABNT	<i>Associação Brasileiras de Normas Técnicas</i>
AFS	<i>American Foundrymen Society</i>
ASTM	<i>American Society of Testing Material</i>
CBN	<i>cubic boron nitride</i>
CVD	<i>chemical vapour deposition</i>
EDS	<i>Energy Dispersive x-ray Spectrometer</i>
DIN	<i>Deutsches Institut für Normung</i>
EN	<i>Euronorm</i>
GG	<i>Grauguss</i>
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
MEV	<i>microscópio eletrônico de varredura</i>
MTCVD	<i>medium temperature chemical vapour deposition</i>
PVD	<i>physical vapour deposition</i>

SUMÁRIO

Dedicatória.....	iv
Agradecimentos	v
Resumo	vii
Abstract	viii
Lista de Ilustrações	ix
Lista de Tabelas	xiv
Lista de Abreviaturas e Siglas	xv
SUMÁRIO.....	xvi
Capítulo 1	1
Capítulo 2	4
Revisão dos fundamentos Teóricos sobre Ferro Fundido e sua Usinagem	4
2.1 Introdução	4
2.2 Tipos de ferros fundidos	8
2.2.1 Ferro fundido cinzento	9
2.2.2 Ferro fundido branco	14
2.2.3 Ferro fundido maleável.....	15
2.2.4 Ferro fundido Dúctil ou Nodular	16
2.2.5 Ferros fundidos de alta liga	18
2.2.6 Ferros fundidos de grafita compactada ou vermiculares	18
2.3 Fatores de influência na formação estrutural do ferro fundido	21
2.3.1 Composição Química	21
2.3.1.1 Carbono	21
2.3.1.2 Silício.....	22
2.3.2 Velocidade de Resfriamento.....	27
2.4 Formas de Grafita nos Ferros Fundidos Cinzentos	28
2.5 Usinabilidade	32
2.5.1 – Conceito de Usinabilidade.....	32
2.5.2 – Efeito da microestrutura sobre a usinabilidade.....	34

2.5.3 – Efeito dos elementos de liga sobre a usinabilidade	40
2.5.4 – Usinabilidade dos Ferros Fundidos em Geral.....	43
2.5.5 – Usinabilidade dos Ferros Fundidos Cinzentos	46
2.6 Considerações sobre a Operação de Fresamento.....	47
2.6.1 – Materiais para ferramentas	50
2.6.2 – Geometria da ferramenta	58
2.6.3 – Fresamento frontal e posicionamento relativo fresa-peça	62
Capítulo 3	67
Materiais, Equipamentos e Procedimentos experimentais	67
3.1 Introdução.....	67
3.2 Materiais	67
3.2.1 – Dimensões	67
3.2.2 – Estrutura e propriedades	69
3.3 – Equipamento.....	72
3.3.1 – Máquina.....	72
3.3.2 – Microscópios	73
3.3.3 – Ferramentas	74
3.4 – Procedimento Experimental	78
3.4.2 – Ensaio com a Cerâmica.....	79
Capítulo 4	80
Resultados e Discussões	80
4.1 Introdução.....	80
4.2 Análise dos Mecanismos de Desgaste	80
4.2.1 – Ferro fundido lote 1 (100% perlítico).....	80
4.2.2 – Ferro fundido lote 2 (50% perlítico, 50% ferrítico).....	91
4.2.3 – Resultados de Vida da Ferramenta	102
4.3 – Usinabilidade da Ferramenta pela Ótica da Rugosidade Superficial da Peça Usinada ..	107
4.3.1 - Análise Estatística dos Resultados da Rugosidade Superficial da peça Usinada.....	112
4.4 – Usinabilidade da Ferramenta pela Ótica dos Esforços de Corte	116
Capítulo 5	123
Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros.....	123

Referências Bibliográficas..... 125

1 Introdução

Dentre os ferros fundidos hoje existentes, os mais comuns são os ferros fundidos cinzentos, devido às suas características de baixo custo (sendo fabricados normalmente a partir da sucata), elevada usinabilidade (grafita livre em forma de veio na microestrutura facilita a quebra do cavaco), alta fluidez na fundição, permitindo fabricação de peças com paredes finas e complexas e facilidade de fabricação, não exigindo equipamentos de alta complexidade para obtenção e controle de fusão e solidificação.

Dentre outras propriedades a serem detalhadas neste trabalho, este material apresenta razoável resistência à corrosão e, principalmente, elevada capacidade de amortecimento às vibrações mecânicas, o que justifica seu largo emprego em bases e acessórios utilizados em máquinas operatrizes.

Apesar dos baixos custos envolvidos, a acirrada concorrência entre os fabricantes de máquinas e equipamentos, fragilidade destas empresas em época de crise, por ser o setor altamente dependente de investimento de outras empresas, entre outras razões, faz com que melhorias de processos de fabricação e busca por menores custos sejam constantes.

Em vista disso, ao se analisar com maior profundidade este material, especificamente os ferros fundidos pertencentes à classe GG-25 percebeu-se que devido ao tamanho das peças (espessuras) e, muito provavelmente, às divergências de processo em função da larga faixa de tolerância permitida, havia significativas alterações nas microestruturas e propriedades mecânicas de um lote para outro. Contudo, estas últimas sempre estavam em conformidade com a norma e dentro da ampla tolerância de resistência à tração permitida para a classe. Em outras palavras, apesar das significativas mudanças na microestrutura que estes materiais aleatoriamente apresentavam, estavam em plena concordância com o que a norma DIN estipula para ferros fundidos cinzentos da classe GG-25 e eram empregados nas bases e outros componentes das máquinas, não apresentando problemas para os produtos. Assim, a usinagem dos lotes diferentes de peças desta liga tem características bastante diferentes em termos de vida da ferramenta e esforços de corte, dependendo de como foi feita a fundição das peças.

O principal objetivo deste trabalho é investigar este fato: como a variação de micro-

estrutura, que influencia as propriedades mecânicas da peça estando material inserido na classe de ferros fundidos GG-25, influencia a usinabilidade do material, em termos de vida de ferramenta, esforços de corte e rugosidade da peça. Outro objetivo é verificar a aplicabilidade de ferramentas de metal duro e cerâmica no fresamento desta liga.

A figura 1.1 mostra fotos microscópicas com ataque retiradas de relatório de materiais fornecidas para a empresa fabricante de máquinas. Estas estruturas apresentam 100%, 95% e 70% de perlita respectivamente e todas se encontram dentro do esperado para poder compor uma máquina.

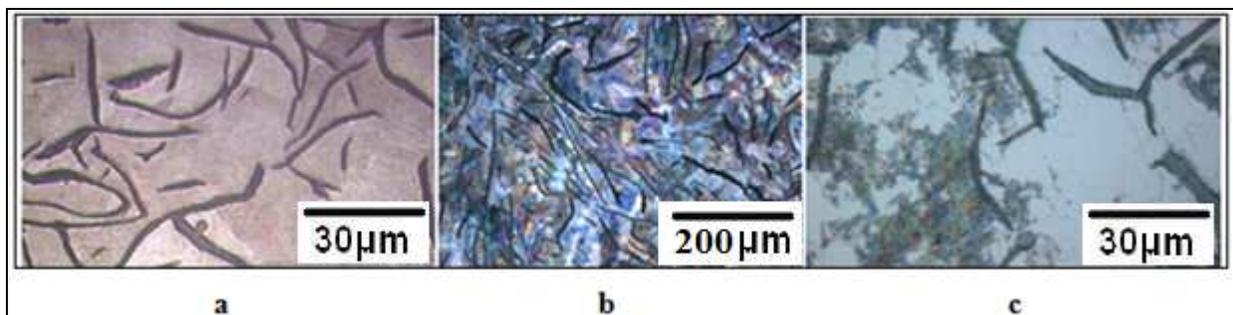


Figura 1. 1 Fotos de Microscopia Óptica Provenientes de Relatórios de Materiais Utilizados em Bases de Máquinas Operatrizes, contendo respectivamente 100% (a), 95% (b) e 70% (c) de perlita cada.

Dentre os materiais recebidos, o tipo mais comum é o 100% perlítico (figura 1.1a) sendo que aleatoriamente ocorria o recebimento, pela empresa fabricante de máquinas, de materiais com menores concentrações de perlita. Neste trabalho, então, buscou-se, mediante tratamentos térmicos, dois tipos de ferros fundidos cinzentos, respeitando as tolerâncias da classe GG-25, sendo que um destes possuía 100% de perlita e o outro o menor teor possível (50% de perlita), para poder comparar as propriedades de usinabilidade entre eles.

Com as finalidades expostas acima, construiu-se este trabalho que se encontra dividido nas seguintes partes:

Capítulo 1 – Introdução

Capítulo 2 – Revisão dos fundamentos teóricos sobre ferro fundido e sua usinagem

Capítulo 3 – Materiais, equipamentos e procedimentos experimentais

Capítulo 4 – Resultados e Discussões

Capítulo 5 – Conclusão e Sugestões para Trabalhos Futuros

2 REVISÃO DOS FUNDAMENTOS TEÓRICOS SOBRE FERRO FUNDIDO E SUA USINAGEM

2.1 Introdução

Caracterizados como uma das ligas ferro carbono existentes, os ferros fundidos constituem um grupo de ligas de importância fundamental para a indústria, não só devido às características inerentes ao próprio material, como também que, mediante introdução de elementos de liga e/ou pela aplicação de tratamentos térmicos, puderam ser utilizados em aplicações antes exclusivas do aço. (CHIAVERINI, 2007)

Assim, as ligas de ferros comuns obtidas por fusão, com menos de 2% de carbono são consideradas aços e, aquelas 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).

Devido à influência do silício na liga, do ponto de vista de sua constituição estrutural, o ferro fundido é uma “liga ternária Fe-C-Si”, pois o silício está frequentemente presente em teores superiores ao do próprio carbono, o qual se encontra presente, em grande parcela, na forma “livre”. Outra definição mais aceita é:

“Ferro fundido é a liga ferro-carbono-silício, de teores de carbono geralmente acima de 2,0% em quantidade superior à que é retida em solução sólida na austenita, de modo a resultar em carbono parcialmente livre, na forma de veios ou lamelas de grafita”. (CHIAVERINI, 2007).

Os teores de carbono citados nas duas definições acima são entendidos como aqueles totais de carbono, ou seja, é a soma de todo carbono na forma livre, na forma combinada ou em solução no ferro. (FERRER, 2006).

O diagrama Fe-C representado na figura 2.1 é relativo apenas à liga binária composta por ferro e carbono, sendo nesta etapa de estudo ignorada a presença do silício. Nota-se que no teor de 4,3%, encontra-se a liga de menor ponto de solidificação (1148°C), liga denominada de eutética. Nos ferros fundidos cinzentos, o eutético é binário composto de grafita e austenita. Já nos ferros fundidos brancos, observa-se, como constituinte eutético, a ledeburita, sendo esta

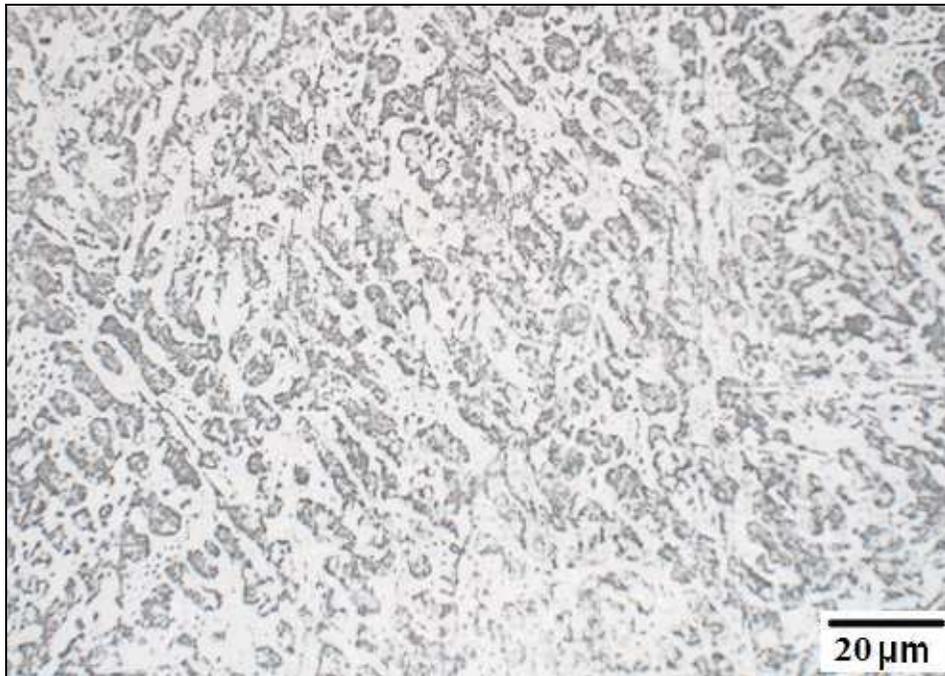
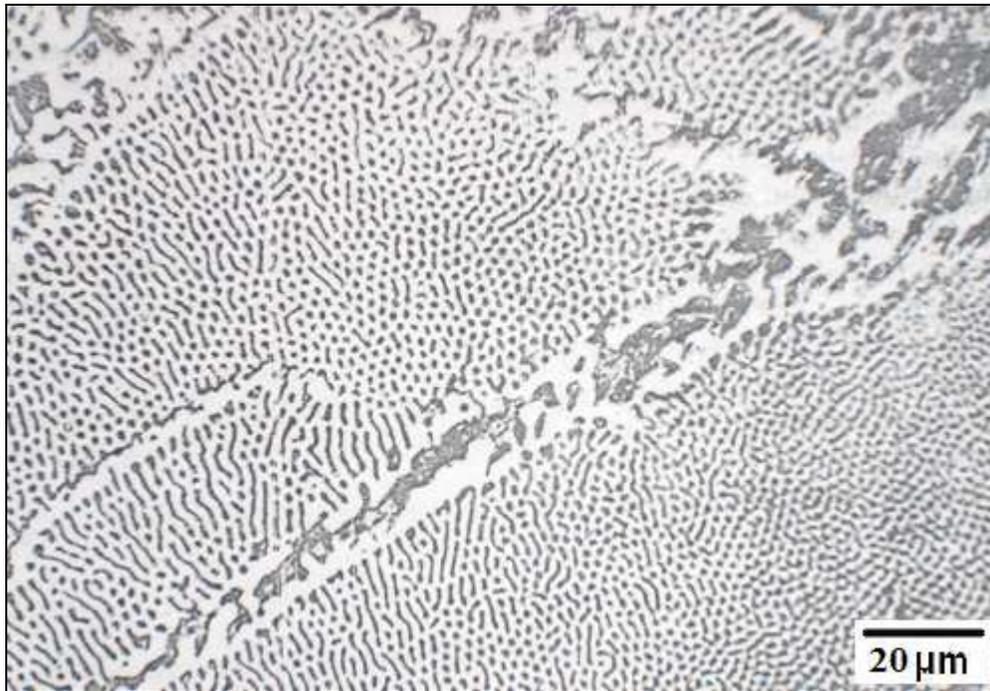


Figura 2. 2 – Aspecto micrográfico da ledeburita. Estrutura típica de ferro fundido branco eutético com 4,3% de Carbono; glóbulos de perlita sobre fundo de cementita. Ataque: pírico. (CHIAVERINI, 2007)

Continuando o resfriamento, percebe-se pelo diagrama, que o teor de carbono da austenita vai diminuindo gradativamente, acompanhando a inclinação da linha A_{cm} e ocorre até a temperatura de 727°C , na qual a austenita atinge $0,77\%C$. Assim abaixo da temperatura de 727°C e até temperatura ambiente, a liga é composta de ferrita e perlita. O aspecto micrográfico desta liga pode ser visto na figura 2.2. (CHIAVERINI, 2007)

Com a liga hipoeutética (por exemplo, contendo 3% de carbono), as transformações ocorrem de forma similar às ocorridas com a liga eutética e após atingir a temperatura da zona crítica até a temperatura ambiente, a estrutura da liga passa a ser formada por dendritas de perlita (ferrita e cementita). A visão micrográfica pode ser conferida na figura 2.3. (COLPAERT, 1974) A estrutura apresenta dendritas de perlita, áreas pontilhadas constituídas de ledeburita e algumas áreas brancas constituídas de cementita.



**Figura 2. 3 – Aspecto micrográfico apresentado por ferro fundido branco hipoeutético.
Ataque: picral. (CHIAVERINI, 2007)**

Uma liga hipereutética, como, por exemplo, com teor de 5% de Carbono, passa a ser constituída, até à temperatura ambiente, por cristais alongados de cementita e fundo de ledeburita (glóbulos de perlita e cementita combinados). A figura 2.4 mostra o aspecto micrográfico da estrutura acima exemplificada que apresenta longos cristais de cementita sobre um fundo de ledeburita. (CHIAVERINI, 2007).



**Figura 2. 4 - Aspecto micrográfico de ferro fundido hipereutético. Ataque: pírico.
Aumento: 150x (CHIAVERINI, 2007)**

2.2 Tipos de ferros fundidos

Há basicamente cinco tipos de ferros fundidos que são melhores diferenciados por sua microestrutura. Não é prático diferenciá-los pela análise química, uma vez que as faixas de composição de alguns tipos são similares. Os cinco tipos básicos são: ferro fundido cinzento, ferro fundido branco, ferro fundido maleável, ferro fundido dúctil e grafita compactada (Vermicular). (INFOMET, 1998) A tabela 2.1 mostra o que comumente seria a composição dos 4 primeiros tipos ferros fundidos. (IFSI, 1971)

Uma sexta categoria seria composta pelos ferros fundidos de alta liga, que ocorre quando ferros fundidos, dos citados, contém consideráveis teores de elementos de liga, geralmente excedentes a 3%. (IFSI, 1971)

Tabela 2. 1 – Faixa da Composição de típicos ferros fundidos não ligados (IFSI, 1971)

<u>Elemento</u>	<u>Ferro Fundido Cinzento (%)</u>	<u>Ferro fundido Branco (%)</u>	<u>Ferro fundido Maleável (%)</u>	<u>Ferro fundido Dúctil (%)</u>
<u>Carbono</u>	2,5 – 4,0	1,8 – 3,6%	2,0 – 2,60	3,0 – 4,0
<u>Silício</u>	1,0 – 3,0	0,5 – 1,9	1,1 – 1,6	1,8 – 2,8
<u>Manganês</u>	0,25 – 1,0	0,25 – 0,80	0,20 – 1,0	0,10 – 1,00
<u>Enxofre</u>	0,02 – 0,25	0,06 – 0,20	0,04 – 0,18	0,03 max
<u>Fósforo</u>	0,05 – 1,0	0,06 – 0,18	0,18 max	0,10 max

2.2.1 Ferro fundido cinzento

O ferro fundido cinzento será mais abordado por ser o principal elemento de estudo deste trabalho devido ao fato de ser largamente utilizado na base e outras estruturas de máquinas, em função de suas propriedades favorecerem seu emprego. Estas propriedades serão vistas a seguir.

2.2.1.1 Definição e classificação

É o tipo de ferro em que parte do carbono está sob a forma de grafita, o aspecto é escuro, de onde surge sua designação. Nos ferros fundidos cinzentos hipoeutéticos, a formação da grafita normalmente ocorre na solidificação do eutético e depois do metal solidificado, enquanto estiver acima de 700°C. A grafita normalmente se separa no momento de solidificação do líquido, mas também pode resultar na decomposição da cementita. (COLPAERT, 1974)

Em função das propriedades, existem várias formas de classificação para os ferros fundidos. Dentre elas, a ABNT classifica os ferros fundidos cinzentos comuns com as letras “FC” siglas estas indicativas de ferro fundido cinzento, seguindo de dois algarismos, representativos do limite mínimo de resistência à tração. As classes FC 10 (100 N/mm²) e FC 15 (150 N/mm²)

relacionam os ferros fundidos comuns, com excelente usinabilidade e fundibilidade, porém são as com piores resistências mecânicas e dureza. À medida que estes Algarismos são maiores (FC 30, com 300 N/mm², por exemplo), tratarão de ligas com maiores valores de resistência e dureza, porém com pior usinabilidade. (CHIAVERINI, 2007)

A norma DIN 1561 também classifica as características das propriedades dos ferros fundidos não ligados e baixa-ligas com grafita lamelar. A designação de material e a classe têm valores relativos sobre a resistência à tração ou alternativamente sobre a dureza. Quanto à resistência e à dureza, os materiais são classificados conforme as tabelas 2.2 e 2.3 respectivamente (VDG, 2005).

Tabela 2. 2 – Materiais padronizados pela resistência à tração. DIN EN 1561 (VDG, 2005)

<u>Classe</u>	Abreviação da Designação do Material	Limite de Resistência à tração (N/mm ²)
EN-GJL-100 (antiga classe GG-10)	EN-JL1010	100 - 200
EN-GJL-150 (antiga classe GG-15)	EN-JL1020	150 – 250
EN-GJL-200 (antiga classe GG-20)	EN-JL1030	200 – 300
EN-GJL-250 (antiga classe GG-25)	EN-JL1040	250 – 350
EN-GJL-300 (antiga classe GG-30)	EN-JL1050	300 – 400
EN-GJL-350 (antiga classe GG-35)	EN-JL1060	350 – 450

Tabela 2. 3– Materiais padronizados pela dureza. DIN EN 1561 (VDG, 2005)

<u>Classe</u>	Abreviação da Designação do Material	Limite de Resistência à tração (N/mm ²)
EN-GJL-HB155 (antiga classe GG-150 HB)	EN-JL2010	155
EN-GJL-HB175 (antiga classe GG-170 HB)	EN-JL2020	175
EN-GJL-HB195 (antiga classe GG-190 HB)	EN-JL2030	195
EN-GJL-HB215 (antiga classe GG-220 HB)	EN-JL2040	215
EN-GJL-HB235 (antiga classe GG-240 HB)	EN-JL2050	235
EN-GJL-HB255 (antiga classe GG-260 HB)	EN-JL2060	255

2.2.1.2 Propriedades

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 e 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, 1982).

O ferro fundido cinzento com grafita lamelar, devido à facilidade de fabricação, é particularmente bem designado para peças de forma complexa e também com paredes finas. Outras vantagens são excelente capacidade de amortecimento das vibrações, boa resistência ao desgaste e boa resistência à corrosão, boa temperabilidade superficial e excelente usinabilidade. (BONNIER, 2001). Os ferros fundidos mais utilizados têm o seu teor de Carbono Equivalente próximo ao valor do eutético, isto é 4,3%. (PEREIRA, 1985).

A secção das peças é outro fator significativo para influenciar as propriedades mecânicas dos ferros fundidos. À medida que se tem maiores valores de carbono equivalente, em função do aumento da adição de silício ou carbono propriamente dito, menores serão os valores da propriedade de resistência à tração do ferro fundido cinzento e também maior será a sensibilidade à variação de medidas da espessura da barra, já que o resfriamento mais lento resulta em maior decomposição da cementita em ferrita. (figura 2.5). Esta figura também mostra que o aumento do carbono equivalente diminui a resistência da liga. (CHIAVERINI, 2007).

Para quantidades fixas de silício e carbono (carbono equivalente), a resistência mecânica diminui à medida que se aumenta a espessura das peças. A razão é que o resfriamento lento, em função de peças de secções mais espessas, promove maior formação de carbono livre, ou grafita, que faz com que o material tenha menor dureza e conseqüentemente menor resistência. (CCET, 2003).

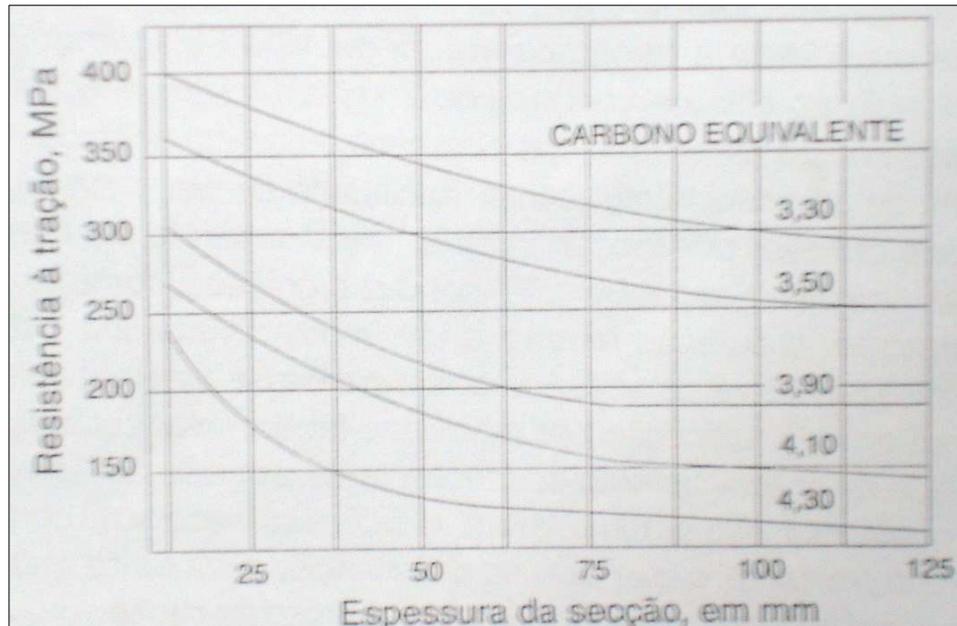


Figura 2. 5 – Efeito do carbono equivalente na resistência à tração do ferro fundido cinzento em função da espessura da seção(CHIAVERINI,2007)

A tabela 2.4, mostra as propriedades mecânicas dos ferros fundidos segundo a norma DIN.

Tabela 2. 4 – Propriedades mecânicas dos ferros fundidos cinzentos, segundo a norma DIN (CHIAVERINI,2007)

	GG-10	GG-15	GG-20	GG-25	GG-30	GG-35	GG-40
Limite de Resistência à tração, kgf/mm^2 (MPA)	10 (100)	15 (150)	20 (200)	25 (250)	30 (290)	35 (340)	40 (390)
Limite de Resistência à flexão, kgf/mm^2 (MPA)	20/31 (200/ 300)	23/37 (230/ 360)	29/43 (280/ 420)	35/44 (340/ 430)	41/55 (400/ 540)	47/61 (460/ 600)	53/67 (520/ 660)
Resistência à compressão, kgf/mm^2 (MPA)	50/60 (490/ 590)	57/70 (580/ 690)	60/83 (590/ 810)	70/100 (690/ 980)	82/120 (800/ 1000)	95/140 (930/ 1370)	110/140 (1080/ 1370)
Módulo de Elasticidade 10^3 kgf/mm^2	7,5/10	8/10,5	9/11,5	10,5/12	11/14	12,5/14,5	12,5/15,5
Limite de Fadiga kgf/mm^2 (MPA)	0,35 a 0,5 do limite de resistência à tração						
Estrutura	Ferrítica ← → Perlitica						

Pereira (1985) define também como propriedade do ferro fundido cinzento a boa

capacidade de amortecimento o que justifica sua grande utilização em base de máquinas. Chiaverini (2007) define capacidade de amortecimento como a habilidade do metal em absorver vibrações, resultantes de tensões cíclicas, por fricção interna transformando a energia mecânica em calor. A maior capacidade de amortecimento em relação ao aço é atribuída aos veios de grafita, os quais, por não apresentarem resistência mecânica, constituem espécies de vazios na estrutura do material, permitindo deformação plástica do material localizado ao redor dos veios, sob tensões menores que em outros casos.

2.2.1.3 Microconstituintes

Durante a solidificação dos ferros fundidos cinzentos formam-se grafita e austenita. A austenita pode sofrer, no estado sólido, novas transformações de fase que tendem a se decompor em perlita, e ou, ferrita e Grafita em temperaturas próximas a 750°C. Numa primeira aproximação pode-se dizer que a solidificação de um ferro fundido cinzento ocorre, segundo o diagrama estável (figura 2.8), com a formação de grafita e austenita e que as transformações após a solidificação tendem a ocorrer com a formação de perlita e ferrita. Os microconstituintes usuais de um ferro fundido cinzento comum são: grafita, perlita e ferrita. (PIESKE, 1976)

A grafita ocupa volume de 10 a 17%, dependendo da composição química e velocidade de resfriamento. Sua formação no ferro fundido cinzento é quase que exclusiva na solidificação. Este microconstituente varia na quantidade, forma, tamanho e distribuição conforme também será visto em capítulo exclusivo deste trabalho, devido a sua importância e influência. (EN-EUROPEAN STANDARD, 1994 apud PIRES, 2006).

A perlita, microconstituente mais comum deste tipo de ferro, é formada por lamelas de ferrita e cementita alternadas, sendo responsável pelo aumento da dureza e resistência mecânica. Sua formação é favorecida quando se usa rápidas velocidades de resfriamento sob temperatura próxima a 720°C e quando ocorre a formação de grafita tipo A (lamelas finas). Os tipos de grafitas serão descritos no item 2.4.

A ferrita é uma solução sólida de ferro alfa e carbono e ocorre nos ferros fundidos quando o

resfriamento é mais lento na faixa de temperatura entre 800° a 550°C ou pela formação da grafita fina, tipo D. A cementita pode ocorrer durante a solidificação quando se utiliza altas velocidades de resfriamento, ou pela presença de elementos estabilizadores de carbonetos. A “steadita”, também chamada de eutético fosforoso, ocorre em ligas comerciais devido à presença de fósforo, em ligas hipereutéticas ou na reação eutetóide (ledeburita). A presença da cementita livre e steadita, no entanto, deve ser controlada, mantendo-os em teores abaixo de 5% na microestrutura para não prejudicar a microestrutura. Tal fato se explica por proporcionarem aumento de dureza e fragilidade. (BCIRA, 1984 apud PIRES, 2006)

2.2.2 Ferro fundido branco

São ferros fundidos cuja fratura apresenta coloração clara (donde sua denominação), caracterizados por apresentarem 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 o carbono na forma quase inteira combinada, ou seja, sob a forma de cementita (Fe_3C). A composição química adequadamente ajustada com teores de carbono e silício, além da velocidade de resfriamento são os meios mais usados para produzir ferro fundido branco. Para este processo utiliza-se o sistema de coquilha ou coquilhamento, conforme já explicado neste trabalho. Outros fatores de influência são a temperatura de vazamento, temperatura do molde metálico, espessura da peça na secção coquilhada, espessura da coquilha e tempo durante o qual o metal fica em contato com a coquilha. (CHIAVERINI, 2007).

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 fáceis de serem obtidos fundição devido exigirem temperatura de solidificação muito elevada (VAN DE VELDE apud FERRER 2006).

Quando a taxa de resfriamento do metal durante a sua solidificação é suficientemente rápida, permite-se que o carbono no ferro vazado permaneça quimicamente combinado com

colônias de cementita, formando assim um constituinte duro e frágil. Assim, quando a cementita domina a estrutura, o ferro fundido branco é essencialmente duro e frágil e tem uma estrutura branca e cristalina. (IFSI, 1971)

2.2.3 Ferro fundido maleável

Este ferro fundido é um material que apresenta pouca ou nenhuma ductilidade. Embora de razoável emprego industrial, suas características de fragilidade limitam sua utilização em peças para vários e importantes setores da indústria. Como material alternativo desenvolveu-se um tipo de ferro fundido branco, o qual submetido a um tratamento térmico especial, chamado de maleabilização, adquire maleabilidade, ou seja, a liga adquire ductilidade e torna-se mais tenaz, características que aliadas a boas propriedades de resistência à tração, resistência à fadiga e ao desgaste e boa usinabilidade permitiram abranger outras importantes aplicações industriais. (CHIAVERINI, 2007)

É o ferro fundido obtido a partir do ferro fundido branco, que após longo tratamento térmico iniciado em alta temperatura, faz com que o carbono seja desassociado e a grafita se precipite com o ferro. Esta forma de grafita é formada no estado sólido durante o tratamento térmico. (MANTELL ET ALL, 1958)

A fragilidade dos ferros fundidos é devido à formação da cementita no ferro fundido branco que é duríssima e frágil, e devido à formação de veios de grafita nos ferros fundidos cinzentos que comprometem, em grande parte, a coesão do material.

A obtenção de peças de ferros fundidos maleável é, porém muito mais trabalhosa e também onerosa, que as peças de ferro fundido cinzento. A composição química, especialmente o teor de carbono e de silício, deve ser balanceada de acordo com a espessura das peças, de modo que estas resultem inteiramente de ferro fundido branco, satisfatoriamente maleabilizável. Desta forma, para se obter melhores propriedades mecânicas, utilizam-se normalmente teores mais baixos de silício e carbono e temperaturas mais altas para a fundição, tornando mais difícil vazar peças de formas complicadas, o que onera o produto. (COLPAERT, 1974)

Apesar destas dificuldades, 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 a estas propriedades aliadas à usinabilidade relativamente boa, imunidade ao inchamento, e possibilidade de ser fundido, este tipo de material se torna, em muitos casos, um substituto aceitável para o aço.

Para se conseguir a maleabilização, fundamentalmente existem dois processos: pela grafitização, em que toda a cementita, inclusive a da perlita se decompõe em formas em ferrita e grafita (esta última sob a forma de nódulos) e pela descarbonetação, em que o carbono presente na cementita e na perlita é eliminado por oxidação junto à superfície das peças e disperso por difusão. (COLPAERT, 1974).

2.2.4 Ferro fundido dúctil ou nodular

Este ferro fundido caracteriza-se pela ductilidade, tenacidade e resistência mecânica. A característica mais importante, entretanto, relacionado com a resistência mecânica é o limite de escoamento que é mais elevado no ferro fundido nodular que no ferro fundido cinzento, ferro maleável e mesmo nos aços carbono comuns (sem elementos de liga).

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. (CHIAVERINI, 2007)

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, apud FERRER, 2006).

O processo consiste na adição de cério ou magnésio, em pequenas quantidades, a um ferro fundido cinzento, pouco antes do vazamento. (COLPAERT, 1974). Então, o ferro fundido cinzento solidifica inicialmente com a formação de cementita (ferro fundido branco) e logo a seguir cessada a ação do elemento químico adicionado, a cementita decompõe-se, produzindo a grafita que se desenvolve de forma igual em todas as direções, assim resultando uma forma sensivelmente esférica (MANTELL et al., 1958)

Este tipo de ferro fundido não tem a mesma capacidade de amortecimento das vibrações que um ferro fundido cinzento, sendo a maioria de suas aplicações destinadas a substituir as propriedades dos aços, mas possui fundibilidade e usinabilidade mais próximas de um ferro fundido cinzento que um de um aço. (IFSI, 1971)

Existem, basicamente, quatro tipos de ferro fundido nodular. O tipo 1 apresenta na condição bruta de fusão, ou após tratamento de normalização, estrutura perlítica. O tipo 2 corresponde à faixa normal de composição que leva a estruturas ferrítico-perlítica. O tipo 3 apresenta, no estado bruto, estrutura ferrítica (obtida por tratamento de ferritização). O tipo 4 corresponde ao ferro fundido nodular ferrítico no estado bruto de fusão ou por tratamento térmico. (CHIAVERINI, 2007).

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

Ferrer (2006) apud HARDING (1986) ainda cita como recente descoberta o tratamento térmico de austêmpera, empregado em ferros fundidos nodulares, os quais recebem a denominação de ADI (*Austempered Ductile Iron*) e são bastante utilizados para substituir os ferros fundidos de alta resistência, frequentemente usados, em que o carregamento por fadiga é crítico.

2.2.5 Ferros fundidos de alta liga

Existem ferros fundidos cinzentos de alta liga, ferros fundidos dúcteis de alta liga e brancos de alta liga. Esta classificação especial é usada porque o elemento de liga é suficiente para modificar mais do que apenas as propriedades da base do ferro.

Estes ferros têm a mesma fundibilidade de um ferro fundido comum, tanto em peças de formas simples ou complexas. São usados devido as suas propriedades especiais como resistência em elevadas temperaturas, resistência à corrosão e oxidação, dilatação térmica muito baixa, extrema resistência ao desgaste e propriedades não magnéticas. (IFSI, 1971)

2.2.6 Ferros fundidos de grafita compactada ou vermiculares

Este tipo de ferro fundido também é conhecido como ferro fundido semi-dúctil. É por assim dizer, um produto intermediário entre o ferro fundido cinzento e o ferro fundido nodular. Assim apresenta melhor resistência mecânica que o ferro fundido cinzento além de alguma ductilidade. Além disso, o acabamento por usinagem é superior ao que se verifica no ferro fundido cinzento. Por outro lado em relação ao ferro fundido nodular, apresenta melhor capacidade de amortecimento e condutibilidade térmica mais elevada. A faixa de carbono e silício neste material é elevada, podendo variar de 3,00 a 3,80% de carbono e de 1,00 a 3,50% de silício. (CHIAVERINI, 2007)

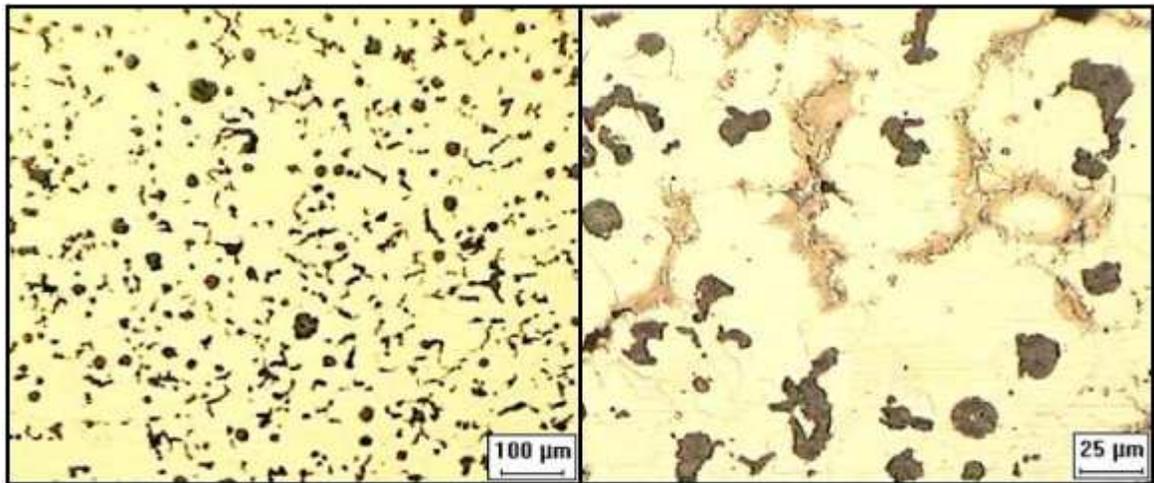


Figura 2. 6 - Microestrutura típica de ferro fundido vermicular ligado ao Si e Mo. Grafita em forma de vermes, com algumas partículas nodulares. Carbonetos intercelulares de Mo, associados à perlita. Matriz predominantemente ferrítica. (GUESSER e GUEDES, 1997)

Este material apresenta grafita em forma de vermes (por isso o nome vermicular) e adicionalmente, pode receber elementos de liga, sendo típico o uso de Mo e de altos teores de Si, objetivando melhorar as propriedades a quente. A microestrutura deste material está mostrada na figura 2.6. O seu uso em coletores de escapamento já é consagrado, normalmente ligado com Si e Mo, mencionando-se também o seu potencial em discos e tambores de freio. (GUESSER e

Este ferro fundido é atualmente também 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).

Na Tabela 2.5 são apresentadas propriedades mecânicas e físicas médias do ferro fundido vermicular, comparadas ao ferro fundido cinzento e nodular.

Tabela 2. 5 – Propriedades físicas e mecânicas do ferro fundido vermicular (MOCELLIN, 2004 apud DORE et al., 2007)

Propriedade	Cinzento	Vermicular	Nodular
Resistência à tração [MPa]	235	500	650
Módulo de elasticidade [GPa]	110	140	165
Resistência à fadiga [MPa]	100	205	265
Condutividade térmica [W/(mK)]	48	35	28
Dureza [HB]	200	225	270
Limite de escoamento 0,2%	160	380	425

Do ponto de vista químico, o ferro fundido vermicular não apresenta uma diferença significativa em relação ao ferro fundido cinzento e nodular. A diferença entre essas ligas se deve principalmente ao tipo da morfologia de suas grafitas como pode ser visto na Figura 2.7.

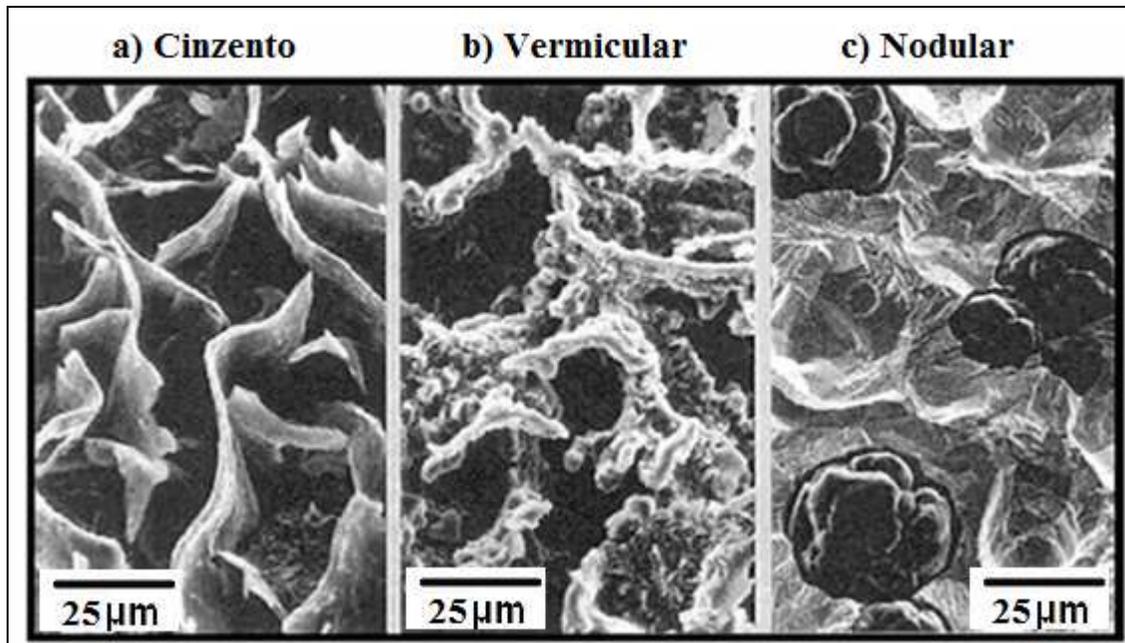


Figura 2. 7 – Morfologia típica de grafita nodular, vermicular e nodular (SINTERCAST, 2008)

2.3 Fatores de influência na formação estrutural do ferro fundido

Os fatores de maior importância na determinação da estrutura dos ferros fundidos são a composição química e a velocidade de resfriamento. (CHIAVERINI, 2007)

2.3.1 Composição Química

Conforme visto anteriormente, os principais elementos formadores e influentes na estrutura dos ferros fundidos são o carbono e o silício. O primeiro é determinante da quantidade de grafita possível de se formar em uma determinada liga e o segundo é elemento grafitizante. A presença do silício independentemente da quantidade de carbono, é responsável pela tendência do ferro fundido se apresentar branco ou cinzento. A seguir vai se descrever a influência de cada elemento químico sobre o ferro fundido. (COLPAERT, 1974)

2.3.1.1 Carbono

Conforme explicado anteriormente é o determinante da quantidade de grafita de um ferro fundido. Um ferro fundido com baixo teor de carbono tem tendência a formar ferro fundido branco, e à medida que seu teor é aumentado a tendência passa a ser formadora de ferro fundido cinzento. Além disso, quando o Si está ausente, à medida que o teor de C é aumentado, a dureza aumenta nos ferros fundidos brancos, pois forma-se mais cementita que é mais resistente ao desgaste (COLPAERT, 1974).

2.3.1.2 Silício

O silício endurece a ferrita por solução sólida, elevando sua resistência mecânica, em patamares superiores ao dos aços. A elevação de seu teor provoca uma degradação da resistência ao choque, particularmente em baixas temperaturas de utilização (Pieske, 1976)

O diagrama Fe-C-Si, predominante em ferros fundidos cinzentos, é metaestável, pois com o tempo pode ocorrer a decomposição da cementita (Fe_3C) em ferro e carbono (este na forma de grafita). Isso se deve ao fato do silício exercer papéis específicos na liga como acelerar a grafitização. (HASSE, 2001)

O estudo da liga Fe-C-Si, deve ser feito, então em eixos cartesianos em três dimensões. Para facilitar os estudos, traçam-se diagramas representativos de cortes, no modelo espacial, correspondentes a diversos teores de silícios, conforme se observa na figura 2.8. (PEREIRA, 1985)

A principal diferença observada neste diagrama, é que o ponto eutético se dá com menor Teor de C à medida que o teor de silício aumenta. (HASSE, 2001). O silício é elemento grafitizante e quanto mais elevado o seu teor, maior será a tendência das ligas apresentarem carbono na forma de grafita livre, pois este elemento inibe progressivamente a possibilidade de formação de carbonetos durante a solidificação (PIRES, 2001)

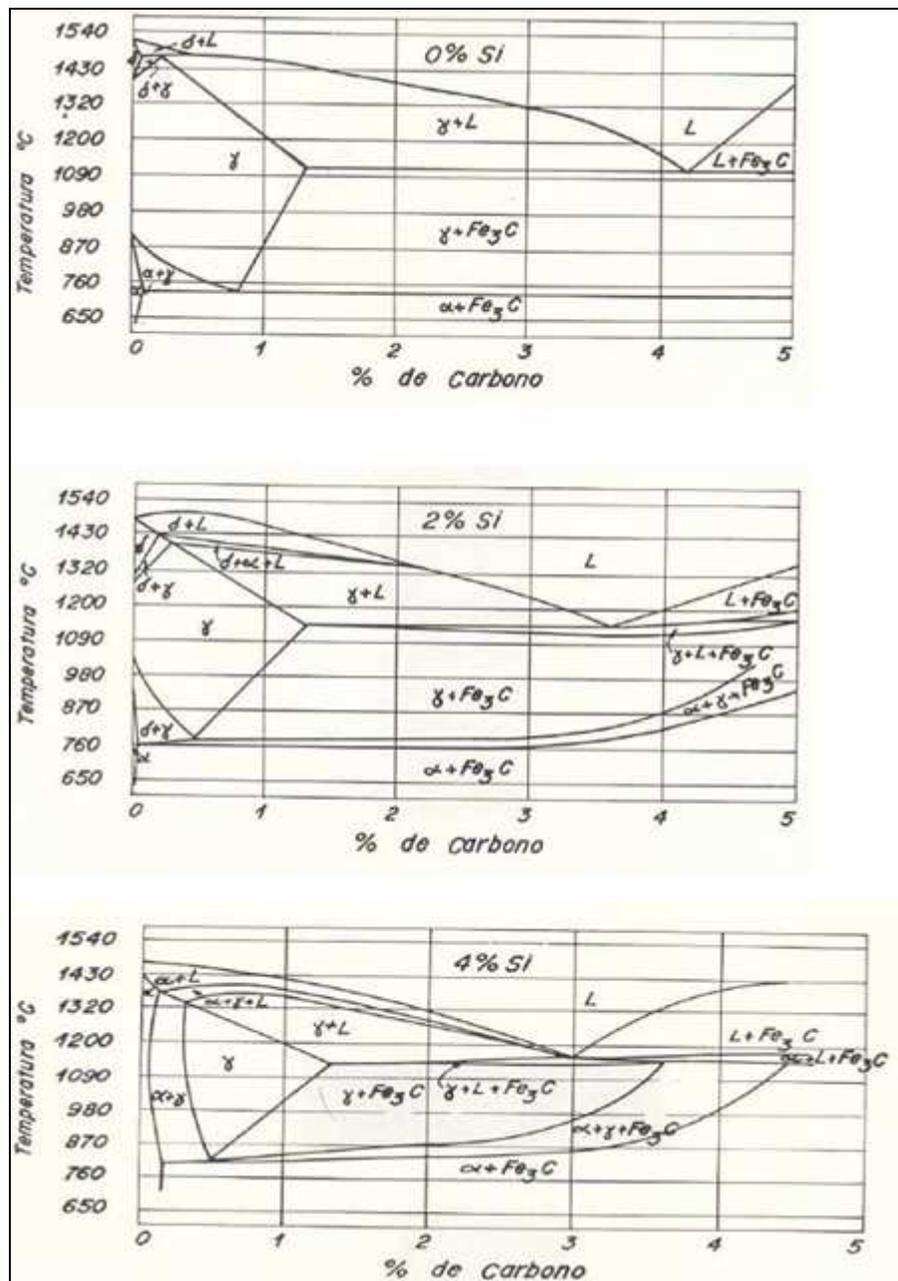


Figura 2. 8 – Corte do Diagrama Ternário Fe-C-Si com 0, 2 e 4% de Si. (PIESKE, 1976)

Cada 1% de silício adicionado ao ferro fundido equivale a considerar o material contendo mais de 0,3% de Carbono (o ponto eutético se desloca para valores à esquerda, de 0,3% de C para cada 1% de Si). Desta forma, a composição do eutético sobre a influência do silício pode ser definida pela fórmula a seguir:

$$\text{C.E.} = \%C + 1/3 (\%Si + \%P) \text{_____} \quad (2.1)$$

Desconsiderando-se inicialmente o efeito do Fósforo, têm-se a fórmula:

$$\text{C.E.} = \%C + 1/3 \%Si \text{_____} \quad (2.2)$$

Uma liga com 2% de Silício, por exemplo, teria 3,6% de carbono no seu ponto eutético. A interpretação dos diagramas da figura 2.8 se faz de forma idêntica à análise do diagrama de fases já estudado, observando-se apenas a existência de algumas zonas de transição no lugar das linhas de transição e linhas de coexistência de fases. (PEREIRA, 1985)

Ainda segundo Pereira, 1985, considerando o resfriamento deste ferro fundido cinzento, tem-se uma estrutura que, sob algumas temperaturas de solidificação, irá ser compostas de três fases (conforme mostram áreas hachuradas na figura 2.9 de Chiaverini, 2007). Isto ocorre devido à decomposição da Cementita (Fe_3C) em ferro e carbono livre, sendo este último na forma de grafita.

Ao iniciar a solidificação, primeiramente ocorre a formação dos cristais de austenita primários, que vão aumentando à medida que a temperatura vai decrescendo. Próximo aos 1150° C, o líquido remanescente vai solidificar acompanhando com teor de carbono aproximado em 3,6% do ponto eutético, ocorrendo neste instante a grafitização. É também admitido que neste intervalo de tempo determinante da solidificação total da liga, fica estabelecida a quantidade, a forma e a distribuição da grafita. Abaixo da temperatura de solidificação têm-se dendritas de austenita, cujo teor de carbono, desta vez, decresce à medida que a temperatura da liga diminui, e é em parte formador da perlita e em parte livre (grafita). Ao ultrapassar a linha da temperatura de eutetóide (última de transformação), a austenita vai se transformar em perlita e, se o processo de resfriamento for lento, ocorrerá a decomposição de parte desta perlita em grafita e ferrita, sendo esta estrutura composta por perlita, ferrita e lamelas de grafita, mais utilizada comercialmente. (CHIAVERINI, 2007)

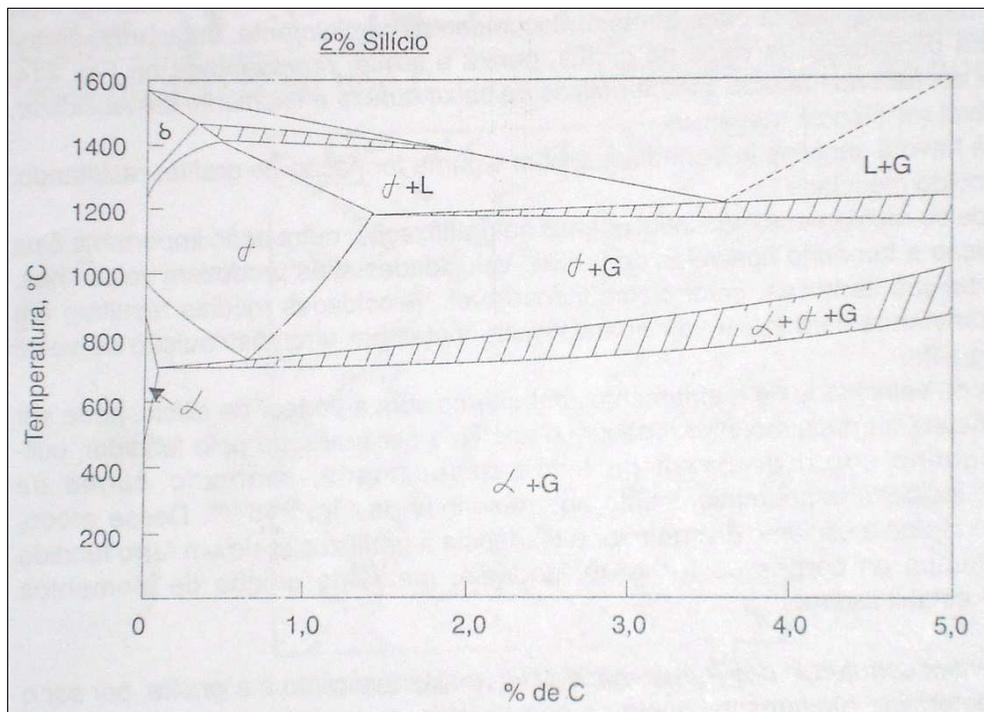


Figura 2. 9 – Secção vertical do sistema Fe-C-Si a um teor constante de 2% de Si, mostrando, em hachurado, as áreas em três fases (CHIAVERINI, 2007)

2.3.1.3 Fósforo

O fósforo, quando em teores elevados, atua como estabilizador da cementita contribuindo para a fragilidade do material. Devido à formação do eutético de fósforo, o ponto de fusão da liga diminui um pouco. (PEREIRA, 1985).

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 em temperaturas mais altas (COLPAERT, 1974).

O fósforo tem influência mais relevante atuando como estabilizador do carboneto de ferro, sendo esta sua principal ação na estrutura do ferro, pois forma com o ferro e o carbono um composto de natureza eutética, o carboneto de ferro e fosfeto de ferro, o qual tem aparência

branca e perfurada, denominada steadita. (CHIAVERINI, 2007)

2.3.1.4 Enxofre

É também estabilizador da cementita (mais forte que o fósforo), tendendo a dar ferro fundido branco, mas, em geral, está sob a forma de sulfureto de manganês. Neste estado tem pouca influência na formação do ferro fundido branco (PEREIRA, 1973). A adição deste elemento em teores próximos a 0,3% a 0,4% confere ao ferro a possibilidade de formação de ferro fundido branco.

Sob a forma de sulfureto torna a liga mais sensível às conseqüências de um resfriamento rápido (maior tendência para o coquilhamento). Esse elemento tem marcada influência no tipo de grafitização. Uma peça apresentando fratura branca por causa do enxofre, é, em geral muito mais quebradiça e de dureza mais irregular, se comparado à peça em que a fratura é branca por outras razões. (COLPAERT, 1974)

2.3.1.5 Manganês

Normalmente empregado para neutralizar o efeito nocivo do enxofre, tende a tornar o ferro do tipo do branco (estabilizador da cementita) Para neutralizar este efeito do enxofre, deve ser empregado na proporção de 1,7 vezes o teor desse elemento de modo a garantir que todo o teor de enxofre se combine, formando MnS (Sulfeto de Manganês). O teor comumente empregado para a neutralização é expresso pela fórmula: $Mn = 1,7 S + 0,3$ (PEREIRA, 1985). O manganês tem também ação contrária à do silício, pois dificulta a decomposição da cementita. Atua também como desoxidante, e em parte combina com o carbono (Mn_3C), que entra em solução na cementita, e em parte mantém se dissolvido na ferrita. (COLPAERT, 1987).

Na proporção de 0,5 a 1,0% aumenta a resistência e tenacidade do ferro fundido,

(SANDVIK, 1994). Cabe ainda salientar que o manganês induz a liga a formar estruturas predominantemente perlíticas, sobretudo em peças fundidas volumosas. (CHIAVERINI, 2007)

2.3.2 Velocidade de resfriamento

A velocidade de resfriamento depende de dois fatores principais: do material 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 resfriamento rápido, especialmente se forem espessos. Secções espessas da peça geram velocidades de resfriamentos menores e secções finas, velocidades maiores. A temperatura na qual o material é vazado no molde também tem grande influência: quanto mais alta for, mais fluido será o metal e adotará as formas do molde mais facilmente; por outro lado o aquecimento do molde será muito maior antes da solidificação iniciar, o que diminuirá a velocidade do resfriamento. Em se tratando de moldes metálicos, nem sempre é conveniente aumentar a temperatura de vazamento, pois ficariam prejudicados a solidificação e o resfriamento rápido que são desejados. (COLPAERT, 1987)

Segundo Pereira (1973), a utilização de moldes metálicos provoca tal mudança na velocidade de resfriamento e conseqüentemente na estrutura do ferro a ser formado, que uma peça que resfriada em molde de areia ficaria com a cor da fratura cinzenta (ou seja, formação de ferro fundido cinzento), no coquilhamento (vazamento em molde metálico) pode apresentar só carbono combinado em sua textura (ferro fundido branco).

Ainda segundo Pereira (1973), o aquecimento excessivo do material antes de vaziar, atua também sob a forma, tamanho e quantidade de veios de grafitas que se formam, sendo a teoria da nucleação e crescimento a explicação deste fenômeno. Em outras palavras, o ferro sendo superaquecido, dissolve pequenos núcleos de grafitas, já existentes e servem como pequenos cristais de nucleação durante o resfriamento. Deixando de existir esses núcleos, outros vão se formar em temperaturas mais baixas, desta vez em maior número, gerando, portanto, veios menores e com melhor distribuição.

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, 2007).

2.4 Formas de grafita nos ferros fundidos cinzentos

A grande importância que se empresta à questão da grafita provém do fato das propriedades mecânicas dos ferros fundidos cinzentos dependerem em grande parte da forma, dimensão, quantidade e distribuição desse constituinte. Existe uma classificação adotada pela ASTM (American Society of Testing Materials) e pela AFS (American Foundrymen Society) que apresenta as cinco principais formas sob as quais a grafita ocorre nos ferros fundidos cinzentos e que foram designadas por A, B, C, D e E. As instituições citadas também decidiram classificar o comprimento médio dos veios de grafita em oito tamanhos, numerados de 1 a 8 . (Pereira,1985).

A maior parte da grafita aparece nos ferros fundidos cinzentos comuns por ocasião da solidificação do eutético, ou seja, entre a linha “liquidus” e “solidus”, a região hipo-eutética, só existem líquido e dendritas de austenita, com teor de carbonos relativamente baixo sem tendência, portanto a grafitizar. Na solidificação do eutético geralmente é o momento em que aparece a primeira formação de grafita que se apresenta ao microscópio sob a forma de veios ou partículas vermiformes.

A grafita se desenvolverá sob a forma de veios, se a velocidade de seu crescimento for maior que a rapidez com que nascem novos veios. O veios se desenvolverão a esmo (tipo A) (fig. 2.10) se o espaço interdendrítico for suficiente, ocorrendo para as ligas mais próximas do eutético. Nas ligas mais afastadas do ponto eutético, portanto mais baixas em carbono, o espaço interdendrítico, que sobra para o eutético solidificar-se, limita-se a estreitos corredores entre os ramos das dendritas. Os veios que aí se formam seguem a orientação interdendrítica (Tipo E) (fig. 2.14).

Quando a velocidade com que se formam novos núcleos de grafitação é tal que o meio se

exaure de material grafitizável, antes que cada partícula possa tomar um desenvolvimento apreciável, as grafitas formadas serão do tipo D. (fig. 2.13) (COLPAERT, 1974)

Quando a composição química e outros fatores fazem com que haja um certo equilíbrio entre as tendências citadas na formação de veios e partículas vermiformes, ocorre sua coexistência e pode se notar então a formação do tipo B (fig. 2.11) que apresenta em cada núcleo de solidificação do eutético uma área com grafita e com partículas vermiformes circundadas por veios em disposição aproximadamente radial, dando ao conjunto um aspecto de roseta. (PEREIRA, 1985)

Aparentemente a formação da grafita fica, neste caso, muito sensível, à velocidade de resfriamento, sendo que o resfriamento vagaroso favorece o desenvolvimento de veios e o rápido a formação de partículas vermiformes. Estas últimas são as primeiras a se formarem em cada centro de solidificação do eutético, mas como a solidificação é um fenômeno exotérmico, o calor desenvolvido é suficiente para estimular a formação de grafita em veios, que então prossegue em torno de cada núcleo.

Encontra-se frequentemente este tipo de grafitização nas proximidades da superfície de peças fundidas, passando gradualmente ao tipo francamente de veios à medida que se aproxima do centro, onde o resfriamento é mais lento.

Nos ferros fundidos hipereutéticos com tendência à grafitização, esta já se inicia antes do eutético solidificar-se. A grafita, tem neste caso, plena liberdade para desenvolver-se e pode-se então observar veios muito maiores do que os formados na solidificação do eutético; estes últimos são encontrados nos espaços entre aqueles. Constituem o tipo C. (fig. 2.13) (COLPAERT, 1974)

A norma ASTM 1247 (ASM,1985 apud FERRER, 2006), então citada, classifica a grafita pelo seu aspecto e forma de apresentação pelos cinco tipos:

Tipo A: Irregular de orientação aleatória (figura 2.10).

Tipo B: Em roseta, caracterizado por partículas vermiformes, circundadas por veios em disposição aproximadamente radial, dando ao conjunto de roseta (figura 2.11);

Tipo C: Desigual irregular, mais presentes em ferros fundidos hipereutéticos, possui veios maiores (figura 2.12);

Tipo D: Interdendrítica de orientação aleatória (figura 2.13);

Tipo E: Interdendrítica orientada (fig. 2.14).



Figura 2. 10 – Grafita tipo A (100x) (ASM,1985 apud Ferrer, 2006)

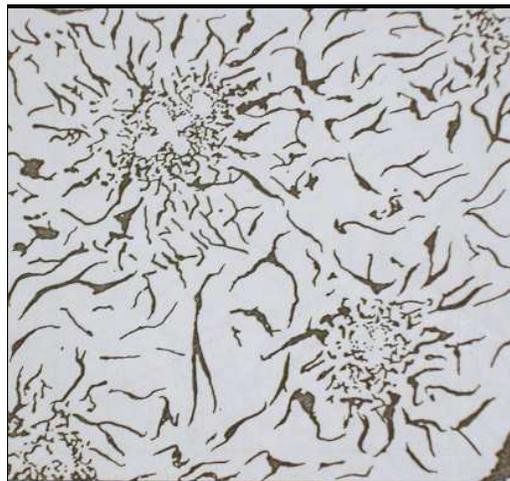
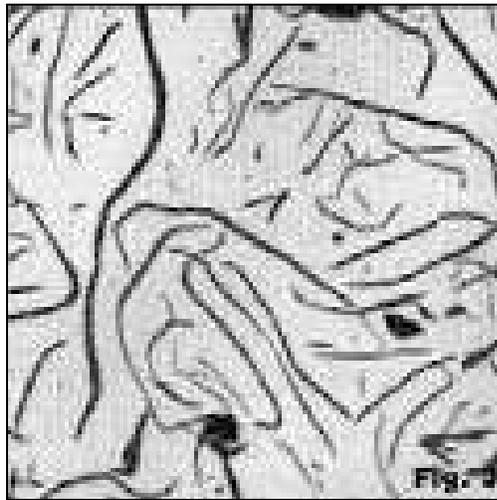


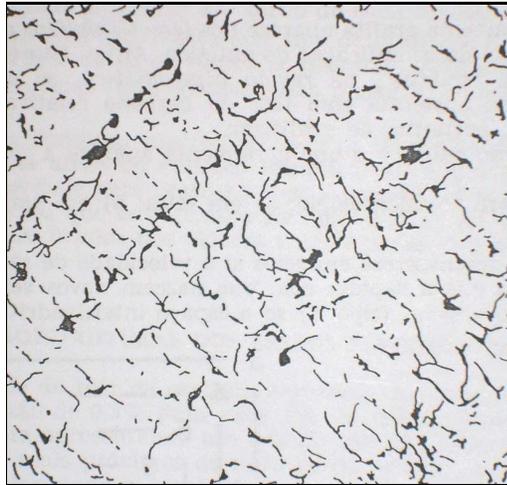
Figura 2. 11 - Veios de Grafita do tipo B. Veios com disposição radial em torno de núcleos de aspecto eutético (COLPAERT, 1974)



**Figura 2. 12 – Veios de grafita do tipo C. Veios grandes e entre eles, veios pequenos comuns.
(100x) (COLPAERT, 1974)**



**Figura 2. 13 - Grafita tipo D, tamanho da grafita entre 250-500 μm , hipoeutético 100x
(RADZIKOWSKA apud FERRER, 2006)**



**Figura 2. 14 – Veios de grafita do tipo E. Veios orientados segundo o espaço interdendrítico.
(100x) (COLPAERT, 1974)**

2.5 Usinabilidade

2.5.1 – Conceito de usinabilidade

De um modo geral, usinabilidade pode ser definida como uma grandeza tecnológica que expressa, por meio de um valor numérico comparativo (índice de usinabilidade), um conjunto de propriedades de usinagem do metal em relação ao outro tomado como padrão. Entende-se como propriedades de usinagem de um metal, aquelas que expressam o seu efeito sobre grandezas mensuráveis inerentes ao processo de usinagem, tais como a vida da ferramenta, o acabamento superficial da peça, os esforços de corte, a temperatura de corte, a produtividade, as características do cavaco, etc. (FERRARESI, 1977).

A usinabilidade é também definida como a capacidade que possui um metal de ser trabalhado com maior ou menor facilidade, através de ferramentas de corte sob determinadas condições de usinagem (DATSKO, 1967)

Vários critérios são empregados nos ensaios de usinabilidade, sendo os mais comuns

(FERRARESI, 1977):

- Critérios baseados na vida da ferramenta
- Critérios baseados na força de usinagem
- Critério baseado no acabamento superficial
- Critério baseado na produtividade
- Critério baseado na análise dimensional
- Critério baseado na temperatura de corte
- Critério baseado nas características do cavaco

Assim pode se ter boa usinabilidade em um determinado material quando se leva em conta uma propriedade, como por exemplo, a vida da ferramenta, mas neste mesmo material pode se dizer que a usinabilidade é ruim se ela for referenciada com outro método, como por exemplo, o acabamento superficial. Valores baixos de dureza e resistência mecânica normalmente favorecem a usinabilidade, porém quando se trata de materiais muito dúcteis (que se deformam muito plasticamente antes de se romperem), esta característica pode causar problemas, pois facilita a formação de aresta postiça de corte. Uma usinabilidade ótima se obtém com um compromisso entre dureza e ductilidade. (DINIZ et al., 2006).

A usinabilidade não é uma propriedade intrínseca ou grandeza específica 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)

A usinabilidade depende do estado metalúrgico da peça, da dureza, das propriedades mecânicas do material, de sua composição química, das operações anteriores efetuadas sobre o material (sejam estas a frio ou a quente) e do eventual encruamento. Além de depender do estado metalúrgico, a usinabilidade também depende das condições de usinagem, das características da ferramenta, das condições da refrigeração, da rigidez do sistema máquina – ferramenta – peça - dispositivo de fixação e dos tipos de trabalhos executados pela ferramenta (operação empregada, corte contínuo ou intermitente, condições de entrada e saída de ferramenta). (DINIZ et al., 2006).

Ainda segundo Diniz, Marcondes e Coppini (2006), a condutividade térmica do material da peça e a taxa de encruamento são também fatores que alteram a usinabilidade do material. A primeira se em valores altos, faz com que o calor gerado pelo processo seja rapidamente retirado da região de corte e, assim, a ferramenta não é excessivamente aquecida e, portanto não se

desgasta tão rapidamente. Assim a alta condutividade favorece a usinabilidade do material. Já a segunda, se o material se encontra com esta taxa em valores altos (alta taxa de encruamento), devido ao aumento da resistência em função da deformação plástica sofrida, tende a ter sua usinabilidade piorada, pois se requer maior energia para a formação do cavaco e ainda pode ocorrer a facilitação da formação de aresta postiça de corte, prejudicial às ferramentas.

As comparações de usinabilidade são frequentemente baseada em fatores como a vida da ferramenta, esforços de corte, volume de cavaco removido antes da quebra da ferramenta e acabamento superficial e precisão. (ASM, 1982)

2.5.2 – Efeito da microestrutura sobre a usinabilidade

Embora dureza e resistência mecânica sejam fatores importantes de influência na usinabilidade do material, outros fatores também são bastante importantes, como a quantidade de inclusões e de aditivos para melhorar a usinabilidade, a quantidade de partículas duras, a microestrutura, a tendência ao empastamento do cavaco do material na superfície de saída da ferramenta, entre outros (DINIZ et al., 2006).

A microestrutura de um ferro fundido cinzento é o principal indicador sobre 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 (COELHO et al., 2001).

À medida que a estrutura de um material é constituída de uma matriz mais dura, a velocidade de corte permitida para a mesma vida da ferramenta torna-se menor, ou seja, a usinabilidade diminui, sob o critério de vida da ferramenta. Tal afirmação não pode ser generalizada, mas a tabela 2.6 exemplifica que para uma estrutura composta por 5% de cementita e 95% de perlita fina, necessita-se utilizar velocidades de corte igual a 25% da que seria utilizada se a liga fosse 100% ferrítica, para obtenção da mesma vida de ferramenta (SILVEIRA, 1983).

Tabela 2. 6 – Efeitos da estrutura na velocidade prática de torneamento (CHIAVERINI, 2007)

← VIDA DA DE FERRAMENTA AUMENTA					
<u>Porcentagem Relativa</u>					
<u>% Ferrita</u>	100	50	0	0	0
<u>% Perlita grosseira</u>	0	50	100	-	-
<u>% Perlita fina</u>	-	-	-	100	95
<u>% Cementita</u>	-	-	-	-	5
<u>Dureza Brinell</u>	120	150	195	218	240
<u>Velocidade recomendada m/min</u>	244	168	98	82	61
Torneamento com pastilha de metal duro, de classe indicada para o ferro fundido.					

A usinagem do ferro fundido pode variar desde muito fácil de usinar, como no caso do ferro fundido cinzento ferrítico de dureza de 120 HB, até muito difícil de usinar, como é o caso do ferro fundido branco (dureza em torno de 550 HB). Dentre estes dois extremos estão os diversos tipos de ferros fundidos existentes, sendo notável que a larga faixa de usinabilidade dos ferros fundidos vai depender da microestrutura e da composição química (MILLS E REDFORD, 1983).

Pequenas variações na microestrutura de um ferro fundido podem fazer grande diferença na sua usinagem. A presença da grafita, por exemplo, proporciona características de fácil usinagem, mas o formato nodular faz com que esta usinagem provoque maior desgaste na ferramenta, para a mesma velocidade de corte, o que encurtará a vida útil da mesma. (ASM, 1989)

A dureza é um bom indicador de microestrutura e, então, usinabilidade, no entanto não é consistente porque diferentes microestruturas tendo diferentes propriedades podem ter a mesma dureza. (IFSI, 1971). Uma maneira de avaliar melhor a usinabilidade do ferro fundido é combinando o teste de dureza com uma avaliação da microestrutura, por causa de alguns microconstituintes que adversamente afetam a usinabilidade. (ASM, 1989).

Em adição à cementita, perlita, grafita, carbeto de cromo, molibdênio ou vanádio e

inclusões de sulfeto de manganês, outras estruturas tais como ferrita livre, steadita, inclusões de areia e escória estão algumas vezes presentes no ferro fundido. Valores de dureza dos principais constituintes presentes nos ferros fundidos são dados na tabela 2.7 (ASM, 1989)

Tabela 2.7 – Faixa de dureza de constituintes do ferro fundido (ASM, 1989)

<u>Microconstituente</u>	Dureza em Kg/mm ² (carga de 100g)
<u>Grafita</u>	15 – 40
<u>Ferrita</u>	215 – 270
<u>Perlita</u>	300 – 390
<u>Steadita</u>	600 – 1200
<u>Carbeto</u>	1000 - 1200

Como visto, e pelo fato da microestrutura ter forte influência na usinabilidade do ferro fundido, a seguir será detalhado o efeito exercido pelos microconstituintes.

Grafita

Considerada constituinte mais importante por ser o elemento que determina fundamentalmente as características mecânicas dos ferros fundidos, é também ótima para a usinabilidade, pois tende a adicionar ao material características lubrificantes, contribuindo igualmente para diminuir o atrito entre peça e ferramenta e evitar/minimizar a aderência do cavaco com a peça e, assim, evitar/minimizar fenômenos com a aresta postiça de corte e o desgaste por “attrition”. (CHIAVERINI, 2007).

A fase gráfitica nos ferros fundidos dúcteis e cinzentos adquire forma de grandes flocos ramificados (fina ou grosseira), finas dispersões ou nódulos. Esta fase é muito mole, tendo dureza negligenciável, que providencia descontinuidades na matriz, facilitando a quebra de cavacos. Esta descontinuidade é mais pronunciada nos ferros fundidos cinzentos (grafita em forma de veio), o que faz com que a usinagem deste tipo de liga gere cavacos bem pequenos, em forma de pó e por esta razão, quando se aumenta a quantidade de grafita, melhora-se a usinabilidade e reduz as forças de corte.

A grafita do tipo C é associada com grandes flocos grosseiros e a presença deste tipo de

grafita torna difícil a obtenção de bom acabamento de usinagem. A grafita do tipo A, randômica orientada, promove boas propriedades mecânicas além de melhorar a usinabilidade dos ferros fundidos com este tipo de grafitização. São mais dúcteis e seus efeitos ficam mais pronunciados quando a taxa de carbono equivalente aumenta. O tipo D promove bom acabamento de superfície (ASM, 1982)

Ferrita

A grafita, conforme já mencionado, é importante para as características de fácil usinagem, mas a vida da ferramenta é também dependente da microestrutura da matriz metálica em torno da grafita, sendo a ferrita e perlita os microconstituintes de maiores efeitos (figura 2.15).

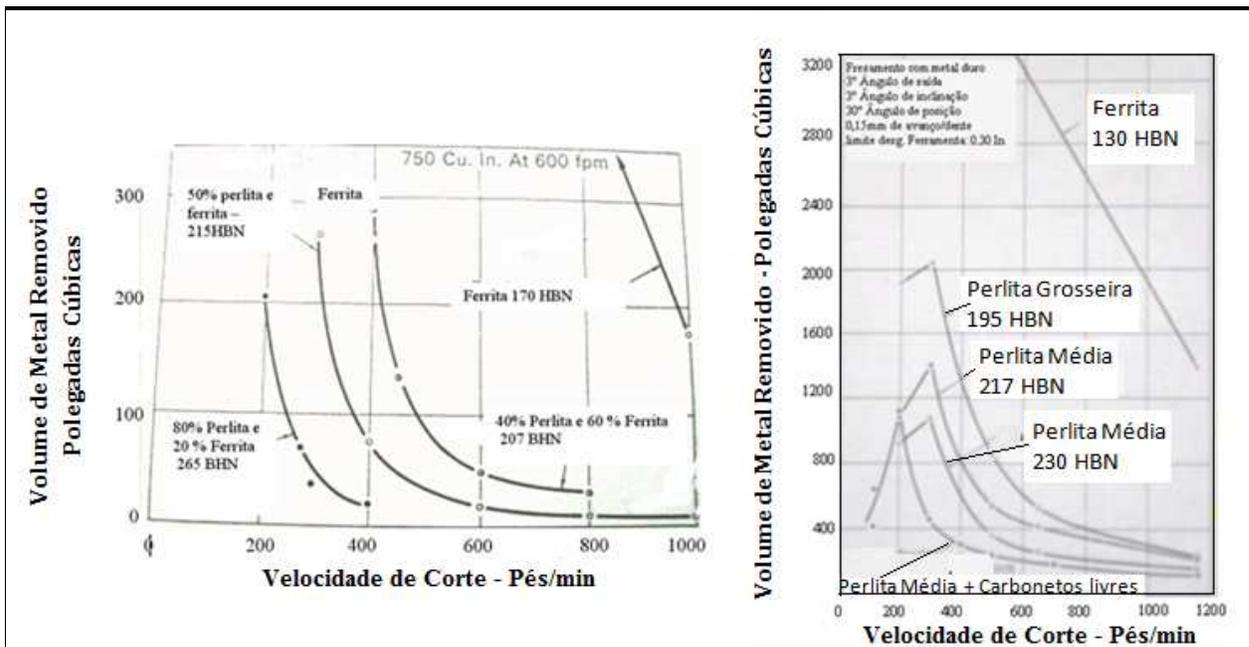


Figura 2. 15 – Relação entre a microestrutura da matriz do ferro fundido e a vida da ferramenta de fresamento (IFSI, 1971)

A ferrita é essencialmente um constituinte livre de carbono. Com a exceção da grafita, a ferrita tem a dureza mais baixa que qualquer constituinte do ferro. Entretanto, não é tão mole quanto a ferrita de aços de baixo carbono, porque no ferro fundido, a ferrita contém silício. O efeito moderado de dureza do silício dissolvido promove à ferrita facilidade de corte. Isto deve-se

ao fato que, este elemento, nas usuais taxas de 1,5% a 3,0% afeta muito pouco a vida da ferramenta. O mesmo já não ocorre em ferros fundidos especiais com altas taxas de silício na ordem de 14%, os quais são completamente de difícil usinabilidade. (IFSI, 1971).

Esta fase tem dureza na ordem de 100 a 150 HB e em grandes quantidades melhora a usinabilidade. (ASM, 1982) É o microconstituente de melhor usinabilidade, excetuando-se apenas os casos em que encontra-se fortemente ligada com cromo, silício e alumínio (SILVEIRA, 1983).

Perlita

A perlita é constituinte comum em ferros fundidos de média resistência e dureza. É composta de placas alternadas de ferrita mole e carbetos de ferro duro. A estrutura mais fina é mais forte, mais dura e deve ser usinada em menores velocidades. A perlita em ferro fundido proporciona melhor combinação de usinabilidade e resistência ao desgaste (IFSI, 1971).

As propriedades mecânicas são intermediárias às propriedades da ferrita e da cementita e possui dureza entre 150 e 350 HB. A perlita fina é mais resistente e, portanto possui menor usinabilidade, ao passo que, a perlita grosseira é menos resistente e mais usável. (ANGUS, 1963).

Quando a porcentagem da perlita aumenta e a da ferrita diminui, a vida da ferramenta obtida em operações de usinagem como torneamento, fresamento tangencial, e furação diminui. (ASM, 1989)

Steadita (Eutético fosforoso)

A steadita é um microconstituente de dureza relativamente alta que fica fora da rede cristalina, promovendo piora da usinabilidade à medida que o teor de fósforo aumenta. (LORIA, 1954 apud SILVEIRA, 1983)

Tem baixo ponto de fusão (982°C), e se forma nos contornos de grão, sendo constituída pelo fósforo no ferro. Seu teor geralmente é controlado e mantido abaixo de 10%, pois assim o teor fósforo não ultrapassa o 1%, acima do qual tornar-se-ia prejudicial à usinabilidade. (ASM, 1989).

Martensita

Constituinte de alta dureza formado por tratamento térmico de resfriamento rápido, a têmpera. Sua usinagem é difícil. (ASM, 1989).

Acicular

Estruturas aciculares, incluindo bainita, normalmente ocorrem em ferros ligados ou são obtidas por resfriamento após tratamento térmico. São geralmente de dureza intermediária se comparadas a outras estruturas e são usinadas com dificuldade, sendo de usinagem um pouco mais difícil que a martensita temperada de mesma dureza. (IFSI, 1971).

Austenita

A austenita é o constituinte formado das ligas de alto níquel de ferros fundidos cinzentos e alguns ferros fundidos dúcteis. A austenita é um constituinte de usinabilidade relativamente fácil comparável à ferrita. Entretanto, alguns tipos de ferros fundidos austeníticos contêm suficiente cromo para produzir carbonetos de cromo na microestrutura. Tal composição reduz a usinabilidade mais que altas durezas poderiam proporcionar. (IFSI, 1971).

A austenita possui baixa condutibilidade térmica, o que faz com que a velocidade de corte tenha que ser reduzida. Sua dureza é em torno de 120 a 160 HB e tem usinabilidade melhor que aços austeníticos (LORIA, 1954 apud SILVEIRA, 1983).

Carbonetos

São constituintes de extrema dureza se são cementitas simples ou contendo elementos ligantes. Quando sob a forma de finos discos na perlita, o carboneto pode ser prontamente cisalhado, mas em largas partículas no ferro como um constituinte separado, os carbonetos são danosos à vida da ferramenta. Mesmos em teores pequenos como 5% de carbonetos livres na estrutura da matriz tem um significativo efeito danoso sobre a vida da ferramenta. (IFSI, 1971)

Óxidos

Além de promover a segregação da grafita, o óxido promove formação e segregação de outros microconstituintes que dão propriedades de usinabilidade inferiores. (IFSI, 1971)

Inclusões de Areia

Estas inclusões normalmente tendem a ser abrasivas, o que promove a aceleração do desgaste da ferramenta. (IFSI, 1971).

2.5.3 – Efeito dos elementos de liga sobre a usinabilidade

A determinação da influência dos elementos de liga que compõem os ferros fundidos é bastante difícil, tendo em vista três fatores: a reação entre si desses elementos, seu efeito na microestrutura e a taxa de resfriamento. (BRANCO E SANTOS, 1977)

A composição química controla em grande parte as propriedades, porque nem sempre é fácil controlar a velocidade de resfriamento de uma peça no molde, principalmente em peças de grande porte. Entretanto não convém especificar um dado ferro fundido pela composição química para obter um conjunto de propriedades, pois as variáveis do processo podem afetar de modo decisivo o resultado final. (PIESKE, 1976)

Além da influência do silício na usinabilidade via formação de ferro fundido cinzento (de boa usinabilidade), o comportamento da usinagem dos ferros fundidos é fortemente influenciado pela composição dos efeitos de elementos de liga sobre a formação do carboneto ou de grafita. A influência dos elementos de liga pode ser dividida em dois tipos: os formadores de carbonetos (cromo, cobalto, manganês, molibdênio, e vanádio) que prejudicam a usinabilidade principalmente devido ao fato de que carbonetos são partículas muito duras e abrasivas; e os grafitizantes (silício, níquel, alumínio e cobre) que auxiliam a usinabilidade. (DINIZ et al., 2006)

Assim, a composição química é um dos fatores mais importantes para determinar a estrutura dos ferros fundidos (CHIAVERINI, 2007) São os elementos principais em termos de influência na usinabilidade do ferro fundido: carbono, silício, manganês, enxofre, fósforo, cromo, níquel e estanho.

Carbono

O carbono é o elemento mais importante em ferro fundido cinzento e é responsável pelas

propriedades mecânicas. (BRANCO E SANTOS, 1977). Quando forma a grafita livre (grafitizante), promove a melhora na usinabilidade, ao passo que, quando formador de carbonetos, promove efeito contrário.

Silício

O silício é poderoso grafitizante usado nos ferros fundidos como elemento controlador na formação da grafita . No ferro fundido cinzento, seu efeito é o de reduzir o carboneto de ferro duro e aumentar a quantidade de grafita que se apresenta sob a forma de lamelas. Tal estrutura é de ótima usinabilidade, quando este elemento é proporcionado de forma adequada. O ferro de baixo teor de silício apresenta uma fratura mesclada com pouco carbono livre e muito carbono combinado, apresentando por isso baixa usinabilidade (SILVEIRA, 1983)

Manganês e Enxofre

O manganês é elemento perlitizante e age principalmente na neutralização do enxofre, pois quando este se encontra em teores elevados, dá a origem ao sulfeto de ferro (por insuficiência de Manganês), podendo ocorrer o fenômeno chamado têmpera invertida. Tal fato é devido à segregação do enxofre, para as zonas mais espessas da peça. Devido ao efeito antigrafitizante do enxofre, ele causa o aparecimento de uma estrutura branca, que de certa forma prejudica a usinabilidade do ferro fundido.

O manganês tem efeito oposto ao do silício, isto é tende a estabilizar a cementita e contrabalança, de certo modo, o efeito do silício; além disso atua, como elemento dessulfurante.

O enxofre em teores normais não tem ação significativa. (CHIAVERINI, 1986)

Porém, o principal efeito destes elementos se dá quando estão combinados formando sulfeto de Manganês. A vida da ferramenta pode aumentar cerca de 150% na usinagem do ferro fundido cinzento, quando se faz variar a porcentagem de sulfeto de manganês, com teores de enxofre na ordem 0,02% para 0,12%. Tal aumento é devido ao efeito lubrificante adicional provocado pelos sulfetos de manganês, que faz com o atrito se reduza e, conseqüentemente, a temperatura de corte. (ERICKSON, 1976 apud SILVEIRA, 1983).

Fósforo

O fósforo é um estabilizador relativamente forte do carboneto de ferro; sua principal ação é na estrutura, porque forma com o ferro e o carbono, composto de natureza eutética, de aparência branca e perfurada, a steadita (CHIAVERINI, 1986) Esta formação, conforme já visto, é de péssima influência para a usinabilidade.

Com teor de fósforo abaixo de 0,20%, não se tem muita influência na vida da ferramenta. Sob o teor de 0,40% de fósforo, um efeito prejudicial na usinabilidade pode ser evidente em operações críticas, como rosqueamento e, para teores maiores, o prejuízo é inevitável à usinabilidade do ferro fundido (IFSI, 1971).

Níquel

O níquel é elemento grafitizante médio. Apenas em quantidades acima de 5% tenderá a promover a formação de grafita a ponto de melhorar a usinabilidade do ferro fundido. Porém os teores comumente adicionados estão entre 0,5% a 1,5%, sendo usado principalmente para contrabalançar o efeito estabilizador de carbonetos do cromo, vanádio e molibdênio (PIESKE, 1976)

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, 1989).

Cromo

O cromo tem tendência de formar ferro fundido branco durante a solidificação, resultando estrutura mais resistente ao desgaste. Em teores de 0,15% refina a perlita e a grafita, resultando no endurecimento da matriz metálica. A usinabilidade é prejudicada pela presença deste poderoso estabilizador de carbonetos. (FORTINO, 1962 apud SILVEIRA, 1983)

Cobre

A adição de cobre no ferro fundido aumenta sua resistência e dureza, tendo função anti-

ferritizante, ou seja, é um estabilizador de perlita. Em combinações com elementos formadores de carbonetos como Vanádio, Molibdênio ou Cromo são bastante efetivos no aumento da resistência do ferro fundido sem prejudicar muito sua usinabilidade. (IFSI, 1971)

O efeito do cobre também é produzir dureza homogênea pela eliminação de pontos duros (carbonetos livres) e pontos moles (ferrita livre) no interior dos fundidos, sem contudo afetar diretamente as propriedades da grafita, o que resulta em melhor usinabilidade. (SY, 1959 apud SILVEIRA, 1983).

Cunha (1984) em sua tese sobre a influência do cobre sobre ligas de ferros fundidos nodulares hipereutéticos, defende o fato do cobre não ser grafitizante, melhorar propriedades de resistência mecânica e dureza sendo prejudicial à usinabilidade à medida que seu teor aumenta.

2.5.4 – Usinabilidade dos ferros fundidos em geral

De um modo geral pode ser dito que quanto maior a dureza e a resistência de um tipo de ferro fundido, pior será sua usinabilidade. A usinabilidade dos ferros fundidos varia muito dentre as ligas. Como exemplo, existe o ferro fundido branco que tem usinabilidade na ordem de 10 vezes menor que o cinzento, em termos de vida de ferramenta. A figura 2.16 demonstra a variação da usinabilidade sobre os diversos tipos de ferros fundidos (DINIZ et al., 2006).

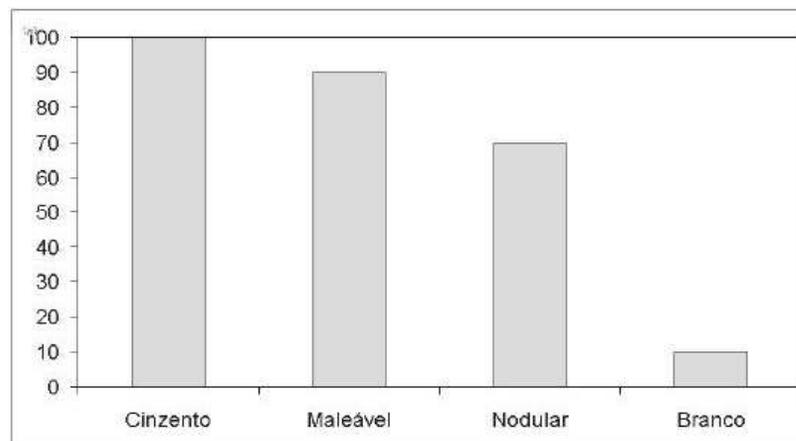


Figura 2. 16 – Usinabilidade dos diversos tipos de ferros fundidos (DINIZ, et al., 2006)

Os ferros fundidos cinzentos ferríticos são de fácil usinabilidade, já os ferros fundidos brancos são extremamente difíceis de usinar, sendo os de pior usinabilidade, juntamente com os ferros cinzentos de alto teor de silício (14,5%). Outros tipos de ferros fundidos, tais como o maleável, o dúctil, vermicular 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 podem seriamente degradar a usinabilidade do ferro fundido. (KENNAMETAL, 2003).

O ferro fundido cinzento forma cavacos de ruptura, enquanto que os maleáveis e nodulares formam cavacos longos. (DINIZ et al., 2006). Os nódulos de grafita no ferro fundido nodular agem de forma semelhante aos veios de grafita nos ferros fundidos cinzentos, quebrando o cavaco e lubrificando a interface de usinagem, mas pelo fato de estarem em formas esféricas, a capacidade de quebra do cavaco é consideravelmente menor. (BJORKREGEN e JOHANNESSON, 2000) Assim, não interrompem a continuidade da matriz tanto quanto nos veios da grafita, o que resulta em propriedades melhores de ductilidade e tenacidade. (CHIAVERINI, 2007)

Para usuários de ferros fundidos, quanto maior os valores de dureza, tanto maiores serão os problemas de usinagem. A usinabilidade do ferro fundido nodular com 230 HB, por exemplo, é menor que a metade em termos de vida da ferramenta, se comparada com ferro fundido nodular com 170 HB. (BJORKREGEN e JOHANNESSON, 2000)

Ainda segundo Bjorkregen e Johannesson (2000), a propriedade de usinabilidade dos ferros fundidos pode ser significativamente melhorada com o aumento do teor do silício, que mostra redução clara na variação da dureza, mesmo em peças com diferentes espessuras, a qual, conforme já visto, em valores altos é extremamente prejudicial. Em seus experimentos, estes autores aumentaram teor de silício para a faixa entre 3,3% a 3,7% em ligas nodulares ferríticas e observaram que além de melhoria obtida em propriedades mecânicas como a dureza e resistência mecânica e apesar da redução de propriedades de ductilidade e resistência ao impacto, ocorreu melhoria na usinabilidade pela já citada redução da variação de dureza.

Quanto ao ferro fundido vermicular, este possui um limite de resistência 75% maior que o ferro fundido cinzento e uma rigidez 45% maior, refletindo na diminuição de sua usinabilidade. A figura 2.17, obtida inicialmente usando parâmetros de corte padrão do ferro fundido cinzento,

mostra que o corte em velocidades mais baixas (entre 100 a 200 m/min) com ferramentas de metal duro, as vidas das ferramentas que usinaram o ferro vermicular é da ordem de 50% das vidas das ferramentas que usinaram o ferro fundido cinzento em operações de fresamento e torneamento (DAWSON, apud DORE et al., 2007)

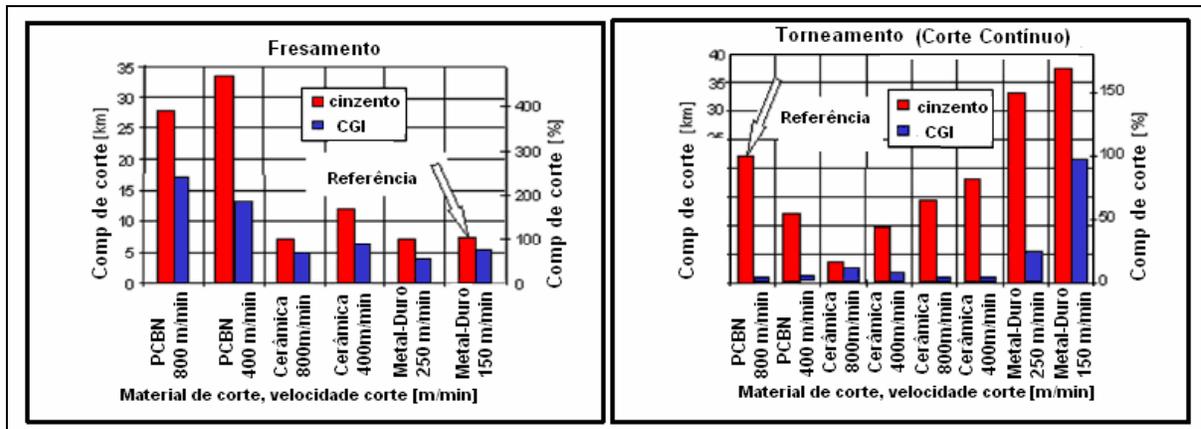


Figura 2. 17 – Comparativo entre ferro fundido cinzento e vermicular em torneamento e fresamento (DAWSON, apud DORE et al., 2007)

O ferro fundido maleável tem algumas vantagens, dentre elas a facilidade de usinagem e boa resistência ao choque, porém apresenta uma certa contração na solidificação, o que exige cuidados na fundição para evitar falhas. (MSPC, 2008) 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).

Ferros fundidos que têm forma complexa e paredes com espessuras diferentes, apresentam durezas variadas, pois em cada seção ocorreu, durante a fundição, diferente velocidade de resfriamento. Conseqüentemente, a usinabilidade nestes ferros também é diferente de um ferro fundido com forma simples (paredes com espessuras uniformes), tendo pontos de usinagem mais fáceis, como também mais difíceis alternados dependentes destas seções. Alguns ferros fundidos são tratados termicamente para minimizar estas diferenças, mas na maioria das fundições, a diferença na usinabilidade de uma seção para outra é muito pequena para ser considerada significativa. Entretanto, uma condição local pode estar presente nos fundidos, a qual pode

seriamente interferir no que está sendo usinado. Uma área dura no fundido pode ser formado como resultado de rápida solidificação, o que pode ocorrer em uma seção fina, como um canto vivo, ou adjacente a áreas finas do molde. Estas condições podem causar rápida solidificação fora do normal e resultar na formação de carbonetos duros. Tal formação de pontos duros pode ser geralmente corrigida por troca de molde ou práticas de fundição. (IFSI, 1971) Também pode ocorrer de a superfície de uma peça de ferro fundido ter dureza maior e, conseqüentemente, usinabilidade menor que a região mais interior da peça, devido à maior taxa de resfriamento que resulta em maior formação de carbonetos e menor formação de grafitas.

2.5.5 – Usinabilidade dos ferros fundidos cinzentos

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

Os veios de grafitas dos ferros fundidos cinzentos introduzem descontinuidades na matriz do metal e agem como quebra-cavacos, formando cavacos de rupturas. Além disso, a grafita é um lubrificante natural. (COELHO et al., 2001).

Tabela 2. 8 – O efeito da microestrutura e dureza da matriz sobre o índice de vida da ferramenta de corte dos ferros fundidos cinzentos (MILLS e REDFORD, 1983)

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

A Tabela 2.8 lista um índice de vida da ferramenta para diferentes microestruturas de matriz de ferros fundidos cinzentos contendo 2,5% de grafita e 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).

Na usinagem dos ferros fundidos, a vida da ferramenta e as velocidades de corte são diretamente influenciados pela microestrutura. A liga do ferro fundido cinzento é caracterizada pela grande quantidade de flocos de grafita, os quais introduzem descontinuidades na matriz do metal que reduzem a ductilidade, causam a quebra fácil dos cavacos (formando cavacos de ruptura) e geram um comprimento de contato cavaco-ferramenta pequeno, relativamente baixas forças de usinagem e potência consumida, baixas taxas de desgaste e altas taxas de remoção de material. Esta é a principal razão para o melhor comportamento de usinagem dos ferros fundidos cinzentos. (ASM, 1989).

Como em todas as ligas metálicas, existe uma correlação íntima entre as propriedades do ferro fundido e sua estrutura, correlação essa que, no caso particular do ferro fundido cinzento, é mais estreita e mais complexa, tendo em vista a presença de carbono livre na forma da grafita. A espessura da peça (que é função da velocidade de resfriamento) influencia necessariamente a forma, o tamanho e a distribuição com que os veios de grafita se apresentam (SILVEIRA, 1983)

2.6 Considerações sobre a operação de fresamento

Os primeiros sucessos obtidos na usinagem do ferro fundido cinzento estimularam pesquisas sobre a usinagem a seco para os processos de furação e fresamento realizados em empresas alemãs. (SAHM e SCHNEIDER, 1996). Em geral, a usinagem a seco dos ferros fundidos cinzentos é bem sucedida, em virtude de seus cavacos curtos, baixas temperaturas e

forças de corte como também o efeito lubrificante da grafita presente neste tipo de material (KLOCKE e EISENBLÄTTER, 1997 apud BEZERRA, 2003).

As ferramentas utilizadas em operações de fresamento estão propensas a choques térmicos a cada revolução. O rápido aquecimento e resfriamento da aresta de corte, à medida que ela entra e sai do corte em cada revolução pode causar grandes diferenças de temperatura entre a aresta cortante e a massa do inserto, causando quebras no processo alternado de expansão e contração das camadas da ferramenta. (TRENT e WRIGHT, 2000)

O uso de fluidos de corte baseados em água nas operações de fresamento geralmente aumenta a variação de temperatura e, conseqüentemente, favorece as trincas térmicas (em geral, perpendiculares à aresta). Esta é a razão pela qual o fresamento a seco proporciona, em geral, maior vida da ferramenta que o fresamento com fluido em abundância. (JOHNSON, 1996).

Assim o ferro fundido cinzento deve ser fresado a seco, propiciando melhores resultados, ou com ar (às vezes com aspiração de cavaco), para evitar dano à máquina-ferramenta. Entretanto, com altas taxas de remoção de metal, tanto o calor, quanto os cavacos podem acumular muito rapidamente de modo que o uso de um fluido pode ser na remoção de cavacos e na exatidão dimensional e de forma (BEZERRA, 2003 apud MACHADO e SILVA, 1999).

Pekelharing (1984) investigou o comportamento do plano primário de cisalhamento e observou que este rotaciona e transforma-se em negativo quando a aresta cortante está deixando a ferramenta em uma revolução da fresa. O cisalhamento negativo resultante do plano primário rotacionado causa mudança na velocidade do cavaco, produzindo tensões ao longo do comprimento de contato da superfície de saída da ferramenta com o cavaco formado. Este é um processo de alternâncias muito rápidas: em um momento, há tensões de tração, e em um próximo, tensões de compressão, o que causa desgaste da ferramenta e quebra se esta não tem suficiente tenacidade. O ângulo de 3 a 5° formado entre a aresta cortante e a peça sendo usinada quando a ferramenta está deixando a mesma é importante para minimizar o citado desgaste. (DINIZ e FERRER, 2007).

Segundo Caldeirani (1998), a posição relativa fresa-peça também influi na usinabilidade, de forma que à medida que se aumenta o valor “j” (figura 2.18), ou seja, a distância entre tangente da fresa e peça em operações de fresamento, diminui a vida da ferramenta, geralmente por lascamento, mantidas as mesmas as condições de corte. O aumento de “j” aumentou a espessura

ferramenta e o material, parâmetros de corte e direção do corte (ou direção de avanço) para estender a vida da ferramenta. Cada direção de corte tem suas limitações as quais devem ser analisadas dependendo da superfície geométrica do material usinado. (DINIZ e FERRER, 2007).

2.6.1 – Materiais para ferramentas

A seleção de um material para ser utilizado em uma ferramenta de corte depende de uma série de fatores, entre os quais podem ser mencionados o material a ser usinado, a natureza da operação da usinagem, a condição da máquina operatriz, a forma e dimensão da própria ferramenta, custo do material para ferramenta e emprego de refrigeração ou lubrificação. (FERRARESI, 1977)

Qualquer que seja o material da ferramenta em consideração, é necessário que ele apresente uma série de requisitos de menor ou maior importância, dependendo dos diversos fatores supracitados. Quatro das principais características são (DINIZ et al., 2006):

- Dureza a quente: dependendo do tipo de operação, a temperatura da ferramenta pode chegar a 1000°C. Então, cada vez mais se procura materiais de ferramentas que possam atingir essa temperatura com dureza suficiente para suportar as tensões de corte;
- Resistência ao desgaste: significa principalmente resistência ao desgaste por abrasão, isto é, resistência ao atrito. Esta propriedade está muito ligada à dureza a quente do material;
- Tenacidade: representa a quantidade de energia necessária para romper o material. Uma ferramenta tenaz resiste bem aos choques inerentes ao processo;
- Estabilidade química: para evitar o desgaste por difusão que é bastante importante em altas velocidades de corte.

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 hoje são as predominantes no processo de fresamento. O metal duro está sendo substituído em muitas aplicações pela cerâmica e outros materiais de maior dureza. (FERRER, 2006). A seguir abordar-se-á mais detalhadamente os materiais de ferramentas metal duro e

cerâmica, que são os mais utilizados em fresamento de ferro fundido.

2.6.1.1 – Metal duro

O metal duro é um produto da siderurgia do pó feito de partículas duras finamente divididas de carbonetos de metais refratários, sinterizados com um ou mais metais do grupo do ferro (ferro, níquel ou cobalto) formando um corpo de alta dureza e resistência à compressão. As partículas duras são carbonetos (geralmente de 1 a 10 microns) e ocupam de 60 a 95% do volume do material. O metal aglomerante é na grande maioria das vezes o cobalto. (DINIZ et al., 2006).

Ferramentas de metal duro sinterizados são largamente utilizados no torneamento e fresamento de face de ferros fundidos. Com suas características de alta resistência à abrasão e dureza, podem ser usados em velocidades de corte várias vezes superiores às que seriam utilizadas em ferramentas de aço rápido. (IFSI, 1971).

Dureza em altas temperaturas e tenacidade são propriedades, como já visto, que se desejam em qualquer material utilizado em ferramentas de corte e no metal duro existe um compromisso bastante bom, ou seja, pode-se ter metais duros de elevada tenacidade, como também pode-se conseguir metais duros com alta resistência ao desgaste, ou dureza a quente. A figura 2.19 demonstra a variação da dureza em função da temperatura, mostrando duas curvas para metal duro com diferentes teores de cobalto e uma terceira relativa ao aço rápido como padrão de comparação. (DINIZ et al., 2006)

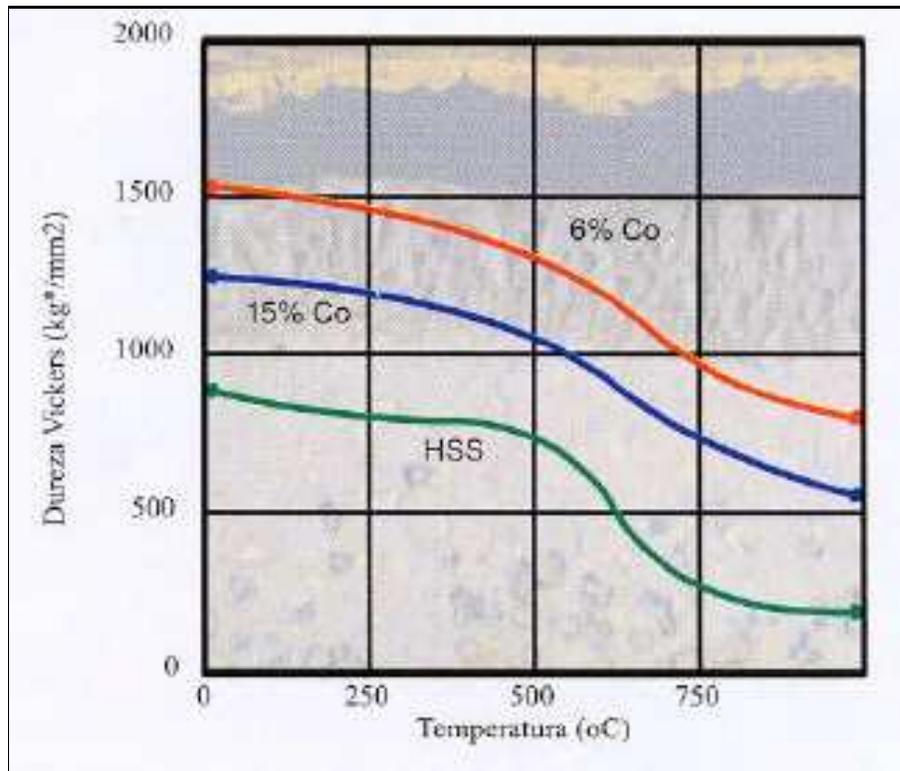


Figura 2. 19– Influência da Porcentagem de Cobalto e da Temperatura na Dureza do Metal Duro (DINIZ et al., 2006)

Em ferramentas típicas de metal duro, um aumento no teor do carboneto e, conseqüentemente diminuição no teor de cobalto, promove aumento na dureza a quente, resultando em maior resistência à abrasão e deformações plásticas. Porém, ao mesmo tempo, ocorre decréscimo em valores de tenacidade e resistência a choques térmicos (DINIZ e FERRER, 2007).

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. (Seco Tools, 2005 apud Ferrer, 2006). A força coercitiva (H_c) entre os grãos do substrato diminui com o aumento do tamanho de grão, de acordo com a 2.9.

**Tabela 2. 9 - Força coercitiva (Hc) em função do tamanho de grão do metal duro
(FERRER, 2006)**

Tamanho do grão	Força coercitiva (Hc) dado em Oersted
Grande	110
Médio	140
Fino	285

Segundo Diniz et al. (2006), atualmente já são produzidos metais duros com cerca de 0,1 μ m de tamanho de grão, o que melhora várias das características desejáveis a um material para ferramenta. Devido ao maior fator de empacotamento que grãos muito pequenos propiciam, à medida que se diminui o tamanho do grão, também melhora-se propriedades de dureza e resistência ao desgaste além da já citada tenacidade.

Os cavacos formados na usinagem de ferros fundidos cinzentos são pequenos e não atrimam intensamente contra a superfície de saída da ferramenta, não sendo necessário que as ferramentas, para esta finalidade, possuam alta estabilidade química, já que o principal fenômeno causador do desgaste da superfície de saída é a difusão. Esta é a razão pela qual as ferramentas de metal duro utilizadas na usinagem deste tipo de ferro fundido tem apenas carbonetos de tungstênio ligados ao cobalto em sua composição e não carbonetos de titânio ou tântalo. Estas ferramentas pertencem à classe K de acordo com a norma ISO. (DINIZ e FERRER, 2007)

2.6.1.3 – Coberturas para ferramentas

Atualmente a maioria das ferramentas de metal duro utilizadas na usinagem de ferros fundidos cinzentos tem camadas de cobertura de espessuras microscópicas. 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 et al., 2006).

Ainda segundo Diniz et al. (2006) a aplicação em escala industrial de revestimentos de nitreto (TiN) em ferramentas de usinagem começou na década de 60 quando através de processo CVD (Deposição Química a Vapor) começou-se a revestir ferramentas de metal duro em temperaturas na ordem de 1000°C.

O processo CVD cria uma interface entre substrato e cobertura, denominada Fase Eta, que fragiliza o revestimento. Para solução deste problema, em 1985, surgiu o processo de revestimento CVD com temperaturas moderadas, o MTCVD, o qual consistia na aplicação de camada de TiCN pelo processo de CVD a 800°C e das demais coberturas (TiN e óxido de alumínio) sob temperatura de 1000°C. Tal processo permite diminuir a espessura da fase eta e com isso aumentar a tenacidade do material, que com a utilização do CVD convencional era reduzida. (KENNAMETAL, 2003)

Por volta de 1980 foi desenvolvido o processo de deposição física a vapor (PVD) que é realizado sob temperaturas na ordem de 400 a 600°C, não sendo estas prejudiciais às ferramentas de aço rápido. 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. (TRENT e WRIGHT, 2000) 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: (SANDWIK, 2001)

- 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.

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.

A maioria dos insertos de metais duros usados em usinagem de ferros fundidos são cobertos com três camadas, sendo de TiCN + Al₂O₃ + TiN, usando a técnica CVD. Alguns destes insertos recebem tratamentos de jatos de areia na superfície de saída para remover a camada mais externa (geralmente TiN) da face, para diminuir as tensões residuais de compressão da superfície (Sandvik, 2006). O processo de CVD causa tensões na superfície da ferramenta devido à diferença entre os coeficientes de dilatação térmica das coberturas e do substrato, os quais podem produzir trincas térmicas, especialmente em cortes interrompidos como é o caso do fresamento. Assim o jateamento auxilia na redução destas trincas (DINIZ e FERRER, 2007).

2.6.1.4 – Cerâmica

Segundo IFSI (1971), ferramentas de cerâmica são mais duras que ferramentas de metal duro, são menos sensíveis a altas temperaturas ocorridas na aresta de corte da ferramenta, mas tem sérias desvantagens em relação à tenacidade. Este tipo de material foi considerado durante muitos anos insatisfatório para usinagem com cortes interrompidos e só era utilizado largamente no torneamento de ferro fundido cinzento.

Diniz et al. (2006) descrevem o material cerâmico como aquele que 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. Entretanto algumas propriedades que são desvantajosas para sua utilização como ferramenta de usinagem são: baixa condutividade térmica, que, logicamente, dificulta a transferência de calor, fazendo com que a interface cavaco-ferramenta atinja temperaturas muito altas e a baixa tenacidade que promove trincas e quebras em processos interrompidos.

As ferramentas cerâmicas são classificadas, inicialmente em dois tipos: à base de óxido de alumínio (Al₂O₃) e à base de nitreto de silício (Si₃N₄). As cerâmicas à base de óxido de alumínio

dividem-se em cerâmicas puras, as quais são constituídas somente de óxidos, podendo ser alumina pura (finos grãos de alumina sinterizada) e alumina com óxido de zircônio, para se ter maiores teores de tenacidade; cerâmicas mistas que contém além da alumina, ou o carboneto de titânio (TiC) ou o nitreto de titânio (TiN) e cerâmicas reforçadas com “whiskers” que são monocristais de SiC chamada “whiskers” em uma matriz cerâmica (Al_2O_3). (DINIZ et al., 2006).

A utilização de material cerâmico a base de óxidos 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 por longo tempo, o que diminui os problemas de difusão química entre o cavaco e a ferramenta. (FERRER,2006 apud HALLORAN, 1996).

Para a usinagem de ferros fundidos, a cerâmica mais largamente utilizada é a classe a base de nitreto de silício. Comparada à classe da alumina, a classe a base de nitreto de silício tem uma tenacidade maior (com exceção da classe reforçada com whiskers), melhor dureza, resistência a choques térmicos, mas estabilidade química em relação ao ferro menor. (SANDVIK, 1994) Um dos tipos desta classe é um material denominado “Sialon”, no qual o silício é parcialmente substituído pelo alumínio e o nitrogênio pelo oxigênio. A matriz cristalográfica do Sialon é uma complexa mistura de elementos como ítrio, silício, alumínio, oxigênio e nitrogênio. (HASHEMIPOUR, 1988) . A fase beta (Figura 2.20) composta por grãos alongados, de forma semelhante aos whiskers, aumenta a tenacidade e a fase alfa é composta por grão e que, dependendo do tamanho e composição, melhoram a dureza. (YECKLEY, 2005).

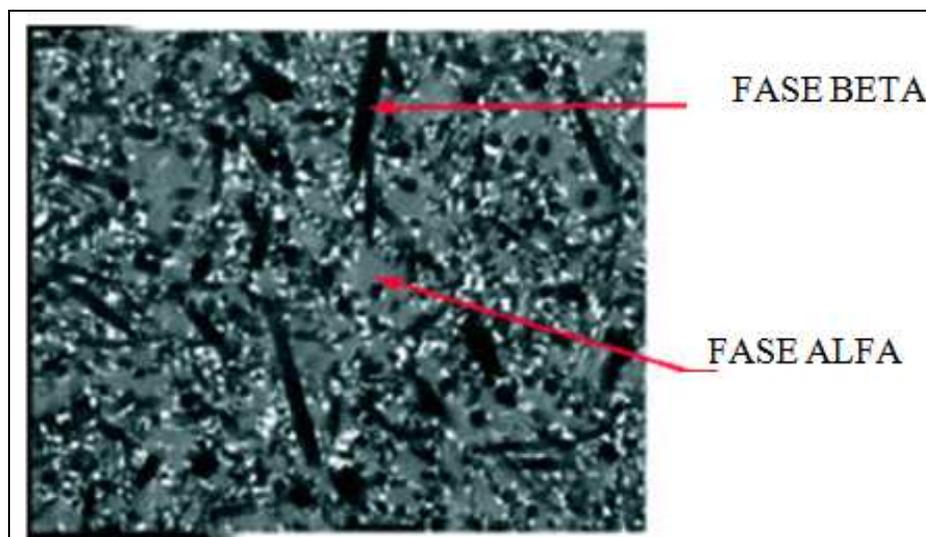


Figura 2. 20 – Fases Alfa e Beta (YECKLEY, 2005)

A tabela 2.10 mostra o posicionamento das classes de cerâmica perante as principais propriedades, fazendo uma comparação com as propriedades do metal duro.

Tabela 2. 10 – Propriedades relativas dos materiais cerâmicos comparados com o metal duro (SANDVIK, 1990)

<u>Classe</u>	<u>Tenacidade</u>	<u>Dureza a quente</u>	<u>Resistência ao choque térmico</u>	<u>Estabilidade química (Fe)</u>	<u>Estabilidade química Ni</u>
<u>Cerâmica Pura</u>	2	2	1	5	5
<u>Cerâmica Mista</u>	1	3	2	4	4
<u>Cerâmica c/ Whiskers</u>	4	3	3	2	3
<u>Sialon</u>	3	5	4	1	2
<u>Metal duro</u>	4	1	5	3	1

Ferrer (2006), em sua tese de doutorado, realizou fresamento de ferro fundido cinzento com superfícies irregulares e mesmo com velocidades de corte superiores em 30% quando utilizou a cerâmica do tipo SiAlON, obteve volume de cavaco removido por vida da ferramenta em média

40% maior com esta ferramenta se comparada com o metal duro.

Da mesma forma, Gabaldo (2009), realizou testes de fresamento em operação de acabamento de ferros fundidos vermiculares também comparando o metal duro com a cerâmica do tipo SiAlON. Para condições de corte idênticas, o metal duro apresentou, de forma geral vida maior que as ferramentas de cerâmica utilizadas. As pastilhas de cerâmica tiveram seu fim associado principalmente à difusão. Neste mesmo teste, constatou-se que as pastilhas de cerâmica têm variação de potência de corte entre início e fim da vida da ferramenta muito maior que as pastilhas de metal duro quando na usinagem destes ferros.

Baseado no trabalho destes 2 autores, a cerâmica do tipo SiAlON é tem melhor desempenho que o metal duro para o fresamento do ferro fundido cinzento, mas no fresamento do vermicular o melhor desempenho se dá quando se utiliza ferramenta de metal duro.

2.6.2 – Geometria da ferramenta

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 2.21 mostra os tipos de preparação de aresta mais comuns. 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).

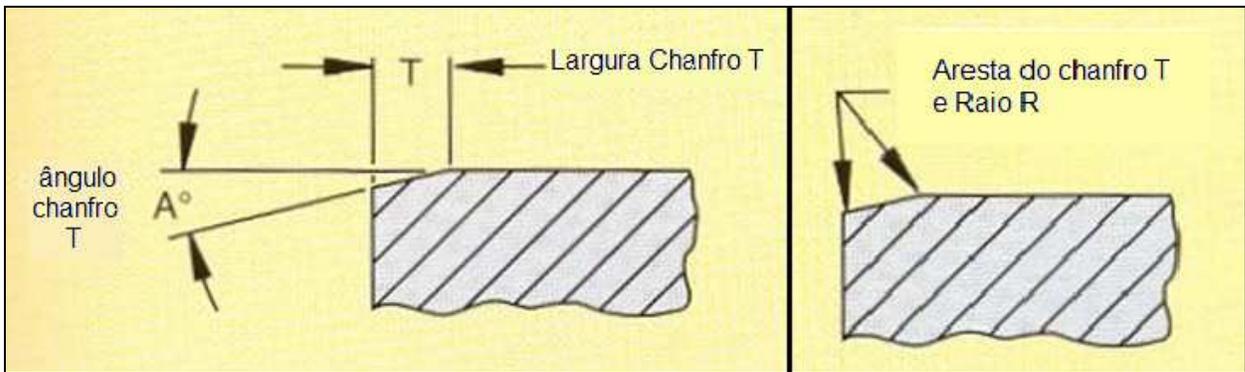


Figura 2. 21 - Formas de aresta em pastilhas de cerâmica (YECKLEY, 2005)

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 $A = 20^\circ$ (Figura 2.21)

No corte de materiais frágeis, a utilização de ângulos de saída e de inclinação negativos é recomendada, porque eles influenciam pouco nos esforços de corte e propiciam uma maior resistência à cunha da ferramenta. Isto é bastante desejável no corte de materiais como o ferro fundido, pois este normalmente é um material heterogêneo, com a presença de poros e com micro-dureza irregular, o que faz com que o corte se pareça com o corte interrompido, necessitando de uma ferramenta mais resistente aos choques. (DINIZ ET al., 2006)

Além disso, o próprio mecanismo de formação de cavaco de materiais frágeis gera um tipo de corte interrompido, pois uma porção de cavaco, ao sofrer a deformação inerente ao processo de usinagem, logo se rompe totalmente e é impulsionada para fora, fazendo com que a ferramenta tenha de percorrer uma distância em vazio, até encontrar outra porção de cavaco.

Recomenda-se que o ângulo de folga esteja em valores superiores a 5° , pois abaixo deste valor aumenta-se o atrito entre a ferramenta e peça, com conseqüente aumento da pressão específica de corte e redução da vida da ferramenta. Também este valor para o ângulo não deve ser muito superior a 5° , o que provoca diminuição do ângulo de cunha da ferramenta, extremamente prejudicial para usinagem de ferros fundidos, uma vez que a ferramenta fica frágil e pouco resistente aos choques ocorridos neste tipo de usinagem (DINIZ et al. 2006)

Ainda segundo Diniz et al. (2006) o ângulo de posição (χ_r) igual a 90° normalmente só é utilizado quando é necessário fresar um encaixe com este ângulo. Salvo esta exceção, recomenda-

se usar uma fresa com ângulo de posição menor, já que uma fresa com $\chi_r=90^\circ$ causa:

- Dificuldade de saída dos cavacos;
- Grande força radial em relação à pequena força axial, o que resulta em um esforço desfavorável ao eixo-árvore da fresadora, significando maior tendência às vibrações. O eixo árvore de uma fresadora tem maior rigidez no sentido axial;
- As pontas das arestas cortantes são mais frágeis do que as pontas com ângulos de posição menores, pois o ângulo de ponta da fresa com $\chi_r = 90^\circ$ tem de ser menor que 90° , a fim de evitar atrito excessivo da aresta secundária com a peça.

Os ângulos de posição usuais em fresas de facear são de 75° , 60° e 45° , sendo que, quanto menor for o ângulo de posição, menor espessura de corte terá o cavaco, distribuído sobre um comprimento maior da aresta de corte, ou seja, a aresta suportará uma carga menor, pois a mesma força será feita para um comprimento maior. Porém a profundidade de usinagem que a pastilha consegue cortar será menor quando se diminui este ângulo, já que o comprimento de contato da aresta com a peça é inversamente proporcional ao seno do ângulo de posição. Além disso, também há o aumento da pressão específica de corte quando se diminui o citado ângulo, porque a espessura de corte é menor, fazendo com que a força de corte seja maior para os mesmos valores de avanço por dente e profundidade de usinagem.

Quanto às fresas frontais de facear, as geometrias podem ser as seguintes: duplo negativa; duplo positiva e positivo negativa. (SANDVIK, 1994)

Ainda segundo SANDVIK (1989, apud CALDEIRANI, 1998) na geometria duplo-negativa, os ângulos radial e axial são negativos (figura 2.2.2a). Nestas fresas as pastilhas podem ser utilizadas dos dois lados, o que significa uma boa economia e também arestas mais reforçadas. Acontece uma grande deformação do cavaco e, com isto, elevação dos esforços de corte. No corte de materiais que formam cavacos longos, se a geometria duplo-negativa for usada, podem aparecer dificuldades com a eliminação dos cavacos que se enrolam em forma de espirais dentro do bolsão de armazenamento de cavacos. Deve ser usada em condições de trabalho em que se receia a quebra da aresta cortante e no fresamento de materiais com cavaco de ruptura, como é o caso do ferro fundido cinzento, material de estudo deste trabalho, já que, no corte deste material a influência do ângulo de saída na pressão de corte não é tão acentuada quanto ao corte de materiais que formam cavacos longos.

A geometria da fresa duplo-positiva tem ângulos de saída e de inclinação positivos (Figura 2.22b). Neste caso as pastilhas só podem ser utilizadas de um lado. São indicadas na usinagem de materiais dúcteis e/ou sujeitos a encruamento, ou quando a fresadora tem baixa potência, ou quando máquina e/ou peça têm pouca rigidez. Isto se deve ao fato do cavaco formado ser mais fino e ter menor contato com a superfície de saída da ferramenta, o que facilita seu escoamento e a sua eliminação, exigindo menores esforços de corte do sistema.

A geometria positivo-negativa, ocorre quando o ângulo de saída é negativo e o ângulo de inclinação é positivo (figura 2.22c) e são recomendadas para desbastes pesados, de materiais dúcteis (cavacos longos) devido ao fato de que esta combinação de ângulos gera cavacos helicoidais que se levantam dos bolsões de armazenamento, evitando o entupimento dos mesmos.

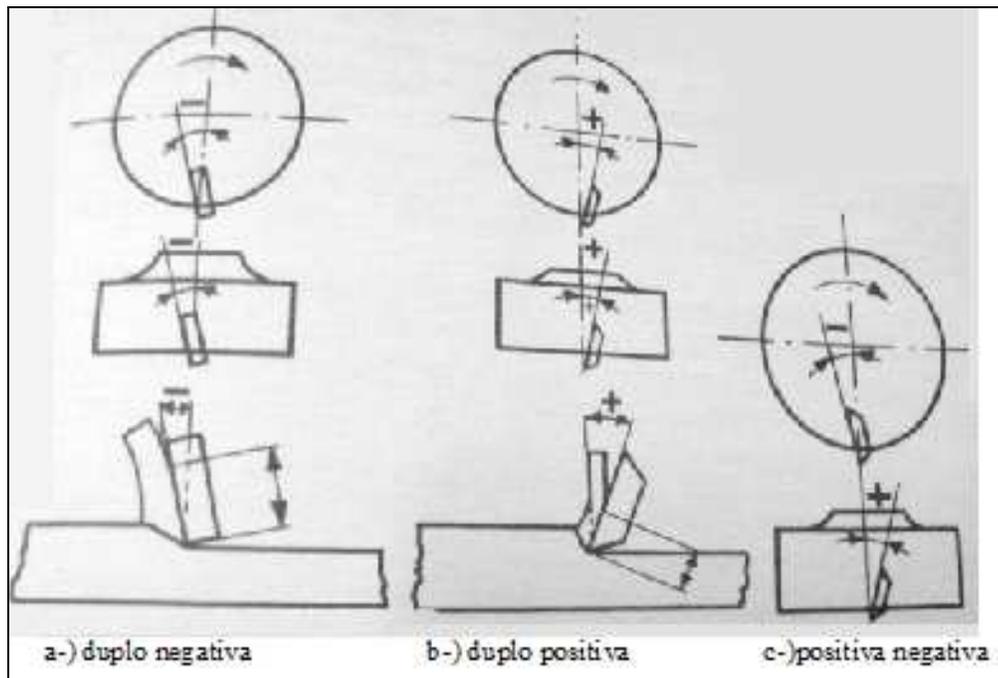


Figura 2. 22 – Geometria das fresas frontais com pastilhas intercambiáveis (DINIZ et al., 2006)

2.6.3 – Fresamento frontal e posicionamento relativo fresa-peça

O fresamento frontal é a operação de corte, na qual os dentes ativos (arestas cortantes) estão na superfície frontal da ferramenta, sendo o eixo da fresa neste caso, perpendicular à superfície gerada. O fresamento frontal pode ser executado com fresas de topo, com haste ou com fresas de facear. (SHAW, 1986 apud CALDEIRANI, 1998).

Ferraresi (1977) classifica o fresamento frontal em fresamento frontal simétrico, quando o deslocamento do eixo da fresa se faz sobre o eixo da simetria da peça em usinagem e fresamento frontal assimétrico quando o corte se dá sobre o eixo de simetria da peça em usinagem. (Figura 2.23) O fresamento frontal simétrico pode ser dividido em fresamento de rasgo (figura 2.23a) e fresamento simétrico comum (figura 2.23b) e o fresamento assimétrico em fresamento parcial (figura 2.23c) e total (figura 2.23d) da superfície.

O fresamento assimétrico é vantajoso quando o diâmetro da fresa é grande em relação à largura da peça, devido ao fato de que quando isto acontece neste tipo de fresamento, pode-se ter um maior número de dentes simultaneamente no corte, e com isso, minimizar os esforços os esforços de corte, sendo este fresamento mais suave se comparado ao simétrico. Além disso, a direção das forças radiais de corte no corte simétrico (figura 2.24) variará à medida que a aresta de corte penetrar na peça, o que poderá levar a vibrações, e à quebra prematura da aresta. Este problema é minimizado quando se tem mais de um dente simultaneamente no corte. Quando o corte é assimétrico, este fato se caracteriza como mais uma vantagem deste tipo de fresamento, pois a variação da direção da componente radial da força de usinagem é bem menor, tendo menor tendência à vibração.

O corte simétrico tem como vantagem o fato de que o ângulo de contato 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, trincas ou quebras. Essas avarias são comuns no processo de fresamento, em que o choque de ferramenta com peça é freqüente. No caso em que avarias forem o fator determinante do fim de vida da ferramenta, o corte assimétrico com “j” pequeno (figura 2.23c) é mais vantajoso, porque desta

maneira o choque fica minimizado. (DINIZ et al., 2006).

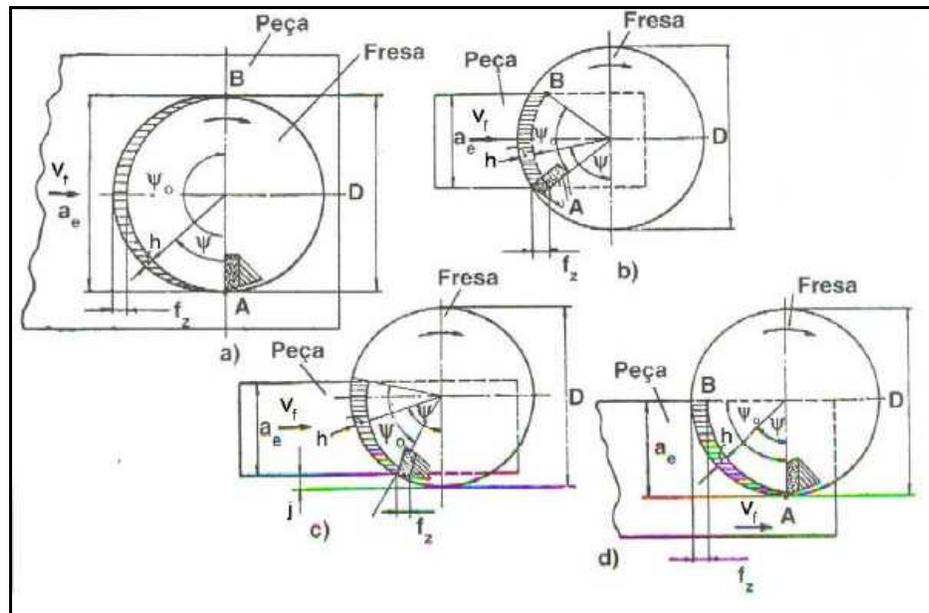


Figura 2. 23 – Fresamento frontal: a) simétrico de rasgo, b) simétrico comum, c) assimétrico com usinagem total de superfície, d) assimétrico com usinagem parcial (Diniz et al.; 2006)

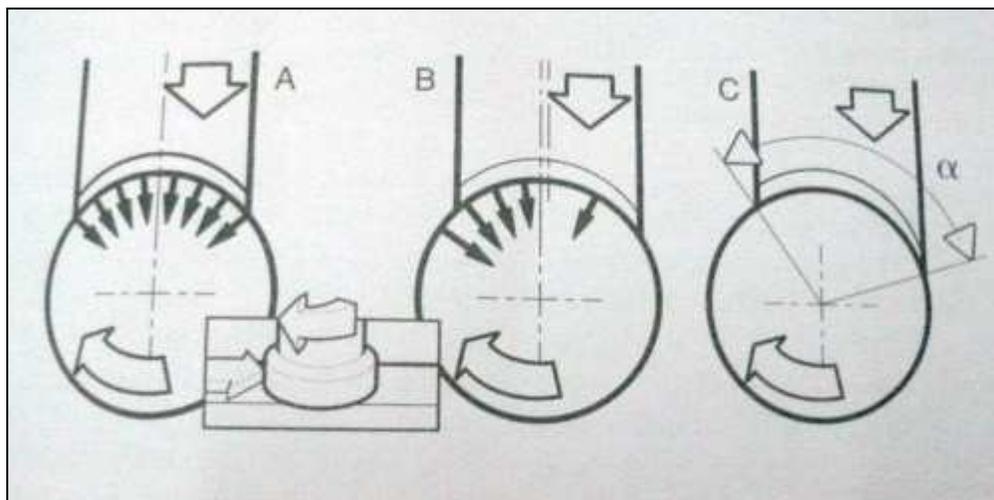


Figura 2. 24 – Direção das forças radiais nos cortes simétrico e assimétrico (DINIZ et al., 2006)

Quanto ao diâmetro da ferramenta, sugere-se que este seja de 20 a 50% maior que a largura da

superfície usinada. Isso deve-se ao fato de que o choque fresa-peça não deve se dar com a espessura h nula ou próximo a este valor, pois se isso ocorrer (e acontece quando a fresa tem diâmetro igual ou pouco maior que a largura da peça), os cavacos formados no início do corte serão muito finos com grande valor de pressão específica de corte. (Diniz et al., 2006).

Caldeirani (1989) realizou diversos ensaios com fresa frontal de facear com pastilhas intercambiáveis de metal duro recoberto ISO P25 no corte de aço 1045. Nestes ensaios o autor variou 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 (com o maior valor de “ 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.

O tempo de choque (tempo gasto entre o primeiro contato e contato completo da mesma pastilha com a secção de cavaco) deve ser o maior possível. Para minimizar o impacto aresta-peça, toma-se como referência nas fresas frontais a distância de ajustagem “ j ” mínima da ordem de 5% do diâmetro da fresa. O posicionamento da fresa pode ser visto na figura 2.25.

Cada vez que uma pastilha entra no corte, ela fica sujeita a maiores ou menores impactos, dependendo do material, seção transversal e também do tipo de corte. Quando o centro da fresa fica posicionado fora da peça de trabalho (figura 2.25a), durante a usinagem tem-se um contato mais desfavorável entre a aresta e o material do que quando o centro da fresa fica posicionado sobre a peça (2.25b).

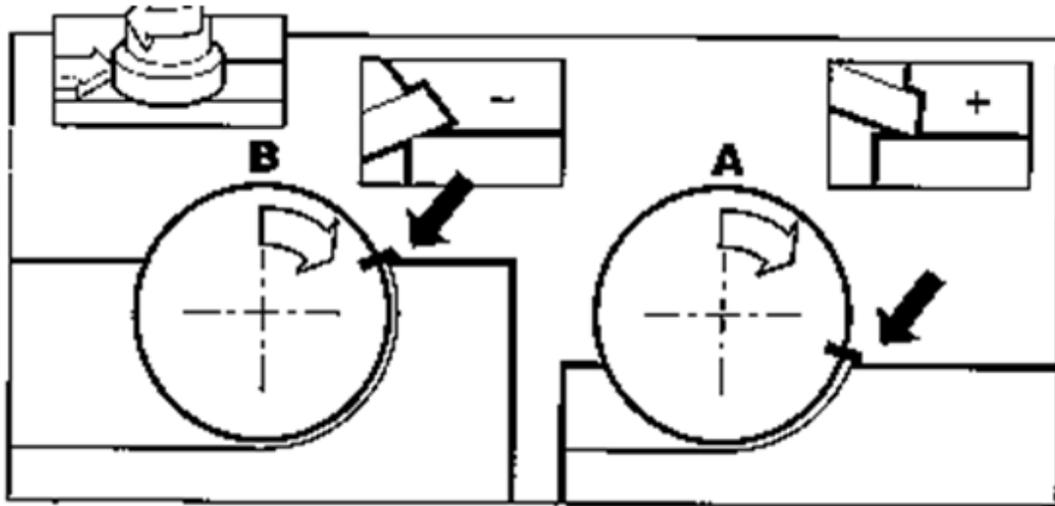


Figura 2. 25 – Posicionamento da aresta de corte no momento do choque com a peça (DINIZ, 2006)

Se o centro da fresa está dentro da peça (figura 2.25b) o contato inicial é mais distante da aresta de corte, onde existe um melhor suporte. O ângulo de entrada é negativo e o corte inicia mais favoravelmente. Considerando o caso do faceamento com o centro da fresa fora da peça (figura 2.25a), a ferramenta inicia o corte desfavoravelmente, ou seja, mais susceptível à quebra. Apenas a extremidade da aresta entrará em contato com a peça, o ângulo de entrada será positivo, e a ferramenta fica susceptível à quebra. (CALDEIRANI, 1998)

Na figura 2.26, estão representados com as letras STUV, os quatro vértices da seção de cavaco no início do corte. Para que a solicitação por choque da pastilha seja pequena, é necessário que a pastilha toque o material primeiramente no ponto U, onde a área para resistir ao choque é maior. Torna-se muito prejudicial à ferramenta se o choque inicial ocorrer na extremidade S.

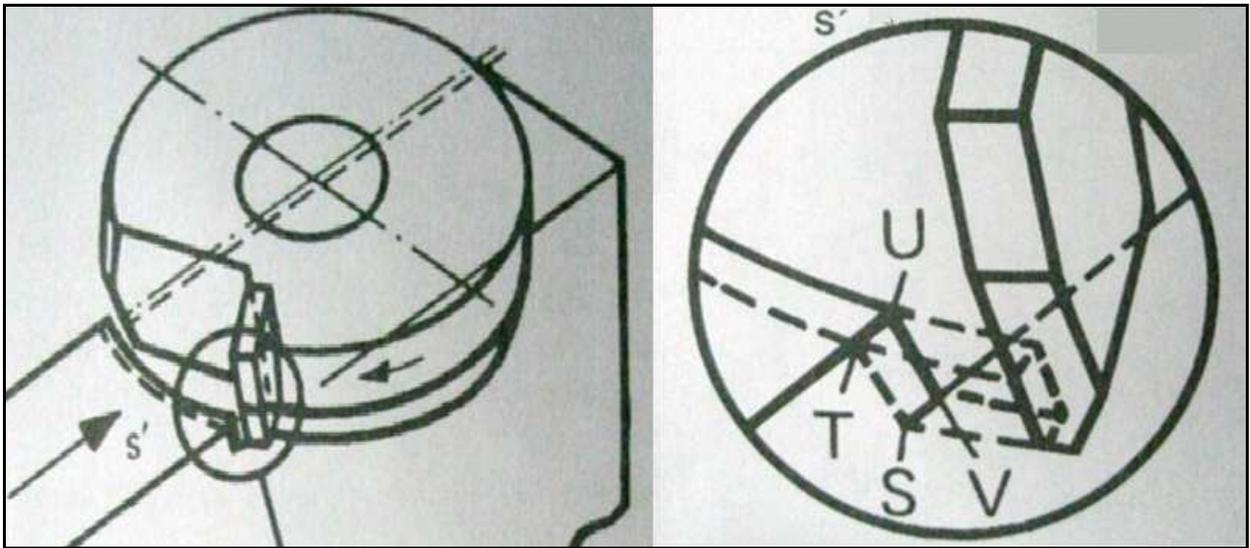


Figura 2. 26 – Representação esquemática da posição de ataque da pastilha de metal duro (DINIZ et al., 2006)

Nas fresas frontais com pastilhas de metal duro, devido à sensibilidade dos choques, é necessário que se estude a posição em que a pastilha vai tocar no material quando ela entrar no corte em rotação. Tal posição de ataque vai depender dos ângulos da ferramenta e da posição relativa da fresa com a peça.

3 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

3.1 Introdução

Este capítulo aborda o equipamento, ferramentas, materiais, bem como o procedimento experimental utilizados. Todo o material utilizado nos corpos de prova dos ensaios de fresamento foi adquirido junto ao SENAI, Centro Tecnológico de Fundição (CETEF) “Marcelino Corradi” de Itaúna em Minas Gerais e a etapa experimental foi realizada no laboratório de Usinagem da Faculdade de Engenharia Mecânica da Unicamp.

3.2 Materiais

O CETEF, mencionado anteriormente, desenvolveu o material em seu laboratório, com a devida cautela de se obter duas diferentes concentrações perlítica/ferrítica sem distorcer a os parâmetros da classe GG-25, ou seja, resistência a tração dentro dos limites já vistos e grafita em forma lamelar.

3.2.1 – Dimensões

Foram fundidas 30 barras com dimensões de 50 x 30 x 250mm as quais foram divididas em 02 lotes: um com maior concentração perlítica (chamado neste trabalho de “lote 1”) e outro com menor concentração (designado “lote 2”). A utilização deste tipo e forma de material visa simular a usinagem de barramento de máquinas e também proporcionar rígida fixação na máquina para que outros fatores não influenciassem o experimento, como por exemplo, vibração.

Na figura 3.1, são observadas as barras, logo após a fundição, e na figura 3.2, uma preparada para os ensaios.



Figura 3. 1 – Barras fundidas utilizadas no ensaio, logo após a fundição



Figura 3. 2 – Barra de ferro preparada para o ensaio, nas dimensões 250 x 50 x 30mm

3.2.2 – Estrutura e propriedades

A obtenção dos ferros fundidos foi norteada pela norma DIN, que para a espessura de 30mm considera como GG25 materiais com resistência à tração situada entre 195 e 240 MPa e com dureza correspondente entre 160 e 235HB.

Os lotes tiveram suas concentrações ferrítica/perlítica diferentes, sem haver distanciamento da classe GG-25, conforme mostra a tabela 3.1.

Tabela 3. 1 – Características dos lotes de fundição com diferentes concentrações perlíticas

Lote / Dados	Lote 1	Lote 02
Composição Química	C: 2,94% Si: 1,76% P: 0,076%	Mn: 0,88% S:0,157%
Tração (MPa)	240,3	212,90
Dureza (HB)	217	156
Matriz Metálica	100% perlítica	50% perlítica 50% ferrítica
Ciclo de tratamento Térmico	Bruto de fusão	Aquecimento a 740°C por 15 minutos e resfriamento no forno

O lote 1, também denominado neste trabalho com perlítico, apresentou grafita na morfologia tipo VII, com distribuição tipo “A” predominante e tipos “D” e “E” em menor proporção. O tamanho de grão predominante foi de 4 a 6, havendo tamanho 3 e 7 em menor proporção e 8 em rara proporção. A microestrutura mostra a presença de inclusões típicas de sulfetos, porosidades típicas de microrrechupes, raros traços de carboneto e menos de 3% de cristais de eutético fosforoso dispersos na seção. As figura 3.3 e 3.4 ilustram as microestruturas dos corpos de prova deste lote.

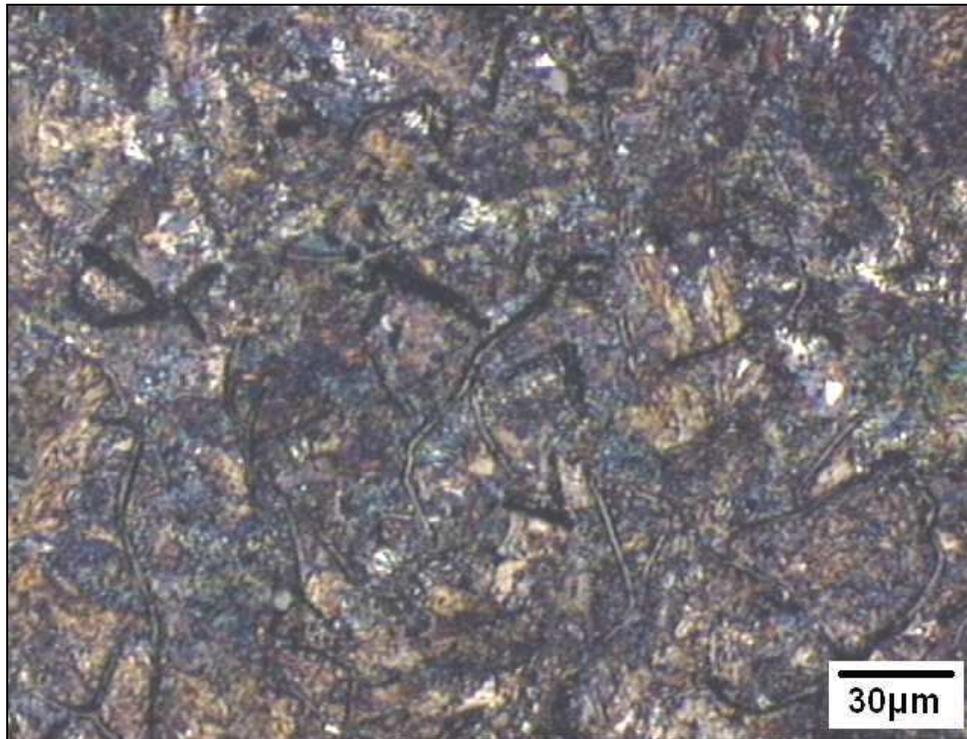


Figura 3. 3 – Matriz bruta de fusão. Aumento 333x, ataque nital 4%.

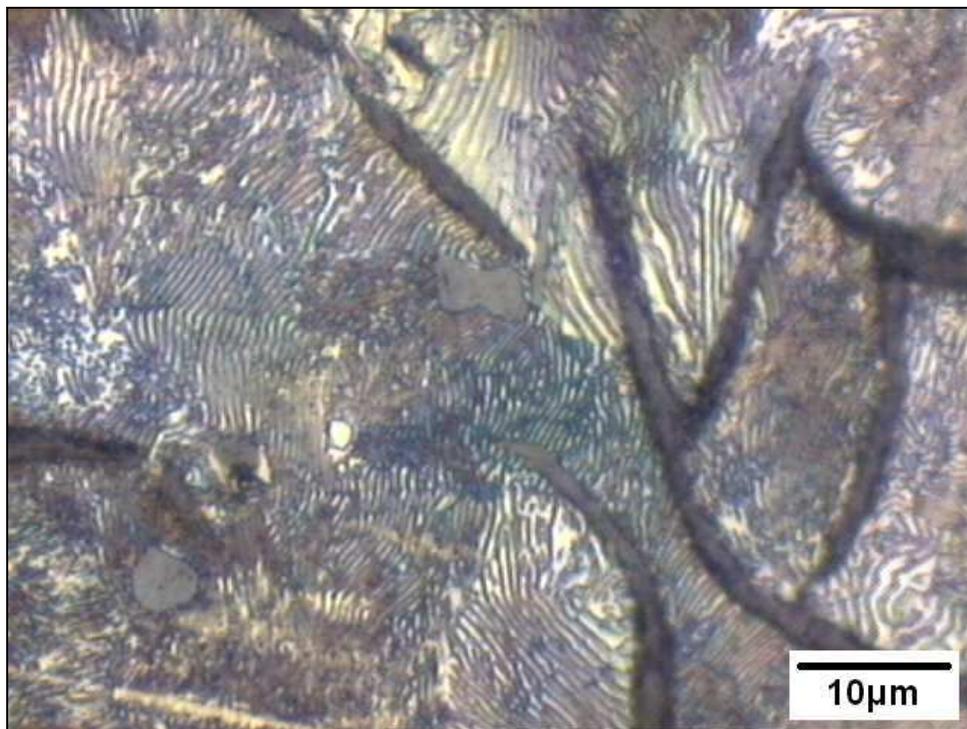


Figura 3. 4 – Matriz bruta de fusão. Aumento 1000x, ataque nital 4%.

O lote 2, também denominado como 50% perlítico ou ferrítico, contém grafita na morfologia tipo VII, com distribuição tipo “A” predominante e tipo “D” e “E” em menor proporção e “B” em rara proporção. O tamanho de grão predominante foi de 4 a 6, havendo tamanho 7 em menor proporção; 3 e 8 em rara proporção. A microestrutura mostra a presença de inclusões típicas de sulfetos, porosidades típicas de microrrechupes, raros traços de carbonetos e presença de menos de 3% cristais de eutético fosforoso dispersos na seção. As figuras 3.5 e 3.6 mostram as microestruturas dos corpos de prova deste lote.



Figura 3. 5 – Matriz com 50% de perlita. Aumento 333x, ataque nital 4%.

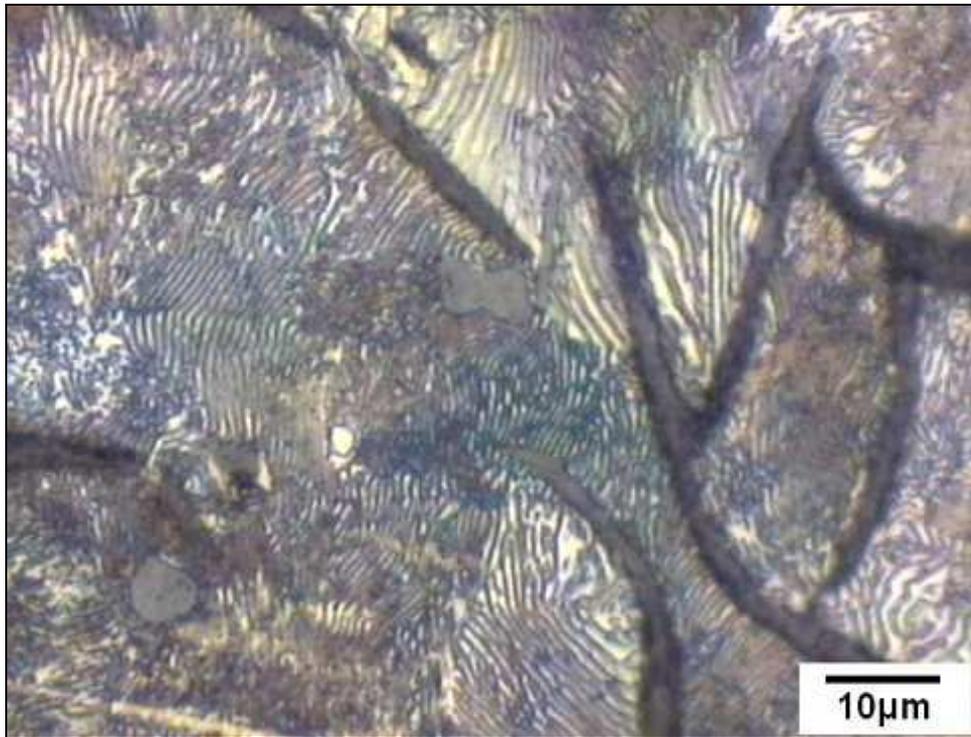


Figura 3. 6 – Matriz com 50% de perlita. Aumento 1000x, ataque nital 4%.

3.3 – Equipamento

3.3.1 – Máquina

A máquina utilizada para os ensaios foi o centro de usinagem vertical Romi, modelo Polaris, com 7,5 Cv de potência, 4000 RPM. O comando numérico da máquina é o Romi Mach 8 e os programas de usinagem foram os mesmos para os dois lotes, só se alterando os dados de corte para obter o ensaio em duas velocidades diferentes. A figura 3.7 mostra a fixação da peça na morsa e desta na máquina.



Figura 3. 7 – Fixação da barra na morsa para usinagem

3.3.2 – Microscópios

Os desgastes de ferramentas foram medidos por microscópio ótico modelo Quimis Q714ZT2, conectado a uma câmera fotográfica modelo Motic de 1,3 mega pixels com capacidade de ampliação de 80x (figura 3.8). Associado ao conjunto, foi utilizado um software de aquisição e tratamento de imagens da mesma marca.

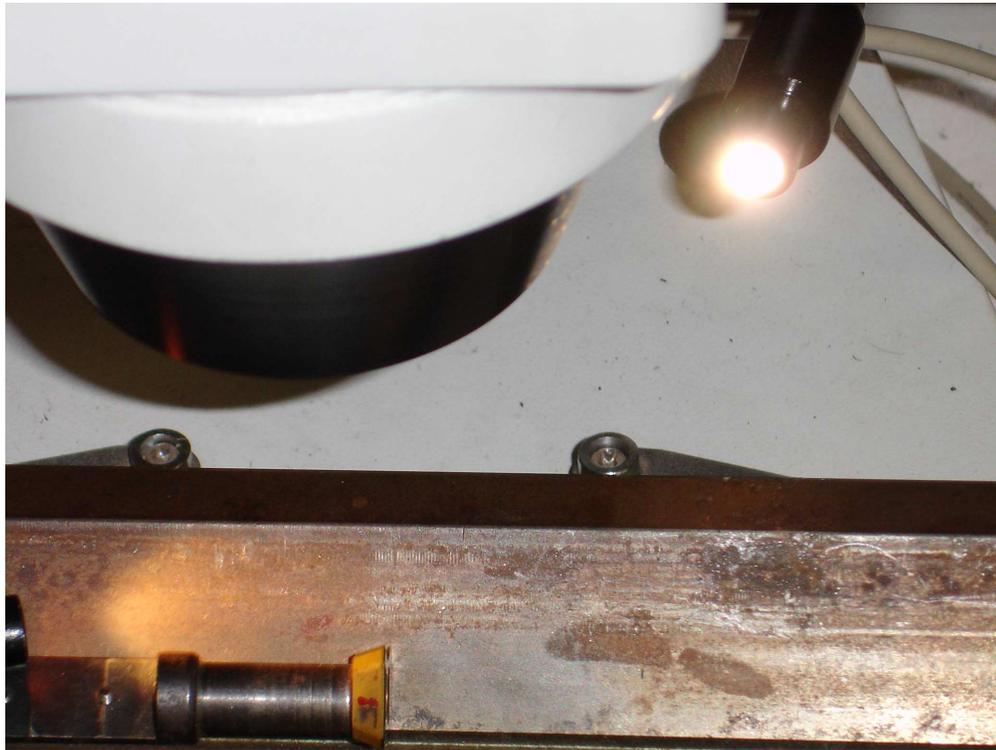


Figura 3. 8 – Pastilha apoiada em suporte para análise no microscópio

Para análise dos mecanismos de desgaste das ferramentas, como também da análise qualitativa dos elementos químicos encontrados nas mesmas, foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura. As pastilhas de cerâmica, após limpeza receberam recobrimento de ouro para aumentar a condução elétrica da amostra e, assim, possibilitar a análise do microscópio eletrônico.

Todos os insertos utilizados nos ensaios foram submetidos à análise pela microscopia eletrônica de varredura e por micro-sonda (EDS), cujo volume do feixe de elétron mede $1\mu\text{m}^3$.

3.3.3- Ferramentas

Com o objetivo de neutralizar ou pelo menos reduzir as diversas diferenças existentes entre os insertos de metal duro e cerâmica, foi utilizado o mesmo suporte de fresamento, número R245-

032A32-12M, para ambas as ferramentas, cujas características dimensionais são identificadas figura 3.9.

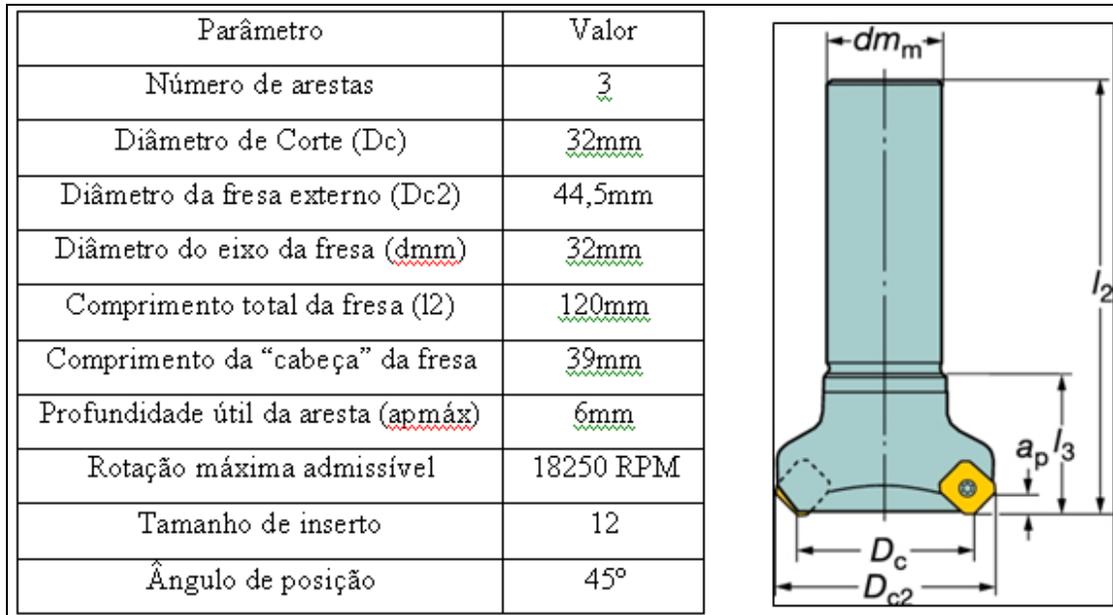


Figura 3. 9 – Características e desenho de fresa R245-032A32-12M (Catálogo SANDVIK online, 2010)

O inserto de metal duro utilizado foi o Sandvik R245-12 T3 M-KL 3220, que tem cobertura MTCVD (cobertura por deposição química sob temperatura média) tripla com TiCN + Al₂O₃ + TiN. Suas dimensões são verificadas na figura 3.13.

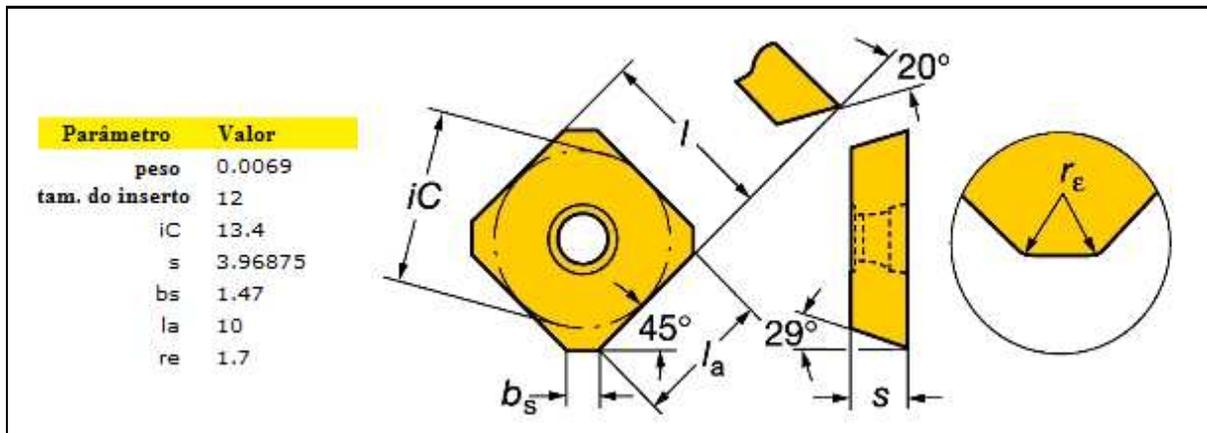


Figura 3. 10 – Características e desenho de inserto de metal duro R245-12 T3 M-KL 3220 (Catálogo SANDVIK online, 2010)

A pastilha de cerâmica utilizada foi a do tipo Sialon, sem cobertura da Sandvik cujo código é R245-12 T3 E1 6090 e suas dimensões são demonstradas na figura 3.14.

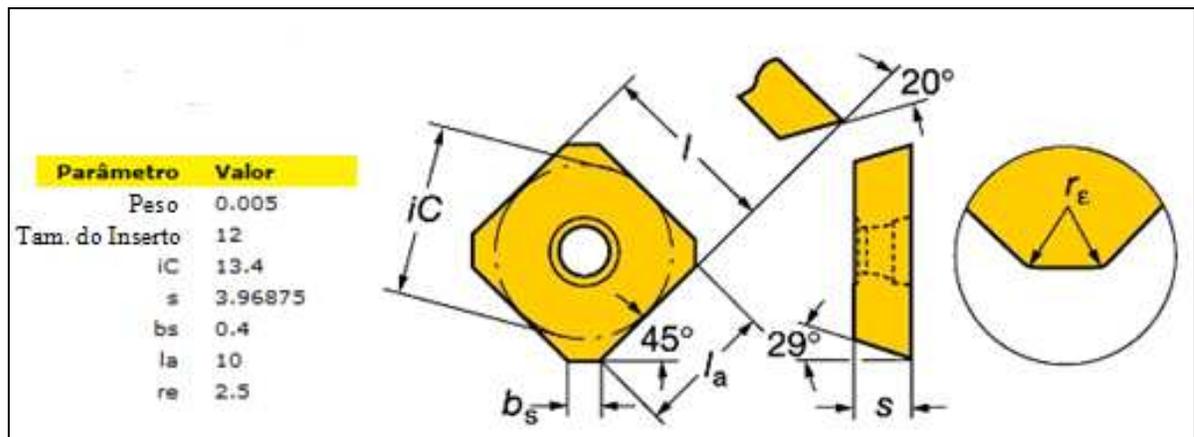


Figura 3. 11 – Características e desenho de inserto de cerâmica R245-12 T3 E1 6090 (Catálogo SANDVIK online, 2010)

3.3.4 – Análise dos Esforços de Corte

Para analisar esforços de corte, foram obtidas as forças nos três eixos (X, Y e Z). Para esta

finalidade foi fixado dinamômetro de sinais modelo Kistler na máquina. Este é acoplado a um condicionador de sinais Kistler 5019B e a um computador, que garante a coleta de dados, mediante Software Lab view 8.5 e mediante placa de aquisição A/D National Instruments PCI-6025E. (Figura 3.15 e 3.16).

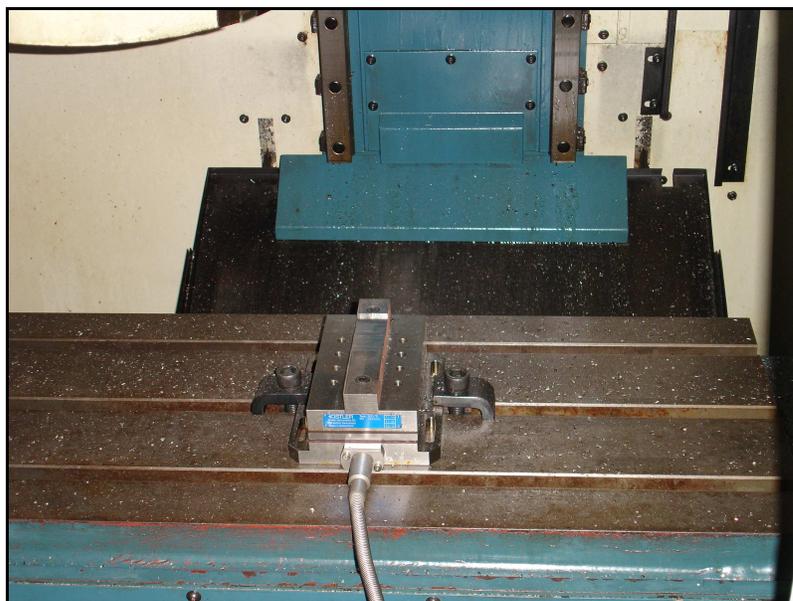


Figura 3. 12 – Montagem da peça no dispositivo e deste na base da máquina.



Figura 3. 13– Acoplamento montado na máquina para análise das forças
Foi utilizada taxa de aquisição de 2000 Hz e o condicionador de sinais foi utilizado com um

filtro passa-baixa de 1 kHz, e como um amplificador, cuja taxa de conversão foi ajustada para 400 N/V.

3.4 – Procedimento Experimental

No presente trabalho foram realizadas operações de acabamento, e como elemento determinante do fim de vida de ferramenta adotou-se o desgaste de flanco limite (VB) de 0,2mm. Em outras palavras, durante um ensaio o desgaste da ferramenta era medido frequentemente e, quando o desgaste de flanco atingia o valor limite em um dos insertos, a ferramenta era considerada em fim de vida e o ensaio era encerrado. A rugosidade era medida a cada 5 passes, não sendo estas medições determinantes para o fim de vida da ferramenta. Algumas condições foram mantidas constantes, como a profundidade de usinagem estabelecida em 1mm, avanço de 0,12mm por dente e o posicionamento simétrico da fresa em relação à peça, sendo portanto um fresamento frontal, com alternâncias simultâneas de movimentos concordantes-discordantes.

3.4.1 – Ensaio com o Metal duro

Para estes ensaios primeiramente foram adotadas condições de corte sugeridas em catálogo para acabamento, ou seja, velocidade de corte de 321m/min, sendo utilizada a rotação de 3300 RPM e avanço por dente de 0,12mm. A cada 05 passes eram feitas as medições dos desgastes e da rugosidade em três pontos das superfícies usinadas.

Em um segundo momento, foram efetuados novos ensaios, modificando-se desta vez a rotação para 4000 RPM e, conseqüentemente, a velocidade de corte para valor em torno de 390m/min, mantendo-se os demais dados constantes.

Para os dois lotes de ferros fundidos com diferentes concentrações de microestruturas perlíticas/ferríticas foram mantidas as mesmas condições de cortes e mesmos procedimentos de

ensaio. Foi realizada uma réplica para cada ensaio, para confirmação de resultados.

3.4.2 – Ensaio com a Cerâmica

Para esta ferramenta, inicialmente, pensou-se em utilizar as condições de corte sugeridas em catálogo para acabamento. Porém, como a máquina não possui rotação para atingir a velocidade de corte sugerida pelo fabricante, a velocidade de corte usada foi 389m/min, sendo utilizada a rotação de 4000 RPM (máxima possível) e avanço por dente de 0,12mm. A cada 05 passes, aproximadamente, eram feitas as medições dos desgastes e da rugosidade em três pontos das superfícies usinadas.

Também de forma análoga aos ensaios praticados com o metal duro, escolheu-se a rotação de 3300 RPM e velocidade de corte em torno de 321m/min em um segundo momento, mantendo-se os demais dados constantes. Desta forma, pôde-se comparar as ferramentas utilizadas nestes testes ao manter-se iguais as velocidades de corte utilizadas.

Tal qual o ensaio com a ferramenta de metal duro, foram mantidas as mesmas condições de corte para as duas concentrações perlítica/ferrítica de ferros fundidos com diferentes microestruturas e mesmo procedimento de ensaio. Foi realizada uma réplica para cada ensaio, para confirmação de resultados.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Introdução

Este capítulo aborda os resultados dos ensaios em operações de fresamento em acabamento para as ferramentas de metal duro e de cerâmica em dois lotes de ferro fundido GG-25, cada qual com diferente concentração ferrítica/perlítica. Para todos os testes realizados foram utilizadas duas velocidades de corte diferentes.

Em um primeiro momento foi analisada a influência de cada tipo de material e velocidades de corte no desgaste e vida das duas ferramentas testadas. Em segundo momento foi verificada a influência destas variáveis na rugosidade de cada superfície usinada. Também foi medido o impacto dos desgastes das ferramentas no consumo de potência de usinagem para cada tipo de material.

4.2 Análise dos Mecanismos de Desgaste

4.2.1 – Ferro fundido lote 1 (100% perlítico)

4.2.1.1 - Resultado com o metal duro

Conforme mostra figura 4.1, para velocidade de corte de aproximadamente 321m/min, depois de removidos 225 cm³ de cavacos, foi determinado o fim da vida da ferramenta, quando foi atingido desgaste de flanco (VB) de 0,2mm, parâmetro definido como limite para o ensaio.

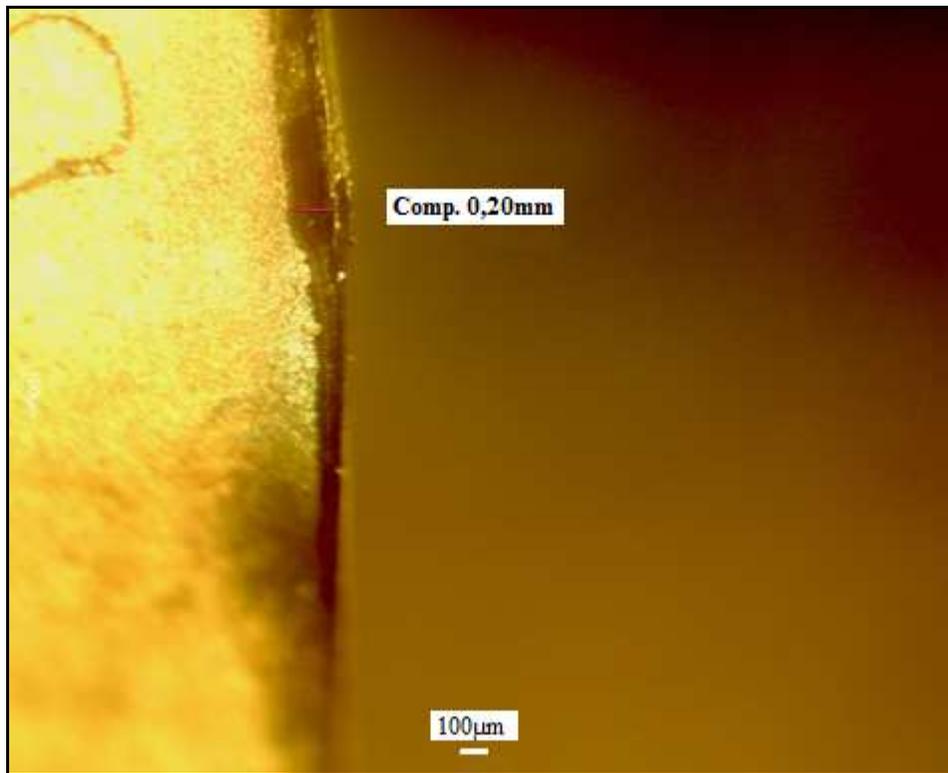


Figura 4. 1 – Desgaste de flanco de pastilha de metal duro a partir do microscópio óptico, na usinagem do lote perlítico (lote 1) com velocidade de corte de 321m/min e avanço de 0,12 mm por dente.

A figura 4.2 mostra vista da região desgastada da superfície de folga da ferramenta de metal duro, obtida por este método, utilizada na usinagem do ferro fundido perlítico (lote 1).

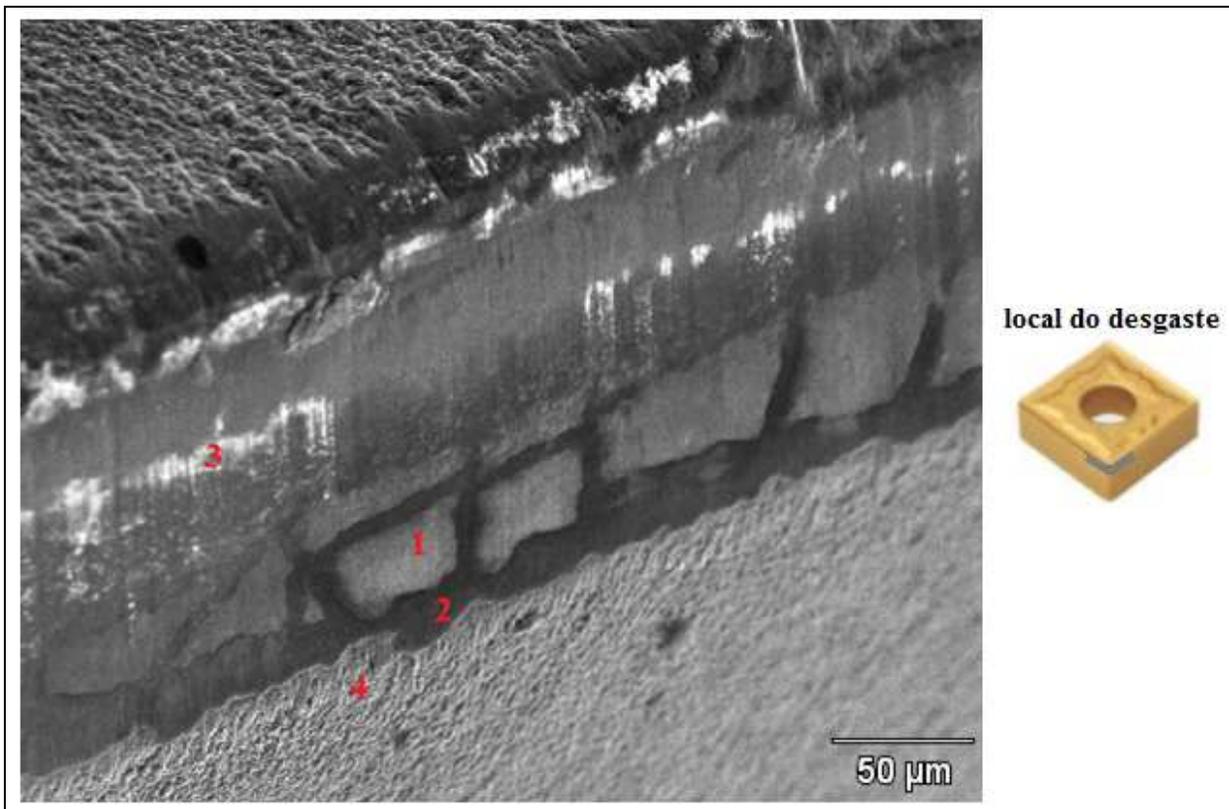


Figura 4. 2 – Detalhe de desgaste de pastilha de metal duro na usinagem do material perlítico, com $v_c=321\text{m/min}$ – Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (25.0Kv)

É possível observar mediante detalhe da região de desgaste do inserto (figura 4.2) e pela análise semi-quantitativa dos elementos químicos presentes (figura 4.3), a existência da alumina nos pontos 1 e 2 que evidencia o atingimento da segunda camada de cobertura da ferramenta, ou, em outras palavras o desgaste da camada da cobertura de Nitreto de Titânio (TiN), mais superficial. No ponto 2 observa-se presença de ferro em poucas quantidades junto a elementos da cobertura da ferramenta e no ponto 3 só se observa elementos constituintes da ferramenta, o que determina que o desgaste tem pequena profundidade. Observa-se também a presença nítida de trincas térmicas, perpendiculares à aresta da ferramenta, devendo ser este o mecanismo causador do desgaste da ferramenta neste ensaio. O ponto 4 já está fora da região desgastada e, portanto, apresenta quase que somente elementos da camada de cobertura (titânio principalmente)

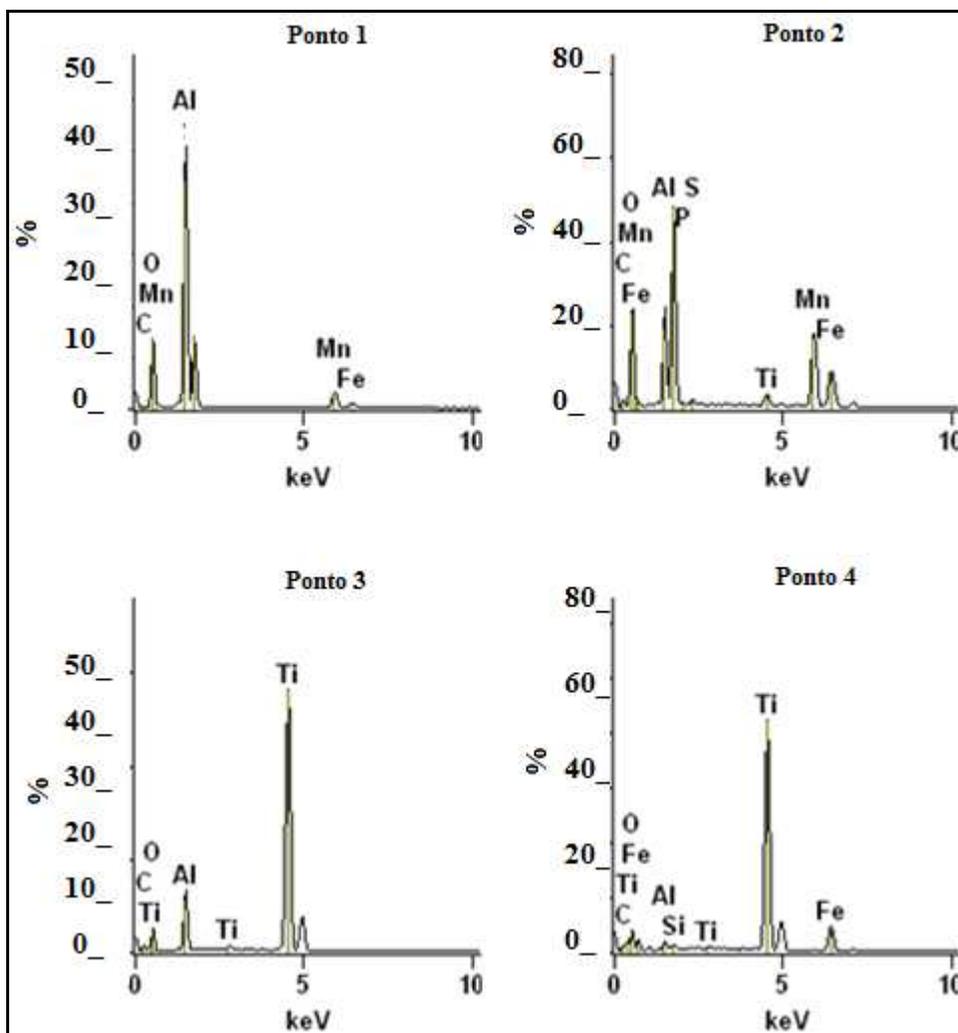


Figura 4. 3 – Elementos químicos encontrados nas pastilhas de metal duro a velocidade de corte 321m/min(25.0Kv)

Ao se analisar a ferramenta de metal duro que usinou mesmo tipo de material com velocidade de 390m/min, o fim da vida da ferramenta foi alcançado, pelos mesmos critérios, com menor volume de cavaco removido, ou seja, após a remoção de 150 cm³ de cavaco, sendo esta a pior usinabilidade entre todos os testes realizados. A figura 4.4 mostra a foto do inserto que mais se desgastou e com isso, determinou o fim da vida da ferramenta:



Figura 4. 4 – Detalhe de desgaste de flanco de inserto de metal duro utilizado na usinagem do material perlítico sob velocidade de corte de 390 m/min e avanço de 0,12mm por dente.

A figura 4.5 evidencia a foto do inserto obtida por microscópio de varredura eletrônica, vista de um lado de forma mais ampliada e de outro de forma a identificar os pontos onde foi realizada a análise química por energia dispersiva (EDS).

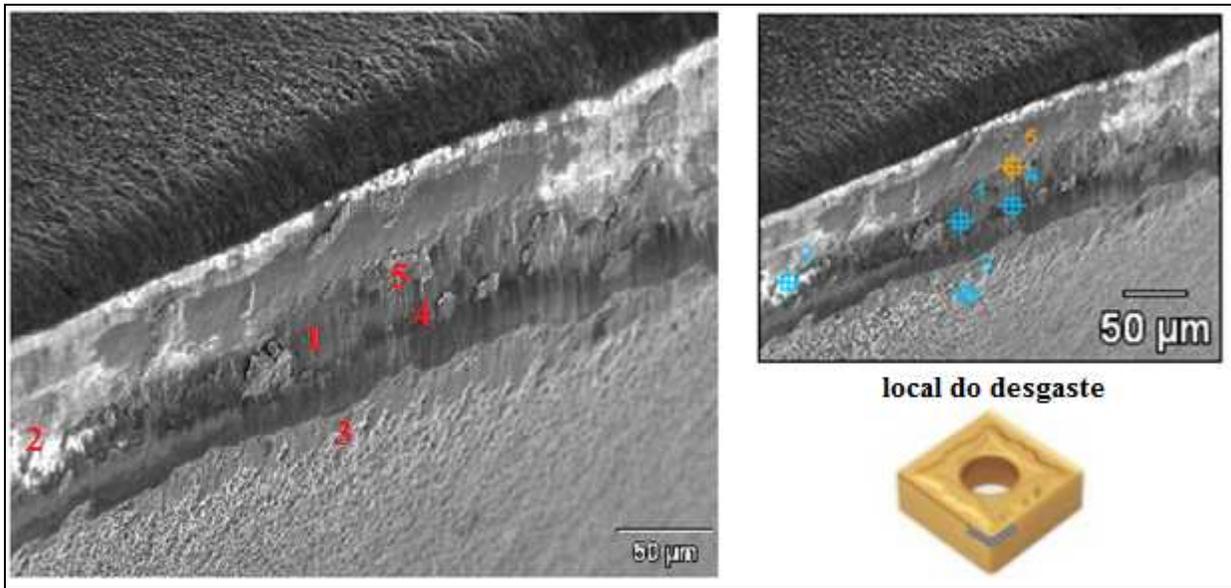


Figura 4.5 – Detalhe de desgaste de pastilha de metal duro na usinagem do lote 1, com $v_c=390\text{m/min}$ – Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (25.0Kv) e pontos de análise química por energia dispersiva (EDS)

Pela análise da figura 4.5 em conjunto com a figura 4.6 (resultado da análise EDS feita nos pontos mostrados na figura 4.5), observa-se no ponto 1, forte presença do elemento químico ferro, e no ponto 3 nota-se a presença deste elemento de forma menos intensa, que demonstra pouca profundidade da camada aderida. Mesmo com velocidade de corte mais alta que o ensaio anterior, não se observou trincas térmicas, pois o fim de vida de ferramenta com desgaste de flanco de 0,2mm pode ter ocorrido em função de menores variações de temperaturas na aresta de corte. Nos pontos 1, 4 e 5 da ferramenta, é observado superfície lisa que, junto com a presença do ferro, sugerem que o principal mecanismo causador do desgaste da ferramenta tenha sido a difusão, incentivada pela maior temperatura ocorrida neste ensaio. Nos pontos 2 e 4, encontra-se a presença de alumínio, elemento presente na segunda camada de cobertura de ferramenta, o que mostra que houve desgaste da camada de cobertura mais externa, o nitreto de titânio (TiN). Talvez a difusão tenha sido barrada pela camada de Al_2O_3 , que tem grande estabilidade química. Por isso, em nenhum ponto, o desgaste atingiu o substrato (não se nota a presença de W ou Co em nenhum ponto da região desgastada).

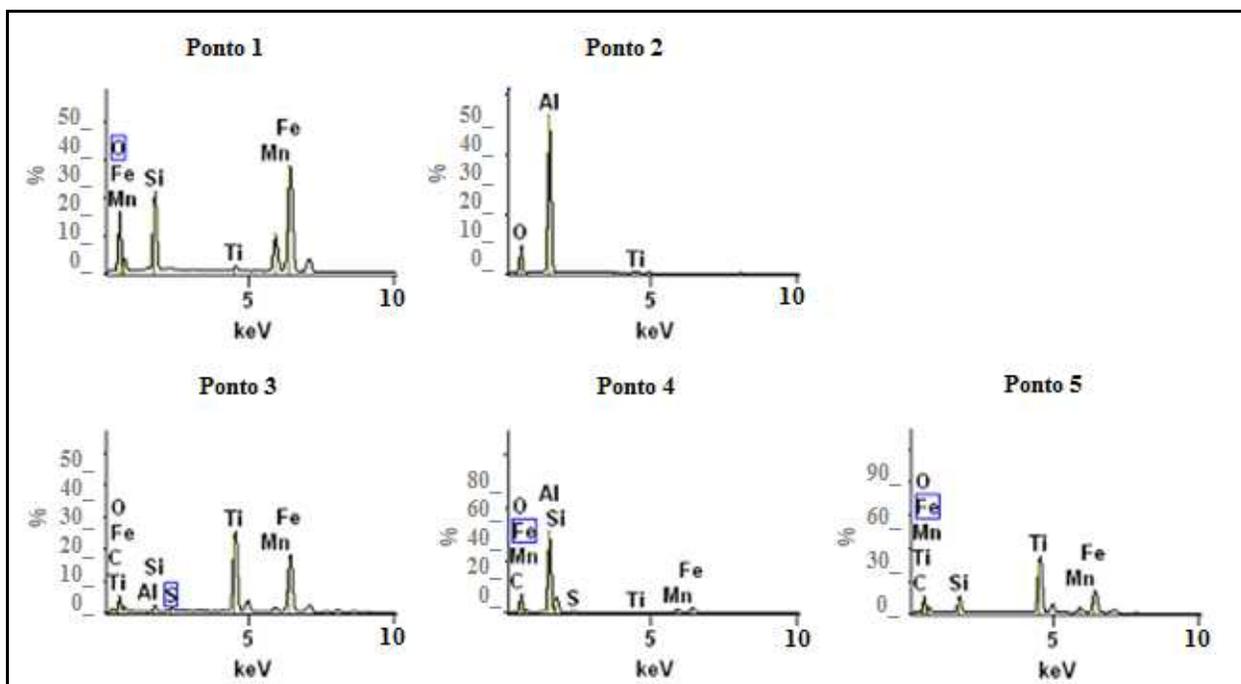


Figura 4. 6 – Elementos químicos encontrados nas pastilhas de metal duro a velocidade de corte 390 m/min(25.0Kv)

4.2.1.2 - Resultado com a cerâmica

Mantidos os mesmos critérios de fim de vida de ferramenta, a ferramenta de cerâmica SIALON, ao usinar o lote perlítico (lote 1) com velocidade de corte de 321m/min, teve seu desgaste limite de 0,2mm atingido após serem removidos 262,50 cm³ de material. O desgaste observado foi também de flanco, não sendo detectadas trincas térmicas ou mecânicas, bem como lascamento ou quebra. A foto da figura 4.7 mostra o inserto desgastado, utilizado como referência para o teste.

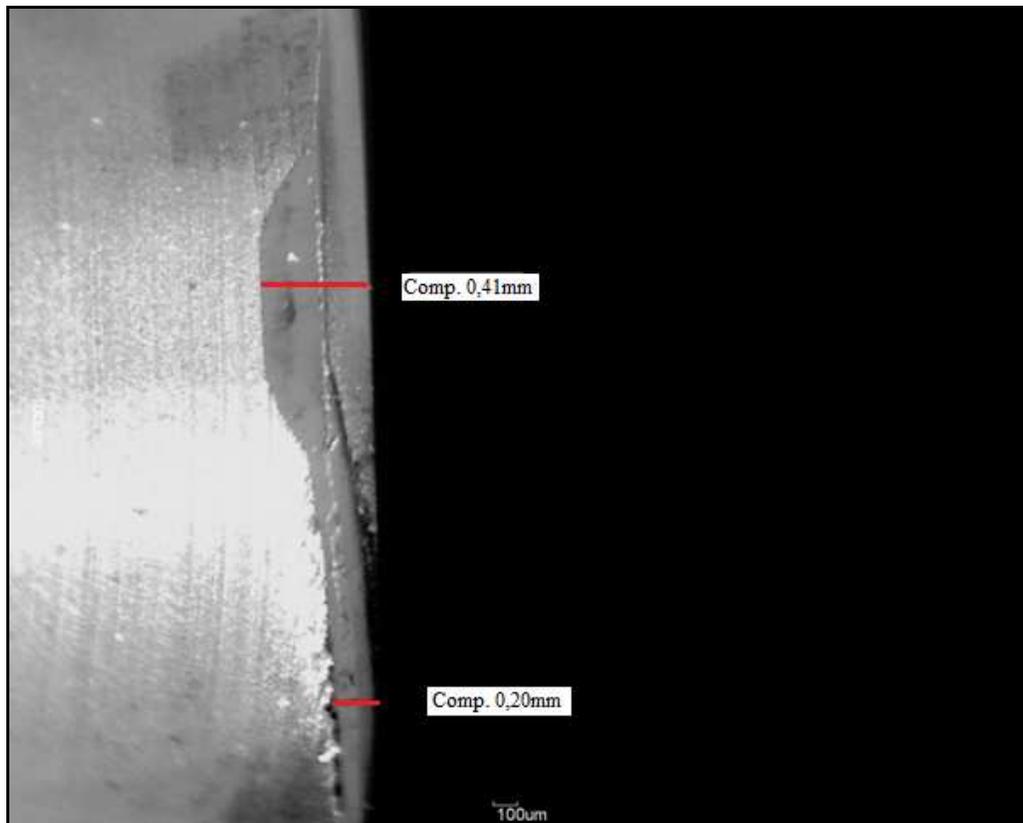


Figura 4.7 – Detalhe de desgaste de flanco de inserto cerâmico utilizado na usinagem do material perlítico sob velocidade de corte de 321 m/min e avanço de 0,12mm por dente.

Comparando-se as figuras 4.8 (foto ampliada em MEV da região desgastada) e 4.9 (resultados da análise EDS nos pontos mostrados na figura 4.8), é possível observar no ponto 2 a presença de ferro, porém em traços não tão relevantes quanto à usinagem de metal duro com velocidade de 390m/min. Outrossim é encontrado também a presença de elementos químicos de Silício (Si) e Alumínio (Al), constituintes próprios da ferramenta em análise.

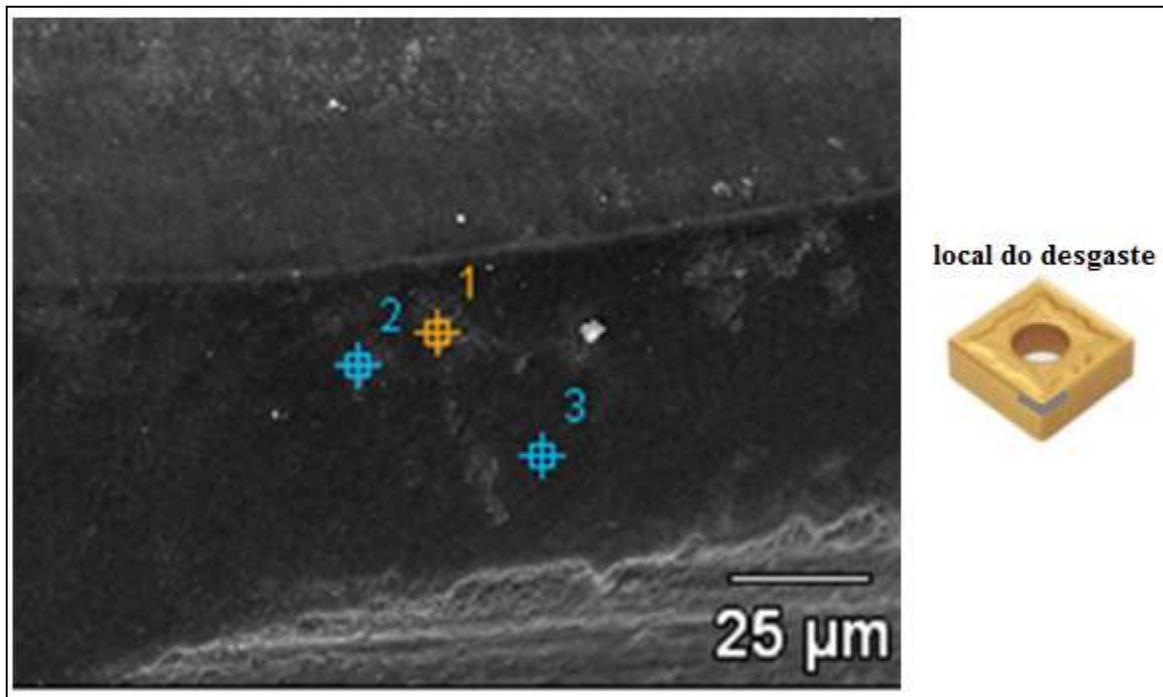


Figura 4. 8 – Detalhe de desgaste de pastilha de cerâmica na usinagem do material perlítico, com $v_c=321\text{m/min}$ – Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (25.0Kv) e pontos de análise química por energia dispersiva (EDS)

Ainda mediante análise da figura 4.8, observa-se que a superfície de desgaste está predominantemente homogênea e aparentemente lisa, e isso sugere que o desgaste foi causado por difusão. A presença de Fe em baixos teores é outro indicativo de ter havido difusão do ferro da peça para a ferramenta. A baixa estabilidade química do nitreto de silício com o ferro, com certeza, incentivou o desgaste difusivo. Interessante citar que, ao contrário do que ocorreu na ferramenta de metal duro quando se utilizou esta mesma velocidade de corte, não ocorreram trincas térmicas na aresta, mesmo depois de um número de ciclos de resfriamento-aquecimento maior que aquele ocorrido no metal duro, já que a vida da ferramenta cerâmica foi maior (figura 4.25). Isto demonstra que este tipo de cerâmica possui resistência ao choque térmico maior que o metal duro.

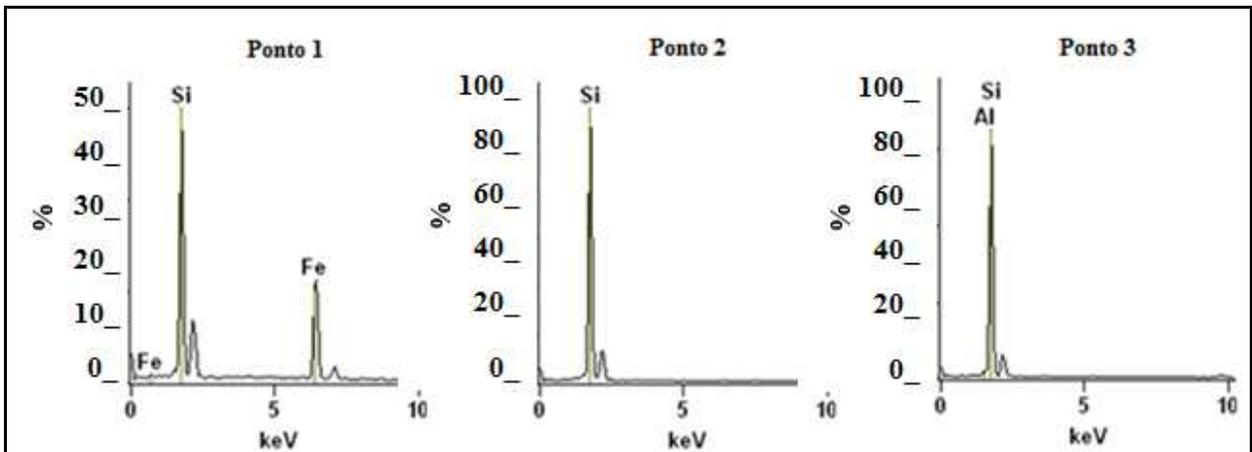


Figura 4. 9 – Elementos químicos encontrados nas pastilhas de cerâmica com velocidade de corte de 321 m/min na usinagem do material perlítico (25.0Kv)

Alterando-se para a velocidade de corte para 390 m/min e mantendo-se as demais condições de corte constantes, o fim de vida da ferramenta de cerâmica foi alcançado após se usinar 225cm^3 de material, e o desgaste observado foi também o de flanco, no seu valor limite de 0,20mm. A figura 4.10 mostra a foto obtida por microscópio.

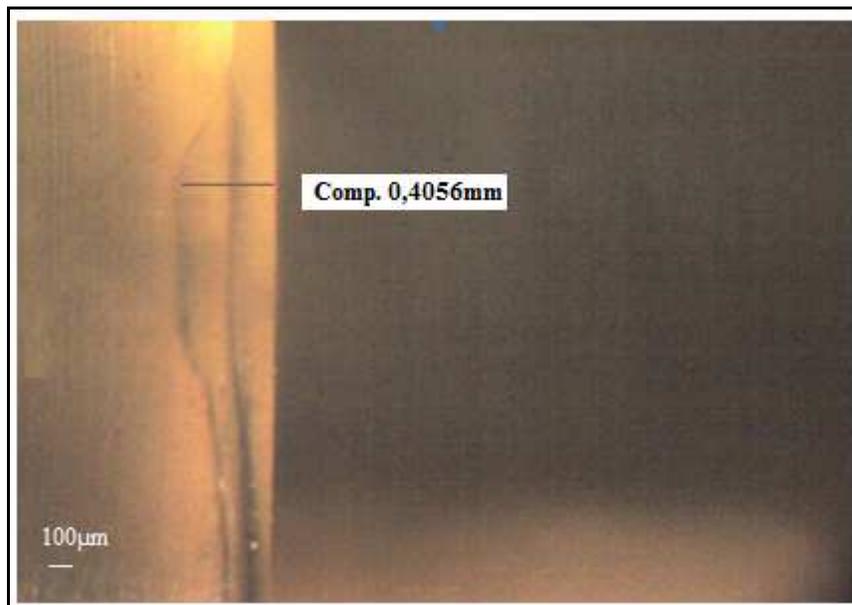


Figura 4. 10 – Detalhe de desgaste de flanco de inserto de cerâmica utilizado na usinagem do material perlítico sob velocidade de corte de 390 m/min e avanço de 0,12mm por dente.

A figura 4.11a mostra fotos ampliadas em MEV da região desgastada e a figura 4.12 mostra os resultados da análise EDS nos pontos observados na figura 4.11b.

O mecanismo causador do desgaste deste inserto também deve ter sido o processo difusivo, pois observa-se pelos pontos 2,3 e 5 das figuras 4.11 e 4.12, analisadas conjuntamente, leve difusão do elemento químico ferro entre os elementos que compõe a cerâmica, somada ao fato deste tipo de cerâmica não ter alta estabilidade química. Também se observa que em toda a superfície desgastada, ocorre a predominância de superfície lisa e homogênea, confirmando suspeita do desgaste ter sido causado por difusão. A remoção de partículas da região desgastada parece ter sido pontual, a julgar pelas pequenas cavidades mostradas em boa parte da região desgastada, o que indica um desgaste em nível atômico, típico da difusão.

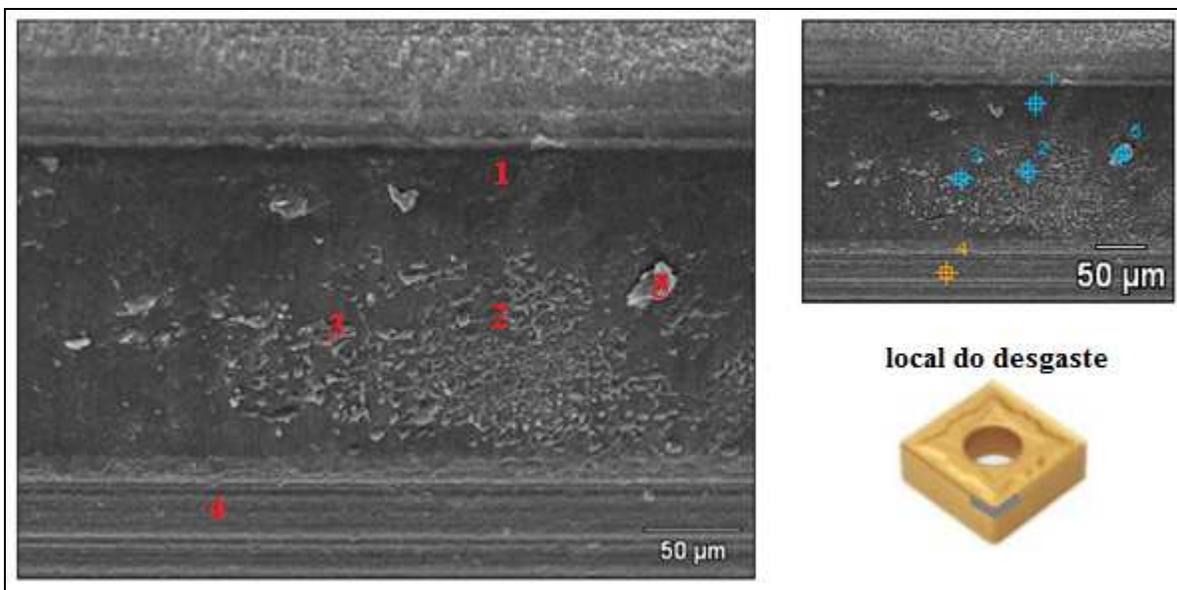


Figura 4. 11 – Detalhe de desgaste de pastilha de cerâmica na usinagem do lote 1, com $v_c=390\text{m/min}$ – Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (25.0Kv) e pontos de análise química por energia dispersiva (EDS)

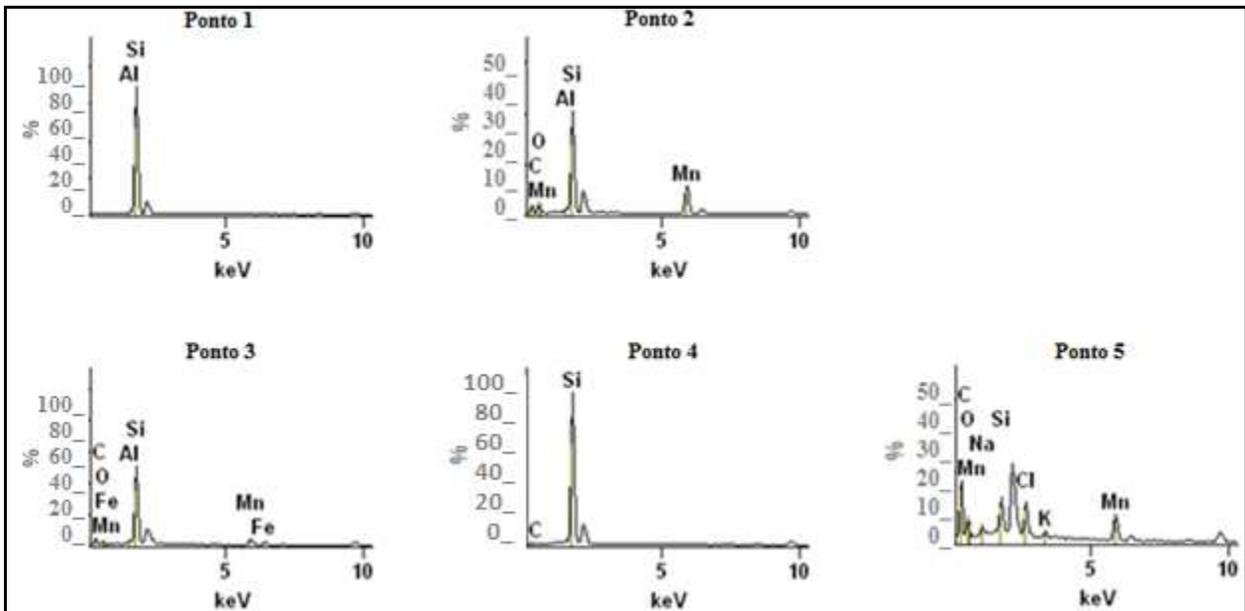


Figura 4.12 – Elementos químicos encontrados nas pastilhas de cerâmica com velocidade de corte de 390 m/min(25.0Kv)

4.2.2 – Ferro fundido lote 2 (50% perlítico, 50% ferrítico)

4.2.2.1 - Resultado com o metal duro

Ao usar o ferro fundido cinzento com maior concentração de ferrita, utilizando a ferramenta de metal duro e sob velocidade de corte de 321m/min, o fim de vida foi atingido após remoção de 300cm³ de material. O inserto de maior desgaste, nesta usinagem, pode ser observado na figura 4.13.

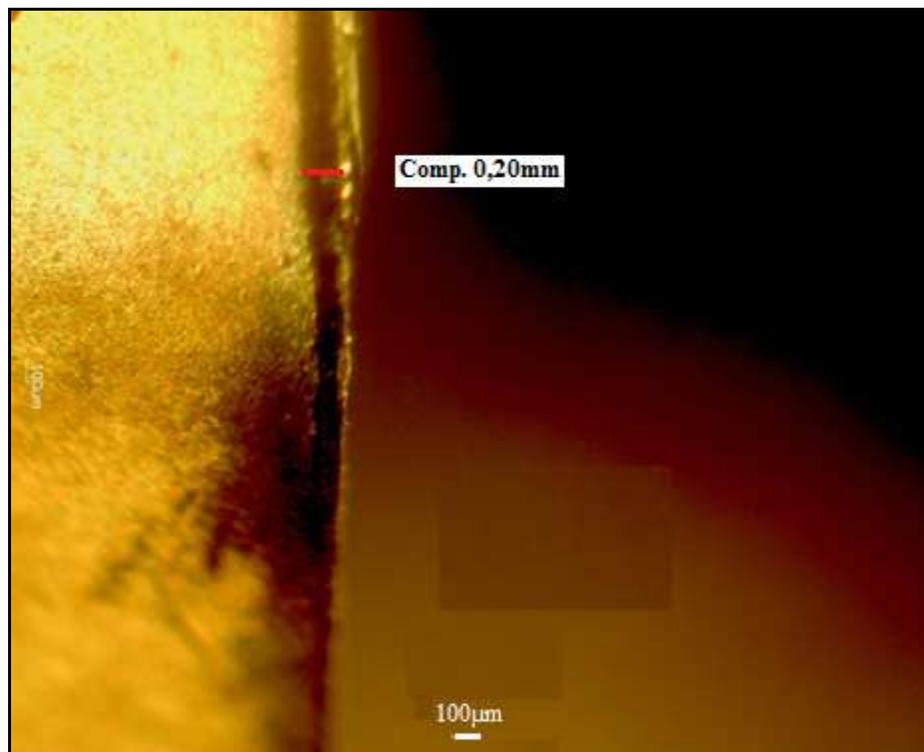


Figura 4. 13 – Detalhe de desgaste de flanco de inserto de metal duro utilizado na usinagem do lote 2 sob velocidade de corte de 321 m/min e avanço de 0,12mm por dente.

Pela análise da figura 4.14, são mostradas, sob dois aumentos diferentes no microscópio eletrônico de varredura, detalhes do desgaste desta pastilha.

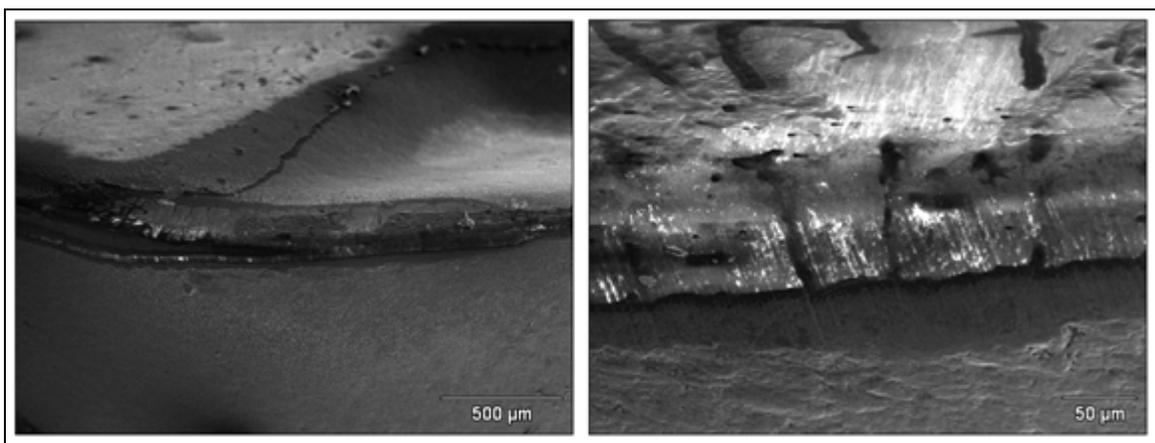


Figura 4. 14 – Detalhe de desgaste de pastilha de metal duro na usinagem do lote 2, com $v_c=321\text{m/min}$ – Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (25.0Kv)

A figura 4.15 mostra que os pontos 1 e 2 da região desgastada tinham forte presença de ferro oriundo da peça/cavaco, apontando para a presença do mecanismo do desgaste denominado “attrition”. Porém, ao se analisar a figura 4.14, vê-se a presença de trincas térmicas na figura 4.14b (perpendiculares à aresta) e também a presença de uma grande trinca térmica na camada de cobertura da superfície de saída da ferramenta (figura 4.14a). O ponto 4 da figura 4.15, tomado bem próximo da borda de uma trinca possui elementos da peça/cavaco (Fe e Si), elemento da segunda camada de cobertura (Al), mas não possui elementos do substrato do metal duro (W ou Co). Isto mostra que a trinca fragilizava a ferramenta, mas não removia toda a cobertura de sua borda. O ponto 3 outra vez mostra que o substrato não estava exposto, mas somente a camada de cobertura. Portanto, esta ferramenta chegou ao fim de sua vida pela ação conjunta das trincas térmicas e do fenômeno de attrition. É importante lembrar que trincas térmicas também tinham sido as responsáveis pelo fim da vida da ferramenta utilizada para cortar o lote perlítico na mesma velocidade de corte.

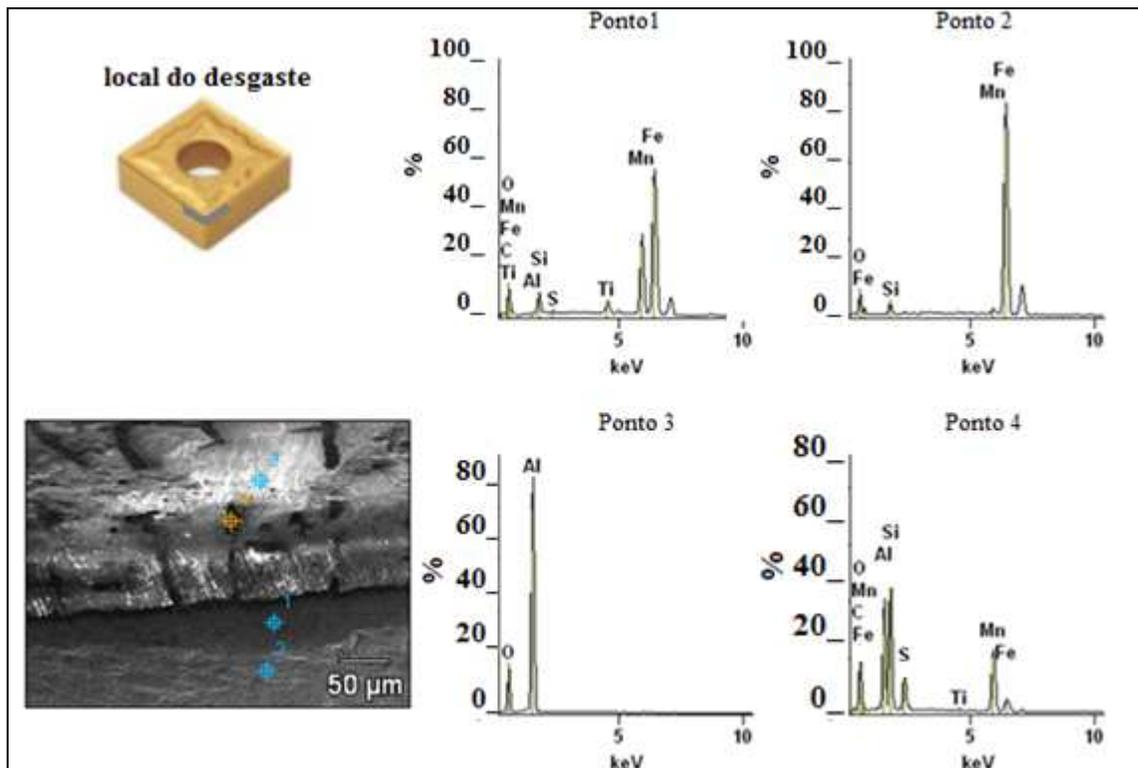


Figura 4. 15 – Elementos químicos encontrados nas pastilhas de metal duro com velocidade de corte de 321 m/min na usinagem do lote 2(25.0Kv)

Após usinar 225cm^3 de material, com velocidade de corte de 390m/min , a ferramenta de metal duro teve seu fim de vida. A figura 4.16 mostra a foto, obtida em microscópio, do inserto de maior desgaste dentre os três utilizados na fresa.

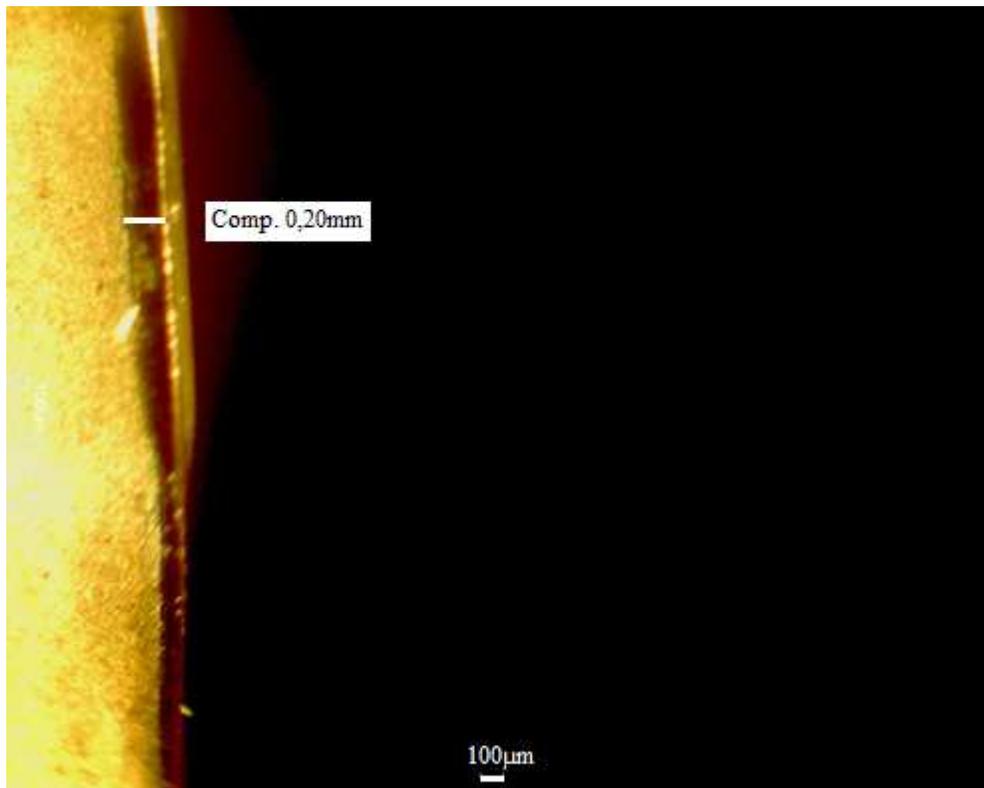


Figura 4. 16 – Detalhe de desgaste de flanco de inserto de metal duro utilizado na usinagem do lote 2 sob velocidade de corte de 390 m/min e avanço de $0,12\text{mm}$ por dente.

A figura 4.17, mostra foto-microscópica obtida do MEV, com detalhe do desgaste de flanco após atingido o valor limite de $0,2\text{mm}$.

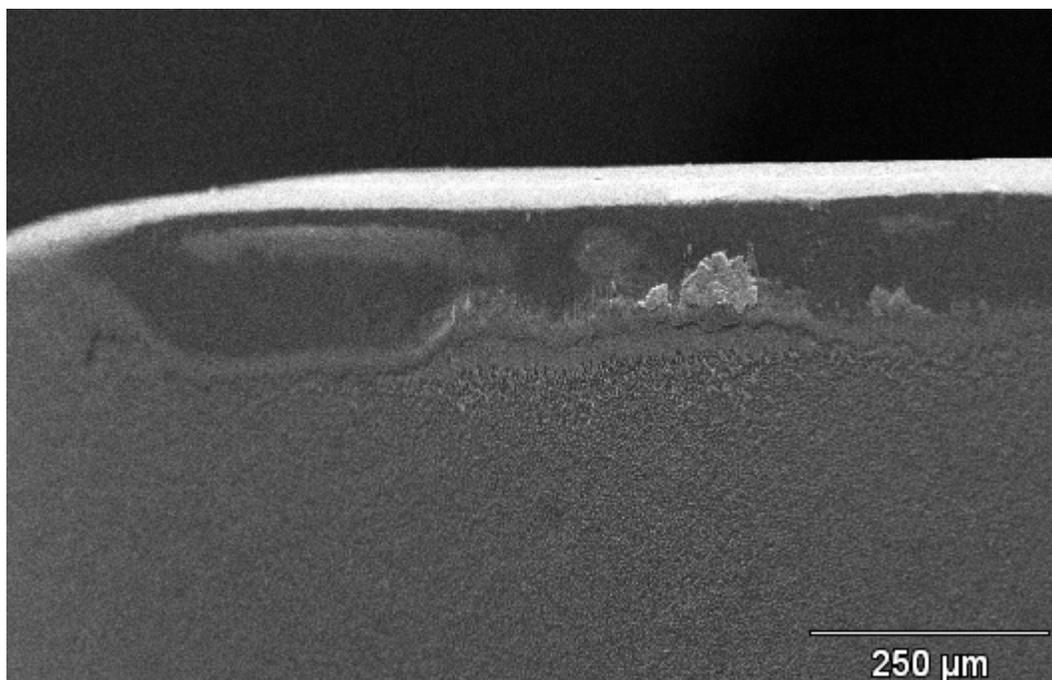


Figura 4. 17 – Detalhe de desgaste de pastilha de metal duro na usinagem do lote 2, com $v_c= 390\text{m/min}$ – Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (25.0Kv)

Pela análise da figura 4.18, que mostra os resultados da análise EDS em alguns pontos da região desgastada, observa-se que, em parte, o mecanismo causador do desgaste da ferramenta deve ter sido o attrition, justificando-se pela forte aderência do elemento químico ferro sobre a superfície da ferramenta, observado no ponto 1. Por outro lado, os pontos 2 e 4 que estão dentro da região desgastada não apresentam desgaste profundo, já que as coberturas ainda estão presentes. Mais ainda, o aspecto liso de toda a região desgastada aponta a provável presença da difusão, difusão esta que foi barrada pela camada intermediária da cobertura composta por Al_2O_3 , que é muito resistente ao processo difusivo. Com isso, as marcas do desgaste aumentavam em altura, mas não se aprofundavam na ferramenta. Este tipo de desgaste foi bastante similar ao ocorrido na usinagem da liga perlítica nesta mesma velocidade de corte.

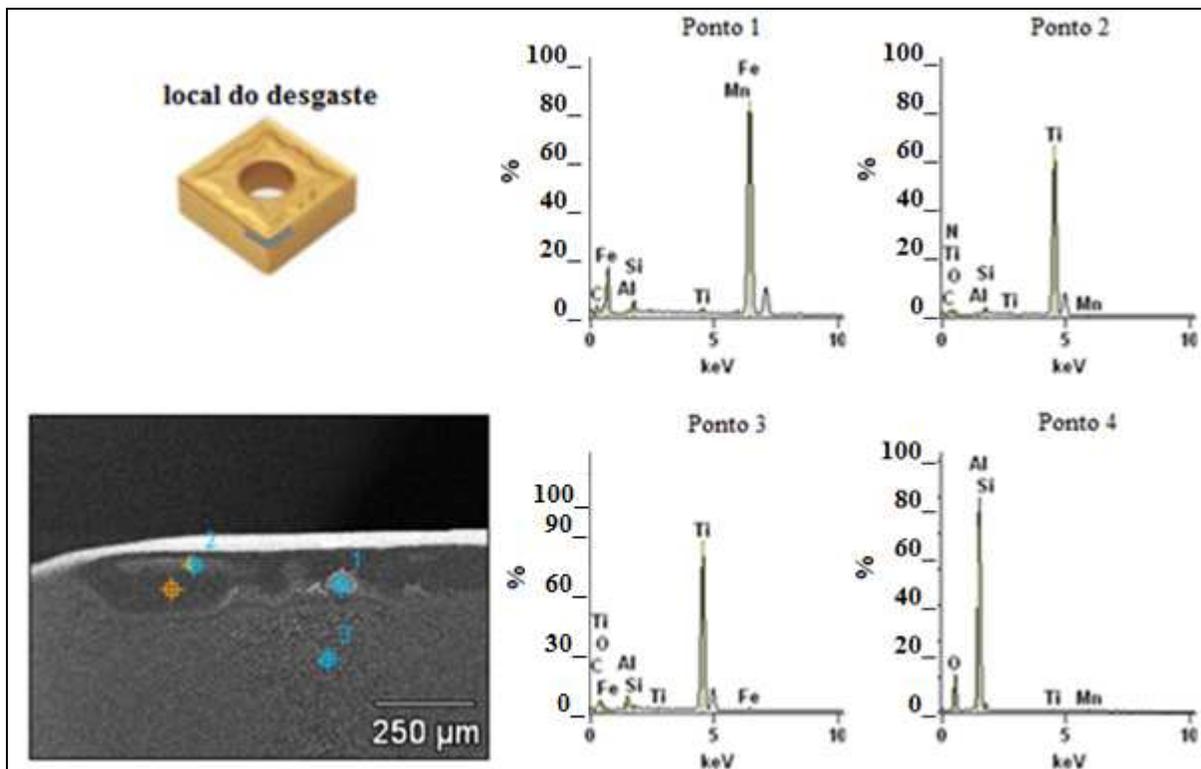


Figura 4. 18 – Elementos químicos encontrados nas pastilhas de metal duro com velocidade de corte de 390 m/min na usinagem do lote 2(25.0Kv)

4.2.2.2 – Resultado com o inserto de cerâmica

Na usinagem do lote ferrítico (lote 1) com a ferramenta cerâmica, sob velocidade de corte de 321m/min, o fim de vida foi alcançado após retirada de 562,5cm³ de material, sendo este teste o de maior vida da ferramenta dentre todos os realizados. A figura 4.19 mostra este desgaste no microscópio óptico.

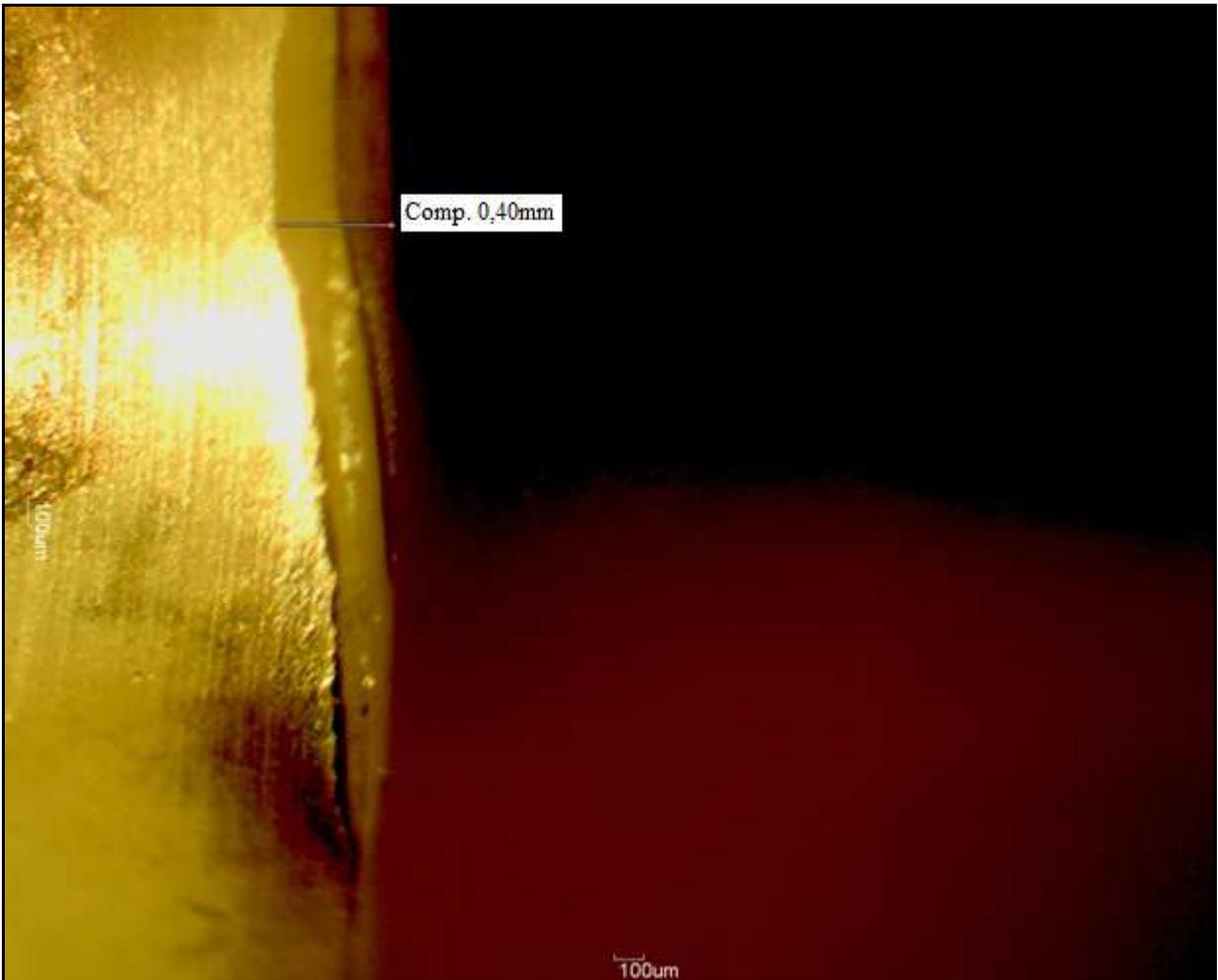


Figura 4.19 – Detalhe de desgaste de flanco de inserto de cerâmica utilizado na usinagem do lote 2 sob velocidade de corte de 321 m/min e avanço de 0,12mm por dente.

Pela análise da figura 4.20, obtida no MEV, observa-se detalhes do desgaste de flanco da pastilha de cerâmica.

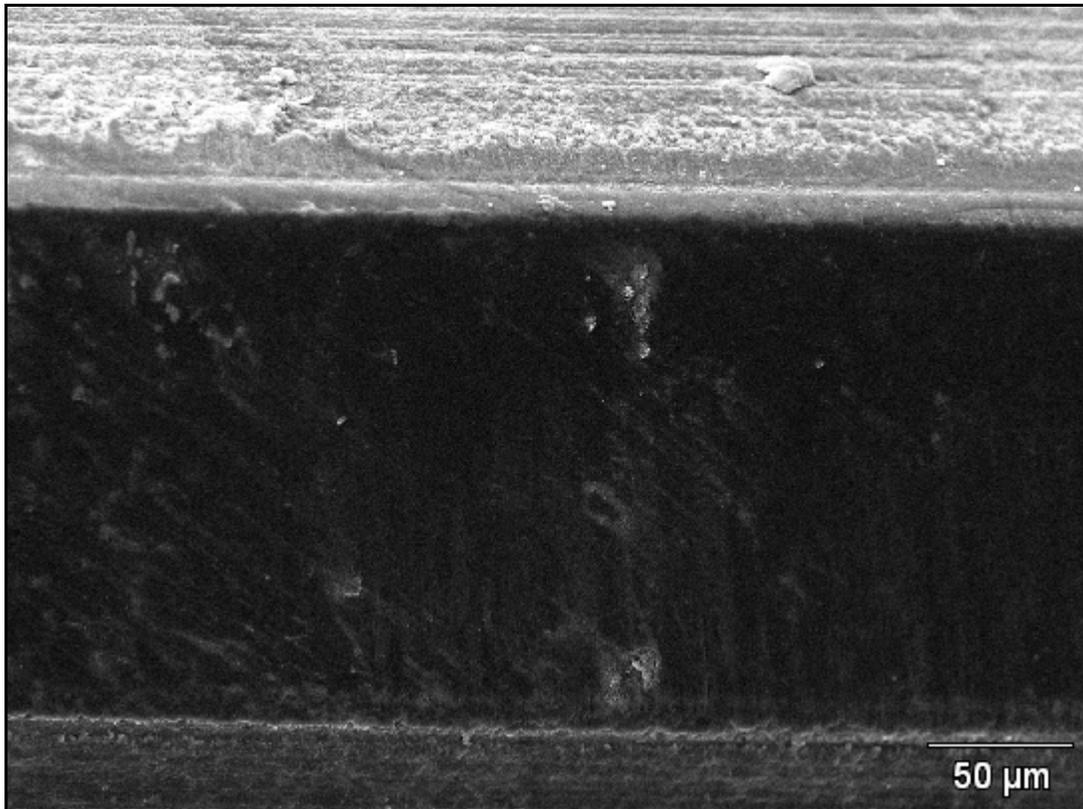


Figura 4. 20 – Detalhe de desgaste de pastilha de cerâmica na usinagem do lote 2, com $v_c = 321\text{m/min}$ – Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (25.0Kv)

Na figura 4.21 (resultados da análise EDS), observa-se, pela análise dos pontos 1 e 2 a presença dos elementos químicos Alumínio e Silício (pertencentes ao Sialon) e os elementos químicos ferro e manganês, pertencentes à peça, em leves proporções. Além disso, tal qual nos outros testes realizados com a ferramenta de cerâmica, nota-se superfície homogênea e predominantemente lisa, o que deve, mais uma vez, indicar que o desgaste tenha sido causado pelo fenômeno da difusão.

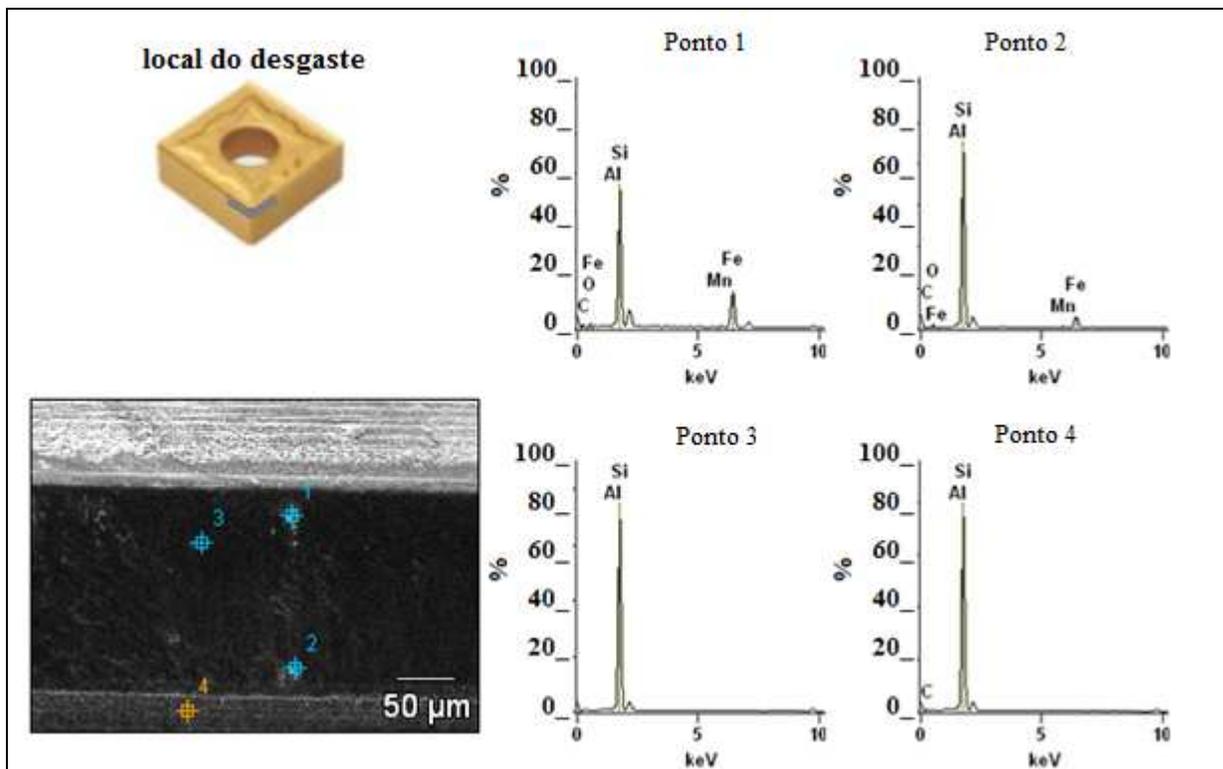


Figura 4. 21 – Elementos químicos encontrados nas pastilhas de metal duro com velocidade de corte de 321m/min na usinagem do lote 2(25.0Kv)

Ao se usar o mesmo lote, sob velocidade de 390m/min, a ferramenta de cerâmica atingiu o seu fim de vida após remoção de 453,75cm³ de material. Sua foto em microscópio óptico pode ser observada na figura 4.22.

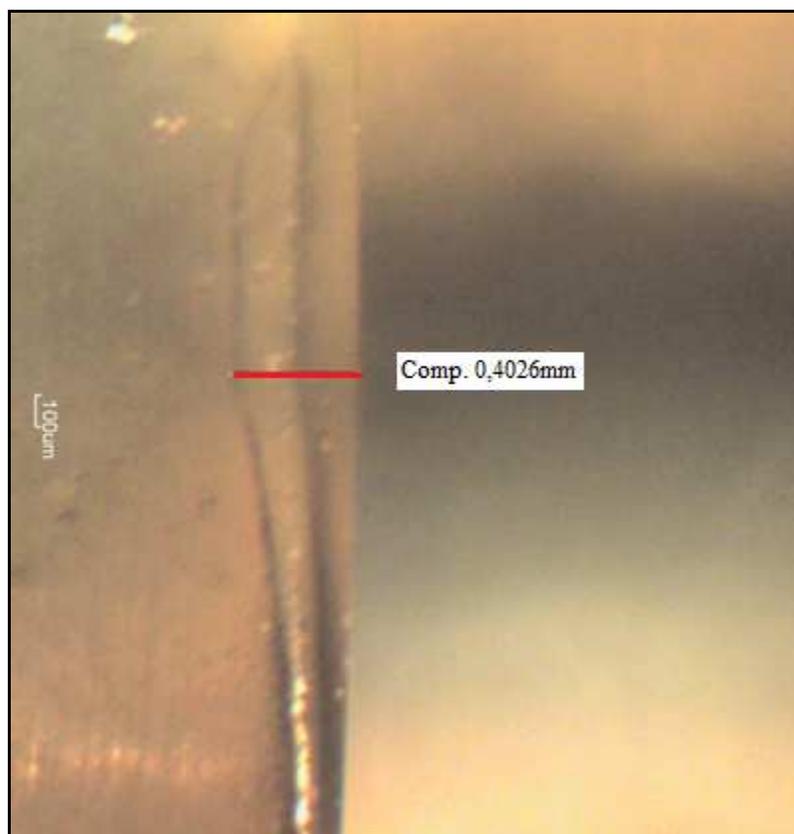


Figura 4. 22 – Detalhe de desgaste de flanco de inserto de cerâmica utilizado na usinagem do lote 2 sob velocidade de corte de 390 m/min e avanço de 0,12mm por dente.

Pela análise das figuras 4.23 e 4.24, observa-se, pela fraca presença do elemento químico ferro e pela superfície lisa e uniforme, que também se trata de desgaste por processo difusivo. A baixa estabilidade química do nitreto de silício com o ferro, com certeza, incentivou o mecanismo de difusão e fez dela o principal mecanismo de desgaste em todos os ensaios realizados com ferramenta cerâmica, independentemente da velocidade de corte e do material de peças utilizados. Porém é importante ressaltar que uma ferramenta tão dura quanto a cerâmica é bastante resistente à variação de temperatura que, quando se utilizou ferramenta de metal duro, gerou, em algumas condições, trincas térmicas, que não ocorreram nas ferramentas cerâmicas. Para as ferramentas de metal duro, além das trincas térmicas que ocorreram somente quando se utilizou a velocidade de corte mais baixa, também o “attrition” foi um mecanismo gerador do desgaste de ferramenta.

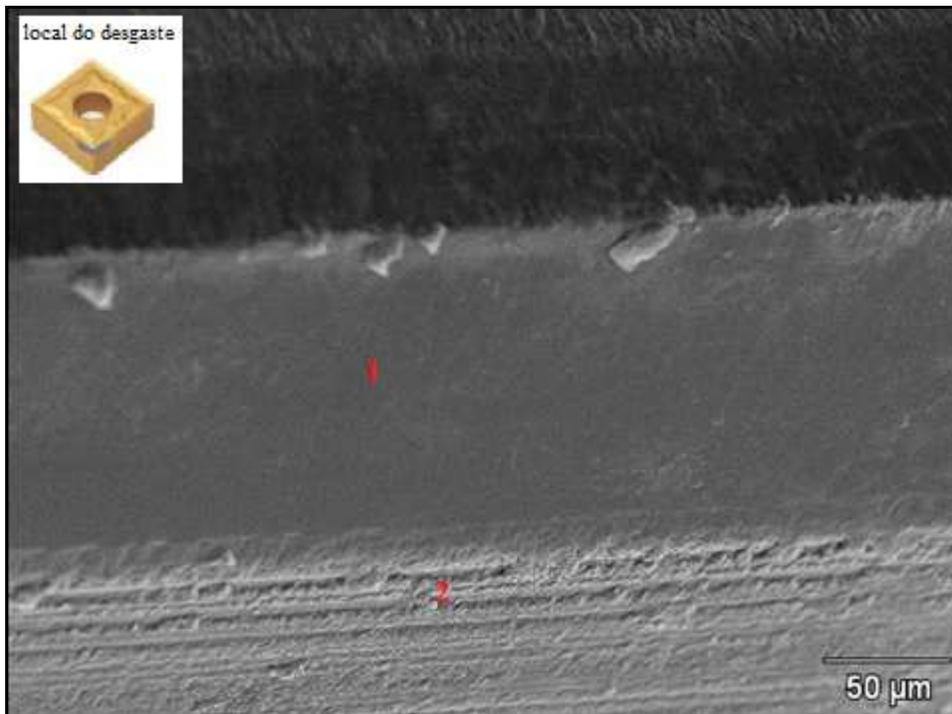


Figura 4. 23 – Detalhe de desgaste de pastilha de cerâmica na usinagem do lote 2, com $v_c=390\text{m/min}$ – Microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários (25.0Kv)

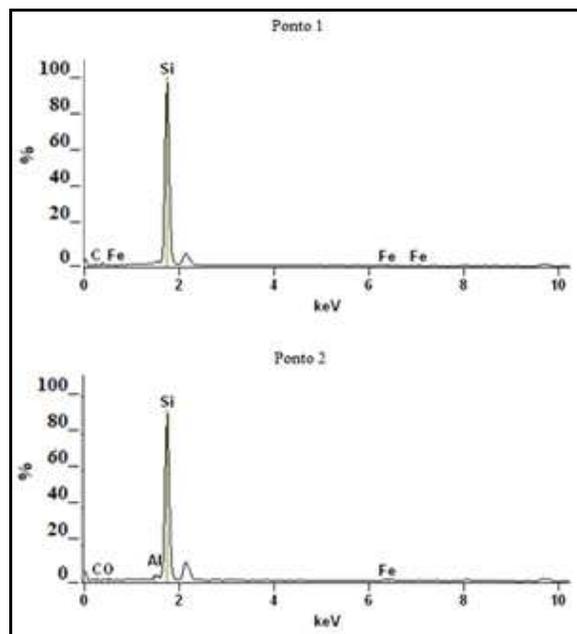


Figura 4. 24 – Elementos químicos encontrados nas pastilhas de metal duro com velocidade de corte de 390m/min na usinagem do lote 2(25.0Kv)

4.2.3 – Resultados de vida da ferramenta

Uma vez que o desgaste limite para atingir o fim de vida da ferramenta foi mantido constante tanto para o metal duro quanto para a cerâmica, as condições de corte foram utilizadas em condições idênticas e ainda o suporte da fresa foi o mesmo utilizado para ambos os tipos de insertos, que assegura ângulos similares para as usinagens (a diferença reside somente nas micro geometrias das arestas de corte), foi possível fazer comparações entre ferramentas, materiais da peça e velocidades de corte utilizados neste trabalho.

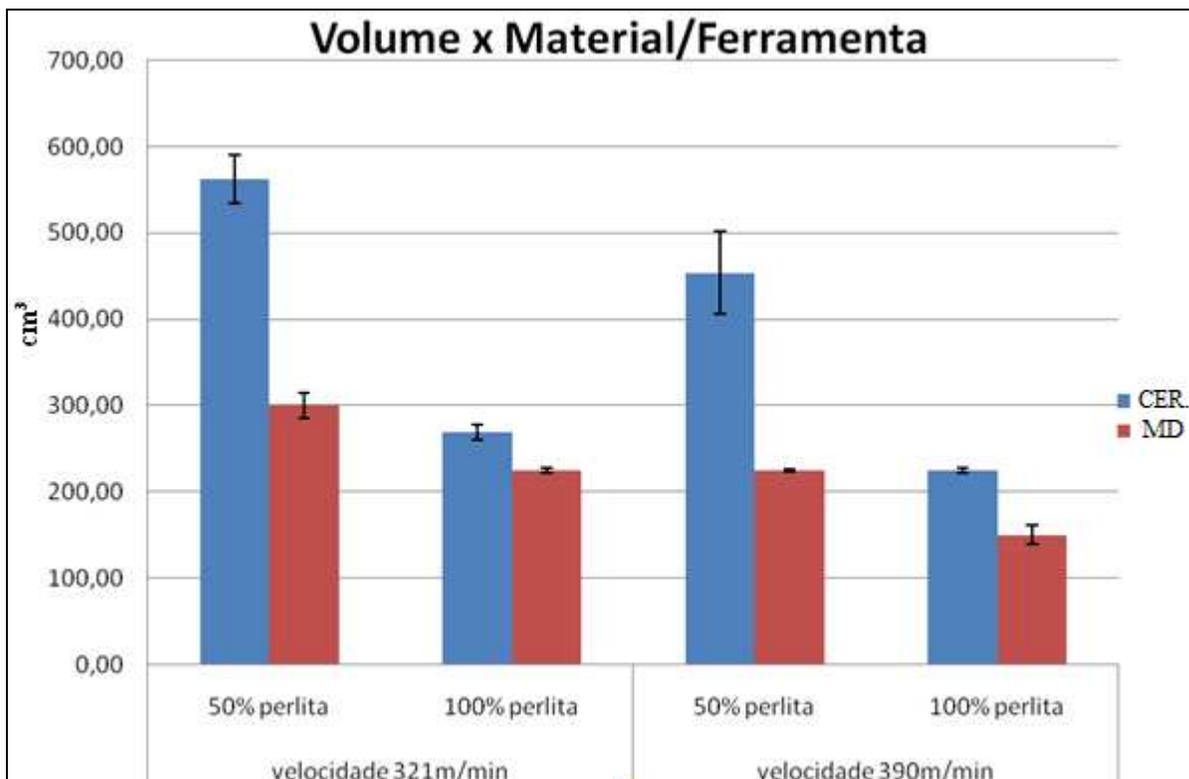


Figura 4. 25 – Gráfico Comparativo do Volume do Volume de Cavaco Removido pelas Ferramentas de Metal Duro e Cerâmica na Usinagem dos Lotes Perlíticos e Ferríticos sob Velocidades de Corte de 321m/min e 390m/min

A figura 4.25 mostra as vidas das ferramentas (em volume de cavaco removido) para os diversos ensaios realizados. Baseado nesta figura foi possível fazer comparações entre os testes

realizados. A vida média das ferramentas utilizadas com $v_c = 321$ m/min foi cerca de 21% maior que com $v_c = 390$ m/min. Esta influência da velocidade de corte concorda com o reportado na literatura que aponta que este parâmetro é o de usinagem que mais influência tem na vida da ferramenta (Diniz et al., 2006).

Em todos os testes realizados a vida da cerâmica foi superior, sendo a diferença de vida variou de 17% a 100%. E estas diferenças foram maiores em usinagens que envolveram o lote ferrítico e menores nas usinagens dos lotes perlíticos.

O teste em que houve a maior vida de ferramenta foi aquele em que se utilizou da ferramenta cerâmica na usinagem da liga 50% perlíticas, com a menor velocidade de corte, enquanto que a de pior resultado foi a usinagem da liga perlítica com o metal duro com velocidade de corte alta.

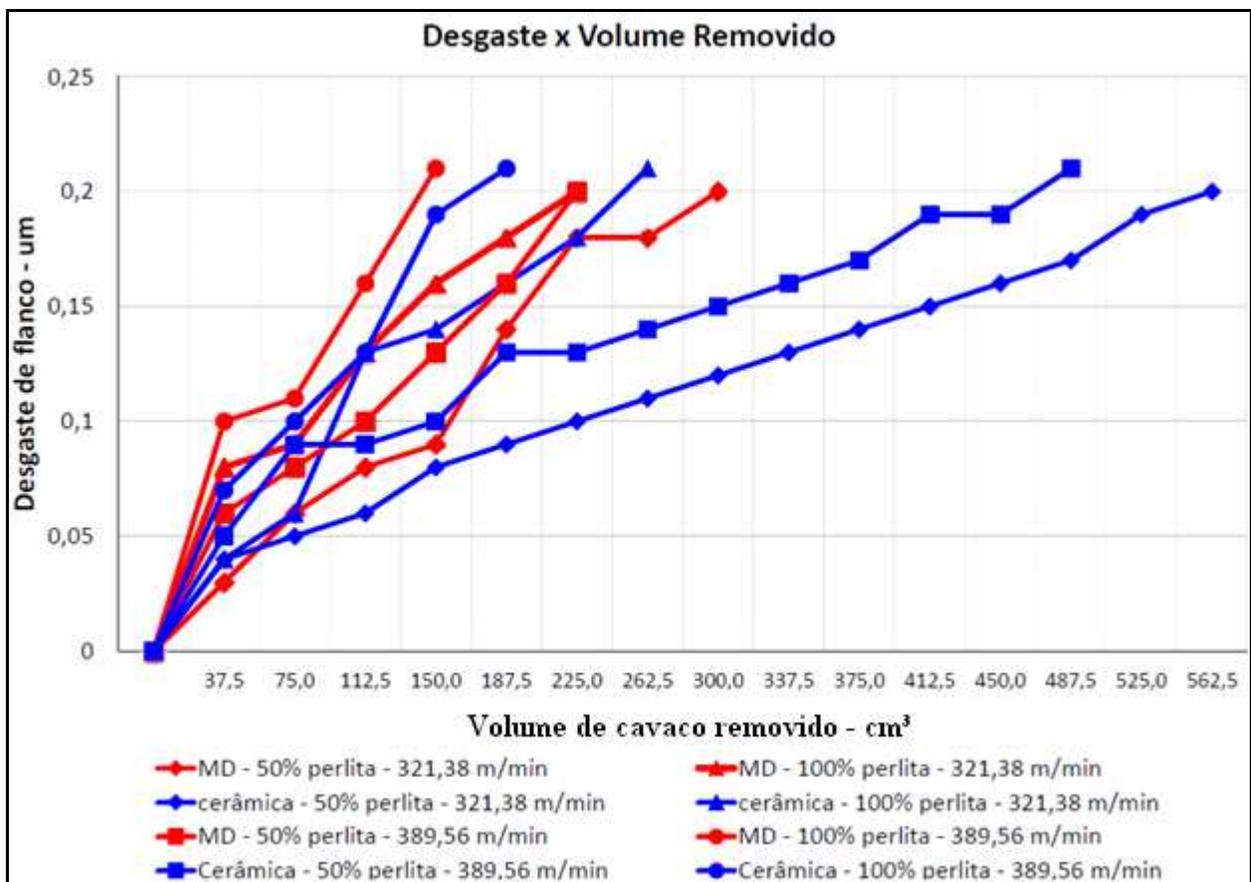


Figura 4. 26 – Evolução do desgaste das ferramentas de cerâmica e metal duro na usinagem do lote perlítico e 50% perlítico em função do volume de cavaco removido

A figura 4.26 mostra curva de desgaste de flanco (V_B) contra volume de cavaco removido para todos os ensaios realizados neste trabalho. De forma geral, as ferramentas tiveram comportamento similares, apresentando progressões lineares, sendo as ferramentas de cerâmica mais resistentes ao desgaste de flanco que as ferramentas de metal duro, conforme já mostrado anteriormente.

Em outras palavras, em nenhum momento houve crescimento súbito do desgaste. Isto ocorreria se duas situações acontecessem (o que, como visto, não foi o caso neste trabalho): a) remoção total das camadas de cobertura – se o desgaste chegasse a um valor tal que a peça tivesse uma área de contato substancial com o substrato da ferramenta (no caso a ferramenta de metal duro, que possuía cobertura), a taxa de desgaste cresceria rapidamente devido à menor dureza e resistência ao desgaste do substrato; b) se um lascamento ocorresse, o que subitamente elevaria o valor da porção desgastada/avariada da superfície de folga. Como nenhuma destas duas ocorrências se fizeram presentes, o desgaste cresceu com taxa praticamente constante ao longo de toda a vida da ferramenta.

4.2.3.1 Análise Estatística dos Resultados de Vida da Ferramenta

Visando comprovação estatística dos resultados obtidos acerca da vida da ferramenta em função do volume de cavaco removido, foi utilizado o software Minitab 15 Statistical, a partir do qual foram obtidos gráficos de efeito e de pareto que serão úteis para a verificação da influência das variáveis de entrada (velocidade de corte, material da ferramenta e material da peça) na vida da ferramenta.

O gráfico de Pareto, obtido para o volume de cavaco removido por ferramenta (figura 4.27), demonstra os resultados das variáveis e suas respectivas significâncias para o a formação do resultado. As variáveis, cujas barras estiverem acima da linha vermelha (valor "P"), são aquelas que foram significantes para formação do resultado (CAMPOS, 2003).

Todas as variáveis foram significantes para o processo. Em ordem de significância, mais

contribuíram para o resultado, o material da peça, o material da ferramenta e, por último a velocidade de corte.

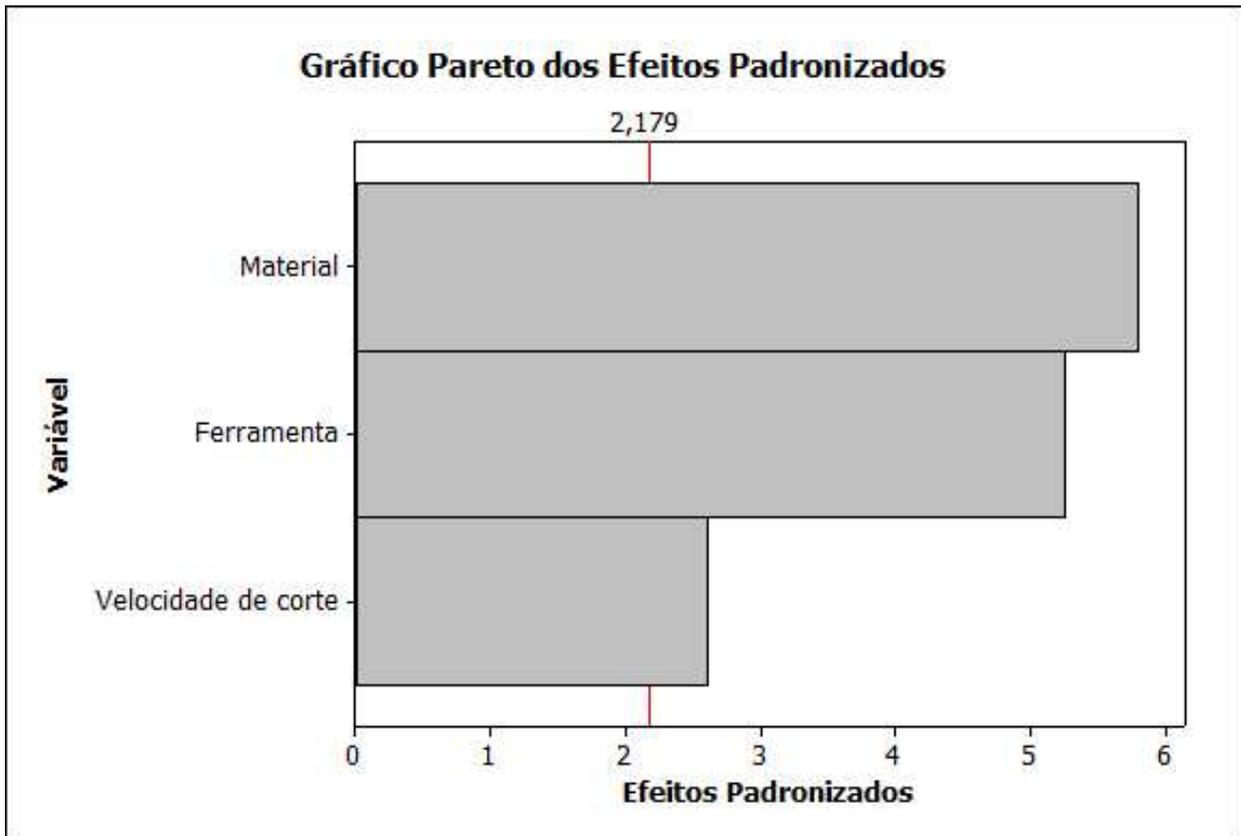


Figura 4. 27 – Gráfico Pareto padronizado para os efeitos significativos para a variação da vida da ferramenta, medida em cm^3 de volume de cavaco removido (95% de confiança)

A figura 4.28 mostra o gráfico dos efeitos principais, que, por sua vez, detalha de forma simplificada os efeitos ocorridos quando da variação de um determinado termo. Assim, observa-se que conforme já explicado neste capítulo, que à medida que se tem materiais com maiores concentrações de perlita, menor será o volume de cavaco removido para as mesmas condições de corte e ferramenta utilizada.

Da mesma forma, quando se variou a ferramenta, trocando a cerâmica pelo metal, duro o volume de cavaco removido também caiu, porém de forma menos acentuada que na variação de

material. Ainda pela análise desta figura, quando se aumenta a velocidade de corte, como já esperado, também ocorreu variação negativa do volume de cavaco, sendo esta a queda menos drástica dentre todas as analisadas.

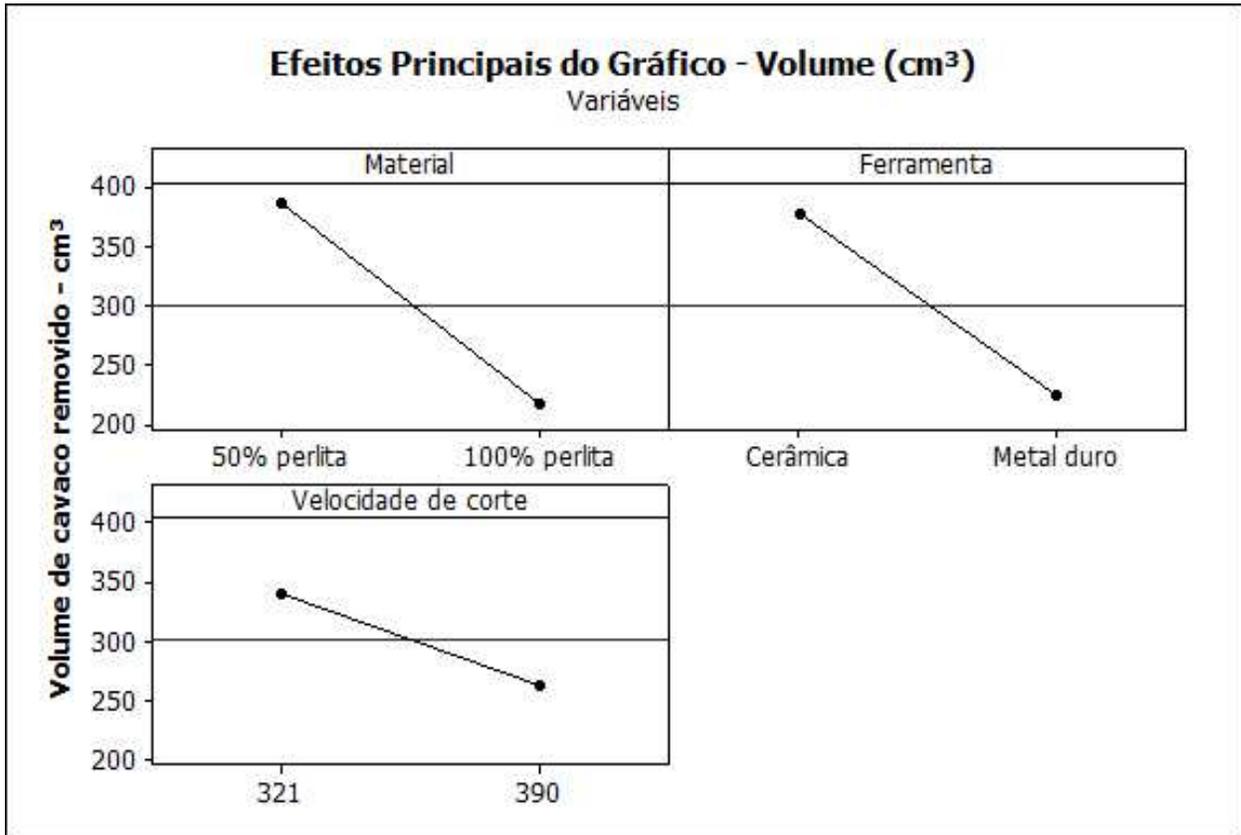


Figura 4. 28 – Gráfico dos efeitos principais para a variação da vida da ferramenta, medida em cm³ de volume de cavaco removido (95% de confiança)

Há que se tentar entender as razões dessas influências. A vida da ferramenta cerâmica ser maior que a de metal duro já era esperado. A cerâmica é muito mais dura que o metal duro. Porém, a cerâmica mostrou-se também mais resistente a trincas térmicas, já que, nas condições de baixa velocidade de corte (321 m/min) a ferramenta de metal duro trincou e a ferramenta de cerâmica não apresentou este tipo de avaria. Já em alta velocidade de corte (390 m/min) a difusão foi o principal mecanismo de desgaste da ferramenta cerâmica (o que já havia ocorrido com a menor v_c), mas também foi importante para o crescimento do desgaste da ferramenta de metal duro. Como a cerâmica a base de nitreto de silício sabidamente possui baixa estabilidade química

com o ferro, algum outro mecanismo de desgaste contribuiu para a formação do desgaste da ferramenta de metal duro e fez com que ela tivesse vida menor que a cerâmica. Este outro mecanismo de desgaste foi, como visto, o “attrition”, que foi importante para o crescimento do desgaste do metal duro, mas não ocorreu quando se usinou com cerâmica.

Com relação à influência do tipo de liga na vida da ferramenta tem-se que quando se usinou com ferramentas cerâmicas, as ligas 50% perlíticas proporcionaram vidas de ferramentas mais que 2 vezes maiores do que quando se usinou as ligas perlíticas, enquanto quando se usinou com metal duro as vidas das ferramentas foram de 33 a 50% maiores quando se usinou as ligas 50% perlíticas. A explicação para este fato é óbvia: estas ligas possuem resistência mecânica e dureza menores que aquelas (ver tabela 3.1) e, portanto, geram menos calor e, conseqüentemente, menor temperatura da ferramenta. Resta tentar entender porque, para ferramenta cerâmica, a diferença de vida na usinagem das 2 ligas foi tão grande. Uma possível explicação para isto é que o mecanismo de desgaste principal desta ferramenta foi a difusão, que é bastante incentivado pela temperatura. Assim quando se usinou a liga perlítica e se teve maior temperatura, a difusão foi muito incentivada e a vida da ferramenta diminuiu bastante.

Estes resultados demonstram quão importante é o cuidado com a estrutura obtida após a fundição da peça. É comum haver variações desta estrutura em lotes fundidos em momentos diferentes, devido, por exemplo, ao tipo de resfriamento (tempo que a peça passa dentro do molde de areia após a fundição). Este descuido pode levar à uma forte diminuição da vida da ferramenta, tendo esta variação maior importância que o material da ferramenta ou que a velocidade de corte utilizada.

4.3 – Usinabilidade da ferramenta pela ótica da rugosidade superficial da peça usinada

Para cada ensaio foram realizadas medições de rugosidade média (Ra) e Rugosidade total (Ry) em três pontos da peça usinada. Os pontos considerados foram na entrada da ferramenta, no meio do percurso da usinagem e na saída da ferramenta. Este processo de medição foi realizado sempre que se media o desgaste de flanco das ferramentas, ou em outras palavras, era medido a

cada 5 passadas da ferramenta. Destes pontos foi considerada a média aritmética de todas as medições e geradas as figuras 4.29 e 4.30.

A figura 4.29 mostra os valores da rugosidade média em todos os ensaios realizados. A linha no topo das barras deste gráfico representam a dispersão dos resultados (o comprimento da linha corresponde a 2 desvios padrões). Por estes resultados é possível afirmar que a rugosidade das peças usinadas pouco foram influenciadas pela mudança de ferramenta, velocidade de corte ou material da peça

Figura 4. 29 – Gráfico da Rugosidade Média (Ra) em função da ferramenta, material e condições de corte

A figura 4.30, mostra as medições de rugosidade total (Ry), também sendo estes valores resultados da média de todas as medições para cada ensaio realizado.

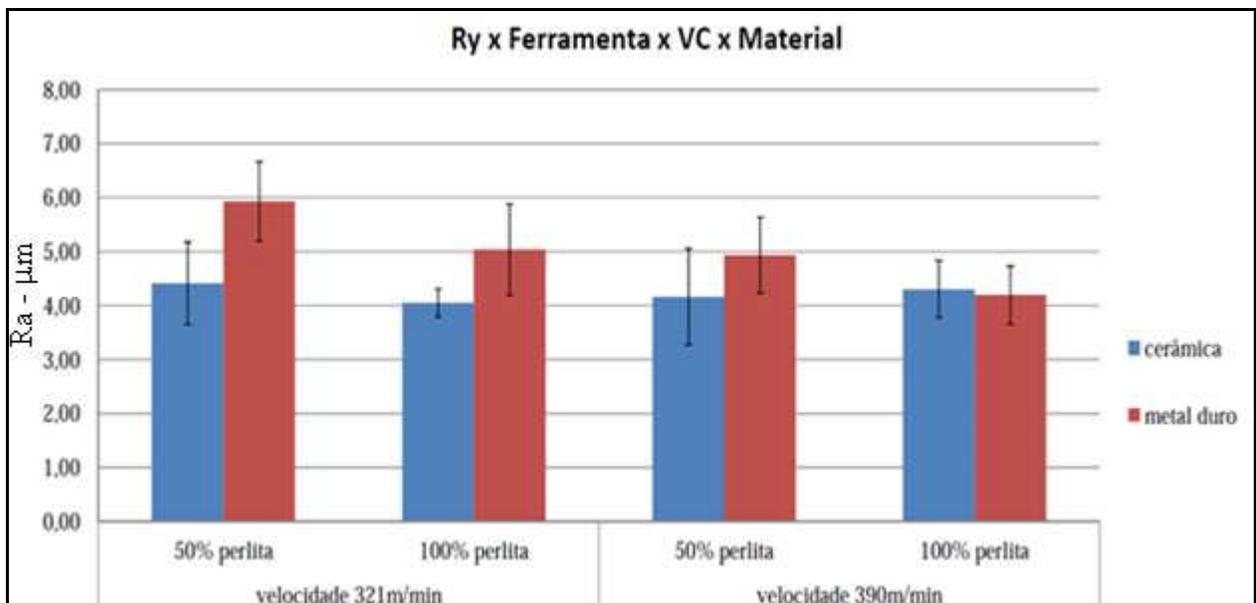


Figura 4. 30 – Gráfico da Rugosidade Total (Ry) em função da ferramenta, material e condições de corte

Ra - µm

Ao analisar os picos de rugosidade pelas médias obtidas, nota-se que nos ensaios realizados

com a ferramenta de cerâmica, foram obtidos melhores resultados que com as ferramentas de metal duro, sendo exceção o ensaio com o lote 100% perlítico, sob velocidade de corte de 390m/min, no qual o metal duro leva ligeira vantagem sobre a cerâmica. Mas quando se analisa estatisticamente estes mesmos resultados (ver item 4.3.1), nota-se que a rugosidade R_y obtida por medição das peças usinadas também foi pouco influenciada pela mudança de velocidade de corte, ferramenta ou material da peça usinado.

As figuras 4.31 e 4.32 mostram a evolução das rugosidades R_a e R_y respectivamente com a progressão de volume de cavaco usinado. Também por análise destes gráficos nota-se muita dispersão entre as medições e observa-se que com as ferramentas novas não foram obtidos melhores acabamentos que com estas desgastadas, isto é, o desgaste da ferramenta não influenciou na rugosidade das peças. Como mostrado nas figuras 3.12 e 3.1, as ferramentas utilizadas possuem aresta secundária plana de largura $b_s = 1,47\text{mm}$ para a ferramenta de metal duro e $b_s = 0,40\text{mm}$ para a ferramenta cerâmica. Esta aresta plana alisa por várias voltas da ferramenta cada porção da superfície usinada, sendo ela, portanto, a responsável pelo acabamento superficial da peça. Acontece que esta aresta praticamente não sofre desgaste já que neste processo de alisamento o cavaco retirado é muito pequeno. Assim, o desgaste da aresta principal de corte não atrita com superfície usinada e, com isso, não influencia a rugosidade.

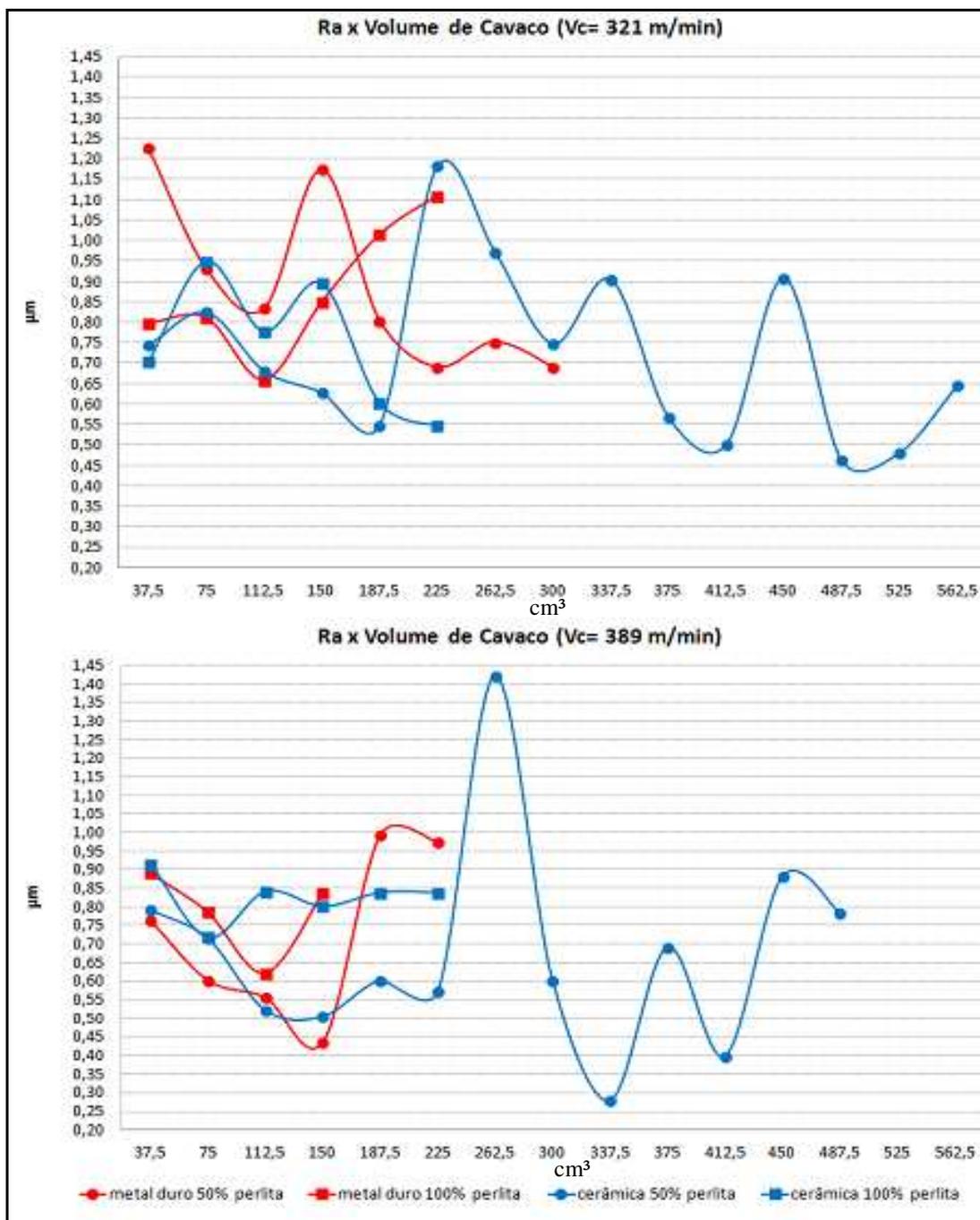


Figura 4. 31 – Gráfico da Rugosidade Média (Ra) em função do volume de cavaco removido para velocidades de corte de 321m/min e 389m/min

Há que se tentar explicar também a grande variação dos valores de rugosidade ao longo da vida da ferramenta. Por exemplo, a ferramenta cerâmica que usinou o lote ferrítico com

$v_c=390\text{m/min}$ proporcionou rugosidades nas peças que variaram de $1,7\ \mu\text{m}$ a $8\ \mu\text{m}$ (ferramenta que apresentou a maior dispersão dos pontos). Há que se lembrar, porém, que mesmo esta grande variação representa um valor absoluto muito pequeno, neste caso $6,3\ \mu\text{m}$ de variação. Por isso, qualquer pequeno desgaste da aresta secundária, ou mesmo qualquer pequena imperfeição que possa existir na peça, já causa variação de rugosidade.

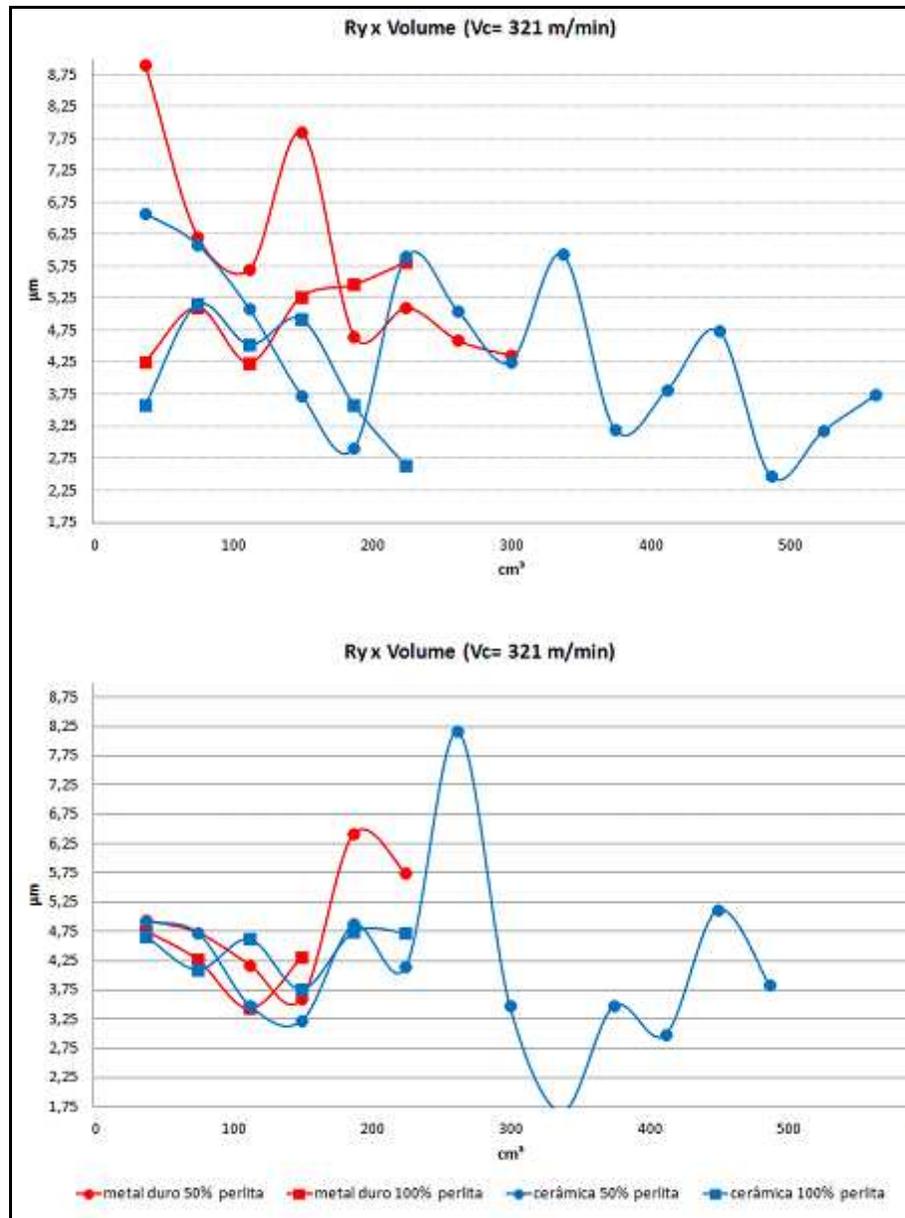


Figura 4. 32 – Gráfico da Rugosidade Total (Ry) em função do volume de cavaco removido para velocidades de 321 m/min e 389m/min

4.3.1 - Análise estatística dos resultados da rugosidade superficial da peça usinada

De forma análoga àquela realizada com os resultados da vida da ferramenta, utilizou-se o software Minitab para obtenção do gráfico de Pareto, no intuito de verificar a influência das variáveis de entrada nos valores de rugosidade.

As figuras 4.33 e 4.34 demonstram os gráficos de Pareto para as rugosidades superficiais longitudinais Ra e Ry respectivamente. Como já esperado pela análise das figuras 4.30 e 4.31, todos os termos tiveram suas barras abaixo da linha vermelha, ou seja, nenhuma das variáveis de entrada foram estatisticamente significantes para determinação do resultado. Tal situação pode ser explicada pela alta dispersão dos resultados explicada anteriormente.

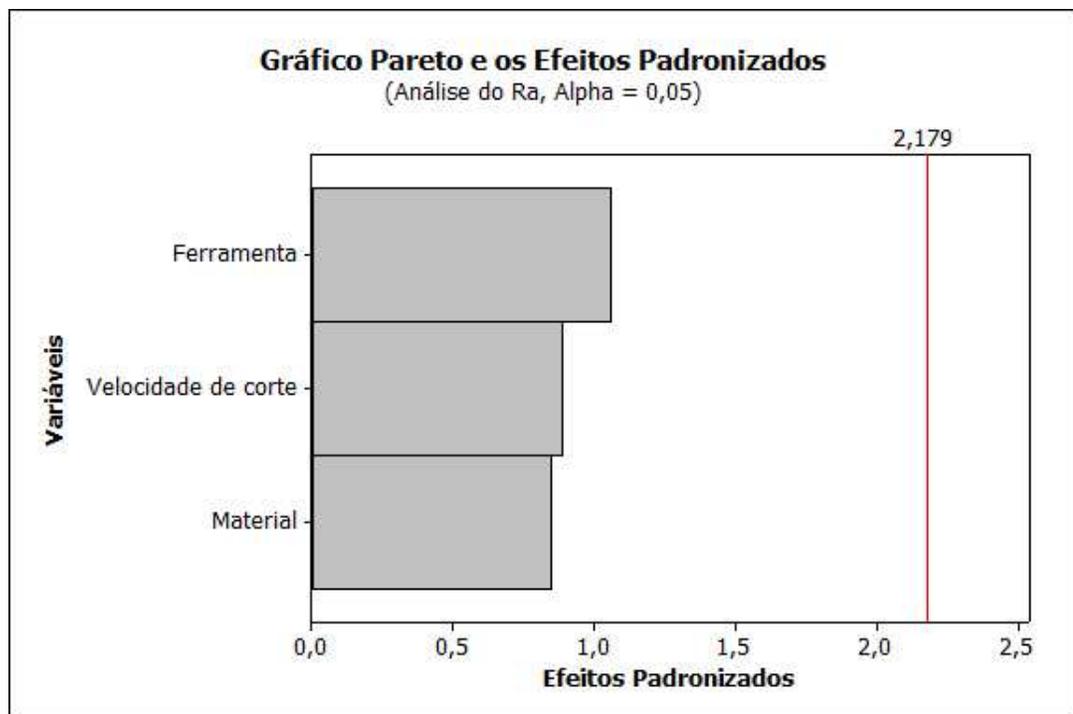


Figura 4. 33 – Gráfico Pareto padronizado para os efeitos significativos para a variação da rugosidade superficial longitudinal Ra, medida em μm (95% de confiança)

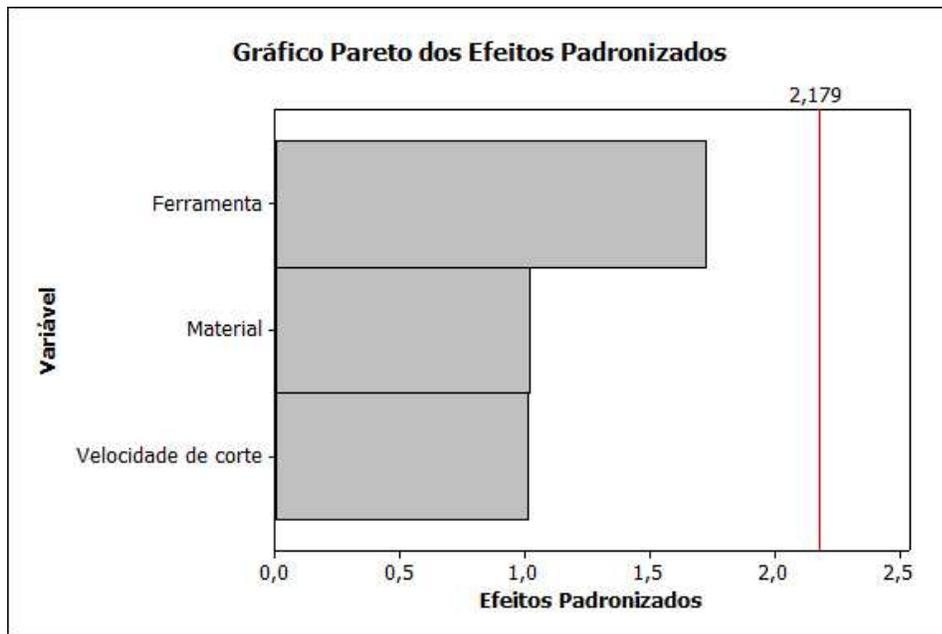


Figura 4. 34 – Gráfico Pareto padronizado para os efeitos significativos para a variação da rugosidade superficial longitudinal R_y , medida em μm (95% de confiança)

A figura 4.35 e 4.36 demonstram os gráficos com os principais efeitos para cada variação de forma isolada da ferramenta, material e velocidade de corte. Ao se analisar esta figura, conclui-se que à medida que se usinou o material com maior concentração perlítica, maiores resultados de rugosidade R_a foram obtidos. O mesmo comportamento foi notório quando se variou da ferramenta de cerâmica para o metal duro. Com a velocidade de corte, os valores de rugosidade média R_a foram menores quando se alterou da velocidade de 321m/min para 390m/min.

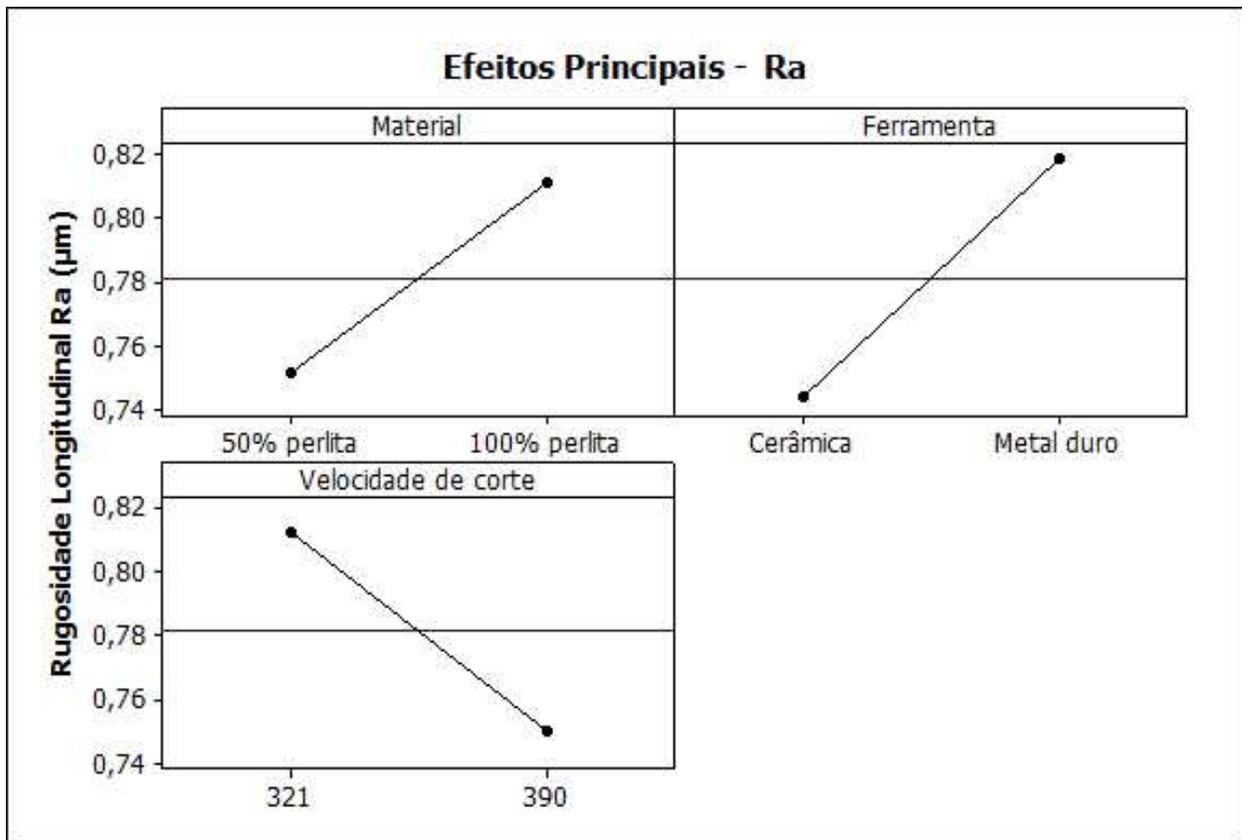


Figura 4. 35 – Gráfico dos efeitos principais para a variação da rugosidade superficial longitudinal Ra, medida em μm (95% de confiança)

Quando se analisou o efeito da rugosidade superficial longitudinal máxima R_y (figura 4.36), o comportamento dos efeitos foi diferente, pois obteve-se melhores resultados (R_y menores) à medida que foi alterado o material do menos perlítico para o mais perlítico (efeito contrário ao observado na análise Ra, figura 4.35). Da mesma forma que a velocidade de corte alterou-se para menores valores quando a velocidade de corte foi alternada de 321m/min para 390 m/min, também contrariado o observado na figura 4.35. Com a mudança da ferramenta do metal duro para a cerâmica os resultados observados na figura anterior permaneceram, ou seja, houve piores (maiores) medições de R_y .

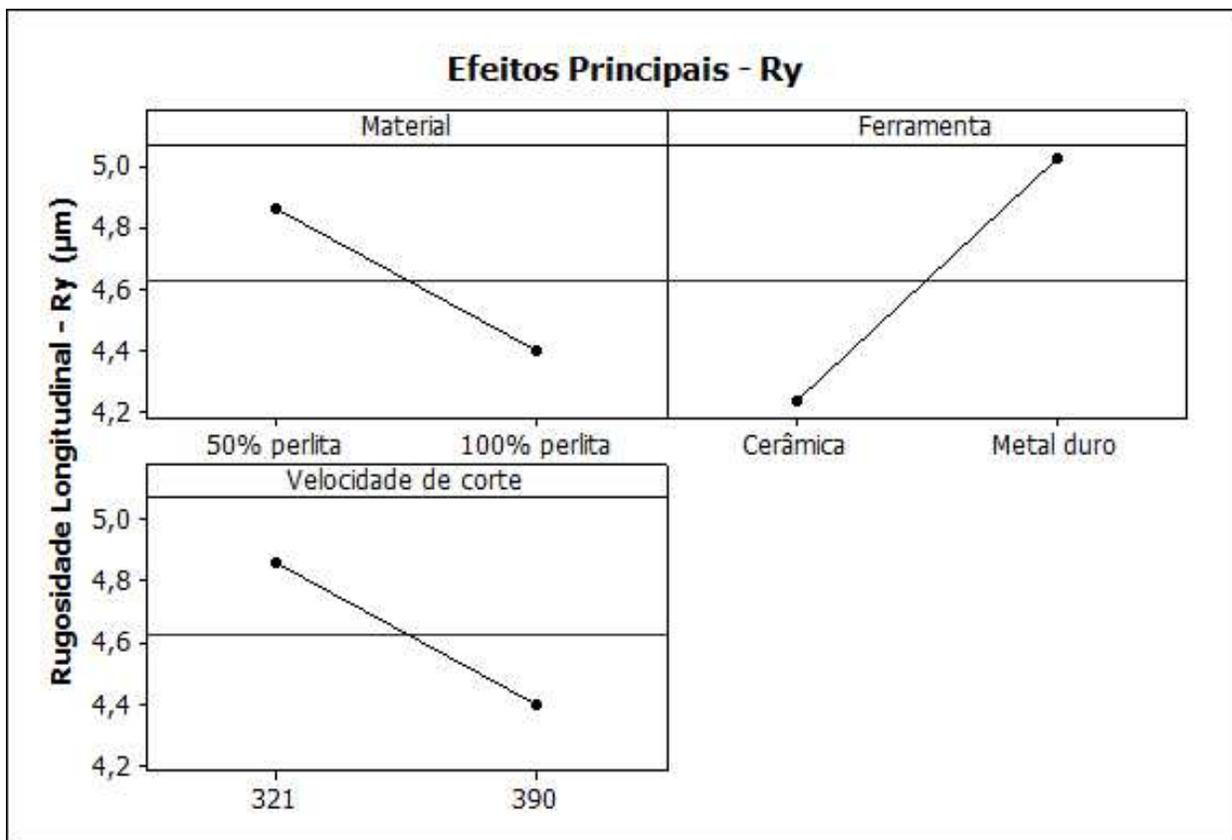


Figura 4. 36 – Gráfico dos efeitos principais para a variação da rugosidade superficial longitudinal Ry, medida em μm (95% de confiança)

Apesar das medições dos efeitos principais observadas acima, cabe aqui salientar, conforme determinado nos gráficos de Pareto das figuras 4.33 e 4.34, que devido à alta dispersão, estas variáveis não foram significativas para formação do resultado. Pode-se citar os seguintes pontos para explicar a não influência das variáveis de entrada na rugosidade da peça:

- 1) De acordo com a literatura (Diniz et al., 2006) a velocidade de corte somente influenciaria a rugosidade nesta faixa de velocidades, se a variação da mesma causasse maior vibração. Como todo o sistema máquina-ferramenta –fixação e peça era bastante rígida para as condições usinadas, a velocidade não influenciou na rugosidade;
- 2) A ferramenta influenciaria na rugosidade se as geometrias das ferramentas citadas fossem diferentes (o que não ocorreu) ou se o coeficiente de atrito de seus materiais com o cavaco e peça fosse também diferente. O resultado mostra que, se houve variação do coeficiente de atrito quando se variou do metal duro para a cerâmica, esta variação

não foi tal que influenciasse a rugosidade da peça;

- 3) A rugosidade da peça está ligada à ductilidade e ao alongamento do material. Não está citado na tabela 3.1 (tabela que mostra algumas propriedades dos materiais usados nos ensaios), mas o material com 50% de ferrita era mais dúctil e com maior alongamento do que o totalmente perlítico, o que supostamente, acarretaria em maior fluxo lateral de cavaco e, conseqüentemente, maior rugosidade. Baseado nos resultados obtidos, pode-se concluir que a variação de ductilidade entre as ligas não foi tão grande a ponto de influenciar na rugosidade das superfícies fresadas.

4.4 – Usinabilidade da ferramenta pela ótica dos esforços de corte

Para avaliação da variação dos esforços de corte em função das variáveis de entrada, os materiais foram usinados em formato padrão e fixados ao dinamômetro. Os dados de esforços de corte foram sinais elétricos captados nos eixos X e Y idênticos aos eixos da máquina ferramenta e convertidos a seus valores de força (em Newtons) de acordo com a conversão já citada no capítulo 3. Destes valores, foi calculada a força resultante da média dos números obtidos durante o corte. Como resultado, foram obtidas as figuras de esforços de corte para as pastilhas novas (Figura 4.38) e usadas (Figura 4.41).

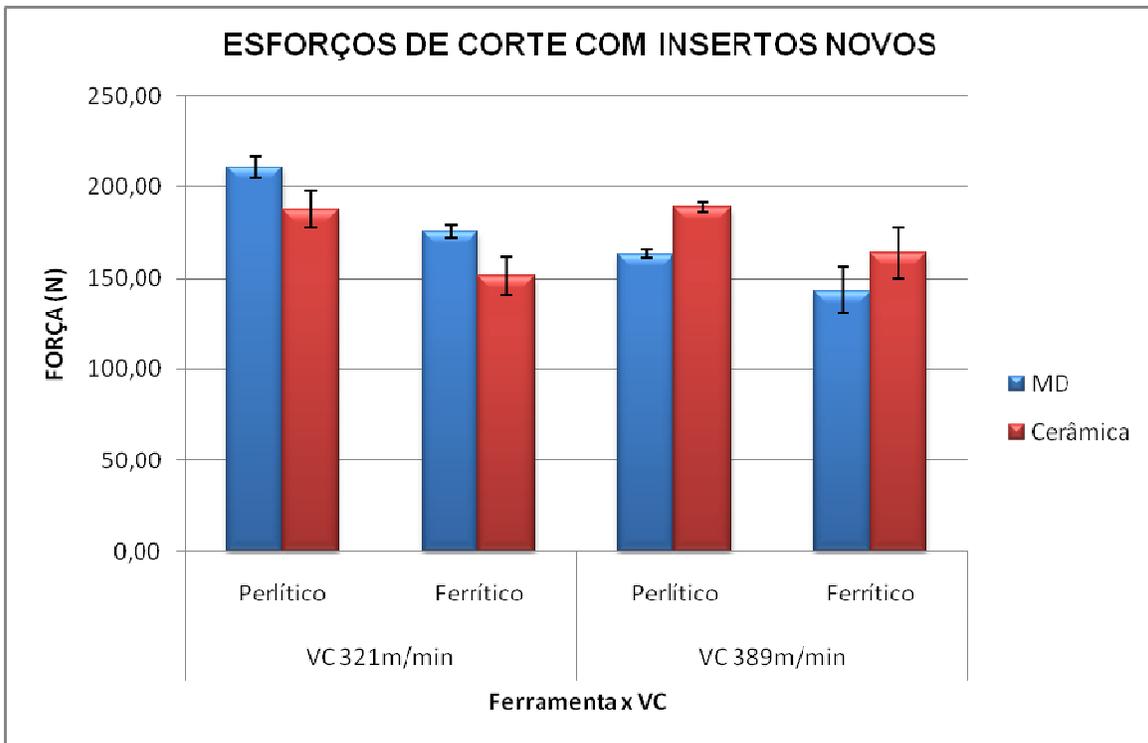


Figura 4. 37 – Força resultante de corte no plano da peça com pastilhas de cerâmica e metal duro novas.

Ao se analisar a figura 4.37 (resultantes dos esforços de corte com pastilhas novas), observa-se que a usinagem dos materiais perlíticos proporcionou maiores esforços de corte que a usinagem dos materiais ferríticos, como já esperado, já que estes possuem propriedades de dureza e resistência menores que aqueles.

Ao se utilizar velocidades de corte maiores, também se obteve menores esforços de corte, uma vez que quando se aumenta a velocidade de corte, a tendência é a diminuição da pressão específica de corte e conseqüentemente da força de corte, pela manutenção da área, com avanço por dente (f_z) mantido constante. Esta tendência se justifica pela diminuição da deformação e da dureza do cavaco e também da redução dos coeficientes de atrito que o aumento de v_c proporciona. (DINIZ et al, 2006).

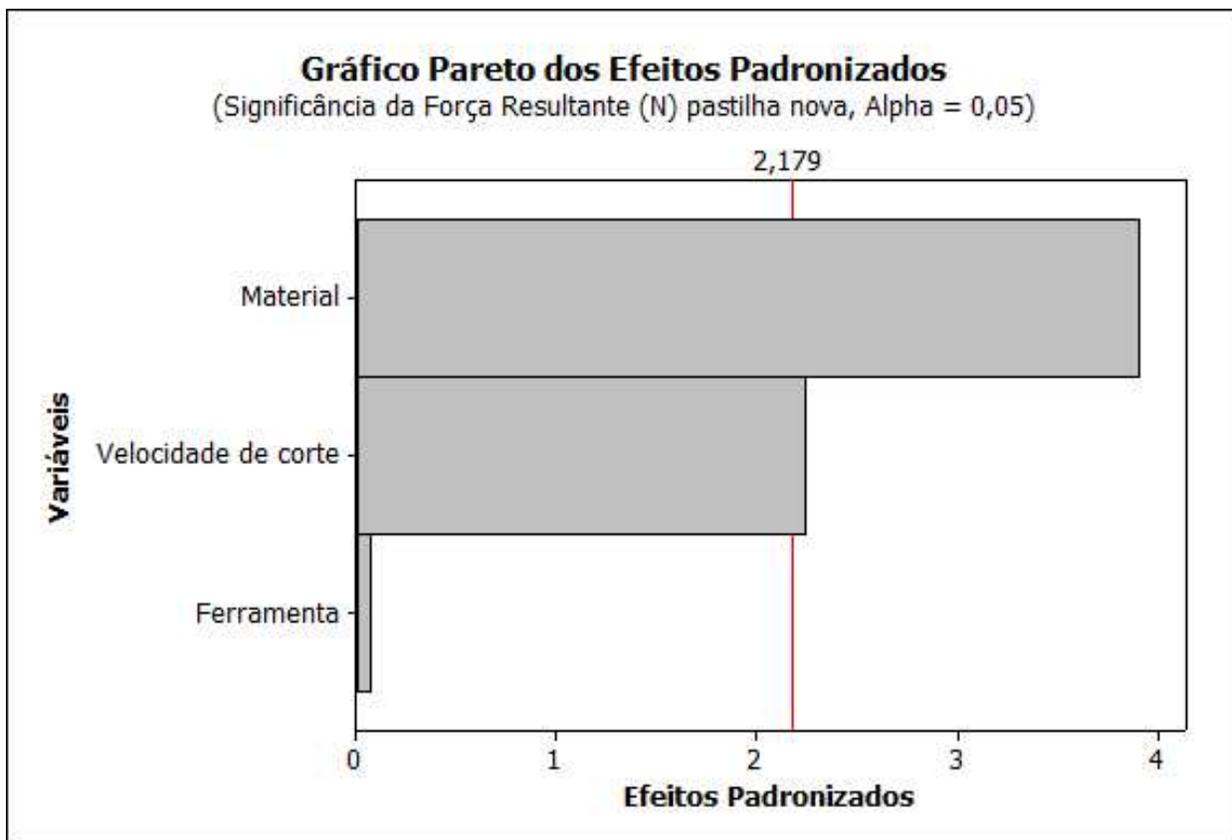


Figura 4. 38 – Gráfico Pareto dos esforços de corte resultantes com pastilhas de cerâmica e metal duro novas

A figura 4.38, mostra que as variáveis de materiais usinados e velocidade de corte foram nesta ordem significantes para a formação do resultado, não sendo a variação de ferramenta influente neste processo, ou, em outras palavras, não foi possível verificar nestes ensaios com pastilhas novas qual ferramenta proporcionou maiores esforços de corte.

A análise da figura 4.39 nos mostra os principais efeitos das variáveis na formação do resultado, e pelo que já foi observado na análise dos gráficos da figura 4.37, é possível confirmar que à medida que se usina materiais menos perlíticos, consome-se menores esforços de corte que os materiais com maior concentração perlítica. Também observou-se maiores esforços de cortes para usinagens com a menor velocidade de corte.

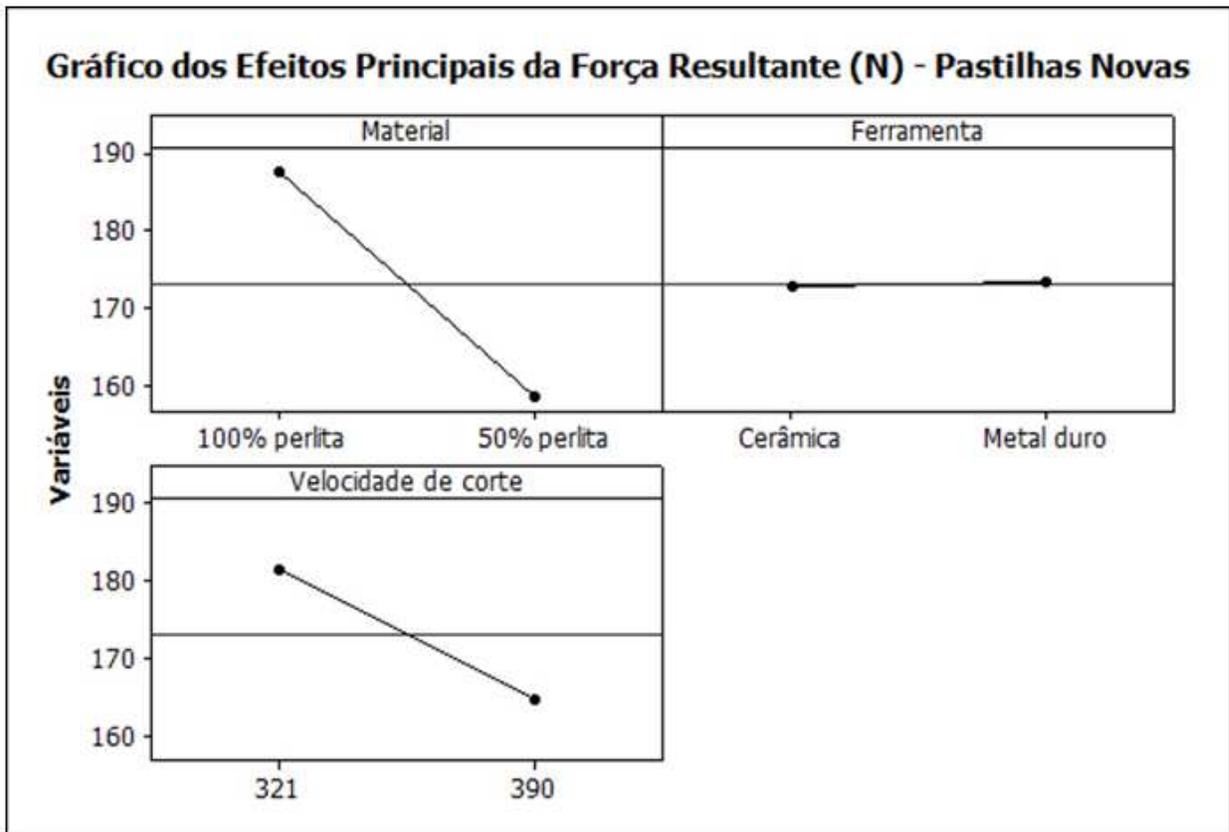


Figura 4. 39 – Gráfico dos principais efeitos em usinagens com pastilhas de cerâmica e metal duro novas

Ao se analisar a figura 4.40 (esforços de corte resultantes com pastilhas usadas), observa-se que os esforços de corte também foram menores na usinagem de lotes perlíticos que nos lotes 50% perlíticos. Devido ao desgaste ocorrido nas pastilhas, nestes ensaios não foi possível identificar se houve maiores esforços de corte na ferramenta de cerâmica ou de metal duro como também não se consegue determinar sob qual velocidade de corte, tais esforços foram maiores.

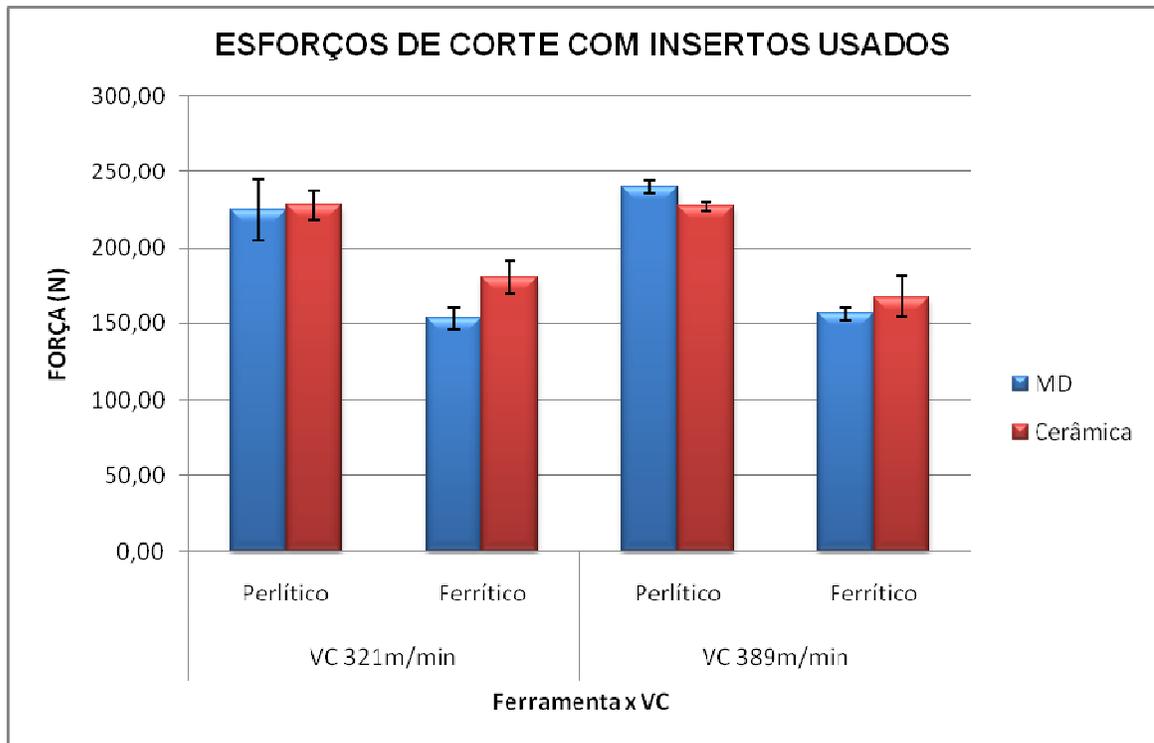


Figura 4. 40 - Força resultante de corte no plano da peça com pastilhas de cerâmica e Metal duro novas.

Comparando-se as pastilhas gastas e novas, observa-se que de forma geral, as pastilhas gastas consumiram maiores esforços de corte que as pastilhas novas, sendo exceção a ferramenta de metal duro na usinagem de lotes 50% perlíticos sob velocidade de corte de 321m/min. Este fato isolado pode ser explicado pela deformação na aresta de corte da pastilha (figura 4.14) dos insertos que foram utilizadas para este tipo de ensaio, o que faz com que o ângulo de saída fique mais positivo e proporcione menores esforços de corte que as pastilhas novas. Além disso, pode ter sido causa deste efeito inesperado a temperatura na região de corte aliada ao desgaste sofrido pela ferramenta.

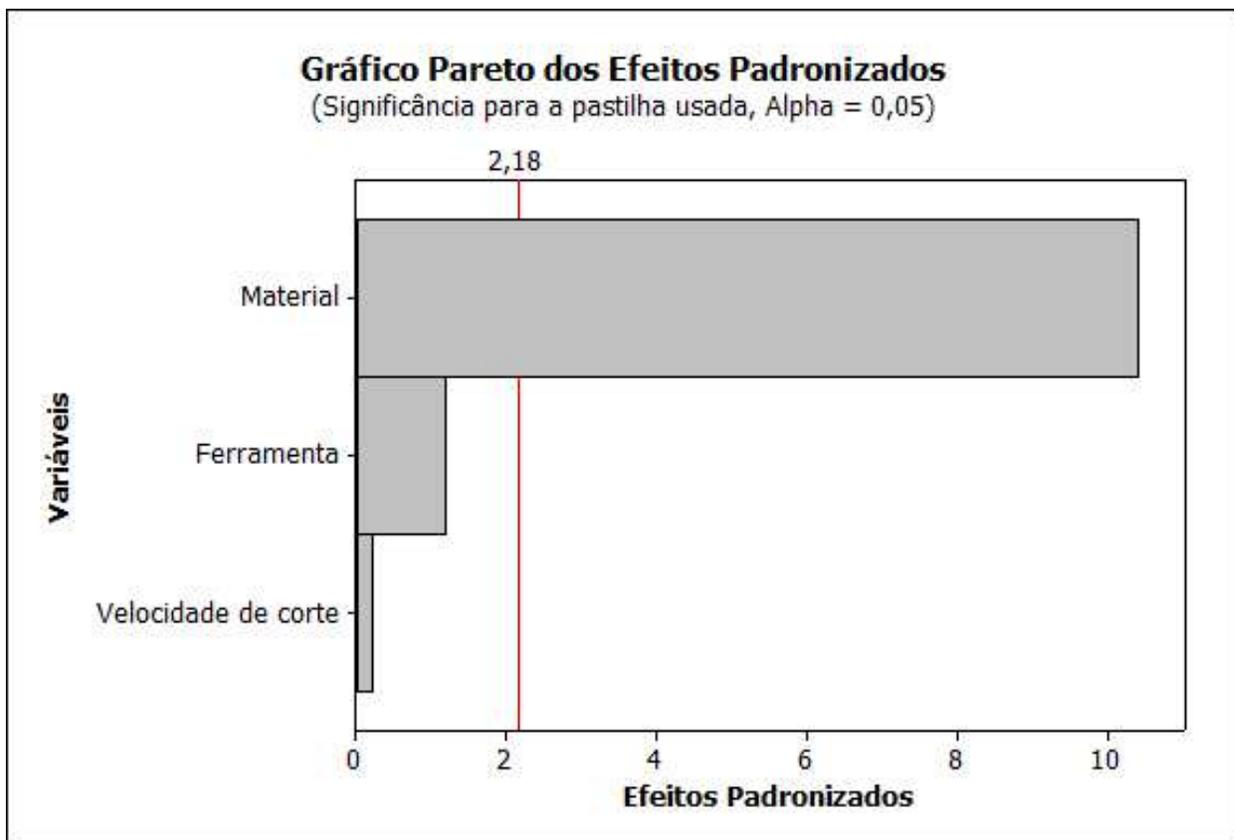


Figura 4. 41 – Gráfico Pareto dos esforços de corte resultantes com pastilhas de cerâmica e metal duro usadas

A figura 4.41 mostra que, em termos de significância, apenas a alternância entre materiais mais perlíticos e menos perlíticos, foi diferenciada para a formação do resultado. Como já observado no gráfico da figura 4.39, não foi possível determinar qual velocidade de corte ou ferramenta tiveram esforços de cortes superiores.

A figura 4.41 mostra que a variação dos esforços de corte quando se alterou o material foi bastante acentuada, com menores esforços de corte para os materiais 50% perlíticos, conforme já esperado. Mesma figura confirma a pouca variação de esforços de corte quando se alterou velocidades de corte ou materiais de ferramentas.

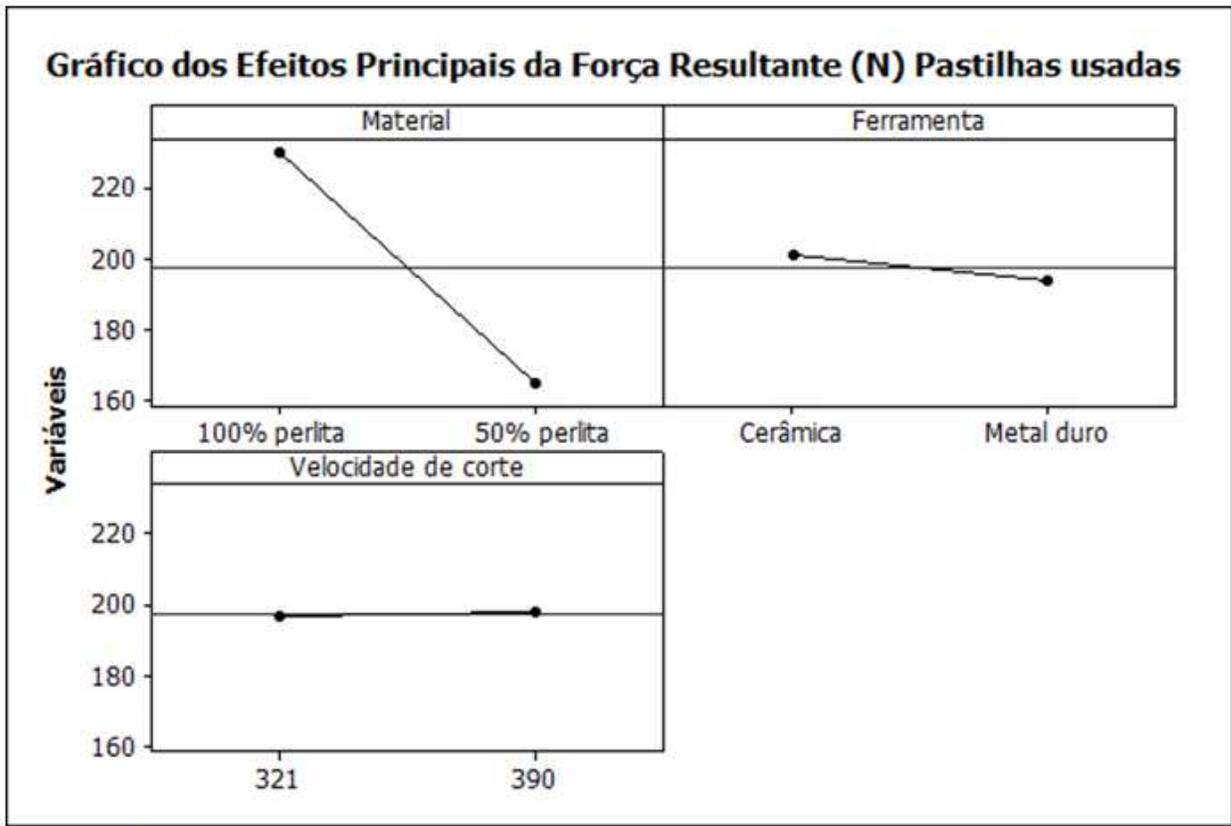


Figura 4. 42 - Gráfico dos principais efeitos em usinagens com pastilhas de cerâmica e metal duro novas

5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

O objetivo deste trabalho foi analisar os efeitos de se alterar as concentrações de perlita e ferrita em ferros fundidos de uma mesma classe, respeitando sua classe de tolerância e verificar os impactos na usinabilidade. Para isso foram produzidos dois tipos de ferros fundidos cinzentos (com a mesma composição química), sendo um com concentração 100% perlítica e outro com concentração 50% perlítica, ambos dentro da classe GG-25, que foram submetidos a ensaios de fresamento com ferramentas de metal duro e cerâmica, variando-se também as velocidades de corte.

Baseado nos resultados obtidos, pôde-se concluir para os ferros fundidos cinzentos testados neste trabalho:

- O principal mecanismo de desgaste sugerido em todos os ensaios realizados com ferramenta cerâmica, independentemente da velocidade de corte e do material de peças utilizado foi a difusão. Nas ferramentas de metal duro ocorreram principalmente “attrition” e trincas de origem térmica.
- As ferramentas de cerâmica, em condições de usinagem idênticas, apresentaram maior vida de ferramenta na usinagem de todos os ferros fundidos cinzentos que as ferramentas de metal duro;
- Nas ferramentas testadas houve tendência de queda de vida com o aumento de velocidade de corte;
- Os lotes com concentração 100% perlítica proporcionaram menores vidas de ferramentas se comparados com os lotes de 50% perlíticos, tanto quando se usinou com ferramenta de metal duro, quanto se usinou com ferramenta de cerâmica. A diferença de vida da ferramenta pode chegar a 73% (considerando a comparação entre usinagem do lote mais perlítico com metal duro sob velocidade de 389m/min e a usinagem do lote menos perlítico com a cerâmica sob a velocidade de 321m/min)
- A ferramenta utilizada não influenciou os valores de esforços de corte obtidos;
- As ferramentas gastas apresentaram maiores esforços de corte que as novas;
- Com as ferramentas novas, os esforços de corte foram maiores com materiais de maior

concentração perlítica que com os materiais de menor concentração perlítica. Também o crescimento da velocidade de corte causou queda nos valores de esforços de corte, mas tal influência foi menor que aquela obtida com a mudança do material da peça;

- Quando se usinou com ferramentas usadas, só foi possível observar a diferença na mudança de material usinado, sendo que a peça com maior concentração perlítica consumiu maior esforço de corte que aquela com maior concentração ferrítica. Outrossim, com estas pastilhas, não foi possível identificar que velocidade ou que material de ferramenta proporcionou maiores ou menores esforços de corte;
- Devido às altas dispersões de rugosidade e grande variação de resultados obtidos, pode-se afirmar que a mudança de material da peça, bem como do material da ferramenta ou ainda da alteração da velocidade de corte não influenciou os resultados de rugosidade da peça.

SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS:

- Repetir os mesmos testes para materiais de formas mais complexas que os testados neste trabalho, principalmente em superfícies com interrupções;
- Realizar os mesmos testes para materiais com teores intermediários de perlita entre os extremos ensaiados nestes trabalhos;
- Testar a ferramenta de CBN para estas usinagens.

Referências Bibliográficas

Angus, H.T. – Physical and Engineering Properties of Cast Iron, B.D.T. 2^a ed, Usinabilité des Fontes, octobre, 1976

ASM Handbook Committee. **Metals Handbook**. v1. Properties and Selection of Metals. 8th. Ed. Ohio: American Society for Metals, c 1961.

ASM. **The Machinability of Engineering Materials** . Influence of Metallurgy on the Machinability of Engineering Materials 1st. Ed. Ohio: American Society for Metals, 1982.

ASM Handbook Committee. **Metals Handbook**. v1. Properties and Selection of Metals.9th. Ed. Metals Park Ohio: American Society for Metals, 1989, p. 648-665..

Bjorkregen, L.E.: Johannesson, B.; Hamberg, K. **Propriedades mecânicas e usinabilidade de FoFos nodulares ferríticos endurecidos com silício**. Revista Alemã Giesserei-Praxis, n° 1/1999.

Bonnier, Hoppenstedt. Güsseisen mit Lamellengraphit. Revista GussProdukte, Jahreshandbcuh der Giessenrei, Zulieferer, Ausstatter. 2001.

Branco, H.C.C. e Santos, A.B.S. – **Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares**, 1^a edição, I.P.T., São Paulo, 1977.

British Cast Iron Research Association. Membership Services, *Production of Grey Iron*, BCIRA Group Company, Birmingham, 1984.

Caldeirani, F. José – **Estudo e monitoramento do processo de fresamento frontal com fresas de insertos intercambiáveis**. Campinas, SP, 2006. Originalmente apresentada como tese de doutorado, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1998.

Chiaverini, V. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2007. 576p.

Chiaverini, V. Tecnologia mecânica – materiais de construção mecânica. 2ª ed. São Paulo: Editora McGraw-Hill. V.3, p. 1986. 146-168.

Campos, M. S. **Desvendando o Minitab**. 1 ed. Rio de Janeiro: editora Qualitymark, 2003. 259p.

Coelho, R.T.; Braghini, A.Jr.; Sudo, T.T. O desgaste de ferramentas na usinagem de FoFo cinzento a alta velocidade. Escola de Engenharia de São Carlos (EESC – USP), São Carlos, SP, 2001.

Colpaert, Hubertus. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 3 ed. São Paulo: Editora Edgard Blücher, 1974.

Colpaert, Hubertus. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 5 ed. São Paulo: Editora Edgard Blücher, 1987.

Cunha, Lamartine Bezerra. **Influência da adição de cobre nos ferros fundidos nodulares hipereutéticos sobre a usinabilidade e propriedades mecânicas**. Campinas, SP, 1985. Originalmente apresentada como tese de doutorado, Faculdade de Engenharia de Campinas, Universidade estadual de Campinas.

Datsko, J. – **Machinability index material properties and manufacturing processes**. John Wiley e Sons, Inc. Pag. 444 -468, 1967

Dawson, S., Schroeder, T. **Practical Applications for Compacted Graphite Iron**. AFS Transactions, American Foundry Society, Des Plaines, USA: Paper 04-047, 2004, p.1-9.

De. SY, A., Eeghem, L.V. – **A study of the machinability of gray iron foundry**. Vol. 89, 1981, pag. 78.

Diniz, A.E; Marcondes, F.C; Coppini, N.L. **Tecnologia da usinagem dos materiais**. São Paulo: Artliber editora. 4ª ed. 247p. 2006.

Diniz , A.E.; Ferrer, J.A.G. A comparison between silicon nitride based ceramic and coated carbide tools in the face milling of irregular surfaces. Faculdade de Engenharia Mecânica de Campinas, Universidade Estadual de Campinas. 2007.

Dore, C.; Boehs. L.; Guessser. W.L. Avaliação da usinabilidade do ferro fundido vermicular com diferentes microestruturas. 8º Congresso Iberoamericano de Ingenieria Mecânica – CIBIM – 8. 2007.

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.

EN-European Standard. European Committee for Standardization, DIN EN 1561, Giessereiwesen-Gusseisen mit Lamellengraphit, German version, 1997.

Erickson, P.S. e hardy, J.M. – Effect of manganese sulfide inclusions in cast iron on tool life. A.F.S. Trans. Vol. 84, 1976.

Ferraresi, D. **Fundamentos da usinagem dos metais**. São Paulo: Editora Edgard Blücher, 1977. v. 1, 751 p.

Ferrer, Jorge Antonio Giles. **Uma Contribuição ao Fresamento Frontal de Superfícies Irregulares do Ferro Fundido Cinzento**. Campinas, SP, 2006. Originalmente apresentada como tese de doutorado, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2006.

Fortino, D. – Machinability of iron casting, Foundry trade journal – December, 1962, pag. 729.

Gabaldo, Sander. **Uma contribuição à melhoria do processo de fresamento de ferro fundido vermicular – CGI**. Campinas, SP, 2009. Originalmente apresentada como dissertação de mestrado, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2009.

Gresser, W.L.; Guedes, L.C. Desenvolvimentos recentes em ferros fundidos aplicados à indústria automobilística. Associação de Engenharia Automotiva, AEA, São Paulo. 1997.

Hashemipour, M. **Tool life and wear mechanisms of ceramic on steel**. Production Engineer, v.67, n6 , p.33-34, 1988.

I.F.S.I. **Gray and ductile Iron Castings Handbook**. Cleveland: Ed. Charles F. Walton, 1971, pág. 51/519.

Infomet, 1998. **Informações britadas, fundidas e laminadas**. Disponível em <www.infomet.com.br/h_ferros_fundidos.php> Acesso em: Janeiro 2009

Johnson D. Why cutting tools fail, **Tooling & Production**. Huebcore Communications Inc., maio 1996.

Kennametal. **Cast iron turning guide**. Latrobe, PA: Kennametal Inc., 2003. 98p.

Klocke, F.; Eisenblätter, G. **Machinability investigation of the drilling process using minimal cooling lubrication techniques**. Production Engineering, v. 4, n. 1, p. 19-24. 1997.

Loria, E.a. – **Machinability of Gray Iron By Constant Pressure Lathe Tests – Foundry**, Vol. 80, Masrch, 1952, pag. 194.

Machado, A.R.; Silva, M.B. **Usinagem dos metais**. 4ª versão. Uberlândia: editora da UFU. 172p.

Apostila.

Mantell, C. L.; Hansing; L.H.; Briggs, A. B. **Engineering Materials Handbook**. 1ª ed. New York, Toronto, Londres: Mc Graw-Hill Book Company. 3-1/3-29 p. 1958.

Mocelin, et al. Estudo da usinabilidade do ferro fundido vermicular em ensaios de furação. In: SULMAT. **Anais...**2002.

Mills, B.; Redford, A.H. **Machinability of Engineering Materials**. London, UK: Applied Science Publishers 1983. 174p.

Pekelharing, A. J. **The Exit Failure of Cemented Carbide Face-Milling Cutters**. Part I – Fundamentals and Phenomena, Annals of the Cirp, v.33, p47-50, 1984.

Pereira, Rubens Lima. **Apostila sobre Curso de Metalurgia**. 1ª ed. Universidade de São Paulo, Escola de Engenharia de São Carlos, 1985. 285/296p.

Pereira, Rubens Lima. **Diagrama Ferro-Carbono - Aços e Ferros Fundidos, Ligas não ferrosas, metalografia, Ensaios Mecânicos**. 3ª ed. Universidade de São Paulo, Escola de Engenharia de São Carlos, 1973. 50/67p.

Pieske, A., et al. **Ferros Fundidos Cinzentos de Alta Qualidade**. Joinville, Ed. Sociedade Educacional Tupy, 1976.

Pires, Amandio da Cruz. Desenvolvimento de ligas de ferro fundido cinzento para a fabricação de cilindros secadores utilizados em máquinas de produção de papel. Itatiba, SP, 2006.

Originalmente apresentada como dissertação de mestrado, Universidade São Francisco, 2006.

Radzikowska, Janina. **Preparation of Cast Iron Foundry Alloys**. Disponível em: <<http://www.metallography.com/technotes/iron/iron.htm>>. Acesso em: maio 2001.

Sahm, D.; Schneider, T. **A produção sem refrigerante é interessante e deve ser mais conhecida.** Máquinas e metais, n 367, p. 38-55, ago.

Sandvik, **Modern Metal Cutting** – A Practical Handbook, Suecia: Sandvik Coromant Technical Editorial, 1990.

Sandvik. **Modern Metal Cutting.** Sandvik Coromant Technical Editorial Department, Tofters Tryckeri, 1. edn., Sweden. 1994.

Sandvik. **Esqueça a alegação de que o aço inoxidável é difícil usar - O mundo da Usinagem.** Sandvik Coromant do Brasil, Brasil. 2001.

Sandvik. **Ferramentas de corte.** Catálogo Sweden: Sandvik Coromant., in portuguese. 2006.

Silveira, Jair. **Influência de fatores metalúrgicos na usinabilidade de ferros fundidos FE 6002, FE 4212 e FC 25.** Campinas, SP, 1983. Originalmente apresentada como tese de doutorado, Faculdade de Engenharia de Campinas, Universidade estadual de Campinas.

Sintercast. **What is CGI.** Em www.sintercast.com, Acesso Maio de 2008.

Trent, E.; Wright, P. **Metal Cutting.** Butterworth/Heinemann, Oxford. 2000

VDG, Verein Deutscher Giessereifachleute. **Gussteile für den Maschinenbau.** Düsseldorf: VDG – Merkblatt. 2005

Yeckley, R. Ceramic grade design. **Kennametal Comprehensive Application Engineering Guide,** Latrobe, PA: Kennametal University, cap.12, p. 2 –12. 2005.