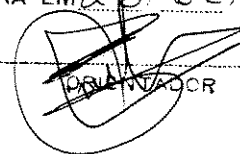


ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR João Roberto
Ferreira E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 26/02/99.



UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

Torneamento de Materiais Compósitos

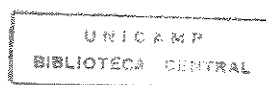
Reforçados com Fibras de Carbono

Autor: João Roberto Ferreira

Orientador: Nivaldo Lemos Coppini

02/99

9913869



UNIDADE DE
 N.º CHAMADA: UNICAMP
F413t
 V. 225 Ex. 3535
 TUMBO BC 225
 PROC. 225
 C ☐ D ☒
 PREÇO 11,00
 DATA 23-07-99
 N.º CPD

CM-00125565-5

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

F413t Ferreira, João Roberto
 Torneamento de materiais compósitos reforçados com
 fibras de carbono. / João Roberto Ferreira.--Campinas,
 SP: [s.n.], 1999.

Orientador: Nivaldo Lemos Coppini.
 Tese (doutorado) - Universidade Estadual de Campinas,
 Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Materiais compostos. 2. Carbono. 3. Usinagem. 4.
 Ferramentas. 5. Acabamento. 6. Tornearia. I. Coppini,
 Nivaldo Lemos. II. Universidade Estadual de Campinas.
 Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO

Torneamento de Materiais Compósitos

Reforçados com Fibras de Carbono

Autor: João Roberto Ferreira

Orientador: Nivaldo Lemos Coppini

Curso: Engenharia Mecânica

Área de Concentração: Materiais e Processos

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

Campinas, 26 de Fevereiro de 1999

S.P. - Brasil

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO

TESE DE DOUTORADO

**Torneamento de Materiais Compósitos Reforçados
com Fibras de Carbono**

Autor : **João Roberto Ferreira**

Orientador: **Nivaldo Lemos Coppini**

Prof. Dr. Nivaldo Lemos Coppini, Presidente
Universidade Estadual de Campinas

Prof. Dr. Ing. Walter Lindolfo Weingaertner
Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Dr. Flaminio Levy Neto
Universidade de Brasília

Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz
Universidade Estadual de Campinas

Prof. Dr. Olivio Novaski
Universidade Estadual de Campinas

Campinas, 26 de Fevereiro de 1999

Dedicatória

À minha família, especialmente à memória de minha mãe Maria das Dores[†];

À Regina, minha esposa;

À Vívian e Nálian, minhas filhas.

Agradecimentos

À Deus, por ter me dado a oportunidade de realizar este trabalho;

Ao Prof. Nivaldo, pela confiança, incentivo, apoio, colaboração, e acima de tudo pela amizade e simplicidade;

Ao Departamento de Produção da Escola Federal de Enga. de Itajubá (DPR/IEM/EFEI), por acreditar e permitir a realização deste trabalho;

Aos professores, funcionários, e colegas do DEF/FEM/UNICAMP, que de alguma forma contribuíram para realização deste trabalho;

À Divisão de Mecânica (AME) do Instituto de Aeronáutica e Espaço (IAE) do Centro Técnico Aeroespacial (CTA), especialmente ao ex-pesquisador Ph.D. Flaminio Levy Neto, aos Eng^{os} Sílvia R. Macera, e Francisco Romeo Martins, pelo suporte dado;

Ao colega Prof. Gilberto Walter Arenas Miranda e ao técnico Aristides, pelo auxílio na realização dos ensaios experimentais;

Ao programa PICD/CAPES pela bolsa concedida;

À FINEP pelo apoio financeiro.

“O sábio é um homem com força, e o homem instruído desdobra seu vigor”

Provérbios 24:5

Índice

1. Introdução	1
2. Materiais Compósitos Plásticos Reforçados com Fibras de Carbono	4
2.1 Generalidades	4
2.2 Reforços	6
2.2.1 Fibra de Vidro	8
2.2.2 Fibra de Carbono	9
2.2.3 Fibra de Boro	13
2.2.4 Fibras de Aramida	13
2.2.5 Reforços Híbridos	14
2.3 Matrizes	15
2.3.1 Resina Epóxi	16
2.3.2 Resina Fenólica	17
2.3.3 Resina Poliéster	18
2.4 Processos de Fabricação dos Materiais Compósitos PRFC	18
2.4.1 Impregnação Manual	19
2.4.2 Moldagem em Câmara de Vácuo ou Pressão	20
2.4.3 Bobinagem Filamentar	21
2.4.4 Moldagem por Compressão	22
2.4.5 Moldagem Contínua (Pultrusão)	23
2.4.6 Pré-Impregnados	23
2.5 Estruturas e Propriedades dos Compósitos PRFC	24
2.6 Aplicações dos Compósitos PRFC	26

3. Materiais Compósitos-Carbono Reforçado com Fibras de Carbono	28
3.1 Generalidades	28
3.2 Processo de Obtenção do Compósito C/C	29
3.2.1 Pré-formas	31
3.2.2 Processo de Densificação por Impregnação Líquida	33
3.2.3 Processo de Impregnação Gasosa	38
3.3 Propriedades do Compósito C/C	41
3.4 Aplicações do Compósito C/C	47
4. Usinagem de Compósitos Reforçados com Fibras	49
4.1 Generalidades	49
4.2 Mecanismo de Corte de Compósito Reforçado com Fibras	51
4.3 Desgastes das Ferramentas	57
4.4 Vida das Ferramentas	62
4.5 Forças de Usinagem em Compósitos PRF	69
4.6 Acabamento Superficial de Compósitos PRF	75
4.7 Aspectos de Segurança e Considerações Parciais	80
5. Generalidades Sobre Usinagem	82
5.1 Mecanismo de Formação do Cavaco	82
5.2 Materiais de Ferramentas	87
5.2.1 Aços Rápidos	87
5.2.2 Metal Duro	87
5.2.3 Ferramentas Cerâmicas	90
5.2.4 Diamante Policristalino Sintético (PCD)	94
5.2.5 Ferramentas de Nitreto de Boro Cúbico Policristalino (PCBN)	96
5.3 Desgastes de Ferramentas	97
5.3.1 Tipos de Avarias e Desgastes	97
5.3.2 Mecanismos de Desgastes	99

5.3.3 Medida dos Desgastes	102
5.4 Vida de Ferramentas	102
5.4.1 Critérios de Vida	102
5.4.2 Curva de Vida da Ferramenta	104
5.5 Otimização das Condições de Usinagem	106
5.5.1 Tempos de Usinagem e Velocidade de Máxima Produção	107
5.5.2 Custo de Usinagem por Peça e Velocidade de Mínimo Custo	108
5.5.3 Intervalo de Máxima Eficiência	109
6. Procedimento Experimental	111
6.1 Materiais	111
6.1.1 Material Compósito PRFC-FP	111
6.1.2 Material Compósito PRFC-FB	113
6.1.3 Material Compósito C/C	115
6.2 Ferramentas e Dispositivos	116
6.3 Equipamentos e Instrumentos	117
6.4 Metodologia Experimental	121
6.4.1 Torneamento do Compósito PRFC-FP	121
6.4.2 Torneamento do Compósito PRFC-FB	124
6.4.3 Torneamento do Compósito C/C	125
7. Resultados e Discussões	127
7.1 Torneamento do Compósito PRFC-FP	128
7.1.1 Comportamento das Ferramentas	128
7.1.2 Tipo de Cavaco e Desgastes das Ferramentas	130
7.1.3 Influência das Condições de Corte	134
7.1.4 Ensaios de Repetitividade	141
7.1.5 Forças de Corte e Avanço no Torneamento de PRFC-FP	143
7.1.6 Acabamento Superficial do Compósito PRFC-FP	148
7.2 Torneamento do Compósito PRFC-FB	151

7.2.1 Desempenho das Ferramentas	151
7.2.2 Curvas de Vida da Ferramenta de Metal Duro	154
7.2.3 Esforços de Corte	157
7.2.4 Acabamento Superficial	159
7.3 Torneamento do Compósito C/C	161
7.3.1 Generalidades	161
7.3.2 Comportamento das Ferramentas	162
7.3.3 Tipo de Cavaco e Desgastes das Ferramentas	164
7.3.4 Influência das Condições de Corte	167
7.3.5 Acabamento Superficial	171
7.4 Comparação entre a Usinabilidade dos Compósitos PRFC-FP, PRFC-FB, e C/C	174
8. Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros	177
8.1 Conclusões	177
8.2 Sugestões para Trabalhos Futuros	179
Referências Bibliográficas	181
Anexos	196

Resumo

Ferreira, João Roberto, Torneamento de Materiais Compósitos Reforçados com Fibras de Carbono. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, UNICAMP, 1999. 196p. Tese (Doutorado)

Este trabalho apresenta como introdução algumas propriedades dos compósitos reforçados com fibras de carbono (RFC), relacionados com sua composição, processo de fabricação, propriedades mecânicas, e aplicações. Em seguida, apresenta-se os resultados experimentais do torneamento de três compósitos: resina fenólica reforçada com fibras de carbono (i) picada; (ii) bobinada; e (iii) carbono reforçado com fibras de carbono. Durante os ensaios observou-se o desempenho de diversos materiais de ferramentas, tais como: metais duros, cerâmicas, nitreto de boro cúbico (PCBN), e diamante (PCD). Com as ferramentas de metal duro e PCD, observou-se em diferentes velocidades de corte, avanço, e profundidade de usinagem, o comportamento do desgaste da ferramenta e da rugosidade da peça. Nos testes foram medidos e analisados os desgastes e avarias das ferramentas, as forças de corte e avanço e a potência elétrica do motor da máquina. Os resultados deste trabalho mostram que somente o PCD pode assegurar um bom acabamento superficial. Em operação de desbaste, a escolha da ferramenta deve ser analisada segundo uma relação de custo/benefício para cada compósito. Constata-se também, que existe uma grande influência da composição do compósito RFC sobre a usinabilidade, e que as condições de segurança do operador e da máquina são cruciais para viabilizar a usinagem destes materiais.

Palavras Chave

Materiais Compósitos, Fibra de Carbono, Usinagem, Materiais de Ferramentas, Desgastes e Vida de Ferramentas, Forças de Usinagem, Acabamento Superficial, Condições de Corte.

Abstract

Ferreira, João Roberto, *Turning of Carbon Fiber Reinforced Composite Materials*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, UNICAMP, 1999. 196p. Tese (Doutorado)

This work shows, as introduction, some properties of Carbon Fiber Reinforced Composites (CFRC) related with its composition, fabrication process, mechanical properties and main applications. After, this work presents experimental results, where turning tests were carried out to study some aspects of the machinability in the following kinds of composites: (i) chopped and (ii) winding carbon fiber reinforced phenolic resin; and (iii) carbon fiber reinforced carbon composites. During the experiments, the performance of different tool materials like ceramics, cemented carbide, cubic boron nitride (PCBN), and diamond (PCD) were observed. For the cemented carbide and PCD tools, various trials in different cutting speeds and feed rates were carried out, and the influence of the cutting conditions on tool wear and workpiece surface roughness was investigated. During the tests the tool wear was measured, and the machining forces, as well as the engine main motor electric power were monitored. Experimental results showed that only PCD tools are suitable for use in finishing turning. In rough turning, a benefit/cost analysis was accomplished for tool choice and for each composite. This work shows that there is a strong influence of the composite composition on the machinability parameters, and that the suitable workshop environment for CFRC machining is crucial to machine tool and operator safety.

Keywords

Composite Materials, Carbon Fiber, Machining, Tool Materials, Tool Wear, Tool Life, Surface Roughness, Machining Forces, Cutting Conditions.

Lista de Figuras

2.1	Importância relativa (I. R.) dos metais, polímeros, compósitos, e cerâmicas	5
2.2	Formas geométricas de reforços fibrosos para compósitos	7
2.3	Esquema do processamento da fibra de carbono à partir da PAN	11
2.4	Resistência e módulo da fibra de PAN em função da TTT	12
2.5	Tecido de fibra de carbono	12
2.6	Resistência específica versus módulo específico de várias fibras	14
2.7	Resistência à tração versus deformação de várias fibras	15
2.8	Processo de moldagem <i>Spray-Up</i>	20
2.9	Moldagem em autoclave	20
2.10	Processo de bobinagem filamentar	21
2.11	Moldagem por compressão	22
2.12	Esquema do processo de pultrusão	23
2.13	Tipos de compósitos reforçados com fibras de carbono (PRFC)	24
2.14	Resistência específica versus módulo específico (Tração)	26
3.1	Esquema das diferentes rotas de processamentos para obtenção de compósito C/C	30
3.2	Construção da pré-forma ortogonal tridirecional	31
3.3	Obtenção de pré-formas de C/C-3D	32
3.4	Pré-forma cilíndrica tridirecional	33
3.5	Características de resina e piche em função do tratamento térmico	37
3.6	Processo de obtenção do compósito C/C	37
3.7	Variação da densidade dos compósitos C/C em função da pressão do processo	38
3.8	Processo de impregnação em fase gasosa	40
3.9	Resistência à tração de vários materiais com a temperatura	42

3.10	Propriedades do compósito C/C-1D em função da temperatura	43
3.11	Micrografia (MEV) de Compósito C/C com resina fenólica	44
3.12	Propriedades anisotrópicas do compósito C/C	45
3.13	Efeito da oxidação na resistência à flexão	46
3.14	Garganta de tubeira de foguete de compósito C/C-3D	47
4.1	Corte de compósitos em várias orientações	51
4.2	Ruptura, deformação, e cisalhamento durante o corte de compósito PRF	52
4.3	Macrografia de cavacos de PRFC	54
4.4	Rupturas das fibras e matriz na usinagem do compósito PRFC	55
4.5	Formação do cavaco no torneamento de PRFC	56
4.6	Orientação das fibras no torneamento de compósito laminado	56
4.7	Relação entre a temperatura de corte e a velocidade de corte	58
4.8	Ilustração dos desgastes da ferramenta	59
4.9	Desgaste na superfícies de folga do metal duro K10 na usinagem de carbono	60
4.10	Fotos da superfície de folga do metal duro na usinagem de carbono	60
4.11	Efeito do tamanho de grão sobre o desgaste da ferramenta de metal duro	61
4.12	Efeito do conteúdo de cobalto no desgaste da ferramenta de metal duro	61
4.13	Efeito da velocidade de corte no desgaste do metal duro K10	62
4.14	Efeito do ângulo de bobinagem (ω) sobre o desgaste da ferramenta	63
4.15	Efeito do ângulo de bobinagem sobre o desgaste da ferramenta	64
4.16	Curvas de vidas da ferramenta de metal duro K10 no torneamento de PRFC e carbono sinterizado	65
4.17	Desgaste das ferramentas no torneamento de PRFV	66
4.18	Desgaste de flanco das ferramentas em função do comprimento de corte	67
4.19	Desgaste de flanco VB em função da velocidade de corte	68
4.20	Desgaste de flanco VB em função do comprimento de corte	68
4.21	Desgaste da ferramenta de metal duro em relação à velocidade de corte	69
4.22	Influência da profundidade de usinagem nas forças de usinagem	71
4.23	Forças de usinagem em função do comprimento de corte	71
4.24	Forças de usinagem no torneamento de PRFC. Metal duro K20	72

4.25	Variação da pressão específica de corte em torneamento de PRFC	73
4.26	Pressão específica de corte na usinagem de compósitos PRFC, PRFV, e PRFK	74
4.27	Pressão específica de corte em função da resistência das fibras	75
4.28	Deterioração da superfície usinada de compósito PRF	76
4.29	Variação da rugosidade Ra em função das condições de corte	77
4.30	Variação da rugosidade Rmax em função das condições de corte	77
4.31	Efeito da velocidade de corte e do ângulo de bobinagem na rugosidade Rmax	78
4.32	Efeito do avanço e do ângulo de bobinagem na rugosidade	78
4.33	Rugosidade Ra versus comprimento de corte	80
4.34	Rugosidade Ra em compósito PRFC-V laminado	80
5.1	Diagrama do mecanismo de corte do material	83
5.2	Esquema ilustrando as zonas de cisalhamento primária e secundária	84
5.3	Triângulo de velocidades no corte ortogonal	85
5.4	Classe de cavacos	86
5.5	Dureza das ferramentas em função da temperatura	88
5.6	Avarias e desgastes de ferramentas de corte	99
5.7	Medidas dos desgastes das ferramentas de corte	103
5.8	Curva de vida de uma ferramenta de usinagem	105
5.9	Intervalo de máxima eficiência	109
6.1	Corpo de prova do compósito carbono/fenólica (PRFC) - Tubeira do VLS	113
6.2	Representação esquemática da pré-forma hexagonal do compósito C/C	115
6.3	Dimensões do corpo de prova de compósito C/C	116
6.4	Dispositivo de fixação dos compósitos PRFC e C/C	118
6.5	Torno CNC utilizados nos ensaios	119
6.6	Esquema do sistema de aquisição de dados utilizado nos ensaios	121
6.7	Medida de rugosidade do compósito PRFC-FP	123
6.8	Corpo de prova de compósito C/C fixado no torno	126
6.9	Operação de medição de rugosidade no compósito C/C	126
7.1	Desgastes das ferramentas em torneamento de compósito PRFC-FP	129
7.2	Tipo de cavaco formado no torneamento de compósito PRFC-FP	131

7.3	Desgaste do metal duro K10	132
7.4	Desgaste e trinca da cerâmica branca	134
7.5	Desgaste metal duro K15 c/ cobertura	134
7.6	Desgaste metal duro P15 c/ cobertura	135
7.7	Desgaste de flanco em função do comprimento de corte	136
7.8	Desgaste em função da velocidade de corte	137
7.9	Curva de vida da ferramenta de metal duro K10	137
7.10	Desgaste da ferramenta de metal duro K10 sem cobertura, $V_c=120$ m/min	138
7.11	Desgaste da ferramenta de metal duro K10 sem cobertura, $V_c= 200$ m/min	138
7.12	Desgaste de flanco para vários avanços	140
7.13	Desgaste de flanco em função do avanço	141
7.14	Desgaste de flanco em função da profundidade de usinagem	142
7.15	Desgaste de entalhe em função do comprimento de corte	142
7.16	Desgaste de flanco em função do comprimento de corte	143
7.17	Forças de corte (F_c) e avanço (F_f) em função do comprimento de corte	144
7.18	Forças de corte (F_c) e avanço (F_f) em relação ao desgaste de flanco	144
7.19	Evolução das forças de avanço de várias ferramentas	145
7.20	Forças de corte/avanço em função do desgaste em várias velocidade de corte	146
7.21	Componentes da força de usinagem em função da velocidade de corte	147
7.22	Força de avanço em função da profundidade de usinagem	147
7.23	Rugosidade R_a em função da velocidade de corte	148
7.24	Rugosidade R_a em função da velocidade de corte	149
7.25	Rugosidade R_a em função do avanço de corte	150
7.26	Rugosidade R_{max} em função do avanço de corte	150
7.27	Desgaste de flanco VB_{max} em função do comprimento de corte	151
7.28	Desgaste de flanco VB_{max} do metal duro K10 sem cobertura	152
7.29	Desgaste da ferramenta de PCD	152
7.30	Tipo de cavaco formado no torneamento de compósito PRFC-FB	153
7.31	Desgaste de flanco em função do comprimento de corte	155
7.32	Desgaste de flanco em relação à velocidade de corte	156

7.33	Curva de vida da ferramenta de metal duro K10	156
7.34	Força de corte em função do comprimento de corte	157
7.35	Força de avanço em função do comprimento de corte	158
7.36	Força de corte em função do avanço, PRFC-FP/PRFC-FB	158
7.37	Força de corte em função da velocidade de corte, PRFC-FP/PRFC-FB	159
7.38	Efeito do desgaste da ferramenta de PCD na rugosidade do compósito PRFC-FB	160
7.39	Rugosidade Ra dos compósitos PRFC-FP e PRFC-FB em função do avanço	161
7.40	Desgaste das ferramentas em função do comprimento de corte	162
7.41	Amostra do cavaco formado no torneamento de compósito C/C	164
7.42	Amostra do cavaco formado no torneamento de compósito C/C	165
7.43	Desgaste da ferramenta de metal duro K10 sem cobertura	166
7.44	Avarias da ferramenta de metal duro K10	166
7.45	Trincas na ferramenta de metal duro K10	167
7.46	Desgaste de entalhe versus comprimento de corte	168
7.47	Desgaste de entalhe em função da velocidade de corte	169
7.48	Desgaste de entalhe em função do comprimento de corte	170
7.49	Desgaste de entalhe VBc em função do avanço	170
7.50	Desgastes de flanco e de cratera da ferramenta de metal duro K10	171
7.51	Rugosidade Ra em função do avanço	172
7.52	Rugosidade Rmax em função do avanço	173
7.53	Rugosidade Ra em função da velocidade de corte	173
7.54	Desgaste de flanco em função do comprimento de corte	175
7.55	Desgaste de flanco em função do comprimento de corte	175
7.56	Comparação das vidas das ferramentas	176

Tabelas

2.1	Propriedades típicas das fibras de vidro “E” e “S”	8
2.2	Evolução da obtenção das fibras de carbono	10
2.3	Propriedades das fibras de carbono	10
2.4	Propriedades das resinas termofixas	18
3.1	Propriedades de resinas fenólicas	34
3.2	Propriedades de C/C-3D cilíndrico para várias matrizes	41
3.3	Propriedades mecânicas típicas de um compósito C/C-1D	43
3.4	Propriedades térmicas e mecânicas do compósito C/C	46
4.1	Valores das constantes da equação de Taylor no torneamento de compósito PRFC com metal duro K10	64
5.1	Características físicas, químicas, e mecânicas do metal duro	89
5.2	Propriedades qualitativas dos revestimentos de metal duro	90
5.3	Propriedades das ferramentas cerâmicas	92
5.4	Propriedades físicas e mecânicas dos materiais de ferramentas	95
6.1	Especificações técnicas do compósito PRFC-FP	112
6.2	Especificações técnicas do compósito PRFC-FB	114
6.3	Propriedades do compósito C/C nas direções do reforço na pré-forma	116
7.1	Tempos e custos de usinagem para o compósito PRFC-FP	130
7.2	Resultados da metodologia de otimização	139
7.3	Tempos e custos de usinagem para o compósito PRFC-FB	154
7.4	Tempos e custos de usinagem para o torneamento do compósito C/C	163

Nomenclatura

Letras Latinas

a_p	profundidade de usinagem	[mm]
C	constante da equação de Taylor	
C'	capacidade térmica	[KJ/Kg.K]
C_{af}	custo de afiação	[\$]
C_{ft}	custo da ferramenta por vida	[\$]
C_p	custo de usinagem por peça	[\$]
C_{pf}	custo do porta-ferramenta	[\$]
C_{uf}	custo da ferramenta	[\$]
C_{um}	custo da máquina	[\$]
C_{us}	custo de mão de obra de usinagem	[\$]
E	módulo de elasticidade	[Gpa]
f	avanço	[mm/volta]
F_c	força de corte	[N]
F_f	força de avanço	[N]
F_p	força passiva	[N]
I	corrente elétrica	[A]
K	constante da equação de Taylor	
K_{lc}	tenacidade à fratura	[MPa]
K_s	pressão específica de corte	[N/mm ²]
KT	profundidade do desgaste de cratera	[μm]
L_c	comprimento de corte	[m]

L_f	comprimento de avanço	[mm]
n	rotação	[rpm]
n_1	número de vidas da ferramenta	
n_2	número de afiações	
n_{pf}	número de vidas do porta-ferramentas	
P_{el}	potência elétrica consumida pela máquina	[W]
P_c	potência de corte	[CV]
R_c	grau de recalque	
r_e	raio de ponta	[mm]
S_h	salário e encargos do operador	[\$/hora]
S_m	custo total da máquina	[\$/hora]
T	vida da ferramenta	[min]
t_a	tempo de aproximação e afastamento	[min]
t_c	tempo de corte	[min]
t_{ft}	tempo de troca da ferramenta	[min]
t_i	tempos improdutivos	[min]
t_p	tempo de preparo da máquina	[min]
t_s	tempo secundário	[min]
t_t	tempo total de usinagem de uma peça	[min]
V	tensão elétrica do motor	[V]
V_0	velocidade de mínimo custo	[m/min]
V_c	velocidade de corte	[m/min]
$V_{c_{ot}}$	velocidade de corte otimizada	[m/min]
V_f	fração volumétrica	[%]
V_{msp}	velocidade de máxima produção	[m/min]
x	constante da equação de Taylor	
w	ângulo de bobinagem	[graus]
Z	número de peças de um lote	

Letras Gregas

α	ângulo entre a direção de corte e a orientação das fibras	[graus]
α_0	ângulo de folga no plano ortogonal	[graus]
α'	coeficiente de expansão linear	[°K ⁻¹]
χ_r	ângulo de posição da ferramenta	[graus]
ε	deformação do material à ruptura	[%]
ϕ	ângulo de cisalhamento do cavaco	[graus]
γ	ângulo de saída medido no corte ortogonal	[graus]
γ_0	ângulo de saída medido no plano ortogonal	[graus]
γ_f	ângulo de saída medido no plano de trabalho	[graus]
η	rendimento da máquina-ferramenta	[%]
λ	condutividade térmica	[W/m.K]
λ_s	ângulo de inclinação medido no plano de corte	[graus]
ρ	densidade	[g/cm ³]
σ_c	resistência à compressão	[MPa]
σ_T	resistência à tração	[MPa]
σ_{π}	resistência à ruptura transversal	[Kg/mm ²]

Abreviações

A/D	analógico/digital
APC	aresta postiça de corte
C/C	carbono-carbono
CMC	compósito de matriz cerâmica
CRFC	carbono reforçado com fibras de carbono
CVD	deposição química de vapor
FC	fibra de carbono

GE	General Electric
HRC	dureza Rockwell C
HV	dureza Vickers
MEV	microscópio eletrônico de varredura
MMC	compósito de matriz metálica
PAN	poliacrilonitrila
Patm	pressão atmosfera
PCBN	nitreto de boro cúbico policristalino
PCD	diamante policristalino
PIC	impregnação e carbonização sob pressão
Prepreg	pré-impregnado
PRF	plástico reforçado com fibras
PRFC	plástico reforçado com fibras de carbono
PRFC-FP	plástico reforçado com fibras de carbono picada
PRFC-FB	plástico reforçado com fibras de carbono bobinada
PRFC-V	plástico reforçado com fibras de carbono e vidro
PRFK	plástico reforçado com fibras de kevlar
PRFV	plástico reforçado com fibras de vidro
Ra	rugosidade média
Rmax	rugosidade máxima
RFC	reforçado com fibras de carbono
SiC	carbeto de silício
TTT	temperatura de tratamento térmico
TiC	carbeto de titânio
TiCN	carbonitreto de titânio
TiN	nitreto de titânio
VB	desgaste de flanco da ferramenta
VB _B	desgaste de flanco médio da ferramenta
VB _c	desgaste de entalhe no flanco secundário da ferramenta
VB _N	desgaste de entalhe no flanco principal da ferramenta

VLS	veículo lançador de satélite
WC	carboneto de tungstênio

Siglas

AME	Divisão de Mecânica
CNC	Comando Numérico Computadorizado
CTA	Centro Técnico Aeroespacial
DEF	Departamento de Engenharia de Fabricação
DPR	Departamento de Produção
EFEI	Escola Federal de Engenharia de Itajubá
FEM	Faculdade de Engenharia Mecânica
IAE	Instituto de Aeronáutica e Espaço
IEM	Instituto de Engenharia Mecânica
ISO	Organização Internacional de Normalização
UNICAMP	-Universidade Estadual de Campinas

Capítulo 1

Introdução

Nas últimas décadas, o uso de materiais compósitos Reforçados com Fibras de Carbono (RFC) tem crescido de forma substancial, principalmente nas indústrias aeronáutica, aeroespacial, automobilística, nuclear, naval, materiais esportivos, na área biomédica, e etc. (Gibson, 1994). A relevância do emprego destes materiais em várias áreas da engenharia se deve às suas interessantes características e propriedades, sendo que: (i) os materiais compósitos de plásticos reforçados com fibras de carbono (PRFC) apresentam alta resistência mecânica e rigidez, baixo peso, boa resistência química, baixa condutividade térmica e elétrica em direções transversais às fibras, boa resistência à fadiga, e etc. (Hull, 1988; Mallick, 1988); e em particular, (ii) os materiais compósitos de carbono reforçados com fibras de carbono (C/C) possuem elevada resistência à ablação e ao choque térmico, boa resistência mecânica em elevadas temperaturas, baixa massa específica, alta condutividade térmica e elétrica, elevada rigidez, e inércia química em atmosfera controlada, dentre outras propriedades (Dienfendorf, 1987; Savage, 1993).

A literatura tem dado maior ênfase em pesquisar as propriedades de projeto destes materiais compósitos, porém, em função das crescentes aplicações torna-se necessário um maior estudo de seus processos de fabricação, no sentido de ampliar sua produção (Bhatnagar, 1995). A operação final de confecção dos compósitos reforçados com fibras de carbono é a usinagem, onde garante-se a precisão dimensional/forma, e a qualidade superficial dos componentes. No entanto, a não conformidade da peça leva a sérios prejuízos, devido aos elevados custos de fabricação agregados

ao produto, principalmente no caso do compósito C/C, em que o seu processo de obtenção envolve longos períodos em altas temperaturas (McAllister & Lachman, 1983).

Os compósitos RFC são de difícil usinagem, pois apresentam uma estrutura heterogênea e anisotrópica, de elevada abrasividade, coeficiente de atrito crescente com a temperatura, com esforços de corte flutuantes, sendo estritamente nocivos à ferramenta de corte (Savage, 1993). O acabamento final é prejudicado por diversas avarias na superfície, tais como: sulcos e trincas na matriz, delaminações e extração das fibras da matriz (*fiber pull-out*), e etc. O cavaco, em forma de pó, é altamente prejudicial ao operador e à máquina-ferramenta. Portanto, a usinabilidade destes materiais difere significativamente da usinagem dos metais, sendo que, algumas pequenas analogias apresentadas devem ser recebidas com cautela (Krivov & Lupkin, 1995).

Dentro deste cenário, e também em virtude da inexistência de estudos sobre este assunto no Brasil, e em função da escassez de informações na literatura científica a nível internacional, firmou-se um convênio de cooperação tecnológica entre o Departamento de Engenharia de Fabricação (DEF) da Faculdade de Engenharia Mecânica (FEM) da UNICAMP e a Divisão de Mecânica (AME) do Instituto de Aeronáutica e Espaço (IAE) do Centro Técnico Aeroespacial (CTA), para estudar algumas particularidades da usinagem de compósitos RFC. Em função deste convênio, uniram-se os esforços que viabilizaram os recursos materiais e técnico-científicos necessários para realização deste trabalho.

Primeiramente, este trabalho faz uma caracterização dos compósitos plásticos reforçados com fibras (PRF) e do compósito C/C, no que tange as suas origens históricas e classificações dentre os materiais para engenharia. Neste item são apresentados sua composição química, propriedades físicas e mecânicas, variáveis de projeto e de processo de fabricação, principais aplicações, e etc. Em seguida, em função da ainda escassa literatura sobre a usinagem destes compósitos (Komanduri, 1997), principalmente em operação de torneamento, este trabalho apresenta uma revisão, dando uma abordagem geral sobre o corte de compósitos PRF. Na sequência tem-se uma breve descrição sobre conceitos de usinagem, destacando-se os que mais serão utilizados neste trabalho. Adiante desta parte introdutória, apresenta-se o procedimento

experimental utilizado no torneamento de três tipos de compósitos RFC, sendo: (i) compósito PRFC-FP com fibras de carbono picadas e prensadas; (ii) compósito PRFC-FB com fibras de carbono bobinadas; e (iii) compósito C/C com matriz carbonizada. A seguir são apresentados os resultados dos ensaios com as discussões, justificativas, comentários, e conclusões.

Este trabalho tem como objetivo estudar o torneamento de compósitos RFC e C/C, quanto à especificação da ferramenta, e influências das condições de corte no processo. Neste sentido, nos ensaios de torneamento dos compósitos investigados objetivou-se avaliar o comportamento de diversos materiais de ferramentas, tais como: metal duro com e sem cobertura, cerâmicas, nitreto de boro cúbico, e diamante policristalino. Durante os ensaios serão observados os tipos de avarias e desgastes das ferramentas, o tipo de cavaco formado, as forças de corte e avanço, a potência elétrica dissipada no motor principal da máquina e a rugosidade da peça. Através da variação das condições de corte (velocidade de corte, avanço e profundidade de usinagem), verificar-se-á suas influências nos esforços de corte, na rugosidade da peça, e na vida da ferramenta. Aplicando-se uma metodologia de otimização, será obtida a velocidade de corte otimizada do processo. Para os três compósitos usinados, realizar-se-á uma análise de custos de usinagem por peça, comparando-se as ferramentas de melhor desempenho em cada caso. Também é objetivo fazer uma comparação entre a usinabilidade dos materiais compósitos usinados (PRFC-FP, PRFC-FB, e C/C), em função dos desgastes e vidas das ferramentas, esforços de corte, e da rugosidade da peça.

Finalmente, para atingir os objetivos descritos sobre o torneamento dos compósitos reforçados com fibras de carbono, este trabalho está dividido nos seguintes capítulos:

- Capítulo 1: Introdução
- Capítulo 2: Materiais Compósitos Plásticos Reforçados com Fibras de Carbono
- Capítulo 3: Materiais Compósitos de Carbono Reforçado com Fibras de Carbono
- Capítulo 4: Usinagem de Compósitos Reforçados com Fibras
- Capítulo 5: Generalidades Sobre Usinagem
- Capítulo 6: Procedimento Experimental
- Capítulo 7: Resultados e Discussões
- Capítulo 8: Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros

Capítulo 2

Materiais Compósitos Plásticos Reforçados com Fibras de Carbono

2.1 Generalidades

Desde a sua criação o homem tem se utilizado de materiais para garantir a sua sobrevivência e seu conforto. A curiosidade e a inteligência humana possibilitaram a transformação de matérias primas naturais em materiais sintéticos, que passaram a suprir as suas necessidades. O processo de seleção de materiais para determinadas aplicações envolve um compromisso entre as propriedades desejadas e as características específicas dos materiais disponíveis. À medida que as aplicações tornam-se mais sofisticadas, fica mais difícil um único material satisfazer todas as expectativas. Este dilema levou o homem a conjugar diferentes materiais, através de suas propriedades, para alcançar as características finais desejadas. Embora o processo de conjugação de materiais com diferentes características químicas tenha entrado em evidência tecnológica na metade do século XX, este tipo de alternativa já era utilizado desde os primórdios da humanidade. O uso de vegetais fibrosos na confecção de tijolos pelos Israelitas é citado no livro dos Êxodos do *Velho Testamento* (NN, 1984).

Os materiais compósitos para aplicações mais sofisticadas só apareceram em larga escala com o advento da produção comercial de algumas resinas plásticas. A partir de 1940, após o desenvolvimento da fabricação de fibras de vidro, o uso de compósitos teve um grande impulso e deu origem à atual era dos materiais compósitos avançados. Hoje os compósitos têm importantes aplicações em vários campos da engenharia, principalmente nas indústrias aeronáutica,

aeroespacial, automotiva, nuclear, naval, de materiais esportivos, e etc. (Delmonte, 1987). A figura 2.1 mostra a evolução histórica dos principais tipos de materiais com as referidas oscilações de suas aplicações.

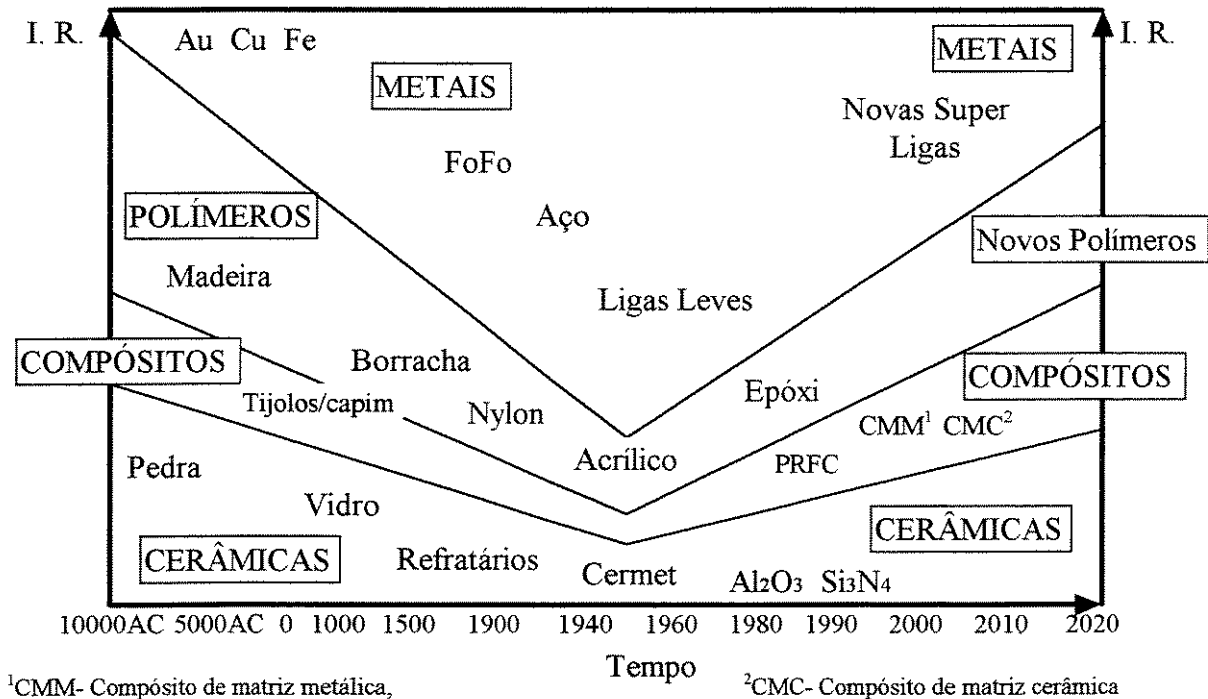


Figura 2.1 - Importância relativa (I. R.) dos metais, polímeros, compósitos, e cerâmicas, em função do tempo (Gibson, 1994).

Os materiais podem ser classificados convencionalmente em quatro tipos básicos: metais, polímeros, cerâmicos e compósitos. O material compósito consiste na combinação de dois ou mais tipos de materiais unidos numa estrutura segundo uma visão macroscópica. Os seus vários tipos podem ser classificados de acordo com a composição química dos constituintes, e com a geometria ou forma das fases presentes. Materiais com características orgânicas podem ser conjugados com aqueles de natureza inorgânica. Componentes na forma de fibras longas ou curtas, laminados, partículas, etc., podem ser incorporadas proporcionando diferentes estruturas aos compósitos. Geralmente os materiais compósitos constituem-se pela combinação de materiais cerâmicos e poliméricos; cerâmicos e metálicos; poliméricos e metálicos; cerâmicos; metálicos; e poliméricos (Gibson, 1994).

Os materiais cerâmicos apresentam como características principais a elevada resistência ao calor e sua extrema fragilidade, tendo como exemplos as fibras de vidro, carbono, e grafite; o carbetto de silício; nitreto de boro; carbetto e nitreto de titânio; alumina; e etc.. Os materiais metálicos apresentam como características gerais excelentes utilidades e condutividades térmica e elétrica. Metais como tungstênio, cromo, ligas de alumínio e titânio, são exemplos de aplicações em compósitos. A grande limitação do uso de metais em compósitos é sua elevada densidade, restringindo seu uso em aplicações aeronáuticas (Al-Quereshi, 1983).

Os materiais poliméricos destacam-se pela sua baixa densidade e fácil conformação, além da elevada resistividade elétrica. Sua estrutura é constituída por macromoléculas que apresentam fracas ligações entre si, o que limita a temperatura de uso dos polímeros. Na maioria das aplicações em forma de compósitos, os polímeros atuam como matriz aglomerante do reforço. Assim, as resinas poliméricas que podem ser termoplásticas ou termofixas, têm como função conservar a disposição geométrica das fibras e distribuir entre elas as tensões submetidas pela peça (Biasotto, 1985). A seguir serão apresentados alguns tipos de matrizes e reforços utilizados em materiais compósitos de plásticos reforçados com fibras (PRF).

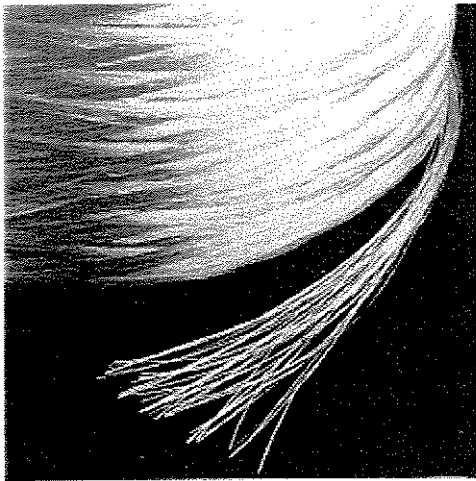
2.2 Reforços

Eles são os responsáveis pela resistência da peça e são classificados de acordo com suas características físicas e geométricas. Propriedades como: dureza, resistência à tração, flexão, ao cisalhamento, rigidez, tenacidade e resistência térmica, são parâmetros importantes de projeto na escolha do reforço (Gonçalves, 1997). Quanto à geometria, os reforços fibrosos podem apresentar-se de diversas formas conforme a necessidade de projeto. A figura 2.2 apresenta algumas formas geométricas de fibras.

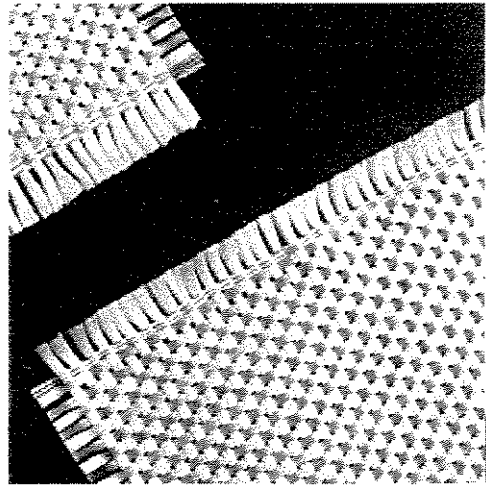
Como os materiais compósitos apresentam alto grau de anisotropia, ou seja, suas propriedades variam de acordo com a direção, a orientação das fibras torna-se fundamental na eficiência da peça. O conjunto de fibras que constituem o reforço podem ser:

- Unidimensional: fibras unidirecionais - orientadas na mesma direção;
- Bidimensional: tecidos que resistem esforços em duas direções;
- Tridimensionais: volumes pré-formados constituídos por fibras orientadas em três direções.

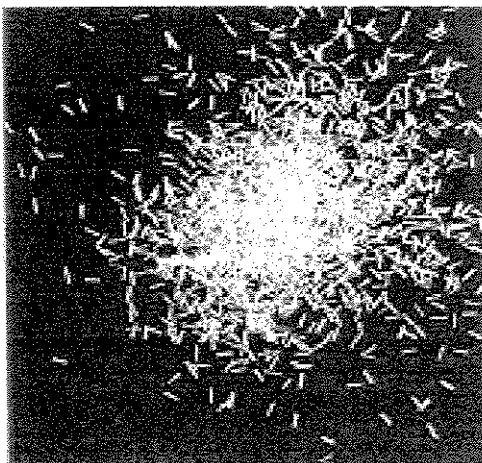
As principais fibras utilizadas em compósitos PRF são apresentadas a seguir:



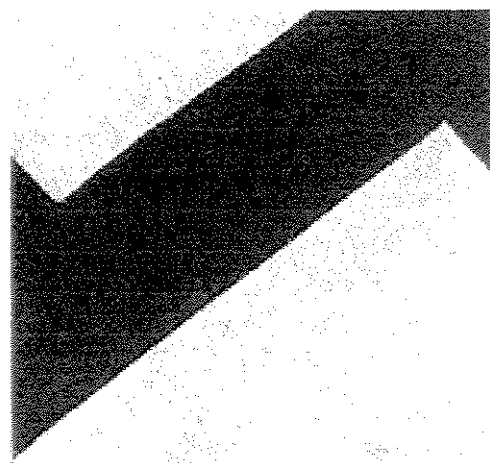
a) Fibras contínuas (*Roving*)



b) Tecido (*Woven roving*)



c) Fibra picada (*Chopped roving*)



d) Aglomerado de fibras picadas (*Felt*)

Figura 2.2 - Formas geométricas de reforços fibrosos para compósitos (Mallick, 1988).

2.2.1 Fibra de Vidro

As fibras de vidro são muito aplicadas em reforço de compósitos pelo seu baixo custo. Elas são formadas pela passagem do vidro (óxidos de silício, alumínio, boro, cálcio, sódio, ...) fundido diretamente de um forno através de uma matriz. Após a formação das fibras, é efetuado um tratamento químico especial visando compatibilizar o vidro (inorgânico) com as resinas plásticas (orgânicas). O vidro na forma maciça tem boa resistência à compressão, e pequena resistência à tração (3,0-4,0 MPa), ao passo que na forma de fibras a sua resistência à tração é da ordem de 3.500 MPa (Miller, 1987).

Entre os tipos de fibras de vidro destaca-se o tipo “E”, que devido ao seu excelente desempenho funcional, boa resistência mecânica e elétrica, passou a ser padrão para vários tipos de aplicações, dentre elas na fabricação de estruturas. O vidro tipo E não tem uma composição única, mas sim várias composições dependendo da concentração de seus constituintes. Com a evolução da fibra de vidro, outras fórmulas (vidro S, D) foram desenvolvidas visando melhorar algumas propriedades mecânicas. As principais características da fibra de vidro em comparação com as demais fibras são: baixa rigidez ($E \cong 72$ GPa), alta densidade ($2,54 \text{ g/cm}^3$), alta durabilidade, baixa resistência específica, melhor usinabilidade que o carbono, etc. (Miller, 1987). A tabela 2.1 mostra algumas propriedades das fibras de vidro mais comuns.

Tabela 2.1 Propriedades típicas das fibras de vidro “E” e “S” (Miller, 1987).

Material	Densidade $\rho \text{ (g/cm}^3\text{)}$	Res. Tração $\sigma_T \text{ (MPa)}$	Mód. Tração $E_T \text{ (GPa)}$	Deform. $\varepsilon \text{ (\%)}$	Cond. Térm. $\lambda \text{ (W/m.}^\circ\text{K}^{-1}\text{)}$
Vidro E	2,54	3445	72	4,88	0,89
Vidro S	2,49	4480	86	5,7	---

2.2.2 Fibra de Carbono

O primeiro registro técnico de obtenção de fibras de carbono (FC) foi em 1880 por Thomas Edison, que converteu fibras de algodão e posteriormente de bambu, em fibras de carbono, com o objetivo de utilizá-las como filamentos de lâmpadas elétricas. Em 1910, as indústrias de materiais elétricos substituíram as fibras de carbono por filamentos de tungstênio, interrompendo o seu desenvolvimento na época. Mais tarde, na década de 50, com o advento da propulsão à jato, o interesse pelas fibras de carbono foi reativado. As primeiras fibras produzidas em escala comercial foram desenvolvidas pela *Union Carbide* utilizando fibras de celulose (*Rayon*) como precursor. Obteve-se então fibras de carbono com elevado módulo de elasticidade, através do processo final de estiramento das fibras à quente em temperaturas acima de 2000 °C (Thomas, 1993).

Na década de 60 obteve-se fibras de carbono através do polímero poliacrilonitrila (PAN). As fibras de superior propriedades mecânicas foram obtidas oxidando inicialmente a PAN sob tensão, sem a necessidade da etapa de estiramento à quente realizada com o precursor Rayon. Nesta época várias empresas investiram numa maior produção da fibra de carbono substituindo a produção por lotes pelo processamento contínuo. Atualmente as indústrias de fibras de carbono utilizam três tipos de materiais precursores: Rayon, PAN e Piche de petróleo ou de alcatrão de hulha (Delmonte, 1987). A tabela 2.2 mostra um histórico do desenvolvimento das fibras de carbono e suas respectivas propriedades.

Dentre os precursores citados para a obtenção da fibra de carbono, a PAN foi a mais utilizada nos últimos anos em função de suas propriedades. As fibras derivadas de PAN podem ser divididas basicamente em dois grupos: alto módulo (FC Tipo I, também denominada fibra de grafite) e alta resistência (FC Tipo II), sendo que podem ser encontradas vários tipos intermediários de fibras com propriedades específicas em função de cada fabricante (Tabela 2.3). O tipo que caracteriza as propriedades como resistência mecânica e módulo de elasticidade da fibra de carbono é função da temperatura de tratamento térmico (TTT), em que a fibra é submetida durante o processamento (Savage, 1993). A figura 2.3 mostra uma representação esquemática da obtenção de fibras de carbono a partir de PAN.

Tabela 2.2 - Evolução da obtenção das fibras de carbono (Thomas, 1993).

Data	Precursor	TTT (°C)	Resistência σ_T (MPa)	Módulo E_T (GPa)	Densidade ρ (g/cm ³)
1959	Rayon	2500	350-1000	40	1,5
1961	PAN	--	550-700	170	--
1965	Rayon*	2500	1250	170	--
1965	Piche Isotrópico	1000	--	70	--
1966	PAN Tipo II	1400	2000	250	1,76
1966	PAN Tipo I	2600	1600	480	1,91
1970	Rayon*	2600	2600	520	1,90
1971	Piche*	2500	2000	480	2,0
1976	Piche Mesofase	3000	2200	700	2,15
1980	PAN**	--	4000	300	1,81
1985	5 μ PAN-Tipo II	--	5000	260	1,80
1986	5 μ PAN-Tipo I	--	3400	400	1,88
1990	Piche Mesofase	3000	2000	840	2,15

(*) Estirado à quente. (**) PAN de módulo intermediário.

Tabela 2.3 - Propriedades das fibras de carbono (Thomas, 1993).

Fornecedor (Código)	Precursor	Diâmetro (μ m)	Densidade ρ (g/cm ³)	Resist. σ_T (MPa)	Módulo E_T (GPa)	Def. ε (%)
HERCULES- AS4	PAN	8	1,78	4000	235	1,6
TORAY-T300	PAN	7	1,76	3500	230	1,5
TORAY-M40	PAN	7	1,81	2740	392	0,6
BASF-G40	PAN	7	1,77	5000	300	1,6
AMOCO-P75	Piche	10	2,0	2100	520	0,4

No processo de obtenção da fibra de carbono, primeiramente é feito um tratamento de estabilização até 300°C. A transformação da cadeia puramente carbônica, segundo estágio do processo, ocorre através da pirólise inicialmente a 700°C e posteriormente entre 1000 e 1700°C, resultando num conteúdo de 95 e 99 % de carbono. Se a pirólise prosseguir em temperaturas

acima de 2000°C uma estrutura completamente grafitica será obtida no terceiro estágio do processo, chamado de grafitação (Delmonte, 1987).

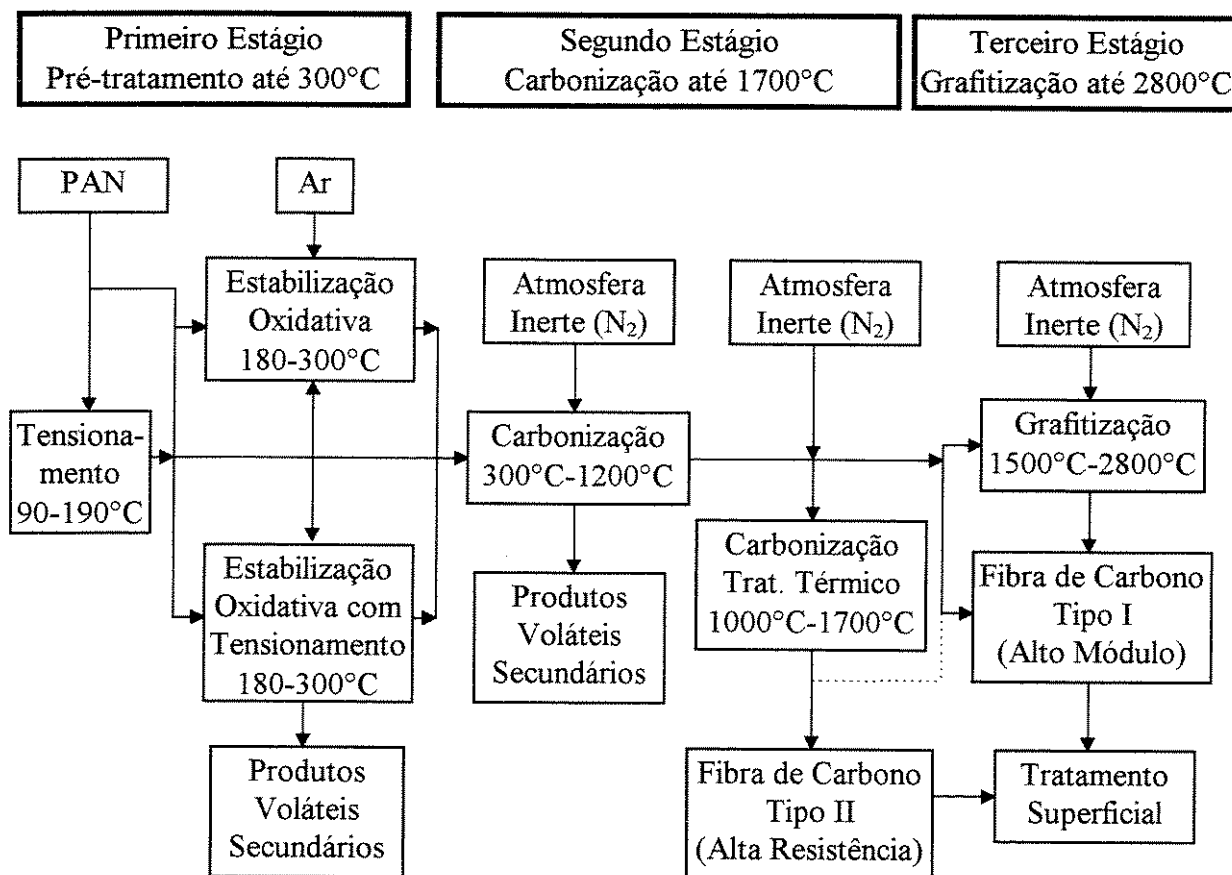


Figura 2.3 - Esquema do processamento da fibra de carbono à partir da PAN (Donnet, 1990).

Embora os nomes carbono e grafite sejam indistintamente usados, para identificar as fibras constituídas de átomos de carbono, existe uma diferença entre fibras de carbono e fibras de grafite. Tipicamente as fibras de carbono (ou Tipo II) com precursor PAN possuem de 93 a 95% de carbono em sua constituição, enquanto que as fibras de grafite (ou Tipo I) possuem acima de 99%. A diferença básica é a temperatura na qual as fibras são fabricadas ou tratadas termicamente. As fibras de carbono de alta resistência baseadas em PAN são produzidas a cerca de 1300°C, enquanto que as fibras de grafite de elevado módulo de elasticidade são grafitizadas entre 2000°C e 2800°C (Savage, 1993). A Figura 2.4 ilustra as curvas típicas das propriedades mecânicas das fibras de carbono de PAN em função do tratamento térmico.

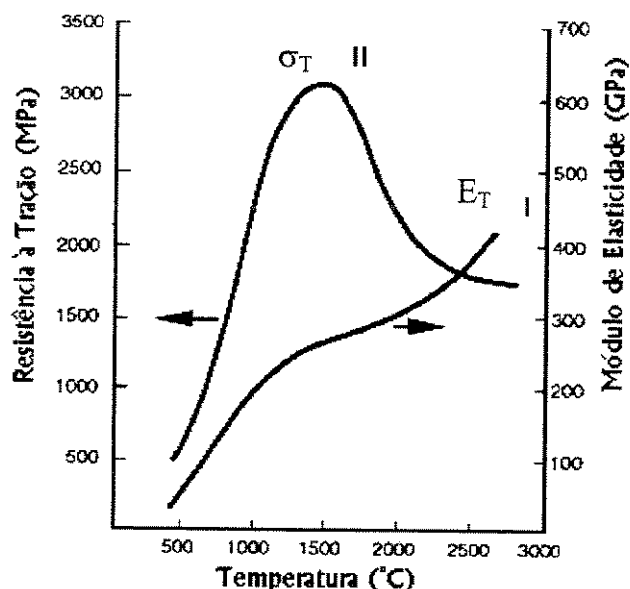


Figura 2.4 - Resistência e módulo da fibra de PAN em função da TTT (Savage, 1993).

Para a aplicação em compósitos plásticos reforçados com fibras de carbono (PRFC), as fibras são encontradas comercialmente na forma de fios e mechas contendo milhares de filamentos. Na sua forma contínua as fibras de carbono são utilizadas em processos de moldagem: impregnação manual, bobinagem filamental (*filament winding*), câmara de vácuo, câmara de pressão, e etc.. As fibras de carbono podem ser encontradas na forma picada (*chopped*) para moldagem por compressão e injeção. Na forma de tecidos (Figura 2.5), as fibras de carbono podem ser encontradas puras ou pré-impregnadas (Al-Quereshi, 1983).

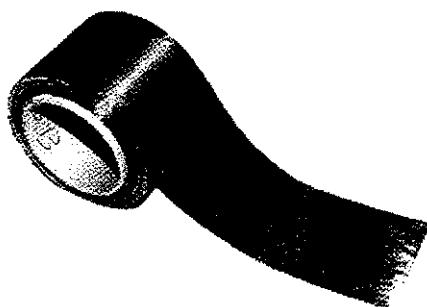


Figura 2.5 - Tecido de fibra de carbono (Dominguez, 1987).

A mais recente geração de fibras de carbono é baseada em piche como precursor. As fibras fiadas a partir de piche tem pouca ou nenhuma orientação preferencial e, portanto, possuem baixa

resistência e alto módulo, por outro lado, o piche é um precursor de menor custo, comparado ao *Rayon* e a PAN (Hanssem, 1987).

2.2.3 Fibra de Boro

As fibras de boro são utilizadas como reforço em matrizes poliméricas para aplicações sofisticadas. Na realidade a fibra não é unicamente constituída de boro, consiste de um conjugado com boro envolvendo filamentos metálicos. São obtidas pelo depósito químico de Boro em fase de vapor, sobre um filamento de tungstênio à 1500°C.

A fibra de boro embora apresente elevada resistência mecânica sob tração (~2700 MPa), sua densidade de 2,7 g/cm³ é superior às outras fibras. O módulo de elasticidade em torno de 400 GPa independe do diâmetro da fibra. Na temperatura ambiente normal a fibra de boro é relativamente inerte, porém em elevadas temperaturas o boro reage com a maioria dos metais como: ferro, cobalto, alumínio, etc. (Schoenberg, 1987).

2.2.4 Fibras de Aramida

Durante a década de 70, a *Dupont* lançou comercialmente uma fibra orgânica de elevada resistência específica sob tração. Esta fibra passou a ser conhecida como Kevlar, que são fibras sintéticas obtidas em condições de estiragem bem definidas de tensão e temperatura, afim de criar uma orientação preferencial na cadeia do polímero. Um tratamento de 500°C a 600°C, permite a elevação de suas propriedades mecânicas e a diminuição de seu alongamento. A sua resistência específica (resistência/peso específico) à tração é o dobro da do vidro “E” e dez vezes que a do alumínio, tendo uma das maiores resistências específicas comparado às outras fibras. O baixo módulo de elasticidade relativo às fibras de carbono, faz com que o Kevlar apresente elevada resistência ao impacto. No entanto, ele apresenta baixos valores de resistência à compressão e ao cisalhamento (Reinhart, 1987). Uma comparação entre a resistência específica e o módulo específico (módulo/peso específico) de várias fibras pode ser observada na Figura 2.6.

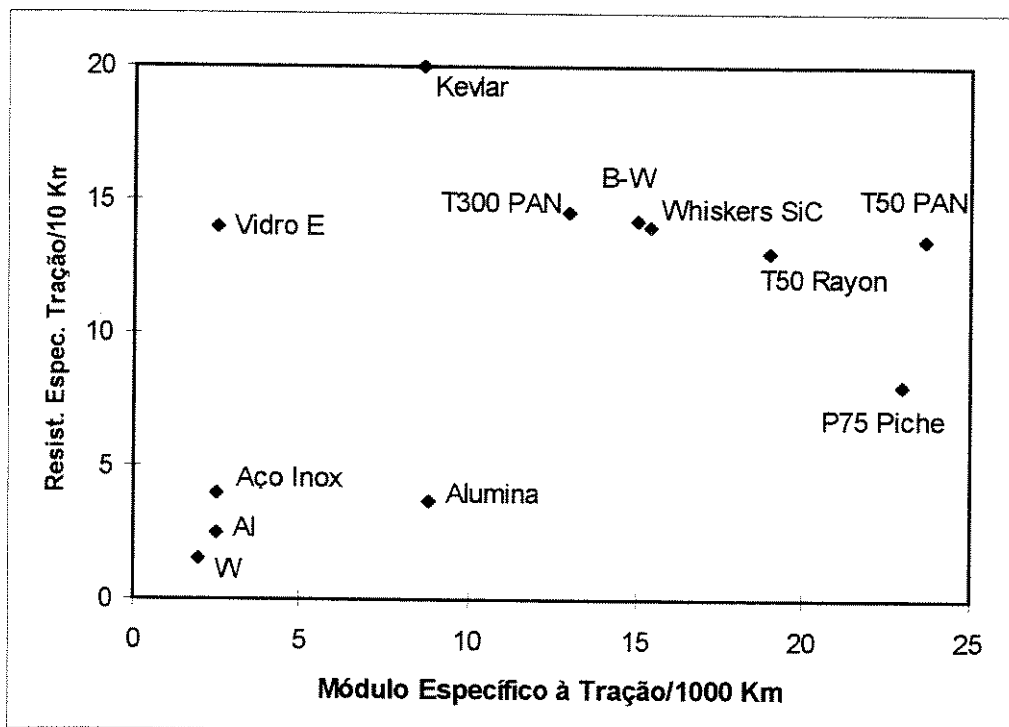


Figura 2.6 - Resistência específica versus módulo específico de várias fibras (Gibson, 1994).

Existem basicamente dois tipos de fibras de Aramida da *Dupont*, comercialmente chamadas de: Kevlar 29 e kevlar 49. O primeiro foi projetado para proteção balística, corda, e tecidos para recobrir peças infláveis. O segundo, Kevlar 49, é mais usado em compósitos na forma pura ou pré-impregnada. O Kevlar é um material que resiste até aproximadamente 200°C, sem fragilidade, decomposição ou perda de resistência, e sua carbonização ocorre entre 400°C e 420°C (Hull, 1988).

2.2.5 Reforços Híbridos

O uso de mais de um tipo de fibra em compósitos geram sistemas híbridos. Assim, os compósitos híbridos que combinam dois ou mais tipos diferentes de fibras numa matriz comum, expandem a faixa de propriedades que podem ser alcançadas com compósitos avançados. Geralmente os compósitos híbridos favorecem a redução de custo, principalmente quando um dos tipos de fibras tem custo elevado. As combinações no geral incluem fibras contínuas ou picadas, de vidro, carbono, kevlar ou boro, em matrizes poliméricas. A hibridização visa atender às

exigências de projeto do compósito, pois cada reforço apresenta uma propriedade mecânica característica. A Figura 2.7 mostra um diagrama de tensão sob tração versus deformação de vários reforços. As setas partem do ponto do limite de resistência de ruptura das fibras.

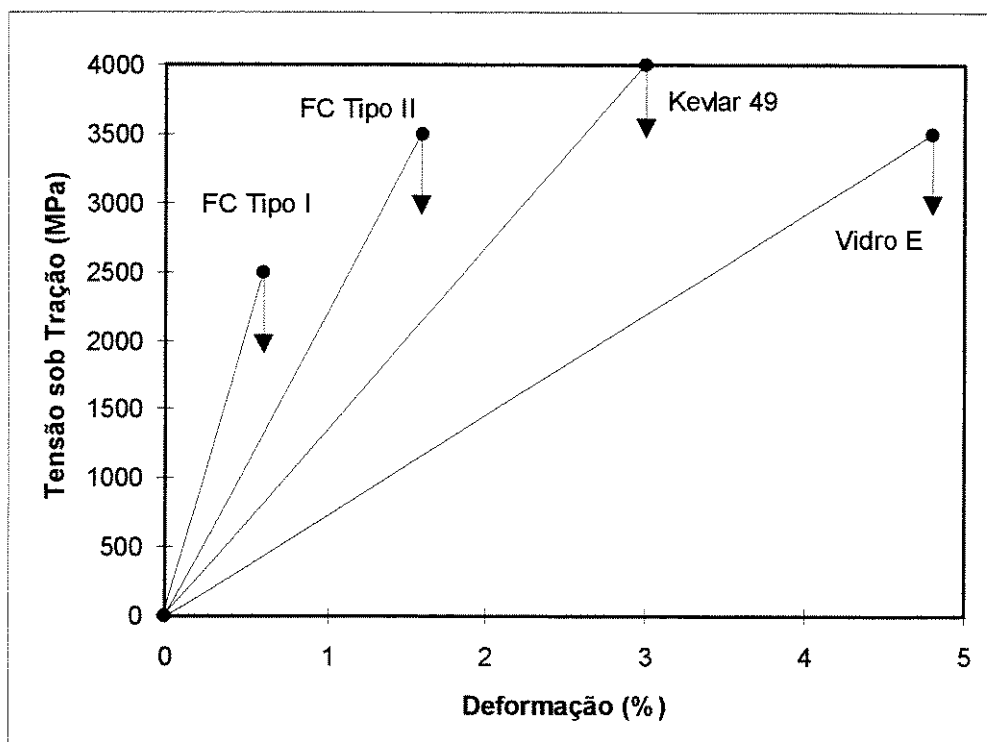


Figura 2.7 - Resistência à tração versus deformação de várias fibras (Mallick, 1988).

2.3 Matrizes

As principais funções da matriz são a de dispersar ou aglomerar os esforços e, quando submetida a uma tensão, deve deformar o necessário a fim de distribuir e transferir as tensões para o reforço. A escolha de uma matriz para uma aplicação, deve ser limitada inicialmente ao nível de deformação que ela sofre em relação ao reforço. As matrizes podem ser metálicas ou orgânicas. As matrizes orgânicas são divididas em termoplásticas e termofixas, sendo esta a mais encontrada na fabricação de peças aeroespaciais. As matrizes termofixas são materiais poliméricos que apresentam boa estabilidade quando aquecidas. Os monômeros que as compõem reagem entre si durante a polimerização (cura), formando uma grande cadeia molecular tridimensional (i.e. com

ligações cruzadas entre as macromoléculas), que não se funde quando aquecida posteriormente (Knop & Pilato, 1985).

As matrizes poliméricas termoplásticas embora reduzam o custo de fabricação do compósito, tem como restrição o limite de temperatura de uso. As resinas termoplásticas amolecem sob ação do calor e sofrem degradação térmica à elevadas temperaturas. Para a escolha de uma resina é necessário o conhecimento de suas características químicas, mecânicas, e elétricas; do seu processo de fabricação, e de seu custo final, para então analisar se a resina atenderá os requisitos desejados. Para os compósitos avançados a maior parte das matrizes poliméricas são de resinas termofixas, destacando-se as resinas epóxi, fenólica, e poliéster (Hull, 1988).

2.3.1 Resina Epóxi

As resinas epóxi são formadas através de duas reações. Primeiro, um polímero linear é obtido pela reação entre a Epiclorohidrina com um di-álcool. Após sua incorporação nas fibras é realizada a segunda reação, ou seja, de cura, com o auxílio de um agente endurecedor. O processo de cura ocorre através de substâncias químicas, que reagem com os grupos epóxi e hidroxilas. Estes agentes de cura contribuem decisivamente para as propriedades da resina epóxi curada (Al-Qureshi, 1983).

As resinas epóxi possuem importantes propriedades que a destacam entre as resinas termofixas. São elas (Mallick, 1988):

- Apresentam-se em grandes variedades de formas, ou seja, desde baixas viscosidades até sólidos de alto ponto de fusão, favorecendo várias formas de aplicações;
- Em função do tipo de endurecedor, as resinas podem ser curadas de maneira rápida ou lenta em qualquer temperatura entre 5°C a 180°C, apresentando, em alguns casos, estabilidade térmica até a temperatura de 250°C;
- Depois de curadas as resinas epóxi são tenazes exibindo boas propriedades mecânicas devido à sua baixa contração e estrutura resultante não tensionada;

- As resinas epóxi absorvem baixa quantidade de água, o que é prejudicial em elevadas temperaturas. No entanto, possuem boa resistência elétrica e química, e têm excelente estabilidade dimensional.

2.3.2 Resina Fenólica

A resina fenólica é uma das matrizes poliméricas mais importantes em volume de aplicação. São obtidas a partir da condensação de fenóis (C_6H_5OH) e aldeídos do tipo formaldeído ($HCHO$). A natureza química do fenol e do aldeído, o tipo e a quantidade de catalizador, o tempo e a temperatura de reação influenciam diretamente nas características da resina fenólica obtida. Um dos principais parâmetros de controle da fabricação da resina é a razão entre as quantidades de fenol e de formaldeído. Em função da liberação de vapor de água durante a cura, as pressões de moldagens são mais elevadas (cerca de 5 vezes) em relação às outras resinas a fim de eliminar bolhas (Knop & Pilato, 1985).

As resinas fenólicas são encontradas sob duas formas: Resol, onde existe um excesso de formaldeído sobre a quantidade de fenol e Novalaca, onde existe um excesso de fenol sobre a quantidade de formaldeído. Em geral, estas resinas não são atacadas pela maioria dos solventes orgânicos, ácidos fracos e bases. Elas possuem baixas condutividade térmica ($\lambda \approx 4,6 \text{ W/(m.K)}$) quando reforçada com fibras de carbono. Elas apresentam maior resistência térmica em relação às outras resinas e uma larga escala de aplicações. A temperatura de trabalho é limitada à 250°C por um longo período, e à 2500°C por um curto período de exposição. Em razão de suas características térmicas atraentes, as resinas fenólicas são usadas como protetores térmicos em ogivas de foguete (*rocket nose*), câmaras de motores, e tubeiras de foguetes, em mísseis e aeronaves supersônicas (Knop & Pilato, 1985).

Umas das desvantagens da resina fenólica é que durante a cura ocorre a liberação de uma grande quantidade de voláteis, e a evolução de água como subproduto, que pode estender o ciclo de cura do compósito. As propriedades mecânicas são: resistência à tração de 50 MPa, à compressão de 200 MPa, deformação de 0,4-0,8%, módulo de elasticidade à flexão de 4000 MPa,

e densidade de 1,1-1,4 g/cm³. Uma grande atenção tem sido dada para a síntese de polímeros com elevada estabilidade térmica, sendo que uma das principais limitações para o uso das matrizes poliméricas em compósitos avançados é o fator temperatura (Knop & Pilato, 1985).

2.3.3 Resina Poliéster

As resinas poliéster usadas em plásticos reforçados são geralmente preparadas pela reação de ácidos dibásicos insaturados com glicóis, seguido de um sistema de cura. A resina pode proporcionar diferentes graus de flexibilidade, dureza e tenacidade à matriz do compósito. Depois de curada a resina poliéster apresenta boas propriedades elétricas e oferece boa resistência à corrosão e à ataques químicos. Por outro lado, a resina pura é relativamente fraca e quebradiça. O reforço mais usado nessas matrizes é a fibra de vidro, podendo ser moldados nos mais diferentes métodos de fabricação de compósitos. A maior parte das resinas poliéster depois de curadas podem ser submetidas à temperaturas de 150°C sem perder a resistência mecânica (Dudgeon, 1987). A Tabela 2.4 apresenta propriedades de resinas termofixas usadas em compósitos PRF.

Tabela 2.4 - Propriedades das resinas termofixas (Hull, 1988).

Tipo	Densidade ρ (g/cm ³)	Resistên. σ_T (MPa)	Módulo E_T (MPa)	Deform. ϵ (%)	Dil. Térm. $\alpha' (10^{-5} \cdot ^\circ\text{C}^{-1})$	Con. Térm. λ (W/m.K)
Fenólica	1,1-1,4	50	3000	0,4-0,8	2-4	0,2
Epóxi	1,1-1,4	100	4500	3-6	9-13	0,1
Poliéster	1,2-1,5	90	4000	3	2	0,2

2.4 Processos de Fabricação dos Materiais Compósitos PRFC

As propriedades físicas e mecânicas dos materiais compósitos são influenciadas diretamente pelo processo utilizado em sua fabricação. Devido ao elevado número de fatores que determinam as características finais de uma peça de compósito, é necessário o conhecimento e o controle das etapas de fabricação, destacando-se: Escolha do tipo de ferramental, controle de matéria-prima,

controle do ambiente de trabalho, preparação do ciclo de polimerização, desmoldagem e operação de acabamento (usinagem).

As duas etapas que mais caracterizam o processo de fabricação de um compósito reforçado com fibras são a laminação e a cura. A laminação consiste do arranjo das fibras e da resina no molde. A cura consiste do endurecimento ou polimerização da resina para proporcionar uma colagem permanente entre as fibras. A seguir serão descritos alguns dos principais processos de fabricação de materiais compósitos PRFC:

2.4.1 Impregnação Manual

O processo de impregnação manual “*Hand Lay Up*” é uma técnica onde o reforço fibroso é impregnado pela resina manualmente sobre a superfície do molde. A resina é espalhada por todo o reforço por meio de pincel, rolo ou por um sistema de injeção. Camadas de reforço são incorporadas, sendo que o número destas é função da espessura da peça à ser fabricada. Após atingida a espessura, a peça é polimerizada seja à temperatura ambiente ou em estufa. Apesar de muito trabalhosa, a impregnação manual oferece o máximo em flexibilidade de projeto e o mínimo de equipamento, sendo adequadas para aplicações em que não sejam prejudicadas pela baixa produção (Hancox, 1983).

Compósitos confeccionados com impregnação manual utilizando-se reforços com fibras picadas podem ser fabricados com auxílio do sistema de injeção *Spray Up* (Figura 2.8). O método consiste em espalhar resina e reforço picado, simultaneamente, na superfície do molde aberto, através de um sistema de revólveres especiais. A fibra é alimentada na forma de mecha contínua, e é picada justamente antes de ser incorporada. A resina deve ser alimentada pelo sistema de injeção sem o sistema de cura, sendo que os dois devem encontrar-se apenas na superfície do molde (Al-Quereshi, 1983).

2.4.2 Moldagem em Câmara de Vácuo ou Pressão

Estes são os processos mais versáteis de fabricação de compósitos com reforços fibrosos. A técnica consiste em moldar reforços pré-impregnados, com teor de resina previamente especificados sobre moldes com a forma da peça desejada. A compactação das camadas é alcançada com o auxílio de vácuo e pressão, e a polimerização (cura) é geralmente realizada em autoclave. Tanto a aplicação de vácuo, quanto a atuação de pressão, além de proporcionarem uma homogeneização da espessura e garantir o formato da peça, favorecem a eliminação de ar aprisionado quando da moldagem, o que resulta em peças de melhor desempenho (Hancox, 1983). A figura 2.9 ilustra a moldagem em câmara de vácuo e de pressão.

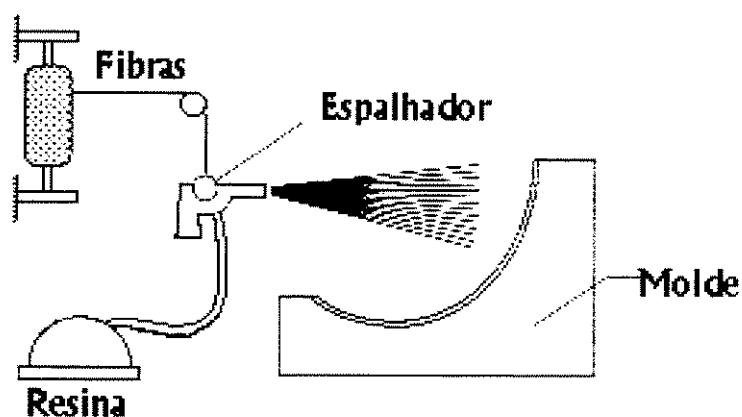


Figura 2.8 - Processo de moldagem *Spray-Up* (Hancox, 1983).

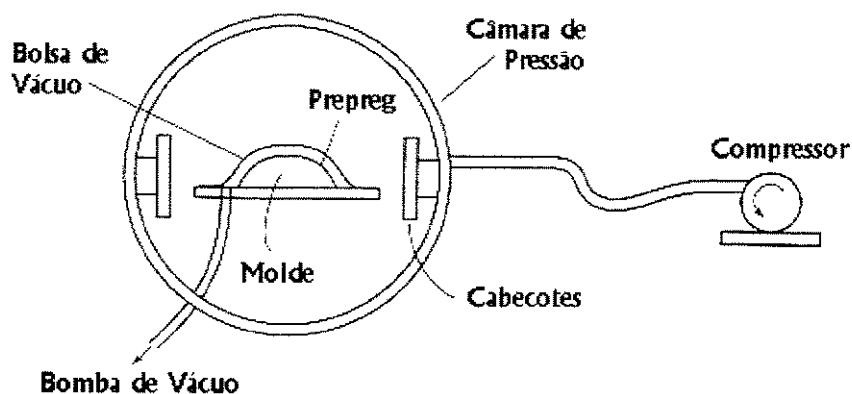


Figura 2.9 - Moldagem em autoclave (Mallick, 1988).

2.4.3 Bobinagem Filamentar

O processo de bobinagem filamentar "*Filament Winding*" consiste no depósito de fibras contínuas impregnadas com resina, segundo trajetória pré-estabelecida ao redor de um molde, denominado geralmente de mandril, que tem a forma interna da peça a ser fabricada (Figura 2.10). Após o total recobrimento, promove-se a polimerização da resina e posteriormente a remoção do mandril, obtendo assim a peça desejada. A cura pode ser realizada sob pressão em hidroclave, como é o caso do compósito PRFC bobinado utilizado nos experimentos deste trabalho. O uso de máquinas especiais asseguram a repetibilidade deste processo (Elegante & Thiokol, 1986).

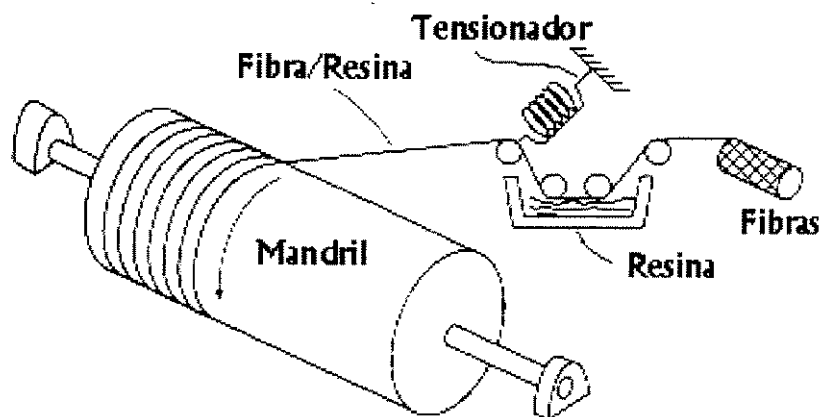


Figura 2.10 - Processo de bobinagem filamentar (Hancox, 1983).

Através da bobinagem filamentar é possível obter-se uma alta eficiência estrutural, pois os filamentos contínuos utilizados, que é a forma de reforço que apresenta a maior resistência, podem ser orientados nas direções das tensões em que a peça será solicitada. Esta técnica é especialmente utilizada na fabricação de vasos de pressão de baixo peso, apropriados para motores de propelente sólido e envólucro de tubeiras ou divergentes de lançadores de satélite (Elegante & Thiokol, 1986).

Os tipos de bobinagem podem ser divididos em (Mallick, 1988):

(i) Bobinagem helicoidal: Permite a deposição segundo um ângulo pré-determinado, usualmente compreendido entre 15° e 90° , formado entre os filamentos e o eixo de rotação do mandril. O

padrão da trajetória dos filamentos é tal que a cobertura total da peça somente é obtida após vários ciclos de bobinagem da fibra sobre o mandril.

(ii) Bobinagem circunferencial: Neste processo os filamentos são depositados segundo um ângulo com o eixo de rotação do mandril próximo de 90° . A maior parcela da resistência estrutural, encontra-se na direção circunferencial. Longitudinalmente só há resistência por parte da resina, que é muito inferior à do reforço.

(iii) Bobinagem Polar: Os filamentos são depositados de extremo a extremo do mandril, sendo necessária a combinação dos movimentos de rotação do mandril e de rotação do depositador de filamentos. A rotação do mandril deve ser lenta servindo apenas para fornecer o avanço para a bobinagem sequencial.

2.4.4 Moldagem por Compressão

Muitos dos processos utilizados para fabricação de compósitos PRFC apresentam a desvantagem de serem muito demorados. Processos com ciclo de produção mais rápidos são requisitados para aplicações em maior escala. Assim, a técnica de moldagem por compressão é um processo rápido, largamente usado na fabricação de corpos de painéis automotivos. O processo consiste da injeção de fibra picada com resina num molde metálico sob pressão e temperatura (Figura 2.11), assim o compósito é prensado e simultaneamente curado (Gibson, 1994). A peça de compósito PRFC de tecido picado utilizada neste trabalho foi confeccionada por esta técnica.

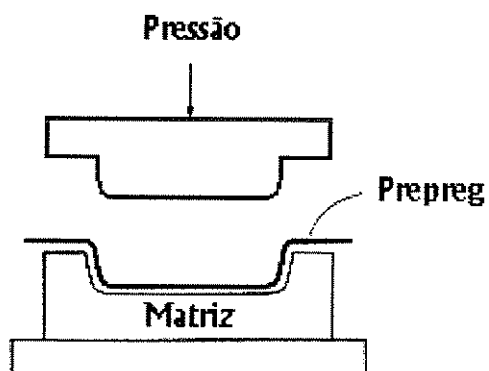


Figura 2.11 - Moldagem por compressão (Gibson, 1994).

2.4.5 Moldagem Contínua (Pultrusão)

As fibras impregnadas são conformadas em um molde e polimerizadas continuamente à temperaturas compreendidas entre 100°C e 150°C, obtendo-se desta maneira perfisados redondos, em forma de U, T, I, e outras (Figura 2.12) (Hancox, 1983).



Figura 2.12 - Esquema do processo de pultrusão.

2.4.6 Pré-Impregnados (*Prepreg*)

A impregnação de resina ao reforço pode ser otimizada através de um processo de pré-impregnação, que se resume em aplicar resina com a devida proporção de catalisador homogeneamente em toda à extensão do reforço. Este material é convencionalmente chamado de *Prepreg*, e se apresenta pronto para ser moldado, podendo ser encontrado na forma de rolos, fitas, laminados, etc. Os prepregs devem ser armazenados em baixas temperaturas, da ordem de -18°C, devido ao fato da resina já conter catalizador, sendo a cura função apenas da temperatura. Mesmo assim há uma pequena reação da resina em desenvolvimento, restringindo o tempo de uso deste material entre 3 a 6 meses (McCarvill, 1987). Os prepregs podem ser moldados através de uma variedade de processos de fabricação, tais como: moldagem em câmara de vácuo ou pressão, moldagem por compressão, bobinagem filamentar, etc.

As principais vantagens da utilização dos prepregs são (McCarvill, 1987):

- Eles são pré-formulados e não exigem a incorporação de outro aditivo durante a moldagem;
- A qualidade do produto é reproduzível, pois a quantidade de resina é previamente controlada;

- A produção de moldados é simplificada, pois o preregs estão prontos para serem moldados;
- A relação resina/reforço é controlada, e permite uma ampla faixa de reforço de 20-80vol%;
- Técnicas automatizadas de produção podem ser utilizadas.

2.5 Estruturas e Propriedades dos Compósitos PRFC

A necessidade de arranjar as fibras em diferentes direções de acordo com as aplicações, levam à necessidade de projeto de vários tipos de compósitos PRFC, conforme mostrado na Figura 2.13. Em um compósito laminado de fibras de carbono (FC) contínuas unidirecionais (Figura 2.13.a), as fibras são orientadas na direção de maior esforço, apresentando como restrições a pouca resistência na direção perpendicular às fibras, e a propícia tendência de delaminação devido à baixa resistência interlaminar. Compósitos de fibras trançadas (Figura 2.13.b) não são tão susceptíveis à delaminação, mas perdem em resistência e rigidez, devido ao fato das fibras não serem retas como no laminado contínuo, devido à ondulação do tecido. Compósitos de fibras picadas (Figura 2.13.c) são usados em várias aplicações em função do menor custo de fabricação, no entanto suas propriedades são consideradas pobres comparadas ao laminado. Já o compósito híbrido com fibras contínuas e picadas (Figura 2.13.d), ou misto com fibras carbono e vidro, possuem propriedades e custos intermediários (Mallick, 1988).

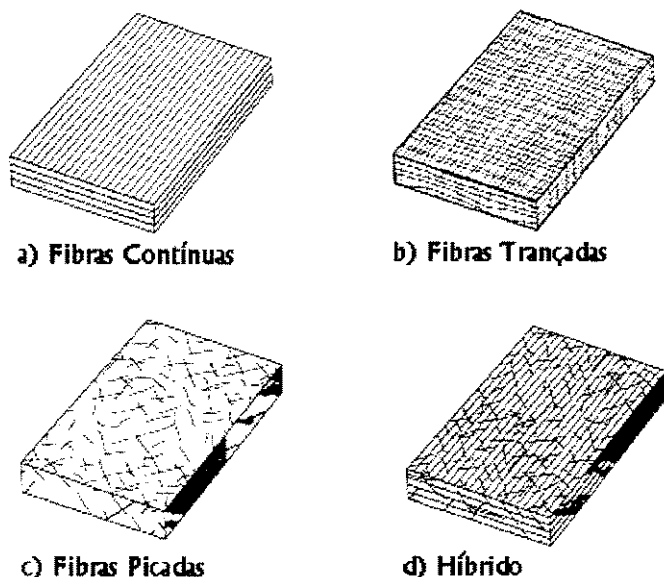


Figura 2.13 - Tipos de compósitos reforçados com fibras de carbono (PRFC) (Gibson, 1994).

A combinação de propriedades físicas, mecânicas, e químicas, dos componentes de um compósito para proporcionar as características desejadas ao produto final, deve ser realizada conhecendo-se muito bem as propriedades de cada componente. A origem da conjugação de materiais teve em sua maior parte como aplicação aspectos estruturais. Neste contexto propriedades como resistência mecânica e rigidez tornaram-se os principais requisitos para a utilização de materiais compósitos (Hull, 1988).

Dentre os materiais mais tradicionalmente utilizados em aplicações estruturais encontram-se os metais. A elevada resistência à tração desta classe de materiais aliada à sua ductilidade, a qualifica como uma das mais adequadas à participar da constituição dos compósitos como reforço. No entanto, estes materiais têm sido pouco utilizados em compósitos avançados, devido ao fato de suas densidades serem muito elevadas, dificultando sua utilização em estruturas leves, principalmente em veículos aeroespaciais.

A influência do peso do material sobre suas propriedades mecânicas tem sido levada em consideração desde o início da fabricação dos compósitos. Desde então, a resistência mecânica passou a estar intimamente vinculada à leveza do material. A quantificação deste parâmetro é estabelecida através do quociente da resistência mecânica e do módulo de elasticidade pela densidade do material, assim chamados de resistência específica e módulo específico. A Figura 2.14 mostra a resistência específica em relação ao módulo específico de vários compósitos quase isotrópicos de matriz epóxi com 65 vol% de fibras.

Existem vários fatores que afetam direta ou indiretamente as propriedades mecânicas dos materiais compósitos. Estes fatores podem estar relacionados com os reforços e matrizes empregadas, orientação e proporção fibra/resina, processo de fabricação, temperatura e pressão de moldagem, e etc.. As fibras de carbono (FC) destacam-se entre os materiais apresentados na Figura 2.14 pelo seu elevado módulo e resistência específica. Um compósito de fibra de carbono pode ser duas vezes mais resistente que o aço e cinco vezes mais leve, e ser seis vezes mais resistente que o alumínio com a metade do peso. Daí justifica-se a grande vantagem dos materiais

compósitos em relação aos materiais metálicos em aplicações aeronáuticas e aeroespaciais (Reinhart, 1987).

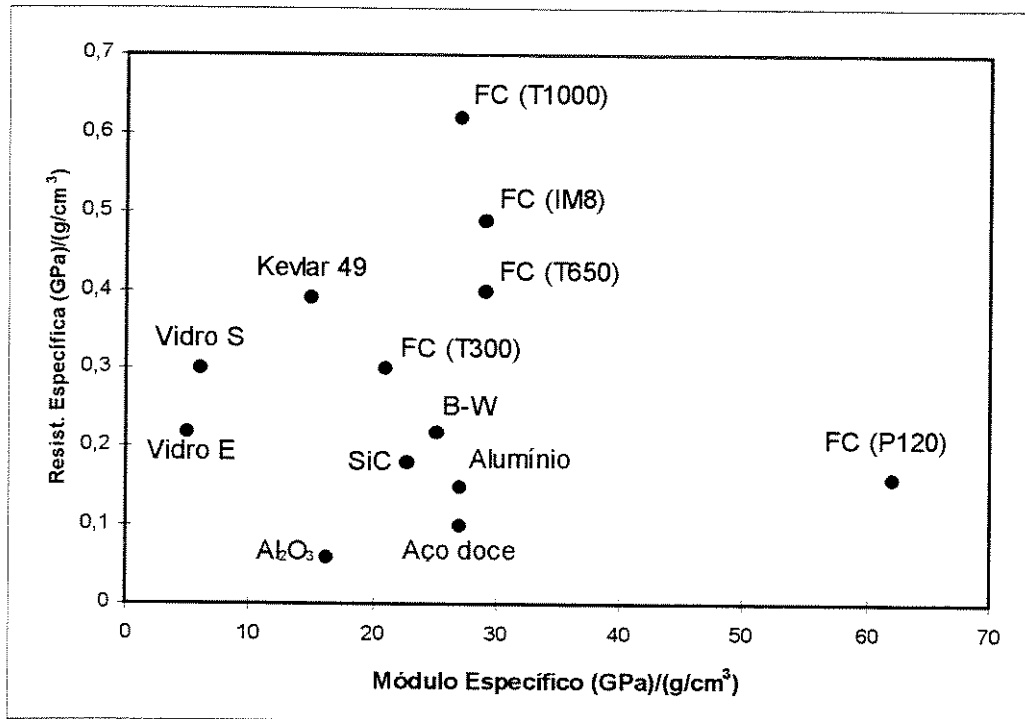


Figura 2.14 - Resistência específica versus módulo específico (Tração) (Reinhart, 1987).

2.6 Aplicações dos Compósitos PRFC

Primeiramente, os compósitos foram desenvolvidos em projetos na área militar, devido às suas propriedades de elevada resistência e rigidez, combinado com baixo peso. Assim, nos anos 60 ocorreu uma acentuada utilização de compósitos PRFC em aeronaves militares (Hull, 1988). No entanto, a aplicação de compósitos PRFC em aeronaves comerciais tem aumentado com a frequente redução de custos destes materiais, através do constante desenvolvimento de seu projeto e manufatura. Com o uso de compósitos, as aeronaves apresentam uma significativa redução de peso. Na área aeroespacial, a redução de peso dos veículos tem uma importante influência na decisão de projeto, fazendo com que o uso de materiais compósitos seja fundamental. Muito usado em lançadores espaciais, os compósitos apresentam grande estabilidade dimensional numa

larga faixa de temperatura, podendo ser projetados com coeficiente de expansão térmica próximo de zero (Gonçalves, 1997).

Em aplicações automotivas, os compósitos PRFC podem ser usados em peças estruturais, componentes de chassis e elementos de máquina, devido às interessantes propriedades como: boa resistência à corrosão, elevada resistência elétrica, boa capacidade de amortecimento e baixa condutibilidade térmica. Estas fazem com que os compósitos PRFC adicionem vantagens comparadas aos materiais metálicos. Por exemplo, o seu emprego em barras de direção de veículos apresentam vantagens, pela rápida resposta e boas características de amortecimento. São também usados em estruturas de painéis, para-choques, capuz, portas, etc.. No entanto, como em aeronaves, o uso de compósitos PRFC em veículos automotivos se detém mais em elementos estruturais secundários e peças de acabamento, sendo que ainda existe um grande potencial a ser explorado (Gibson, 1994).

Na área naval, os compósitos são empregados na fabricação de casco de botes, convés, armação, mastros, etc.. A principal vantagem é a redução de peso, que implica em maiores velocidades de cruzeiro, aceleração, manobrabilidade e redução de consumo de combustível. Em caso de pequenos botes, a portabilidade é também uma importante consideração (Mallick, 1988).

Nos últimos anos tem havido uma crescente aplicação de compósitos PRF na indústria de materiais esportivos, em função de seu baixo peso, bom amortecimento e flexibilidade de projeto. Algumas de suas aplicações são: raquetes de tênis, tacos de golf, varas de pescar, bicicletas, varas de hockey, skis, remos, dardos, capacetes, etc.. No entanto, em muitos dos exemplos citados, nas diversas áreas, o custo ainda é um fator que proíbe uma maior disseminação do uso dos compósitos PRFC (Gibson, 1994).

Capítulo 3

Materiais Compósitos-Carbono Reforçado com Fibras de Carbono

3.1 Generalidades

Atualmente, o carbono é um dos mais notáveis elementos químicos conhecidos pela ciência, estando presente em vários materiais como carvão, petróleo, diamantes, plásticos e mais recentemente, na fibra de carbono e no compósito de carbono reforçado com fibras de carbono (CRFC). O desenvolvimento do compósito CRFC também conhecido por compósito carbono-carbono (C/C), foi posterior aos dos materiais plásticos reforçados com fibras de carbono (PRFC), razão esta motivada por aplicações envolvendo altas temperaturas (Savage, 1993).

O primeiro compósito C/C foi obtido acidentalmente em 1958, durante uma análise química para a determinação do teor de fibras de carbono contido num material plástico reforçado. Uma das etapas do procedimento consistia em expor a amostra do compósito à atmosfera oxidante em alta temperatura. Porém, por erro do operador a amostra foi tampada em um recipiente, e assim, o material orgânico foi pirolizado ao invés de ser oxidado. O material então analisado foi considerado promissor como material estrutural para aplicações em altas temperaturas (McAllister & Lachman, 1983).

O desenvolvimento da tecnologia de obtenção de compósitos C/C foi inicialmente muito lento. Entretanto, no final da década de 60, estes materiais foram extensivamente estudados e desenvolvidos em centros de pesquisa nos Estados Unidos e Europa, principalmente para

aplicações militares tais como: inserto de garganta de tubeira de foguetes e ogivas de mísseis balísticos. Os primeiros compósitos C/C foram obtidos utilizando-se como reforço tecidos de fibras de carbono de Rayon, impregnados com resina fenólica de alto rendimento em carbono. Segundo Thomas (1993), existem várias pesquisas sendo desenvolvidas sobre processamento de compósitos C/C. Os princípios de sua fabricação são documentados, e a tecnologia usada é normalmente considerada confidencial, grandes esforços são realizados para manter o seu controle e há uma grande restrição de disseminação de informações, principalmente para outros países.

A relevância do emprego dos compósitos C/C na engenharia, se deve à algumas de suas características como: elevadas resistências à ablação e ao choque térmico, boa resistência mecânica, alta rigidez e inércia química, elevada condutividade térmica e elétrica, e baixa massa específica. Eles apresentam uma importante característica de manter grande parte destas propriedades em elevadas temperaturas. Entretanto, os custos associados nas etapas de fabricação são muitos elevados, por exigir longos períodos de tempo em elevadas temperaturas (Diefendorf, 1987).

3.2 Processo de Obtenção do Compósito C/C

Os materiais compósitos C/C são materiais obtidos através da combinação de diferentes tipos de materiais carbonosos. Basicamente o compósito é constituído de uma matriz de carbono vinda de uma resina polimérica ou por deposição gasosa, sendo esta reforçada com fibras de carbono. O compósito C/C tem como característica combinar as vantagens do compósito plástico reforçados com fibras de carbono (PRFC) com as propriedades refratárias da matriz cerâmica de carbono (Ferreira, Levy Neto et. al., 1993).

O procedimento clássico da fabricação do compósito C/C (Figura 3.1) consiste basicamente em duas operações: uma primeira da confecção de um substrato de fibra de carbono convencionalmente chamado de pré-forma; e a segunda onde se faz a densificação, ou seja a impregnação da pré-forma de fibra de carbono, com um material polimérico rico em carbono. Existe uma terceira operação que é a grafitização, usada em aplicações especiais onde se deseja

obter propriedades específicas para o compósito. A segunda operação, de densificação é muito trabalhosa, pois consiste em vários ciclos de deposição de carbono no compósito, que leva vários dias da peça em elevadas temperaturas (McAllister, 1987).

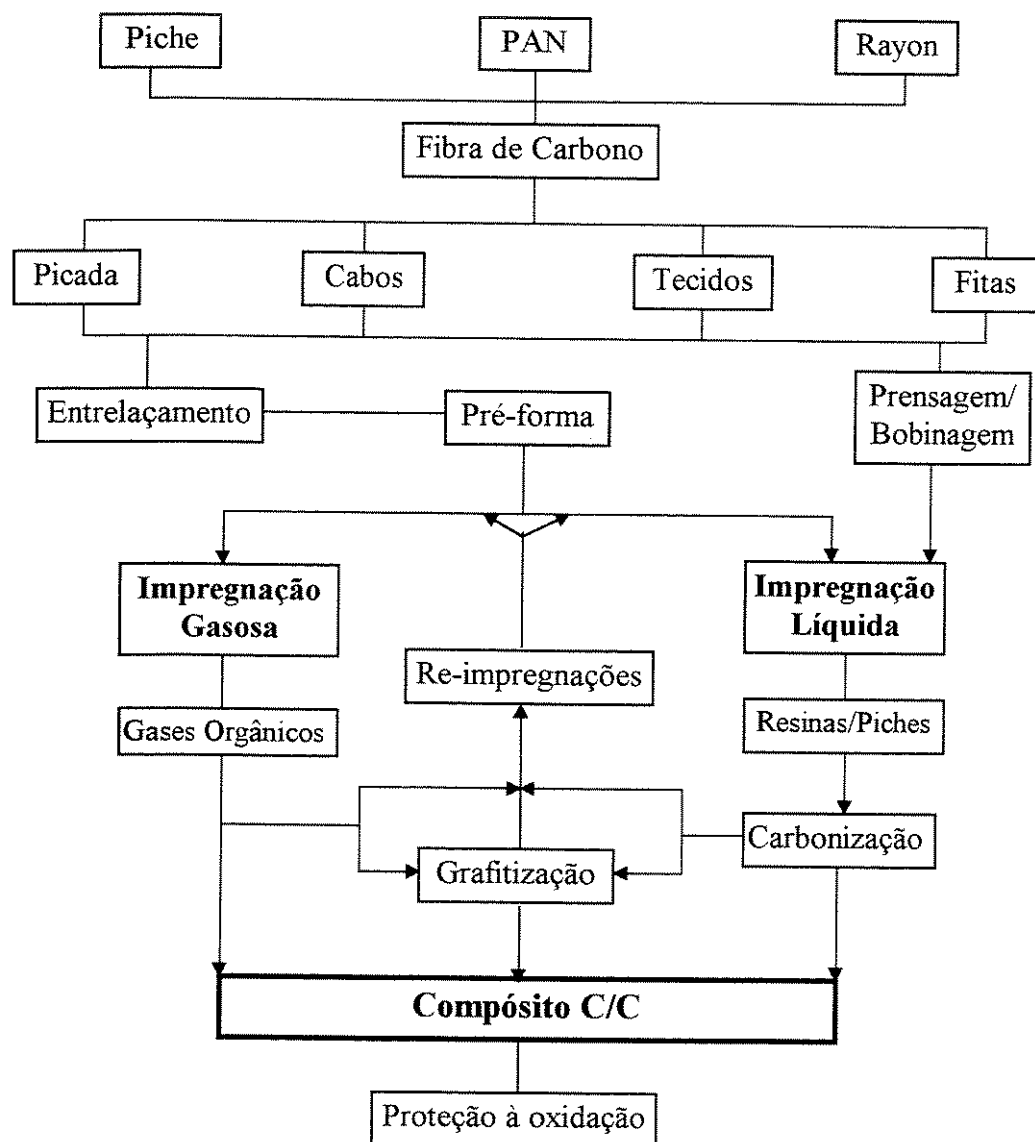


Figura 3.1- Esquema das diferentes rotas de processamentos para obtenção de compósito C/C.

Atualmente, o desenvolvimento de técnicas de tecelagem de fibras de carbono aliado ao das técnicas de impregnação, tem proporcionado compósitos C/C de alto desempenho. Os compósitos podem ser uni (1D), bi (2D), ou multidirecionais ($\geq 3D$), adequados à diferentes tipos de aplicações. As pré-formas ou os substratos de fibras de carbono são os responsáveis que dão as

características de direcionalidade ao compósito. As propriedades térmicas, mecânicas e físicas do compósito podem ser controladas e apropriadas em função do projeto do substrato, que envolve a seleção e orientação das fibras, fração volumétrica das fibras, espaçamento entre fibras, e densidade do substrato. A seleção da matriz e o processo de obtenção também tem forte influência nas propriedades do compósito C/C (Levy Neto et al., 1995).

3.2.1 Pré-formas

Primeiramente, a seleção da fibra de carbono é função da aplicação para a qual o compósito está sendo fabricado. Quanto à forma, as fibras podem estar agrupadas em feixes contínuos (compósito 1D), trançadas em vários tipos de combinações formando um tecido (compósito 2D), e na forma de blocos multidirecionais com reforços em três ou mais direções. A pré-forma multidirecional mais simples é a construção de um bloco ortogonal 3D mostrada na Figura 3.2. Esta pré-forma consiste de múltiplos feixes de fibras localizados em determinadas coordenadas cartesianas.

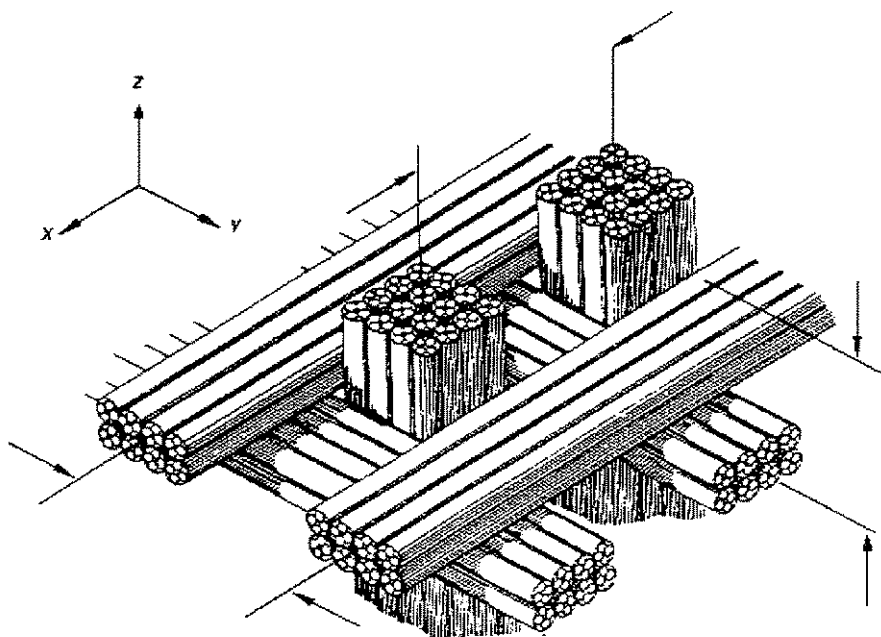


Figura 3.2 - Construção da pré-forma ortogonal tridirecional (Lachman et al., 1978).

Várias modificações podem ocorrer sobre a construção da pré-forma com o objetivo de conseguir estruturas mais isotrópicas. Isto é possível adicionando fibras em outras direções, por exemplo, pode-se obter um compósito 5D adicionando fibras em direções $\pm 45^\circ$ num determinado plano de uma pré-forma 3D. Outra opção é introduzir fibras na diagonal através dos cantos e faces de uma estrutura retangular obtendo assim pré-formas multidirecionais.

A Figura 3.3 mostra o processo de obtenção de pré-formas 3D utilizadas em compósitos C/C. Essas pré-formas são obtidas de tecido de fibra de carbono que são compactadas umas sobre as outras no plano XY. Os tecidos são perfurados por varetas metálicas que serão substituídas por fibras de carbono contínuas, fibras/resina ou varetas de compósito C/C 1D. Outro tipo de pré-forma multidirecional utilizada é de forma cilíndrica, ou de revolução, conforme mostrado na Figura 3.4. A pré-forma é tridirecional e construída com fibras orientadas em coordenadas polares nas direções radial, axial, e circunferencial. Como na pré-forma de bloco ortogonal, o tipo de fibra, espaçamento, e fração volumétrica, podem variar nas três direções (McAllister, 1987).

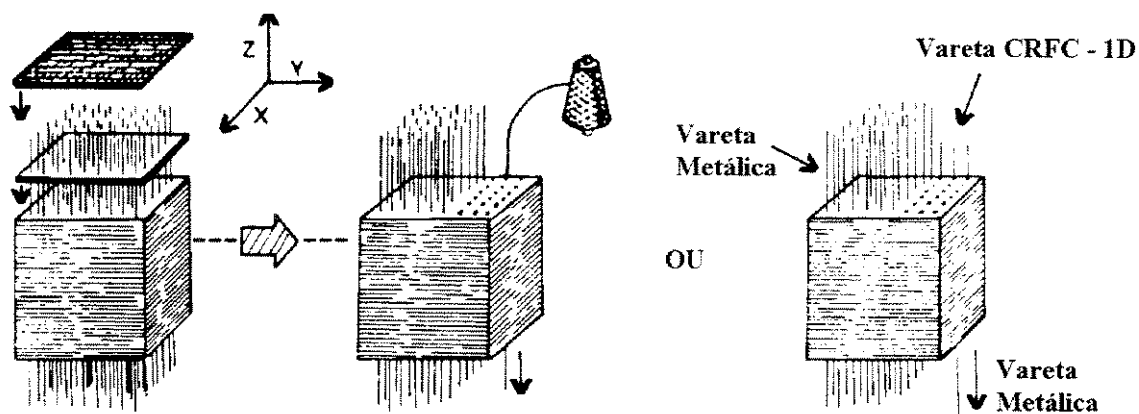


Figura 3.3 - Obtenção de pré-formas de C/C-3D (McAllister & Lachman, 1983).

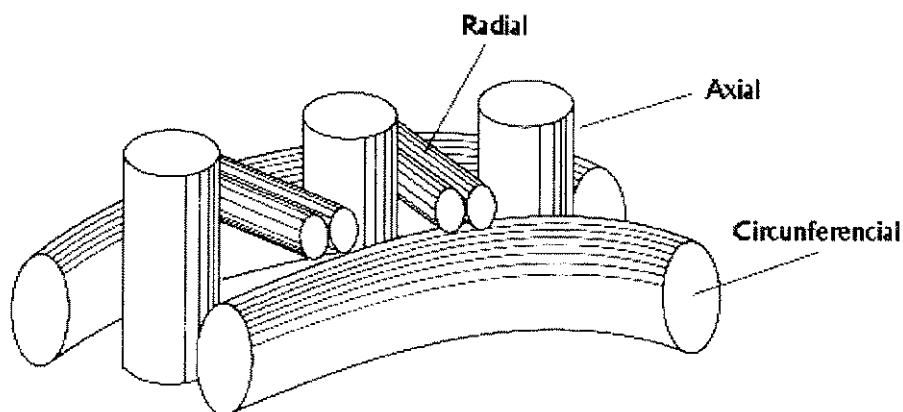


Figura 3.4 - Pré-forma cilíndrica tridirecional (Lachman et al., 1978).

3.2.2 Processo de Densificação por Impregnação Líquida

- **Resina Termofixa**

A impregnação das pré-formas para matriz de carbono pode ser de forma gasosa e/ou líquida. A impregnação líquida é a mesma utilizada na indústria de plástico, que usa como precursora da matriz de carbono uma resina polimérica termofixa ou termoplástica. A utilização de resinas termofixas se deve à sua relativa facilidade de impregnação nas fibras de carbono, e sua ampla base tecnológica de dados oriundos da indústria de compósitos convencionais (PRFC), também chamados de compósitos verdes (i. e. não carbonizados). Neste caso, as etapas de impregnação/carbonização são extremamente flexíveis. Estruturas de compósitos de grandes dimensões e geometria complexas podem ser construídas utilizando toda a tecnologia de fabricação dos compósitos como: impregnação manual, preregs, bobinagem filamentar, pultrusão, etc. (Delmonte, 1987).

Em geral as resinas termofixas polimerizam em temperaturas abaixo de 250°C formando uma estrutura amorfa sólida tridimensional com fortes ligações covalentes cruzadas. Quando da ocorrência da pirólise, a resina transforma em carbono vítreo (isotrópico), que não se grafita, mesmo em temperaturas acima de 3000°C. Os rendimentos de carbono das resinas termofixas usualmente estão na faixa de 50-60% em massa. A sua baixa densidade pode limitar a densidade final do compósito ($\approx 1,5-1,6 \text{ g/cm}^3$), mas existem muitas aplicações onde a matriz não grafita é

desejável (Knop & Pilato, 1985). Entretanto, há uma exceção quanto ao comportamento normal na densificação de compósito C/C. Tensões de contração que ocorrem na vizinhança das fibras durante a pirólise, podem causar a formação de carbono vítreo que grafitiza em altas temperaturas ($>2500^{\circ}\text{C}$). Dentre as resinas termofixas, a resina fenólica tem sido a mais utilizada (Savage, 1993). A Tabela 3.1 mostra algumas propriedades típicas de resinas fenólicas utilizadas em impregnação líquida de compósito C/C.

Algumas características necessárias de uma resina termofixa que devem ser consideradas para a densificação de um compósito C/C são descritas a seguir (Savage, 1993):

- Rendimento em carbono na faixa de 50-70% em massa. Dados experimentais indicam que o rendimento de carbono não é aumentado pela aplicação de pressão durante a carbonização;
- As estruturas da matriz de carbono são vítreas, e não se grafitizam em temperaturas acima de 3000°C ;
- A tensão aplicada ou induzida durante o tratamento térmico pode levar à uma microestrutura grafitica;
- Com o objetivo de obter densidades e propriedades desejáveis, o compósito C/C deve ser re-impregnado/re-carbonizado para minimizar a porosidade durante a pirólise.

Tabela 3.1-Propriedades de resinas fenólicas (McAllister & Lachman, 1983).

Propriedades	Valores
Massa específica (g/cm^3)	1,08-1,09
Teor de sólidos (%)	60-62
Viscosidade a 25°C (MPa s)	120-200
Índice de refração	1,518-1,525
Tempo de cura a 165°C (s)	85-105
Formaldeído livre (%)	0-0,5
Fenol livre (%)	11,3-13,5
Elementos traços, Na, K, Li, Fe	<5ppm (cada)

- **Matriz Termoplástica**

Como mencionado anteriormente, a densificação de compósito C/C pode ser obtida por impregnação de resinas termofixas e por infiltração gasosa de hidrocarbonetos. Estes processos são lentos e caros, pois a impregnação de resina termofixa necessita de vários ciclos de densificação, devido ao rendimento de carbono ser limitado, e no processo infiltração gasosa, a taxa de reação é baixa para manter uma deposição uniforme em toda peça. Por estas razões, vem crescendo as pesquisas sobre a adequabilidade do piche de alcatrão de hulha e de petróleo, e de resinas termoplásticas poli-aromáticas como matrizes precursoras de compósitos C/C (Otani, 1996).

O objetivo é aproveitar as vantagens do alto rendimento de carbono, alta massa específica ($>2,0 \text{ g/cm}^3$), e a característica de fácil grafitibilização dos precursores termoplásticos. Normalmente, a resistência a ablação dos compósitos C/C melhora com o aumento da massa específica. A maior parte dos piches quando submetidos à pirólise passam por uma fase cristalina líquida conhecida por mesofase, que no processo de grafitização formam estruturas alinhadas e paralelas de grandes moléculas aromáticas, ou seja, estruturas grafiticas (Marsh, 1989).

A utilização do piche como matriz precursora da matriz de carbono é uma extensão da tecnologia usada no processo industrial de produção de eletrodos de grafite, que dispõe de uma ampla base de dados abrangendo: impregnação, carbonização, e grafitização. Os piches têm como característica um baixo ponto de fusão, baixa viscosidade, alto rendimento de carbono, e a tendência de formação de carbono grafitico. Eles são polímeros termoplásticos que apresentam uma estrutura grafitica, oposta às fortes ligações cruzadas das resinas termofixas (Otani, 1996). A Figura 3.5 ilustra uma comparação de características entre resina termofixa e piche para uso como matriz de carbono em compósito C/C.

Com o processamento térmico, as resinas termofixas tendem a apresentar menor massa específica, valores maiores de distância interplanar entre cadeias de carbono (d_{002}), maior encolhimento volumétrico, e menor rendimento em carbono, quando comparadas ao piche. A

baixa massa específica dos compósitos obtidos a partir de resinas termofixas ($<1,60 \text{ g/cm}^3$) tende a limitar a massa específica final dos compósitos C/C. Porém, para muitas aplicações é desejável a elevada dureza da matriz, característica da grande maioria dessas resinas, tais como protetores térmicos de aeronaves (Savage, 1993).

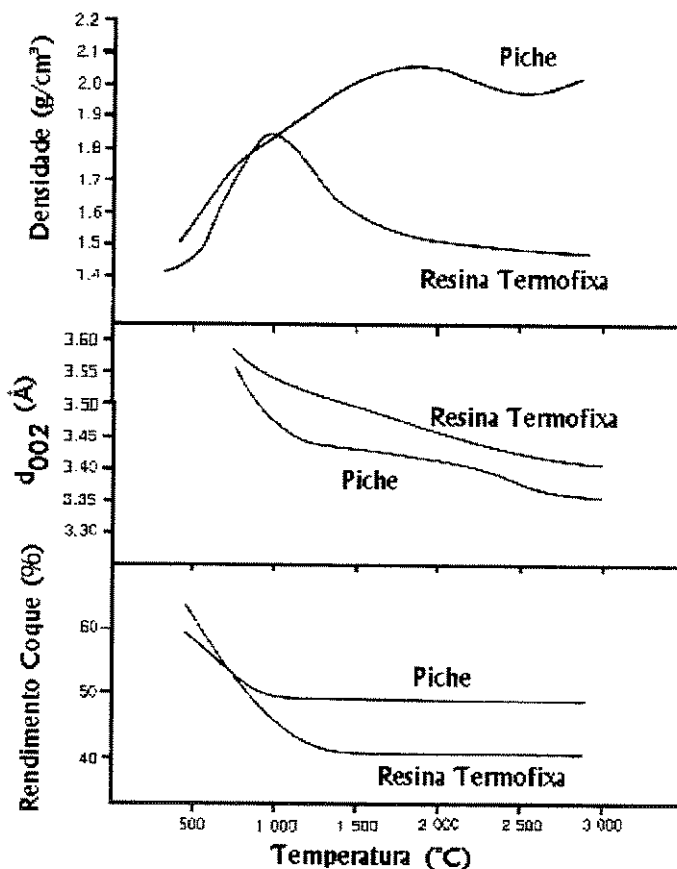


Figura 3.5 - Características de resina e piche em função do tratamento térmico (McAllister & Lachman, 1983).

O processo de impregnação/densificação mais comumente utilizado na obtenção de compósito de carbono reforçado com fibras de carbono, é geralmente conduzido sob pressão próxima da atmosférica ou baixa pressão, e envolve mais de 10 ciclos em muitos casos. A pré-forma de fibras de carbono é impregnada sob vácuo, e em alguns casos é aplicada pressão para garantir a penetração do material impregnante na estrutura. Após a impregnação, o compósito é carbonizado em atmosfera de nitrogênio em temperaturas de 650-1100 °C. Dependendo das

especificações de projeto, o material é então tratado termicamente acima de 2600 °C (grafitização), em atmosfera de argônio. Este ciclo de densificação é repetido várias vezes até que a massa específica do compósito atinja o valor máximo limitado pelo processo (Diefendorf, 1987). A Figura 3.6 ilustra o processo de obtenção do compósito de C/C à baixa pressão.

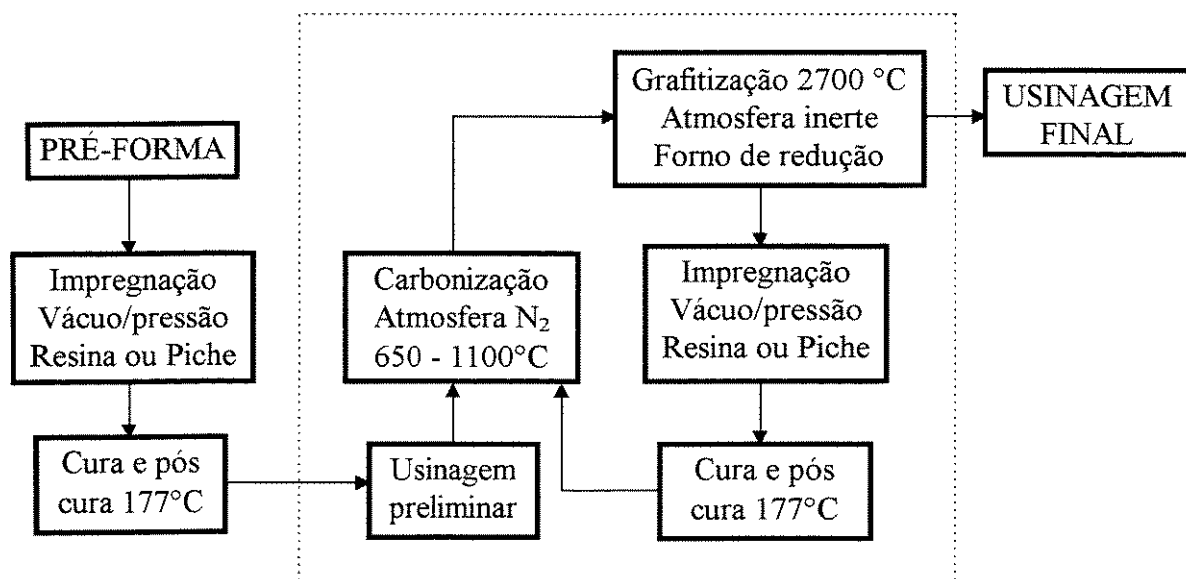


Figura 3.6 - Processo de obtenção do compósito C/C (McAllister & Lachman, 1983).

Outro processo de impregnação/densificação líquida de compósito C/C é através da aplicação de alta pressão isostática por gás inerte, de modo a impregnar e densificar o compósito, durante as etapas de fusão e carbonização com piche. Este método é chamado na literatura de PIC (Impregnação e carbonização sob pressão). Inicialmente, ocorre a impregnação da pré-forma com piche liquefeito, à vácuo e em temperaturas em torno de 250°C, acondicionada em recipiente adequado. Em seguida acontece uma segunda fase, onde a temperatura é mantida entre 600 e 650°C, à pressões de 6,8 a 100 MPa. Sob pressão o rendimento de coque de piche pode chegar a 90%. O aumento da pressão proporciona o incremento em carbono fixo do piche, e possibilita a obtenção de compósito C/C com massa específica próxima de 2,0 g/cm³, em apenas cinco ciclos de densificação, conforme ilustra a Figura 3.7 (Otani, 1996).

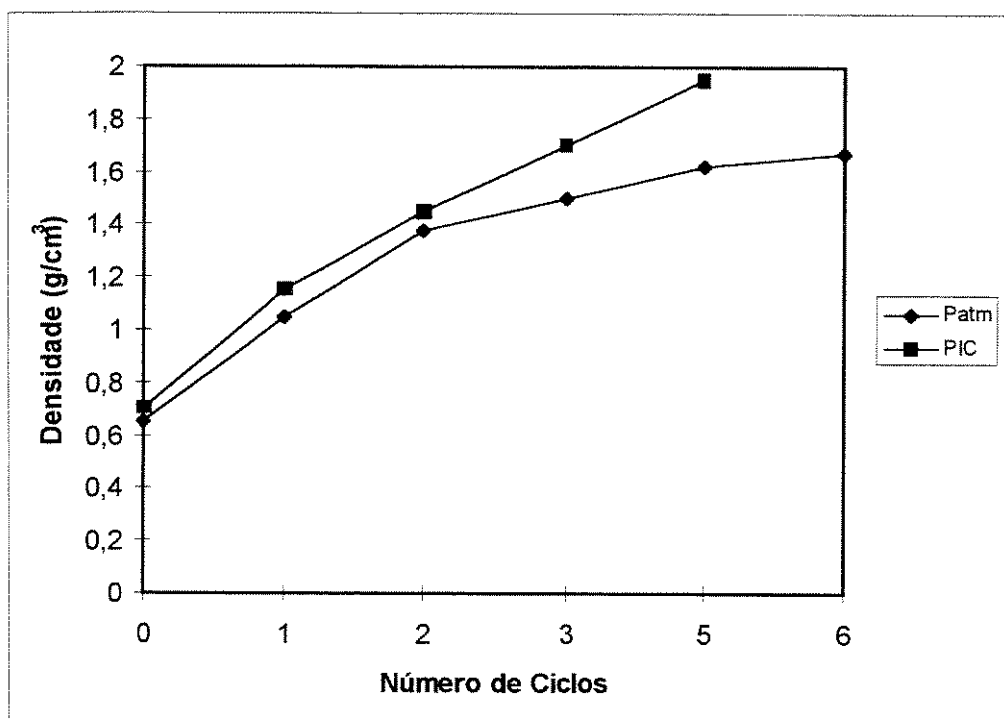


Figura 3.7 - Variação da densidade dos compósitos C/C em função da pressão do processo (McAllister & Lachman, 1983).

3.2.3 Processo de Impregnação Gasosa

A impregnação da pré-forma pelo método gasoso é realizada por um processo de deposição química de vapor (CVD). Neste processo o carbono é proveniente da decomposição ou reação de gases, como o metano que, após a pirólise, nucleia e faz crescer a matriz carbonosa no substrato previamente aquecido. Esta técnica permite um fino controle sobre a composição e a morfologia do depósito sólido. Bem processados, os compósitos obtidos pelo processo CVD apresentam excelentes propriedades mecânicas, em consequência da lenta e estável deposição da matriz de carbono envolvendo as fibras na pré-forma (Thomas, 1993).

O processo CVD envolve uma difusão de carbono ativo suportado por um gás através do substrato de fibras, de modo que estabeleça uma deposição uniforme da matriz de carbono. Parâmetros como tipo de pré-forma, gás, temperatura, e pressão influem na eficiência do processo e consequentemente nas características e uniformidade da matriz de carbono. O processo CVD tem sido útil para produção de compósitos de matriz cerâmica (CMC), onde técnicas de

processamento por fusão são impraticáveis. A maior desvantagem desta técnica é o alto custo do processo por ser muito lento, ficando o compósito vários dias em temperaturas acima de 1000°C (Buckley & Edie, 1993).

Três técnicas de deposição CVD para densificação de compósitos C/C são mais aplicadas, sendo elas: deposição isotérmica, pressão diferencial, e gradiente térmico. Na deposição isotérmica a pré-forma é aquecida radialmente dentro de um forno de indução (Figura 3.8-a). Gases de hidrocarbonetos são introduzidos dentro do forno onde ocorre a infiltração à quente na pré-forma. Para evitar a deposição superficial e a oclusão dos poros superficiais, o processo é conduzido em baixas taxas de reações através do controle do fluxo de gás reativo, de maneira que a velocidade de deposição seja menor que a difusão, tornando o processo extremamente longo (Diefendorf, 1987).

O método de pressão diferencial, ilustrado na Figura 3.8-b, visa manter um fluxo forçado de gás através da estrutura de fibras de carbono acondicionada no fundo de um recipiente. O recipiente contendo a pré-forma é alojado no interior de uma região aquecida, de modo que o próprio fluxo de gás orgânico proporciona gradientes de pressão, eliminando a limitação combinada de difusão/reação superficial do processo isotérmico convencional.

A terceira técnica de deposição CVD, a impregnação em fase gasosa por gradiente térmico, ilustrada na Figura 3.8-c, consiste em controlar a taxa de deposição do carbono pirolítico através da variação da temperatura ao longo da pré-forma de fibras de carbono que se interpõe no caminho do gás reativo, visando uma deposição mais uniforme e consequentemente em maior profundidade, deixando de ser somente superficial (McAllister, 1987).

• Comparação entre as Técnicas de Formação da Matriz de Carbono

O compósito C/C obtido pelo processo CVD apresenta maior resistência mecânica comparado ao processado com piche ou resina termofixa. A estável deposição da matriz de carbono sobre as fibras pelo processo CVD, não gera as elevadas tensões superficiais fibra/matriz

que ocorrem na impregnação com resina fenólica. Mesmo assim, embora o processo CVD propicie ao compósito excelentes propriedades, a maior parte dos compósitos C/C são produzidos, pelo menos em parte, por impregnação líquida, por razões econômicas. Alguns estudos têm avaliado as diferentes técnicas de obtenção da matriz de carbono para um tipo de pré-forma. Embora as propriedades do compósito processado por CVD sejam superiores ao compósito processado por resina, algumas disparidades que ocorrem podem ser explicadas pela ausência do estágio de grafitização no processo CVD. A grafitização geralmente aumenta a resistência à oxidação e a densidade do compósito, mas reduz a sua resistência mecânica (Savage, 1993).

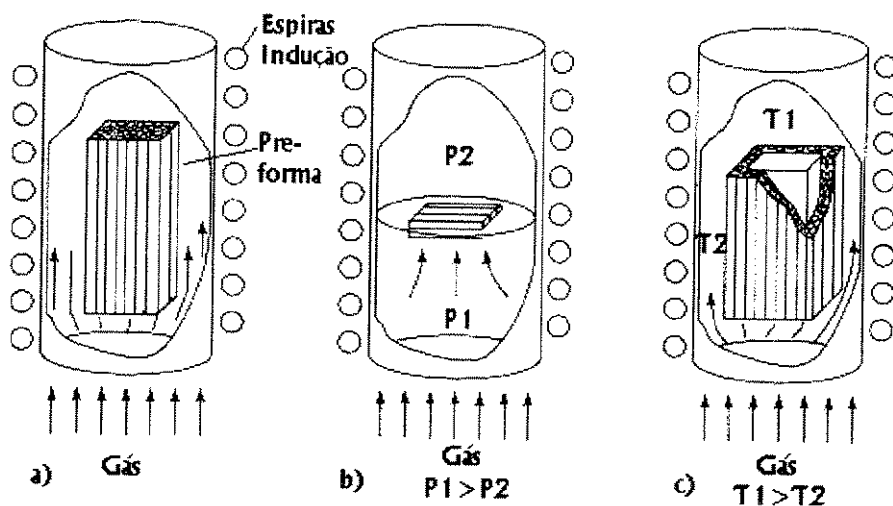


Figura 3.8 - Processo de impregnação em fase gasosa (Diefendorf, 1987).

A variação das propriedades mecânicas com a técnica de processamento do compósito é mostrada na Tabela 3.2. Alguns pontos importantes podem ser destacados destes dados: os dois processos, CVD isotérmico e gradiente de pressão, produzem produtos muito diferentes; o CVD com gradiente de pressão fornece ao compósito baixa densidade ($1,28 \text{ g/cm}^3$) relativa ao CVD isotérmico ($1,59 \text{ g/cm}^3$); a combinação dos processos CVD com impregnação de resina fenólica resulta num compósito com considerável aumento de densidade, ($1,59 \rightarrow 1,73 \text{ g/cm}^3$) para processo isotérmico, e ($1,28 \rightarrow 1,58 \text{ g/cm}^3$) para gradiente de pressão. No entanto, os processos CVD isotérmico e com gradiente de pressão, ambos com impregnação de resina, não apresentaram benefícios mecanicamente.

Tabela 3.2 - Propriedades de C/C-3D cilíndrico para várias matrizes (Savage, 1993).

Técnica	Densidade ρ (g/cm ³)	Resistência σ_T (MPa)	Módulo E_T (GPa)	Deformação ϵ (%)
Fenólica	1,62	118,5	70,5	0,18
Piche AM	1,64	94,4	106,1	0,08
CVD Isotérmico	1,59	113,7	77,2	0,15
CVD Isot/Fenól.	1,73	106,8	77,9	0,13
CVD Δ Pressão	1,35	136,4	68,2	0,20
CVD Δ Pressão ¹	1,28	130,2	61,3	0,20
CVD Δ Pressão ²	1,58	128,2	64,1	0,20

⁽¹⁾ CVD Pressão Diferencial-Grafitizado, ⁽²⁾ CVD Pressão Diferencial-Fenólica

3.3 Propriedades do Compósito C/C

Como nos materiais carbonosos e grafiticos convencionais, os componentes individuais do compósito C/C apresentam ampla variedade de propriedades, decorrentes dos diferentes graus de ordenações estruturais dos carbonos. As propriedades do compósito dependem do projeto da pré-forma, do tipo de fibra, da seleção da matriz e do processo de obtenção. A possibilidade da conjugação de diferentes características de fibras e matrizes permite que o compósito C/C apresente propriedades adequadas em função de sua aplicação, inclusive de maneira anisotrópica, em direções específicas, através da adequada distribuição espacial das fibras no reforço (Buckley & Edie, 1993).

A Figura 3.9 mostra o desempenho do compósito C/C em relação aos outros materiais, onde a resistência em elevadas temperaturas é considerada. Alta resistência combinada com baixa densidade (< 2 g/cm³), deixa o compósito de C/C com uma resistência específica comparada com os metais de alto desempenho, como aço e titânio. As propriedades do compósito C/C podem ser comparadas aos compósitos PRFC, porém elas se mantêm, para atmosferas não oxidantes, em temperaturas que excedem 2000 °C (Batha, 1987).

Tomando como exemplo um compósito unidirecional, seu comportamento é semelhante ao grafite. A Figura 3.10 mostra que a resistência do compósito C/C aumenta com a elevação da temperatura, alcançando o máximo na região de 1200°C. Depois decresce até 2000°C voltando no patamar em que estava na temperatura ambiente. Acima de 2000°C, a resistência continua decrescendo e a plasticidade do material aumenta. Assim, tem-se a queda do módulo de elasticidade e o aumento da deformação. Entretanto o material mantém boas propriedades até próximo à temperatura de sublimação acima de 3000°C. A capacidade do compósito C/C apresentar boas propriedades é devido à combinação da matriz de carbono, que embora tenha resistência mecânica mínima, faz um papel de suporte das fibras na estrutura, mantendo-as numa geometria estável (Ferreira, 1994). As propriedades mecânicas de um compósito unidirecional são mostradas na Tabela 3.3, onde nota-se uma diferença considerável das propriedades do compósito com a direção das fibras.

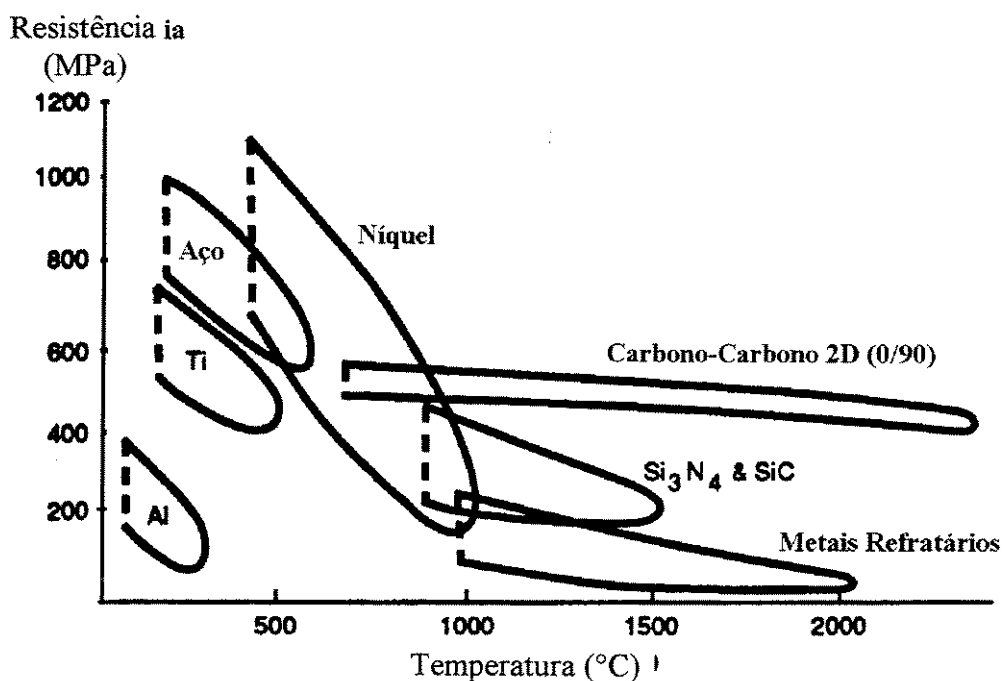


Figura 3.9 - Resistência à tração de vários materiais com a temperatura (Thomas, 1993).

Os baixos valores de resistência e do módulo de cisalhamento, se devem à baixa resistência da matriz, devido ao surgimento de trincas e poros, como consequência da volatilização de componentes do precursor da matriz e dos rearranjos gerados durante os tratamentos térmicos dos

ciclos de densificação do processo de obtenção. Assim, os poros e trincas são defeitos inerentes dos compósitos C/C, conforme mostrado na Figura 3.11.

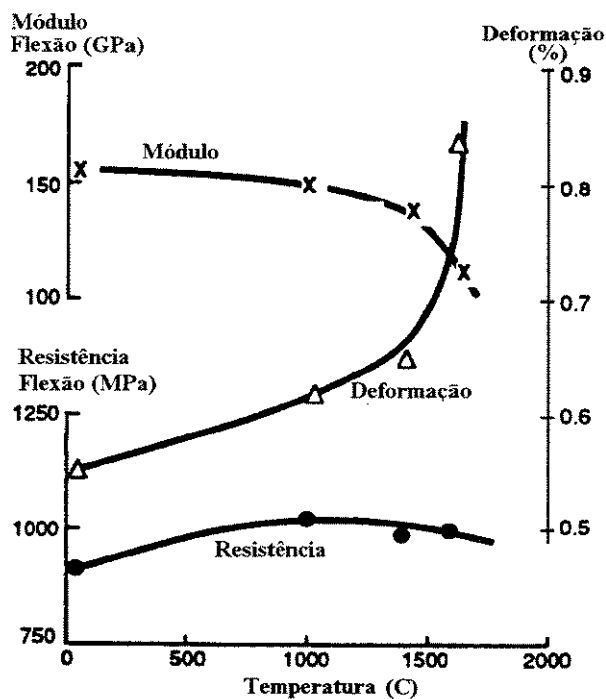


Figura 3.10-Propriedades do compósito C/C-1D em função da temperatura (Thomas, 1993).

Tabela 3.3 - Propriedades mecânicas típicas de um compósito C/C-1D (Thomas, 1993).

Propriedades	// Fibra	⊥ Fibra
Resistência à Tração, MPa	900	15
Resistência à Compressão, MPa	400	50
Resistência à Flexão, MPa	1000	20
Resistência ao Cisalhamento, MPa	20	-
Módulo de Flexão, GPa	160	8
Módulo de Cisalhamento, GPa	8	-
Resistência ao Impacto, KJ/m ²	125	-
Taxa de Poisson	0,25	-

De acordo com Zheng & Don-Hua (1983), a presença de poros e microtrincas em determinadas extensões é importante por favorecer o aumento da resistência ao choque térmico. No estudo realizado por Jortner (1986), constatou-se que as macroporosidades reduzem as propriedades mecânicas, térmicas e elétrica dos compósitos C/C. Entretanto foi verificado que sua influência não é linear. O autor observou ainda, que as trincas ocasionadas por tensão térmica, geralmente formadas nas interfaces fibra/matriz, tendem a se abrir e fechar com o aquecimento e resfriamento, tornando-se fundamentais para a explicação dos comportamentos termo-mecânicos dos compósitos C/C.

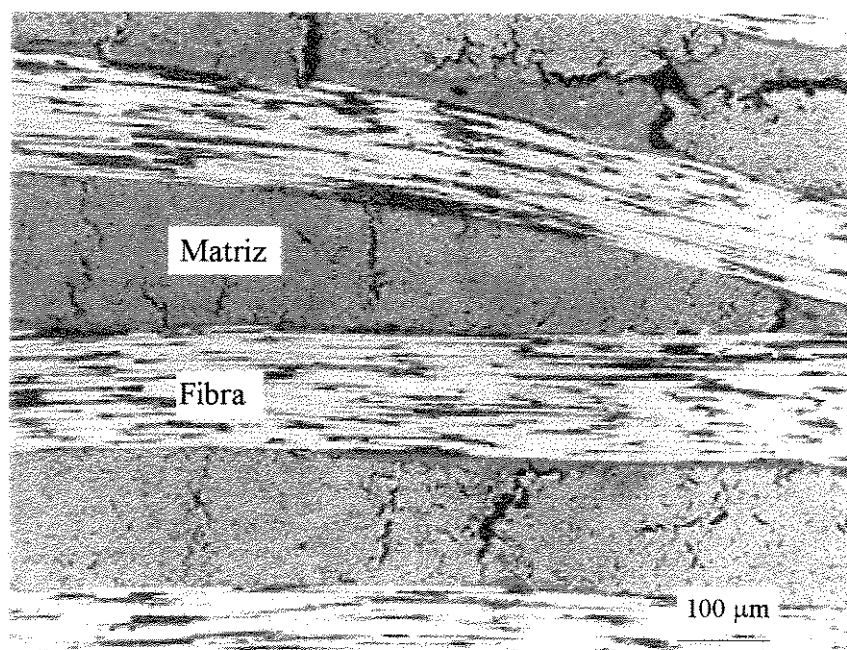


Figura 3.11 - Micrografia (MEV) de Compósito C/C com resina fenólica (Savage, 1993).

O melhoramento nas propriedades transversais em relação as fibras do compósito pode ser conseguido incorporando fibras em várias direções à 0, ± 45 , 90 graus. A orientação de múltiplas direções reforçadas resultam num compósito com propriedades virtualmente isotrópicas. Um exemplo de materiais que foram desenvolvidos com esta proposta foi o compósito C/C tridirecional. A Figura 3.12 mostra como a resistência do compósito C/C é influenciada pela composição das fibras em uni, bi e em três direções. De outro modo, com a sofisticação das pré-formas, podem ser incorporadas mais dimensões ao compósito como: 4D, 5D, 7D, e 11D através de reforços diagonais na pré-forma (Savage, 1993).

Com relação às propriedades térmicas, o compósito C/C tem um coeficiente de dilatação linear negativo entre as temperaturas ambiente e 400 °C. Em altas temperaturas ele passa a ser positivo. Uma propriedade específica do compósito C/C, é que a condutividade térmica decresce com o aumento da temperatura. Da mesma forma, a sua condutividade elétrica decresce com o acréscimo da temperatura. Assim, as propriedades térmicas do compósito C/C se comportam de maneira contrária em relação às propriedades da maioria dos metais condutores (Buckley & Edie, 1993).

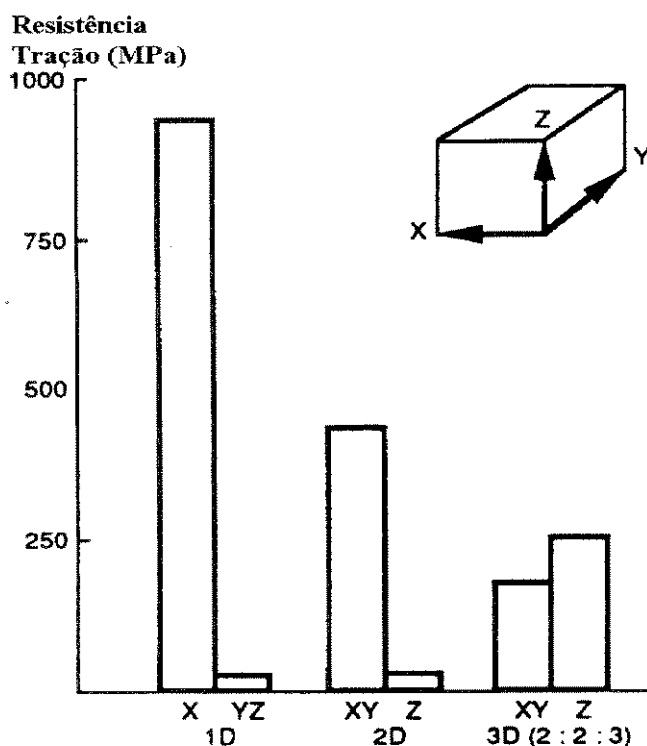


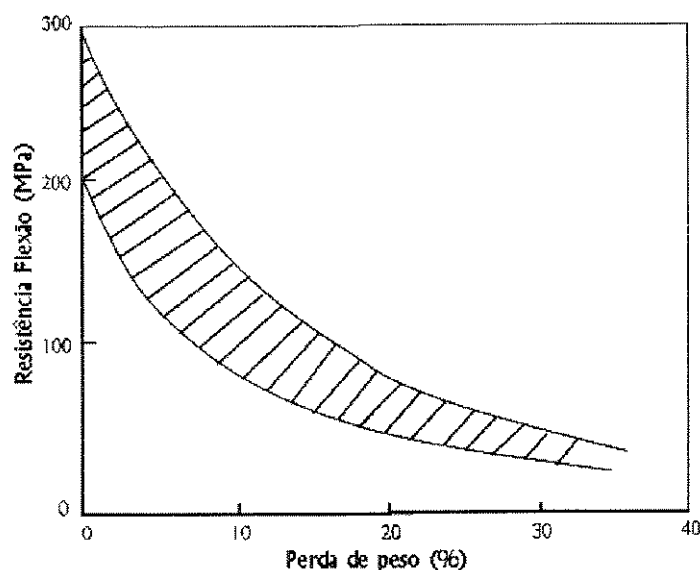
Figura 3.12 - Propriedades anisotrópicas do compósito C/C (Thomas, 1993).

O calor específico do compósito é elevado comparado aos metais e cresce com a temperatura. Esta propriedade é interessante pois, onde grandes quantidades de calor podem ser absorvidas sem significar perda de propriedade estrutural. A taxa de quantidade de calor que um material pode absorver e liberar sem causar falha mecânica é definida pelo índice de choque térmico. Este índice é importante para comparar materiais que sofrem aquecimento e resfriamento muito rápido. A Tabela 3.4 mostra uma comparação de propriedades termo-mecânicas para o compósito C/C, grafite e aço.

Tabela 3.4 - Propriedades térmicas e mecânicas do composto C/C (Thomas, 1993).

Propriedades	C/C-2D	Grafite	Aço
Condutividade Térmica (W/mK)	80	100	40
Resistência à Tração (MPa)	400	35	900
Coeficiente de Dilatação (10^{-6} K^{-1})	1	2	12
Módulo de Elasticidade (GPa)	90	10	200
Resistência Choque Térmico (kW/m)	355	175	15

Quanto à resistência química, o composto C/C exibe bom desempenho. Combinando propriedades particulares como inércia química e porosidade, este material tem sido usado em próteses e implantes cirúrgicos. A maior desvantagem do composto C/C é estar sujeito à oxidação em temperaturas acima de 350°C , onde há uma grande influência da oxidação sobre as propriedades mecânicas (Figura 3.13). Uma perda de peso de 10% devido à oxidação, pode provocar uma redução de 50% na resistência à flexão e de 30% no módulo de elasticidade. Uma solução para amenizar esta questão é prover uma atmosfera inerte em situações de trabalho, ou fazer um recobrimento da superfície com materiais resistentes e inertes em altas temperaturas, como por exemplo cerâmicas refratárias à base de carbetos ou nitretos (Pardini, 1994).

Figura 3.13 - Efeito da oxidação ($T = 600^{\circ}\text{C}$) na resistência à flexão (Thomas, 1993).

3.4 Aplicações do Compósito C/C

Como visto anteriormente, o compósito C/C apresenta desempenho diferente dos materiais metálicos e cerâmicos, em termos de resistência mecânica e principalmente capacidade térmica. Assim sua aplicação é direcionada em casos onde requisita-se altas temperaturas. Entretanto, as duas maiores restrições com relação ao seu uso são o alto custo e a baixa resistência à oxidação (Sheehan, 1987).

A aplicação do compósito C/C ocorre em condições onde as suas propriedades são indispensáveis e o custo é justificado. Muitas destas aplicações estão em indústrias aeroespaciais, em setores militares, onde o custo é fator secundário para a extrema capacidade de desempenho do material. O uso em ogivas de mísseis, protetor térmicos de veículos espaciais durante a reentrância na atmosfera, tubeiras de foguetes (Figura 3.14) e componentes de motores de turbina à gás, vem sendo um grande campo da aplicação do compósito C/C. De outra forma, estes compósitos substituíram os metais sinterizados em função de sua baixa densidade e superior propriedades térmicas, em discos de freio de aeronaves militares e civis, também em freios de carros de corrida (Fórmula 1) e em trens de alta velocidade (Savage, 1993).

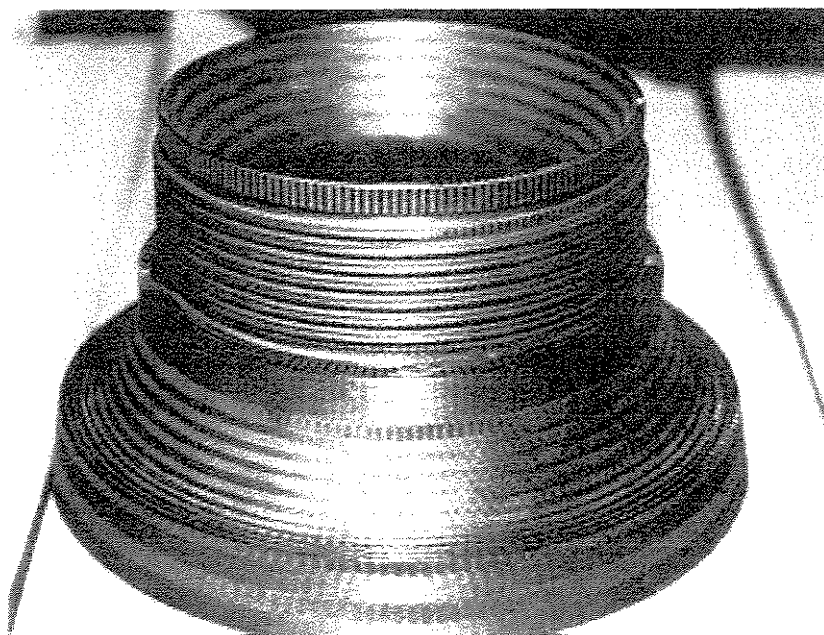


Figura 3.14 - Tubeira de foguete de compósito C/C-3D (Savage, 1993).

O compósito C/C possui um baixo coeficiente de fricção. Devido à esta propriedade é aplicado em selos de mancal de eixo rotativo e camisa de pistão. Devido a sua boa resistência em alta temperatura, o compósito pode ser usado em matrizes e moldes para pressão à quente. A tenacidade e a condutividade elétrica são exploradas em elementos de construção de fornos, e eletrodos de grafite para refino de metais. A alta pureza do compósito C/C, conjugando resistência à quente e radiação ionizada, sugere a sua aplicação na área nuclear, em dutos e reatores de potência. No campo médico tem excelente biocompatibilidade, sua porosidade e o módulo de elasticidade pode ter comportamento similar ao realizado pela estrutura óssea, podendo ser aplicado em placas de ossos, próteses de quadril, implantes ortopédicos e cirurgia dental (Savage, 1993).

Estes exemplos demonstram a versatilidade do emprego do material compósito de carbono reforçado com fibras de carbono, aplicados numa larga variedade de extremas situações de desempenho, onde a combinação de propriedades mecânicas, químicas, térmicas, elétricas, e de microestrutura, tem encontrado novas possibilidades de uso. Apesar dos compósitos C/C já serem comercializados e amplamente utilizados pelos países desenvolvidos, o estágio do real conhecimento do material está ainda em fase incipiente, devido à complexidade do assunto e às inúmeras variáveis que interferem drasticamente nas suas propriedades. As pesquisas têm sido dedicadas aos estudos da influência da fração volumétrica e orientações espaciais das fibras de carbono nos compósitos. São também analisadas as correlações existentes entre as características da fibra de carbono e os parâmetros do processo de obtenção (Thomas, 1993). Com relação ao processo de fabricação, a operação final de acabamento do compósito C/C passa por um ou mais processos de usinagem. Portanto, o conhecimento de suas características de usinabilidade torna-se um ponto relevante para o aprimoramento de seu processo de obtenção (Coppini et al. (b), 1996).

Capítulo 4

Usinagem de Compósitos Reforçados com Fibras

4.1 Generalidades

Os materiais compósitos reforçados com fibras vem nos últimos anos ganhando vários campos de aplicações, não só nas indústrias aeronáutica e aeroespacial, como também nas indústrias automotiva, naval, nuclear, de materiais esportivos, biomédica e etc. Eles são usados onde há necessidade de materiais com elevada resistência e rigidez, baixo peso, boas características de amortecimento, fadiga, e inércia química (Alauddin et al., 1995). Apesar do processo de fabricação por moldagem destes compósitos ser bastante flexível com relação à geometria das peças, tem crescido a necessidade de uma operação posterior de usinagem para se conseguir uma maior precisão dimensional e de forma, e melhor acabamento superficial (Wern & Ramulu, 1995).

Muitas técnicas de usinagem podem ser aplicadas no corte de materiais compósitos reforçados com fibras de carbono (RFC), sendo elas convencionais e não convencionais. Os processos não convencionais como: usinagem por ultra-som, laser, eletro-erosão, corte por jato d'água abrasivo, plasma e outros, são utilizados com algumas restrições, devido às características de degradação térmica, de limite máximo de espessura, de condutividade térmica e de absorção de umidade do compósito. Os principais processos convencionais de usinagem vem sendo largamente utilizados, como: furação, torneamento, fresamento, retificação, corte abrasivo e etc. No entanto, a escolha do processo de usinagem dependerá do tamanho e da geometria da peça, precisão e

acabamento, número de peças do lote, disponibilidade de máquina e ferramental e, principalmente, da detenção de tecnologia e prática corrente da usinagem de compósitos RFC (Komanduri, 1997).

Neste trabalho, sendo o enfoque a usinagem convencional, cada compósito apresenta um padrão de usinabilidade em função de suas propriedades físicas e mecânicas, que dependem do tipo, proporção/orientação das fibras, do tipo de matriz e do processo de obtenção. Devido a sua heterogeneidade e anisotropia, os compósitos proporcionam diversas dificuldades durante o processo de usinagem. As suas características de usinabilidade implicam em requisitos e condições essencialmente diferentes daqueles usados no corte dos metais. A elevada abrasividade das fibras eleva a temperatura de corte, que combinada com flutuações de esforços trazem tensões termomecânicas à ponta da ferramenta (Bhatnagar et al., 1995).

Os materiais compósitos PRF são usináveis dentro de um limite de temperatura em função da elevada sensibilidade da resina. A baixa condutividade térmica dos compósitos PRF, e o tipo de cavaco removido na forma de pó (pobre condutor de calor), fazem com que a ferramenta seja o principal meio de dissipação de calor. Ou seja, há uma grande concentração de calor na região de corte na ponta da ferramenta. Deste modo, a ferramenta deve possuir propriedades como elevada resistência à ruptura, à fluência, e à fadiga; elevada dureza à quente; boa condutividade térmica; e tenacidade à fratura. Portanto, a seleção adequada da ferramenta é de grande importância para o êxito da usinagem de compósitos RFC (Krivov & Lupkin, 1995).

Com relação à qualidade superficial, uma peça de compósito reforçado com fibras depois da usinagem pode apresentar problemas do tipo delaminação, extração das fibras (*fiber pull-out*), tensões térmicas residuais, trincas na matriz, queima, etc. (König et al., 1985). Assim, devido ao grande número de particularidades da usinagem destes compósitos torna-se de fundamental relevância estudar os diversos aspectos da sua usinabilidade. Este capítulo tratará dos seguintes tópicos: mecanismo de corte, desgastes e vida das ferramentas, esforços de corte, acabamento superficial, e aspectos de segurança na usinagem de compósitos reforçados com fibras.

4.2 Mecanismo de Corte de Compósito Reforçado com Fibras

A usinagem de compósitos reforçado com fibras difere significativamente da usinagem dos materiais metálicos, em função da diversidade estrutural entre estes materiais. Os compósitos são formados por conjuntos de fibras dispostas em feixes paralelos, tecidos, ou na forma picada, suportados por uma matriz de resina ou carbono. Há ainda outros tipos nos quais a matriz pode ser metálica ou cerâmica, porém estes não serão estudados no presente trabalho. A disposição das fibras na matriz define o mecanismo de corte durante a usinagem e, conseqüentemente o tipo de cavaco produzido, as forças de corte, a vida da ferramenta, a rugosidade e a integridade da peça (Santhanakrishnan et al. (a), 1993). A Figura 4.1 mostra algumas configurações típicas do mecanismo de corte em compósitos reforçados com fibras, podendo-se ter fibras em diversas orientações em relação à direção de corte.

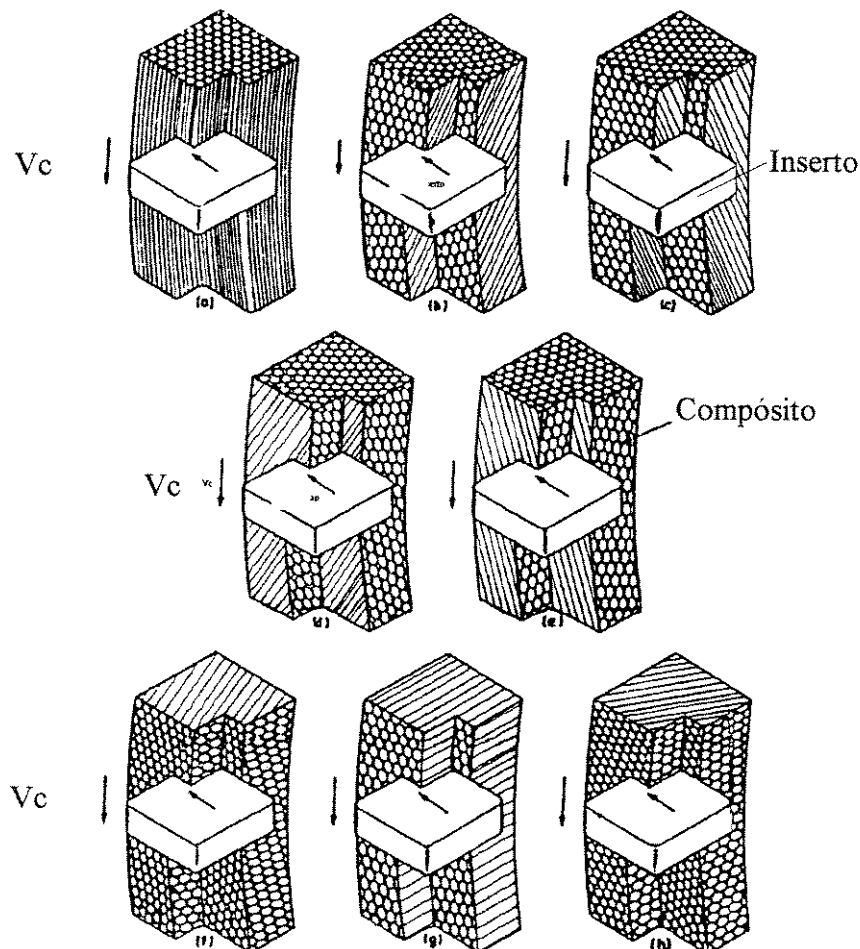


Figura 4.1-Corte de compósitos em várias orientações (Santhanakrishnan et al. (a), 1993).

As propriedades físicas da fibra e da matriz são significativamente diferentes, as quais combinadas com as diversas orientações das fibras, bem como com as características da interface fibra/matriz, exercem variadas influências sobre a usinabilidade dos compósitos. A fratura frágil de fibras inorgânicas, como as fibras de carbono e vidro, trazem dificuldades à usinagem destes compósitos, que apresentam uma característica de corte diferente do compósito reforçado com fibras orgânicas como o Kevlar (König et al., 1985). Dependendo da natureza, orientação das fibras, e da geometria da ferramenta, o mecanismo de corte do compósito reforçado com fibras pode ser associado com ruptura, deformação, e cisalhamento do conjunto fibra/matriz, conforme ilustrado na Figura 4.2. As fibras são cortadas pela aresta da ferramenta nas direções longitudinais e transversais das mesmas, as quais ao mesmo tempo perdem a ligação com a matriz. As fibras não cisalhadas são deslocadas pela aresta da ferramenta provocando deformações e/ou trincas na matriz (Krishnamurthy et al., 1992).

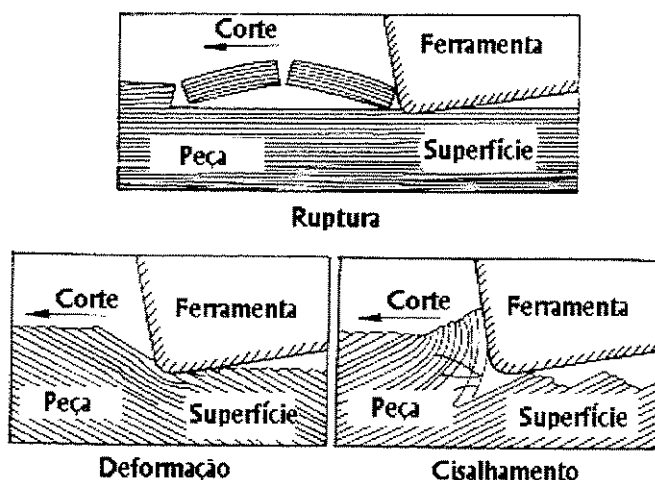


Figura 4.2 - Ruptura, deformação e cisalhamento durante o corte de compósito reforçados com fibras (Wern & Ramulu, 1995).

Durante a usinagem de compósito reforçado com fibra de vidro (PRFV), a fibra sofre uma combinação de flexão e trincas, resultando no arrancamento da matriz ao longo das fibras. Na usinagem de compósito reforçado com Kevlar (PRFK), as fibras são mais difíceis de cortar, apresentando após o processo um número grande de felpas (fibras não cisalhadas). Já na usinagem de compósito PRFC ocorre o cisalhamento na seção transversal e ao longo do comprimento das

fibras. As fibras de carbono sofrem uma fratura frágil com pouquíssima deformação, pois, por apresentarem uma estrutura em cadeias lamelares, facilitam o deslizamento da fibra sobre o material da matriz durante o corte. Assim, o compósito PRFC é mais propício ao corte, comparado aos compósitos PRFV e PRFK (Dennis (a), 1991).

Na usinagem de compósito PRFC, um grande número de pequenos cavacos são produzidos. Os cavacos são pequenos fragmentos de compósitos formados de uma série de fraturas do material durante a usinagem. A Figura 4.3 mostra uma típica macrografia de cavacos obtidos durante o torneamento de compósito PRFC de tecido bobinado. Diferente dos cavacos obtidos da usinagem em compósitos de fibra de vidro, que são mais grossos, os cavacos de compósito PRFC são finos na forma de pó e com presença de fibras de carbono curtas (Puw & Hocheng, 1993). A quantidade de deformação e cisalhamento do cavaco na proximidade da ponta da ferramenta depende do tipo de fibra e do material da matriz. Durante a deformação, as fibras comportam-se de maneira diferente, dependendo de propriedades como sua resistência à flexão. Estas características contribuem para elucidar adicionais problemas de usinagem como deformação e delaminação de fibras (Bhatnagar et al., 1995).

A Figura 4.4 mostra uma típica coleção de cavacos produzidos por ruptura no torneamento de PRFC. Nota-se que as fibras de carbono sofrem fraturas frágeis durante a usinagem, com pequena deformação da matriz. Devido às tensões sofridas durante o corte, as fibras de carbono soltam-se em grande parte da matriz em função do deslizamento de suas lamelas grafiticas. As ligações fibra/matriz no compósito PRFC não são tão fortes como no compósito PRFV. Esta pode ser uma das razões que possibilitam obter boas texturas superficiais usinadas de PRFC em comparação aos PRFV e PRFK, em função das características de tensão-deformação das fibras de carbono (Dennis (b), 1991).

Kim et al. (1992) estudaram o mecanismo de formação de cavaco no torneamento de compósito PRFC bobinado com 60% de volume de fibras ($60\%V_f$). Ele observou os tipos de cavacos formados durante a usinagem em função do ângulo de bobinagem das fibras e do ângulo de saída da ferramenta. A Figura 4.5 mostra as fotos tiradas em câmera de alta velocidade da

operação de torneamento do compósito. Os ângulos de bobinagem das fibras foram de $w=0^\circ$ e $w=90^\circ$ em relação ao eixo axial da peça, ou seja perpendiculares e paralelos à direção de corte, respectivamente. Os mecanismos de formação de cavaco observados foram do tipo de delaminação, micro-flambagem e fibras cortadas.

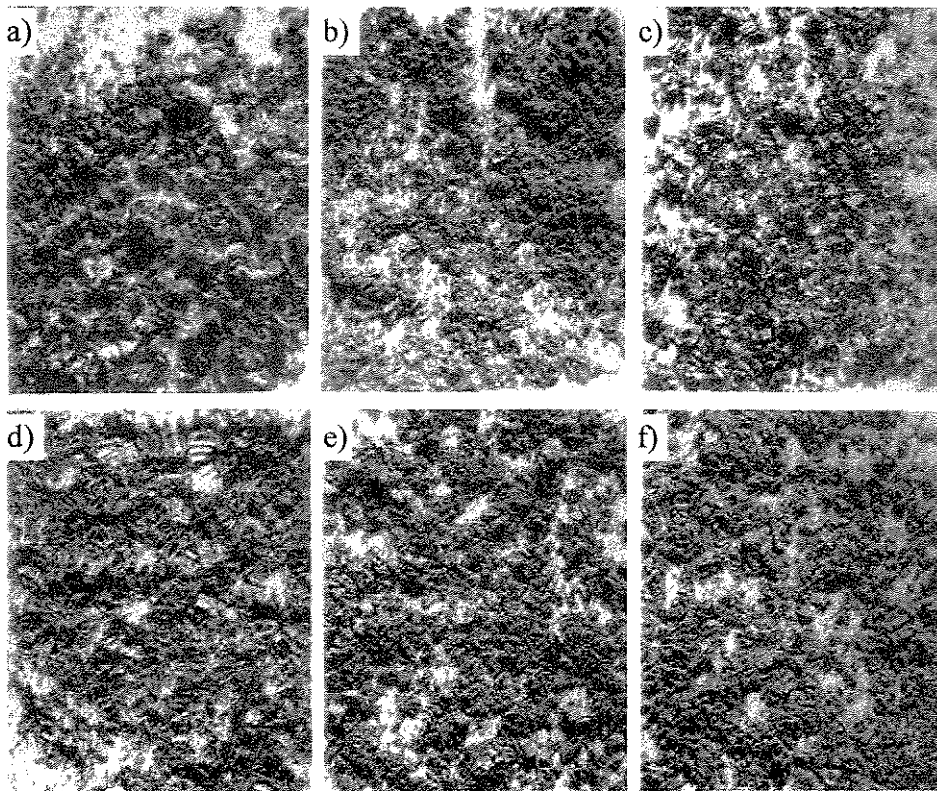


Figura 4.3-Macrografia de cavacos de PRFC: (a)-(c) $V_c=100$ m/min, $a_p=1$ mm, $f=0,025$; $0,05$; $0,1$ mm/volta(v); (d)-(f) $V_c=200$ m/min, ... (3,5x) (Santhanakrishnan et al., 1992).

A Figura 4.5-a mostra que o corte tipo delaminação ocorre quando a ferramenta é positiva (ângulo de saída medido no plano de trabalho $\gamma_f=20^\circ$) e ângulo de bobinagem paralelo à direção de corte ($w=90^\circ$). Neste processo observou-se uma baixa rugosidade e pequenas avarias na superfície usinada. Entretanto, o cavaco formado apresentou-se maior que nos outros casos. A Figura 4.5-b ilustra o cavaco formado por flambagem das fibras, ocorrido quando da utilização de ferramentas negativas ($\gamma_f=-5$ e -10°) para ângulos de bobinagem $w=90^\circ$. Neste caso obteve-se uma rugosidade mais elevada. A Figura 4.5-c mostra o cavaco formado por cisalhamento das fibras, em função do uso de ferramenta positiva e direção de corte perpendicular às fibras.

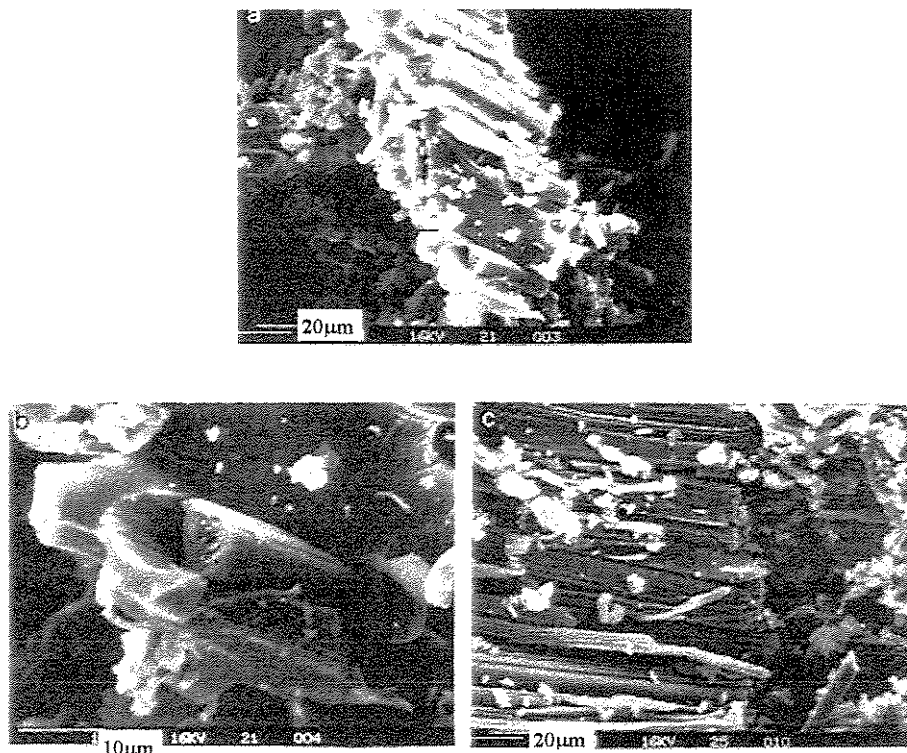


Figura 4.4 - Rupturas das fibras e matriz na usinagem do compósito PRFC; $V_c = 100$ m/min, $f = 0,025$ mm/v, $a_p = 1$ mm (Santhanakrishnan et al., 1992).

A usinagem de compósitos PRF laminado apresenta um mecanismo de corte diferente do compósito bobinado. Os materiais compósitos laminados são obtidos pela superposição de camadas de fibras e resina. No entanto, estes compósitos apresentam em operação de torneamento um mecanismo de corte particular, que varia ponto a ponto sobre a superfície da peça. A Figura 4.6 mostra a mecânica de contato no torneamento de um compósito laminado cujas fibras estão dispostas paralelamente à direção longitudinal da peça. O ângulo de contato (α) é a medida entre a direção de corte e a orientação das fibras. A posição angular $\alpha = 0^\circ$ é a posição circunferencial da peça onde a direção das fibras coincidem com a direção de corte. Assim, neste processo as tensões mecânicas e térmicas na formação do cavaco variam a cada instante sobre a circunferência da peça, e a textura superficial gerada depende além dos parâmetros de corte tradicionais, também depende de outros fatores, como por exemplo, do ângulo de contato fibra-ferramenta (Spur & Wunsch, 1988).

4.3 Desgastes das Ferramentas

Como visto anteriormente, devido ao fato do material compósito PRF apresentar uma estrutura heterogênea, dificulta o entendimento do mecanismo de remoção de cavaco durante a usinagem, pois a ação de cada fibra sobre a aresta de corte da ferramenta varia a todo momento. Deste modo a ferramenta de corte na usinagem de compósito reforçado com fibras está sujeita a uma carga pulsante em função da variação das propriedades deste material. Além dos esforços, a aresta de corte da ferramenta também é submetida à crescentes temperaturas de corte, pois os compósitos PRF tem elevada abrasividade e apresentam baixa condutividade térmica, tendo a ferramenta que dissipar a maior parte do calor gerado na usinagem. A condutividade térmica do compósito PRF é bem menor que a dos metais. Segundo Krivov & Lupkin (1995) aproximadamente apenas 10% do calor gerado no processo de usinagem (torneamento) é retirado pela peça, 5% pelo cavaco, 5% pelo ambiente, e a grande parcela de 80% pela ferramenta. Assim, este processo apresenta um quadro de balanceamento térmico diferente da usinagem dos metais, onde a maior parte do calor gerado na usinagem é removido pelo cavaco.

A Figura 4.7 mostra a influência da velocidade de corte e do tipo de material da ferramenta sobre a temperatura de corte durante o torneamento de compósito PRFC. Observa-se que a temperatura aumenta com a velocidade de corte e para cada tipo de ferramenta existe uma velocidade crítica onde há um aumento brusco da temperatura de corte. As diversas curvas de temperatura em relação à velocidade de corte deve-se aos diferentes coeficientes de condutividade térmica de cada material de ferramenta.

Durante a usinagem ocorre um excessivo processo de fricção das fibras sobre as superfícies de folga da ferramenta, que combinados com forças pulsantes e temperaturas elevadas, submete a ferramenta a um processo excessivo de fadiga, degradação térmica e abrasão, deixando-a sujeita à vários mecanismos de desgastes (Komanduri, 1997). Santhanakrishnan et al. (b) (1993) em ensaio de torneamento de compósito PRFC bobinado, observaram o desgaste de flanco em ferramentas de metal duro classes ISO K20 e P30. O mecanismo de desgaste predominante em torneamento de PRFC é por abrasão e aderência/arrastamento (*Attrition*), desenvolvido no caso da ferramenta de

metal duro K20 em função da ação abrasiva das fibras e, em menor intensidade, em relação à ferramenta P30. No metal duro P30 pode ocorrer transferência de TiC do flanco da ferramenta para a superfície da peça com formação de sulcos na superfície de folga (desgaste de entalhe). Sendo que, geralmente não é observado desgaste de cratera na superfície de saída quando da usinagem de compósito PRFC, apresentando apenas um arredondamento das arestas principais e secundárias de corte, quando da usinagem de compósito PRFC.

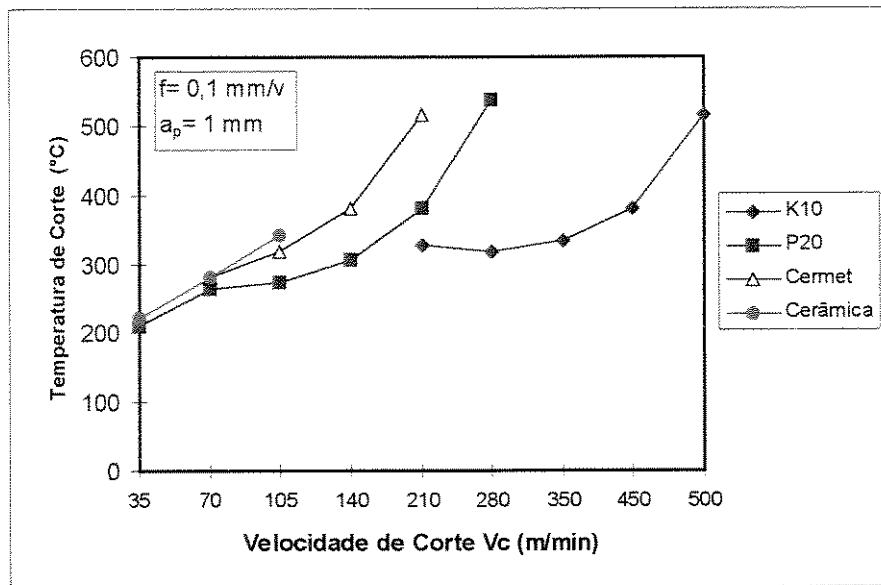


Figura 4.7 - Relação entre a temperatura de corte e a velocidade de corte (Santhanakrishnan et al. (b), 1993).

No torneamento com ferramenta de metal duro ISO K10 recoberta com TiN observou-se primeiramente, um típico desgaste de flanco decorrido do atrito do flanco da ferramenta com a superfície da peça. Devido às tensões termo-mecânicas alternadas ocorridas durante o corte, observou-se a formação de trincas paralelas na direção perpendicular à aresta de corte na região do flanco da ferramenta. Durante a usinagem desenvolve-se altas temperaturas em três regiões distintas da ferramenta na região de corte: (i) na profundidade de usinagem máxima (VB_N); (ii) na ponta de corte; e (iii) na aresta secundária (VB_c); conforme mostra a Figura 4.8. Estas regiões sofrem aquecimento e resfriamento muito rápidos, promovendo tensões de choque térmico. Também, em função da flutuação dos esforços devido à variação de orientação das fibras em relação à aresta de corte, a ferramenta sofre tensões termo-mecânicas resultando em trincas que se

iniciam na região da profundidade de usinagem e seguem na direção da ponta, enfraquecendo o flanco da ferramenta e chegando ao lascamento por choque térmico (*spalling*) da camada de revestimento (Santhanakrishnan, et al. (b), 1993).

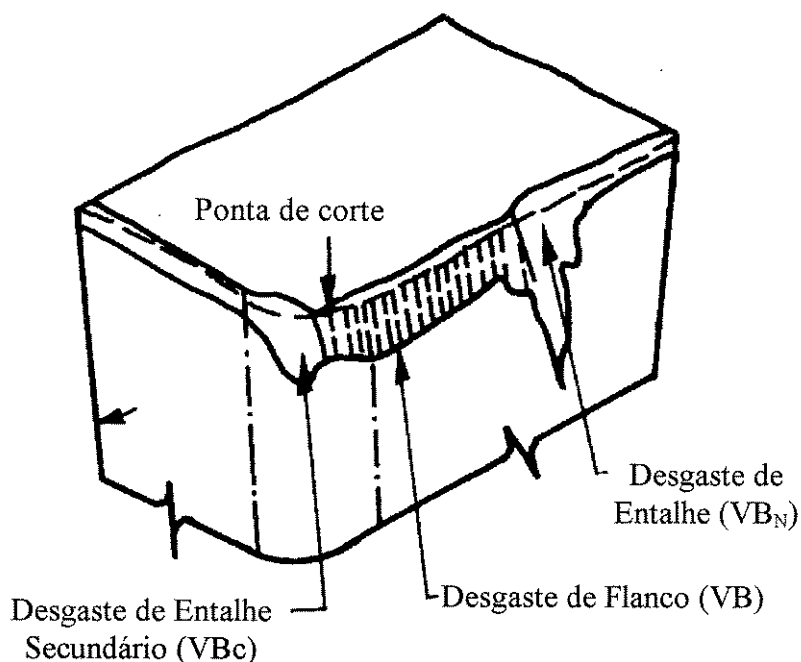


Figura 4.8 - Ilustração dos desgastes da ferramenta (Santhanakrishnan, et al. (b), 1993).

Masuda et al. (1993) estudaram o mecanismo de desgaste de ferramentas de metal duro K10 em torneamento de compósito PRFC bobinado ($60\%V_f$) e carbono sinterizado ($\rho = 1,74 \text{ g/cm}^3$, $\sigma_T = 25 \text{ MPa}$) obtido a partir de grafite. A Figura 4.9 mostra um padrão típico de desgaste sofrido na superfície de folga da ferramenta na usinagem do carbono sinterizado, onde observou-se inúmeras marcas e sulcos bem definidos nas superfícies de folga, cuja intensidade aumentava com o avanço e o com o tempo de usinagem. O mesmo tipo de desgaste foi observado por Kanda et al. (1995) em operação de fresamento de grafite com fresa de topo de ponta esférica de metal duro K10. Na superfície de saída da ferramenta, um pequeno desgaste de cratera foi percebido no torneamento do carbono sinterizado.

O desgaste ocorrido é relativamente alto em função dos baixos esforços de corte observados ($F_c = 14 \text{ N}$, $F_f = 8 \text{ N}$, $F_p = 7 \text{ N}$; para $V_c = 100 \text{ m/min}$, $f = 0,12 \text{ mm/v}$, $a_p = 1 \text{ mm}$). Diferentes taxas de desgaste ocorreram em função do tamanho de grão do carboneto de tungstênio (WC) e da

porcentagem de cobalto (Co) no metal duro, parâmetros estes que determinam as propriedades mecânicas como dureza e tenacidade à fratura da ferramenta. A Figura 4.10 mostra fotos da superfície de folga da ferramenta antes do corte (tempo de corte $t_c = 0s$), com $t_c = 24s$ e $t_c = 36s$ usinando carbono. As fotos com tempos de corte de 24s e 36s revelam pouca presença da fase de cobalto na estrutura e grãos gastos de WC. Observou-se a presença de trincas em partículas de WC em 24s e subsequente fratura em 36s de corte. Dos resultados obtidos por Masuda et al. (1993) pode-se relatar que: (i) o carbono duro da peça adere sobre as superfícies de saída e folga da ferramenta (ruptura de aderência); (ii) ocorrência de elevado desgaste da fase de cobalto em pouco tempo de corte, enquanto que o desgaste do WC ocorre em menor escala; e (iii) o WC sofre trincas e fraturas no decorrer da usinagem. Portanto, o fenômeno de desgaste na usinagem de carbono com metal duro WC-Co deve-se à severa ação abrasiva de partículas de carbonos duros da peça que leva à fratura frágil do WC da ferramenta de metal duro.

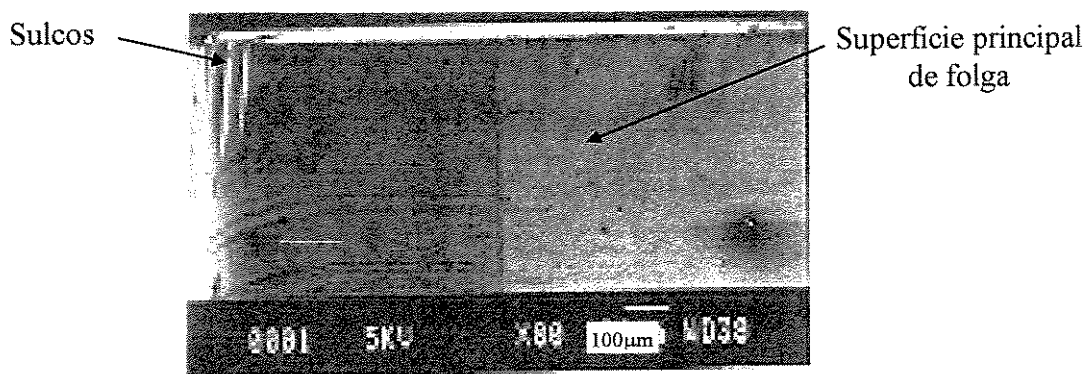


Figura 4.9 - Desgaste na superfícies de folga da ferramenta de metal duro K10 na usinagem de carbono. $V_c = 85$ m/min, $f = 0,12$ mm/v, $a_p = 1$ mm (Masuda et al., 1993).

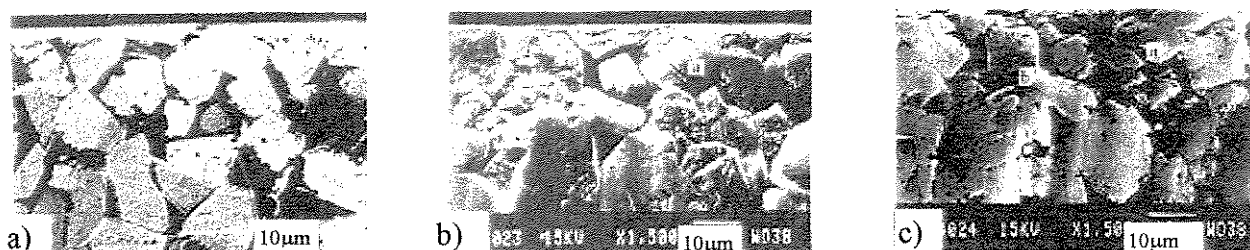


Figura 4.10 - Fotos da superfície de folga do metal duro na usinagem de carbono. a) 0s; b) 24s; c) 36s (Masuda et al., 1993).

A influência do tamanho de grão de WC e do teor de Co sobre o desgaste é mostrado nas Figuras 4.11 e 4.12, em operação de torneamento do carbono sinterizado e do compósito PRFC. Verifica-se que o desgaste da ferramenta aumenta com o teor de cobalto e diminui com o aumento do tamanho de grão. Assim, prefere-se trabalhar com um metal duro de grão maior e menor porcentagem de cobalto (Masuda et al., 1993).

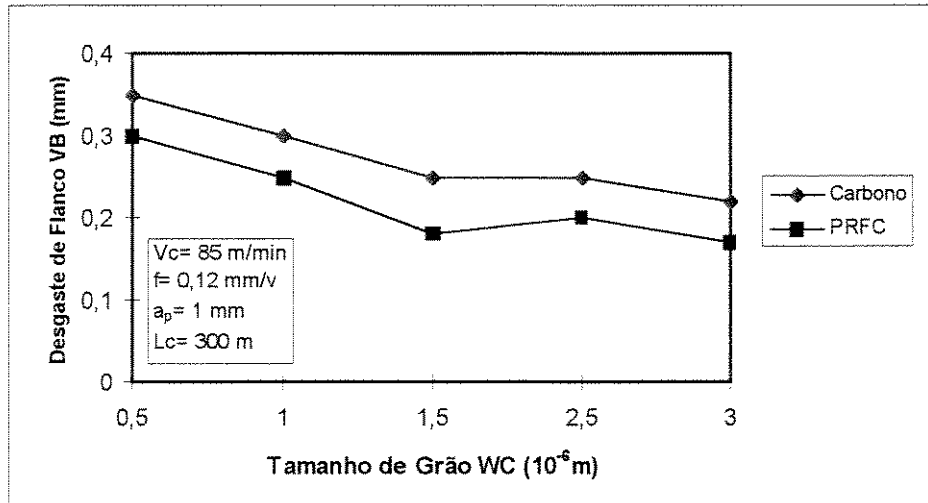


Figura 4.11- Efeito do tamanho de grão sobre o desgaste da ferramenta de metal duro WC-Co. (Masuda et al., 1993).

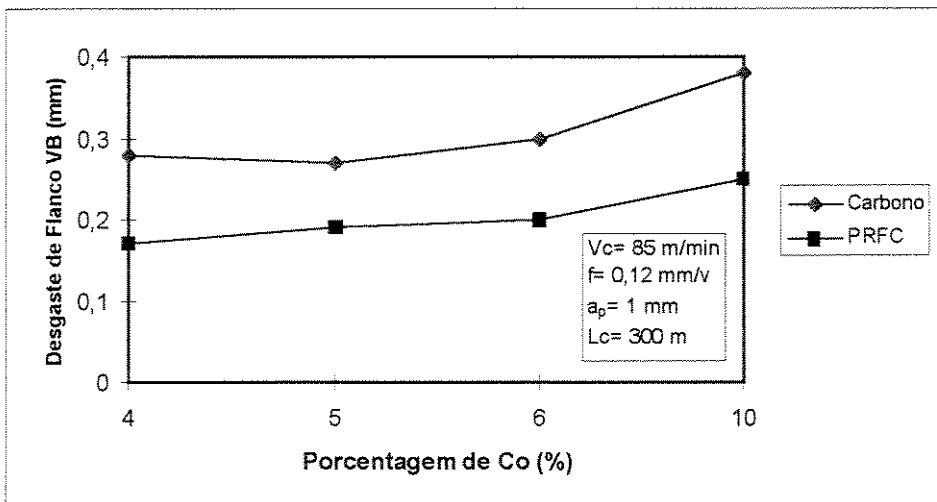


Figura 4.12 - Efeito do conteúdo de cobalto no desgaste da ferramenta de metal duro WC-Co. (Masuda et al., 1993).

4.4 Vida das Ferramentas

Em função das particularidades da usinagem de materiais compósitos reforçados com fibras torna-se necessário o estudo do comportamento das ferramentas no processo. Kim et al. (1992) realizaram vários ensaios de torneamento de compósitos PRFC bobinados. Para verificar a influência da velocidade de corte na vida de ferramentas de metal duro K10, a Figura 4.13 mostra a evolução do desgaste de flanco com o tempo de corte, para três velocidades de corte. Observa-se que um aumento do desgaste de flanco com o tempo de corte, sendo que a taxa de desgaste é maior no início e decresce no decorrer da usinagem.

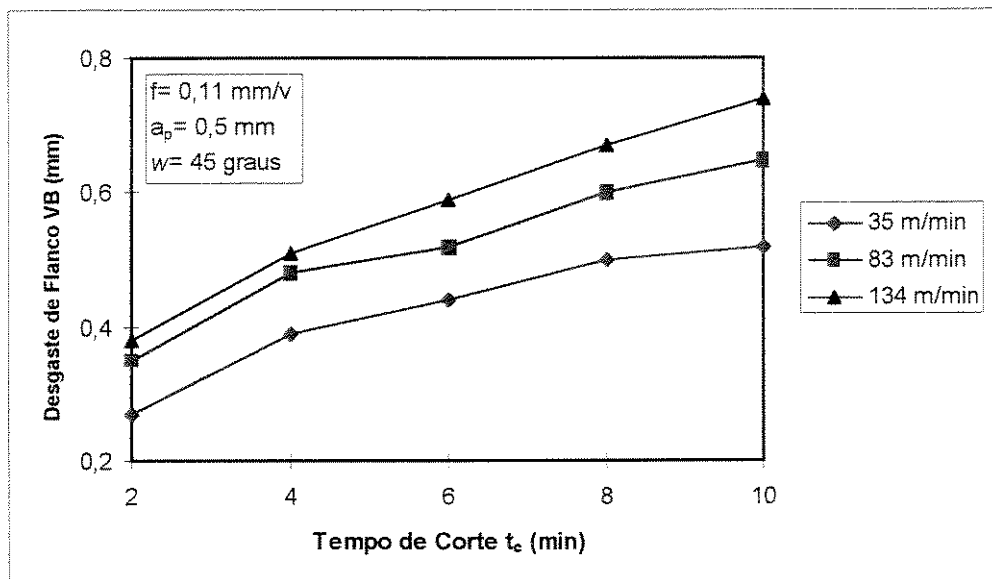


Figura 4.13 - Efeito da velocidade de corte no desgaste do metal duro K10 (Kim et al. 1992).

Para investigar a influência do ângulo de bobinagem (w) das fibras no desgaste das ferramentas, a Figura 4.14 mostra o comportamento do desgaste da ferramenta para uma velocidade de corte baixa $V_c = 35 \text{ m/min}$. Quando o ângulo de bobinagem é $w = 0^\circ$ as fibras são cortadas na direção ortogonal. Com o aumento de w as fibras são cortadas obliquamente aumentando a força de corte, pois se induz maior tensão de flexão nas fibras. Neste caso, há uma maior ação abrasiva das fibras nas superfícies de flanco da ferramenta, resultando em maior desgaste. No entanto, numa maior velocidade de corte ($V_c = 134 \text{ m/min}$), o desgaste da ferramenta é menos dependente do ângulo de bobinagem, tendo a velocidade maior parcela de influência,

conforme mostra a Figura 4.15. As curvas de desgaste são muito próximas, pois o efeito da velocidade negligenciou a influência da orientação das fibras (Kim et al., 1992).

Nos ensaios realizados por Kim et al. (1992), obteve-se os coeficientes $\underline{n}$ e $\underline{C}$ da equação de Taylor simplificada ($V \times T^{\underline{n}} = \underline{C}$) para a vida das ferramentas de metal duro (Tabela 4.1). Observa-se que a vida da ferramenta é mais sensível à velocidade de corte com $w=45^\circ$, pois os valores de $\underline{n}$ e $\underline{C}$ diminuem com o aumento do ângulo de bobinagem. A usinabilidade é pior com a diminuição de $\underline{C}$, que revela a velocidade de corte necessária para uma vida da ferramenta $T=1$ min. No entanto, os valores obtidos de $\underline{n}$ foram altos, e de $\underline{C}$ foram baixos comparados com a usinagem de aços ($\underline{n} \cong 0,33$, $\underline{C} \cong 500$). Isto revela que nesta faixa de trabalho de velocidades de corte ($V_c = 35-134$ m/min) tem-se pouca influência da mesma sobre a vida da ferramenta. Já os valores de $\underline{C}$ encontrados são da ordem de $1/8-1/4$ em relação aos dos aços comuns, mostrando que ocorre um severo desgaste abrasivo durante o torneamento de compósito PRFC, mesmo quando se trabalha em baixas velocidades de corte.

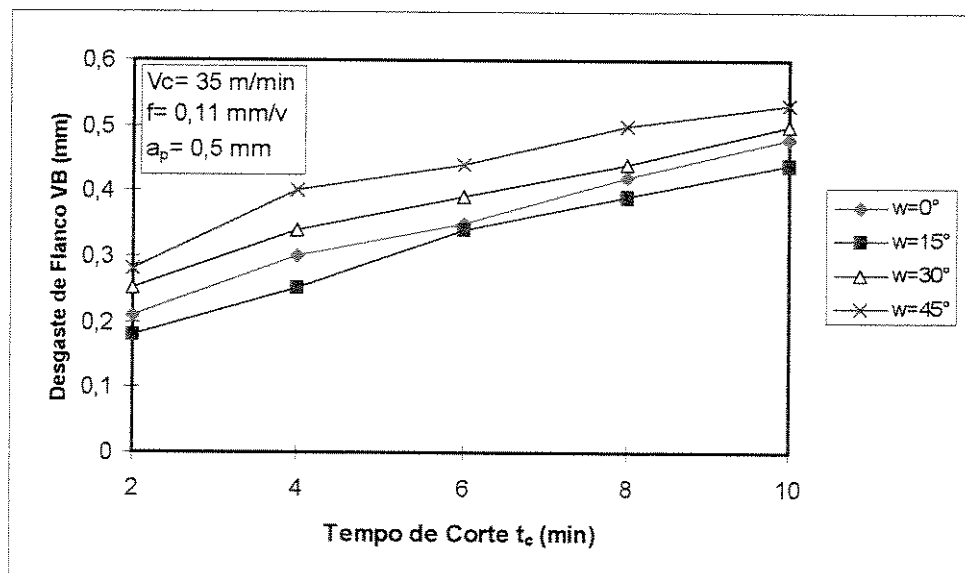


Figura 4.14 - Efeito do ângulo de bobinagem (w) sobre o desgaste da ferramenta. Metal duro K10 (Kim et al., 1992).

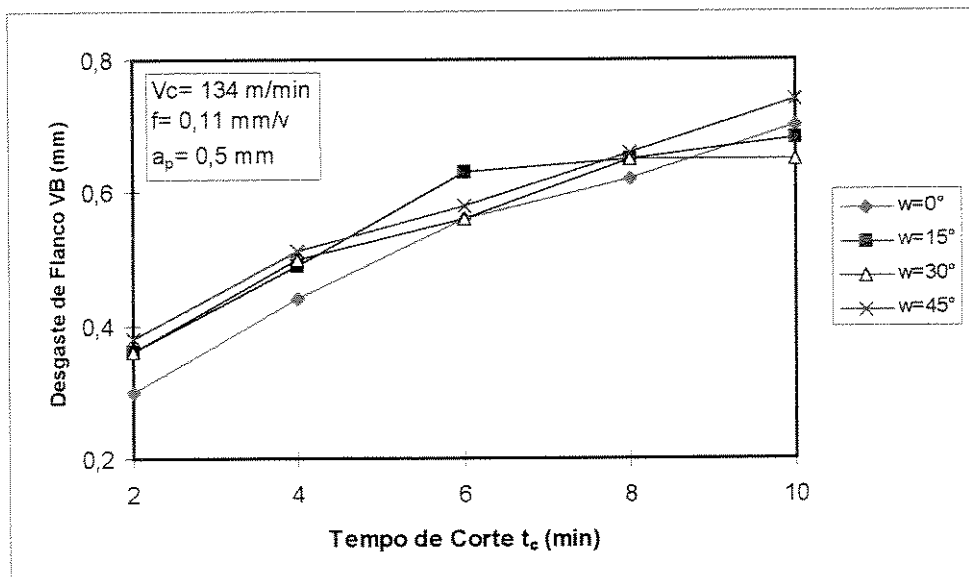


Figura 4.15 - Efeito do ângulo de bobinagem sobre desgaste da ferramenta. Metal duro K10 (Kim et al., 1992).

Tabela 4.1 - Valores das constantes da equação de Taylor n e C no torneamento de compósito PRFC com metal duro K10 (Kim et al., 1992).

Ângulo Bobinagem (w)	n	C
0°	1,125	241,5
15°	0,617	93,8
30°	0,481	72,5
45°	0,451	55,4

Masuda et al. (1993) obtiveram a curva de vida da ferramenta de metal duro K10 no torneamento de carbono sinterizado e de compósito PRFC, de acordo com a Figura 4.16. Observou-se um desgaste de flanco menor na usinagem de PRFC comparado à usinagem de carbono sinterizado. Com critérios de fim de vida de desgaste de flanco $VB = 0,22$ mm para PRFC e $VB = 0,3$ mm para o carbono, obteve-se basicamente a mesma curva de vida para ambos materiais. Também neste caso, encontra-se um expoente n da equação de Taylor relativamente grande ($n = 1$).

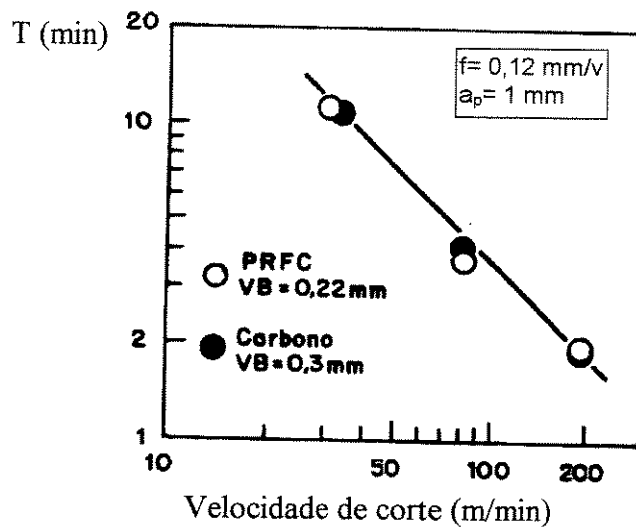


Figura 4.16 - Curvas de vidas da ferramenta de metal duro K10 no torneamento de PRFC e carbono sinterizado (Masuda et al., 1993).

Spur & Wunsch (1988) realizaram um experimento para investigar o comportamento de ferramentas no torneamento de compósitos PRFV laminado ($70\%V_f$). Num teste preliminar em PRFV foi usada uma ferramenta cerâmica, que apresentou excessivo desgaste em pouco tempo de corte, em função das tensões termo-mecânicas e possíveis reações químicas ocorridas durante a usinagem (Krishnamurthy, 1991). Por outro lado, as ferramentas de metal duro K10, nitreto de boro cúbico (PCBN) e diamante policristalino (PCD), obtiveram bons resultados. Os desgastes das ferramentas em função do tempo de corte são mostradas na Figura 4.17.

A ferramenta de PCD teve em média uma vida 2,5 vezes maior que à ferramenta de PCBN, para uma velocidade de 200 m/min. Explica-se este desempenho em função da menor dureza do PCBN comparado ao PCD. A granulometria do PCD ($10\text{-}25\mu\text{m}$) teve pouca influência sobre o desgaste. O metal duro K10 apresentou uma vida de 30 min para uma velocidade de corte de 40 m/min, alcançando uma taxa de remoção de material bem aquém do PCD (Spur & Wunsch, 1986). No entanto, uma avaliação econômica na escolha da ferramenta se faz necessária em razão da diferença de custo das ferramentas (Komanduri, 1997).

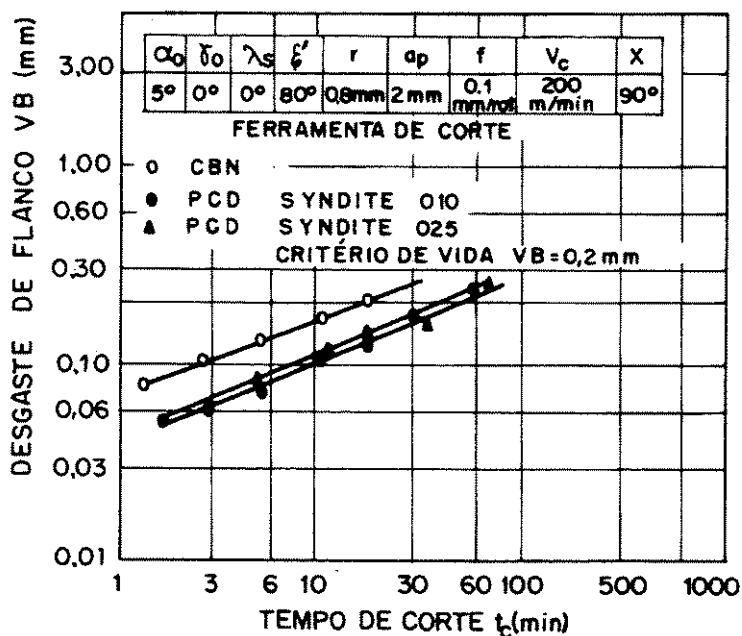


Figura 4.17 - Desgaste das ferramentas no torneamento de PRFV (Spur & Wunsch, 1988).

Ferreira (1992) realizou vários ensaios verificando o comportamento de diversas ferramentas no torneamento de compósito híbrido (60% V_f) reforçado com fibras de carbono (70%) e vidro (30%) (PRFC-V), obtidos nas formas de tecidos bobinados e laminados. Primeiramente, nos resultados obtidos nos experimentos com PRFC-V bobinados, pode-se observar a evolução dos desgastes das ferramentas em função do comprimento de corte usinado, conforme a Figura 4.18. As ferramentas cerâmicas de SIALON ($Al_2O_3+Si_3N_4$), cerâmica mista (Al_2O_3+TiC), e cerâmica branca ($Al_2O_3+ZrO_2$), apresentaram desgastes de flanco excessivos ($VB > 1,0 \text{ mm}$) para um comprimento de corte usinado de 1000 m ($t_c = 3,1 \text{ min}$). O melhor desempenho das ferramentas cerâmicas obteve-se com a alumina reforçada com whiskers de SiC, conseguindo um rendimento superior a 100% em média em relação as demais cerâmicas. Embora as ferramentas cerâmicas à base de alumina apresentem elevada dureza, a possibilidade de reação química entre as fibras de vidro e a alumina não pode ser descartada (Komanduri, 1993). O metal duro K10 apresentou um desempenho intermediário entre as cerâmicas e o diamante PCD, sendo que o melhor resultado obteve-se com o PCD, seguido pelo PCBN.

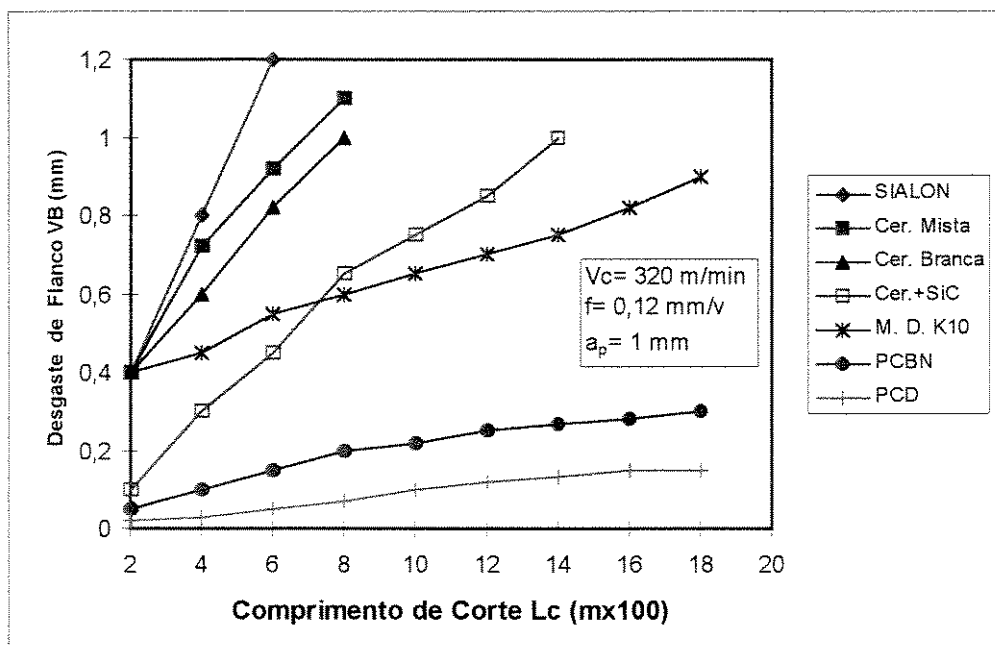


Figura 4.18 - Desgaste de flanco das ferramentas em função do comprimento de corte (Ferreira & Cupini (a), 1993).

Observou-se também a influência da velocidade de corte no desgaste da ferramenta de metal duro K10, de acordo com a Figura 4.19. O desgaste de flanco variou pouco ($VB = 0,30\text{-}0,45 \text{ mm}$) entre as velocidades de 25 m/min e 320 m/min . Já em velocidades mais elevadas como 600 m/min , a ferramenta apresentou um desgaste excessivo ($VB = 0,95 \text{ mm}$) para um comprimento de corte usinado $L_c = 300 \text{ m}$. Devido à ação abrasiva do composto, em velocidades altas têm-se maior temperatura de corte e consequentemente menor resistência ao desgaste da ferramenta (Hasegawa, et al., 1984).

Da mesma forma, em outro experimento, Ferreira (1992) observou o comportamento das ferramentas no torneamento do composto PRFC-V laminado (Figura 4.20). Neste estudo comparou-se o desempenho das melhores ferramentas do ensaio do composto PRFC-V bobinado descrito acima, ou seja cerâmica reforçada com whiskers SiC, metal duro K10 e PCD. Comparativamente as ferramentas apresentaram desempenho similares na usinagem do composto bobinado, entretanto os desgastes sofridos pelas ferramentas de metal duro e cerâmica neste caso são maiores. O composto laminado tem um efeito mais nocivo à ferramenta que o bobinado, pois

a orientação das fibras no compósito laminado varia a cada instante em relação à direção de corte na operação de torneamento.

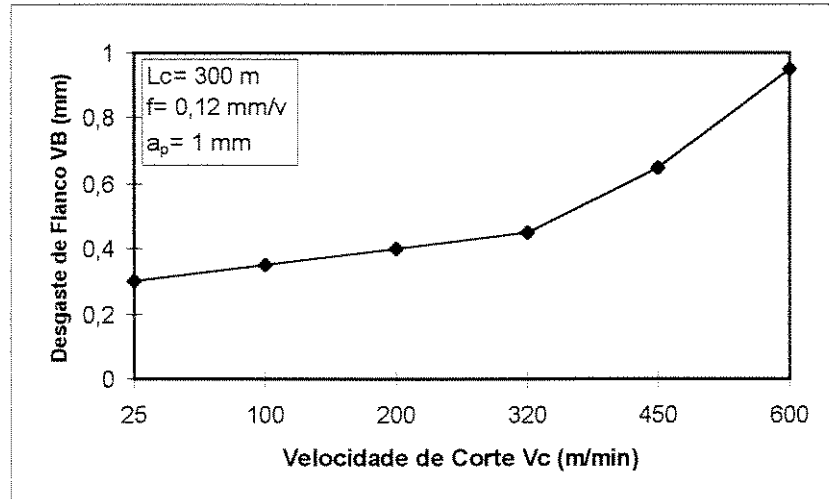


Figura 4.19 - Desgaste de flanco VB em função da velocidade de corte (Ferreira, 1992).

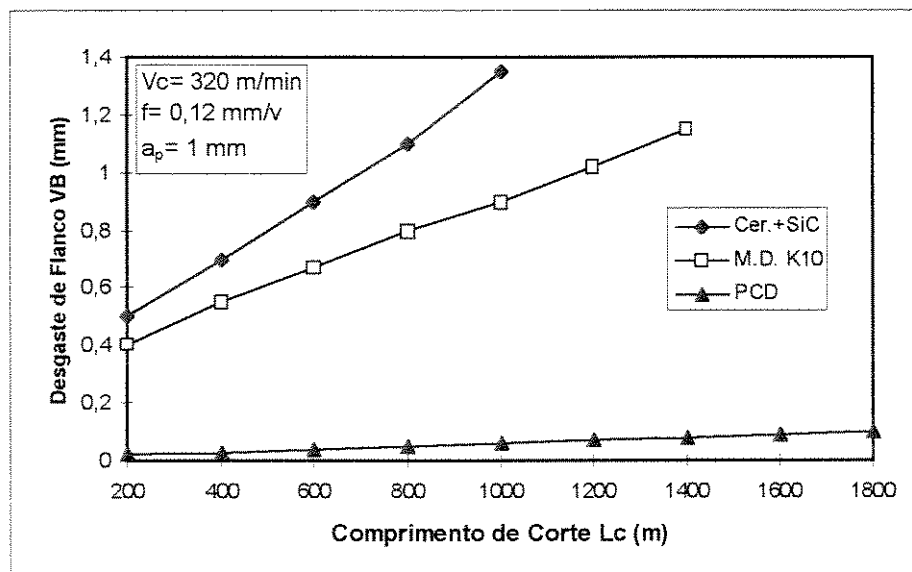


Figura 4.20 - Desgaste de flanco VB em função do comprimento de corte (Ferreira, 1992).

A influência da velocidade de corte no desgaste da ferramenta de metal duro K10 pode ser vista na Figura 4.21. A velocidade de corte tem pouca influência no desgaste na faixa de 25 a 320 m/min. Em contra partida observou-se uma grande variação do desgaste da ferramenta no intervalo de velocidade entre 320 a 450 m/min, onde tem-se uma ação abrasiva mais intensa e uma

maior temperatura de corte, que deixa a ferramenta mais propícia ao desgaste. Durante a usinagem não observou-se o desgaste de cratera, pois o cavaco é gerado na forma de pó com pouca deformação plástica e muita fratura, prevalecendo como critério de fim de vida da ferramenta o desgaste de flanco. O uso de fluidos de corte pode atenuar o desgaste da ferramenta. No entanto, eles são raramente utilizados em usinagem de compósitos PRF devido à elevada susceptibilidade de absorção de umidade destes materiais (Krivov & Lupkin, 1995).

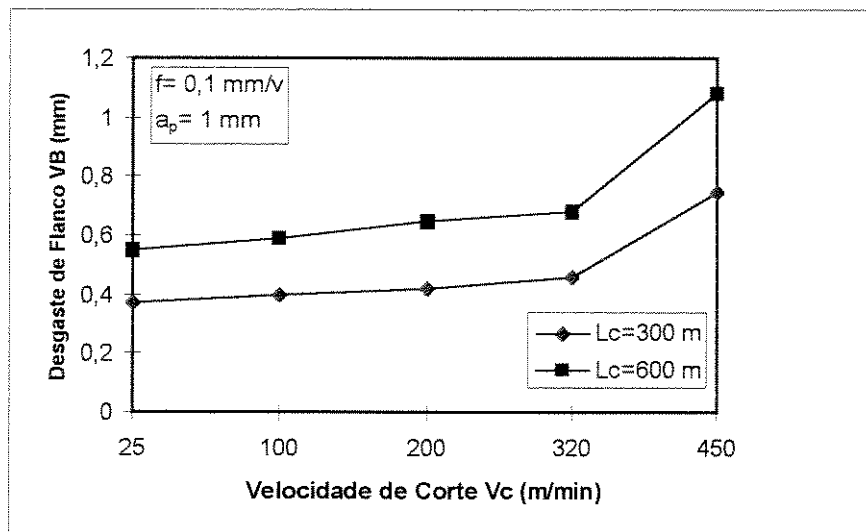


Figura 4.21 - Desgaste da ferramenta de metal duro em relação à velocidade de corte (Cupini & Ferreira (a), 1993).

4.5 Forças de Usinagem em Compósitos PRF

O acompanhamento do comportamento das forças durante a usinagem de compósitos reforçados com fibras de carbono é de grande utilidade para o entendimento de suas características de usinabilidade. Koplev et al. (1983) estudaram o comportamento das forças de usinagem no corte de uma placa de compósito PRFC unidirecional ($65\%V_f$), sendo o corte realizado segundo uma operação tipo aplainamento na direção longitudinal das fibras. A aresta de corte da ferramenta neste ensaio apresentava comprimento superior ao material a ser cortado. As componentes da força de usinagem medidas neste caso são a força horizontal na direção de corte (força de corte (F_c)) e a força vertical (força passiva (F_p)) na direção dorsal da ferramenta. As forças são influenciadas pelas condições de corte de várias formas. Em geral, existe uma relação

entre o ângulo de saída da ferramenta, a formação do cavaco e a força de corte. Já a força passiva depende do ângulo de folga entre ferramenta/superfície usinada. A força de corte apresentou uma ligeira queda com o uso de ferramentas mais positivas, enquanto que a força passiva decresce com o aumento do ângulo de folga, pelo fato da diminuição da área de contato ferramenta-peça.

A variação das forças de corte (F_c) e passiva (F_p) no corte ortogonal com a profundidade de usinagem é mostrada na Figura 4.22. Observa-se que a força de corte aumenta com a profundidade, devido ao maior esforço necessário para a formação do cavaco. Ao contrário, a força passiva praticamente independe da profundidade de usinagem, pois constata-se que o processo de esmagamento da fibra/matriz não sofreu uma influência significativa da profundidade de usinagem (Koplev et al., 1983).

O desgaste da ferramenta influencia nas componentes da força de usinagem, sendo que a força passiva é relativamente mais afetada que a força de corte, e ambas crescem com o aumento do desgaste, conforme mostra a Figura 4.23. Segundo Koplev et al. (1983), a força de corte deriva da soma das forças requeridas para formação do cavaco, mais a parcela correspondente da fricção ferramenta-peça. Se a força de formação do cavaco independe do desgaste da ferramenta, então a força de corte depende somente do aumento da força de fricção, que está relacionada com o aumento da força passiva. Assim, segundo este critério assumido por Koplev et al. (1983), pode-se dizer que a força de formação do cavaco independe do desgaste, pois a ponta da ferramenta durante o corte não chega a penetrar na peça com uma profundidade de usinagem (a_p), mas apenas faz pressão sobre ela, resultando numa série de fraturas do cavaco. Portanto, pode-se relatar que neste corte “quase ortogonal” do PRFC, a força de corte é mais influenciada pela profundidade de usinagem e pelo ângulo de saída e a força passiva depende do ângulo de folga e do desgaste da ferramenta.

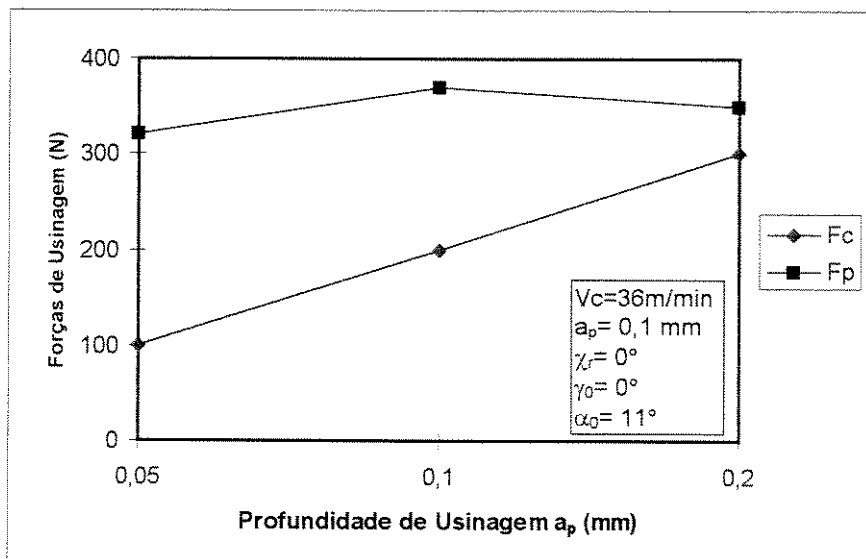


Figura 4.22 - Influência da profundidade de usinagem nas forças de usinagem (Koplev et al., 1983).

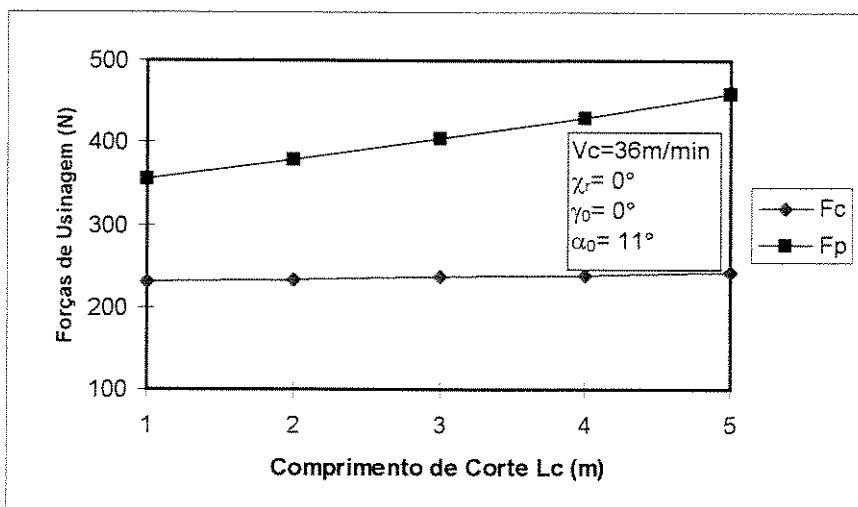


Figura 4.23 - Forças de usinagem em função do comprimento de corte. $a_p = 0,1$ mm (Koplev et al., 1983).

Krishnamurthy et al. (1992) realizaram vários ensaios de torneamento de compósitos PRFC, PRFV e PRFK para estudar o comportamento das forças de usinagem. A medida das três componentes de forças em função da velocidade de corte estão mostradas na Figura 4.24. Geralmente as componentes das forças passiva e de avanço são maiores que a força de corte. Isto se deve ao fato, que na usinagem de compósitos há maior deformação da ponta da ferramenta em

decorrência da elevada abrasão e temperatura de corte, e consequentemente há maior área de contato ferramenta/peça.

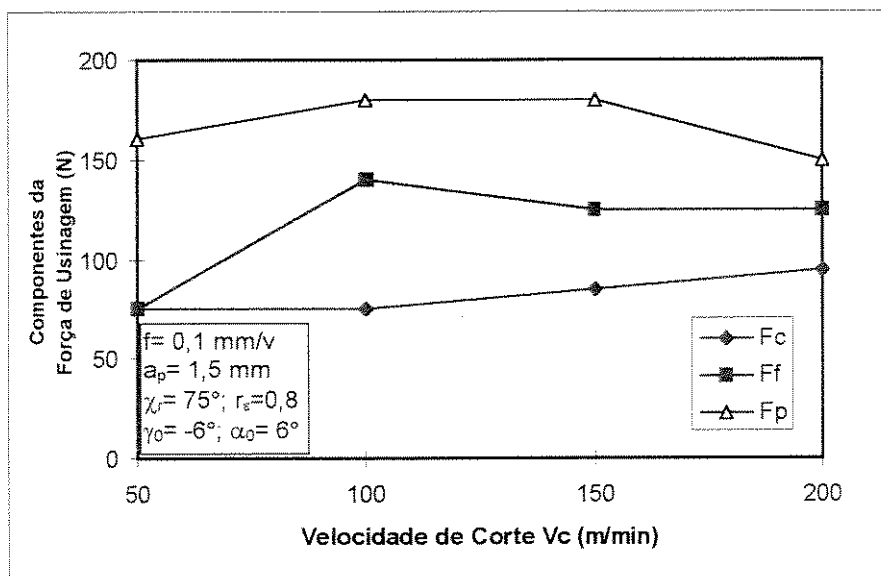


Figura 4.24 - Forças de usinagem no torneamento de PRFC. Metal duro K20 (Krishnamurthy et al., 1992).

Santhanakrishnan et al. (c) (1993) observaram que ferramentas de metal duro recobertas com TiN e TiC promovem maior ordem de pressão específica de corte comparadas às ferramentas sem cobertura. A camada de revestimento durante o corte sofre pequenas deformações sobre o substrato que resulta em saliências que torna o ângulo de saída da ferramenta mais negativo. O desempenho das ferramentas de corte na usinagem de compósito reforçados com fibras está relacionado com a condutividade térmica do material da ferramenta. No caso de ferramentas recobertas com TiC e TiN, a condutividade térmica é menor com a presença dos recobrimentos de natureza cerâmica.

Na Figura 4.25 são mostradas típicas variações da pressão específica de corte em função da velocidade de corte e do avanço, no torneamento de compósito PRFC. Observou-se que a pressão específica de corte apresentou um pequeno decréscimo com a velocidade de corte na faixa de 50-100 m/min e aumentou acima de 100 m/min. Esta tendência difere do comportamento apresentado no torneamento de compósito PRFV, onde a pressão específica mostrou sempre uma tendência de

crescimento com a velocidade de corte. Em pequenas velocidades de corte ($V_c = 50$ m/min) têm-se maiores pressões específicas de corte, pois ocorre a formação de sulcos na superfície da peça pela ponta da ferramenta. Com o aumento da velocidade ($V_c > 100$ m/min) tem-se o aumento da temperatura de corte, que provoca uma maior deformação da ponta da ferramenta, uma fratura menos frágil do cavaco, e consequentemente um aumento da pressão específica de corte (Hocheng & Leu, 1992).

Santhanakrishnan et al. (c) (1993) observaram que a pressão específica de corte é influenciada pelo par material da peça/ferramenta. A Figura 4.26 mostra a influência da velocidade de corte na pressão específica de corte em torneamento de compósitos PRFC, PRFV e PRFK. A maior pressão de corte no caso do Kevlar, pode ser atribuída ao fato de que suas fibras são mais tenazes do que as fibras de carbono e vidro e, portanto, causam maior ordem de deformação na ponta da ferramenta. A grande presença de fibras não cortadas no caso do compósito PRFK, implica na necessidade de se trabalhar com ferramentas bem afiadas. Os valores da pressão específica de corte do PRFC e PRFV se alternam em função da velocidade numa faixa bem aquém em relação ao PRFK.

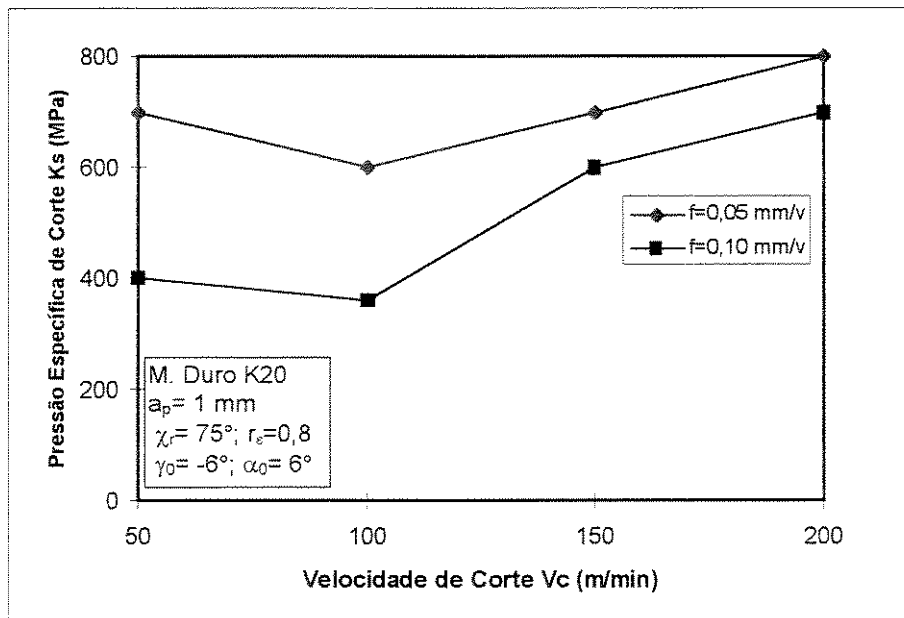


Figura 4.25 - Variação da pressão específica de corte em torneamento de PRFC (Santhanakrishnan et al., 1992).

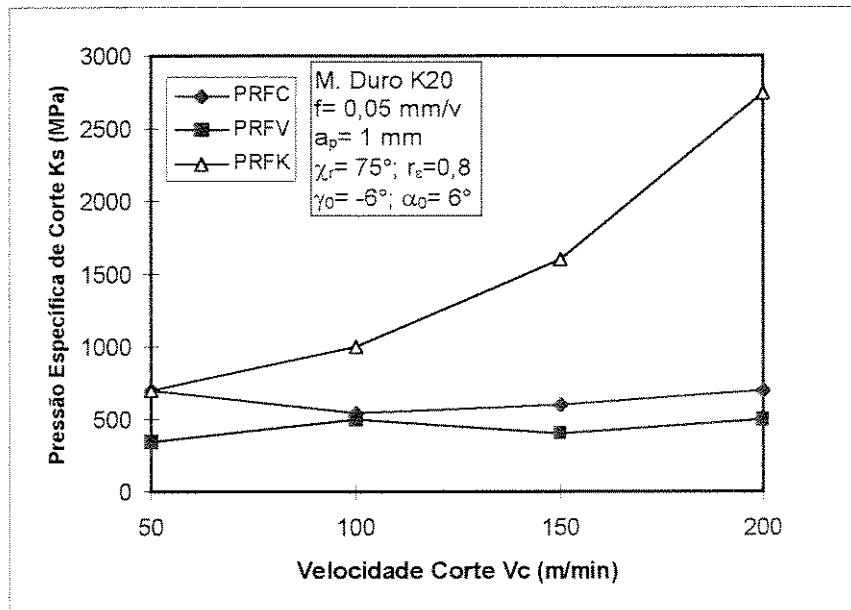


Figura 4.26 - Pressão específica de corte na usinagem de compósitos PRFC, PRFV, e PRFK (Santhanakrishnan et al. (c), 1993).

Como já mencionado, o tipo e a orientação das fibras tem grande influência sobre a usinabilidade de compósitos PRF. As fibras de carbono, dentre as mais usadas na prática, geralmente apresentam a máxima rigidez e a mínima deformação até a ruptura ($\epsilon \approx 1\%$), enquanto que as fibras de Kevlar apresentam maior resistência à flexão e à deformação, que resulta em superfícies com grande número de felpas. Uma típica influência da resistência à tração das fibras sobre a pressão específica de corte durante o torneamento dos compósitos PRFC, PRFV e PRFK, é mostrada na Figura 4.27. Observa-se que existe uma ótima resistência à tração para uma mínima pressão específica de corte. O compósito PRFC apresentou menor pressão específica em relação ao PRFK, pois possui uma estrutura mais rígida e frágil, que quando não cisalhada sofre ruptura instantânea. Além do que, as fibras de carbono apresentam melhor condutividade térmica comparada às fibras de vidro e Kevlar (Santhanakrishnan et al. (a), 1993).

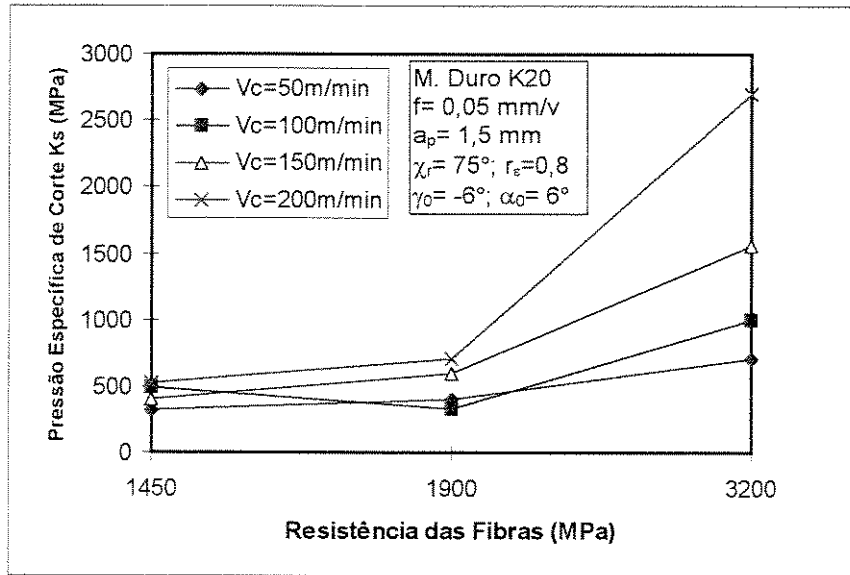


Figura 4.27 - Pressão específica de corte em função da resistência das fibras (Krishnamurthy et al., 1992).

4.6 Acabamento Superficial de Compósitos PRF

Na usinagem de compósito PRF, devido a sua heterogeneidade e anisotropia, a rugosidade obtida é relativamente maior que a obtida na usinagem de metais, sendo este um fator limitante do processo. As causas que provocam a maior rugosidade em compósito PRF são: delaminações, arrancamento de fibras, recuperação elástica de fibras não cisalhadas, fratura e trincas na matriz (König et al., 1985; Takeshita et al., 1985). A Figura 4.28 ilustra algumas causas de deterioração da superfície durante a usinagem.

Koplev et al. (1985) em ensaios de corte ortogonal, observaram a formação de trincas na sub-superfície em usinagem nas direções paralela e perpendicular às fibras. Na direção de corte perpendicular às fibras, enquanto a superfície usinada é coberta com uma fina camada de material da matriz, logo abaixo desta camada observou-se trincas que iniciam na superfície e continuam obliquamente em direção ao interior da peça, até profundidades de 0,1 a 0,3 mm. No corte paralelo às fibras observou-se trincas na formação do cavaco à frente da ferramenta, que em parte foram removidas pela mesma, ficando apenas micro-trincas com profundidades de um ou dois diâmetros de fibra.

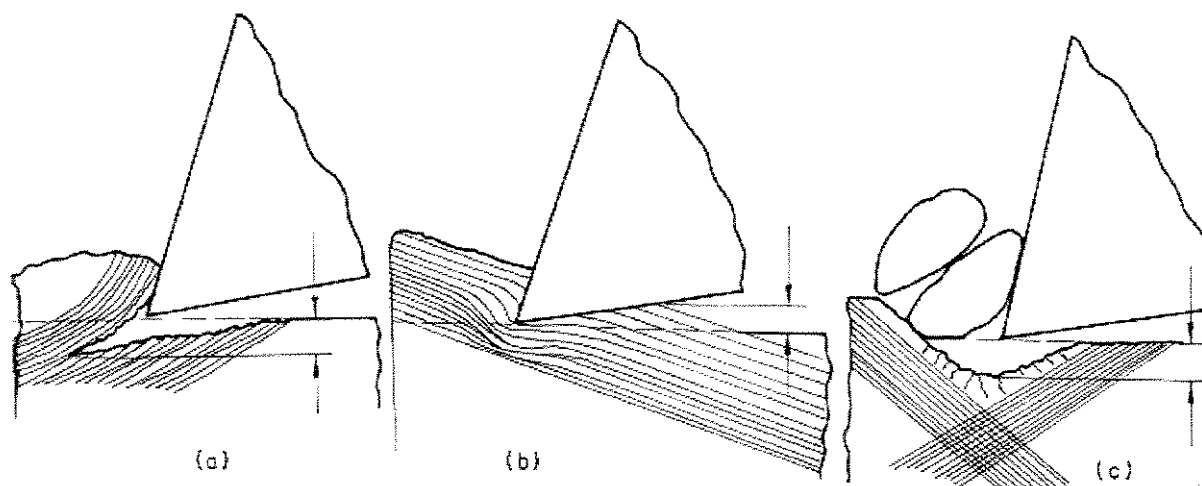


Figura 4.28 - Deterioração da superfície usinada de compósito PRF. a) Delaminação; b) Recuperação elástica; c) Fratura e trinca da matriz (Takeshita et al., 1985).

Na usinagem de compósito PRFC obtém-se um melhor acabamento superficial em relação às fibras de vidro e Kevlar, devido à ocorrência da ruptura instantânea do material matriz/fibra de carbono com pouca deformação. Santhanakrishnan et al. (1992), em operação de torneamento de compósito PRFC bobinado, obtiveram uma textura superficial regular na faixa de velocidade de corte entre 50-200 m/min, com uma ferramenta de metal duro K20, que apresentou melhor desempenho comparado ao metal duro P30. As Figuras 4.29 e 4.30 mostram a variação da rugosidade R_a e R_{max} em função da velocidade de corte e do avanço, respectivamente. Nota-se que a rugosidade R_a varia em torno de $2\mu m$ para as diversas condições de corte, que é considerada um bom valor para acabamento de compósito PRFC. Nestes ensaios verificou-se um aumento da rugosidade R_a e R_{max} para velocidade de corte na faixa de 200 m/min, em função do maior desgaste da ferramenta nesta velocidade.

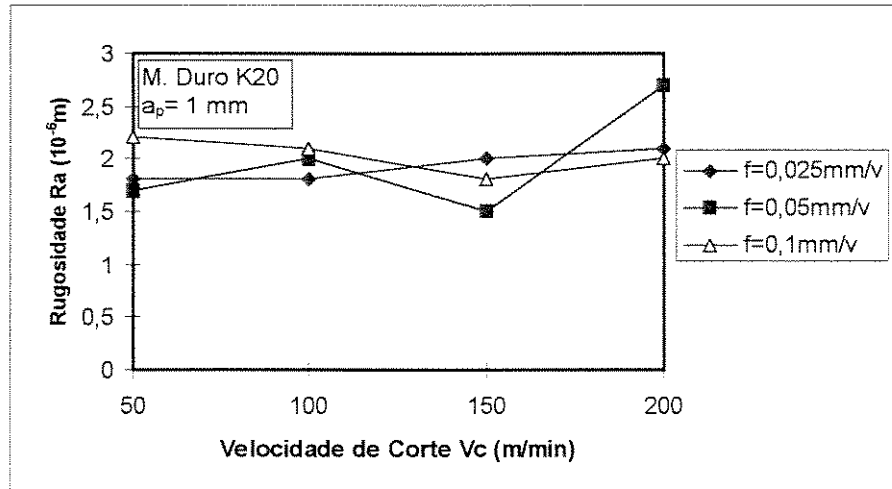


Figura 4.29 - Variação da rugosidade Ra em função das condições de corte (Santhanakrishnan et al. 1992).

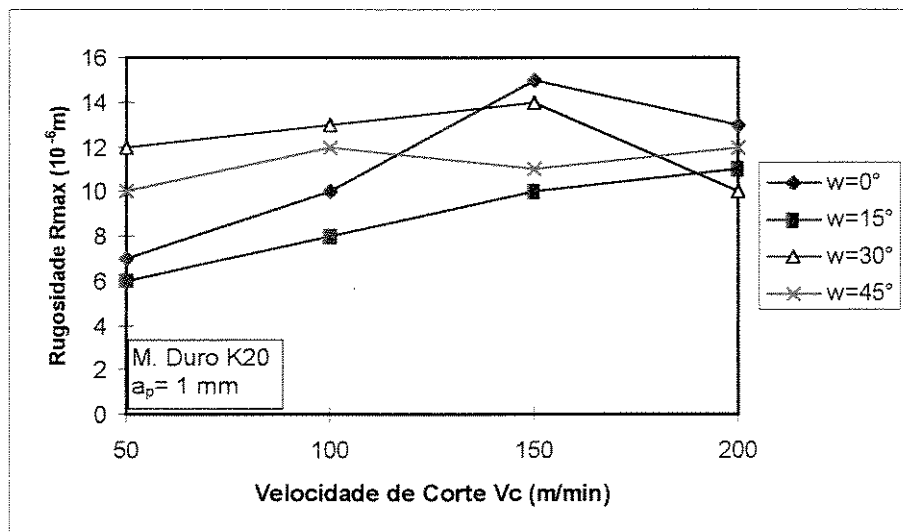


Figura 4.30-Variação da rugosidade Rmax em função das condições de corte (Santhanakrishnan et al. 1992).

Kim et al. (1992) estudaram a influência da velocidade de corte e do ângulo de bobinagem das fibras na rugosidade do compósito PRFC. A Figura 4.31 mostra que a velocidade de corte e o ângulo de bobinagem pouco influenciam na rugosidade. A pouca influência da velocidade se deve ao fato que na usinagem de compósito PRFC não há formação de aresta postiça de corte (Santhanakrishnan et al. (b), 1993). A variação da rugosidade com o avanço e o ângulo de

bobinagem é mostrada na Figura 4.32. Observou-se que a rugosidade aumenta com o avanço e que o ângulo de bobinagem influencia a rugosidade para avanços acima de 0,2 mm/v.

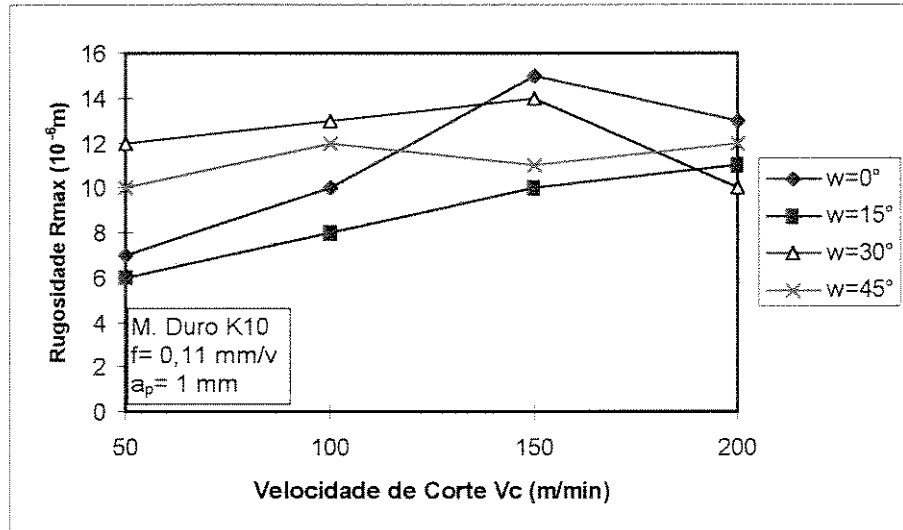


Figura 4.31 - Efeito da velocidade de corte e do ângulo de bobinagem na rugosidade R_{max} (Kim et al., 1992).

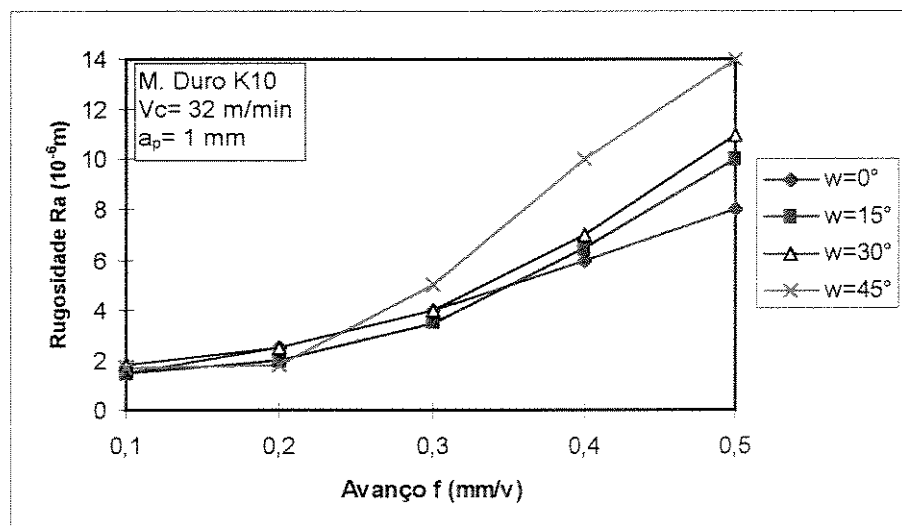


Figura 4.32 - Efeito do avanço e do ângulo de bobinagem na rugosidade (Kim et al., 1992).

Ferreira (1992) realizou diversos ensaios de torneamento em compósito PRFC-V bobinado com vários materiais de ferramentas e observou o comportamento da rugosidade da peça com o tempo de usinagem (Figura 4.33). Observa-se que a rugosidade aumenta drasticamente nas peças usinadas com ferramentas cerâmicas, devido aos elevados desgastes ocorridos nestas ferramentas, enquanto que nas peças usinadas com ferramentas de metal duro, PCBN e PCD, a rugosidade apresentou menor taxa de crescimento com o comprimento de corte. No entanto, a peça usinada com PCBN apresentou maior rugosidade R_a comparada ao PCD, pois o PCBN sofreu maior desgaste por conter uma fase cerâmica em sua estrutura. As médias dos valores da rugosidade obtidas nestes ensaios apresentaram uma taxa de crescimento aproximadamente constante com o tempo de usinagem. Isto se deve ao fato que o mecanismo de desgaste da ferramenta predominante é a abrasão, ocorrendo uma espécie de polimento na superfície de folga da ferramenta, e da não ocorrência do desgaste de cratera. No entanto, nestes ensaios somente a ferramenta de PCD assegurou um bom acabamento superficial ($R_a \approx 2 \mu m$) ao compósito em função de sofrer um pequeno desgaste.

Spur & Wunsch (1986) e Ferreira (1992), estudaram a influência da orientação das fibras em compósitos laminados de PRFV e PRFC-V híbrido no acabamento da peça torneada, respectivamente. No torneamento de compósito laminado com fibra unidirecional a qualidade da peça não é função apenas das condições de corte, da geometria da ferramenta, do comportamento dinâmico da máquina, do desgaste da ferramenta, como também da orientação das fibras no laminado em relação à direção de corte. Observou-se que a rugosidade é máxima com ângulos de posição das fibras em torno de 45° e 225° (Figura 4.34). Nesta posição a tendência da ferramenta é de delaminar as fibras, deixando a superfície usinada mais áspera em relação as demais posições. O crescimento do avanço de 0,1 a 0,3 mm/v aumentou a rugosidade do compósito laminado. Os resultados obtidos para o compósito PRFC-V comprovaram os resultados obtidos por Spur & Wunsch (1986) para o compósito PRFV.

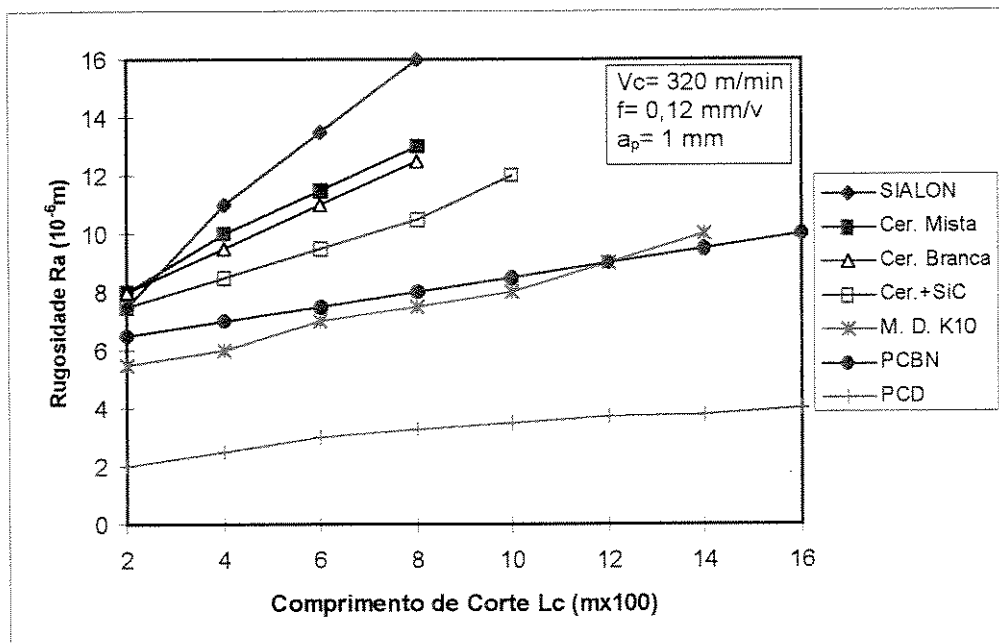


Figura 4.33 - Rugosidade Ra versus do comprimento de corte (Ferreira & Cupini (b), 1993).

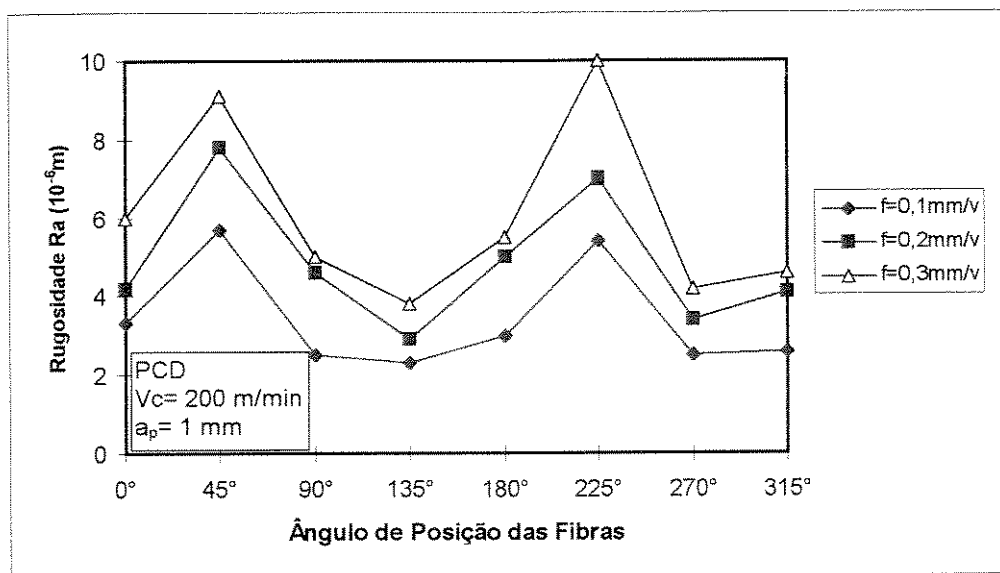


Figura 4.34 - Rugosidade Ra em composto PRFC-V laminado (Cupini & Ferreira (b), 1993).

4.7 Aspectos de Segurança e Considerações Parciais

A usinagem de compósitos PRF apresenta o cavaco na forma de pó, e em consequência da velocidade de corte, uma nuvem de poeira é formada durante o corte. As partículas resultantes do material do reforço fibroso misturadas com fragmentos da matriz, são dispersos e contaminam o

ambiente de trabalho. Com o aquecimento durante a usinagem, gases tóxicos são liberados do compósito. Assim, tem-se sérios riscos de saúde para as pessoas envolvidas no trabalho ou que estão no mesmo ambiente, tais como: problemas de irritações de pele em caso de contato, e efeitos tóxicos em caso de inalação. Além do que, o pó abrasivo é prejudicial à máquina-ferramenta, podendo impregnar nas suas partes mecânicas e em função das fibras de carbono conduzirem eletricidade, os cavacos podem causar curto-circuitos nas placas do comando numérico e nos equipamentos eletro-eletrônicos existentes na oficina. E ainda, se acumular sobre equipamentos, paredes e o próprio chão, pode provocar explosão por descarga elétrica estática. Portanto, é estritamente necessário ter precauções externas de segurança para a usinagem de compósitos PRFC e C/C, tais como (Krivov & Lupkin, 1995):

- A área de corte na máquina deve ser equipada com sistemas efetivos de sucção do cavaco;
- Proteção individual dos olhos, nariz, e mãos;
- Proteção de máquinas e equipamentos;
- O ambiente de trabalho deve ter um sistema de exaustão específico para tal fim.

Em função das peculiaridades dos compósitos RFC mostradas anteriormente, nota-se que é de extrema necessidade para a ampliação de suas aplicações, o entendimento de suas características de usinagem. Observou-se que os parâmetros de usinabilidade do compósito RFC variam em função do tipo e orientações das fibras, e da proporção da matriz no reforço. Assim, para cada projeto específico de compósito tem-se um comportamento diferente de usinagem. Observou-se também, que existe uma dificuldade de corte inerente devido à elevada abrasividade e não homogeneidade dos compósitos RFC, proporcionando reduzidas vidas de ferramentas. A baixa condutividade térmica do compósito faz com que a maior parte do calor gerado no processo de usinagem seja dissipado pela ferramenta, elevando a temperatura na zona de corte. Devido à estrutura não uniforme, a qualidade superficial do compósitos RFC pode ser afetada por vários tipos de avarias, exigindo um controle apurado do processo de usinagem, no que tange à ferramental e condições de corte. Portanto, este capítulo apresentou vários aspectos da usinagem de compósitos RFC, mostrando as diversas variáveis que podem influenciá-la e a necessidade de realização de novas pesquisas sobre o assunto, em função das crescentes aplicações destes materiais em várias áreas da engenharia.

Capítulo 5

Generalidades Sobre Usinagem

Neste capítulo serão tratados os principais pontos sobre conceitos de usinagem dos materiais abordados neste trabalho, sendo eles:

- Mecanismo da formação do cavaco;
- Materiais de Ferramentas;
- Desgastes de ferramentas;
- Vida de ferramentas;
- Otimização das condições de usinagem.

5.1 Mecanismo de Formação do Cavaco

A operação de usinagem com ferramenta de geometria definida se dá através do contato ferramenta/peça, obtendo-se o cavaco como subproduto do processo. O mecanismo de formação do cavaco pode ser explicado considerando o volume de material da peça “klmn” da Figura 5.1, se movendo em direção à cunha de corte da ferramenta. O movimento relativo peça-ferramenta faz com que o volume “klmn” seja recalcado e assim, o material começa a sofrer deformações plásticas. Com o prosseguimento do processo, o limite de escoamento é vencido e o material passa a se deformar plasticamente. Deformações plásticas continuam acontecendo até que as tensões não são mais suficientes para manter este regime. Assim, fica definido uma zona de cisalhamento primária (Figura 5.2) representada por apenas um plano definido pela linha “OD” (Figura 5.1). Após o material entrar no regime plástico, o avanço da ferramenta faz com que as tensões ultrapassem o limite de resistência do material, ainda dentro da zona de cisalhamento

primária, promovendo assim a sua ruptura, que inicia com a abertura de uma trinca no ponto “O” (Figura 5.1) podendo prosseguir até o ponto “D”, segundo o plano “OD”. A extensão de propagação da trinca que depende principalmente da ductilidade ou fragilidade do material da peça, vai determinar a classe do cavaco: contínuo ou de ruptura (Trent, 1984).

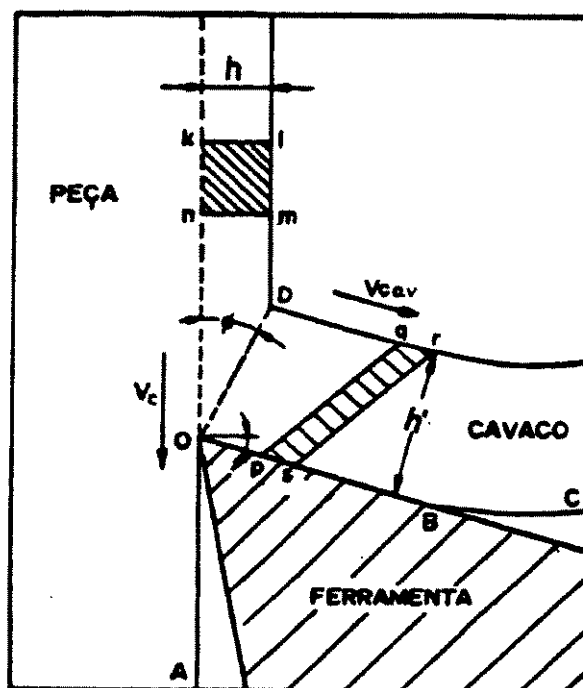


Figura 5.1 - Diagrama do mecanismo de corte do material (Trent, 1984).

Depois de passar pela região de cisalhamento primária, o volume de material “klmn” movimenta sobre a superfície de saída da ferramenta e sai como uma lamela de cavaco. Entretanto, ao atravessar a zona de cisalhamento primária ele se deforma plasticamente para um novo formato “pqrs” (Figura 5.1). O cavaco contínuo, na maioria dos casos, ao atravessar a superfície de saída da ferramenta sofre ainda elevadas deformações plásticas cisalhantes, numa pequena região junto à interface com a ferramenta, desenvolvendo ali altíssimas temperaturas, o que compromete a resistência das ferramentas. Esta região é definida como zona de cisalhamento secundária, plano “OB” da Figura 5.1 e também mostrado na Figura 5.2. Sendo que, adjacente ao volume de material “klmn” existe outro volume de material similar, e subsequente a este, existe outro, e assim sucessivamente. Verifica-se portanto, que o mecanismo de formação de cavaco é um processo cíclico, com cada ciclo dividido em quatro etapas bem definidas, sendo elas: (i)

Recalque; (ii) deformação plástica; (iii) ruptura; e (iv) movimento sobre a superfície de saída da ferramenta. Sendo que, cada volume de material que passar por um ciclo, formará uma lamela de cavaco (Trent, 1984).

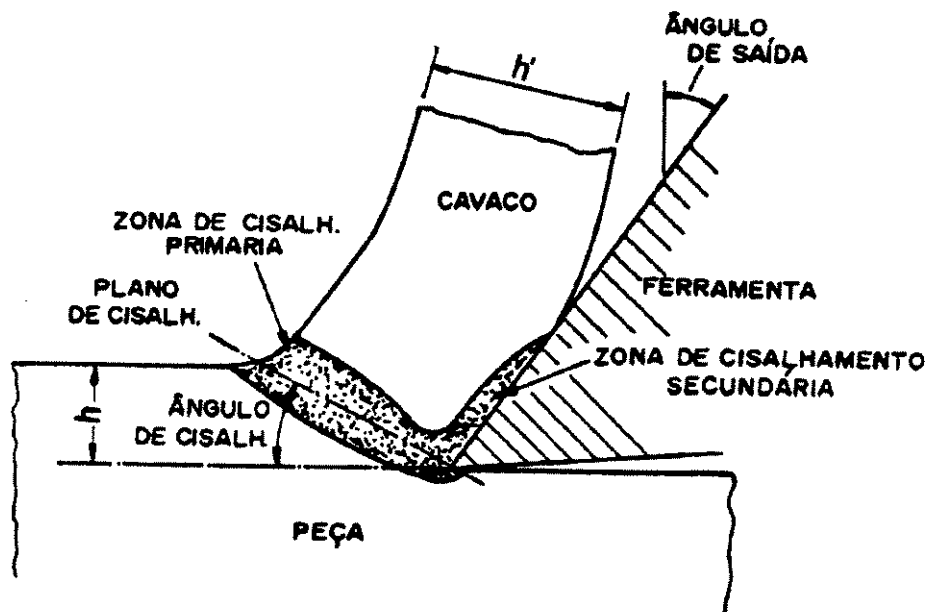


Figura 5.2 - Esquema ilustrando as zonas de cisalhamento primária e secundária (Machado & Silva, 1994).

O grau de recalque do cavaco é definido pela relação entre a espessura do cavaco removido (h') e a espessura de cavaco a ser removido (h), ou pela relação entre a velocidade de corte (V_c) e a velocidade do cavaco na superfície de saída da ferramenta (V_{cav}) (Equação 5.1). O ângulo de cisalhamento do cavaco (ϕ) definido entre o plano de cisalhamento primário e plano de corte da ferramenta é mostrado na Figura 5.3 e determinado pela Equação 5.2 (Ferraresi, 1977):

$$Rc = \frac{h'}{h} = \frac{V_c}{V_{cav}} \quad (5.1)$$

$$\operatorname{tg} \phi = \frac{\cos \gamma}{Rc - \operatorname{sen} \gamma} \quad (5.2)$$

Os valores do grau de recalque, Rc , e portanto do ângulo de cisalhamento, ϕ , indicam a quantidade de deformação na zona de cisalhamento primária. Rc e ϕ dependem das condições de

interface cavaco-ferramenta, e isto é função do material da peça, do material da ferramenta e das condições de corte. Elevados valores de ϕ e pequenos valores de R_c significam pequena quantidade de deformação no plano de cisalhamento primário, e vice-versa (Machado & Silva, 1994).

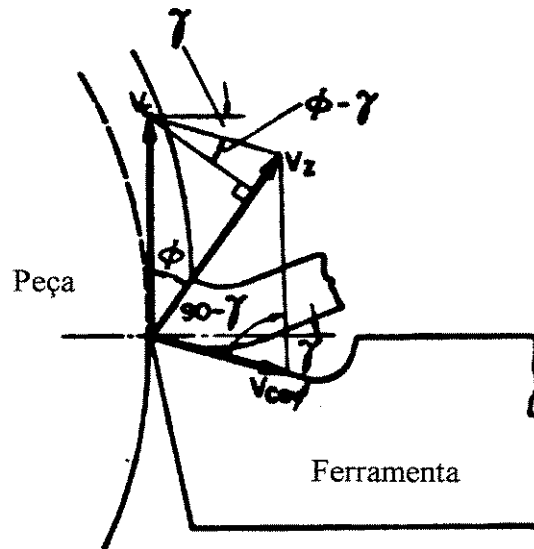


Figura 5.3 - Triângulo de velocidades no corte ortogonal. V_c -velocidade de corte, V_{cav} -velocidade de saída do cavaco, V_z -velocid. de cisalhamento, γ -ângulo de saída (Ferraresi, 1977).

Durante a usinagem uma nova superfície é gerada na peça, ou pela formação de um cavaco contínuo, ou pela formação de um fluxo de elementos de cavacos quebrados em pedaços, dependendo do tipo de material usinado. Os cavacos podem ser quebrados naturalmente durante a sua formação, como na usinagem de ferros fundidos e no caso dos compósitos reforçados com fibras de carbono. Na usinagem sem quebra-cavacos, existem pelo menos três classes distintas de cavacos: cavacos contínuos, de cisalhamento e de ruptura.

Os cavacos contínuos são formados na usinagem de materiais dúcteis, como aços de baixa liga, alumínio, cobre e etc. O material cisalha na zona de cisalhamento primária com grande quantidade de deformações, permanecendo com uma forma homogênea sem se fragmentar (Figura 5.4-a). Apesar da forma de fita destes cavacos não apresentar, normalmente, nenhuma evidência de fratura ou trinca, uma nova superfície está sendo gerada na peça e isto deve envolver um processo de fratura. Na verdade, um campo de tensão de tração se desenvolve na ponta da

ferramenta, como resultado da curvatura imposta pela cunha de corte, produzindo a trinca necessária para separar o material. Depois da tensão de tração, o material está sujeito à uma larga tensão de compressão, e a propagação da trinca será interrompida ao chegar nesta região, garantindo a formação do cavaco contínuo (Shaw, 1984).

Os cavacos de ruptura (descontínuos) são mais comuns na usinagem de materiais frágeis ou heterogêneos, como no caso dos materiais compósitos RFC, ferros fundidos, latões, e etc. Materiais estes que não são capazes de suportarem grandes quantidades de deformações sem fratura. A trinca na formação do cavaco de ruptura se propaga por toda a extensão do plano de cisalhamento primário, promovendo a fragmentação do cavaco (Figura 5.4-b). A zona de cisalhamento secundária (interface cavaco-ferramenta) também tem influência neste processo. Inicialmente, a componente de força tangencial à superfície de saída é menor que a força necessária para promover o escorregamento do cavaco. Ocorrendo então, o desenvolvimento de uma zona de material estática, e a separação do cavaco ocorrerá com o aumento da relação força tangencial/força normal (Machado & Silva, 1994). Quanto à forma, os cavacos descontínuos podem ser classificados em lascas ou pedaços, e no caso dos compósitos RFC em forma de pó (Ferreira et al. (b), 1997).

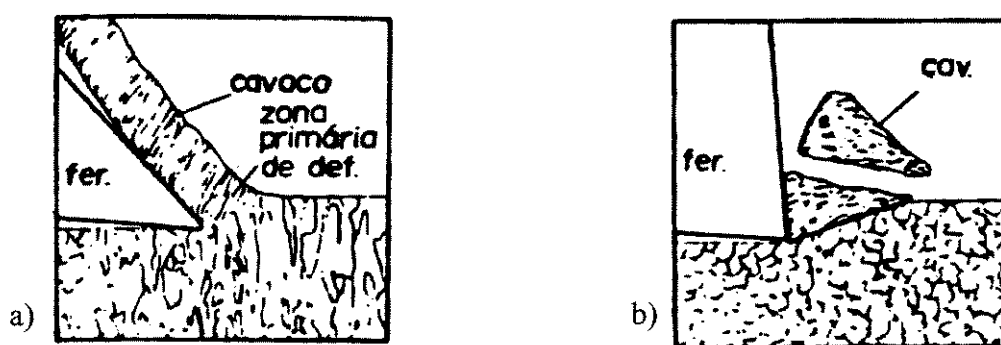


Figura 5.4 - Classe de cavacos. a) Cavaco contínuo; b) Cavaco de ruptura.

O cavaco de cisalhamento é uma classe intermediária entre o cavaco contínuo e de ruptura, onde a trinca se propaga só até uma parte do plano de cisalhamento primário. Uma classe de cavaco de cisalhamento é o cavaco segmentado, que é caracterizado por grandes deformações continuadas em estreitas bandas entre segmentos, com pequenas ou quase nenhuma deformação

no interior destes segmentos, formando um processo cíclico de produção de cavacos na forma de uma serra dentada (Shaw, 1984). Esta classe de cavaco é encontrada no torneamento de aços endurecidos (dureza >50 HRC) (Matsumoto, 1997).

5.2 Materiais de Ferramentas

Existem vários materiais de ferramentas, no entanto, destacaremos aqui apenas os materiais utilizados neste trabalho. Como visto no capítulo anterior os materiais compósitos RFC são abrasivos e de difícil usinagem, portanto buscamos nos materiais de ferramentas comerciais que apresentassem principalmente as propriedades de elevada dureza e resistência ao desgaste, para trabalhar um material compósito heterogêneo com formação de cavacos de ruptura. Em função ainda da escassa literatura divulgada sobre a usinagem de compósitos RFC (Komanduri, 1997), diversas ferramentas foram ensaiadas, mesmo não sendo as mais indicadas pelo fabricante para usinagem deste tipo de material.

5.2.1 Aços Rápidos

Atualmente, o uso de aço rápido no contexto da usinagem de materiais compósitos é mais acentuado em ferramentas multi-cortantes como: brocas, fresas, machos, etc, apesar de que na maioria dos casos não apresentam bons resultados. Segundo ensaios realizados por Araújo (1989), as brocas de aço rápido em operação de furação de compósito PRFC apresentaram baixo desempenho, em função da elevada abrasividade do material. Ferreira (1992) ensaiou brocas de aço rápido recobertas com nitreto de titânio na furação de compósito PRFC-V híbrido, onde estas ferramentas também não apresentaram bom desempenho. Portanto, iniciou-se este trabalho à partir do uso de ferramentas de metal duro sem cobertura.

5.2.2 Metal Duro

O metal duro é confeccionado pelo processo da metalurgia do pó, sendo composto de finas partículas duras de carbonetos de tungstênio (WC), titânio (TiC), tântalo (TaC), e nióbio (NbC),

sinterizados com um metal aglomerante que pode ser o ferro, níquel, ou cobalto (Marcondes, 1990). As partículas duras variam de tamanho de 1 a 10 μm , e ocupam de 60 a 95% do material. O metal aglomerante usado geralmente é o cobalto em várias porcentagens. A proporção de cobalto no metal duro influencia a dureza à quente e a tenacidade, que são propriedades importantes que a ferramenta deve possuir na usinagem dos compósitos RFC (Sandvik, 1994). A Figura 5.5 mostra a variação da dureza das ferramentas de metal duro com dois teores de cobalto, e do aço rápido, em função da temperatura. Observa-se que a dureza à quente do metal duro aumenta com a diminuição da porcentagem de cobalto e com o aumento de carbonetos, e que o aço rápido apresenta baixa dureza com o aumento da temperatura.

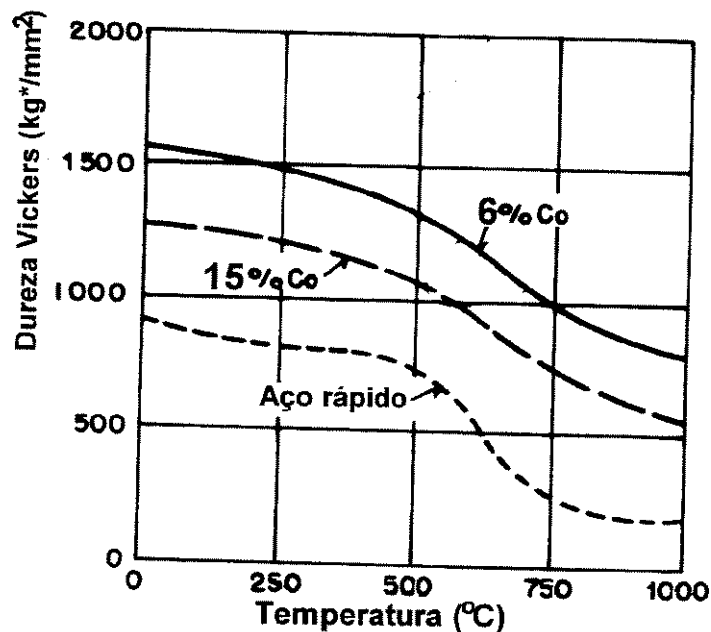


Figura 5.5 - Dureza das ferramentas em função da temperatura (Ferraresi, 1977)

Os diversos tipos de metal duro são classificados pela norma ISO em três grupos: P, M, e K. O grupo P é constituído de uma combinação dos carbonetos WC-TiC-TaC e do cobalto, destinados para usinagem de materiais que apresentam cavacos longos. O grupo K é constituído principalmente por WC-Co, e destinado para usinagem de materiais que apresentam cavacos curtos e quebradiços, como é o caso dos compósitos RFC. O grupo M apresenta propriedades intermediárias destinada para aplicações múltiplas. A Tabela 5.1 apresenta a composição química e algumas características correspondentes das diversas classes de meta duro. Observa-se que a

medida que aumenta a porcentagem de carbonetos (TiC-TaC), a dureza aumenta e a densidade cai. Vê-se também que a medida que o teor de cobalto aumenta no metal duro, a tenacidade medida pela resistência à ruptura transversal (σ_r) também aumenta.

Tabela 5.1 - Características físicas, químicas, e mecânicas do metal duro (Ferraresi, 1977).

Designação ISO	% WC	%TiC+ TaC	%Co	Densid. ρ (g/cm ³)	Dureza (HV)	σ_r (Kg/mm ²)	Mód. E (Kg/mm ²)
P01	30	64	6	7,2	1800	75	-
P10	55	36	9	10,4	1600	140	52000
P20	76	14	10	11,9	1500	150	54000
P30	82	8	10	13	1450	170	56000
P40	77	12	11	13,1	1400	180	56000
P50	70	14	16	12,9	1300	200	52000
M10	84	10	6	13,1	1650	140	58000
M20	82	10	8	13,4	1550	160	56000
M30	81	10	9	14,4	1450	180	58000
M40	78	7	15	13,5	1300	200	55000
K01	93	2	5	15	1750	120	63000
K10	92	2	6	14,8	1650	150	63000
K20	91,5	2,5	6	14,8	1550	170	62000
K30	89	2	9	14,5	1450	190	-
K40	88	-	12	14,3	1300	210	58000

Com objetivo de melhorar a resistência ao desgaste das ferramentas de metal duro utilizam-se coberturas simples ou múltiplas com finos revestimentos (2 a 12 μm) de carbonitreto de titânio (TiCN), carboneto e nitreto de titânio, Háfio, e zircônia (TiC, TiN, HfC, ZrC) e também óxidos de alumínio e zircônia. O revestimento mais adequado depende do material da peça e das condições de usinagem utilizadas. O TiC possui boa resistência ao desgaste por abrasão, além de apresentar boa adesão entre as camadas de revestimentos e o substrato de metal duro. A alumina (Al_2O_3) tem boa estabilidade térmica e química, e pequena resistência a choques térmicos e

mecânicos. O TiN reduz o coeficiente de atrito entre a pastilha e o cavaco, sendo quimicamente mais estável que o TiC (Sandvik, 1994). Em operações com materiais altamente abrasivos, como ferros fundidos, a literatura determina que deve-se empregar revestimentos que tenham elevada dureza em temperaturas médias, tais como o TiC e TiN (Marcondes, 1990). A Tabela 5.2 apresenta as propriedades dos materiais de revestimentos das ferramentas de metal duro. Devido a sensibilidade do metal duro revestido a cortes interrompidos, as classes de metal duro convencionais ainda continuam importantes como classe complementares nestes casos.

Tabela 5.2 - Propriedades qualitativas dos revestimentos de metal duro (Marcondes, 1990).

Material da camada	Dureza 20°C (HV)	Inércia química	Resistência à quente	Coeficiente de atrito
TiC	2700	Boa	Boa	Bom
TiN	2200	Boa	Boa	Excelente
HfN	2000	Boa	Boa	Bom
Al ₂ O ₃	2300	Excelente	Excelente	Bom

5.2.3 Ferramentas Cerâmicas

Os materiais cerâmicos começaram efetivamente a serem utilizados como ferramentas de usinagem na década de 80, depois dos desenvolvimentos ocorridos nas suas propriedades. As cerâmicas possuem algumas propriedades interessantes como: dureza à quente e à frio, resistência ao desgaste, e excelente estabilidade química. Como desvantagem, estes materiais possuem baixa tenacidade, que facilita a formação de trincas e a quebra da ferramenta; baixa condutividade térmica, que dificulta a transferência de calor, fazendo com que nas regiões próximas à ponta de corte tenha acúmulo de calor, elevando a temperatura de corte (Ezugwu & Wallbank, 1987).

De maneira geral as ferramentas cerâmicas podem ser classificadas em dois grupos, onde no primeiro se enquadram os materiais à base de óxido de alumínio (alumina). Fazem parte desta categoria alumina mais zircônia, alumina mista, e alumina reforçada com whiskers de carvão de

silício. No segundo grupo são encontrados os materiais à base de nitreto de silício (Brinksmeier & Bartsch, 1988).

• **Cerâmica Pura ou Branca**

As ferramentas de alumina, também conhecida como cerâmica pura ou branca são produzidas através de prensagem à frio de pós de alumina mais zircônia com granulometria entre 0,5 e 1,5 μm , seguida de sinterização em uma atmosfera oxidante. Estes materiais possuem dureza de ≈ 1700 HV, semelhante ao metal duro em temperatura ambiente, além de boa estabilidade química comparada aos carbeto e nitretos. Porém, as ferramentas de alumina possuem baixa tenacidade à fratura e resistência ao choques térmico e mecânico, em relação ao metal duro (Tabela 5.3). Com a adição de zircônia na matriz de alumina melhora-se a tenacidade desta ferramenta (Lange, 1982). Em função da fragilidade das ferramentas cerâmicas, elas devem ser empregadas utilizando-se ângulo de saída negativo e aresta chanfrada, afim de melhorar sua resistência à fratura.

Devido sua alta resistência ao desgaste por difusão, a ferramenta de cerâmica branca ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{ZrO}_2$) é empregada na usinagem de ferros fundidos: cinzento, maleável, e nodular; em altas velocidades de corte. Elas podem também ser empregadas no torneamento de aços ao carbono e aços liga com dureza inferior a 300 HB. Para operações de acabamento são recomendadas pastilhas com pequenas quantidades de zircônia, ao passo que para o desbaste são preferíveis ferramentas com porcentagens mais elevadas de ZrO_2 (Abrão & Aspinwall, 1996).

• **Cerâmica Mista**

Ferramentas de alumina mista também conhecida como cerâmica mista ou preta, consistem de uma matriz de alumina com tamanho de grão de 0,5 a 1,0 μm contendo 20-40% vol. de TiC (0,2-0,5 μm) e também pequenas quantidades de nitreto de titânio (TiN). As pastilhas são prensadas à quente (1500-1800°C e 40 MPa). A adição TiC-TiN na alumina eleva a resistência à

ruptura transversal da matriz, além de maior dureza e condutividade térmica (Tabela 5.3), expandindo a área de atuação destas ferramentas de corte (Sandvik, 1994).

A presença de TiC e TiN na matriz de alumina faz com que estas ferramentas sejam empregadas em velocidades de corte mais elevadas que alumina mais zircônia, com menor risco de fratura súbita. Além disso, a alumina mista apresenta uma dureza à quente superior, podendo ser utilizada na usinagem de aço temperado e ferro fundido de elevada dureza, além de fresamento de ferro fundido cinzento (Costa, 1993; Matsumoto, 1998). Devido à sua maior dureza a quente e condutividade térmica, a cerâmica mista é mais resistente ao desgaste de flanco que a cerâmica branca durante a usinagem de aços de dureza inferior a 300 HB. Entretanto, elas apresentam menor resistência ao crateramento devido à alta solubilidade dos carbeto no cavaco (Abrão & Aspinwall, 1996). Para a utilização destas cerâmicas recomenda-se o uso de ângulo de saída e inclinação negativos, aresta chanfrada e raio de ponta elevado.

Tabela 5.3 - Propriedades das ferramentas cerâmicas (Richards & Aspinwall, 1989).

Propriedade	Cerâmica Branca	Cerâmica Mista	Cerâmica Ref. SiC	Sialon	M. Duro K10
Composição	90-95% Al_2O_3 5-10% ZrO_2	55-60% Al_2O_3 30% TiC 5-10% ZrO_2	75% Al_2O_3 + 25% SiC	77% Si_3N_4 + 13% Al_2O_3 + 10% Y_2O_3	94% WC 6% Co
Grão (μm)	1-2	1-2	-	1	1-2
Densidade ρ (g/cm^3)	3,9-4,0	4,2-4,3	3,7	3,2	14,8
Dureza a 20°C (HV)	1700	1900	2000	1600	1700
Dureza a 1000°C (HV)	650	800	-	900	400
Tenacidade K_{Ic} ($MNm^{-3/2}$)	1,9	2	8	6	10
Módulo E (GPa)	380	420	390	300	630
Cond. térmica (W/m.°K)	8-10	12-18	32	23	100
Exp. térmica ($10^{-6}/^{\circ}K$)	8,5	8	-	3,2	5-6

• Cerâmica Reforçada com Whiskers de SiC

A alumina reforçada com whiskers que são fibras de carbeto de silício orientadas aleatoriamente formando uma estrutura ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{SiC}_w$), foi desenvolvida para aumentar a tenacidade à fratura e a resistência ao choque térmico. Os whiskers são cilindros monocristalinos de SiC que são caracterizados pelo comprimento L e diâmetro D , sendo L/D a taxa de forma. Em geral as fibras apresentam um diâmetro de 0,5 a 1 μm e um comprimento de 10 a 80 μm , sendo que sua adição faz aumentar a tenacidade à fratura ($\cong 8 \text{ MPa.m}^{0.5}$). A dureza em temperatura ambiente é de aproximadamente 2000 HV (Tabela 5.3) (Richards & Aspinwall, 1989).

As ferramentas de alumina reforçada com whiskers são indicadas para a usinagem de superligas de níquel e cobalto, ferro fundido endurecido e aços temperados com dureza acima de 45 HRC em altas velocidades de corte ($V_c \cong 500 \text{ m/min}$). Não são indicadas para a usinagem de aços de média e baixa dureza devido às altas taxa de desgaste de cratera, provocados pela afinidade entre as fibras de SiC e aços. Para a usinagem de superligas como Inconel 718, a vida dessa ferramenta foi três vezes maior que as demais cerâmicas e oito vezes maior que o metal duro (Whitney & Vaidyanathan, 1988).

• Cerâmicas a Base de Nitreto de Silício

Cerâmicas a base de nitreto de silício (Si_3N_4) têm sido utilizada como ferramentas de usinagem desde o início da década de 80. Há duas características básicas que distinguem as cerâmicas de Si_3N_4 das cerâmicas a base de óxidos (Sorrel & McCartney, 1986): (i) A matéria prima requer um processamento termoquímico complexo, e portanto são mais caras; (ii) os nitretos são materiais covalentes, ao contrário da maioria dos óxidos que são iônicos. Por isto, o comportamento dos nitretos é determinado por ligações rígidas e direcionais, conferindo ao material elevada rigidez e dureza mesmo em elevadas temperaturas. Existem basicamente duas formas de nitreto de silício: α e β . Devido suas propriedades mecânicas, a forma β é mais vantajosa para a utilização como ferramenta de usinagem, sendo que a microestrutura fibrosa aumenta sua resistência e dureza. A forma α é transformada irreversivelmente em β sob

temperaturas maiores que 1500 °C. Dentre os materiais cerâmicos a base de nitreto de silício, têm-se o Sialon e o próprio Si_3N_4 puro (Ezugwu & Wallbank, 1987).

Ferramentas a base de nitreto de silício apresentam diversas vantagens com relação as demais cerâmicas, tais como: elevada tenacidade e resistência a ruptura transversal, o que permite sua aplicação sob condições de alto impacto, excelente resistência ao choque térmico, podendo ser empregada onde há oscilações cíclicas de temperatura, como no fresamento ou quando da aplicação de fluido de corte. Infelizmente o nitreto de silício tem alta solubilidade em ferro, e portanto não é recomendado para o corte contínuo de aços devido às altas taxas de crateramento (Abrão & Aspinwall, 1995). A Tabela 5.3 apresenta algumas propriedades do sialon.

5.2.4 Diamante Policristalino Sintético (PCD)

O emprego do diamante como ferramenta de corte de geometria definida começou a concretizar-se significativamente em 1975 com o lançamento do PCD, pela empresa *General Electric* (GE). Uma mistura de metal usado como solvente/catalisador e grafite foi submetida simultaneamente sob alta pressão (cerca de 6 GPa) e temperatura (cerca de 1500°C), condições necessárias para transformação do grafite em diamante (Lammer, 1988). O pó de diamante usado na produção de PCD pode ser de procedência natural ou sintética. Quando submetido à alta pressão, a grafitização começa a ocorrer nos pontos de contato entre cristais adjacentes devido a presença do catalizador. Em seguida a temperatura sobe e novas estruturas de diamante voltam a se formar nestes pontos. A estrutura resultante é constituída de cristais de diamante ligados entre si, e nos espaços vazios se encontra o metal catalizador que pode ser o cobalto na proporção de 6% a 8% em massa. Há uma outra alternativa para produção de PCDs termicamente mais estáveis, com uso de cerâmica (SiC) como segunda fase (Heath, 1981).

O PCD é fornecido comercialmente em diversas classes, dependendo do tamanho médio dos cristais de diamante presentes e do material da segunda fase. Para cada aplicação e operação há certamente uma classe mais apropriada, no entanto, quanto maior o tamanho dos cristais maior a resistência à abrasão do PCD. Os produtos de menores cristais são destinados para operações de

acabamento superficial, por exemplo a classe Compax 1600 da GE. A dureza e a resistência à abrasão do PCD são semelhantes ao do diamante monocristalino (natural), sendo ele muito tenaz mesmo em operações de corte interrompido, apresentando boa condutividade térmica e resistência ao choque térmico, conforme mostra a Tabela 5.4. As geometrias da ferramenta de PCD utilizadas têm sido similares às do metal duro, cantos arredondados e baixos valores de ângulo de folga devem ser preferidos a fim de evitar a fragilização da aresta de corte (Coelho et al., 1995).

Atualmente, os preços das ferramentas de PCD têm diminuído em função das inovações tecnológicas, que levaram à baixar o custo da matéria-prima. A idéia da substituição somente da aresta de corte das ferramentas contribuiu para a redução de custos. O PCD é produzido em discos, nos quais uma camada de 0,5 a 1,0 mm de diamante é depositada sobre um substrato de metal duro com cerca de 2,0 a 2,5 mm de espessura. Pequenos segmentos são cortados e brasados em pastilhas ou ferramentas que serão posteriormente reafiadas (General Electric, 1989).

Tabela 5.4 - Propriedades físicas e mecânicas dos materiais de ferramentas (Brookes, 1993).

Propriedades	Cerâmicas	M. Duro ISO K10	Diamante Natural	PCD	PCBN
Densidade (g/cm ³)	3,2-4,3	14,8	3,52	3,43	3,1
Resistência σ_c (GPa)	1,8 (Al ₂ O ₃)	4,5	8,68	4,74	3,8
Tenacidade K _{Ic} (MPa)	1,9-8,0	10	3,4	6,89	10
Dureza a 20°C (HV)	1500 2450	1700	8000 12000	6500 10000	3500 4500
Módulo E (GPa)	300-420	620	1141	925	680
Exp. térmica (10 ⁻⁶ /K)	3,2-8,5	5,4	1,5-4,8	3,8	4,9
Cond. térmica (W/m.K)	8-23	80-120	500-2000	120	100

O maior campo de aplicações das ferramentas de PCD estão na usinagem de materiais não ferrosos, como ligas de alumínio, madeira, compósitos de matriz metálica (MMC) (Coelho, 1994), e, no caso deste trabalho, em compósito de matriz plástica reforçada com fibras de carbono, que são materiais de natureza bastante abrasiva, fazendo com que a ferramenta de PCD seja uma opção interessante para sua manufatura. Apesar das vantajosas propriedades do PCD, seu uso não

pode ser estendido para a usinagem de materiais ferrosos. Isto porque durante a formação de cavacos a temperatura atinge valores nos quais a grafitação é favorecida pela presença de carbono, e o grafite por sua vez reage com o ferro, tendo como consequência o desgaste acelerado da ferramenta. Este fenômeno acontece em ferramentas de diamante natural e diamante policristalino (PCD) (König, 1981).

5.2.5 Ferramentas de Nitreto de Boro Cúbico Policristalino (PCBN)

Na década de 50 a forma cúbica do nitreto de boro BN foi produzida por pesquisadores da *General Electric* (GE), usando o mesmo aparato empregado na síntese do PCD. Porém somente em 1972 é que os insertos de CBN (*cubic boron nitride*) foram produzidos comercialmente. O processo de obtenção desta forma alotrópica, e também do correspondente material policristalino conhecido como PCBN, segue a mesma sequência descrita acima para o PCD, no entanto, ao invés de grafite, o material inicial é o nitreto de boro de forma hexagonal. As propriedades do PCBN são similares às do diamante, no entanto, apresenta algumas vantagens em relação ao mesmo, por exemplo quanto à estabilidade química (Sorrel & McCartney, 1986).

O PCBN é sinterizado em camadas de 0,5 e 0,7 mm de espessura sobre um substrato de metal duro, possibilitando a brasagem em pastilhas, ou ainda na forma de pastilhas maciças. Várias classes podem ser encontradas de acordo com a porcentagem de CBN presente (entre 30 e 98%) e do material de segunda fase que pode ser ligas de Ni-Co, TiC, WC, TiN, ou AlB_2/AlN . Por exemplo, os produtos GE são designados por Borazon 6000, 8100, e 8000, contendo de 85% a 55% de CBN, e como segunda fase Ni-Co ou TiC. O PCBN é quimicamente mais estável que o PCD, sendo utilizado na usinagem de ligas ferrosas sem que ocorra grande desgaste por difusão (Abrão & Aspinwall, 1995). Sua tenacidade é similar ao metal duro, e a dureza duas vezes da alumina branca, sendo apenas superada pelo PCD e diamante natural (Tabela 5.4).

Entre as aplicações típicas de ferramentas de PCBN estão, o torneamento, a furação, e o fresamento de materiais endurecidos entre 45 e 65 HRC, tais como: aço para rolamento, aço-ferramenta, etc.. Em geral, o grande campo de aplicações para as ferramentas de PCBN tem sido a

substituição das operações de retificação pelo torneamento (Costa, 1993; Matsumoto, 1998). A utilização do PCBN no torneamento de compósitos RFC objetiva comparar seu comportamento com o PCD, já que seus processos de obtenção e suas propriedades são bastante similares, como visto na Tabela 5.4.

5.3 Desgastes de Ferramentas

5.3.1 Tipos de Avarias e Desgastes

A elevada pressão de contato entre peça-ferramenta-cavaco durante o processo de usinagem leva com o decorrer do tempo à deterioração da ferramenta. Os tipos de avarias e desgastes que a ferramenta pode sofrer, dependerá de inúmeros fatores envolvendo o sistema máquina-ferramenta-peça. A seguir serão abordados os principais tipos de avarias e desgastes da ferramenta (Ferraresi, 1977; König, 1981; Stemmer, 1989; NN, 1994):

- **Desgaste de Flanco:** Localiza-se na superfície de folga da ferramenta devido ao contato ferramenta-peça (Figura 5.6.1). É o desgaste mais comum, pois ocorre praticamente em todos processos de usinagem. Este desgaste provoca alteração das dimensões da peça e prejudica o acabamento superficial, pois modifica a forma original da aresta de corte. É incentivado pela velocidade de corte;
- **Desgaste de Cratera:** Ocorre na superfície de saída da ferramenta causado pelo atrito cavaco-ferramenta (Figura 5.6.2). Dureza à quente e a estabilidade química da ferramenta atenuam o desenvolvimento do desgaste de cratera. Ele altera a superfície de saída da ferramenta e, se muito elevado, pode provocar a quebra da aresta de corte. Ocorre com maior frequência na usinagem de materiais que possuem cavacos longos.
- **Deformação Plástica:** É uma avaria da ferramenta em função de elevadas pressões e temperaturas sobre a cunha de corte que se deforma (Figura 5.6.3). O crescimento da

deformação piora o acabamento e leva à quebra da ferramenta. A deformação é inibida por uma maior dureza à quente da ferramenta.

- **Desgaste de Entalhe:** Pode ocorrer tanto na superfície principal de folga como na superfície secundária de folga da ferramenta (Figura 5.6.4). Ele acontece principalmente na usinagem de materiais resistentes às altas temperaturas tais como: ligas de níquel, titânio, cobalto, aço inoxidável, compósitos RFC e corte interrompido (Masuda et al., 1993). Geralmente, nas regiões onde ocorrem este tipo de desgaste, as condições de escorregamento prevalecem e o mecanismo de desgaste, provavelmente, envolve abrasão e transferência de material (difusão e *attrition*) e eles são bastante influenciados pelas interações com a atmosfera (ISO 3685, 1993).
- **Trincas Térmicas:** Ocorrem devido a variação térmica de formação do cavaco. Elas são perpendiculares à aresta de corte (Figura 5.6.5) e com o decorrer da usinagem enfraquecem a ferramenta levando a quebra. Esta avaria é mais crítica onde se tem variações da temperatura de corte, que pode ser provocada em função de oscilações da espessura do cavaco, corte intermitente, material heterogêneo, operações de fresamento, e etc.
- **Trincas por Fadiga Mecânica:** São causadas por variação de esforços mecânicos e situadas paralelamente à aresta de corte (Figura 5.6.6). As causas são variações de espessura de corte, corte interrompido, material heterogêneo, etc. As trincas podem ser minimizadas pela utilização de ferramentas com tenacidade à fratura mais elevada.
- **Lascamento (*chipping*):** É um tipo de avaria que ocorre geralmente em ferramentas frágeis ou com revestimentos frágeis. Ao contrário do desgaste de flanco e de cratera que acontece de forma progressiva arrancando pequenas partículas ao longo do tempo, no lascamento partículas maiores são arrancadas de uma só vez podendo levar a quebra da ferramenta (Figura 5.6.7).
- **Quebra:** Com o decorrer da usinagem todo processo de avaria e desgaste pode levar à quebra da ferramenta. As vezes porém, a quebra pode ocorrer de forma inesperada em razão de vários fatores como: condições de corte excessivas, corte interrompido, ferramenta frágil, parada do

movimento de corte com a ferramenta-peça em contato, e etc. A quebra é sempre indesejável ao processo, pois provoca danos não só na aresta de corte como em toda a ferramenta (Figura 5.6.8) e na própria peça.

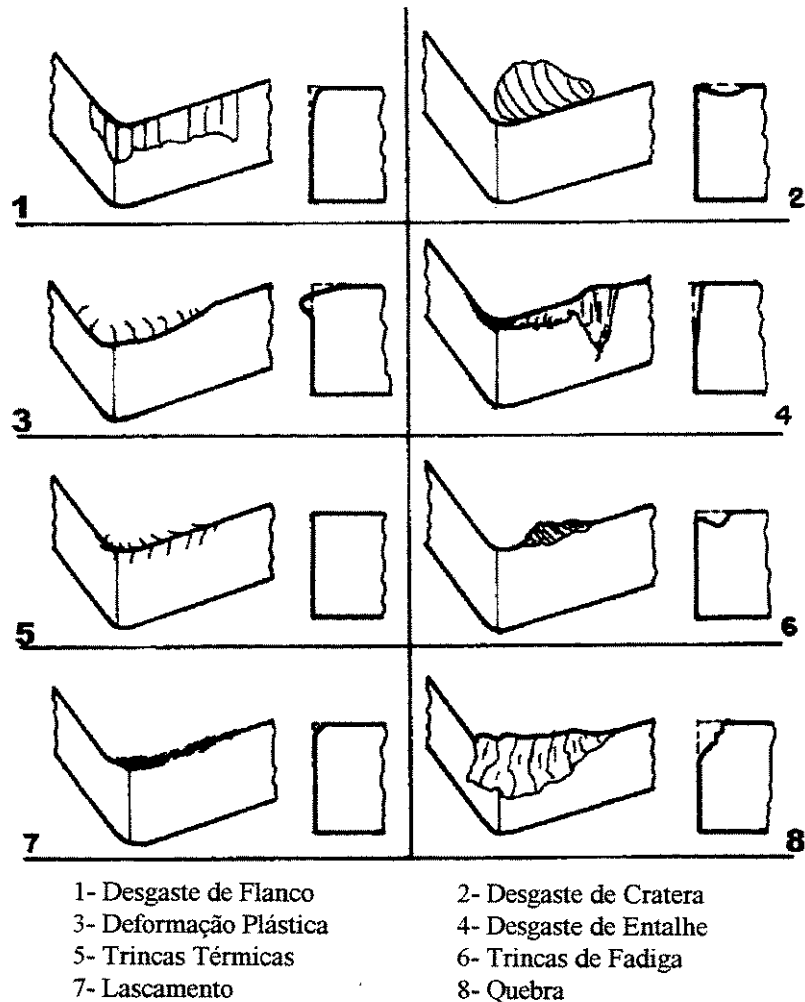


Figura 5.6 - Avarias e desgastes de ferramentas de corte (NN, 1994).

5.3.2 Mecanismos de Desgastes

Em função das condições de corte do processo de usinagem, a ferramenta fica sujeita a uma combinação de vários fatores de origem mecânica, térmica, química, e abrasiva. Porém, os desgastes das ferramentas são resultantes de vários mecanismos distintos, que dependendo da natureza dos materiais envolvidos e das condições de usinagem, conduzirão ao predomínio de um

mecanismo de desgaste sobre os demais. A seguir serão descritos os principais destes mecanismos (Shaw, 1984; Trent, 1984; Machado & Silva, 1994; Diniz, 1998):

- **Abrasão Mecânica:** O atrito das superfícies em contato peça-ferramenta-cavaco desenvolve um desgaste de natureza mecânica. O desgaste abrasivo envolve a perda de material por microsulcamento ou microcorte causado por partículas de elevada dureza relativa. Estas partículas podem estar contidas no material da peça, ou podem ser partículas da própria ferramenta que por exemplo são arrancadas por ruptura de aderências. A abrasão é uma das principais causas do desgaste de cratera e de flanco, este último principalmente, por questão de maior rigidez da peça, o atrito da ferramenta com a peça é mais intenso que com o cavaco. A utilização de ferramentas de maior dureza à quente minimiza o desgaste por abrasão.
- **Aderência e Arrastamento (*Attrition*):** Geralmente, este mecanismo de desgaste ocorre em baixas velocidades e temperaturas de corte, onde o fluxo de material sobre a superfície de saída da ferramenta se torna irregular. No contato das superfícies, fragmentos microscópicos dos materiais da peça e da ferramenta se aderem, e em seguida são arrancados da superfície da ferramenta e arrastados junto ao fluxo de material adjacente. O fenômeno da aderência está presente na formação da aresta postiça de corte, mas pode-se ter desgaste por ruptura de aderências sem formação desta. Este mecanismo tem importante influência no desgaste de entalhe. Normalmente, em cortes interrompidos, profundidades de usinagem irregulares, ou na falta de rigidez do sistema, há o fluxo irregular de material, e portanto, o desgaste por ruptura de aderência. A utilização de ferramentas recobertas com materiais de baixo coeficiente de atrito amenizam o desenvolvimento deste desgaste.
- **Difusão:** Ocorre em função da afinidade química entre os materiais da peça e ferramenta envolvidos na usinagem. Este mecanismo se desenvolve em função da transferência de átomos de um material para o outro, sendo bastante dependente da temperatura de corte e da solubilidade dos elementos envolvidos na zona cisalhamento secundária. As velocidades relativas entre ferramenta-peça e cavaco-ferramenta são elevadas, e o tempo de contato entre eles é muito pequeno. Porém, em função da existência da zona de aderência ou zona de fluxo

no contato cavaco-ferramenta, acontece o desgaste por difusão. Este mecanismo de desgaste pode atuar tanto na superfície de saída como na superfície de folga da ferramenta, e a taxa de desgaste irá crescer com o aumento da velocidade de corte e do avanço. A difusão é responsável principalmente pelo desgaste de cratera em altas velocidades de corte, pois na superfície de saída se tem as condições mais propícias para as reações. Geralmente, sugere-se a utilização de ferramentas de elevada estabilidade química para inibir o desgaste por difusão.

- **Aresta Postiça de Corte (APC):** Ela se forma em função da elevada pressão de contato do cavaco com a superfície de saída da ferramenta. Em baixas velocidades de corte, a parte inferior do cavaco sob pressão na zona de aderência, mantém este contato sem movimento relativo por um determinado tempo, suficiente para se caldear à ferramenta. Esta parte do cavaco soldado se separa de outras porções adjacentes ficando presa na superfície de saída da ferramenta. Uma nova aresta surge com determinada resistência em função de deformações e encruamentos sofridos no processo. Esta nova aresta postiça tende a crescer gradualmente até que em certo momento rompe-se bruscamente, indo parte com o cavaco e parte adere à peça. Com o rompimento, a aresta postiça arranca partículas da superfície de folga da ferramenta, gerando um grande desgaste de flanco. Por outro lado quando da sua existência ela protege a superfície de saída da ferramenta.
- **Oxidação:** O aquecimento da ferramenta junto à aresta de corte provoca a formação de uma película de óxido na superfície de saída e próximo da aresta secundária de corte, sendo esta uma possível explicação para o desgaste de entalhe. Por exemplo, o tungstênio e o cobalto durante o corte formam filmes de óxidos porosos sobre a ferramenta, que são facilmente levados pelo atrito, gerando desgaste. Ferramentas de diamante e nitreto de boro cúbico também se oxidam, ao passo que o óxido de boro se deposita sobre a ferramenta e protege a mesma de um desgaste subsequente. No entanto, o dióxido de carbono (CO_2) é volátil e se desprende da ferramenta, abrindo o caminho para a sucessão do desgaste, sendo este também chamado de grafitização. Assim, em função do tipo de material da ferramenta e das condições de corte, haverá mais ou menos desgaste por oxidação.

5.3.3 Medida dos Desgastes

A norma ISO 3685 (1993) determina os parâmetros de medida dos desgastes desenvolvidos nas superfícies de folga e de saída (Figura 5.7). Na superfície de folga mede-se a largura do desgaste de flanco (VB), sendo: VB_B o desgaste de flanco médio; VB_{max} o desgaste de flanco máximo; VB_N o desgaste de entalhe na aresta principal de corte, e VB_c o desgaste de entalhe na aresta secundária. Na superfície de saída mede-se profundidade do desgaste de cratera (KT), e a distância do centro da cratera à aresta de corte (KM).

5.4 Vida de Ferramentas

5.4.1 Critérios de Vida

A vida de uma ferramenta pode ser definida como sendo o tempo em que a mesma trabalha efetivamente, sem perder a capacidade de corte, dentro de um critério previamente estabelecido (Ferraresi, 1977). Assim a ferramenta deve ser substituída quando o critério for atingido, tendo-se a seguir alguns deles:

- Valores elevados de desgastes podem levar à quebra da ferramenta;
- Temperaturas excessivas atingidas pela ferramenta;
- As tolerâncias dimensionais fogem do controle;
- O acabamento superficial não é mais satisfatório;
- Aumento excessivo das forças de usinagem.

A norma ISO 3685 (1993) determina o critério de fim de vida para ferramentas de aço rápido, metal duro, e cerâmicas como sendo:

- Desgaste de flanco médio, $VB_B = 0,3 \text{ mm}$;
- Desgaste de flanco máximo, $VB_{max} = 0,6 \text{ mm}$;
- Profundidade de cratera, $KT = 0,06 + 0,3f$;
- Desgaste de entalhe, $VB_N = 1 \text{ mm}$
- Falha catastrófica.

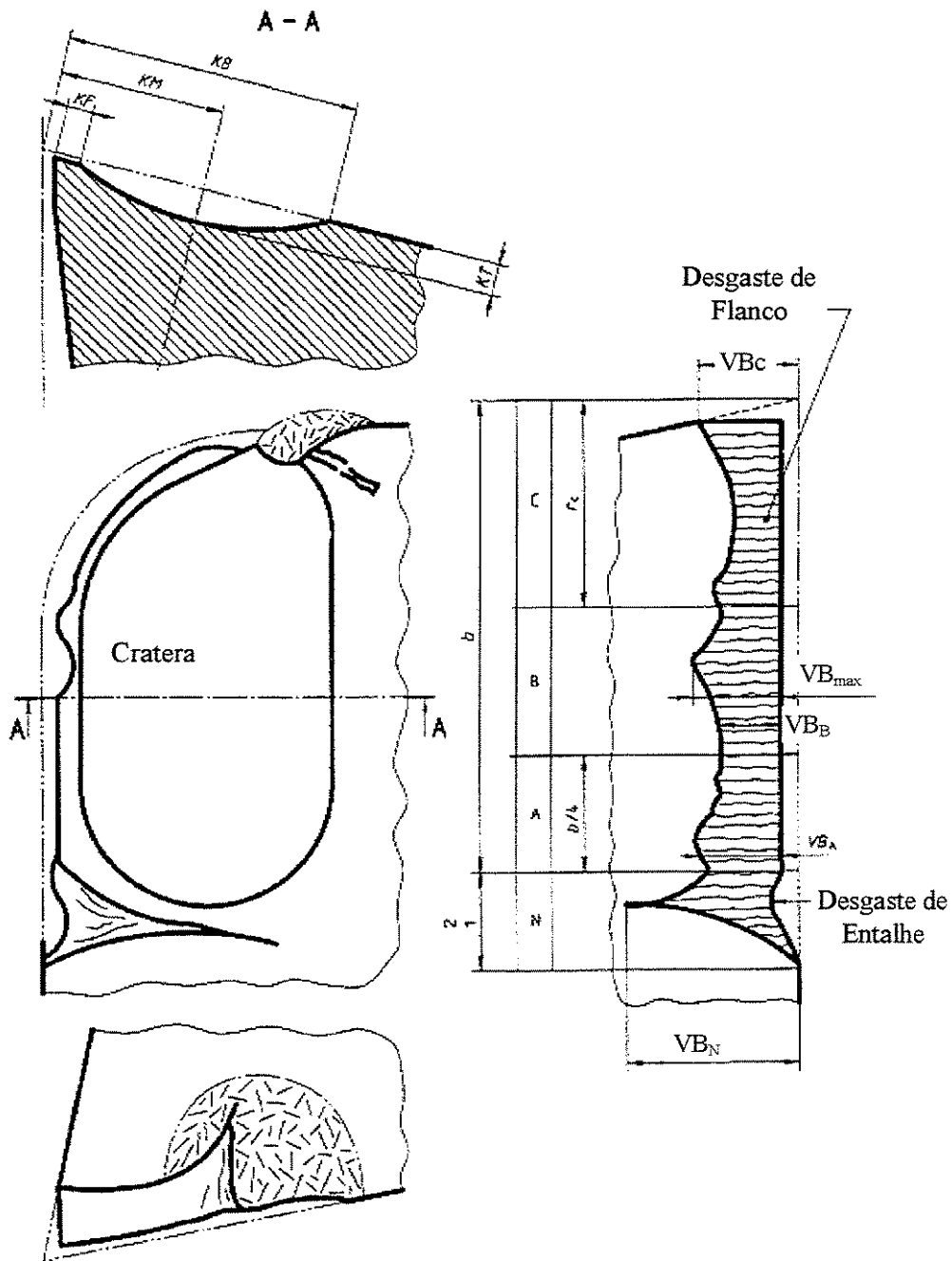


Figura 5.7 - Medidas dos desgastes das ferramentas de corte (ISO 3685, 1993).

No entanto, estes valores sugeridos pela norma são para testes de vida de ferramentas, e industrialmente estes parâmetros podem assumir valores diferentes, pois dependem das condições de trabalho de cada empresa. Uma maneira prática utilizada pelas empresas é trabalhar com a ferramenta até que as peças produzidas saiam das especificações de tolerância e/ou acabamento de projeto. Entretanto, a continuação do uso da aresta de corte após superados os critérios

preestabelecidos traz sérios riscos, pois valores excessivos de desgastes causam aumento da força de usinagem e de geração de calor, podendo provocar a quebra da ferramenta.

5.4.2 Curva de Vida da Ferramenta

A vida da ferramenta (T) é geralmente expressa em minutos, porém em certos casos prefere-se defini-la pelo percurso de corte ou percurso de avanço. Nos experimentos deste trabalho, definiu-se a vida através do percurso de corte, pois acredita-se que este parâmetro dá uma melhor idéia do volume de cavaco gerado por vida da ferramenta. O percurso de corte (L_c) em metros é dado por:

$$L_c = V_c \cdot T \quad (5.3)$$

O percurso de avanço (L_f) em milímetros é dado por:

$$L_f = f \cdot n \cdot T \quad (5.4)$$

Onde:

V_c - velocidade de corte (m/min)

f - avanço (mm/volta)

n - rotação (rpm)

As curvas de vida da ferramenta são aquelas que expressam a vida da ferramenta (em tempo efetivo, comprimento de corte, e etc.) em função da velocidade de corte. Esta curva fornece o tempo que a ferramenta pode trabalhar até que se atinja um nível de desgaste preestabelecido. Para execução desta curva deve-se construir primeiramente gráficos auxiliares, que forneçam os desgastes da ferramenta para diferentes velocidades e tempos de corte, para uma determinada condição de trabalho. Para um critério estabelecido, por exemplo o desgaste de flanco VB_B , pode-se construir a curva dos tempos de corte efetivos para as diferentes velocidades de corte utilizadas, ou seja a curva de vida da ferramenta ($T \times V_c$) conforme mostra a Figura 5.8.

A equação simplificada de Taylor para a curva vida da ferramenta é dada por:

$$T \cdot Vc^x = K \quad (5.5)$$

Onde x e K são constantes determinadas experimentalmente em função das condições de corte.

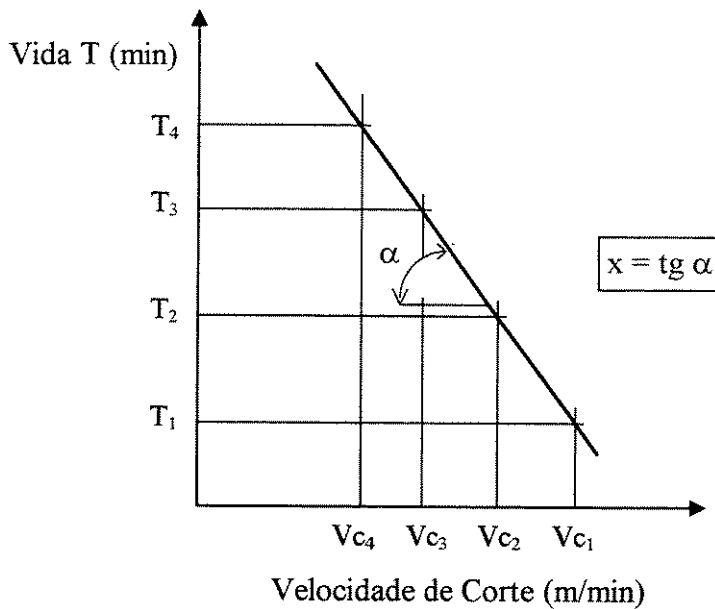


Figura 5.8 - Curva de vida de uma ferramenta de usinagem (ISO 3685, 1993).

Posteriormente ao Taylor, outros pesquisadores ao longo dos anos, estudaram o assunto no sentido de aumentar a confiabilidade da determinação da vida da ferramenta de modo analítico, como Woxen em 1932, Kronenberg em 1954, citados por Colding & König (1971).

A formula expandida da equação de Taylor, levando em consideração a influência também do avanço e da profundidade de usinagem, é dada pela Equação 5.6 (Cook, 1973).

$$T = A \cdot Vc^{-B} \cdot f^C \cdot a_p^{-D} \quad (5.6)$$

Onde, A , B , C , e D são constantes experimentais que dependem do trio ferramenta-peça-máquina, e das condições de usinagem.

Da mesma forma que diversos fatores influenciam nos mecanismos e na forma do desgaste da ferramenta, as constantes da Equação de Taylor também variam. A seguir tem-se alguns fatores que influenciam a vida das ferramentas (Shaw, 1984; Trent, 1984):

- **Quanto à peça:** natureza do material, composição química, processo de fabricação, tratamento térmico, propriedades físicas, químicas, e mecânicas, microestrutura, dimensões e forma;
- **Quanto à ferramenta:** tipo de material, composição, propriedades químicas, físicas, e mecânicas, e geometria;
- **Quanto à máquina-ferramenta:** tipo de máquina, rigidez, velocidade de corte, avanço, e profundidade de usinagem.
- **Meio refrigerante:** tipo, propriedades lubrificantes, forma de aplicação, etc.

5.5 Otimização das Condições de Usinagem

Trataremos aqui apenas uma abordagem dos procedimentos clássicos de otimização das condições de usinagem. Apesar dos materiais compósitos em estudo neste trabalho serem relativamente “novos” e ainda apresentarem elevados custos de fabricação, o crescimento de suas aplicações em várias áreas da engenharia, incentiva a realização de algumas análises sobre a otimização de suas condições de usinagem. Portanto, trataremos aqui o processo de fabricação do compósito como uma produção seriada, adotando-se os seguintes procedimentos para otimização das condições de corte:

- O avanço e a profundidade de usinagem serão escolhidos baseados em condições técnicas relacionadas ao compósito, e sob algumas considerações restritivas do sistema máquina-ferramenta-peça;
- Escolher uma velocidade de corte otimizada onde estejam em equilíbrio custo e produção. Ou seja a velocidade deve estar dentro do intervalo de máxima eficiência, que é limitado pela velocidade de mínimo custo (V_0) e pela velocidade de máxima produção ($V_{\text{máx}}$).

5.5.1 Tempos de Usinagem e Velocidade de Máxima Produção

O tempo total de usinagem de uma peça, no caso de uma máquina e uma ferramenta é (Ferraresi, 1977):

$$t_t = t_c + t_s + t_a + \frac{t_p}{Z} + \left(\frac{t_c}{T} - \frac{1}{Z}\right)t_{ft} \quad (5.7)$$

Onde:

t_t - tempo total de usinagem de uma peça;

t_c - tempo de corte;

t_s - tempo secundário (colocar e retirar a peça);

t_a - tempo de aproximação e afastamento;

t_p - tempo de preparo da máquina;

t_{ft} - tempo de troca da ferramenta;

Z - número de peças de um lote.

A velocidade de máxima produção (V_{mxp}) é a velocidade de corte onde o tempo total de usinagem de uma peça é mínimo. A Equação 5.8 de V_{mxp} é obtida derivando o tempo total de usinagem (t_t) em relação à velocidade de corte e igualando esta derivada à zero. A segunda derivada nos informa que se trata do mínimo da função tempo.

$$V_{mxp} = \sqrt[x]{\frac{K}{(x-1)t_{ft}}} \quad (5.8)$$

Segundo Pallerosi & Coppini (1975), as constantes x e K podem ser obtidas através do número peças e consequentemente do comprimento de corte usinado para duas velocidades de corte, conforme as Equações 5.9 e 5.10.

$$x = \frac{\log(Lc_i / Lc_{i+1})}{\log(Vc_{i+1} / Vc_i)} + 1 \quad (5.9)$$

$$K = \frac{Lc_i}{Vc_i} Vc_i^x \Rightarrow K = Lc_i \cdot Vc_i^{x-1} \quad (5.10)$$

5.5.2 Custo de Usinagem por Peça e Velocidade de Mínimo Custo

São vários os custos envolvidos na produção de uma peça, podendo ser classificados em duas categorias: aqueles envolvidos com o processo propriamente dito (máquina, operador, ferramentas) e aqueles que não envolvem diretamente o processo, tais como: matéria-prima, mão de obra indireta, e etc. Portanto, analisando apenas a primeira categoria de custos tem-se que o custo de usinagem por peça é dado por (Ferraresi, 1977; Novaski, 1989):

$$C_p = C_{us} + C_{um} + C_{uf} \quad (5.11)$$

Onde:

C_p - custo de usinagem por peça;

C_{us} - custo de mão de obra de usinagem;

C_{um} - custo da máquina (depreciação, manutenção, energia consumida, etc.);

C_{uf} - custo da ferramenta.

Sendo:

S_h - salário e encargos do operador (\$/hora);

S_m - custo total da máquina (\$/hora);

C_{ft} - custo da ferramenta por vida;

C_{af} - custo de afiação (\$)

C_{pf} - preço do porta-ferramenta (\$)

C_f - preço da ferramenta (\$)

n_1 - número de vidas da ferramenta;

n_2 - número de afiações;

n_{pf} - número de vidas do porta-ferramentas.

Temos:

$$C_p = t_t \frac{(S_h + S_m)}{60} + \frac{t_c}{T} C_{ft} \quad (5.12)$$

Sendo:

$$C_{ft} = \frac{C_f}{n_1} + C_{af} \frac{n_2}{n_1} + \frac{C_{pf}}{n_{pf}} \quad (5.13)$$

Analogamente como na V_{mxp} , a velocidade de mínimo custo (V_0) é obtida através da derivada da função custo de usinagem (C_p) em relação à velocidade de corte, obtendo assim a Equação 5.14.

$$V_0 = \sqrt[x]{\frac{C_2 K}{60 \cdot (x-1) \cdot C_3}} \quad (5.14)$$

sendo:

$$C_2 = S_h + S_m; \quad C_3 = C_{ft} + \frac{t_f}{60} (S_h + S_m) \quad (5.15)$$

5.5.3 Intervalo de Máxima Eficiência

De posse das velocidades de mínimo custo e de máxima produção tem-se o intervalo de máxima eficiência na Figura 5.9.

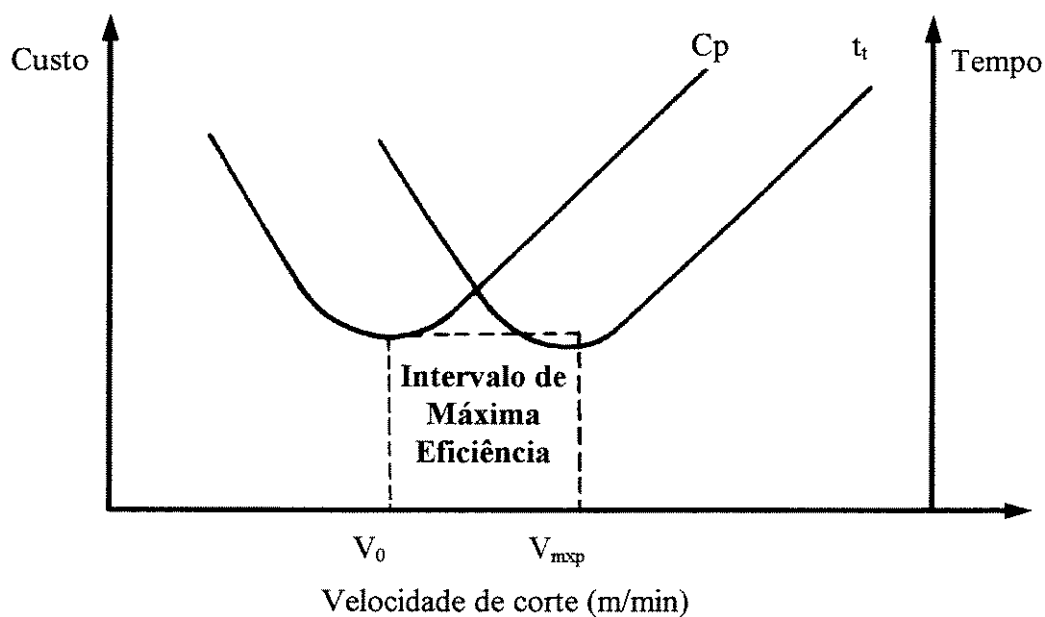


Figura 5.9 - Intervalo de máxima eficiência (Ferraresi, 1977).

Observa-se que sempre que for possível é interessante trabalhar dentro do intervalo de máxima eficiência, pois neste intervalo, produção e custos estão intimamente relacionados. Vilella (1989) propôs uma metodologia para determinar a melhor velocidade de corte pela máxima produção. Mostrou-se neste trabalho que, é suficiente utilizar como referência válida, somente o lado direito do intervalo de máxima eficiência, ou seja a velocidade de máxima produção (V_{mxp}). No entanto, neste trabalho utilizou-se a metodologia de otimização nos dois extremos do intervalo de eficiência, para V_0 e V_{mxp} . Esta metodologia usa a determinação das constantes $\underline{x}$ e $\underline{K}$ de Taylor pela Equação 5.9 e 5.10, onde adota-se uma velocidade de corte inicial V_{c_i} obtendo um comprimento de corte usinado L_{c_i} para um critério de vida preestabelecido. Aumenta-se a velocidade de corte em torno de 20% ($V_{c_{i+1}}$) obtendo-se $L_{c_{i+1}}$. Assim, de posse de x e K para o intervalo, obtém-se as velocidades de corte V_0 e V_{mxp} . Repete-se este processo iterativo até que a velocidade de corte calculada esteja dentro do intervalo, e assim, obtém-se a velocidade de corte otimizada. Neste trabalho, a obtenção da velocidade de corte otimizada será de grande valia, em detrimento dos poucos dados de corte sobre os compósitos RFC.

Capítulo 6

Procedimento Experimental

6.1 Materiais

Neste trabalho foram ensaiados em operação de torneamento três compósitos reforçados com fibras de carbono, sendo eles:

- Resina fenólica reforçada com fibras de carbono picada (PRFC-FP);
- Resina fenólica reforçada com fibras de carbono bobinada (PRFC-FB);
- Carbono reforçado com fibras de carbono (Carbono-Carbono, C/C).

A seguir tem-se a descrição dos materiais compósitos PRFC-FP, PRFC-FB, e C/C.

6.1.1 Material Compósito PRFC-FP

O compósito PRFC-FP utilizado neste trabalho é empregado como protetor térmico da tubeira do veículo lançador de satélite (VLS) construído pelo Instituto de Aeronáutica e Espaço do Centro Técnico Aeroespacial (IAE/CTA-S. J. Campos-SP). Pela tubeira passam os gases quentes provenientes da queima do propelente sólido do foguete. Por isto, os materiais nela utilizados necessitam possuir alta resistência à ablação. A Figura 6.1 mostra em detalhe as dimensões nominais do material PRFC-FP utilizado como corpo de prova. A tubeira do VLS é uma peça axissimétrica constituída basicamente por três materiais, empregados em diferentes locais da mesma: (i) compósito carbono-carbono (C/C) na região da garganta; (ii) compósito

carbono/fenólica (PRFC-FP) na região intermediária; e (iii) uma proteção metálica em aço na superfície externa. Esta proteção metálica externa foi previamente usinada, portanto não consta da Figura 6.1.

O compósito PRFC-FP é um conjugado de mantas de fibras de carbono picadas, cortadas na forma de quadrados de 5x5 (cm) aproximadamente e impregnadas com resina fenólica. O compósito é polimerizado sob pressão de cerca de 70 bar, na temperatura de 175 °C, seguido de um tratamento térmico de estabilização pós-contração de 12 a 36 horas. A Tabela 6.1 mostra as especificações da matriz, reforço e do compósito PRFC-FP.

Tabela 6.1 - Especificações técnicas do compósito PRFC-FP.

Matriz	Descrição
Resina	Fenólica
Tipo	Resol
Solvente	Alcool etílico
Teor de sólidos	64% a 65%
Viscosidade à 20°C	480-514 Cp
Densidade	1,095 a 1,099 g/cm ³
Pré-impregnado (Prepreg)	
Tecido de fibra carbono	Torayca cloth 6341 (Toray)
Teor de resina, em volume	38% a 42%
Teor de voláteis	3% a 6%
Compósito PRFC-FP	
Densidade	1,5 a 1,6 g/cm ³
Teor de resina, em volume	40%
Teor de material não curado	< 0,5%
Dureza	> 50 shore D

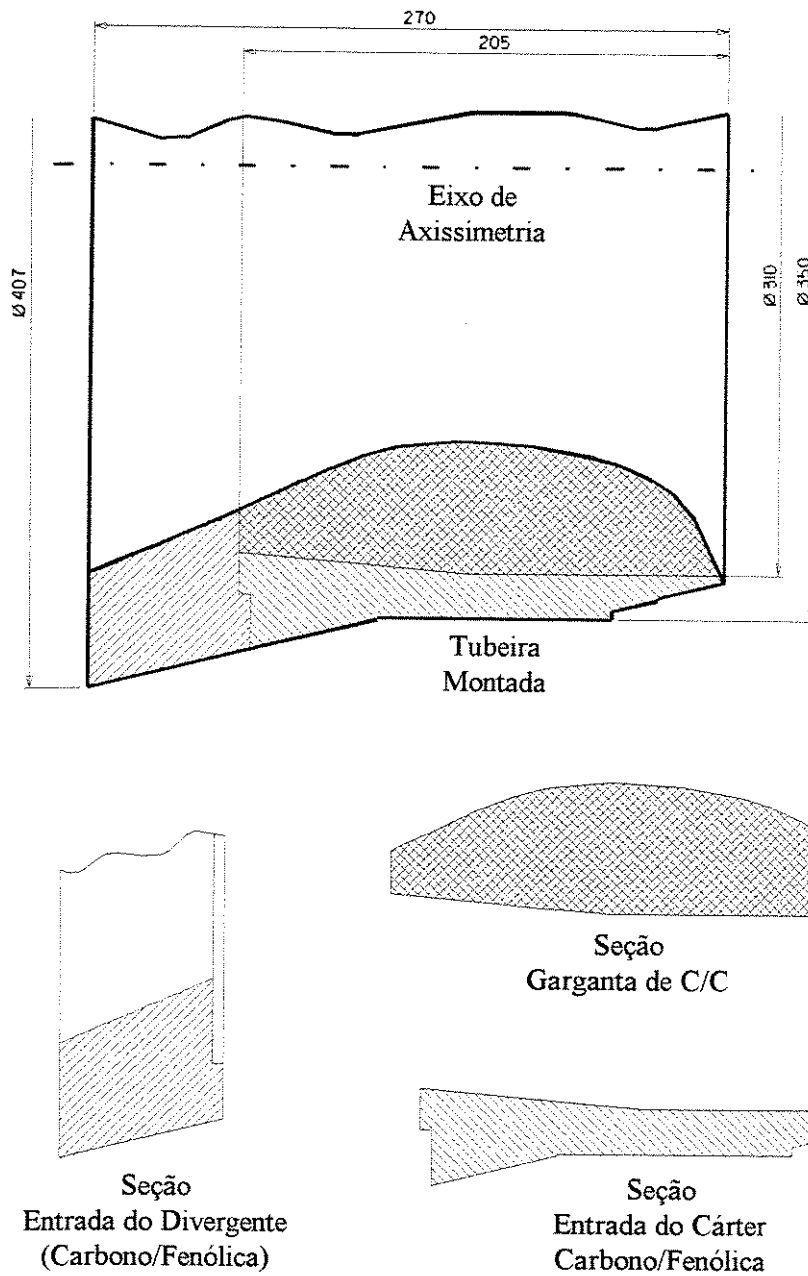


Figura 6.1 Corpo de prova do composto carbono/fenólica (PRFC) - Tubeira do VLS.

6.1.2 Material Compósito PRFC-FB

O composto PRFC-FB utilizado como corpo de prova neste trabalho também é oriundo de uma tubeira do VLS (IAE/CTA). Nesta tubeira o material que envolve a garganta de carbono-carbono é constituído por um composto de resina fenólica reforçada com fibras de carbono

bobinadas. A região de carbono/fenólica apresentada na Figura 6.1, neste compósito, possui fibras bobinadas. O material compósito PRFC-FB é confeccionado com tecido pré-impregnado de carbono que sofre um pré-aquecimento na temperatura de 80°C e uma pressão prévia para auxiliar a compactação do bobinado. Depois de bobinado, o compósito é envolvido por uma camisa de borracha, para em seguida ser curado em uma hidroclave. Durante a cura o compósito PRFC-FB fica sujeito à pressão de 70 bar, temperatura de 175°C, durante 3 horas. A tabela 6.2 ilustra as especificações da matriz, reforço e do compósito PRFC-FB.

Tabela 6.2 - Especificações técnicas do compósito PRFC-FB.

Matriz	Descrição
Resina	Fenólica
Tipo	Resol
Solvente	Etanol
Teor de sólidos	55% a 65%
Viscosidade à 20°C	900 a 1200 Cp
Densidade	1,05 a 1,15 g/cm ³
Pré-impregnado (Pre-preg)	
Tecido de fibra carbono	Torayca cloth 6341 (Toray)
Teor de resina, em massa	38% a 42%
Teor de voláteis	3% a 6%
Compósito PRFC-FB	
Densidade	1,4 a 1,5 g/cm ³
Teor de resina, em massa	35% a 40%
Teor de material não curado	< 0,5%
Dureza	> 50 shore D

6.1.3 Compósito C/C

A parte interna da tubeira do foguete (VLS), ou seja, a garganta, é constituída pelo compósito C/C em função de suas interessantes propriedades em elevadas temperaturas. O componente de compósito C/C é constituído de uma pré-forma hexagonal com reforços em quatro direções (u, v, w e z) de varetas de C/C, conforme ilustra a Figura 6.2. O processo de densificação do compósito C/C passou pelos processos de impregnação líquida com resina fenólica e piche, e por infiltração gasosa (CVD), alcançando uma densidade de $1,8 \text{ g/cm}^3$. As propriedades físicas do compósito C/C, tais como: coeficiente de expansão linear (α'), capacidade térmica (C'), coeficiente de condutividade térmica (λ); e propriedades mecânicas: resistência à compressão (σ_c) e módulo de elasticidade (E), estão apresentadas na Tabela 6.3. Depois de pré-usinado para retirar o invólucro metálico e a parte de compósito PRFC, tem-se o compósito C/C nas dimensões da Figura 6.3.

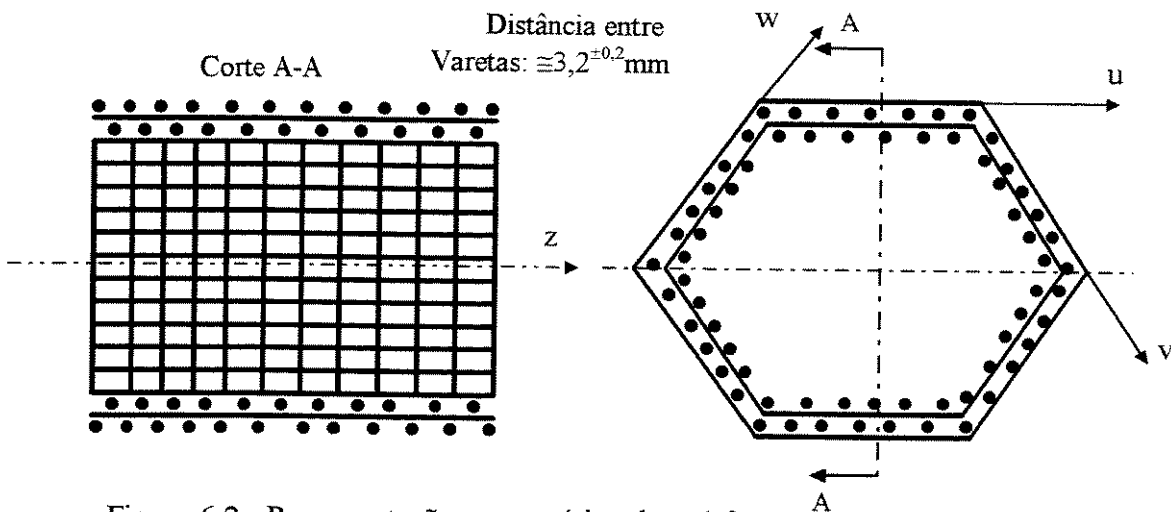


Figura 6.2 - Representação esquemática da pré-forma hexagonal do compósito C/C.

Tabela 6.3 - Propriedades do compósito C/C nas respectivas direções do reforço na pré-forma.

Temperatura, °C	20	500	1000	1500	2000	2500	3000
$\alpha'_z (10^{-6}/K)$	0,75	1,5	1,8	2,8	5,1	7,8	10
$C' (KJ/Kg.K)$	0,68	1,59	1,92	2,02	2,09	2,13	2,16
$\lambda_{(u,v,w)} (W/m.K)$	6	8,6	11,4	14	17,8	22	40
$\lambda_z (W/m.K)$	10,7	12,2	15,2	19	25	31,3	40
$\sigma_c^{(u,v,w)} (MPa)$	150	-	153	178	140	-	-
$\sigma_c^{(z)} (MPa)$	250	-	250	300	230	-	-
$E^{(u,v,w)} (GPa)$	18	-	18	18	15	10	5
$E^{(z)} (GPa)$	42	-	42	42	35	24	12

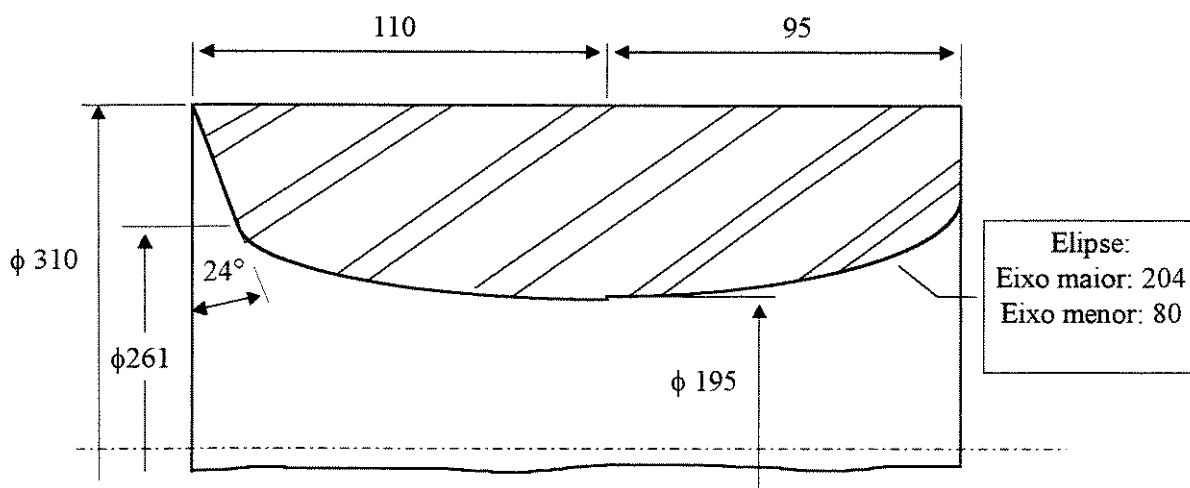


Figura 6.3 - Dimensões do corpo de prova de compósito C/C.

6.2 Ferramentas e Dispositivos

Na operação de torneamento dos compósitos PRFC-FP, PRFC-FB, e C/C foram utilizadas oito materiais de ferramentas diferentes, conforme descrição a seguir (NN, 1993/1994):

- Metal duro classe ISO K10 sem cobertura - (H1P/Sandvik);
- Metal duro classe ISO K15 com cobertura de TiC e Al_2O_3 - (GC3015/Sandvik);
- Metal duro classe ISO P15 com cobertura de Ti(C,N), Al_2O_3 , e TiN - (GC 415/Sandvik);

- Cerâmica branca ($\text{Al}_2\text{O}_3+\text{ZrO}_2$) - (CC620/Sandvik);
- Cerâmica mista ($\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiC}$) - (CC650/Sandvik);
- Cerâmica reforçada com whiskers de carbetto de silício ($\text{Al}_2\text{O}_3+\text{SiC}_w$) - (CC670-Sandvik)
- Nitreto de boro cúbico (PCBN) - (Borazon 8100/GE);
- Diamante policristalino (PCD) - (Compax 1600/GE).

A geometria das ferramentas utilizadas apresentam as seguintes especificações segundo a norma ISO 1832/1985:

- Inserto ISO SNGN 120408 (metal duro, PCBN, PCD)
- Inserto ISO SNGN 120408 T01020 (cerâmica mista, cerâmica reforçada com whiskers)
- Inserto ISO SNGN 120708 T02520 (cerâmica branca)
- Inserto ISO SNUN 120408 com afiação especial ($\gamma_0=15^\circ$, $\lambda_s=14^\circ$) (PCD(+))

Porta-ferramenta: BT25 CSRNR 254012-IC ($\chi_r=75^\circ$, $\gamma_0=-6^\circ$, $\lambda_s=-4^\circ$)-(Sistema BTS/Sandvik)

Para fixação do corpo de prova no torno utilizou-se um dispositivo placa/ponto conforme ilustrado na Figura 6.4.

6.3 Equipamentos e Instrumentos

• Máquina-Ferramenta

Os ensaios foram realizados em um torno CNC, marca ROMI, modelo Cosmos 30, de 22 KW de potência, com rotação máxima de 3000 rpm (Figura 6.5).

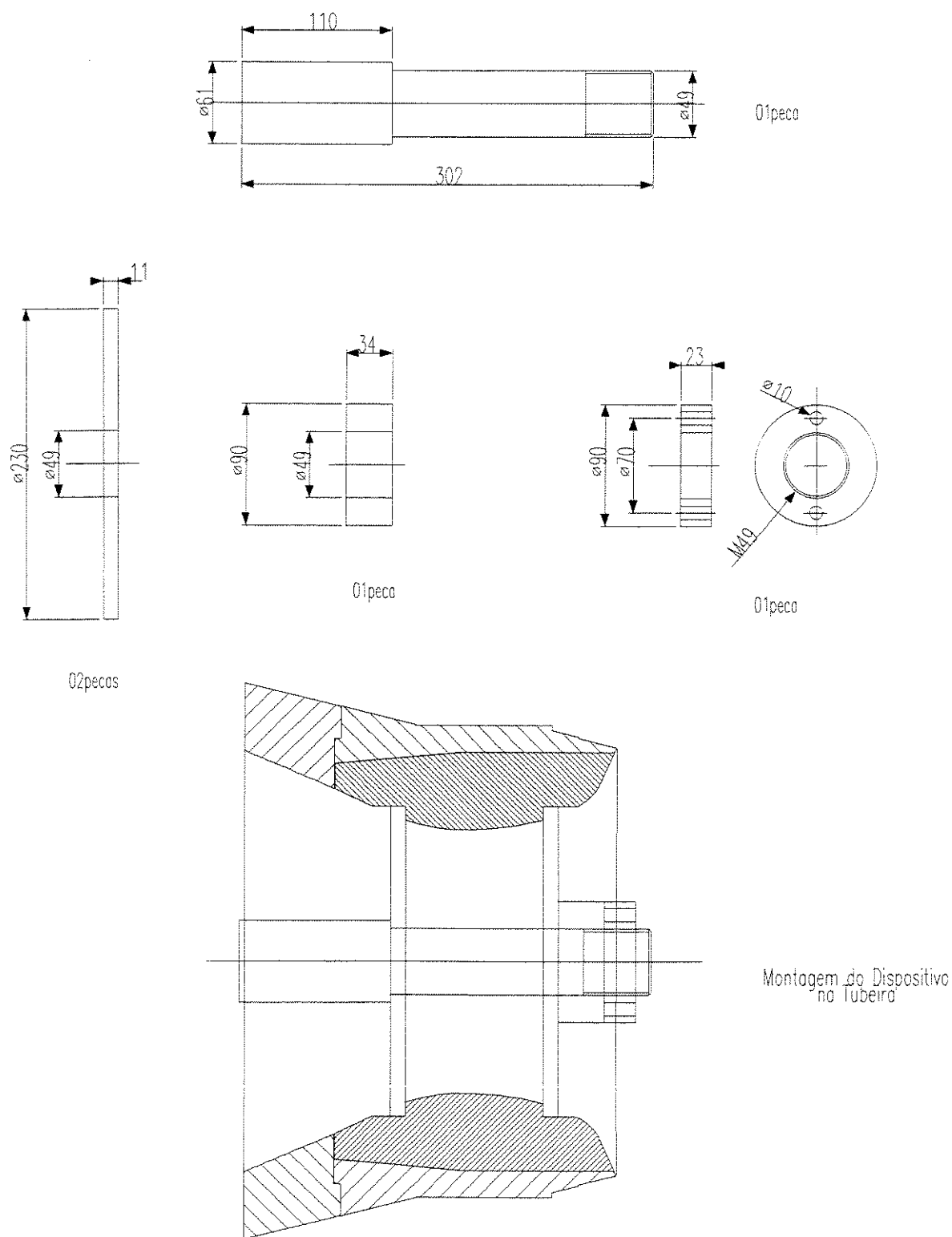


Figura 6.4 - Dispositivo de fixação dos compósitos PRFC e C/C.



Figura 6.5 - Torno CNC utilizado nos ensaios.

- **Dinamômetro**

Para as medidas das forças de corte e avanço utilizou-se um dinamômetro com extensômetros elétricos, com cabeça intercambiável, de dois canais, e leitura de 0 a 2000 N. Antes dos ensaios foi realizada uma calibração estática deste dinamômetro.

- **Sensor de Efeito Hall/Redutor de Tensão**

Para medição da corrente elétrica do motor principal utilizou-se um sensor de efeito Hall na entrada elétrica do motor principal da máquina, transformando 1 (A) para 0,1 (V). Um redutor de tensão transformou a tensão de alimentação da máquina na relação de 1:100.

- **Microscópio**

Para observação dos desgastes e avarias das ferramentas utilizou-se um microscópio óptico e um microscópio eletrônico de varredura (MEV).

- **Rugosímetro**

Para medição da rugosidade Ra e Rmax dos compósitos utilizou-se um rugosímetro portátil digital Mitutoyo Surf Test 211 (*cut-off* de 0,8 mm).

- **Aspirador de Pó/Equipamentos de Proteção Individual**

Para remoção de parte do pó utilizou-se um aspirador industrial de 3000 l/min de sucção com filtro seco, e para proteção do operador/pesquisador utilizou-se máscaras, óculos, aventais, e luvas.

- **Sistema de Aquisição de Dados**

Para a aquisição de dados das forças de corte e avanço, da corrente elétrica, e da tensão do motor principal da máquina, utilizou-se um microcomputador com o software LABVIEW, placa de aquisição Lab-PC+/NI-DAQ, da *National Instruments*. Para cada condição de usinagem foram realizadas várias aquisições de dados conforme ilustra o esquema da Figura 6.6. Em cada aquisição foram coletados 100 pontos, numa frequência de amostragem de 100 Hz em quatro canais, sendo 2 canais foram usadas para forças de corte e avanço e 2 canais para aquisição dos sinais de corrente e tensão do motor da máquina. A Figura 6.6 apresenta o esquema dos equipamentos e instrumentos utilizados nos ensaios.

Através dos canais de aquisição de tensão (V) e corrente elétrica (I) de armadura, obteve-se a potência elétrica (P_{el}) consumida pela motor principal da máquina (Braga, 1992), e de maneira indireta a potência de corte (P_c), e a força de corte (F_c) (Equações 6.1 e 6.2).

$$P_{el} = V \cdot I = \frac{P_c}{\eta} = \frac{F_c \cdot V_c}{\eta} \quad (6.1)$$

$$F_c = \frac{V \cdot I}{V_c} \cdot \eta \quad (6.2)$$

A magnitude das forças de corte na usinagem do compósito RFC são relativamente baixas (Koplev et al., 1983; Masuda et al., 1993; Alaudim, 1995), e estão numa faixa de menor sensibilidade do dinamômetro. Portanto, os valores adquiridos da potência elétrica auxiliaram na confirmação dos valores de força de corte obtidos pelo dinamômetro.

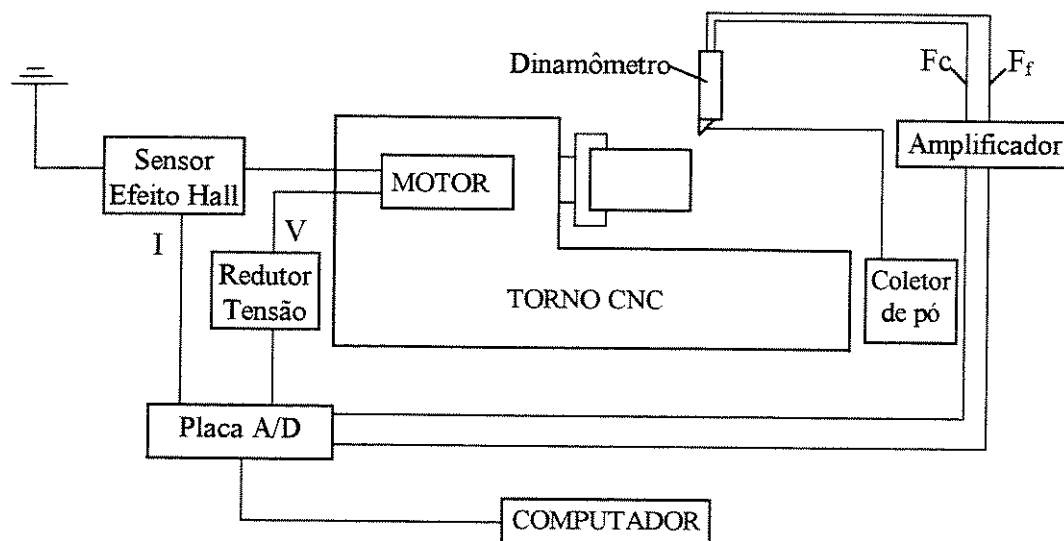


Figura 6.6 - Esquema do sistema de aquisição de dados utilizado nos ensaios.

6.4 Metodologia Experimental

6.4.1 Torneamento do Compósito PRFC-FP

• Comportamento das Ferramentas

Nestes ensaios fez-se uma comparação do desempenho de sete materiais de ferramentas diferentes, sejam elas: metal duro ISO K10 sem cobertura, metal duro K15 e P15 com cobertura, cerâmica branca, cerâmica mista, PCBN, e PCD. Primeiramente estipulou-se condições de velocidade de corte $V_c = 310$ m/min, avanço $f = 0,12$ mm/v, e profundidade de usinagem $a_p = 1$ mm, constantes para todas as ferramentas. Adotou-se uma velocidade de corte relativamente elevada para acelerar o desgaste das ferramentas, e avanço e profundidade de usinagem baixos, pois geralmente estes compósitos são moldados próximo das dimensões finais da peça. Para cada

condição de ensaio ferramenta-peça, foram medidos o desgaste da ferramenta, as componentes da força de corte e avanço, e a potência elétrica consumida através da medida da corrente e da tensão elétrica. Com isto observou-se a variação do desgaste das ferramentas e das forças com o comprimento de corte usinado.

Uma medida grosseira do desgaste foi avaliada por uma lupa com aumento de 8 vezes. Uma medida mais precisa foi realizada em um microscópio óptico e/ou microscópio eletrônico de varredura (MEV). A frequência das medidas do desgaste variou com o comportamento de cada ferramenta na usinagem. Os esforços de corte foram medidos via sistema de aquisição de dados em intervalos de tempos pré-fixados do início ao fim da vida das ferramentas.

• **Influência das Condições de Corte na Vida da Ferramenta de Metal duro**

Nestes ensaios verificou-se o comportamento da vida da ferramenta de metal duro K10 com a variação da velocidade de corte, avanço e profundidade de usinagem. Optou-se pela ferramenta de metal duro devido ao elevado desgaste sofrido por esta ferramenta nos ensaios anteriores, o que fez reduzir o tempo de ensaio. Nos testes de velocidade de corte utilizou-se as seguintes condições de corte: $V_c = 50, 65, 80, 100, 120, 150, 200, 250, \text{ e } 310 \text{ m/min}$, $f = 0,12 \text{ mm/v}$, e $a_p = 1 \text{ mm}$. Nos testes de influência do avanço na vida da ferramenta, empregou-se as condições: $f = 0,08, 0,10, 0,15, 0,20, 0,25, \text{ e } 0,30 \text{ mm/v}$, $V_c = 235 \text{ m/min}$, e $a_p = 1 \text{ mm}$. Nos testes de profundidade de usinagem têm-se as seguintes condições: $a_p = 0,5, 1, 2, \text{ e } 3 \text{ mm}$, $V_c = 235 \text{ m/min}$, e $f = 0,2 \text{ mm/v}$. Neste conjunto de ensaios além da vida da ferramenta através da medida do desgaste, observou-se a variação dos esforços de corte em função da velocidade de corte, avanço, e profundidade de usinagem.

• **Ensaio de Repetitividade**

Em duas condições de velocidade de corte $V_c = 135 \text{ m/min}$ e $V_c = 235 \text{ m/min}$ ($f = 0,12 \text{ mm/v}$, $a_p = 1 \text{ mm}$) com ferramenta de metal duro K10, realizou-se três ensaios para verificar o nível repetitividade dos ensaios. Além destes, nas demais condições de corte com outras ferramentas e

materiais compósitos, foram realizadas uma réplica de forma aleatória. Durante os ensaios mediram-se o desgaste da ferramenta e os esforços de corte e a potência elétrica.

- **Acabamento Superficial**

Nos ensaios de acabamento superficial verificou-se a influência da velocidade de corte e do avanço na rugosidade R_a e R_{max} do compósito PRFC-FP. Na primeira etapa de testes variou-se a velocidade de corte: $V_c = 100, 150, 200, 250$, e 300 m/min, para os avanços $f = 0,05$ e $0,1$ mm/v, e $a_p = 0,5$ mm. Na segunda etapa variou-se o avanço nas condições: $f = 0,05, 0,10, 0,15, 0,20$, e $0,25$ mm/v, para $V_c = 200$ m/min, $a_p = 0,5$ mm. As duas etapas de testes foram realizados com ferramentas de PCD positiva e negativa. Durante os ensaios acompanhou-se o nível de desgaste da ferramenta de PCD e os esforços de corte. Os parâmetros verticais de rugosidade R_a e R_{max} foram medidos em vários pontos da superfície cilíndrica da peça em regiões localizadas na direção radial a cada 60° , e em quatro pontos na direção axial. A Figura 6.7 mostra a peça e o equipamento na medida da rugosidade.

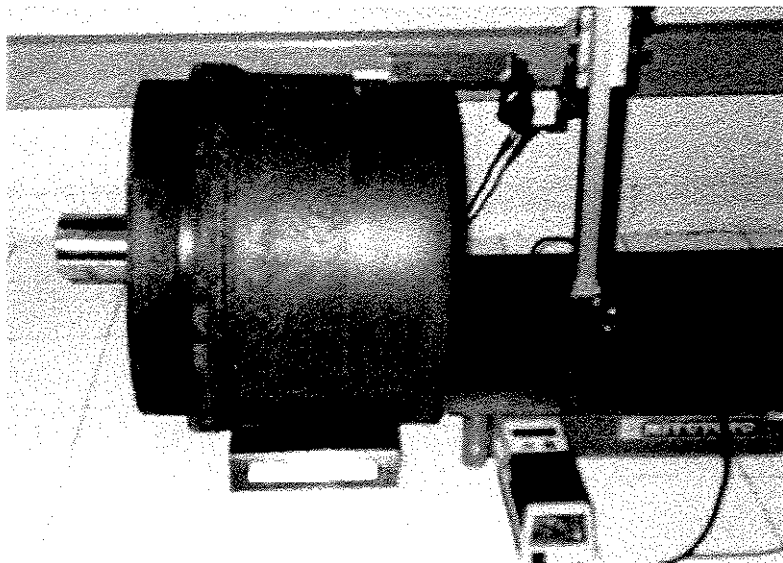


Figura 6.7 - Medida de rugosidade do compósito PRFC-FP

6.4.2 Torneamento do Compósito PRFC-FB

- **Comportamento das Ferramentas**

Nos ensaios de torneamento do compósito PRFC-FB utilizou-se três ferramentas: metal duro K10 sem cobertura, cerâmica mista e PCD. As condições de corte usadas e monitoradas foram as mesmas do compósito PRFC-FP, ou sejam, $V_c = 310$ m/min, $f = 0,12$ mm/v, $a_p = 1$ mm, sendo medidos o desgaste das ferramentas e os esforços de corte via dinamômetro e potência elétrica consumida pela máquina.

- **Vida da Ferramenta de Metal Duro**

Como o compósito PRFC-FB apresentou menor abrasividade que o PRFC-FP, obteve-se a curva de vida do metal duro K10 no torneamento do PRFC-FB ensaiando-se nas velocidades de corte: $V_c = 100, 140, 200$, e 310 m/min, avanço $f = 0,12$ mm/v, e $a_p = 1$ mm. Observou-se durante os ensaios o desgaste da ferramenta e os esforços de corte.

- **Acabamento Superficial do Compósito PRFC-FB**

Nestes ensaios verificou-se a influência da velocidade de corte e do avanço na rugosidade R_a e R_{max} do compósito PRFC-FB. Nos testes das velocidades de corte ($V_c = 150, 200$, e 250 m/min) utilizou-se duas ferramentas de PCD, uma nova e uma com desgaste $VB_{max} = 0,05$ mm, para verificar a influência do desgaste do PCD na rugosidade, mantendo-se constantes $f = 0,05$ mm/v e $a_p = 1$ mm. Nos testes com avanço variável ($f = 0,05, 0,1, 0,15, 0,20$, e $0,25$ mm/v, $V_c = 200$ m/min, $a_p = 0,5$ mm) usou-se uma ferramenta de PCD nova, para efeito de comparação das medidas de rugosidade entre os compósitos PRFC-FB e PRFC-FP. As medidas de rugosidade foram realizadas de maneira análoga como descrito para o compósito PRFC-FP, e os valores das forças também foram observados na operação de acabamento com ferramentas de PCD.

6.4.3 Torneamento do Compósito C/C

Da mesma forma que nos procedimentos experimentais dos compósitos PRFC-FP e PRFC-FB, para o compósito C/C realizou-se vários ensaios com sete diferentes materiais de ferramentas, tais como: metal duro K10 sem cobertura, K15 e P15 com cobertura, cerâmica mista, cerâmica reforçada com whiskers de SiC, PCBN, e PCD. As condições de corte foram as mesmas usadas para os compósitos PRFC-FP e PRFC-FB, para se ter um poder de comparação entre os três compósitos, $V_c = 310$ m/min, $f = 0,12$ mm/v, e $a_p = 1$ mm. Durante os ensaios observou-se os desgastes das ferramentas, os esforços de corte, e a potência elétrica consumida pela máquina. A Figura 6.8 mostra a peça de compósito C/C montada no dispositivo e fixada no torno.

- **Condições de Corte**

Nestes ensaios verificou-se a influência da velocidade de corte e do avanço no desgaste das ferramentas de metal duro K10. As velocidades de corte ensaiadas foram: $V_c = 150, 200, 250, 310, 500, 650$, e 800 m/min, para $f = 0,12$ mm/v e $a_p = 1$ mm constantes. Nos testes com variação de avanço ($f = 0,025, 0,05, 0,12$, e $0,20$ mm/v) manteve-se a velocidade de 500 m/min constante, pois nesta condição se teve o menor desgaste da ferramenta. A profundidade de usinagem $a_p = 1$ mm foi mantida praticamente constante nos ensaios de todos os compósitos, exceto nos ensaios de operação de acabamento ($a_p = 0,5$ mm) e no estudo da variação da profundidade de usinagem no compósito PRFC-FP. Uma avaliação do tipo de cavaco formado durante a usinagem foi realizada para os três compósitos: PRFC-FP, PRFC-FB, e C/C.

- **Acabamento Superficial do Compósito C/C**

Da mesma forma que descrito anteriormente, observou-se a variação da rugosidade R_a e R_{max} do compósito C/C em função do avanço e da velocidade de corte. Primeiramente variou-se o avanço $f = 0,025, 0,05, 0,10, 0,20, 0,30$ mm/v, mantendo-se constante $V_c = 500$ m/min e $a_p = 0,5$ mm. Na segunda parte variou-se a velocidade de corte $V_c = 200, 300, 500$, e 650 m/min, mantendo-se constante $f = 0,05$ mm/v e $a_p = 0,5$ mm. Nestes ensaios foram utilizadas ferramentas

de PCD positiva. As medidas de rugosidade no compósito C/C foram realizadas na direção z em três regiões distintas: (i) medida sobre a vareta de C/C; (ii) medida na direção perpendicular à uma fila de varetas; e (iii) medida na direção perpendicular às duas filas de varetas. A Figura 6.9 ilustra o processo de medição da rugosidade no compósito C/C. Como a pré-forma do compósito C/C é hexagonal, a medida de rugosidade foi efetuada a cada 60° na direção radial; e em quatro pontos na direção axial z do compósito.

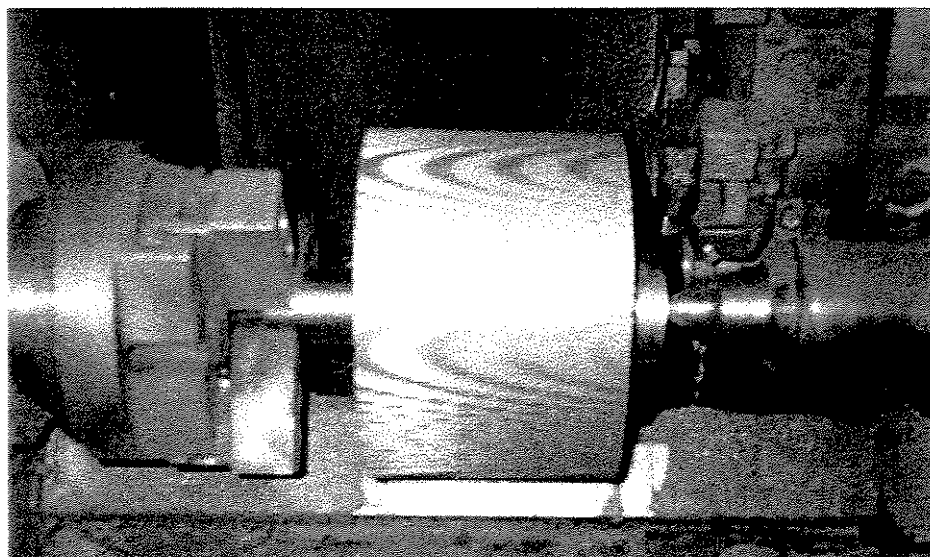


Figura 6.8 - Corpo de prova de compósito C/C fixado no torno.

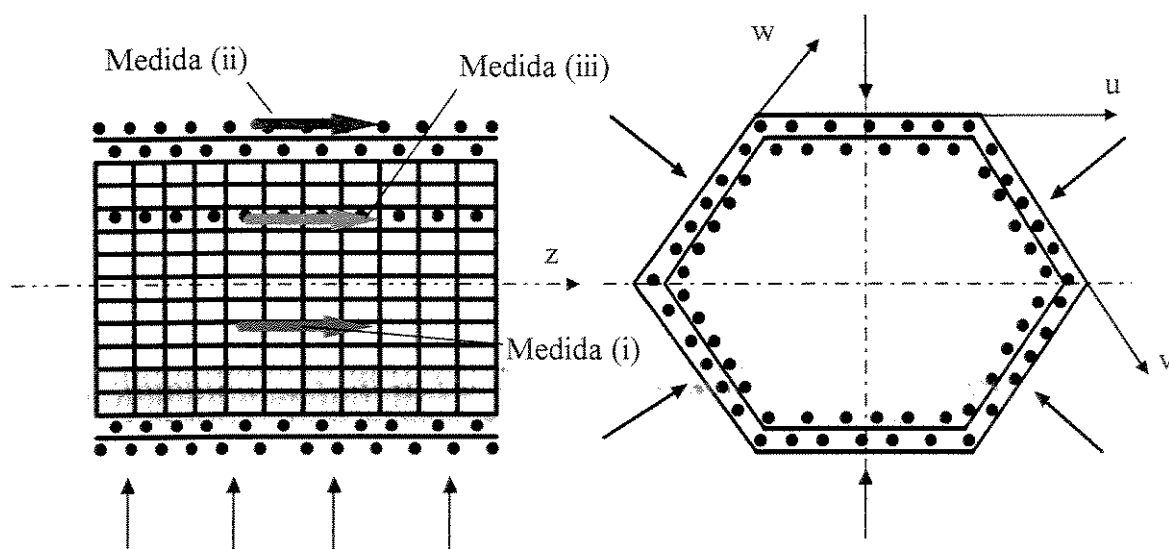


Figura 6.9 - Operação de medição de rugosidade no compósito C/C.

Capítulo 7

Resultados e Discussões

Os resultados e as discussões serão apresentadas em quatro itens referentes aos três compósitos usinados, como descrito a seguir:

7.1 Torneamento do compósito PRFC-FP - Neste tópico serão avaliados: o desempenho das ferramentas de corte; os tipos de desgastes; o tipo de cavaco; a evolução das forças de corte e avanço; e a influência da velocidade de corte, avanço, e profundidade de usinagem na vida das ferramentas e no acabamento superficial do compósito.

7.2 Torneamento do compósito PRFC-FB - Neste tópico serão estudados o comportamento de algumas ferramentas em determinadas condições de corte. Sendo analisadas a vida das ferramentas, as forças de corte e avanço, e o acabamento superficial do compósito;

7.3 Torneamento do compósito C/C - Neste item, primeiramente serão apresentados o desempenho de várias ferramentas, analogamente como no caso do PRFC-FP. Em seguida serão observados a influência da velocidade de corte e do avanço na vida da ferramenta de metal duro, o tipo de cavaco formado, e o comportamento do acabamento superficial em função da orientação das fibras na pré-forma;

7.4 Comparação entre a usinabilidade dos compósitos: Neste item será realizada uma análise comparativa entre o desempenho das ferramentas de metal duro, cerâmica mista, e PCD, no torneamento dos três compósitos: PRFC-FP, PRFC-FB, e C/C.

7.1 Torneamento do Compósito PRFC-FP

7.1.1 Comportamento das Ferramentas

A Figura 7.1 mostra os resultados de diversos ensaios para verificar o desempenho de vários materiais de ferramentas de corte no torneamento do compósito PRFC-FP. Em geral, com exceção do diamante policristalino (PCD), todas as ferramentas apresentaram elevados desgastes para um baixo valor de comprimento e/ou tempo de corte. As ferramentas de metal duro com e sem cobertura apresentaram desempenho similares. O nitreto de boro cúbico policristalino (PCBN) ficou próximo ao comportamento da cerâmica branca ($\text{Al}_2\text{O}_3+\text{ZrO}_2$), devido ao fato que o PCBN utilizado (Borazon 8100) apresenta uma fase cerâmica (TiC) em torno de 30%. Da mesma forma, a cerâmica mista ($\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiC}$) teve um desgaste maior que a cerâmica branca, devido aos possíveis desgastes por difusão e ruptura de aderência envolvendo o carbetto de titânio (TiC) (Santhanakrishnan, et al. (b), 1993). O melhor desempenho foi apresentado pela ferramenta de diamante (PCD).

Os elevados desgastes sofridos pelas ferramentas durante os ensaios deve-se ao fato de que os materiais compósitos PRF geralmente são muito abrasivos quando usinados, principalmente os reforçados com fibras de carbono (PRFC). O mecanismo de corte destes materiais difere dos materiais metálicos, pois sua estrutura é heterogênea, e neste caso o compósito PRFC-FP é um conjugado de matriz de resina fenólica reforçada com fibras de carbono, que estão dispersas aleatoriamente no compósito, tornando-o ainda mais abrasivo às ferramentas durante o corte (Coppini et al. (a), 1996).

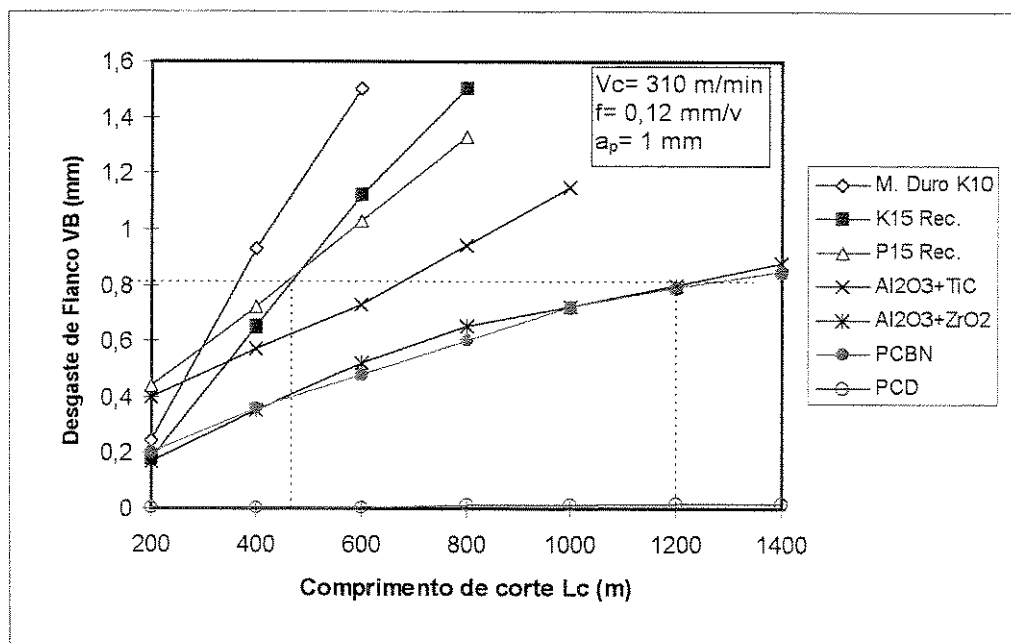


Figura 7.1 - Desgastes das ferramentas em torneamento de compósito PRFC-FP.

Apesar da ferramenta de PCD ter apresentado melhor desempenho em termos de maior vida e menor força de usinagem, é pertinente se fazer uma análise de custo-benefício para escolha da ferramenta, pois o preço da aresta de PCD é relativamente superior a aresta de metal duro recoberto e cerâmica branca (Coppini & Ferreira, 1997). Assim, fazendo um levantamento dos dados sobre o torneamento de desbaste do compósito PRFC-FP, pode-se fazer uma análise dos custos relativos à usinagem entre as ferramentas que melhor comportaram-se dentro de suas classes sejam elas: metal duro K15 com cobertura, cerâmica branca, e PCD. A tabela 7.1 apresenta os tempos e custos de usinagem para cada ferramenta.

Para realizar uma análise de custos de usinagem entre as ferramentas utilizou-se os resultados da Figura 7.1, considerando uma peça hipotética de comprimento de corte $L_c = 350 \text{ m}$. Adotando-se o critério de fim de vida, o desgaste de flanco $VB = 0,8 \text{ mm}$ para as ferramentas de metal duro e cerâmica; e $VB = 0,2 \text{ mm}$ para a ferramenta de PCD. Os valores de tempos e custos mostrados na Tabela 7.1 indicam que o PCD apresentou o menor custo de usinagem por peça ($C_p = \text{US\$}1,56$) entre as ferramentas ensaiadas. Isto abrange as demais ferramentas de cerâmicas e de metal duro que apresentaram pior desempenho. Assim, para uma menor relação custo/benefício, o diamante mostrou ser a melhor das ferramentas testadas, tanto quanto ao

desempenho técnico, como ao menor custo de usinagem por peça no torneamento do compósito PRFC-FP (Ferreira et al. (c), 1997).

Tabela 7.1 - Tempos e Custos de usinagem para o compósito PRFC-FP.

Item	M.D. K15 Rec.	Al ₂ O ₃ +ZrO ₂	PCD
Tempo de corte t_c (min)	1,13	1,13	1,13
Tamanho do lote Z (Nº de peças)	170	170	170
Tempos improdutivos $t_i=t_s+t_a+t_p/Z$ (min)	1,0	1,0	1,0
Tempo de troca da ferramenta t_{ft} (min)	1,5	1,5	1,5
Vida das ferramentas L_c (m)	450	1200	20000
Vida das ferramentas T (min)	1,45	3,87	65
Tempo total fabricação peça t_t (min)	3,29	2,56	2,15
Número de vidas da ferramenta (n_1)	8	8	6
Número de afiações (n_2)	-	-	5
Custo do operador S_h (US\$/h)	8,00	8,00	8,00
Custo máquina S_m (US\$/h)	25,00	25,00	25,00
Custo de afiação C_{af} (US\$)	-	-	15,00
Preço da ferramenta C_f (US\$)	13,00	17,00	56,00
Preço porta-ferramenta/vida C_{pf}/n_{pf} US\$	0,25	0,25	0,25
Custo da ferramenta/vida C_{ft} (US\$)	1,87	2,37	22,08
Custo de usinagem por peça C_p(US\$)	3,26	2,10	1,56

7.1.2 Tipo de Cavaco e Desgastes das Ferramentas

O cavaco na usinagem de compósito PRFC quase não sofre deformação plástica, sendo formado com rupturas instantâneas das fibras de carbono e sucessivas trincas e quebras da matriz de resina (Santhanakrishnan et al., 1992). Por isto apresenta como subproduto do processo de corte um pó fino com algumas partículas maiores e grande quantidade de partículas pequenas, conforme ilustra a Figura 7.2-a. Como o compósito PRFC-FP é reforçado com tecido picado (*chopped roving*), as fibras depois de usinada apresentam-se dispersas na matriz fraturada. A

ampliação da Figura 7.2-b mostra que as partículas pequenas são em grande parte formadas por fragmentos de fibras com comprimento oscilando entre 50 a 150 μm . As extremidades dos fragmentos de fibra apresentam bordas vivas oriundas da fratura frágil.

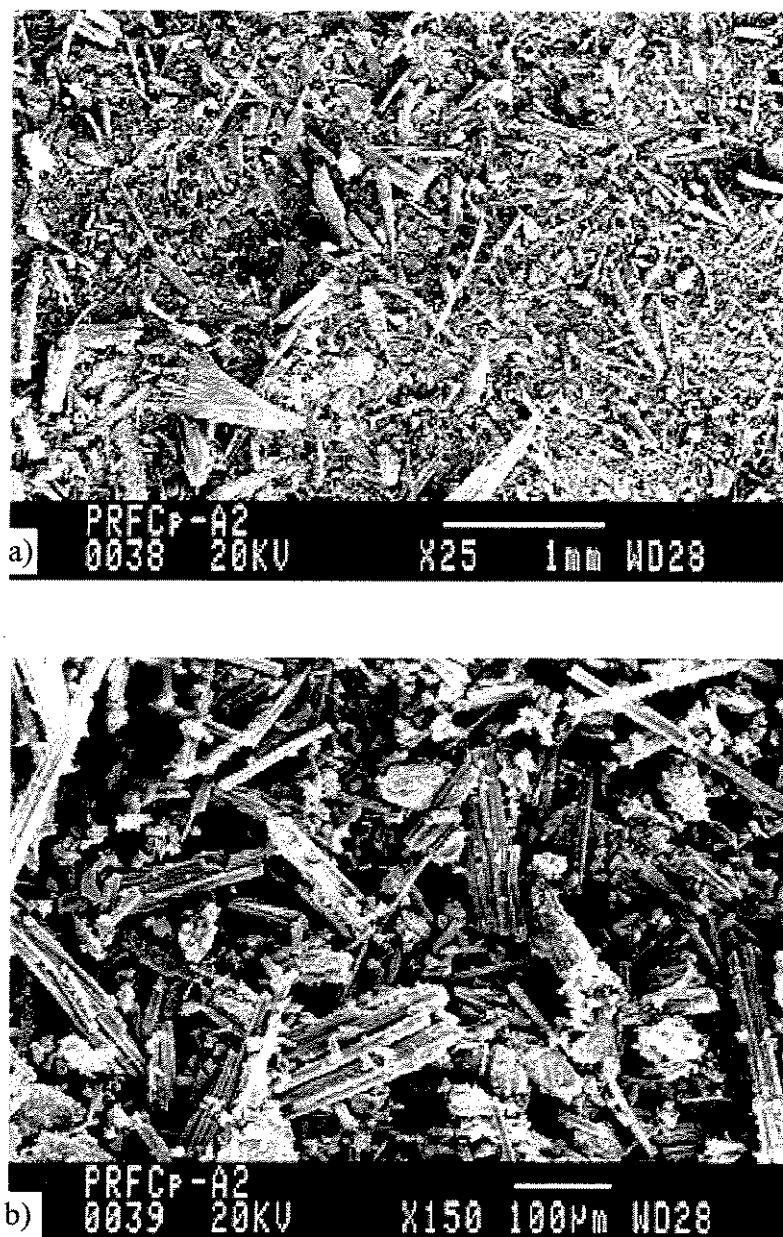


Figura 7.2 - Tipo de cavaco formado no torneamento de composto PRFC-FP. $V_c = 310 \text{ m/min}$, $f = 0,12 \text{ mm/v}$, $a_p = 1 \text{ mm}$, MEV.

Como o cavaco gerado neste caso é de ruptura e não se deforma sobre a superfície de saída da ferramenta, não há formação de desgaste de cratera, ocorrendo portanto, apenas os desgastes no flanco da ferramenta e o arredondamento do gume (aresta de corte). A Figura 7.3 mostra o desgaste sofrido pela ferramenta de metal duro sem cobertura no torneamento do compósito PRFC-FP. Em razão da elevada velocidade de corte ($V_c = 310$ m/min) para o metal duro K10 sem cobertura e da pequena profundidade de usinagem, observou-se um intenso desgaste na superfície de folga sob a parte curva da aresta de corte.

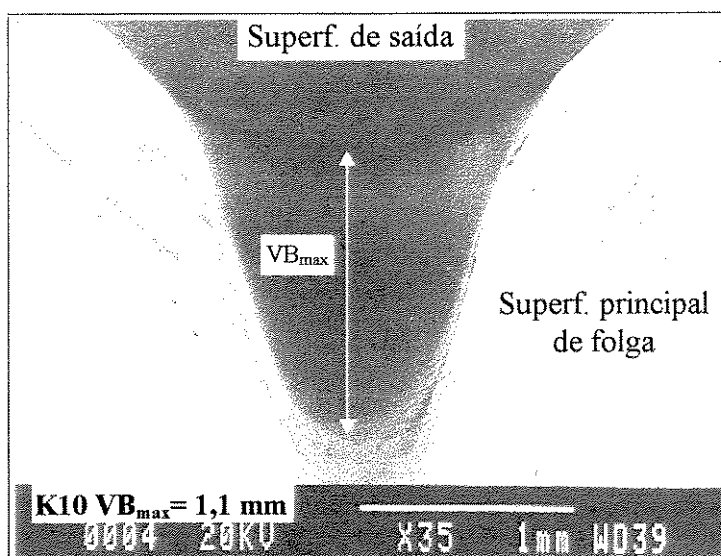


Figura 7.3 - Desgaste do metal duro K10. $V_c = 310$ m/min, $f = 0,12$ mm/v, $a_p = 1$ mm, $\chi_r = 75^\circ$, $r_s = 0,8$ mm, MEV.

Segundo Santhanakrishnan et al. (b) (1993), devido à heterogeneidade do compósito PRFC, a ferramenta fica sujeita a uma carga pulsante durante a usinagem. Além do que, o material compósito PRFC possui uma baixa condutividade térmica, fazendo com que a maior parte do calor gerado no corte seja dissipado pela própria ferramenta, elevando a temperatura na ponta de corte. A combinação de esforços pulsantes com oscilações de temperatura na aresta de corte, acelera os mecanismos de desgaste e avarias da ferramenta. Assim os baixos desempenhos das ferramentas de cerâmicas, de metal duro com cobertura, e de PCBN, podem ser atribuídos aos processos de fadiga e degradação térmica submetidos pela ferramenta durante o torneamento do compósito PRFC.

As coberturas de natureza cerâmica como a alumina (Al_2O_3), carbetto de titânio (TiC), e nitreto de titânio (TiN) das ferramentas de metal duro, assim como o PCBN utilizado, que apresenta uma fase cerâmica de TiC, e as próprias ferramentas de cerâmica, estão mais sujeitas às tensões termo-mecânicas na usinagem do compósito PRFC. Estas tensões originadas por variações bruscas de temperaturas em função de aquecimento e resfriamentos rápidos (choque térmico), que combinadas com processo de fadiga levam no decorrer da usinagem ao surgimento de sucessivas micro-trincas. Estas cargas pulsantes de alta frequência, levam ao enfraquecimento da ferramenta e consequentemente ao lascamento por choque térmico (*spalling*) principalmente da camada do revestimento (Ferreira et al. (a), 1997).

As figuras 7.4, 7.5, e 7.6 mostram os desgastes/avarias das ferramentas de cerâmica branca, de metal duro K15 e P15 com recobrimentos de $\text{TiC}+\text{Al}_2\text{O}_3$ e $\text{Ti}(\text{C},\text{N})+\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$, respectivamente. Na ferramenta cerâmica observou-se a presença de formação de trincas na superfície de folga sob o raio de ponta e desgaste de entalhe (VBc) próximo à superfície secundária de folga, devido às tensões termo-mecânicas sofridas e ao intenso atrito ferramenta/peça, principalmente em baixos avanços ($f=0,12 \text{ mm/v}$). Nas ferramentas de metal duro as trincas não foram observadas na camada de recobrimento, eventualmente porque o elevado desgaste do substrato eliminou-as antes do momento da realização da foto. Mesmo assim, podem ser observados pequenos sulcos paralelos à direção de corte situados no flanco da ferramenta, decorrentes do mecanismo de corte não homogêneo. Observou-se que nestas condições de corte, para cada ferramenta tem-se um desgaste típico e consequentemente uma medida para o desgaste de flanco na superfície de folga, ou seja, VB_{max} para o metal duro K10, K15, e P15; e VBc para as cerâmicas, PCBN, e PCD. As áreas esbranquiçadas nas fotos das Figuras 7.5 e 7.6 não são decorrentes da usinagem, mas por falta de condução elétrica quando da tiragem da foto no microscópio eletrônico.

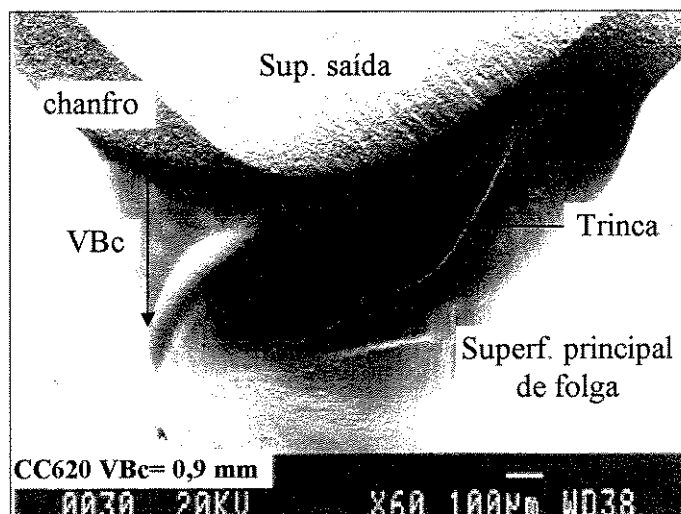


Figura 7.4- Desgaste e trinca da cerâmica branca. $L_c = 1400$ m, $V_c = 310$ m/min, $f = 0,12$ mm/v.

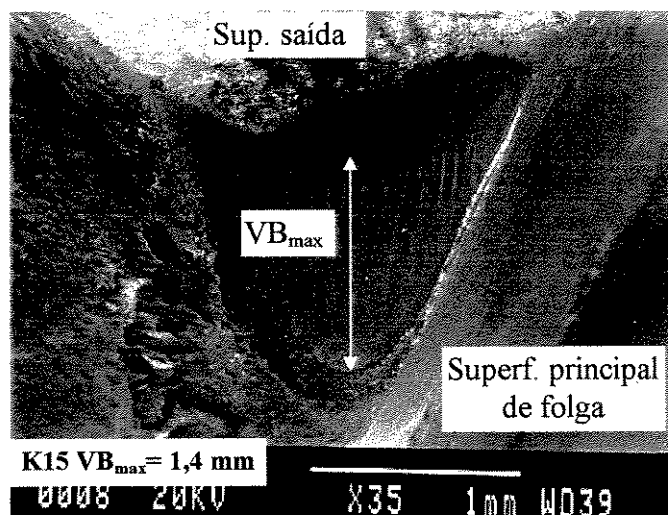


Figura 7.5 - Desgaste M. duro K15 c/ $\text{TiC} + \text{Al}_2\text{O}_3$. $L_c = 750$ m, $V_c = 310$ m/min, $f = 0,12$ mm/v.

7.1.3 Influência das Condições de Corte

- **Velocidade de Corte**

Em razão do metal duro K10 sem cobertura ter sido a ferramenta mais sensível ao desgaste abrasivo do composto PRFC-FP e a mais citada pela literatura (kim et al, 1992; Santhanakrishnan et al., 1992; Hocheng & Leu, 1992), empregou-se a mesma para verificar a influência da velocidade de corte na vida. A Figura 7.7 mostra que a taxa de crescimento do desgaste da

ferramenta é mais significativo em velocidades acima de 100 m/min, pois acima deste valor tem-se um maior efeito combinado de temperatura e esforços cíclicos sobre a aresta de corte. A Figura 7.8 mostra que existe praticamente três regiões diferentes em termos de taxa de crescimento do desgaste da ferramenta em relação à velocidade de corte. A primeira região definida pelo intervalo de velocidades de corte entre 50 e 80 m/min, em que um aumento de 60% na velocidade não trouxe uma diferença importante no valor do desgaste. Uma região intermediária definida pelo intervalo [$V_c=80-200$ m/min], em que a velocidade de corte teve maior influência no desgaste da ferramenta. E a terceira região [$V_c=200-310$ m/min], onde um acréscimo de 55% na velocidade provocou aumento de aproximado de 100% no desgaste da ferramenta. Explica-se este fato em razão do comportamento da ferramenta frente à abrasividade do compósito PRFC-FP. Tudo indica que valores mais diferenciados do desgaste dependem de velocidades de corte mais elevadas, para que os principais mecanismos de desgastes atuantes como a abrasão sejam efetivamente ativados (Ferreira et al. (d), 1997).

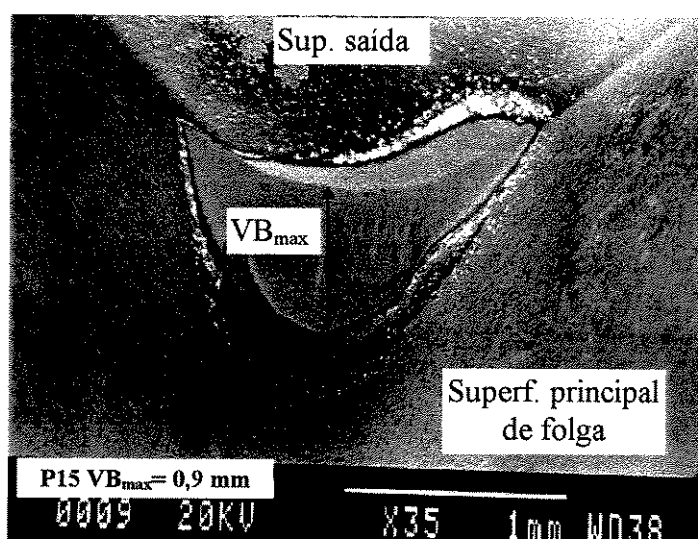


Figura 7.6 - Desgaste M. duro P15 c/ $Ti(C,N)+Al_2O_3+TiN$. $L_c=500$ m, $V_c=310$ m/min.

Adotando-se o critério de fim de vida para a ferramenta de metal duro como sendo o desgaste de flanco $VB=0,9$ mm, obtém-se as curvas de vida da ferramenta ($L_c \times V_c$) conforme ilustra a Figura 7.9. Pode-se observar que os pontos plotados em papel di-log aproximam-se de duas retas, segundo as equações de Taylor simplificada ($L_c \times V_c^{x-1}=K$): (i) $L_c \times V_c^{0,86}=65088$ e (ii) $L_c \times V_c^{1,76}=9,27.10^6$, pois acima da velocidade de corte de 200 m/min o desgaste de flanco

aumenta significativamente, em função dos diferentes mecanismos de desgastes atuantes. Em baixas velocidades de corte (até 120 m/min), observou-se um desgaste de flanco em forma de entalhe mais pronunciado na aresta secundária de corte, conforme ilustrado na Figura 7.10. Já em velocidades mais elevadas ($V_c=200$ m/min), o desgaste estendeu-se para toda a região do flanco da ferramenta em contato com a peça (Figura 7.11). Portanto, em função das condições de corte, a ferramenta de metal duro apresentou uma região típica de desgaste na superfície de folga. Assim, a forma do desgaste desenvolvido depende do material da ferramenta e das condições de corte, principalmente da velocidade de corte. Observou-se também a presença de resina aderida na ferramenta.

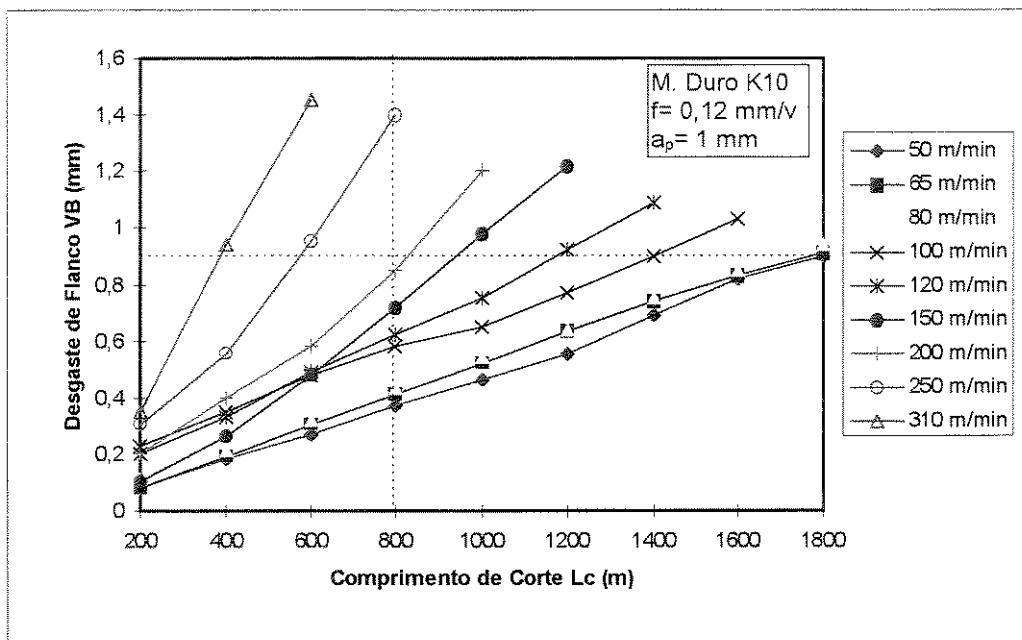


Figura 7.7 - Desgaste de flanco em função do comprimento de corte.

Em função dos resultados expostos na Figura 7.7, torna-se relevante em razão do escasso número de informações de usinagem deste material, obter a velocidade de corte otimizada no torneamento do compósito PRFC-FP (Coppini et al., 1997). A metodologia de otimização aplicada foi desenvolvida por Vilella (1989). Primeiramente, adota-se um critério de fim de vida da ferramenta, neste caso o desgaste $VB = 0,9$ mm (Figura 7.7), em seguida para cada intervalo de velocidade de corte ($V_{c_i} - V_{c_{i+1}}$) e correspondentes comprimentos de corte ($L_{c_i} - L_{c_{i+1}}$), obtêm-se as constantes $\underline{x}$ e $\underline{K}$ da equação de Taylor simplificada (Equações 5.9 e 5.10) e a velocidade de

máxima produção (V_{mxp}), conforme a Tabela 7.2. Este procedimento é repetido até que a V_{mxp} obtida se encontre no intervalo das velocidades de corte utilizadas no cálculo (Miranda, 1997). Neste caso, a velocidade $V_{mxp} = 235$ m/min determinada no intervalo das velocidades [200-250 m/min] é a velocidade de corte otimizada (V_{cot}) para o torneamento do compósito PRFC-FP.

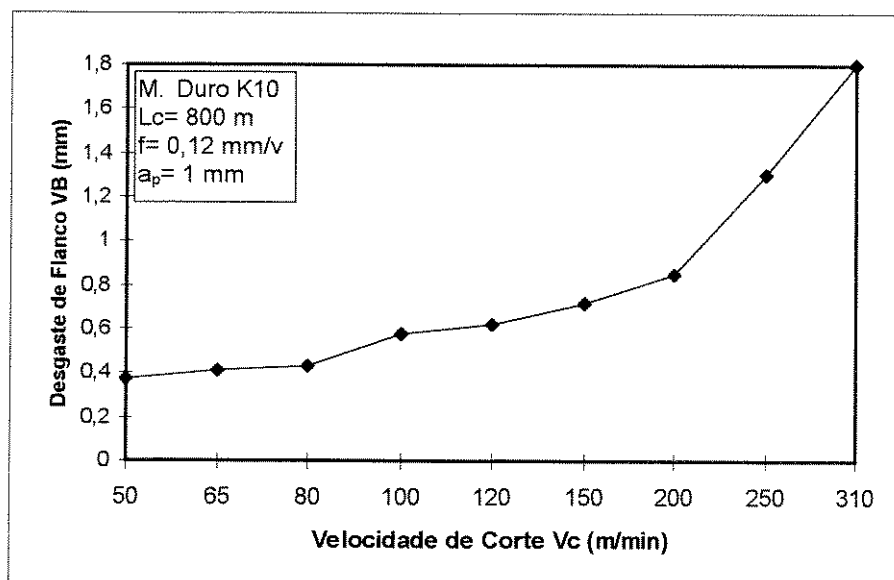


Figura 7.8 - Desgaste de flanco em função da velocidade de corte.

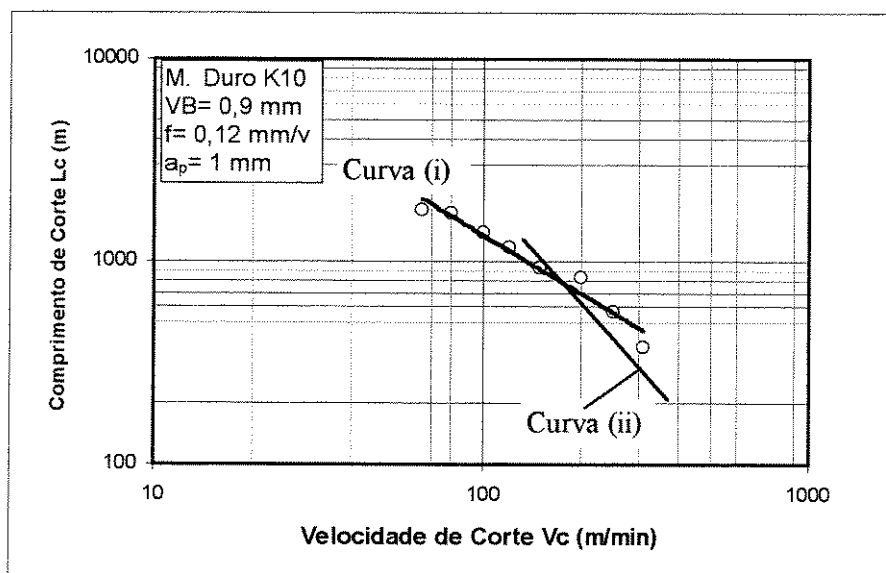


Figura 7.9 - Curva de vida da ferramenta de metal duro K10.

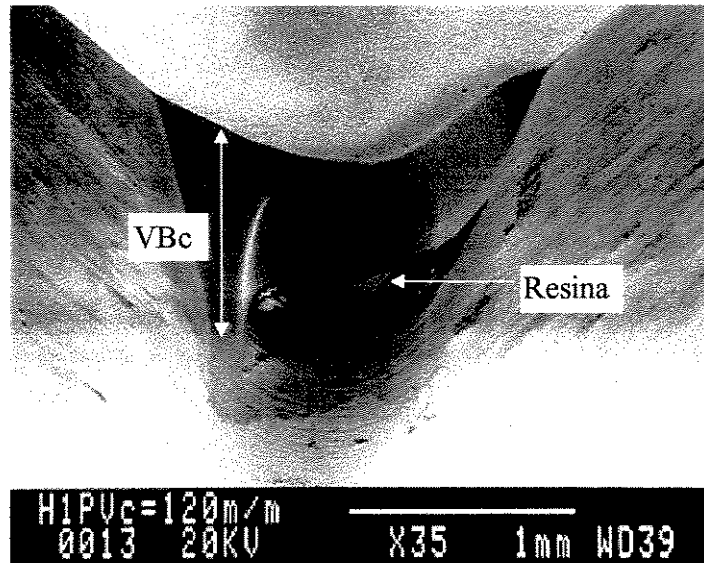


Figura 7.10 - Desgaste da ferramenta de metal duro K10 sem cobertura. $V_c = 120$ m/min, $VB_c = 1,1$ mm, $L_c = 1400$ m, $f = 0,12$ mm/v, $a_p = 1$ mm.

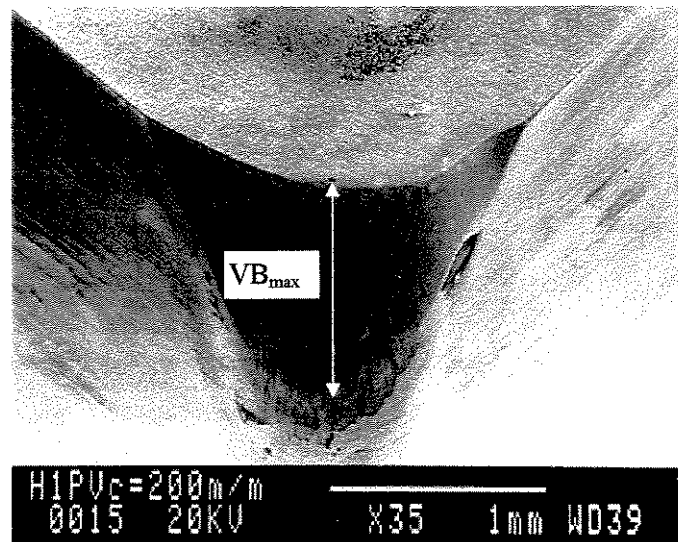


Figura 7.11 - Desgaste da ferramenta de metal duro K10 sem cobertura. $V_c = 200$ m/min, $VB_{max} = 1,2$ mm, $L_c = 1000$ m, $f = 0,12$ mm/v, $a_p = 1$ mm.

Otimizando-se para o mínimo custo de usinagem aplicando a mesma metodologia de intervalos de velocidades de corte com os correspondentes comprimentos de corte, encontra-se a velocidade de mínimo custo ótima aproximada $V_{ot} \approx 170$ m/min (Tabela 7.2). Neste caso o processo de iteração não convergiu para uma velocidade de corte no intervalo pré-determinado.

No entanto, indica uma velocidade no intervalo de 170-200 m/min, ficando numa faixa próxima da velocidade ótima de máxima produção, ou seja a velocidade ótima de 235 m/min satisfaz a condição de máxima produção e se encontra em um patamar próximo da condição de mínimo custo. As velocidades de corte otimizadas estão numa faixa acima dos valores citados na literatura devido as possíveis diferenças de condições de contorno utilizadas em cada caso (Kim et al., 1992; Santhanakrishnan et al. (b), 1993).

Tabela 7.2 - Resultados da metodologia de otimização.

V_{c_i} (m/min)	$V_{c_{i+1}}$ (m/min)	L_{c_i} (m)	$L_{c_{i+1}}$ (m)	x	K	V_0 (m/min)	V_{mxp} (m/min)
50	65	1800	1800	1,00	$1,80 \cdot 10^3$	∞	∞
65	80	1800	1733	1,18	$3,82 \cdot 10^3$	1553	3290
80	100	1733	1400	1,96	$1,16 \cdot 10^5$	203	319
100	120	1400	1180	1,94	$1,06 \cdot 10^5$	206	326
120	150	1180	933	2,05	$1,79 \cdot 10^5$	190	293
150	200	933	827	1,42	$7,65 \cdot 10^3$	390	752
200	250	827	564	2,71	$7,11 \cdot 10^6$	172	$V_{c_{ot}}=235$
250	310	564	382	2,81	$1,23 \cdot 10^7$	171	234

• Avanço

A Figura 7.12 mostra a influência do avanço no desgaste da ferramenta de metal duro K10 sem cobertura. O desgaste de flanco aumenta com a diminuição do avanço, pois em pequenos avanços existe maior abrasão ferramenta-peça por unidade de volume de cavaco removido e maior concentração de calor na ponta da ferramenta. Com o aumento do avanço tem-se uma maior dispersão do calor gerado na usinagem para a peça, aliviando em parte a ferramenta e assim diminuindo o seu desgaste (Tomic & Tonnessen, 1992). Os elevados desgastes sofridos pela ferramenta de metal duro nesta velocidade de corte e em baixos avanços, praticamente inviabiliza a sua utilização em operações de acabamento, ficando esta operação a cargo da ferramenta de PCD (Coppini et al. (b), 1996).

A Figura 7.13 mostra a influência direta do avanço no desgaste de flanco da ferramenta de metal duro K10 para um comprimento de corte usinado $L_c = 800$ m. Observa-se que houve um elevado desgaste para pequenos avanços ($f = 0,08-0,1$ mm/v), e depois houve uma estabilização na faixa de $f = 0,1-0,2$ mm/v, tornando a cair de maneira mais acentuada no intervalo de $0,2-0,3$ mm/v. No entanto, para avanços muito pequenos ($f < 0,05$ mm/v) tem-se uma pequena espessura de usinagem e consequentemente pode-se trabalhar com ângulo de saída da ferramenta fortemente negativos. Neste caso, pode haver uma mudança no mecanismo de formação do cavaco, pois em decorrência da elevada resistência das fibras, pode não acontecer a ruptura das mesmas. A resina é deformada ou fraturada e as fibras não cisalhadas atiram fortemente contra o flanco da ferramenta provocando o desgaste. A medida que o avanço aumenta a resina dá suporte às fibras e elas são rompidas, de forma que o volume de fibras que atiram no flanco é efetivamente menor. Porém, verificou-se que em avanços acima de $0,2$ mm/v, a peça fica mais susceptível aos processos de arrancamento de fibras (*fiber pull-out*) no caso de fibra picada, e delaminações em caso de compósito bobinado. Portanto, houve um limite superior técnico para o avanço, mesmo em operação de desbaste.

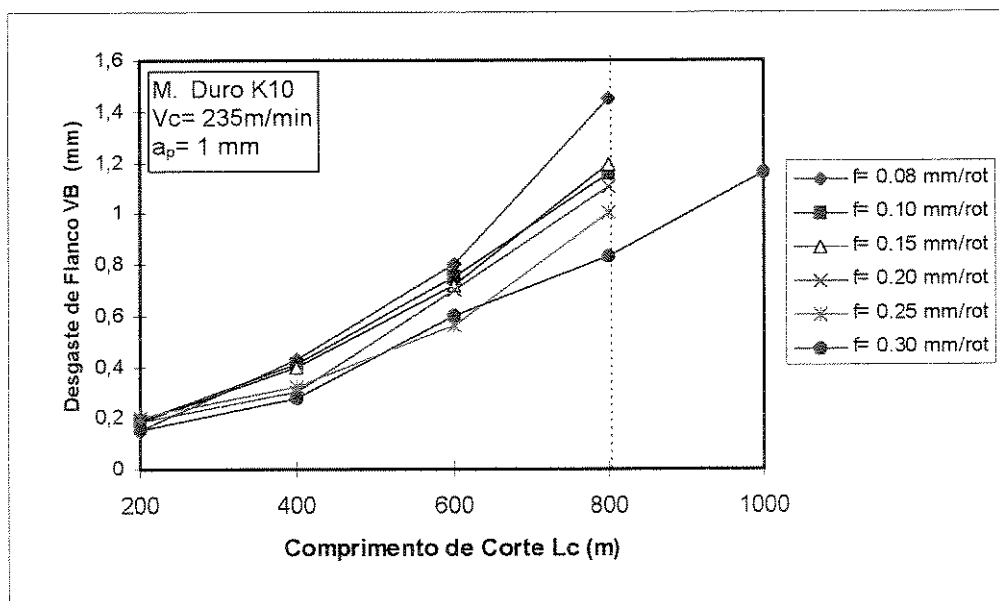


Figura 7.12 - Desgaste de flanco para vários avanços.

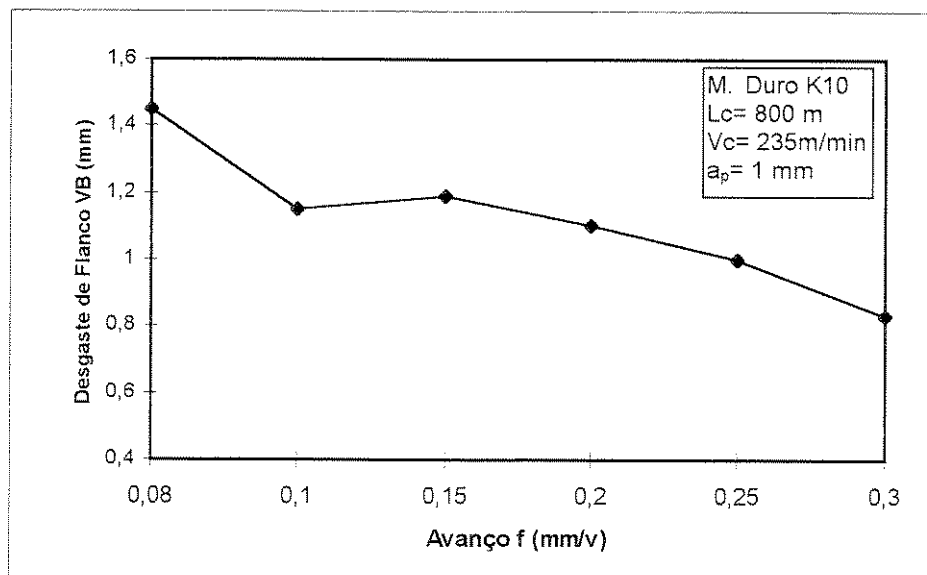


Figura 7.13 - Desgaste de flanco em função do avanço.

• Profundidade de Usinagem

De maneira análoga, na usinagem dos metais, a influência da profundidade de usinagem no desgaste da ferramenta não é muito acentuada, como mostra a Figura 7.14. A tendência de crescimento do desgaste foi mais pronunciada até a profundidade de usinagem de 2 mm, estabilizando-se em seguida. Cabe notar que é pouco usual na usinagem de compósitos PRFC, retirar grandes volumes de cavacos, pois estes materiais são moldados muito próximos à sua dimensão. Portanto, não é necessário trabalhar com elevados valores de profundidade de usinagem. Geralmente são utilizados a_p de no máximo 2 mm (Santhanakrishnan et al. (b), 1993).

7.1.4 Ensaios de Repetitividade

Alguns testes foram repetidos no início dos experimentos para verificar o nível de repetitividade dos ensaios. As Figuras 7.15 e 7.16 mostram a evolução das curvas de desgastes da ferramenta de metal duro K10 em duas condições de velocidade de corte, $V_c = 135$ m/min e $V_c = 235$ m/min, respectivamente. Nos dois ensaios foram observados dois tipos de desgastes diferentes, de entalhe no flanco secundário (VB_c) para $V_c = 135$ m/min, e de flanco (VB_{max}) para $V_c = 235$ m/min. As velocidades de corte utilizadas estão numa faixa intermediária das condições

usadas no trabalho, onde pode-se constatar que não houve uma diferença significativa entre os resultados obtidos para uma mesma condição de corte, mostrando que os ensaios apresentaram uma boa repetitividade.

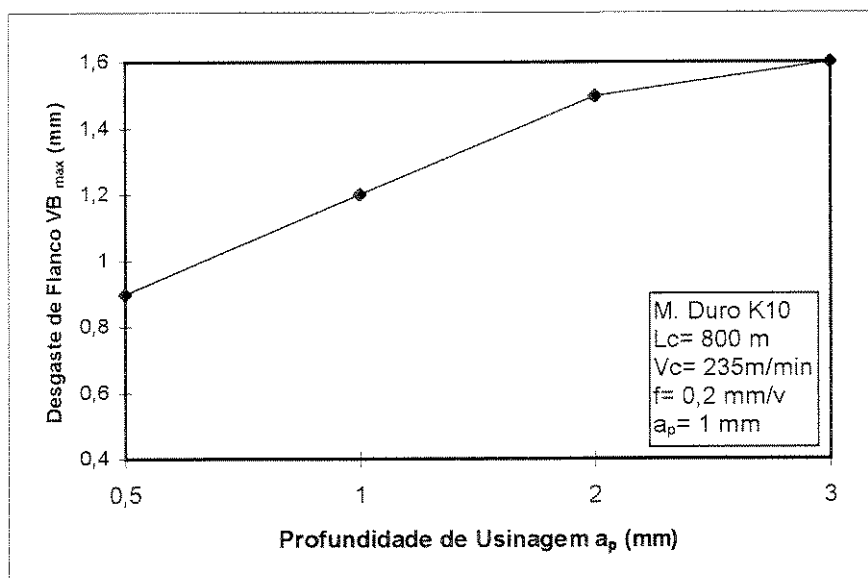


Figura 7.14 - Desgaste de flanco em função da profundidade de usinagem.

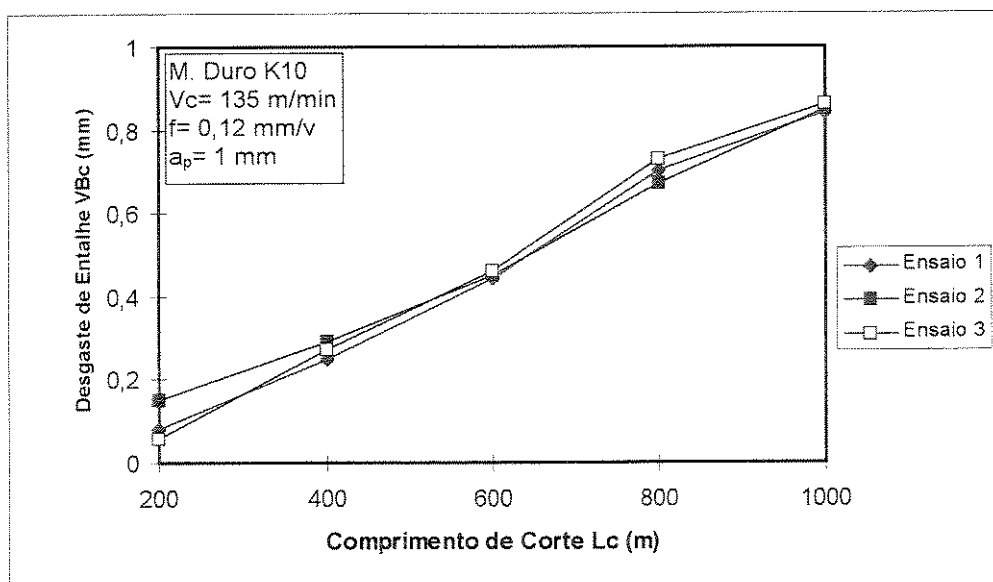


Figura 7.15 - Desgaste de entalhe em função do comprimento de corte.

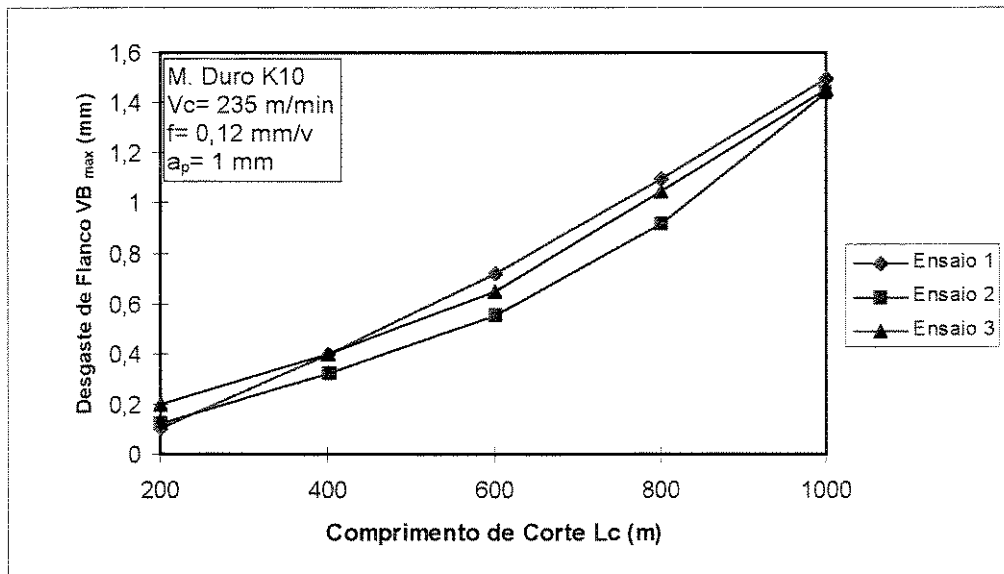


Figura 7.16 - Desgaste de flanco em função do comprimento de corte.

7.1.5 Forças de Corte e Avanço no Torneamento de Compósitos PRFC-FP

As Figuras 7.17 e 7.18 mostram a evolução das forças de corte e avanço em função do comprimento de corte e do desgaste de flanco, para os ensaios de repetitividade nas velocidades de corte $V_c = 135$ e 235 m/min, respectivamente. Observa-se que a força de avanço é mais sensível ao desgaste da ferramenta que a força de corte. A força de avanço apresentou maior taxa de crescimento com o comprimento de corte e com o desgaste da ferramenta, sendo que o seu valor em fim de vida chegou a aumentar até 10 vezes em relação ao início do corte. Enquanto que, a força de corte não ultrapassou mais que duas vezes o seu valor inicial. Pode-se observar que há forte influência da velocidade de corte no desgaste da ferramenta e deste na força de avanço. Isto é mostrado pelo aumento da força de avanço de $F_f \approx 300$ N ($V_c = 135$ m/min, $VB_c = 0,9$ mm) para $F_f \approx 700$ N ($V_c = 235$ m/min, $VB_{max} = 1,5$ mm) em $L_c = 1000$ m de comprimento usinado. A pressão específica de corte encontrada ($K_s \approx 433$ N/mm², $V_c = 135$ m/min) está bem próxima da obtida por Santhanakrishnan et al. (1992).

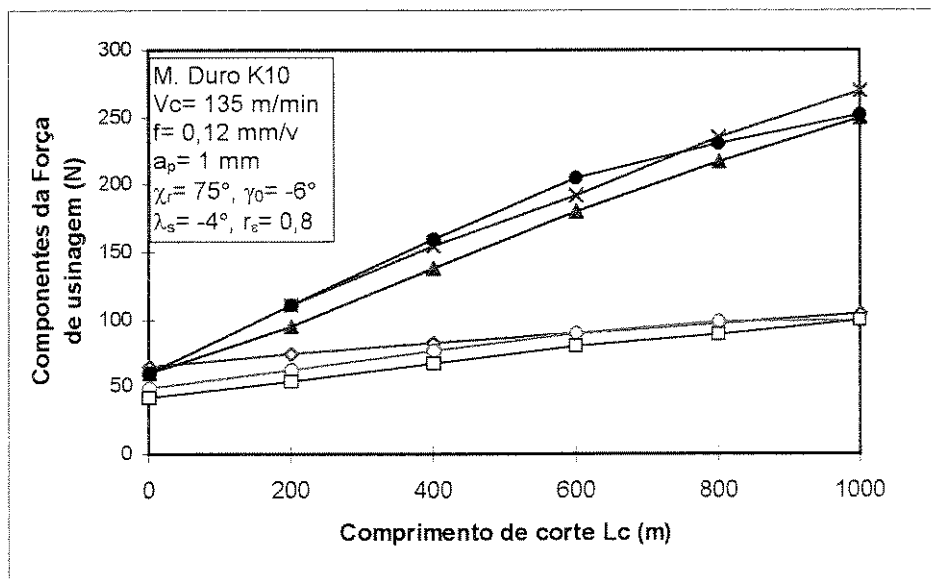


Figura 7.17 - Forças de corte (F_c) e avanço (F_f) em função do comprimento de corte.

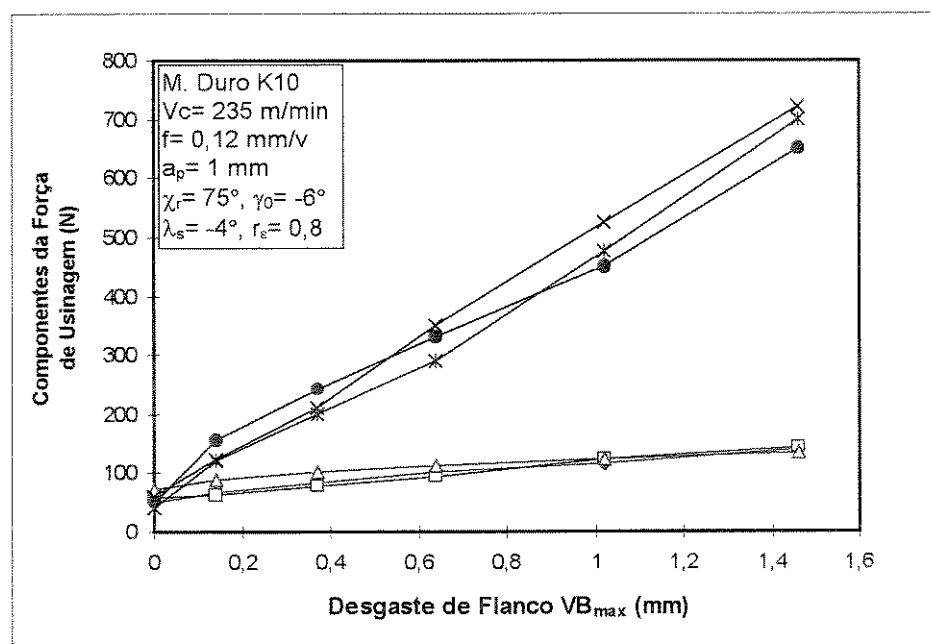


Figura 7.18 - Forças de corte (F_c) e avanço (F_f) em relação ao desgaste de flanco.

Em função da grande sensibilidade da força de avanço em relação ao desgaste da ferramenta, a Figura 7.19 mostra o desenvolvimento desta componente de força para todas ferramentas ensaiadas. As ferramentas que sofreram elevados desgastes tiveram um crescimento significativo da força de avanço durante os ensaios. Ao contrário, para o PCD, a força permaneceu praticamente constante, observando que a tendência de crescimento das forças de

avanço de cada ferramenta ensaiada, coincide com o seu crescimento do desgaste de flanco mostrado na Figura 7.1. Observou-se também que os valores iniciais das forças de avanço foram praticamente os mesmos ($F \approx 70$ N) para todas ferramentas por apresentarem a mesma geometria, com exceção das cerâmicas, que devido ao fato de possuírem chanfro na aresta de corte tiveram uma força de avanço inicial maior. Consta-se portanto, que existe uma forte correlação entre a força de avanço e o desgaste da ferramenta na usinagem do compósito PRFC, de maneira análoga à ocorrida no torneamento de compósito PRFC-V (Cupini & Ferreira (a), 1993).

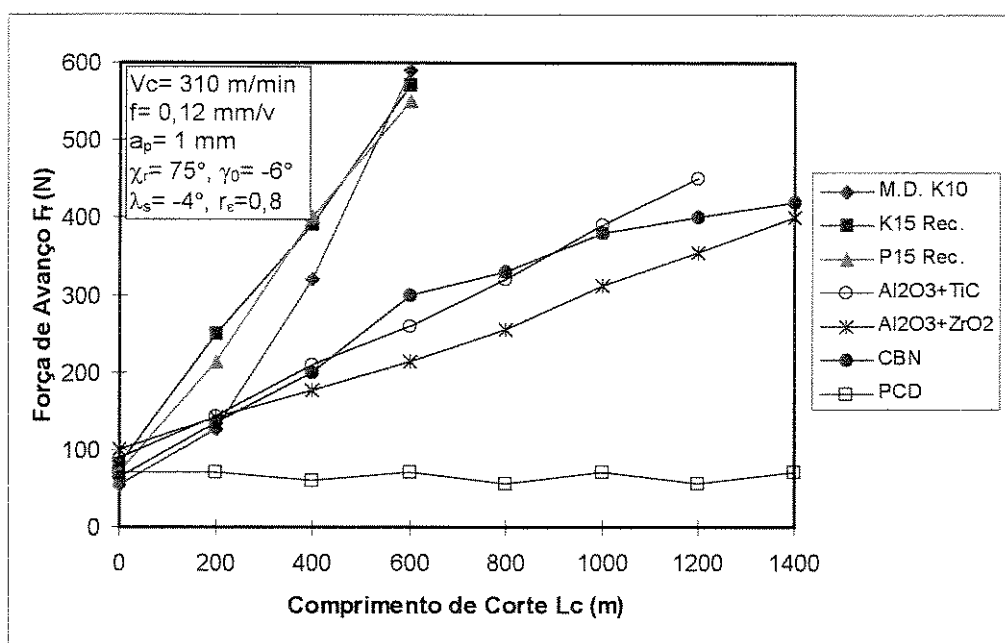


Figura 7.19 - Evolução das forças de avanço de várias ferramentas.

Uma avaliação do desenvolvimento das forças de corte e avanço nos ensaios de velocidade de corte é mostrada na Figura 7.20, com ferramenta metal duro K10 depois de usinado um comprimento de corte $L_c = 600$ m. Estes resultados mostram a grande influência do desgaste da ferramenta nas forças, principalmente na força de avanço. Explica-se este fato, em função da elevada abrasividade do compósito PRFC, que traz elevados desgastes à ferramenta de metal duro em pouco tempo de usinagem, em velocidades de corte acima de 80 m/min. Na Figura 7.20 pode-se observar que a curva da força de avanço apresenta três patamares, ou seja, ela apresenta um valor em velocidades de corte na faixa de 80 m/min, cresce de maneira atenuada no intervalo de 100 a 150 m/min, e apresenta uma maior taxa de crescimento acima de 200 m/min, ou seja a

tendência de crescimento da força de avanço é similar ao aumento do desgaste da ferramenta com a velocidade de corte mostrado na Figura 7.8.

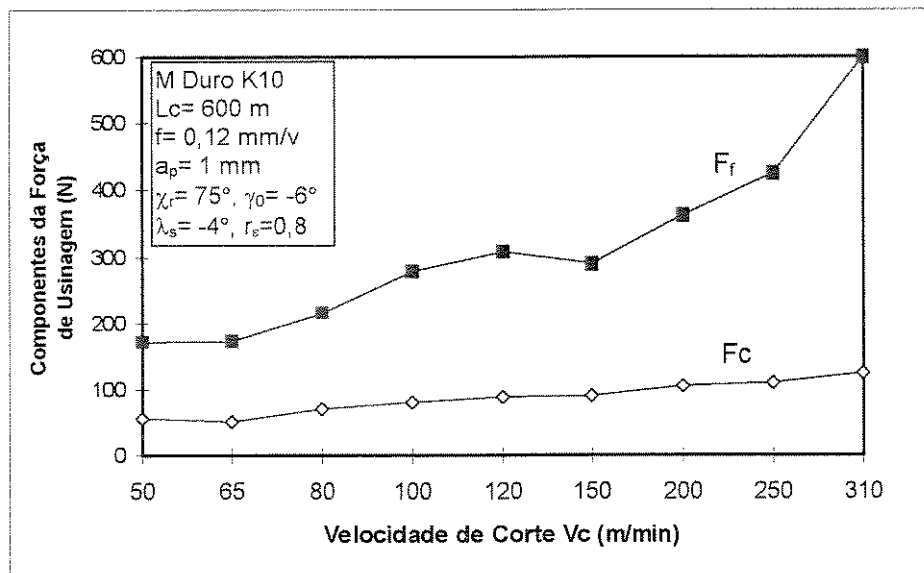


Figura 7.20 - Forças de corte e avanço em função do desgaste da ferramenta em várias velocidades de corte.

A Figura 7.21 mostra a influência da velocidade de corte nas componentes das forças de corte e avanço. Observou-se que a força de corte apresenta uma tendência de crescimento com a velocidade de corte e estabilizando em seguida. Este comportamento confirma os resultados obtidos por Santhanakrishnan et al. (1992), pois com o aumento da velocidade de corte tem-se o aumento da temperatura de corte, maior deformação da ponta da ferramenta, uma fratura menos frágil do cavaco e um aumento da pressão específica de corte. No entanto, a componente da força de avanço não sofreu variação com a velocidade de corte no início do corte, mas foi fortemente influenciada pelo desgaste da ferramenta depois de um comprimento usinado $L_c = 600$ m (Figura 7.20).

A Figura 7.22 mostra a influência da profundidade de usinagem na força de avanço. Observa-se que em função do elevado desgaste sofrido pela ferramenta de metal duro K10 ($VB_{\max} = 1,6$ mm para $L_c = 800$ m) pode-se chegar a valores elevados de força de avanço ($F_f = 1400$ N) no torneamento do composto PRFC-FP. No entanto, as forças de corte observadas

nestes ensaios não ultrapassaram 200 N. Isto pode ser explicado pelo fato da formação do cavaco de ruptura não oferecer grande resistência na direção de corte, e na usinagem destes compósitos há maior deformação da ponta da ferramenta em decorrência dos efeitos combinados de elevada abrasão/temperatura de corte, e conseqüentemente há uma maior área de contato ferramenta/peça (Krishnamurthy et al., 1992).

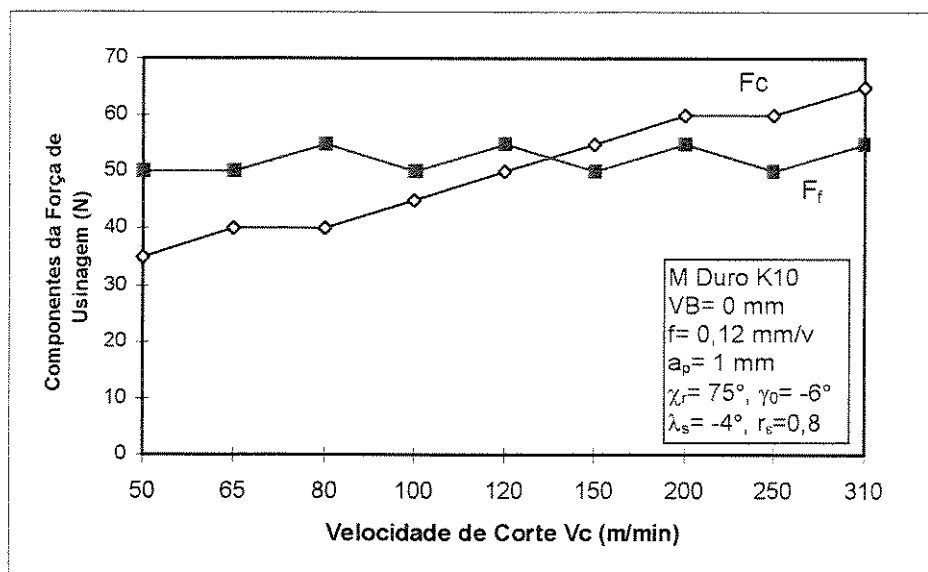


Figura 7.21 - Componentes da força de usinagem em função da velocidade de corte.

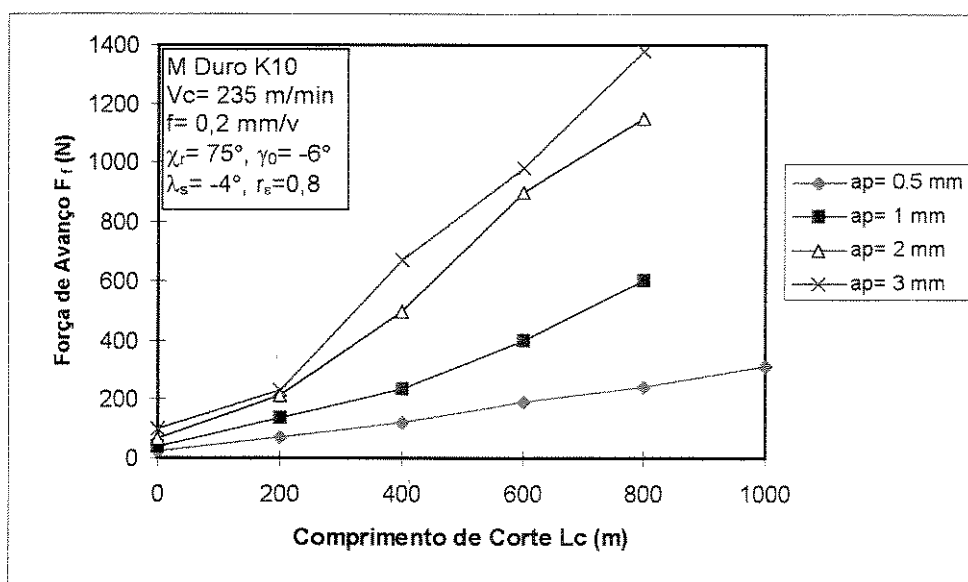


Figura 7.22 - Força de avanço em várias profundidades de usinagem.

7.1.6 Acabamento Superficial do compósito PRFC-FP

Devido à heterogeneidade dos compósitos PRFC, o acabamento superficial das peças fica prejudicado em função dos constantes problemas inerentes à usinagem destes materiais como: delaminações, arrancamento de fibras (*fiber pull-out*), fraturas e trincas da matriz e etc. Devidos aos elevados desgastes sofridos pelas ferramentas de metal duro, cerâmicas e PCBN, somente o diamante pode assegurar uma boa qualidade superficial na operação de torneamento do compósito PRFC-FP (Ferreira et al. (c), 1997). As demais ferramentas, por sofrerem elevados desgastes em pouco espaço de tempo de usinagem, produzem elevada rugosidade. Uma avaliação da rugosidade R_a do compósito PRFC-FP em função da velocidade de corte para avanços de corte $f = 0,05$ e $0,10$ mm/v, são mostradas nas Figuras 7.23 e 7.24, respectivamente, onde verifica-se que a velocidade de corte não tem grande influência na rugosidade da peça. Os valores médios da rugosidade R_a permaneceram praticamente constantes com a variação da velocidade de corte. A ferramenta com geometria positiva propiciou uma pequena melhora na rugosidade em relação à ferramenta negativa. Entretanto, o uso da ferramenta com geometria positiva deve ser avaliado com cuidado, pois ela é mais frágil e apresenta maior taxa de desgaste em relação à de geometria negativa. O aumento do avanço de $0,05$ para $0,10$ mm/v trouxe um aumento na rugosidade do compósito.

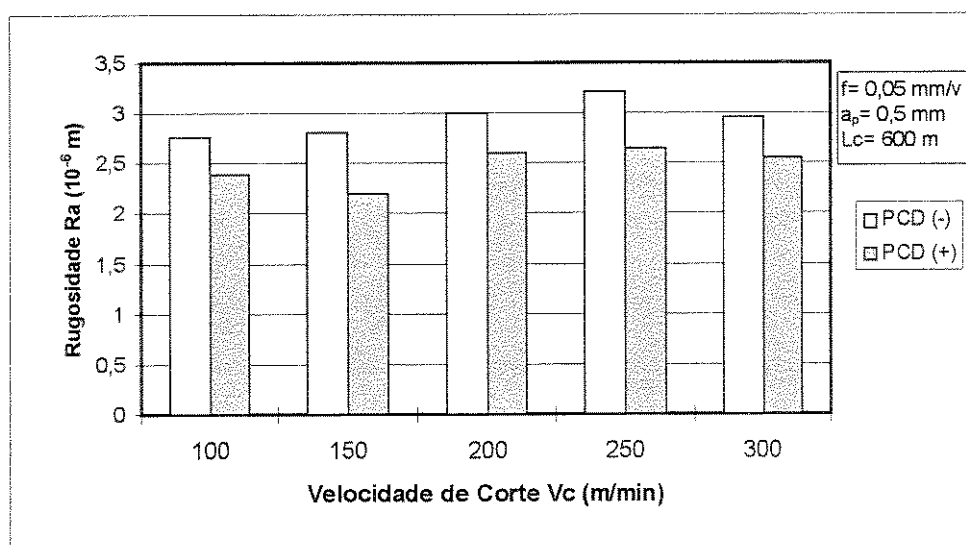


Figura 7.23-Rugosidade R_a em função da velocidade de corte.

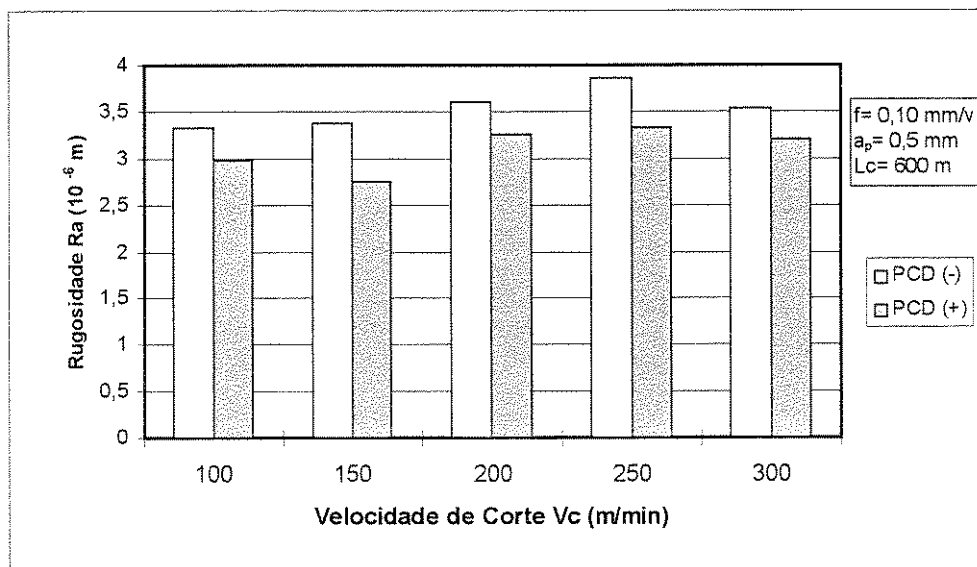
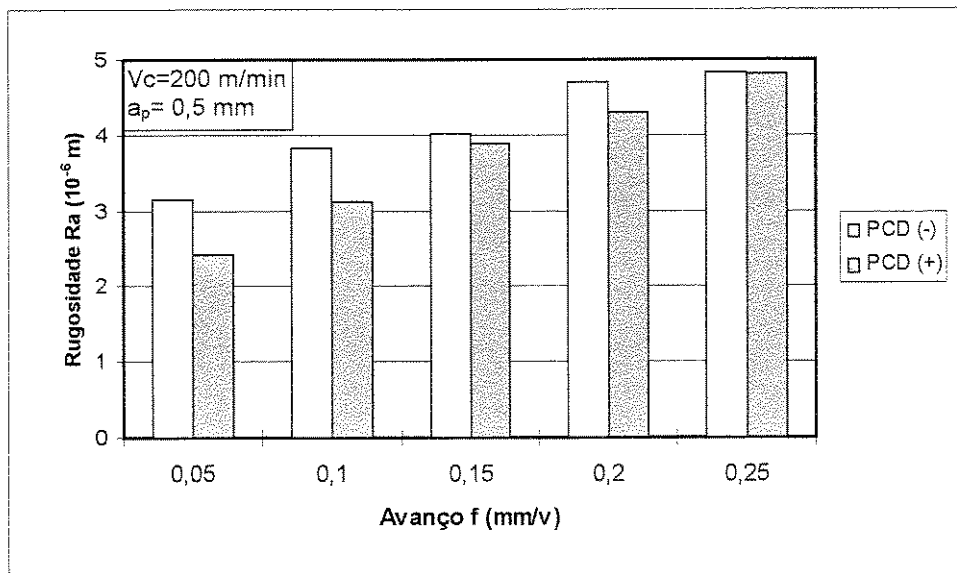
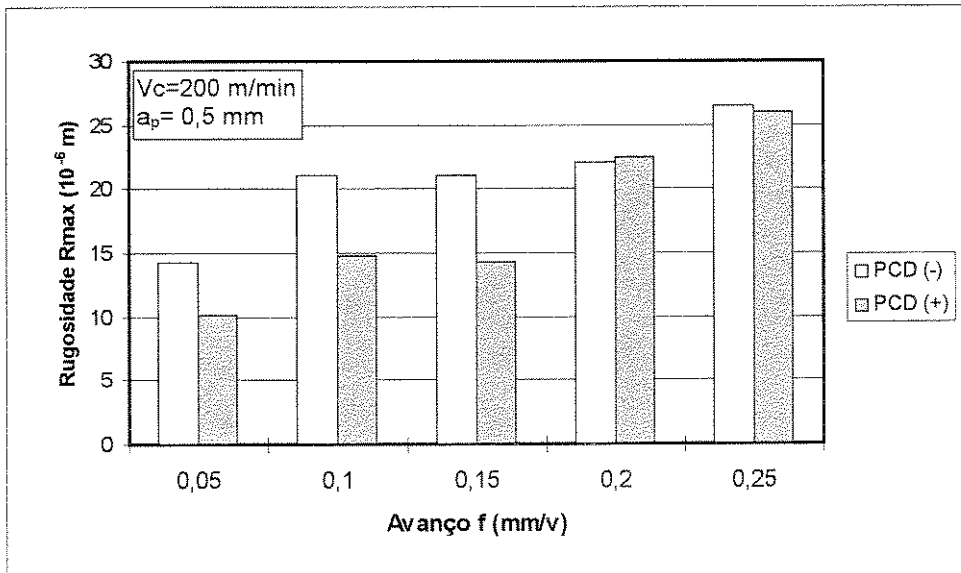


Figura 7.24-Rugosidade R_a em função da velocidade de corte.

A influência do avanço nas medidas de rugosidade R_a e R_{max} em operação de torneamento do compósito PRFC-FP são mostradas nas Figuras 7.25 e 7.26, respectivamente. Contrariando os resultados obtidos por Santhanakrishnan et al. (1992) com ferramenta de metal duro K20, verificou-se que a rugosidade R_a cresce com o aumento do avanço para as ferramentas de PCD positiva e negativa. A diferença nos resultados pode ser atribuída ao estado de afiação das arestas das ferramentas, sendo que o PCD conserva a aresta mais afiada durante o corte. Em avanços menores ($f = 0,05$ e $0,10$ mm/v) têm-se um melhor acabamento para PCD positivo, principalmente na medida de rugosidade R_{max} , e em decorrência do aumento do avanço, esta diferença é negligenciada. A menor rugosidade ($2,3 \mu\text{m}/R_a$ e $10 \mu\text{m}/R_{max}$) obteve-se com avanço na faixa de $0,05$ mm/v. Observou-se também uma grande dispersão das medidas de rugosidade do compósito PRFC-FP ($R_a \pm 15\%$ e $R_{max} \pm 25\%$). Isto é devido à grande heterogeneidade e fragilidade do material compósito, que durante a usinagem gera delaminações, sulcos, trincas, queima e etc. Portanto, a rugosidade obtida no compósito é relativamente elevada, comparada aos níveis obtidos na usinagem convencional dos metais (Ferreira et al. (a), 1997).

Figura 7.25 - Rugosidade R_a em função do avanço de corte.Figura 7.26 - Rugosidade R_{max} em função do avanço de corte.

7.2 Torneamento do Compósito PRFC-FB

7.2.1 Desempenho das Ferramentas

Da mesma forma que no torneamento do compósito PRFC-FP verificou-se o comportamento de algumas ferramentas tais como: cerâmica mista, metal duro K10 sem cobertura, e PCD, no torneamento do compósito PRFC-FB (Figura 7.27). De maneira similar ao ocorrido no compósito PRFC-FP, o PCD apresentou o menor desgaste e consequentemente maior vida em relação as demais ferramentas. Neste caso, a ferramenta de cerâmica apresentou maior desgaste que o metal duro, que por sua vez apresentou menor intensidade de desgaste neste compósito em comparação com o PRFC-FP, demonstrando que a porcentagem de fibra/matriz e o processo de obtenção influenciam no desempenho das ferramentas durante a usinagem, conforme descrito por Komanduri (1997). As Figuras 7.28 e 7.29 mostram os desgastes ocorridos na superfície de folga das ferramentas de metal duro K10 e PCD. O perfil de desgaste VB_{max} apresentado se manteve para as demais condições de velocidade de corte para o metal duro, enquanto que o PCD apresentou um pequeno desgaste.

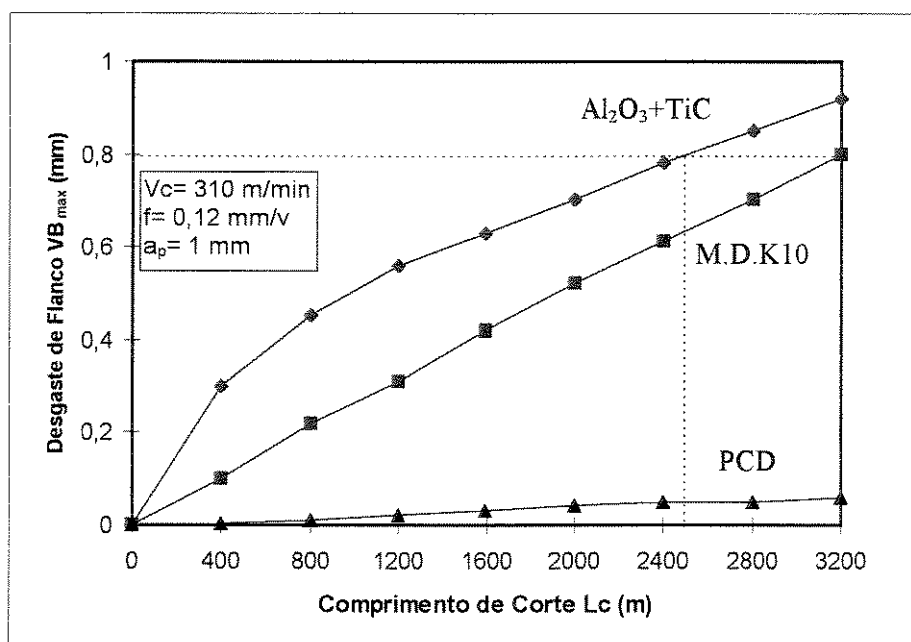


Figura 7.27 - Desgaste de flanco VB_{max} em função do comprimento de corte.

As Figuras 7.30-a e 7.30-b mostram os cavacos obtidos no torneamento do compósito PRFC-FB. Observou-se na usinagem deste compósito que há uma maior percentagem de fibras não cortadas na amostra do cavaco, devido ao fato delas estarem na forma bobinada. Assim, quando da penetração da ferramenta, há maior tendência de delaminação das fibras, ou seja maior percentagem de fibras não cisalhadas pela aresta de corte. No entanto, da mesma forma que no compósito PRFC-FP, o cavaco é formado por sucessivas fraturas frágeis da fibra de carbono e da matriz de resina fenólica.

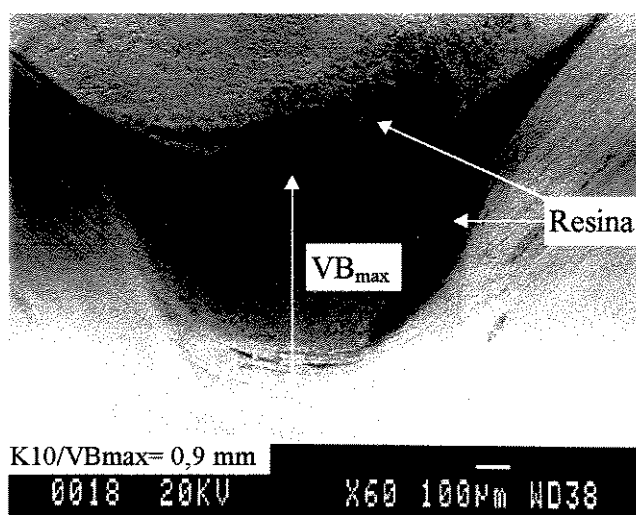


Figura 7.28- Desgaste de flanco VB_{max} do metal duro K10 sem cobertura. $L_c = 3200$ m, $V_c = 310$ m/min, $f = 0,12$ mm/v, $a_p = 1$ mm.

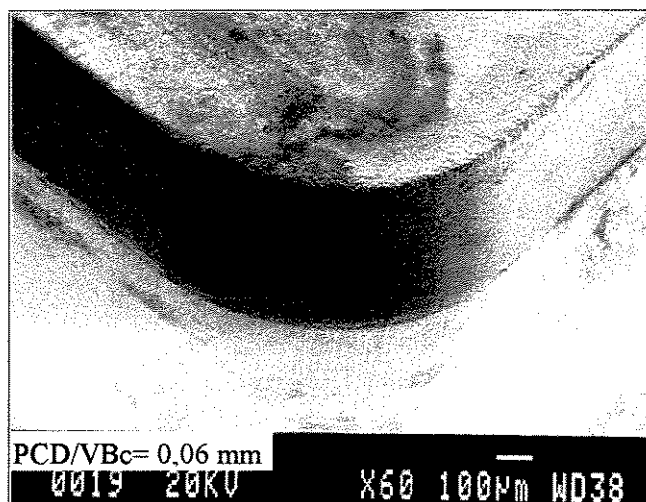


Figura 7.29 - Desgaste da ferramenta de PCD. $L_c = 3200$ m, $V_c = 310$ m/min, $f = 0,12$ mm/v.

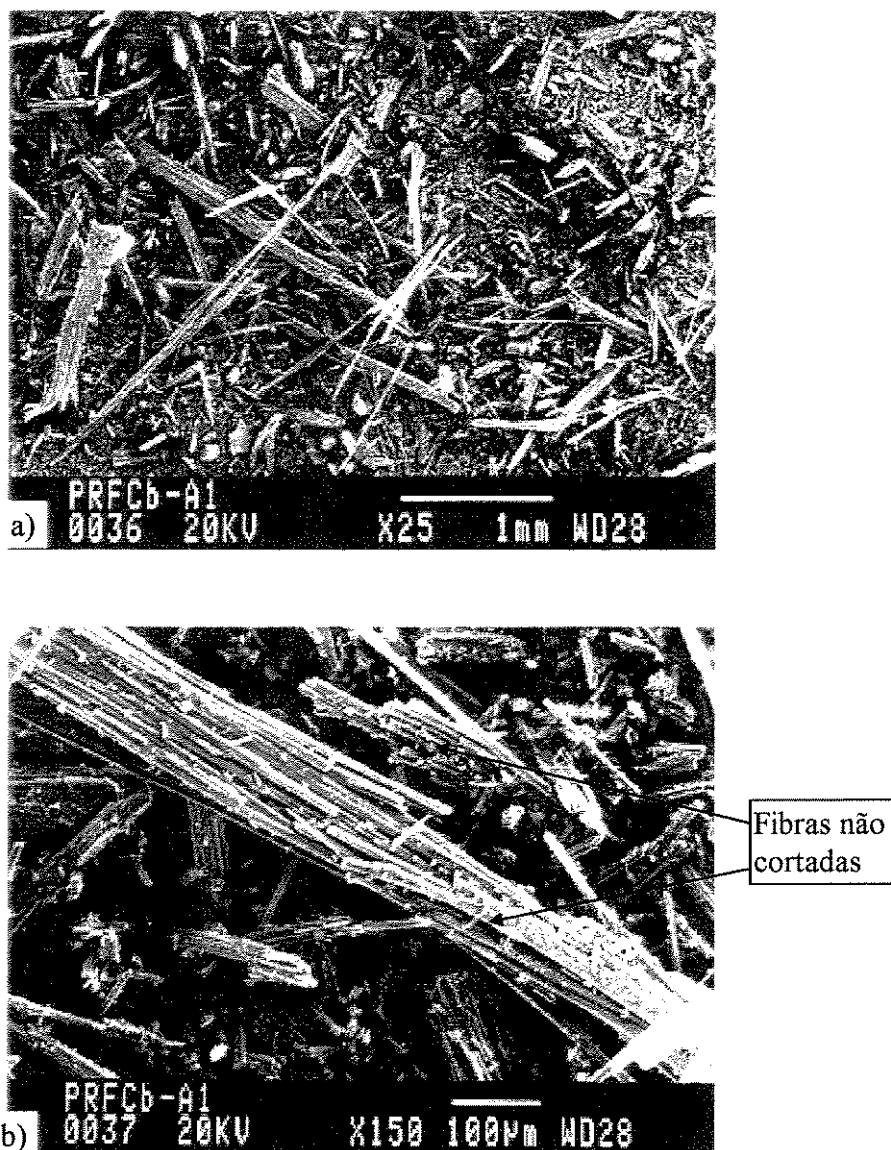


Figura 7.30 - Tipo de cavaco formado no torneamento de compósito PRFC-FB. $V_c=310\text{m/min}$, $f=0,12\text{ mm/v}$, $a_p=1\text{ mm}$.

Quanto à escolha da melhor ferramenta, apesar da ferramenta de PCD apresentar o melhor desempenho técnico, é interessante fazer uma simulação dos custos de usinagem para as três ferramentas ensaiadas no compósito PRFC-FB (Coppini & Ferreira, 1997). Da mesma forma que no compósito PRFC-FP considera-se uma peça hipotética de comprimento de corte $L_c=350\text{ m}$ e adota-se o critério de fim de vida como sendo o desgaste de flanco $VB_{\max}=0,8\text{ mm}$ para as ferramentas de metal duro K10 e cerâmica mista, e $VB_c=0,2\text{ mm}$ para o PCD. O critério $VB_c=0,2\text{ mm}$ adotado para o PCD propicia 5 afiações para a ferramenta. A Tabela 7.3 mostra os

tempos e custos de usinagem por peça para cada caso. Verifica-se em função dos resultados obtidos, que o metal duro proporciona um menor custo de usinagem em relação as duas ferramentas. Portanto, no caso deste compósito PRFC-FB pode-se trabalhar com a ferramenta de metal duro em operação de desbaste, deixando o PCD somente para operações de acabamento.

Tabela 7.3 - Tempos e Custos de usinagem para o compósito PRFC-FB.

Item	M.Duro K10	Al ₂ O ₃ +TiC	PCD
Tempo de corte t_c (min)	1,13	1,13	1,13
Tamanho do lote Z (Nº de peças)	170	170	170
Tempos improdutivos $t_i=t_s+t_a+t_p/Z$ (min)	1,0	1,0	1,0
Tempo de troca da ferramenta t_{ft} (min)	1,5	1,5	1,5
Vida das ferramentas L_c (m)	3200	2533	19500
Vida das ferramentas T (min)	10,32	8,17	62,9
Tempo total fabricação peça t_t (min)	2,28	2,33	2,15
Número de vidas da ferramenta (n_1)	8	8	6
Número de afiações (n_2)	-	-	5
Custo do operador S_h (US\$/h)	8,00	8,00	8,00
Custo máquina S_m (US\$/h)	25,00	25,00	25,00
Custo de afiação C_{af} (US\$)	-	-	15,00
Preço da ferramenta C_f (US\$)	10,00	17,00	56,00
Preço porta-ferramenta/vida C_{pf}/n_{pf} US\$	0,25	0,25	0,25
Custo da ferramenta/vida C_{ft} (US\$)	1,50	2,37	22,08
Custo de usinagem por peça C_p(US\$)	1,42	1,61	1,58

7.2.2 Curvas de Vida da Ferramenta de Metal Duro

Vários ensaios foram realizados para estudar as características de usinagem do compósito PRFC-FB. A Figura 7.31 mostra o comportamento da ferramenta de metal duro K10 sem cobertura em relação à velocidade de corte. Observa-se que o desempenho desta ferramenta foi bastante satisfatório, apresentando valores de desgastes bem menores que os obtidos nos ensaios

do compósito PRFC-FP. A Figura 7.32 mostra a curva do desgaste de flanco em função da velocidade de corte para um comprimento usinado $L_c = 3500$ m. A tendência de crescimento do desgaste é similar ao compósito PRFC-FP, ou seja, o desgaste varia pouco com velocidades de até 200 m/min e acima deste valor apresenta elevada taxa de crescimento. No entanto, existe uma diferença significativa em termos de comprimento usinado entre os dois compósitos para uma mesma velocidade de corte. O compósito PRFC-FB foi menos abrasivo à ferramenta que o PRFC-FP, pois o compósito PRFC-FB apresenta menor porcentagem de fibras que o PRFC-FP e, pelo fato das fibras estarem na forma bobinada, sempre estão dispostas numa mesma direção em relação à ferramenta, ou seja, estão numa posição quase que paralela à direção de corte.

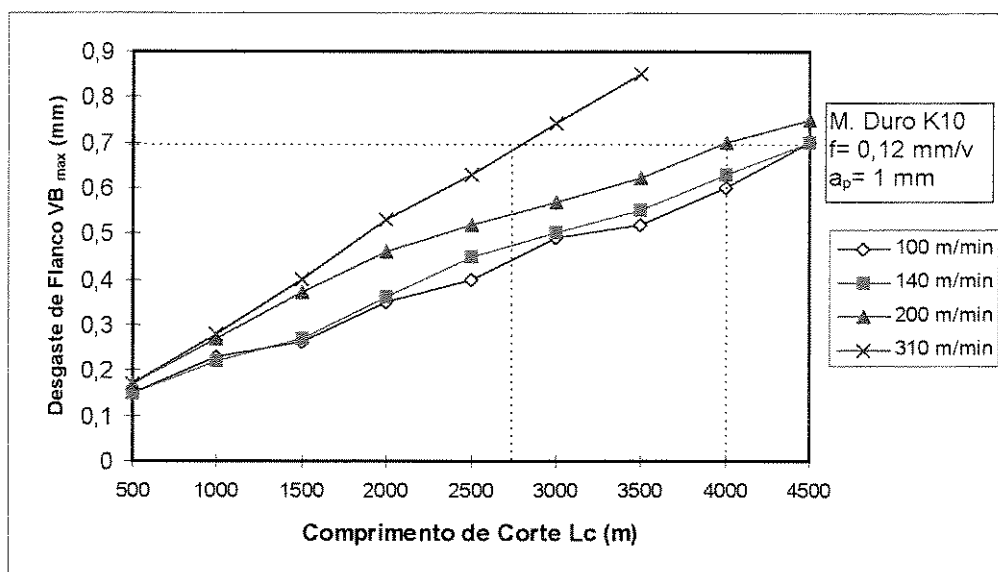


Figura 7.31 - Desgaste de flanco em função do comprimento de corte.

Adotando-se como critério de fim de vida da ferramenta o desgaste de flanco $VB_{\max} = 0,7$ mm, obtém-se a curva de vida segundo a equação de Taylor simplificada $L_c \times V_c^{x-1} = K$ ou $L_c \times V_c^{0,45} = 38477$ da Figura 7.33. Constata-se que para este compósito PRFC-FB, a velocidade de corte teve menor influência na vida da ferramenta de metal duro em comparação ao compósito PRFC-FP. Pode-se alcançar uma vida de 4000 m de comprimento de corte usinado, que corresponde a 20 min de vida com velocidade de corte de 200 m/min, para um desgaste de flanco $VB = 0,7$ mm. Assim, em razão deste fato torna-se desnecessário o uso de ferramenta de diamante

no torneamento de desbaste do compósito PRFC-FB, exceto em casos especiais como em algumas operações de acabamento, como descrito anteriormente.

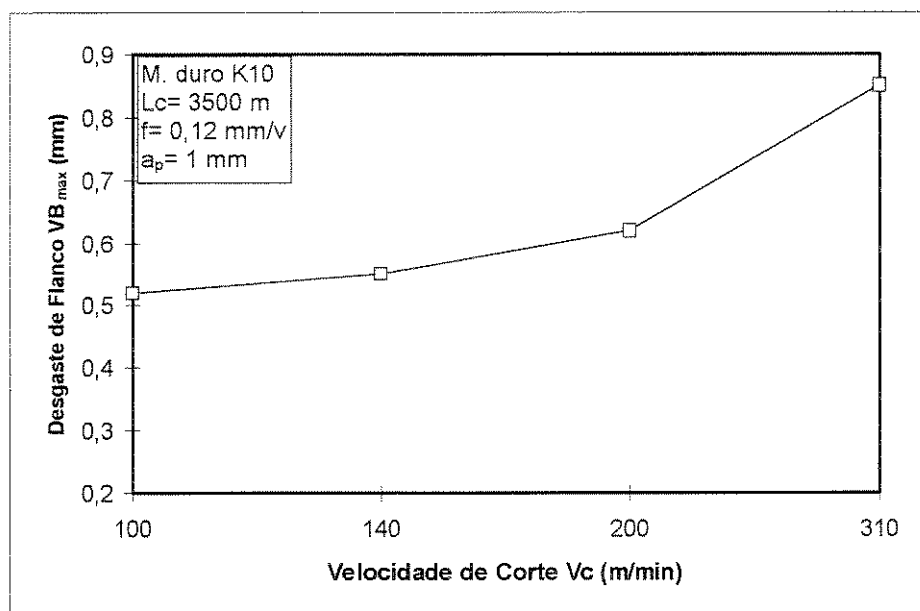


Figura 7.32 - Desgaste de flanco em relação à velocidade de corte.

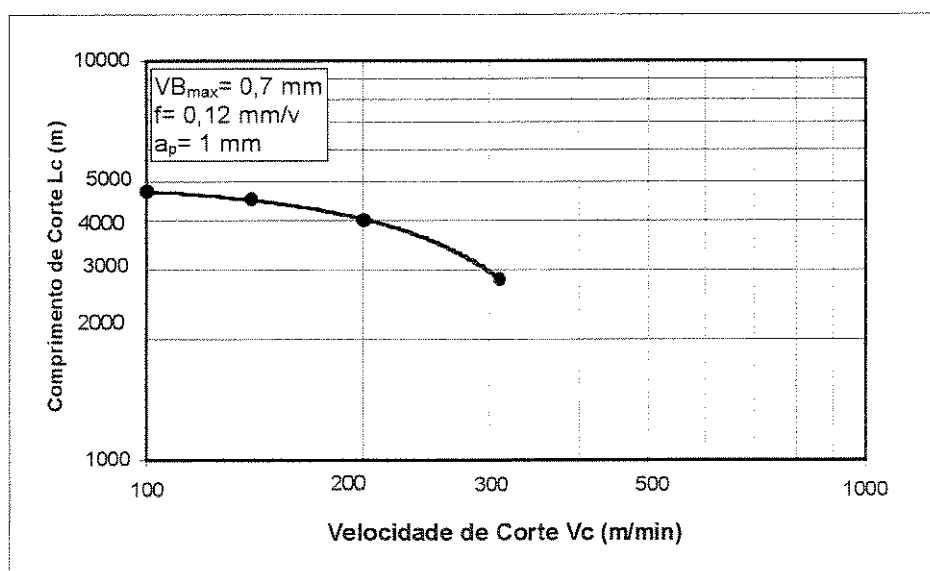


Figura 7.33 - Curva de vida da ferramenta de metal duro K10.

7.2.3 Esforços de Corte

As Figuras 7.34 e 7.35 mostram as forças de corte e avanço, respectivamente, em função do comprimentos de corte usinado, em várias velocidades de corte. As curvas das forças mostram a mesma tendência de crescimento do desgaste visto anteriormente. Observou-se que o comprimento de corte não teve grande influência nas forças de corte e avanço, em função da pouca variação do desgaste da ferramenta com a velocidade. A pressão específica de corte encontrada ($K_s = 300 \text{ N/mm}^2$, para $V_c = 100 \text{ m/min}$, $f = 0,12 \text{ mm/v}$, $a_p = 1 \text{ mm}$), e os valores absolutos dos esforços de corte do compósito PRFC-FB foram relativamente menores que para o PRFC-FP. Este fato ocorre em razão das diferenças estruturais (proporção fibra/resina) entre os dois materiais compósitos. Da mesma forma, a força de avanço foi maior que a força de corte, e mais sensível ao desgaste da ferramenta, comprovando os resultados do compósito PRFC-FP.

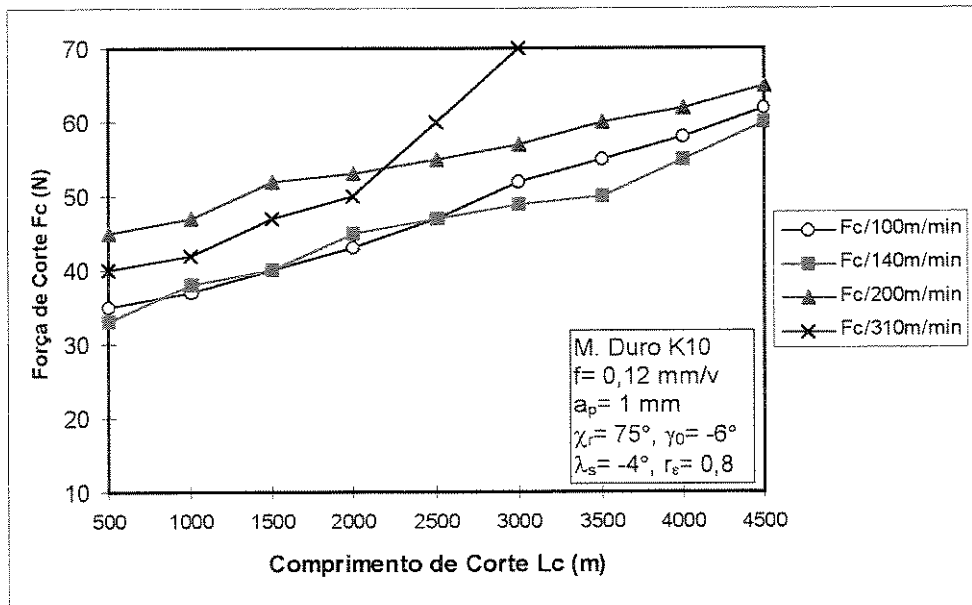


Figura 7.34 - Força de Corte em função do comprimento de corte.

As Figuras 7.36 e 7.37 mostram a variação da força de corte em relação ao avanço e à velocidade de corte, respectivamente, para o torneamento dos compósitos PRFC-FP e PRFC-FB com ferramenta de PCD. Na Figura 7.36 pode ser observado que os valores da força de corte crescem com o avanço. Constata-se que as forças de corte ($K_s = 500 \text{ N/mm}^2$, $f = 0,1 \text{ mm/v}$) para o

torneamento de PRFC-FP apresentam maior taxa de crescimento e são relativamente maiores que na usinagem de PRFC-FB ($K_s = 300 \text{ N/mm}^2$, $f = 0,1 \text{ mm/v}$) devido ao compósito PRFC-FP apresentar maior porcentagem de fibras de carbono que o PRFC-FB. E que devido aos baixos valores absolutos das forças, não observou-se uma diferença significativa da força em função da geometria positiva (+) ou negativa (-) da ferramenta de PCD.

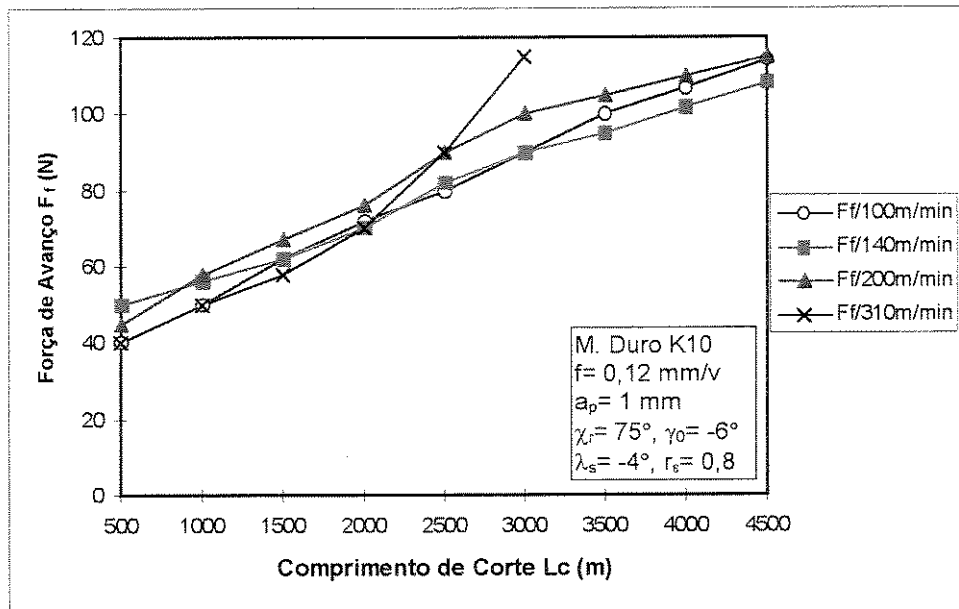


Figura 7.35 - Força de avanço em função do comprimento de corte.

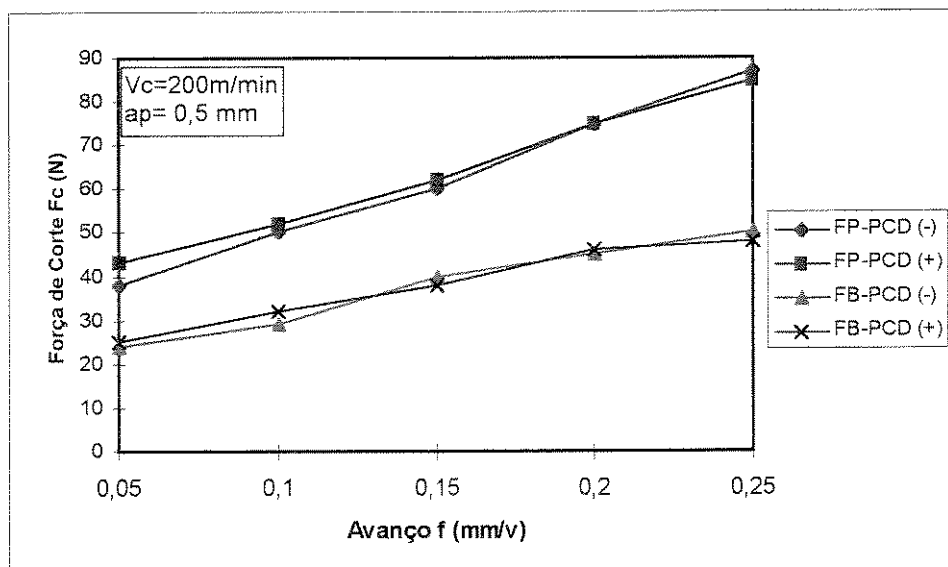


Figura 7.36 - Força de corte em função do avanço, PRFC-FP/PRFC-FB.

A Figura 7.37 mostra que a força de corte no torneamento com ferramenta de PCD de compósitos PRFC-FP e PRFC-FB, não apresenta a tendência de aumento com a velocidade de corte conforme apresentado pela ferramenta de metal duro. Observou-se que a força de corte sofre pequenas variações com a velocidade de corte, e que a geometria positiva da ferramenta de PCD trouxe uma pequena redução da componente da força de corte. A comparação entre o uso de uma ferramenta de PCD nova (PCD N.) e usada (U.) com $V_B = 0,1$ mm, praticamente não influenciou no valor da força e também estes valores são bem reduzidos comparados com os medidos com ferramenta de metal duro, sendo pouco precisa sua leitura.

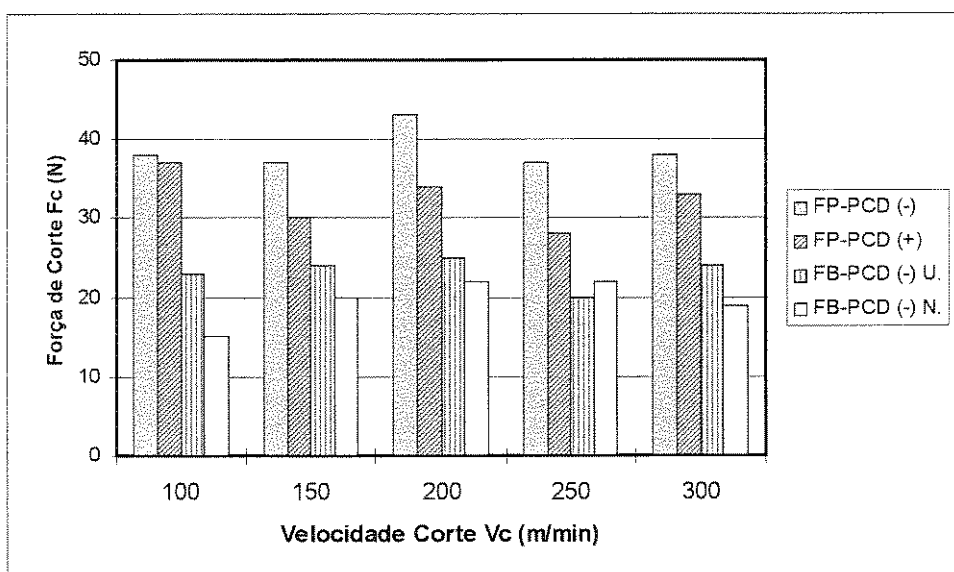


Figura 7.37 - Força de corte em função da velocidade de corte. PRFC-FP/PRFC-FB, $f = 0,05 \text{ mm/v}$, $a_p = 1 \text{ mm}$, PCD (-) N. (negativa, nova), PCD (-) U. (usada, $V_B = 0,1$ mm).

7.2.4 - Acabamento Superficial

No torneamento de acabamento do compósito PRFC-FB, observou-se que apesar da já comentada influência negativa do desgaste das ferramentas de metal duro e cerâmica no acabamento do compósito, a ferramenta de PCD quando também apresenta um pequeno desgaste, acaba prejudicando a rugosidade da peça. A Figura 7.38 mostra a influência do desgaste de flanco ($V_{B_{\max}} \cong 0,05$ mm) da ferramenta de PCD (-) na rugosidade do compósito PRFC-FB, em relação à

uma ferramenta nova. Verifica-se que existe uma melhora significativa na rugosidade quando se trabalha com ferramenta afiada, e que a velocidade de corte na faixa de 150-250 m/min, não influenciou o comportamento da rugosidade da peça (Ferreira et al. (c), 1997).

A Figura 7.39 mostra a influência do avanço na rugosidade do compósito PRFC-FB. A rugosidade piora com o aumento do avanço, de maneira análoga à usinagem dos metais convencionais. Observou-se que a rugosidade obtida para o compósito PRFC-FB é relativamente menor que a rugosidade do compósito PRFC-FP, para uma mesma condição de corte. Justifica-se isto pelo fato de que as fibras bobinadas estão numa posição bem definida no compósito PRFC-FB, enquanto que no compósito PRFC-FP as fibras estão picadas e dispersas de maneira aleatória na estrutura. E assim, durante a usinagem as fibras picadas estão mais sujeitas aos problemas de acabamento como o arrancamento de fibras (*fiber pull-out*) (Ferreira et al. (d), 1997).

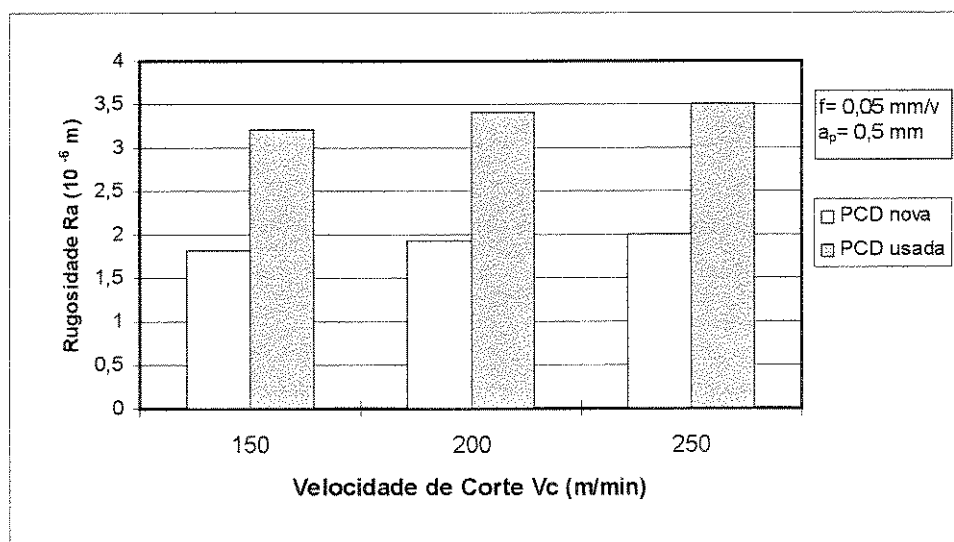


Figura 7.38- Efeito do desgaste da ferramenta de PCD na rugosidade do compósito PRFC-FB.

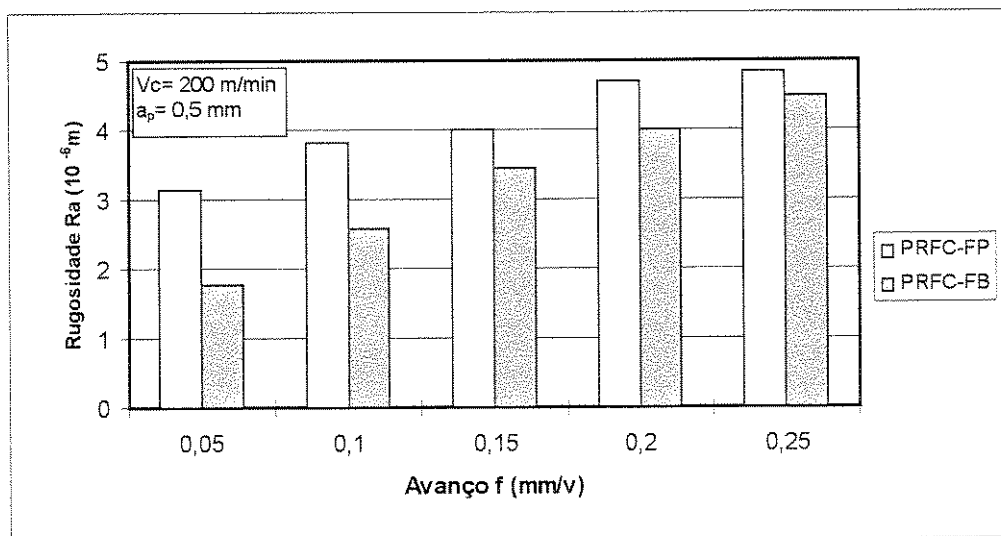


Figura 7.39 - Rugosidade R_a dos compósitos PRFC-FP e PRFC-FB em função do avanço.

7.3 Torneamento do Compósito C/C

7.3.1 Generalidades

A relevância dos compósitos de carbono-carbono (C/C) deve-se à algumas de suas propriedades como: elevadas resistências à ablação e ao choque térmico, boa resistência mecânica, alta rigidez e inércia química, baixa massa específica e etc. Entretanto, os custos associados às etapas de fabricação deste material são muito elevados, por exigirem longos períodos de tempo em elevadas temperaturas. Em face de suas propriedades interessantes em altas temperaturas, crescem as aplicações dos compósitos C/C nas indústrias aeronáuticas, aeroespaciais, nuclear, biomédicas e automotivas, e também a necessidade do aprimoramento do seu processo de usinagem, pois a operação final de sua fabricação é uma operação de usinagem, onde são dados a precisão dimensional e o acabamento superficial da peça. Devido ao elevado custo de fabricação deste compósito, a não conformidade da qualidade da peça leva à sérios prejuízos (Coppini et al., 1995). Portanto, em razão da escassa literatura sobre a usinagem de compósito C/C, e por ser este material de difícil usinabilidade, torna-se muito importante um estudo minucioso das suas características de usinagem (Coppini et al. (b), 1996).

7.3.2 Comportamento das Ferramentas

A Figura 7.40 mostra o comportamento dos diferentes materiais de ferramentas ensaiados no torneamento do compósito C/C. A cerâmica reforçada com whiskers de carbeto de silício apresentou o maior desgaste de flanco VBc entre todas as ferramentas. Este fato ocorreu provavelmente devido à uma afinidade do carbeto de silício da ferramenta com o material da peça, e por motivo de degradação termo-mecânica da cerâmica em função da elevada abrasividade do compósito C/C (Masuda et al., 1993). Os metais duros recobertos apresentaram desempenho similares, e melhores resultados em relação ao metal duro sem cobertura. A camada de recobrimento neste caso trouxe uma melhora nos resultados, protegendo o substrato do metal duro contra a ação abrasiva do material compósito. O nitreto de boro cúbico policristalino (PCBN) apresentou desempenho similar ao da cerâmica mista. Explica-se isto devido ao fato do PCBN utilizado apresentar uma fase cerâmica (TiC), e consequentemente um comportamento análogo à cerâmica mista. De outro modo, o diamante policristalino (PCD) mostrou ser a melhor ferramenta para usinar o compósito C/C, apresentando o menor desgaste entre todas ferramentas testadas (Ferreira et al. (a), 1998).

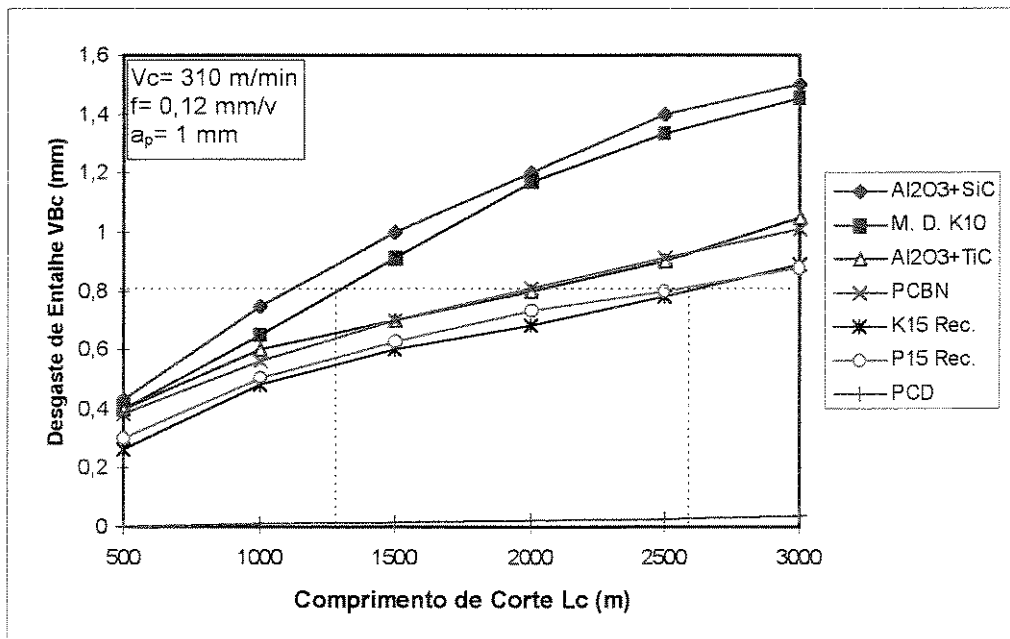


Figura 7.40 - Desgaste das ferramentas em função do comprimento de corte.

Como visto na Figura 7.40, tecnicamente o PCD foi a melhor ferramenta. No entanto, fazendo-se uma simulação de tempos e custos do torneamento do compósito C/C, de maneira análoga como feito nos compósitos PRFC-FP e PRFC-FB, obtém-se o custo de usinagem por peça para cada ferramenta, adotando-se os mesmos critérios de vida. Analisou-se neste caso as ferramentas de metal duro K10 sem cobertura, por apresentar menor custo, K15 com cobertura, e o PCD por desempenho técnico. A Tabela 7.4 apresenta os tempos e custos de usinagem para cada ferramenta. Observa-se que apesar do maior preço do PCD em relação às duas ferramentas, o seu custo de usinagem por peça ficou entre os custos das ferramentas de metal duro K10 e K15 recoberto, o que torna bastante atraente no caso, utilizar o PCD tanto em operação de torneamento de acabamento como em operação de desbaste do compósito C/C, diminuindo o número de trocas da ferramenta.

Tabela 7.4 - Tempos e Custos de usinagem para o torneamento do compósito C/C.

Item	M.Duro K10	M.D. K15 Rec.	PCD
Tempo de corte t_c (min)	1,13	1,13	1,13
Tamanho do lote Z (Nº de peças)	170	170	170
Tempos improdutivos $t_i = t_s + t_a + t_p/Z$ (min)	1,0	1,0	1,0
Tempo de troca da ferramenta t_n (min)	1,5	1,5	1,5
Vida das ferramentas L_c (m)	1300	2583	18500
Vida das ferramentas T (min)	4,19	8,33	59,6
Tempo total fabricação peça t_t (min)	2,52	2,32	2,15
Número de vidas da ferramenta (n_1)	8	8	6
Número de afiações (n_2)	-	-	5
Custo do operador S_h (US\$/h)	8,00	8,00	8,00
Custo máquina S_m (US\$/h)	25,00	25,00	25,00
Custo de afiação C_{af} (US\$)	-	-	15,00
Preço da ferramenta C_f (US\$)	10,00	13,00	56,00
Preço porta-ferramenta/vida C_{pf}/n_{pf} US\$	0,25	0,25	0,25
Custo da ferramenta/vida C_n (US\$)	1,50	1,87	22,08
Custo de usinagem por peça C_p (US\$)	1,79	1,52	1,60

7.3.3 Tipo de Cavaco e Desgastes das Ferramentas

O tipo de cavaco formado na usinagem de compósito C/C é semelhante àquele formado nos compósitos PRFC, ou seja um cavaco de ruptura com pouquíssima deformação. Durante a usinagem forma-se uma nuvem de poeira preta formada pela matriz de carbono fraturada, combinada com fibras de carbono e varetas de C/C arrancadas da pré-forma. Este cavaco gerado na usinagem é abrasivo e altamente condutor elétrico, portanto é de fundamental importância a sua coleta junto à região de corte, para que não polua a máquina e o ambiente de trabalho. As Figuras 7.41 e 7.42 mostram uma amostra do cavaco formado no torneamento do compósito C/C com ampliações de 25 e 150 vezes, respectivamente.

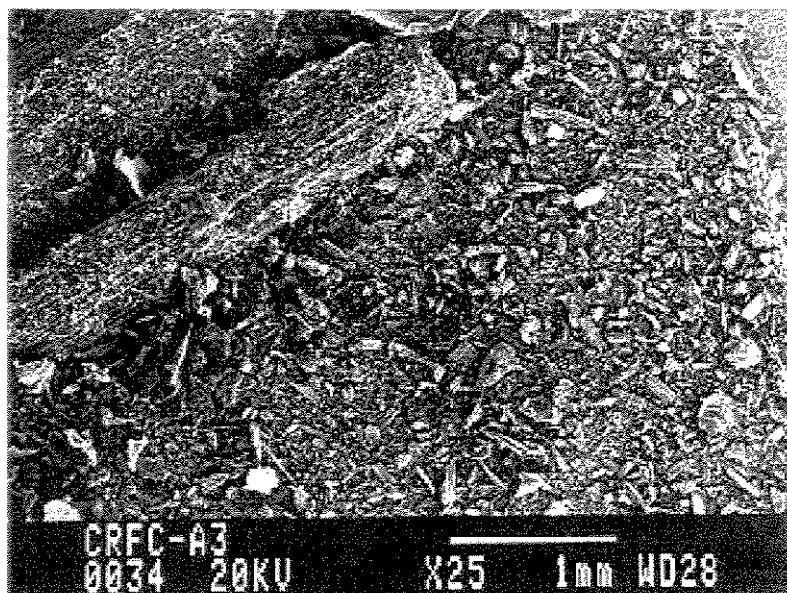


Figura 7.41 - Amostra do cavaco formado no torneamento de compósito C/C. $V_c = 310$ m/min, $f = 0,12$ mm/v, $a_p = 1$ mm.

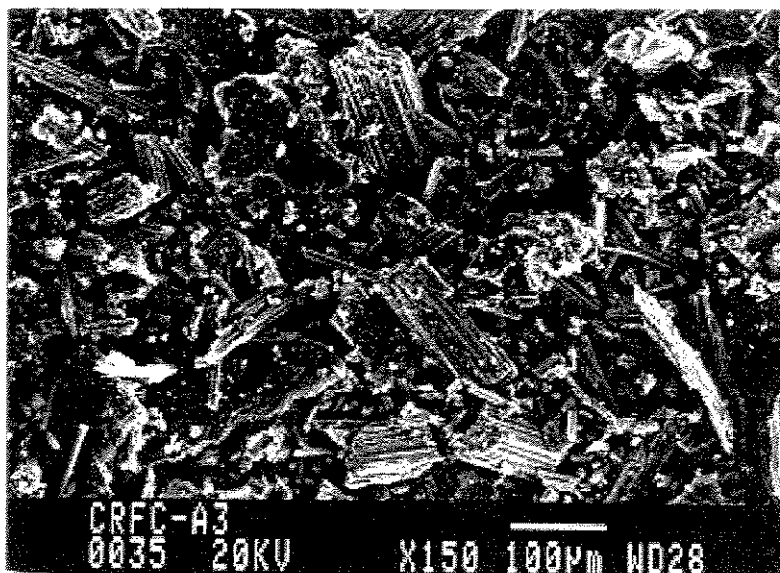


Figura 7.42 - Amostra do cavaco formado no torneamento de compósito C/C. $V_c = 310$ m/min, $f = 0,12$ mm/v, $a_p = 1$ mm.

A Figura 7.43 mostra os desgastes sofrido pela ferramenta de metal duro no torneamento do compósito C/C, onde observa-se que ocorre um pequeno desgaste na superfície de saída próximo à aresta principal de corte, com dimensões bem reduzidas comparado ao intenso desgaste de flanco na região curva da aresta de corte. A elevada heterogeneidade deste material com presença de várias varetas de C/C na pré-forma, geram vários sulcos na ferramenta, na direção perpendicular à aresta de corte secundária, zona de intenso atrito ferramenta/peça, podendo caracterizar a ocorrência dos mecanismos de desgastes de abrasão mecânica e ruptura de aderências. O desgaste na região curva da aresta próxima à superfície secundária de folga é definido pela norma ISO 3685 (1993) como desgaste de flanco VBc. Dentre as ferramentas ensaiadas, principalmente o metal duro K10 sem cobertura, sofreu um desgaste acentuado próxima à aresta secundária quando se utilizou avanços menores que 0,2 mm/v, em função da elevada abrasividade do compósito C/C (Ferreira et al. (b), 1998). Durante a usinagem, a ferramenta fica sujeita à esforços cíclicos e variações bruscas de temperaturas, pois quando se trabalha em altas velocidades de corte ($V_c > 500$ m/min), a degradação termo-mecânica se torna mais intensa, com formação de várias trincas na superfície de folga em direções paralelas e perpendiculares à aresta de corte, conforme mostradas nas Figuras 7.44 e 7.45.

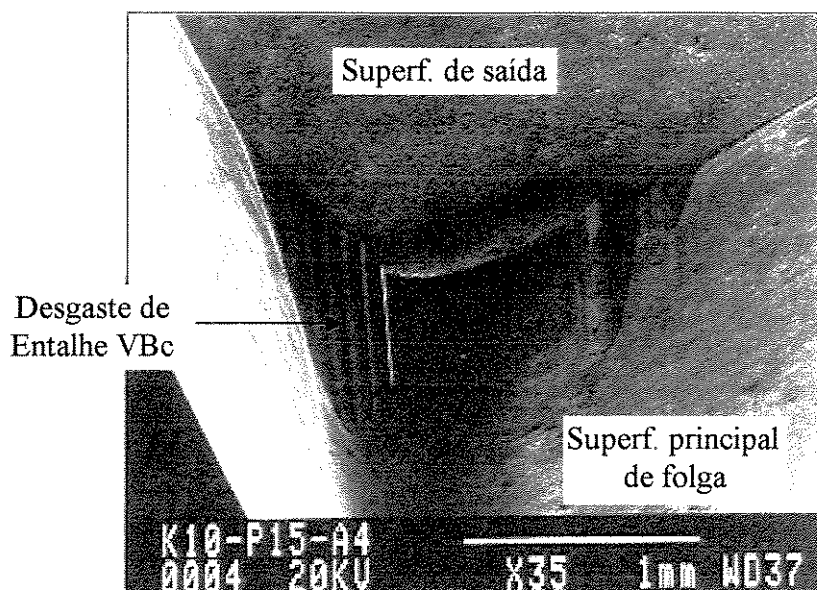


Figura 7.43 - Desgaste da ferramenta de metal duro K10 sem cobertura. VBc= 1,3 mm
KT=80 μ m, Lc= 2250 m, Vc= 310 m/min, f=0,12 mm/v, a_p= 1 mm.

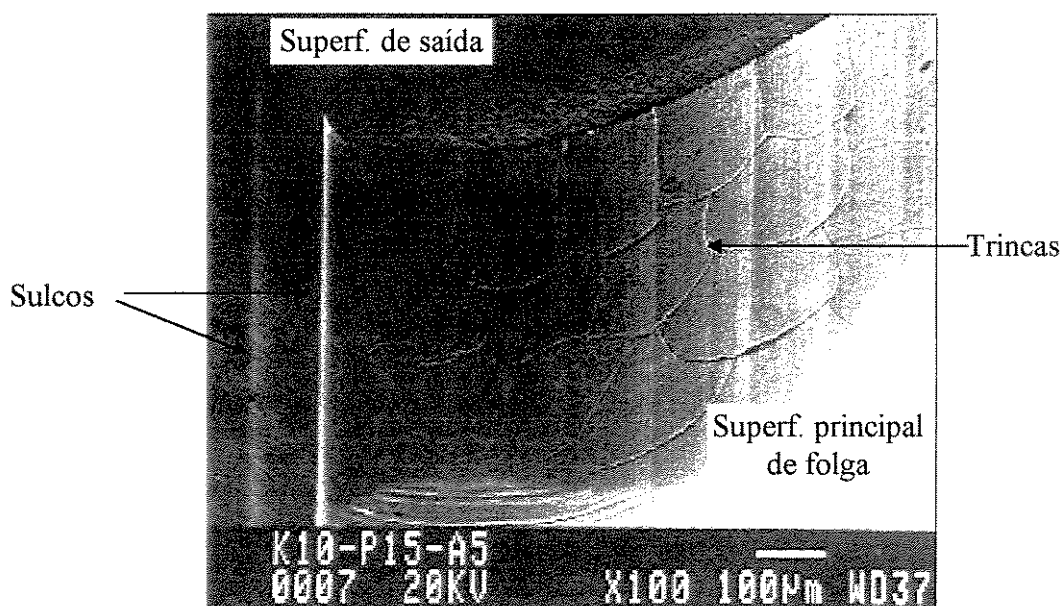


Figura 7.44-Avarias do M. duro K10. Vc=650 m/min, VBc=1,3 mm, Lc= 3000 m, f=0,12mm/v.

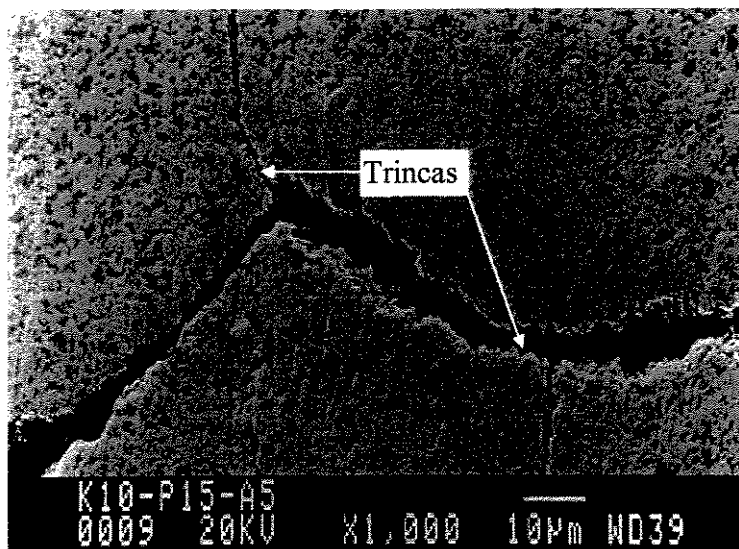


Figura 7.45 - Trincas na ferramenta de metal duro K10. $V_c=650$ m/min, $L_c=3000$ m.

7.3.4 Influência das Condições de Corte

- **Velocidade de Corte**

A Figura 7.46 mostra a influência da velocidade de corte no desgaste da ferramenta de metal duro K10 sem cobertura. Observa-se que acontece um fenômeno completamente inverso ao que ocorre na usinagem convencional dos metais. Neste caso o desgaste da ferramenta VB_c decresce com o aumento da velocidade de corte de $V_c=150$ m/min para $V_c=500$ m/min, e volta crescer no intervalo de $V_c=500$ m/min a $V_c=800$ m/min. Explica-se este fato, pois como visto anteriormente, o compósito C/C apresenta a propriedade de oxidar-se em atmosfera não controlada em temperaturas acima de 370°C (Savage, 1993). Como no processo de usinagem do compósito as temperaturas de corte ultrapassam este valor (Santhanakrishnan et al. (b), 1993), pode-se constatar que ocorreu durante o corte um processo de oxidação do material da peça. Pois, se quantificarmos a quantidade de calor gerado ($Q = F_c \times V_c$), em função da energia consumida nas condições de corte utilizadas nos ensaios, verifica-se que a temperatura na ponta da ferramenta ultrapassa com folga a temperatura de oxidação do compósito C/C, sendo que o fluxo de calor

gerado na usinagem não é distribuído de maneira uniforme na seção do cavaco e, assim onde há maior concentração deste são criados pontos quentes no contato ferramenta-peça.

A medida que a velocidade de corte cresce tem-se maior temperatura de corte e um maior processo de oxidação, que provoca uma diminuição da resistência da peça ao corte (Thomas, 1993), facilitando a usinagem e provocando menor desgaste à ferramenta. No entanto, em velocidades de corte altas ($V_c > 500$ m/min) têm-se uma alteração deste fenômeno, pois o aumento do volume de oxidação na região de corte não acompanhou na mesma proporção, a taxa de crescimento da velocidade de corte. Assim, acima da velocidade de corte de 500 m/min, tem-se uma inversão do comportamento do desgaste da ferramenta, vide Figura 7.47.

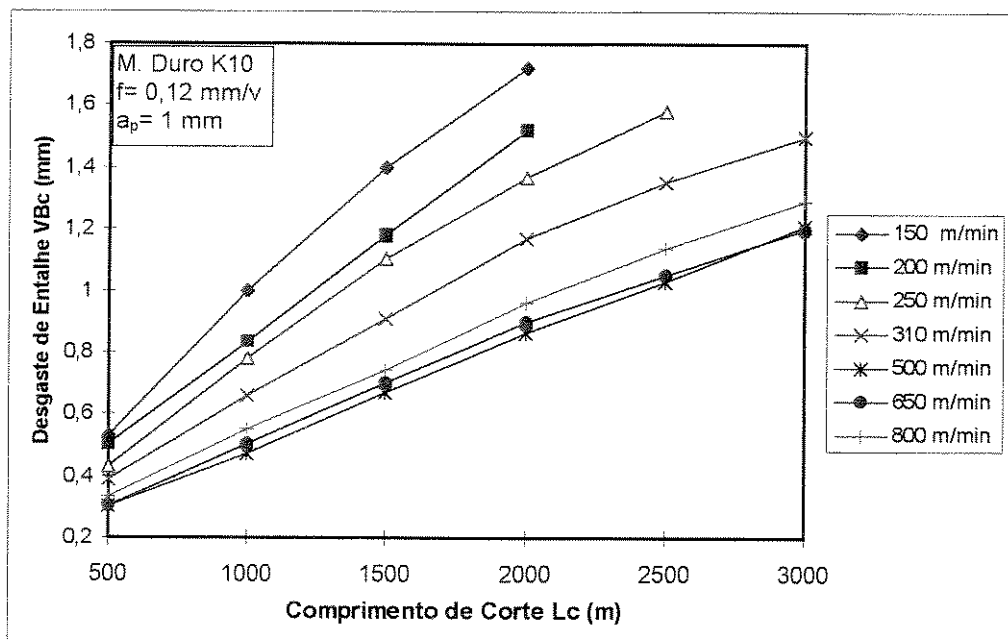


Figura 7.46 - Desgaste de entalhe versus comprimento de corte.

• Avanço

A influência do avanço no desgaste da ferramenta de metal duro K10 sem cobertura é mostrado na Figura 7.48. O desgaste da ferramenta aumenta com a diminuição do avanço, pois em pequenos avanços existe maior abrasão ferramenta-peça por unidade de volume de cavaco removido, e também ocorre uma maior concentração de calor na ponta da ferramenta. Com o

aumento do avanço tem-se uma melhor dispersão do calor gerado na usinagem para a peça, aliviando em parte a ferramenta e assim diminuindo o seu desgaste. Estes resultados confirmam a tendência de diminuição do desgaste da ferramenta com o aumento do avanço apresentada pelo compósito PRFC-FP (Ferreira, et al. (b), 1997). Assim, para operações de desbaste, com avanços da ordem de 0,2 mm/v, a ferramenta de metal duro apresenta resultados mais satisfatórios, conforme mostra a Figura 7.49. No entanto, quando aumenta-se o avanço, ocorre com maior frequência o arrancamento de varetas (conjunto de fibras) da pré-forma do compósito C/C e também há um aumento dos sulcos gerados na superfície de folga secundária e da intensidade do desgaste de cratera (Figura 7.50).

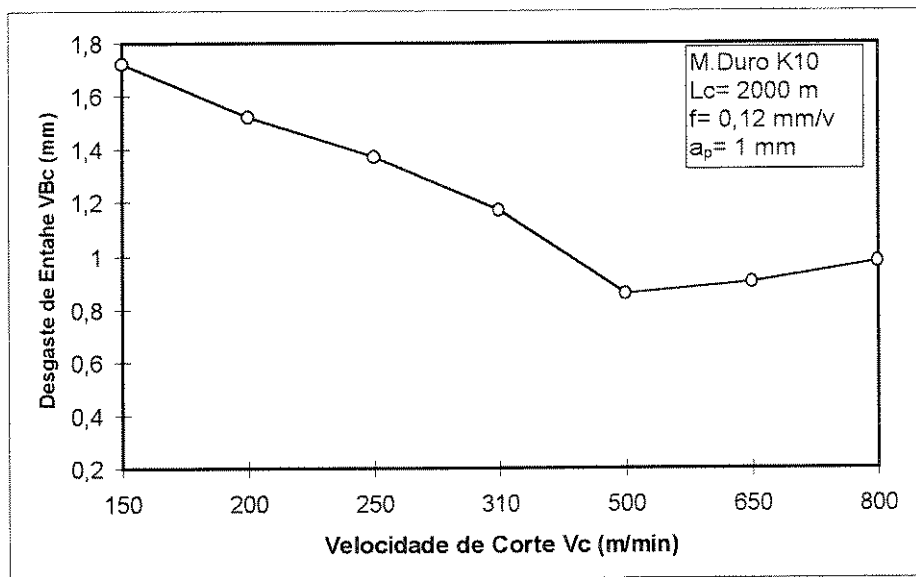


Figura 7.47-Desgaste de entalhe em função da velocidade de corte.

• Esforços de Corte

Para todos os ensaios de torneamento com o compósito C/C as forças de usinagem foram relativamente baixas ($F_c < 50$ N). Estes valores tão baixos podem ser explicados pelo fato do compósito C/C apresentar baixa resistência ao cisalhamento e ser extremamente frágil ($\epsilon \approx 0,5\%$), sofrendo inúmeras rupturas durante o corte. O cavaco formado durante o processo de usinagem praticamente não sofre deformação plástica, apresentando-se efetivamente na forma de um “pó”, ou seja o material compósito C/C não oferece grande resistência ao corte, confirmando os

resultados obtidos por Masuda et al. (1993). Assim, os valores absolutos das forças de usinagem não chegam a ser um parâmetro de restrição no torneamento do compósito C/C.

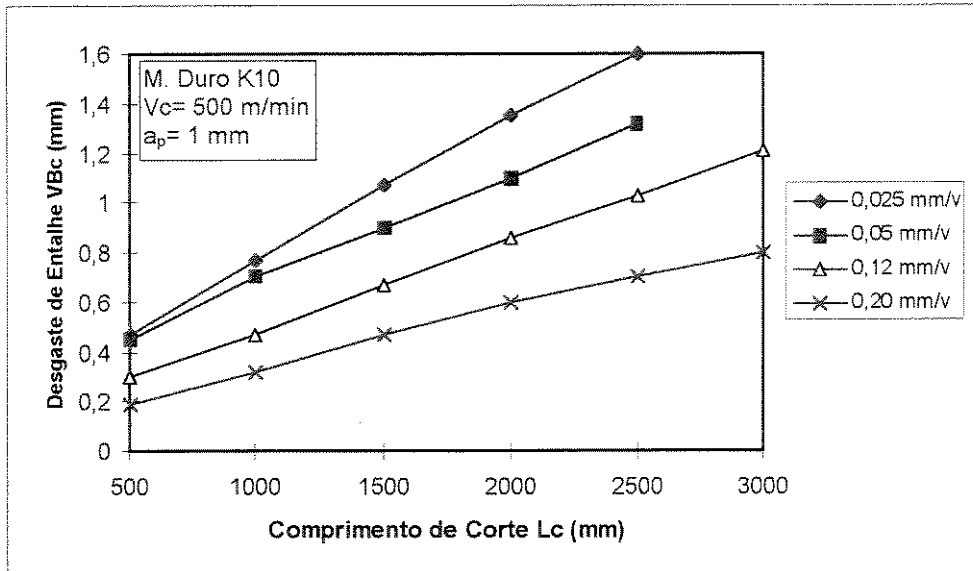


Figura 7.48 - Desgaste de entalhe em função do comprimento de corte.

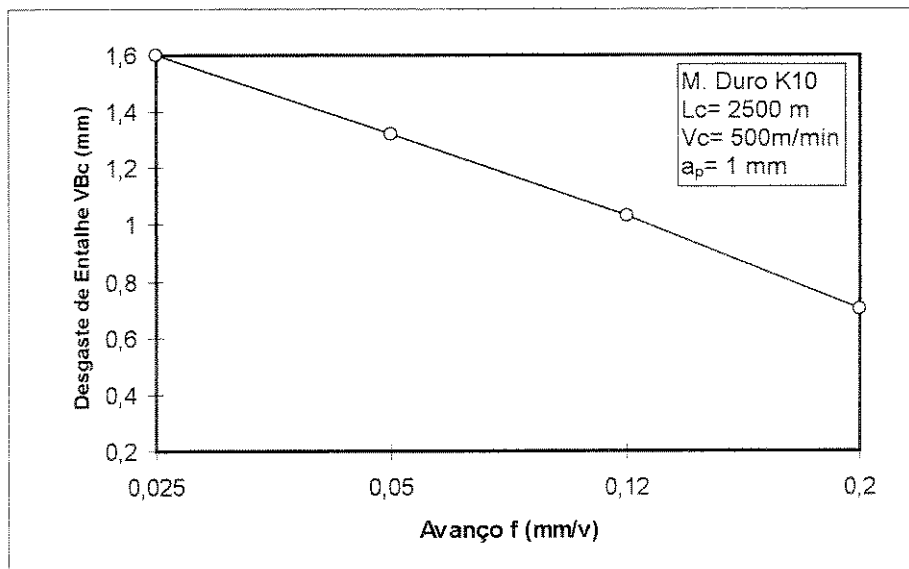


Figura 7.49 - Desgaste de entalhe VBc em função do avanço.

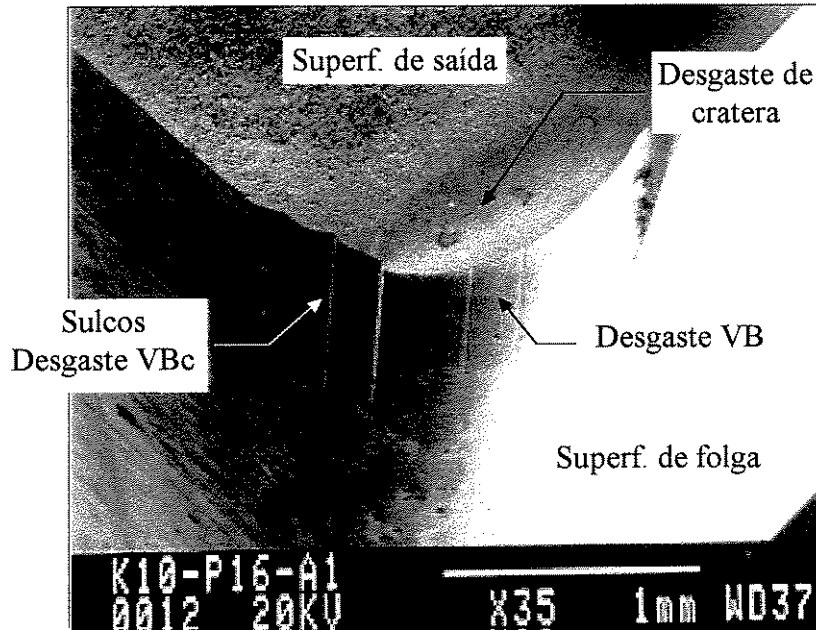


Figura 7.50 - Desgastes de flanco e de cratera da ferramenta de metal duro K10. VBc=0,7 mm, KT= 40 μ m. Vc=500m/min, f= 0,2 mm/v, a_p = 1 mm.

• Meio Ambiente

Um ponto que deve ser destacado sobre a usinagem do compósito CRFC é o ambiente de trabalho. Como a matriz e as fibras de carbono conduzem eletricidade e são abrasivas, a máquina-ferramenta deve ser protegida do pó gerado durante a usinagem, para evitar um possível curto-circuito nos componentes elétricos, ou avarias nas partes mecânicas. O pó (cavaco) formado durante a usinagem irrita a pele e se inalado traz sérios riscos à saúde das pessoas. Portanto, uma instalação adequada para remoção do cavaco e o uso de dispositivos de segurança são estritamente importantes, para proteção do operador e conservação da máquina-ferramenta.

7.3.5 Acabamento Superficial

As Figuras 7.51 e 7.52 mostram a influência do avanço na rugosidade Ra e Rmax do compósito C/C, respectivamente. Observou-se que o aumento do avanço piora a rugosidade do compósito C/C, sendo que f= 0,05 mm/v foi o melhor valor de avanço ensaiado. Quando se trabalha com avanço muito pequeno, por exemplo f= 0,025 mm/v, notou-se um maior desgaste da

ferramenta. De outra maneira, em avanços maiores, por exemplo $f = 0,2 \text{ mm/v}$, ocorre maior incidência de arrancamento de varetas de C/C da pré-forma. A rugosidade foi medida em três regiões distintas da superfície do compósito C/C em função da disposição das fibras na pré-forma. A rugosidade medida na direção da vareta foi relativamente menor, pois esta medida não sofreu influência da matriz de carbono do compósito, apenas da vareta da pré-forma. Ao contrário, quando se mede na direção perpendicular às varetas, seja à uma ou duas varetas, a rugosidade é bem maior em função da heterogeneidade da superfície do compósito, pois neste caso, a rugosidade é composta pela matriz de carbono, que depois de usinada possui inúmeras micro-crateras e pelas irregularidades das pontas das varetas da pré-forma.

A Figura 7.53 mostra a influência da velocidade de corte na rugosidade Ra do compósito C/C. Observou-se que não houve uma influência significativa da velocidade no acabamento do compósito C/C. No entanto, em velocidades maiores, pode ocorrer o fenômeno da oxidação do compósito, trazendo prejuízo às suas propriedades. Em razão da heterogeneidade e da fragilidade do compósito C/C, observou-se uma grande dispersão da medida de rugosidade. Quando se trabalhou com ferramenta de metal duro K10 com certo desgaste, foi praticamente impossível a realização da medida. Em operação de acabamento, a ferramenta de PCD por apresentar pequeno desgaste, proporcionou melhor qualidade superficial ao compósito C/C.

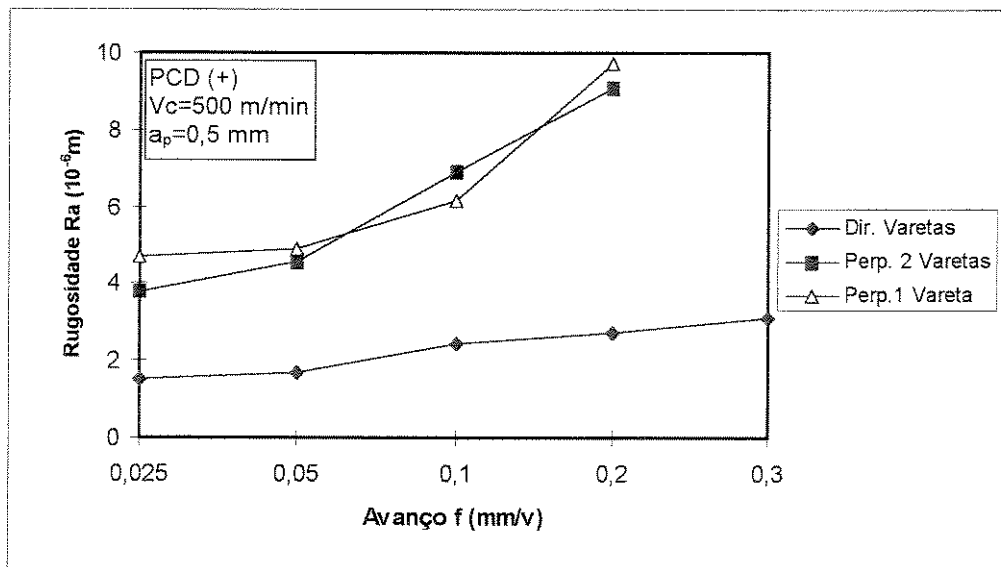


Figura 7.51 - Rugosidade Ra em função do avanço. Compósito C/C.

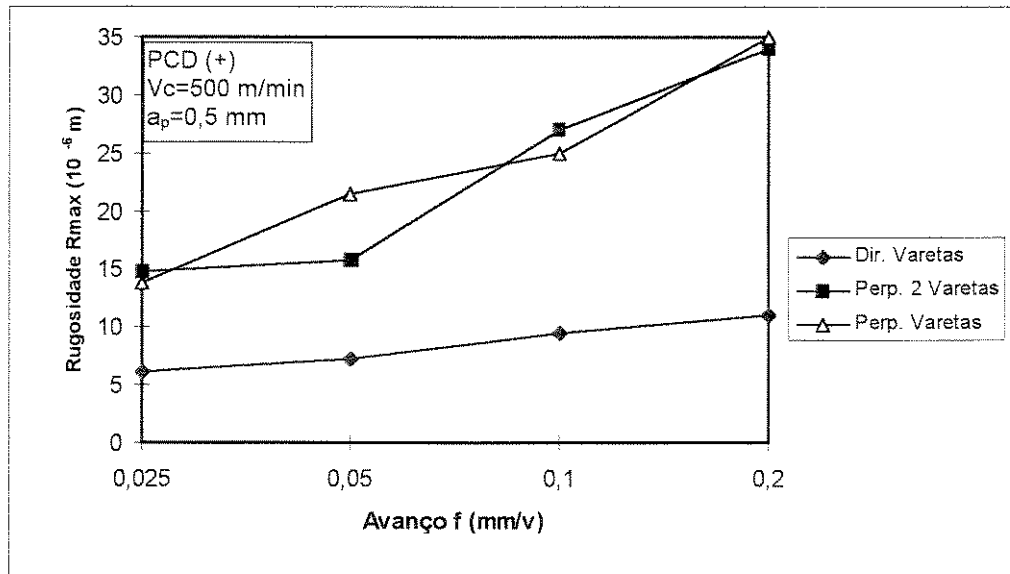


Figura 7.52 - Rugosidade R_{max} em função do avanço. Compósito C/C.

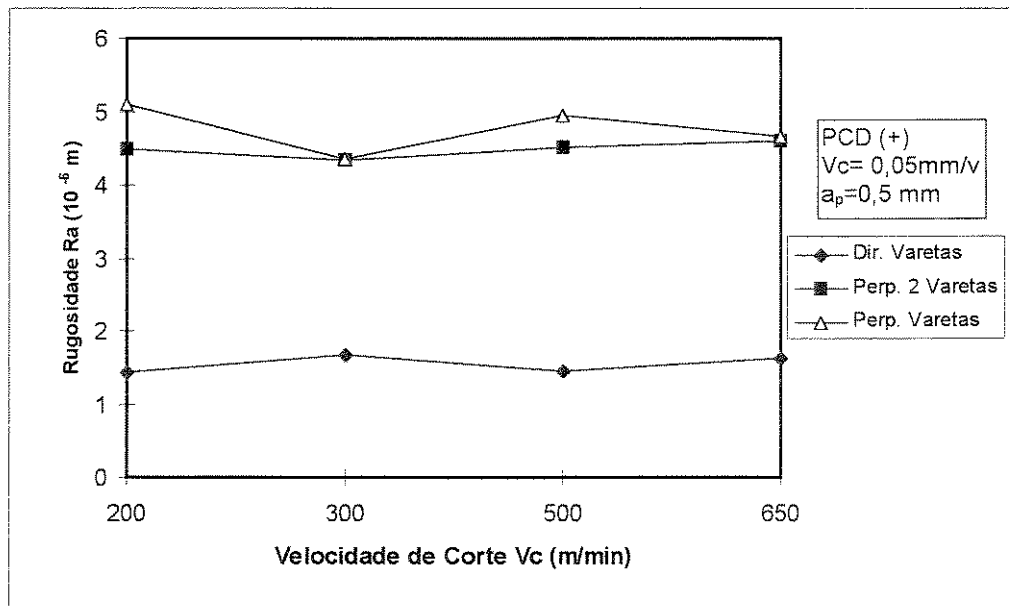


Figura 7.53 - Rugosidade R_a em função da velocidade de corte. Compósito C/C.

7.4 Comparação entre a Usinabilidade dos Compósitos PRFC-FP, PRFC-FB, e C/C

Os materiais compósitos PRFC-FP, PRFC-FB e C/C ensaiados neste trabalho são todos reforçados com fibras de carbono. No entanto, são obtidos por processos de fabricação e condições diferentes. Desta forma, estes compósitos como mostrados anteriormente, apresentaram comportamento diferentes em termos de usinagem, proporcionando diferentes desgastes e vidas das ferramentas, variações em termos de forças de corte e avanço, e desigualdades no acabamento superficial. Com relação às vidas das ferramentas, as Figuras 7.54 e 7.55 mostram comparações de desempenho das ferramentas de metal duro K10 e cerâmica mista no torneamento dos três compósitos. O desempenho foi analisado em termos de vida das ferramentas adotando-se como critérios os desgastes de flanco e de entalhe. Para os compósitos PRFC-FP e PRFC-FB verificou-se o desgaste VB_{max} , e para o compósito C/C mediu-se o desgaste de entalhe VB_c no flanco secundário. Observou-se que o compósito PRFC-FP foi mais nocivo às ferramentas de metal duro e cerâmica, pelo fato das fibras estarem dispostas na forma picada de forma aleatória na estrutura do compósito. Já o compósito PRFC-FB apresentou melhor usinabilidade dentre os compósitos em razão da menor percentagem de fibras e por estarem na forma bobinada com ângulo de bobinagem mais propício à usinagem. O compósito C/C apresentou um padrão de usinabilidade intermediário com baixos esforços de corte, porém, mostrou ser extremamente abrasivo às ferramentas, principalmente em baixas velocidades de corte, onde não ocorreu o fenômeno de oxidação.

A Figura 7.56 mostra as vidas das ferramentas (L_c) de metal duro K10, cerâmica mista, e PCD para os três compósitos com critérios de desgaste de flanco $VB_{max} = 0,8$ mm para metal duro e cerâmica mista, e desgaste $VB_c = 0,2$ mm para o PCD. Observou-se que a vida das ferramentas de metal duro e cerâmica oscilaram com os tipos de compósitos reforçados com fibras de carbono. No entanto, o PCD apresentou um bom desempenho, com uma vida com comprimento de corte $L_c \geq 18000$ m ($T \geq 60$ min) para todos os compósitos. O PCD apresentou uma vida de 6 a 60 vezes maior que o metal duro e de 8 a 30 vezes maior que a cerâmica mista no torneamento dos compósitos ensaiados. Mostrando ser tecnicamente a melhor ferramenta para usinagem destes

materiais, principalmente em operações de acabamento, onde nenhuma outra ferramenta ensaiada apresentou desempenho similar que assegurasse a qualidade dos compósitos.

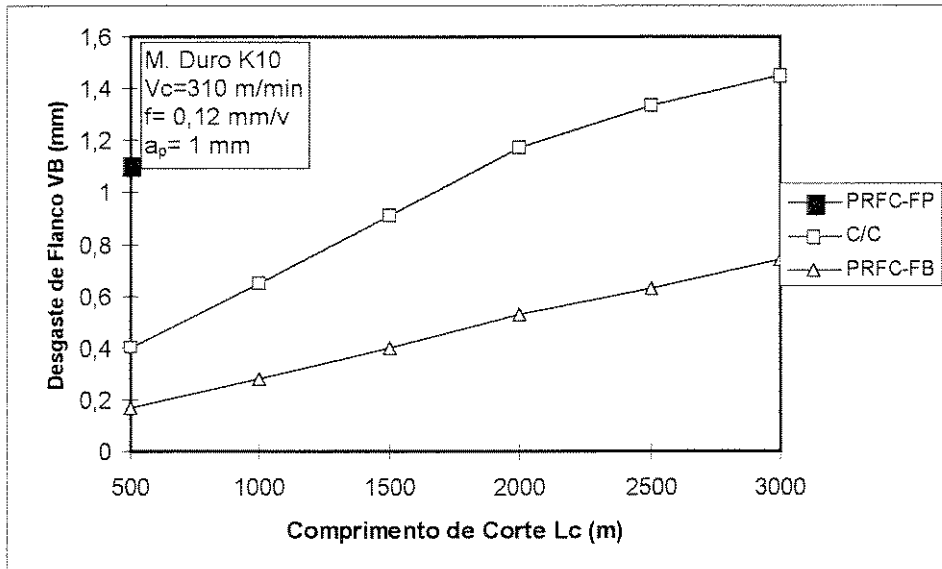


Figura 7.54 - Desgaste de flanco em função do comprimento de corte.

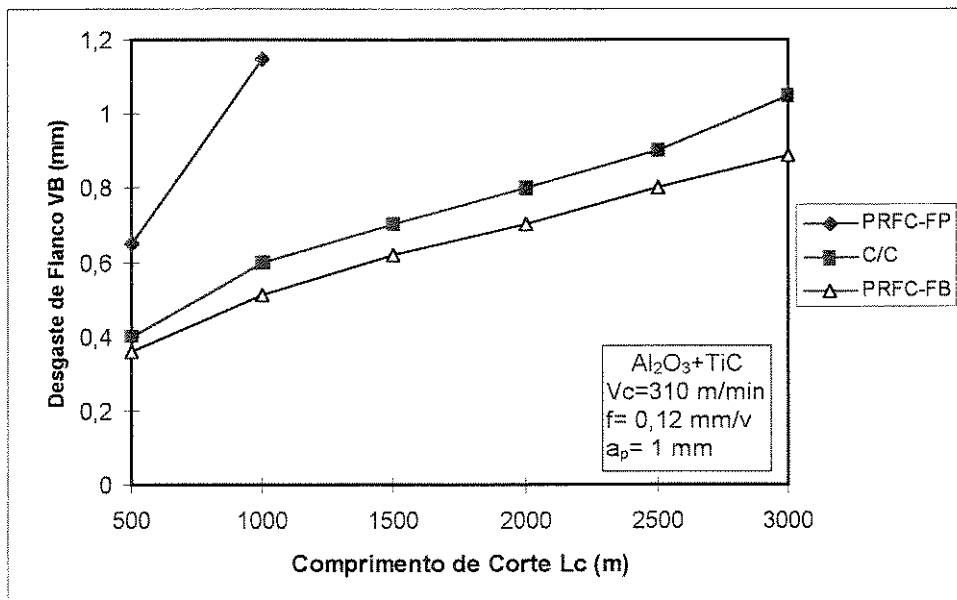


Figura 7.55 - Desgaste de flanco em função do comprimento de corte.

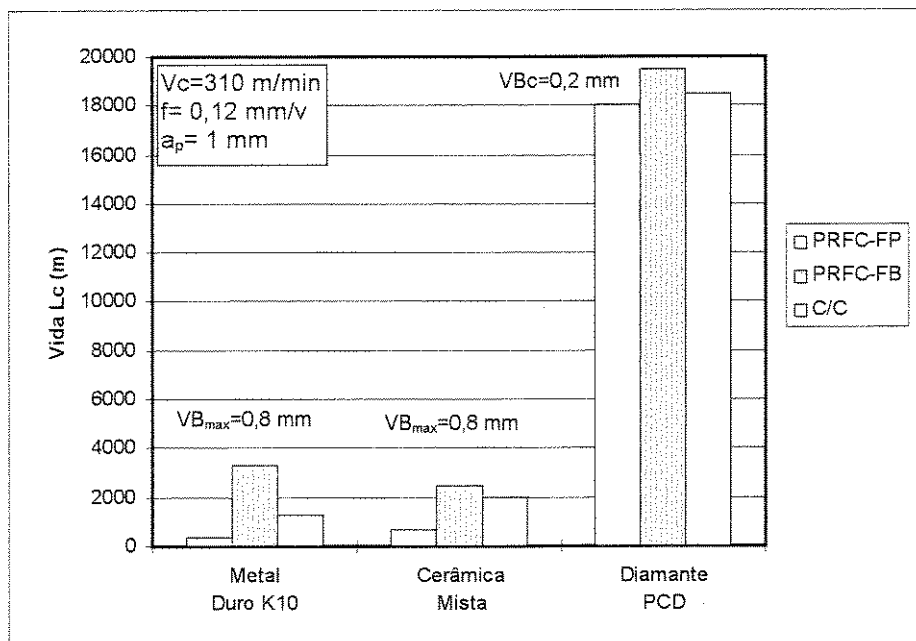


Figura 7.56 - Comparação das vidas (L_c) das ferramentas.

Quanto à decisão econômica, segundo as avaliações de custos de usinagem realizadas anteriormente, o PCD também foi escolhido a melhor ferramenta na relação custo/benefício, exceto no caso do torneamento do compósito PRFC-FB, onde a ferramenta de metal duro K10 foi melhor. No entanto, na usinagem do compósito C/C, que normalmente já possui um elevado valor agregado, o custo relativo à usinagem pode ser insignificante frente ao seu custo total de fabricação. Assim, a decisão quanto à escolha da ferramenta pode ser realizada baseada em fundamentos estritamente técnicos, que assegurem maior margem de segurança com relação à qualidade da peça. Portanto, esta decisão deve ser analisada em função de cada produto ou componente do compósito a ser fabricado.

Capítulo 8

Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros

8.1 Conclusões

Em função dos resultados obtidos sobre o torneamento dos compósitos PRFC-FP, PRFC-FB, e C/C, pode-se concluir que:

- Em operação de desbaste, o diamante policristalino mostrou ser através de uma análise técnica e econômica, a melhor ferramenta para usinar os compósitos PRFC-FP e C/C. Porém, para os critérios adotados neste trabalho, o metal duro foi economicamente mais viável na usinagem do compósito PRFC-FB;
- As ferramentas cerâmicas, de metal duro recoberto, e de PCBN não tiveram desempenho satisfatório na usinagem dos compósitos PRFC-FP, enquanto que o metal duro com cobertura teve um desempenho razoável com o compósito C/C;
- A elevada taxa de crescimento do desgaste da ferramenta de metal duro em velocidades de corte acima de 200 m/min e o aumento do desgaste com a diminuição do avanço indica neste caso a predominância do mecanismo de desgaste por abrasão mecânica;

- Em operações de desbaste deve-se trabalhar com avanços maiores, pois provocam menores desgastes à ferramenta, porém, deve-se prevenir contra prováveis delaminações e/ou arrancamento de fibras;
- A velocidade de corte teve forte influência sobre a vida da ferramenta de metal duro. Sendo que esta influência depende do tipo de compósito e da intensidade da velocidade de corte;
- A composição fibra/matriz, processo de obtenção, e propriedades físicas, químicas, e mecânicas, tem grande influência nos parâmetros de usinabilidade dos compósitos RFC, sendo que, o compósito PRFC-FP proporcionou maior desgaste à ferramenta de metal duro em relação ao compósito C/C, e ao compósito PRFC-FB, respectivamente;
- Cada ferramenta de corte apresentou um tipo de desgaste e/ou avaria em função das condições de corte e do tipo de compósito RFC;
- O crescimento da força de avanço com a velocidade de corte se comporta de maneira análoga ao crescimento do desgaste de flanco, mostrando uma forte correlação entre força de avanço e desgaste de flanco;
- Os valores encontrados para as forças de avanço foram superiores aos da força de corte, sendo os mesmos influenciados pelo desgaste das ferramentas, porém, para o compósito C/C as forças foram bem pequenas, não superando 50 N;
- A velocidade de corte otimizada ($V_c = 235$ m/min) encontrada para usinagem do compósito PRFC-FP com ferramenta de metal duro, é relativamente superior aos valores indicados pela literatura, mesmo tendo sido o material usinado de maior abrasividade;
- Na usinagem do compósito C/C, a evolução do desgaste da ferramenta de metal duro com a velocidade de corte apresentou um comportamento completamente atípico, em função da oxidação do material da peça;

- Em função do tipo de aplicação do compósito C/C e das condições de corte, deve-se fazer um controle da atmosfera na região de corte no sentido de evitar a oxidação;
- Em operação de acabamento, o crescimento do desgaste da ferramenta tem influência negativa na rugosidade da peça, sendo que, somente com o uso de ferramenta de PCD positiva pode-se alcançar uma rugosidade R_a na faixa de $2\mu\text{m}$;
- Em função da disposição das fibras e de suas propriedades, o compósito PRFC-FB apresentou melhor acabamento superficial que o compósito PRFC-FP, que por sua vez apresentou melhor acabamento que o compósito C/C;
- A média da rugosidade dos compósitos não apresentou uma variação significativa com a velocidade de corte, porém aumentou com o avanço. O processo de medição é bastante dificultado em razão da elevada heterogeneidade destes materiais;
- O cavaco gerado durante o corte é um pó abrasivo prejudicial à saúde das pessoas, portanto, as condições de segurança do operador, da máquina-ferramenta, e do ambiente de trabalho, são pontos cruciais para a viabilidade da usinagem dos compósitos RFC.

8.2 Sugestões para Trabalhos Futuros

Afim de prosseguir com outros trabalhos sobre usinagem de compósitos reforçados com fibras sugere-se alguns temas:

- Estudar o comportamento das ferramentas de corte na usinagem dos compósitos PRFC-FP, PRFC-FB, e C/C, em velocidades de corte diferentes das utilizadas neste trabalho;

- Estudar o comportamento da ferramenta de PCD em condições de corte mais severas, por exemplo em altíssimas velocidades de corte. E também testar ferramentas com cobertura de diamante;
- Fazer um estudo semelhante ao realizado neste trabalho para o processo de fresamento;
- Trabalhar com compósito C/C em atmosfera controlada e verificar a influência da velocidade de corte na vida da ferramenta;
- Ensaia o compósito C/C com monitoramento da temperatura de corte, para verificar a influência da oxidação nos parâmetros de usinagem;
- Ensaia outras geometrias de ferramentas e verificar sua influência no processo de usinagem dos compósitos RFC.

Referências Bibliográficas

- Abrão, A. M., Aspinwall, D. K., Pastilhas de CBN e cerâmicas facilitam e melhoram a usinagem de materiais duros. *Máquinas e Metais*, p.22-28, outubro de 1995.
- Abrão, A. M., Aspinwall, D. K., A utilização de ferramentas cerâmicas na usinagem dos metais. *IV Congresso de Eng. Mecânica Norte-Nordeste*, Recife, 1996, v.1, p.243-248.
- Alauddin, M., El Baradie, M. A., Hashmi, M. S. J., Machining of non-metallic materials: A review. *Proceedings of the International Conference on Advances in Materials and Processing Technologies (AMPT'95)*, Ireland, 1995, p.1116-1123.
- Al-Qureshi, Hazim A. *Composite materials: Fabrication and Analysis*. São José dos Campos: ITA, 1983.
- Araújo, U. C., Dificuldades e Cuidados no processo de furação em carbono. *Máquinas e Metais*, setembro de 1989.
- Batha, Dean H. Structurally reinforced carbon/carbon composites. *Composites, Engineered Materials Handbook*, Ohio: ASM International, 1987, v.1, p.922-924.
- Bhatnagar, N., Ramakrishnan, N., Naik, N. K., Komanduri, R., On the machining of fiber reinforced plastic (FRP) composite laminates. *International Journal on Machine Tools and Manufacturing*, v.35, n.5, p.701-716, 1995.
- Biasotto, Mano E. *Introdução à polímeros*. São Paulo: Ed. Edgard Blucher, 1985, 111p.

- Bochko, A. V., *Ceramic and carbon matrix composites*, Ed. V. I. Trefilov, Chapman & Hall, 1995. Cap. 1.1.3: Machining techniques, p.53-243.
- Braga, Durval U., *Monitoramento do processo de torneamento via parâmetros elétricos do motor da máquina*. Campinas: Faculdade de Enga. Mecânica, UNICAMP, 1992, 97p. Dissertação (Mestrado)
- Brinksmeier, E., Bartsch, S., Ceramic cutting tools - Material characteristics and load types determine wear mechanisms. *Annals of the CIRP*, v. 37/1, p.97-100, 1988.
- Brookes, K. J. A., *World directory and handbook of hardmetals*. International Carbide Data, Fifth Edition, 1993, 130p.
- Buckley, J. D., Edie, D. D. *Carbon/carbon materials and composites*. USA: Noyes Publications, 1993.
- Coelho, R. T., Aspinwall, D. K., Wise, M. L. H., Aplicação de materiais ultraduros como ferramentas de corte de geometria definida. *Máquinas e Metais*, n. 352, maio de 1995.
- Coelho, Reginaldo T., *The machinability of aluminium-based SiC reinforced metal matrix composite (MMC) alloy with emphasis on hole production*. U. K.: School of Manufacturing and Mechanical Engineering, University of Birmingham, 1994, 329p. PhD. Thesis
- Colding, B., König, W., Vality of the Taylor equation in metal cutting. *Annals of the CIRP*, v.19, p.793-812, 1971.
- Cook, N. H., Tool wear and tool life. *Journal of Engineering for Industry*, November, p.931-938, 1973.
- Coppini, N. L., Ferreira, J. R., Custo de usinagem na seleção de ferramentas no torneamento de compósitos PRF, *Máquinas e Metais*, n.375, Abril 1997, p.270-277.

- Coppini, N. L., Ferreira, J. R., Levy Neto, F., Pardini, L. C., Caracterização de compósitos de C/C tendo em vista o seu processo de usinagem. *50º Congresso Anual da ABM*, São Pedro-SP, 1995, p.109-124.
- Coppini, N. L., Ferreira, J. R., Levy Neto, F., Pardini, L. C., (a) Properties of carbon fibre reinforced carbon composites regarding the machining process. *CSME'1996-Mechanics in Design*, Toronto, Canadá, 1996, p.933-942.
- Coppini, N. L., Ferreira, J. R., Levy Neto, F., Pardini, L. C., (b) Machining process and superficial hardness of carbon-carbon composites. *OMAE'96-15th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Materials Engineering/ASME*, v.III, Itália, 1996, p.269-274.
- Coppini, N. L., Ferreira, J. R., Miranda, G. W., Cutting conditions optimisation in machining of CFRP with cemented carbide. *ICCE-4: Fourth International Conference on Composites Engineering*, Hawaii, USA, 1997.
- Costa, Dalberto D., *Análise dos parâmetros de torneamento de aços endurecidos*. Campinas: Faculdade de Enga. Mecânica, UNICAMP, 1993, 110p. Dissertação (Mestrado)
- Cupini, N.L., Ferreira, J. R. (a), Turning of carbon and glass fiber hybrid cloth composite material. *Proceedings of the International Conference on Machining of Advanced Materials*, Gaithersburg, USA, 1993, p.447-453.
- Cupini, N. L., Ferreira, J. R. (b), Tool cutting behavior in carbon and glass fiber reinforced plastic turning. *CANCAM'93- Canadian Congress of Applied Mechanics*, 1993, p.33-34.
- Delmonte, John. *Technology of carbon and graphite fiber composites*. Malabar: Robert E.Krieger Publishing Co., 1987, 452p.
- Dennis, P. (a), Machining fibre-reinforced plastics. *Industrial Diamond review*, v.51, p.288-291, 1991.

- Dennis, P. (b), Machining of fibre reinforced plastics with diamond tools. *Kunststoffe German Plastics*, v.81, p.32-34, 1991.
- Diefendorf, Russel J. Continuous carbon fiber reinforced carbon matrix composites. *Composites, Engineered Materials Handbook*, Ohio: ASM International, 1987, v.1, p.911-914.
- Diniz, Anselmo E., *Usinagem dos metais*. Apostila do Curso de Pós-Graduação DEF/FEM/UNICAMP, 1998.
- Dominguez, F. S., Unidirectional Tape Prepregs. *Composites, Engineered Materials Handbook*, Ohio: ASM International, 1987, v.1, p.144-145.
- Donnet, J. B., *Carbon fibres*, 2nd Edition, 1990.
- Dudgeon, Charles D. Polyester resins. *Composites, Engineered Materials Handbook*, Ohio: ASM International, 1987, v.1, p.90-96.
- Elegante, T. L., Thiokol, M. Filament-wound composites. *Mechanical Engineering*, p.31-36, December 1986.
- Ezugwu, E. O., Wallbank, J., Manufacture and properties of ceramic cutting tools: A review. *Materials Science and Technology*, v.3/11, p.881-887, 1987.
- Ferraresi, D., *Fundamentos da usinagem dos metais*. São Paulo: Ed. Edgard Blücher Ltda., 1977, 751p.
- Ferreira, Gilton E. *Processamento, caracterização mecânica e análise térmica de compósitos carbono/carbono Tridirecionais*. S. J. Campos: ITA- Instituto Tecnológico de Aeronáutica, 1994, 110p. Dissertação (Mestrado)
- Ferreira, G., Levy Neto, F. et al., Estudo preliminar do processo de obtenção de conjugados Carbono-Carbono. *Anais do 2º Congresso Brasileiro de Polímeros*, São Paulo, 1993, p.270-274.

- Ferreira, João R. *Características da usinagem de um compósito de resina fenólica reforçada com fibras de vidro e carbono*. Campinas: Faculdade de Enga. Mecânica, UNICAMP, 1992, 146p. Dissertação (Mestrado)
- Ferreira, J. R. Coppini, N. L., Levy Neto, F., (a) Análise comparativa entre usinagem de compósito PRFC e usinagem convencional dos metais. *XIV COBEM*, Anais em CD, COB116, Bauru-SP, 1997.
- Ferreira, J. R. Coppini, N. L., Levy Neto, F., (b) Characteristics of carbon-carbon composite turning. *AMME'97-Achievements in Mechanical and Materials Engineering*, Poland, 1997, p.71-74.
- Ferreira, J. R. Coppini, N. L., Miranda, G. W. A., (c) Desempenho de ferramentas de corte no torneamento de compósito reforçado com fibras de carbono, *CIDIM'97-III Congresso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica*, Anais em CD, La Habana/Cuba, 1997.
- Ferreira, J. R. Coppini, N. L., Miranda, G. W. A., (d) Machining optimisation in carbon fibre reinforced plastics. *AMPT'97-Advances in Materials and Processing Technologies*, Portugal, 1997, v.1, p.220-227.
- Ferreira, J. R. Coppini, N. L., Miranda, G. W. A, (e) Metodologia de otimização da utilização da ferramenta de corte na prática da usinagem. *O Mundo da Usinagem*, n.3, Sandvik Coromant, p.42-46, 1997.
- Ferreira, J. R. Coppini, N. L., Levy Neto, F. (a), Performance of cutting tools in carbon-carbon composites machining. *ICCE/5-Fifth International Conference on Composites Engineering*, Las Vegas/USA, 1998, p.285-286.
- Ferreira, J. R. Coppini, N. L., Levy Neto, F. (b), Particularidades da usinagem de um compósito de carbono reforçado com fibras de carbono (CRFC). *VCEM-NNE-Congresso de Engenharia Mecânica Norte-Nordeste*, Fortaleza-CE, Out/1998, v.IV, p.316-323.

- Ferreira, J. R., Cupini, N. L. (a), Escolha da ferramenta no torneamento de resina reforçada com fibras vidro e carbono. *RBCM-Journal of the Braz. Soc. Mechanical Sciences*, v.XV, n.2, p.112-123, 1993.
- Ferreira, J. R., Cupini, N. L. (b), Torneamento de material compósito reforçado com fibras de vidro e carbono. *Anais do XII COBEM*, Brasília, 1993, v.III, p.1627-1630.
- General Electric, *Compax diamond blank tool application brief*. Catálogo SMD 71-267, Washington, Ohio, 1989.
- Gibson, Ronald, F. *Principles of composite material mechanics*. USA: McGraw Hill, Inc, 1994, 425p.
- Gonçalves, Adriano. *Análise experimental da estabilidade e resistência de cilindros de carbono/epóxi submetidos a cargas compressivas uniaxiais*. S. J. Campos: ITA- Instituto Tecnológico de Aeronáutica, 1997, 85p. Dissertação (Mestrado)
- Hancox, N. L. *Fabrication of composites*. Handbook of Composites v. 4, Elsevier Science Publishers, 1983, Cap. I: High Performance Composites with Resin Matrices, p.1-44.
- Hansen, Niel W. Carbon fibers. *Composites*, Engineered Materials Handbook, Ohio: ASM International, 1987, v.1, p.112-113.
- Hasegawa, Y., Hanasaki, S., Satonaka, S., Characteristics of tool wear in cutting GFRP. *Proceedings of the 5th International Conference on Production Engineering*, Tokyo, 1984, p.185-190.
- Heath, P. J., Ultra-hard materials. *European Journal of Engineering Education*, v.12, p5-20, 1981.
- Hocheng, H., Leu, S. C., Machining characteristics of carbon fiber reinforced epoxy tube in turning. *Composites*, n.3,p.136-140, May-June 1992.

- Hull, Derek, *An Introduction to composite materials*, Cambridge: Cambridge University Press, 1988, 246p.
- ISO 3685, *Tool life testing with single-point turning tools*. Switzerland, 1993, 49p.
- Jortner, J, Macroporosity and interface cracking in multi-directional carbons/carbons. *Carbon*, v.24(5), p.603-613, 1986.
- Kanda, K., Takehana, S., Yoshida, S., Watanabe, R., Takano, S., Ando, H., Shimakura, F., Application of diamond-coated cutting tools. *Surface & Coatings Technology*, v.73 p.115-120, 1995.
- Kim, K. S., Lee, D. G., Kwak, Y. K., Namgung, S., Machinability of carbon fiber epoxy composite materials in turning. *Journal of Materials Processing Thecnology*, v.32, p.553-570, 1992.
- Knop, A., Pilato, L. A, *Phenolic resins*. Berlin: Brüderitz & Bauer, 1985, 311p.
- Komanduri, Ranga, Machining fiber-reinforced composites. *Mechanical Engineering*, April 1993.
- Komanduri, Ranga, Machining of fiber reinforced composites. *Machining Science and Technology*, v.1, n.1, p.113-152, 1997.
- König, Wilfried, *Tecnologia de fabricação Vol.1: Tornear, fresar, e furar*. Aachen: 1981. Tradução: Prof. Dr. Ing. Walter Lindolfo Weingaertner, UFSC, Florianópolis.
- König, W., Wulf, Ch., Graß, P., Willerscheid, H., Machining of fibre reinforced plastics. *Annals of the CIRP*, v. 34/2, 1985, p. 537-548.
- Koplev, A., Lystrup, Aa., Vorm, T., The cutting process, chips, and cutting forces in machining CFRP. *Composites*, 1983, v.14, p.371-376.

- Krivov, G. A., Lupkin, B. V., *Composite manufacturing technology*. Ed. A. G. Bratukhin and V. S. Bogolyubov, Chapman & Hall, 1995. Cap5: Machining of Polymers-Composite Materials p.155-218.
- Krishnamurthy, R., Fatigue of ceramic cutting tools. *Mechanical Behaviour of Materials-VI*, Kyoto, 1991, v.2, p.339-344.
- Krishnamurthy, R., Santhanakrishnan, G., Malhotra, S. K., Machining of polymeric composites. *Proceedings of the Machining of Composite Materials Symposium*, Chicago, 1992, p.139-148.
- Lachman, W. L. Multidirectionally reinforced carbon/carbon composites. *Proceedings of the International Conference on Composite Materials*, Ed. Metallurgical Society of the American Institute of Mining, 1978, p.1302-1319.
- Lammer, A., Syndite as wear-resistant material: An assessment. *Industrial Diamond Review*, v.4, p.179-182, 1988.
- Lange, F. F., Transformation toughening, Part 2: Contribution to fracture toughness. *Journal of Materials Science*, v. 17, pp.235-239, 1982.
- Levy Neto, F., Pardini, L. C., Silva, J. L. G., Development of a tridirectional carbon fibre reinforced carbon composite for aerospace. *Journal of the Braz. Soc. Mechanical Sciences*, v.XVII, n°2, p.171-180, 1995.
- Machado, A. R., Silva, M. B., Usinagem dos metais. Apostila do Curso de Pós-Graduação Depto. Eng. Mecânica, UFU, Uberlândia-MG, 1994.
- Marcondes, F. M., *A história do metal duro*. Sandvik Coromant, 1990.
- Mallick, P. K. *Fiber reinforced composites - materials, manufacturing, and design*. New York: Marcel Dekker, 1988, 469p.

Marsh, Henry. *Introduction to carbon science*. Butterworth & Co., 1989, 321p.

Masuda, M., Kuroshima, Y., Chujo, Y., Failure of tungsten carbide-cobalt alloy tools in machining of carbon materials. *Wear*, v.169, p.135-140, 1993.

Matsumoto, Hidekasu, *Uma contribuição ao estudo do processo de torneamento de aços endurecidos*. Campinas: Faculdade de Enga. Mecânica, UNICAMP, 1998, 148p. Tese (Doutorado)

McAllister, L. E., Lachman, W.L. *Fabrication of composites*. Handbook of Composites v. 4, Elsevier Science Publishers, 1983, Cap. III: Multidirectional Carbon/Carbon Composites p.109-176.

McAllister, L. E., Multidirectionally reinforced carbon/graphite matrix composites, *Composites*, Engineered Materials Handbook, Ohio: ASM International, 1987, v.1, p.915-919.

McCarvill, William T. Prepreg resins. *Composites*, Engineered Materials Handbook, Ohio: ASM International, 1987, v.1, p.137-142.

Miller, David M. Glass fibers. *Composites*, Engineered Materials Handbook, Ohio: ASM International, 1987, v.1, p.45-48.

Miranda, Gilberto W. A. *Uma contribuição para aplicações em controle adaptativo otimizado em torneamento*. Campinas: Faculdade de Enga. Mecânica, UNICAMP, 1997, 82p. Dissertação (Mestrado)

Narutaki, N., Usuki, H., Yamane, Y., Ito, T., Wear characteristics and cutting performance of diamond coated ceramic tools. *Surface Modification Technologies*, Birmingham, U.K., 1991, p.259-271.

NN, *Bíblia Sagrada, Antigo testamento: Livro do Êxodo*. São Paulo:Ed. Prumape, 1984, p.47.

NN, *Herramientas de tornear*. Catálogo de fabricante, Sandvik Coromant, 1993/1994.

NN, *Modern metal cutting - A practical handbook*. Sandvik Coromant, 1994.

Novaski, Olivio, *Determinação das condições econômicas de usinagem através de parâmetros obtidos na empresa*. Campinas: Faculdade de Enga. Mecânica, UNICAMP, 1989, 103p. Tese (Doutorado)

Otani, Satika. *Estudo da conversão térmica de piches em mesofases e coques, precursores de materiais carbonosos e grafiticos*. São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 1991, 212p. Dissertação (Mestrado)

Otani, Satika. *Estudo da influência das características dos piches de alcatrão de hulha na obtenção de compósitos carbono/carbono*. São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 1996, 185p. Tese (Doutorado)

Pardini, Luiz Cláudio. *Structure and properties of SiC modified carbon reinforced carbon composite*. University of Bath, UK, 1994. Ph.D. Thesis

Puw, H. Y., Hocheng, H., Machinability test of carbon fiber-reinforced plastics in miling. *Materials & Manufacturing Processes*, v.8, n.6, p. 717-729, 1993.

Reinhart, Theodore J. Introduction to composites. *Composites*, Engineered Materials Handbook, Ohio: ASM International, 1987, v.1, p.27-34.

Rezende, Mirabel C. *Produção de carbono vítreo, em escala de laboratório, a partir de resinas furfurilica e fenólica*. São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 1991, 289p. Tese (Doutorado)

Richards, N., Aspinwall, D., Use of ceramic tools for machining nickel based alloys. *International Journal on Machine Tools and Manufacturing*, v.29, n.4, p.575-588, 1989.

Santhanakrishnan, G., Krishnamurthy, R., Malhotra, S. K., High speed steel tool wear studies in machining of glass-fibre-reinforced plastics. *Wear*, v. 132, p.327-336, 1989.

- Santhanakrishnan, G., Krishnamurthy, R., Malhotra, S. K., Investigation into the machining of carbon fibre reinforced plastics with cemented carbides. *Journal of Materials Processing Thecnology*, v.30, p.263-275, 1992.
- Santhanakrishnan, G., Krishnamurthy, R., Malhotra, S. K. (a), Preliminary investigations on machining of advanced fibrous composites. *Advanced Materials: Performance Through Technology Insertion*, Anaheim, USA, May 1993, v.38.II, p.1700-1709.
- Santhanakrishnan, G., Krishnamurthy, R., Malhotra, S. K. (b), Mechanics of tool wear during machining of advanced fibrous composites. *Proceedings of the International Conference on Machining of Advanced Materials*, Gaithersburg, USA, 1993, p.489-500.
- Santhanakrishnan, G., Krishnamurthy, R., Malhotra, S. K. (c), Investigation on the dynamics of machining of composites. *ICCM/9, v.III: Composites Modelling and Processing Science, Madrid*, 1993, p.608-615.
- Savage, Gary. *Carbon/carbon composites*. London: Chapman & Hall, 1993, 389p.
- Schoenberg, T. Boron and silicon carbide fibers. *Composites, Engineered Materials Handbook*, Ohio: ASM International, 1987, v.1, p.58-59.
- Shaw, Milton C., *Metal cutting principles*. New York: Oxford University Press, 1984, 594 p.
- Sheehan, James E. Oxidation-resistant carbon composites. *Composites, Engineered Materials Handbook*, Ohio: ASM International, 1987, v.1, p.920-921.
- Sheehan, J. E., Buesking, K. W., Sullivan, B. J., Carbon-carbon composites. *Annual Review of Materials Science*, 24, p.19-44, 1994.
- Sorrel, C. C., McCartney, E. R., Engineering nitrogen neramics: Silicon nitride β -Sialon and Cubic boron nitride, *Materials Forum*, v.9/3, p.148-161, 1986.

- Spur, G., Wunsch, U. E., Turning of fiber reinforced plastics. *Manufacturing Review*, v.1, n.2, p.124-129, June 1988.
- Spur, G., Wunsch, U. E., Turning of fibre reinforced thermosetting plastics. *Kunststoffe German Plastics*, v.76, p.8-11, 1986.
- Stemmer, Caspar E., *Ferramentas de Corte*. Florianópolis: Ed. UFSC, 2ª. Edição, 1989.
- Takeshita, H., Wehara, K., Cutting mechanism of some composite materials. *2nd International Metal Cutting Conference*, Tokyo University, Japan, 1985.
- Takeyama, H., Lijima, N., Machinability of glass-fiber reinforced plastics and application of ultrasonic machining, *Annals of the CIRP*, v.37/1, p.93-96, 1988.
- Thomas, C. R. *Essentials of carbon/carbon composites*. Cambridge: The Royal Society Chemistry, 1993, 233p.
- Tomac, N., Tonnessen, K., Machinability of particulate aluminium matrix composites. *Annals of the CIRP*, v.41/1, p.55-58, 1992.
- Trent, E. M., *Metal cutting*. 2nd Edition, Butterworths, 1984, 245p.
- Vilella, Ronaldo C., *Metodologia prática visando a otimização das condições de usinagem em células de fabricação*. Campinas: Faculdade de Enga. Mecânica, UNICAMP, 1988, 107p. Dissertação (Mestrado)
- Wern, C. W., Ramulu, M., Influence of reinforcements on the machining of fiber reinforced Plastics. *Transactions of NAMRI/SME*, 1996, v.XXIV, p.3-8.
- Wern, C. W., Ramulu, M., Machining mechanics in fiber reinforced plastics. *Machining of Advanced Materials*, ASME/AMD-v.208/MD-v.59, 1995.
- Whitney, E. D., Vaidyanathan, P. N., Micro-structural engineering of ceramic cutting tools. *American Ceramic Society Bulletin*, v.67(6), pp. 1010-1014, 1988.

Zhang, G. M., Anand, D. K., Ghosh, S., Ko, W. F., Study of the formation of macro and micro-cracks. *Proceedings of the International Conference on Machining of Advanced Materials*, Gaithersburg, USA, 1993, p.465-478.

Zheng, G., Don-Hua, J., The microstructure of 3D carbon/carbon composites. *16th Biennial Conference on Carbon*, California, 1983, p.507-508.

Bibliografias Complementares

Bergman, F., Jacobson, S., Tool wear mechanisms in intermittent cutting of metal matrix composites. *Wear*, v.179, p.89-93, 1994.

Caprino, G., Tagliaferri, V., Damage development in drilling glass fibre reinforced plastics. *Internat. Journal on Machine Tools and Manufacturing*, v.35, n.6, p.817-829, 1995.

Chandrasekharan, V., Kapoor, S. G., Devor, R. E., A mechanistic approach to predicting the cutting forces in drilling: with application to fiber-reinforced composite materials. *Journal of Engineering for Industry, Transactions of the ASME*, v.117, p.559-570, November 1995.

Cheng, H., Dharan, C. K. H., Delamination During Drilling in Composite laminates. *Journal of Engineering for Industry, Transactions of the ASME*, v.112, p.236-239, August 1990.

Cronjäger, L., Meister, D., Machining of fibre and particle-reinforced aluminium. *Annals of the CIRP*, v.41/1, p.63-66, 1992.

Dipaolo, G., Kappor, S. G., Devor, R. E., An experimental Investigation of the crack growth phenomenon for drilling of fiber-reinforced composite materials. *Journal of Engineering for Industry, Transactions of the ASME*, v.118, p.104-110, February 1996.

Hocheng, H., Puw, H. Y., Machinability of fiber-reinforced thermoplastics in drilling. *Journal of Engineering for Industry, Transactions of the ASME*, v.115, p.146-149, January 1993.

- Hocheng, H., Puw, H. Y., On drilling characteristics of fiber-reinforced thermoset and thermoplastics. *International Journal on Machine Tools and Manufacturing*, v.32, n.4, p.583-592, 1992.
- Hung, N. P., Boey, F., Khor, K., Phua, Y., Lee, H., Machinability of aluminum alloys reinforced with silicon carbide particulates. *Journal of Materials Processing Technology*, v.56, p.966-977, 1996.
- Ilio, A. D., Tagliaferri, V., Veniale, F., Cutting mechanisms in drilling of aramid composites. *Internat. Journal on Machine Tools and Manufacturing*, v.31, n.2, p.155-165, 1991.
- Jain, S., Yang, D. C. H., Delamination-free drilling of composite laminates. *Journal of Engineering for Industry, Transactions of the ASME*, v.116, p.475-481, November, 1994.
- Jain, S., Yang, D. C. H., Effects of Feedrate and chisel edge on delamination in composites drilling. *Journal of Engineering for Industry, Transactions of the ASME*, v.115, p.398-405, November, 1993.
- König, W., Cronjäger, L., Spur, G., Tönshoff, K., Vigneau, M., Zdeblick, W., Machining of New Materials. *Annals of the CIRP*, v.39/2, p.673-681, 1992.
- König, W., Graß, P., Quality definition and assessment in drilling of fibre reinforced thermosets. *Annals of the CIRP*, v.38/1, 1989, p.119-124.
- König, W., Neises, A., Wear mechanism of ultrahard, non-metallic cutting materials. *Wear*, v.162-164, p.12-21, 1993.
- König, W., Wagemann, A., Machining of ceramic components: process-technological potentials. *Proceedings of the International Conference on Machining of Advanced Materials*, Gaithersburg, USA, 1993, p.3-16.
- Lin, S. C., Chen, I. K., Drilling carbon fiber-reinforced composite material at high speed. *Wear*, v.194, p.156-162, 1996.

- Nakayama, K., Minoru, A., Kanda, T., Machining characteristics of hard materials. *Annals of the CIRP*, v.37/1, 1988, p.89-92.
- Narutaki, N., Yamane, Y., Hayashi, K., High speed machining of inconel 718 with ceramic tools. *Annals of the CIRP*, v.42/1, p103-106, 1993.
- Tagliaferri, V., Caprino, G., Diterlizzi, A., Effect of drilling parameters on the finish and mechanical properties of GFRP composites. *International Journal on Machine Tools and Manufacturing*, v.30, n.1, p.74-84, 1990.
- Weinert, K., König, W., A consideration of tool wear mechanism when machining metal matrix composites (MMC). *Annals of the CIRP*, v.42/1, p.95-98, 1993.

Anexos

Instrumentos Virtuais para Aquisição de Dados

