



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA

INFLUÊNCIA DO ÂNGULO DE POSIÇÃO SOBRE O
FRESAMENTO FRONTAL DE NÍQUEL PURO
COM INSERTOS DE METAL DURO

MARCELO ARAUJO CÂMARA

Belo Horizonte

2008

MARCELO ARAUJO CÂMARA

**INFLUÊNCIA DO ÂNGULO DE POSIÇÃO SOBRE O
FRESAMENTO FRONTAL DE NÍQUEL PURO
COM INSERTOS DE METAL DURO**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Processos de Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Alexandre Mendes Abrão

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG

2008

À Jaqueline, minha esposa,
Marina, Felipe, Frederico e Rafael, meus filhos.

AGRADECIMENTOS

A

Universidade Federal de Minas Gerais, seu corpo docente e em especial ao meu orientador, Prof. Dr. Alexandre Mendes Abrão;

Ao Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear – CDTN, Prof. Dr. Wagner Reis – Laboratório de Metalografia - pela preparação das amostras para teste de microdureza e Sr. Eduardo Carvalho – Laboratório de microscopia eletrônica- pela execução das fotomicrografias no MEV;

Aos Prof. Dr. Álisson Rocha Machado e Prof. Dr. Wisley Falco Sales pela disponibilidade em providenciar artigos relevantes para esta pesquisa;

Aos Eng. Mecânico Maurício Roberto Lussy, Eng. Químico Douglas Oliveira e aos técnicos Sr. Wellington Gonçalves e Sr. Alexandre Escobar pela adoção da idéia da pesquisa e pela preparação dos corpos de prova;

Ao Eng. Mecânico Airton de Souza pela amizade e pela disponibilidade para preparar e operar o centro de usinagem durante os testes.

"Assim como o médico é dito causar a saúde no enfermo através das operações da natureza, assim também o mestre é dito causar a ciência no discípulo através da operação da razão natural do discípulo, e isto é ensinar"

Tomás de Aquino

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	viii
LISTA DE TABELAS	xii
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	xiii
LISTA DE ABREVIATURAS DE COMPOSTOS QUÍMICOS	xiv
NOMENCLATURA	xv
RESUMO	xvi
ABSTRACT	xvii
1 INTRODUÇÃO	18
1.1 Objetivos	21
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	23
2.1 A operação de fresamento	23
2.2 A ferramenta	26
2.3 Material da aresta de corte	26
2.3.1 Aço rápido	27
2.3.2 Metal duro	28
2.3.3 Cermets	29
2.3.4 Cerâmicas	30
2.3.5 Materiais ultra-duros	31
2.4 Revestimentos tribológicos	33
2.4.1 Processo CVD (deposição química de vapor)	33
2.4.2 Processo PVD (deposição física de vapor)	35
2.5 Geometria da fresa	38
2.5.1 Ângulo de posição e resistência ao corte	39
2.5.2 Ângulos de engajamento e desengajamento	41
2.6 Desgastes de ferramentas	42
2.6.1 Desgaste da ferramenta na usinagem de níquel puro e suas ligas	45
2.7 Usinabilidade do níquel	48
3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	52

3.1	Materiais e equipamentos	52
3.1.1	Corpos de prova para medição de microdureza	52
3.1.2	Corpos de prova para ensaios de fresamento	53
3.1.3	Ferramentas de corte	54
3.1.4	Equipamentos utilizados	55
3.2	Métodos	58
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	62
4.1	Microdureza	62
4.2	Vida das ferramentas	63
4.2.1	Ângulos de posição $\chi_r = 90^\circ$ e 45° , $a_p = 1,0$ mm e $v_c = 70$ m.min ⁻¹	63
4.2.2	Ângulos de posição $\chi_r = 12^\circ$ e 45° , $a_p = 0,5$ mm e $v_c = 70$ m.min ⁻¹	65
4.2.3	Ângulo de posição $\chi_r = 45^\circ$ com $v_c = 90$ m.min ⁻¹ e $v_c = 70$ m.min ⁻¹	66
4.3	Forças de usinagem	67
4.3.1	Forças na direção Fx e Fy	68
4.3.2	Força passiva Fz	71
4.4	Rugosidade	73
4.5	Mecanismos de desgaste	76
4.5.1	Desgaste do inserto com $\chi_r = 90^\circ$, $a_p = 1,0$ mm e $v_c = 70$ m.min ⁻¹	76
4.5.2	Desgaste do inserto com $\chi_r = 45^\circ$, $a_p = 1,0$ mm e $v_c = 70$ m.min ⁻¹	78
4.5.3	Desgaste do inserto com $\chi_r = 45^\circ$, $a_p = 0,5$ mm e $v_c = 70$ m.min ⁻¹	79
4.5.4	Desgaste do inserto com $\chi_r = 45^\circ$, $a_p = 0,5$ mm e $v_c = 90$ m.min ⁻¹	81
4.5.5	Desgaste do inserto com $\chi_r = 12^\circ$, $a_p = 0,5$ mm e revestimento PVD	81
4.5.6	Desgaste do inserto com $\chi_r = 12^\circ$, $a_p = 0,5$ mm e revestimento CVD	83
4.6	Discussão	84
5	CONCLUSÃO	87
6	PROPOSTA DE CONTINUIDADE DE TRABALHO	88
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	89

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1	Desenho esquemático do processo de lingotamento contínuo	19
Figura 1.2	Desenho esquemático da montagem dos moldes	20
Figura 2.1	Fresamento de faceamento	24
Figura 2.2	Fresamento de topo reto (a) e Fresamento de topo esférico (b)	24
Figura 2.3	Fresamento discordante	25
Figura 2.4	Fresamento concordante	25
Figura 2.5	Tensão residual de tração no processo CVD	37
Figura 2.6	Tensão residual de compressão no processo PVD	37
Figura 2.7	Ângulos de posição χ_r , de saída γ_r e de inclinação λ_s	39
Figura 2.8	A espessura do cavaco em função do ângulo de posição da fresa	39
Figura 2.9	Efeito do ângulo de posição nas forças de corte no fresamento de aço DIN 42CrMo4, $v_c = 125 \text{ m.min}^{-1}$, $a_p = 4 \text{ mm}$, e $a_e = 110 \text{ mm}$	40
Figura 2.10	Ângulos de engajamento e de desengajamento	41
Figura 2.11	Pontos, linhas e plano de contato da aresta de corte com a peça	42
Figura 2.12	Áreas e formas de desgaste de ferramentas de corte	43
Figura 2.13	Teores de titânio, cobalto, tungstênio e níquel na aresta de corte com e sem desgaste	47
Figura 2.14	(a) Gradiente de temperatura na face de saída usinando níquel com $v_c = 45 \text{ m.min}^{-1}$ e (b) Gradiente de temperatura na face de saída usinando aço baixo carbono com $v_c = 183 \text{ m.min}^{-1}$	51
Figura 3.1	Amostras de níquel para medição de microdureza	52
Figura 3.2	Amostras de níquel fresadas com $\chi_r = 90^\circ$, $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 12^\circ$ embutidas	53
Figura 3.3	Placa de cobre eletrolítico com níquel puro eletrodepositado	53
Figura 3.4	Placa de cobre com níquel eletrodepositado montada sobre o dinamômetro	54
Figura 3.5	Dimensão da aresta secundária de corte b_s para fresa com $\chi_r = 12^\circ$	55

Figura 3.6	Dimensão da aresta secundária de corte b_s para fresas com $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 90^\circ$	55
Figura 3.7	Centro de usinagem Romi Discovery 560 com comando Siemens 810 D	56
Figura 3.8	Microscópio ótico Askania GSZ 2T	56
Figura 3.9	Dinamômetro Kistler 9257 BA	57
Figura 3.10	Microscópio eletrônico de varredura modelo JEOL JSM-5310	57
Figura 3.11	Disposição de impressões do penetrador do microdurômetro na amostra de níquel	58
Figura 3.12	Montagem da placa de cobre com níquel puro eletrodepositado e dinamômetro	59
Figura 3.13	Seqüência de operações para obtenção de dados durante os ensaios de fresamento	60
Figura 4.1	Valores de microdureza em função da profundidade para $\chi_r = 12^\circ$, $\chi_r = 90^\circ$ e $\chi_r = 45^\circ$	62
Figura 4.2	$V_{Bmáx}$ em função do tempo de usinagem para $\chi_r = 90^\circ$ e $\chi_r = 45^\circ$	63
Figura 4.3	Dimensão da aresta secundária de corte para $\chi_r = 90^\circ$ e $\chi_r = 45^\circ$	64
Figura 4.4	Aumento da área de contato em função de V_B	65
Figura 4.5	$V_{Bmáx}$ em função do tempo de usinagem para $\chi_r = 12^\circ$ e $\chi_r = 45^\circ$	65
Figura 4.6	Desenho comparativo da dimensão da aresta de corte secundária para $\chi_r = 12^\circ$ e $\chi_r = 45^\circ$	66
Figura 4.7	$V_{Bmáx}$ em função do tempo para velocidades de corte $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$ e $v_c = 90 \text{ m.min}^{-1}$	67
Figura 4.8	Sentido das forças no dinamômetro e sentidos de rotação e avanço da fresa	68
Figura 4.9	Força F_x em função do tempo para fresas com $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 90^\circ$, $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$ e $a_p = 1,0 \text{ mm}$	69
Figura 4.10	Força F_y em função do tempo para fresas com $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 90^\circ$, $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$ e $a_p = 1,0 \text{ mm}$	69
Figura 4.11	Força F_x em função do tempo para fresas com $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 12^\circ$ e $a_p = 0,5 \text{ mm}$	70

Figura 4.12	Força F_y em função do tempo para fresas com $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 12^\circ$ e $a_p = 0,5$ mm	70
Figura 4.13	Força F_x em função do tempo para fresa com $\chi_r = 45^\circ$ e $v_c = 70$ m.min ⁻¹ e 90 m.min ⁻¹	71
Figura 4.14	Força F_y em função do tempo para fresa com $\chi_r = 45^\circ$ e $v_c = 70$ m.min ⁻¹ e 90 m.min ⁻¹	71
Figura 4.15	Força passiva F_z em função do tempo para fresas com $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 90^\circ$, $v_c = 70$ m.min ⁻¹ e $a_p = 1,0$ mm	72
Figura 4.16	Força de passiva F_z em função do tempo para fresas com $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 12^\circ$ e $a_p = 0,5$ mm	72
Figura 4.17	Força de passiva F_z em função do tempo para fresa com $\chi_r = 45^\circ$ e $v_c = 70$ m.min ⁻¹ e 90 m.min ⁻¹	73
Figura 4.18	Comportamento da rugosidade R_a , R_t e R_z (μm) em função do tempo de usinagem para $\chi_r = 45^\circ$, $v_c = 70$ m.min ⁻¹ e $a_p = 1,0$ mm	74
Figura 4.19	Comportamento da rugosidade R_z (μm) em função do tempo de usinagem para $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 90^\circ$	75
Figura 4.20	Comportamento da rugosidade R_z (μm) em função do tempo de usinagem para $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 12^\circ$	75
Figura 4.21	Comportamento da rugosidade R_z (μm) em função do tempo de usinagem para $v_c = 70$ m.min ⁻¹ e $v_c = 90$ m.min ⁻¹	76
Figura 4.22	Desgaste de flanco do inserto com $\chi_r = 90^\circ$, $a_p = 1,0$ mm, $v_c = 70$ m.min ⁻¹ após 5 min.	76
Figura 4.23	Superfície de folga da aresta de corte secundária com níquel aderido para $\chi_r = 90^\circ$, $a_p = 1,0$ mm, $v_c = 70$ m.min ⁻¹	77
Figura 4.24	Raio de ponta com sulcos na superfície de folga e desgaste de cratera na superfície de saída para $\chi_r = 90^\circ$, $a_p = 1,0$ mm, $v_c = 70$ m.min ⁻¹	77
Figura 4.25	Superfície de folga da aresta de corte secundária com níquel aderido para $\chi_r = 45^\circ$, $a_p = 1,0$ mm e $v_c = 70$ m.min ⁻¹	78
Figura 4.26	Desgaste de cratera e de flanco para $\chi_r = 45^\circ$, $a_p = 1,0$ mm e $v_c = 70$ m.min ⁻¹	78

Figura 4.27	Superfície de saída apresentando aderência de níquel para $\chi_r = 45^\circ$, $a_p = 1,0 \text{ mm}$ e $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$	79
Figura 4.28	Inserto da fresa com $\chi_r = 45^\circ$, $a_p = 0,5 \text{ mm}$ e $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$ após 30 min	79
Figura 4.29	Desgaste de cratera e de flanco na aresta principal para $\chi_r = 45^\circ$, $a_p = 0,5 \text{ mm}$ e $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$	80
Figura 4.30	Detalhe do desgaste de cratera na aresta principal para $\chi_r = 45^\circ$, $a_p = 0,5 \text{ mm}$ e $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$	80
Figura 4.31	Desgaste de flanco das arestas principal e secundária de corte para $\chi_r = 45^\circ$, $a_p = 0,5 \text{ mm}$ e $v_c = 90 \text{ m.min}^{-1}$	81
Figura 4.32	Inserto usado na condição $\chi_r = 12^\circ$, $a_p = 0,5 \text{ mm}$, $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$ e $t = 30 \text{ min}$ (PVD)	81
Figura 4.33	Desgaste de flanco na aresta de corte secundária e principal para $\chi_r = 12^\circ$, $a_p = 0,5 \text{ mm}$ e $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$ após 30 min (PVD)	82
Figura 4.34	Formação de sulcos por difusão na superfície de folga para $\chi_r = 12^\circ$, $a_p = 0,5 \text{ mm}$ e $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$ após 30 min (PVD)	82
Figura 4.35	Arestas de corte principal e secundária do inserto utilizado na fresa com $\chi_r = 12^\circ$, $a_p = 0,5 \text{ mm}$ e $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$ (CVD)	83
Figura 4.36	Desgaste de flanco com difusão e aderência de níquel. $\chi_r = 12^\circ$, $a_p = 0,5 \text{ mm}$, $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$ (CVD)	83
Figura 4.37	Volume de material retirado por aresta de corte em função das condições de usinagem	84
Figura 4.38	Taxa de remoção de material em função das condições de usinagem	85

LISTA DE TABELAS

Tabela 1.1	Produção mundial de aço por lingotamento contínuo de 2004 a 2006 em milhões de toneladas	21
Tabela 2.1	Propriedades físicas do cermet e do metal duro	30
Tabela 2.2	Propriedades mecânicas e térmica de cerâmicas	31
Tabela 2.3	Propriedades mecânicas de materiais para ferramentas de corte	32
Tabela 2.4	Propriedades de materiais duros utilizados como revestimentos e do WC	35
Tabela 2.5	Comparativo de processos CVD e PVD	36
Tabela 2.6	Comparativo de propriedades físicas e mecânicas do aço 4140 e do níquel puro	49
Tabela 3.1	Ângulos de posição χ_r , saída γ_o e inclinação λ_s das fresas utilizadas	54
Tabela 3.2	Valor de a_e para usar a seção mais resistente do inserto	61
Tabela 3.3	Parâmetros de corte utilizados no teste de vida na usinagem de níquel puro	61

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AES	<i>auger electron spectroscopy</i>
APC	Aresta postiça de corte
CDTN	Centro de Desenvolvimento da Energia Nuclear
CFC	Cúbica de face centrada
CNC	Controle Numérico Computadorizado
CVD	<i>Chemical Vapour Deposition</i>
EPMA	<i>Electron probe microanalyzer</i>
FEM	Força eletromotriz
HV	Dureza Vickers
HSS	<i>High Speed Steel</i>
HSS-PM	<i>High Speed Steel – Powder Metallurgy</i>
HT-CVD	<i>High Temperature Chemical Vapour Deposition</i>
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MPP	Microscopia com ponta de prova
MT-CVD	<i>Medium Temperature Chemical Vapour Deposition</i>
PVD	<i>Physical Vapour Deposition</i>
UFMG	Universidade Federal de Minas Gerais

LISTA DE ABREVIATURAS DE COMPOSTOS QUÍMICOS

Al_2O_3	Óxido de alumínio
CBN	Nitreto de boro cúbico
Cr_3C_2	Carboneto de cromo
PCD	Diamante policristalino
PCBN	Nitreto de boro cúbico policristalino
SiC	Carboneto de silício
Si_3N_4	Nitreto de silício
TiAlN	Nitreto de alumínio titânio
TaC	Carboneto de tântalo
TiC	Carboneto de titânio
TiCN	Carbonitreto de titânio
TiN	Nitreto de titânio
VC	Carboneto de vanádio
WC	Carboneto de tungstênio
ZrO_2	Óxido de zircônio

NOMENCLATURA

Letras Latinas

a_e	penetração de trabalho	[mm]
a_p	profundidade ou largura de usinagem	[mm]
E	ângulo de engajamento	[graus]
f_z	avanço por aresta	[mm.z ⁻¹]
F_x	força aplicada no eixo X	[N]
F_y	força aplicada no eixo Y	[N]
F_z	força aplicada no eixo Z	[N]
h	espessura local de corte	[mm]
h_D	espessura nominal de corte	[mm]
n	revoluções por minuto	[rev.min ⁻¹]
R_a	rugosidade média aritmética	[μ m]
R_t	rugosidade total	[μ m]
R_z	rugosidade média	[μ m]
V_B	desgaste de flanco	[mm]
V_{Bmax}	largura máxima do desgaste de flanco	[mm]
v_c	velocidade de corte	[m.min ⁻¹]
v_f	velocidade do avanço	[mm.min ⁻¹]

Letras Gregas

χ_r	ângulo de posição	[graus]
χ'_r	ângulo de posição da aresta secundária	[graus]
γ_o	ângulo de saída	[graus]
λ_s	ângulo de inclinação	[graus]
α_o	ângulo de folga	[graus]
ϵ_r	ângulo de ponta	[graus]
β_o	ângulo de cunha	[graus]
ω	ângulo de alívio	[graus]

RESUMO

O níquel é considerado como material de difícil usinagem devido ao rápido encruamento que ocorre quando usinado. Por apresentar alta resistência sob altas temperaturas, ligas à base de níquel são amplamente empregadas em componentes aeroespaciais e na indústria siderúrgica, mais especificamente em moldes que consistem em placas de cobre com níquel puro eletro depositado, montados sobre caixas de aço, no início do processo de lingotamento contínuo. O objetivo deste trabalho é avaliar a influência do ângulo de posição das ferramentas sobre as forças de usinagem, o acabamento da peça usinada, o processo de desgaste da ferramenta de corte e a taxa de remoção de material durante o fresamento frontal de níquel puro. Três geometrias de fresas foram utilizadas, variando o ângulo de posição $\chi_r = 12^\circ$, 45° e 90° , tendo como princípio manter a espessura de corte constante igual a 0,25mm. Os testes compararam: as fresas com $\chi_r = 90^\circ$ e 45° utilizando $a_p = 1,0\text{mm}$, a fresa com $\chi_r = 45^\circ$ com diferentes velocidades de corte e as fresas com $\chi_r = 45^\circ$ e 12° com $a_p = 0,5\text{ mm}$. Os resultados indicaram que a ferramenta com $\chi_r = 12^\circ$ apresentou maior taxa de remoção de material, e maiores forças de usinagem, ao passo que a ferramenta com $\chi_r = 45^\circ$ apresentou maior tempo de vida e valores de rugosidade R_z menores. Além da influência do ângulo de posição, o efeito do revestimento da ferramenta e da velocidade de corte foi investigado, mostrando maior tempo de vida para o inserto revestido com TiN-Al₂O₃-TiCN (CVD) em relação ao revestimento TiAlN (PVD) para fresa com $\chi_r = 12^\circ$, e maior taxa de crescimento do desgaste de cratera para maior velocidade de corte v_c quando utilizada fresa com $\chi_r = 45^\circ$.

Palavras Chaves: *fresamento, níquel puro, metal duro revestido, mecanismos de desgaste*

ABSTRACT

Nickel is considered as a difficult-to-cut material, due to rapidly work hardening when machined. Because it shows high strength at high temperatures it is widely used as high temperature alloys in aerospace components and more specifically is applied in the continuous casting industry, in molds which consist of a copper sheet with pure nickel electroplated, mounted over steel boxes, at the beginning of continuous cast process. The molten steel is poured into the tundish, then is driven to molds box, which must support the wear caused by steel sliding at high temperature. The principal aim of this work is to investigate the influence of the side cutting edge angle χ_r on the cutting forces, wear mechanisms, surface finish and metal removal rate during face milling of pure nickel. Three types of milling cutters were used, with $\chi_r = 12^\circ$, 45° e 90° , and keeping the cut thickness constant equal to 0,25 mm. The tests compared: milling cutters with $\chi_r = 90^\circ$ and 45° , DOC = 1,0 mm, milling cutter with $\chi_r = 45^\circ$ at different cutting speed and milling cutters with $\chi_r = 45^\circ$ and 12° , DOC = 0,5 mm. The results indicated the milling cutter with $\chi_r = 12^\circ$ was superior with regard to metal removal rate and higher cutting forces, while the milling cutter with $\chi_r = 45^\circ$ was superior regard to tool life and smaller values to surface finish R_z . Beside the influence of the side cutting edge angle χ_r , the effect of tool's coating and the cutting speed were investigated, showing longer tool life to insert coated with TiN-Al₂O₃-TiCN (CVD) compared to TiAlN (PVD) coating when used milling cutter with $\chi_r = 12^\circ$, and bigger growing rate of crater wear at bigger surface speed when used milling cutter with $\chi_r = 45^\circ$.

Keywords: milling, pure nickel, coated carbide inserts, tool wear mechanism

1 INTRODUÇÃO

O níquel foi descoberto em 1750, porém teve seu uso limitado até o século 20, quando se tornou um elemento de liga essencial ao aço inoxidável e às ligas resistentes ao calor. A maior parte do fornecimento de níquel é feito por depósitos em Ontário e outras províncias no Canadá (BUDINSKI e BUDINSK, 1999). O níquel ocorre na natureza na forma de sulfetos ou óxidos. O minério canadense, retirado de minas profundas, é primariamente um sulfeto com o teor de níquel menor que 3%, e os processos de flotação e concentração são usados para chegar ao material de partida para fazer o níquel metálico. É feita então a redução para obter o óxido, que fundido produz a liga níquel-ferro. Esta liga é processada em alto forno para remover o ferro e concentrar o níquel. O passo seguinte é purificar o níquel eletroliticamente por deposição em catodos. O níquel refinado é então fundido em lingotes (BUDINSK e BUDINSK, 1999).

Os materiais contendo níquel fazem grandes contribuições em muitos aspectos da vida moderna, porém não são frequentemente reconhecidos. Podem ser citadas aplicações na construção civil, produção química, comunicações, fornecimento de energia, proteção ambiental, preparação de alimentos, tratamento de água e o uso mais recentemente conhecido é como catalisador em processos químicos, sendo a chave para importantes reações como hidrogenização de óleos vegetais, a reorganização de hidrocarbonetos e a produção de fertilizantes. Outra forma de aplicação tem-se a eletrodeposição de níquel puro que é amplamente aplicada como material resistente à corrosão, propriedade de extremo valor. O custo anual estimado de corrosão nos Estados Unidos da América é de US\$300 bilhões, conforme THE NICKEL INSTITUTE (2007). Dois terços de todo o níquel produzido é usado em aço inoxidável e 11% usados em eletrodeposição. O níquel é utilizado no aço inoxidável para promover uma estrutura austenítica estável e dúctil bem como contribuir com a resistência à corrosão.

As ligas à base de níquel têm importante papel na construção de componentes de turbinas de aeronaves, onde são desenvolvidas altas temperaturas de trabalho. Elas apresentam a capacidade de manter a resistência mecânica e resistência à oxidação sob temperaturas acima

de 550°C. Estes materiais representam cerca de 45% de todo material necessário para a construção de turbinas (EZUGWU, WANG e MACHADO, 1999). Também são usadas como material estrutural de vários componentes de motores de espaçonaves, vasos de pressão e baterias de níquel-hidrogênio. Com a introdução do Inconel 718 (54%Ni, 18%Cr, 18,5%Fe, 3%Mo, 5%Nb, 1%Ti) em 1960, a indústria aeronáutica pôde ter crescimento significativo, devido às propriedades mecânicas desta superliga à base de níquel (ARUNACHALAN e MANNAN, 2000 e KIRK, 1977).

Como aplicação primária, o níquel é utilizado no processo de lingotamento contínuo de aços e ligas não-ferrosas. Neste processo, o aço ou liga não-ferrosa em estado líquido é derramado no *tundish* e em seguida é direcionado para a caixa de moldes refrigerados à água, para iniciar o lingotamento, como mostra a Fig. 1.1 (THOMAS et al., 1997).

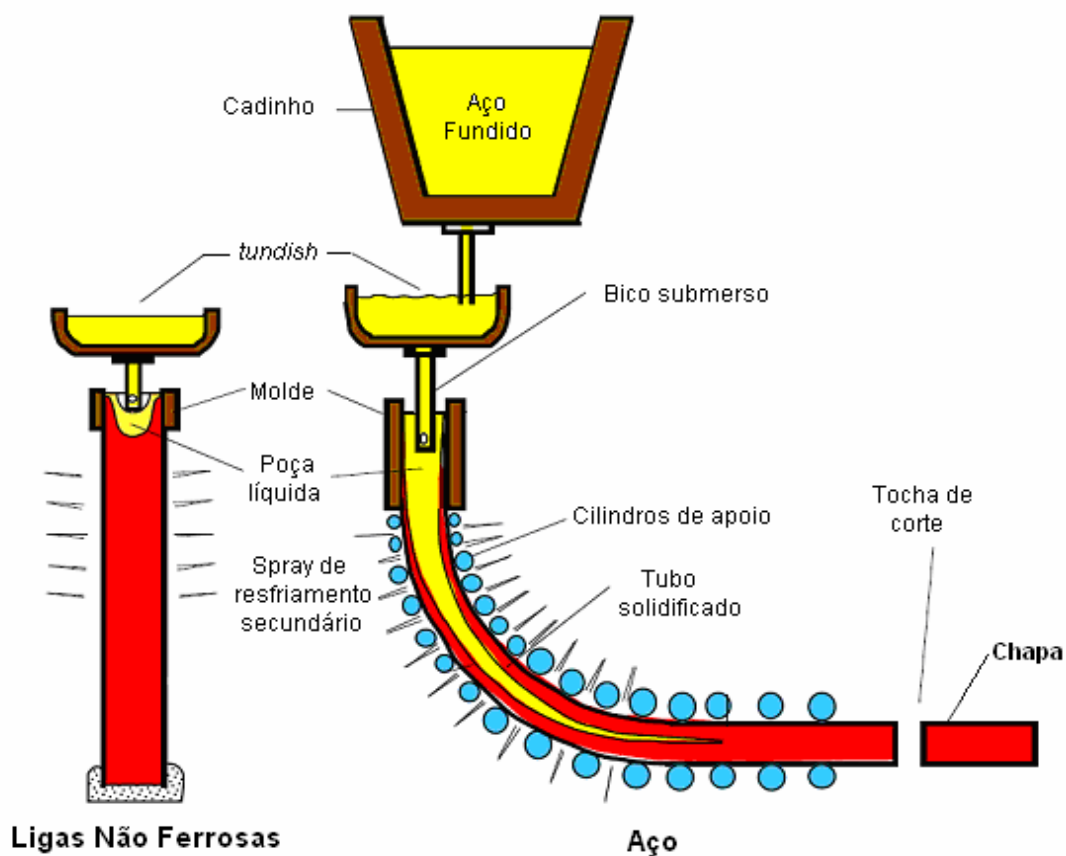


Figura 1.1 Desenho esquemático do processo de lingotamento contínuo

O molde consiste em uma caixa de aço, por onde será feita a refrigeração forçada, que tem na face interna uma placa de cobre eletrolítico e, sobre o cobre tem o níquel eletrodepositado como mostra a fig.1.2 (THOMAS et al., 2006).

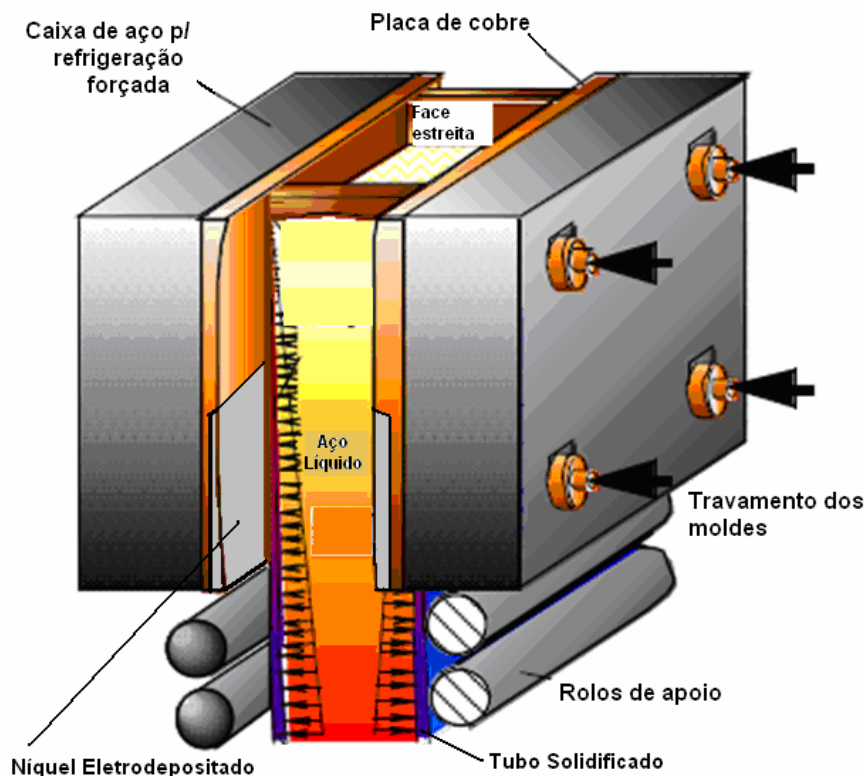


Figura 1.2 Desenho esquemático da montagem dos moldes

A placa de cobre no molde, por ser excelente condutor de calor, tem a função de transferir o calor do aço ou liga não-ferrosa em estado líquido para a água, formando um tubo retangular de material solidificado com material líquido no seu interior. Este tubo desliza sobre as paredes dos moldes com níquel eletrodepositado em direção aos rolos laminadores. O níquel atua como placa de sacrifício por apresentar maior resistência mecânica sob altas temperaturas que o cobre. Após vários ciclos de lingotamento, é necessário remover os efeitos do desgaste e a distorção permanente do molde por processo de fresamento e então refazer a camada de níquel por eletrodeposição.

A produção mundial de aço em outubro de 2007 foi de 114×10^6 ton conforme International Iron and Steel Institute (2007) e a produção de aço pelo processo de lingotamento contínuo foi superior a 1.121×10^6 ton no ano de 2006 conforme a Tab.1.1, que representa aproximadamente 90% da produção mundial de aço.

Tabela 1.1

Produção mundial de aço por lingotamento contínuo de 2004 a 2006 em milhões de toneladas

	2004	2005	2006
Produção mundial	957,4	1022,8	1121,2
Brasil	30,5	29,2	28,5
%	3,2	2,9	2,5

Fonte: International Iron and Steel Institute

A maior parte dos moldes necessários para a produção do aço por lingotamento contínuo é produzida com eletrodeposição de níquel sobre a placa de cobre eletrolítico para então serem fresados em operações de desbaste e acabamento. Estas operações envolvem grande demanda de tempo devido à difícil usinagem do níquel, que apresenta as características de grande deformação plástica sob os esforços de corte com geração de altas temperaturas que aceleram os processos de desgaste das ferramentas e devido a capacidade de manter a resistência mecânica sob altas temperaturas. Os parâmetros de corte usados na usinagem de níquel são baixos quando comparados aos parâmetros de usinagem do aço.

1.1 Objetivos

O objetivo geral deste trabalho é investigar a influência do ângulo de posição da fresa sobre a vida da ferramenta, acabamento da superfície usinada e os mecanismos de desgaste das ferramentas durante o fresamento frontal de níquel puro.

Mais especificamente, buscou-se estudar a usinabilidade do níquel puro, durante a operação de fresamento frontal com ferramentas intercambiáveis de metal duro com microgrãos revestido com TiAlN (PVD) e metal duro com revestimento TiN-Al₂O₃-TiCN (CVD), comparando vida da ferramenta, forças de corte, acabamento da superfície usinada e mecanismos de desgaste quando usados ângulos de posição χ_r de 90°, 45° e 12°, mantendo a espessura de corte constante igual à 0,25 mm. Baseado nos resultados desta etapa foram feitos testes adicionais utilizando a fresa que apresentou maior tempo de vida alterando a velocidade de corte.

Para que tais objetivos sejam atingidos, o capítulo 2 apresenta a revisão bibliográfica, o capítulo 3 apresenta o procedimento experimental, o capítulo 4, os resultados e discussão e os

capítulos 5, 6 e 7 apresentam a conclusão, as propostas de continuidade de trabalho e as referências bibliográficas.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo está estruturado da seguinte forma: a operação de fresamento, descrevendo o processo de fresamento e suas variações; a ferramenta, relatando sobre os tipos e materiais que a compõem; material da aresta de corte, detalhando a evolução dos materiais das ferramentas de corte e suas aplicações; revestimentos tribológicos, propriedades necessárias ao material do revestimento e os processos de deposição do revestimento; geometria da fresa, mostrando os ângulos e suas implicações; usinabilidade do níquel, histórico, níquel e suas ligas e os processos e mecanismos de desgaste.

2.1 A operação de fresamento

O fresamento é uma operação de usinagem que tem por objetivo gerar superfícies por meio de remoção progressiva de uma quantidade pré-determinada de material da peça, que se desloca em direção à fresa com velocidade de avanço baixa em relação à velocidade de corte, que gira com velocidade periférica alta. Uma das principais características do fresamento é ser uma operação de usinagem com corte interrompido. Isto gera impacto quando a aresta de corte engaja no material, ocorrendo um aumento brusco de temperatura na ferramenta; por outro lado, quando a aresta desengaja do material, ela é resfriada pelo ar ou fluido de corte, para então iniciar um novo ciclo de variação térmica. Essa característica exige do material da ferramenta tenacidade e capacidade de suportar choques térmicos.

O fresamento pode ser classificado de diversas formas. Segundo a posição do eixo-árvore da máquina-ferramenta tem-se: fresamento horizontal (eixo-árvore na posição horizontal) e fresamento vertical ou inclinado (DINIZ et al.,1999). Segundo a disposição dos dentes na fresa, classifica-se a operação como:

- Fresamento tangencial: operação na qual os dentes ativos estão na superfície cilíndrica da ferramenta e o eixo da fresa é paralelo à superfície que está sendo gerada. As fresas são chamadas de cilíndricas ou tangenciais.

- Fresamento frontal: operação na qual os dentes ativos estão na superfície frontal da ferramenta e o eixo da fresa é perpendicular à superfície gerada. As fresas são chamadas de fresas frontais ou de topo.

Na operação de fresamento frontal destacam-se:

- Fresamento de faceamento: a superfície usinada é gerada pela combinação de arestas de corte localizados na periferia e na face da fresa. A superfície usinada é plana. A Fig 2.1 mostra o fresamento de faceamento



Figura 2.1- Fresamento de faceamento

- Fresamento de topo: a superfície usinada é gerada pelas arestas de corte localizadas na periferia da fresa, normalmente em um plano paralelo ao eixo da ferramenta e/ou pelas arestas localizadas no topo da ferramenta, conforme mostra a Fig 2.2. Este tipo de fresa tem grande emprego na usinagem de formas complexas, como moldes e matrizes.



(a)



(b)

Figura 2.2 Fresamento de topo reto (a) e Fresamento de topo esférico (b)

Além disso, o fresamento pode ser classificado em dois métodos:

- **Discordante:** o sentido de rotação da fresa e o sentido do avanço são opostos. A espessura de corte h_D aumenta progressivamente de zero até um valor máximo, conforme mostra a Fig.2.3. Inicialmente, quando a aresta toca a peça, ela é forçada para dentro da peça, gerando excessivo atrito (com conseqüente deformação plástica daquela região da peça, ao invés da formação do cavaco) e altas temperaturas. Além disso, frequentemente o contato é realizado com uma superfície encruada, causada pelo corte do dente anterior, porém, apresenta a vantagem de causar menor impacto no contato da ferramenta com o material da peça. Quando a pressão da aresta de corte atinge um valor capaz de vencer a tensão de cisalhamento do material da peça, a ferramenta penetra a peça e, com os movimentos de usinagem, retira uma porção de cavaco em forma de vírgula (DINIZ et al., 1999).

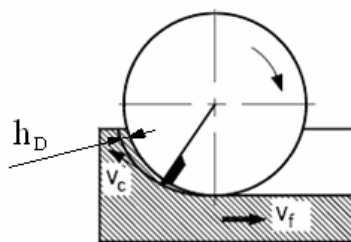


Figura 2.3 Fresamento discordante

- **Concordante:** o sentido de rotação da fresa e do avanço são o mesmo. A aresta de corte ao penetrar a peça o faz com h_D máximo o que reduz o fenômeno de abrasão e prossegue o corte até atingir um valor de h_D igual a zero, conforme mostra Fig. 2.4. Este método deve ser adotado quando usinar materiais que tendem a maior deformação plástica tendo em vista causarem menos abrasão que o método discordante, porém, causando maior impacto no contato inicial da aresta de corte com a peça.

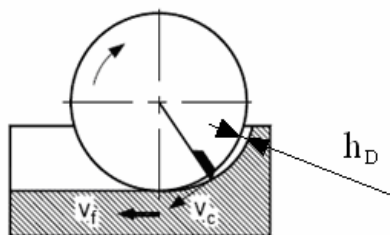


Figura 2.4 Fresamento concordante

2.2 A ferramenta

A fresa é uma ferramenta que comumente possui várias arestas de corte, podendo variar de uma aresta até mais de cem arestas, o que vai implicar diretamente na taxa de remoção de material, observadas outras condições como potência disponível da máquina, rigidez de fixação da peça, diâmetro da ferramenta, etc. A ferramenta pode ser classificada em dois tipos: inteiriça e com insertos. Na fresa inteiriça a aresta de corte é do mesmo material do corpo da fresa, possibilitando durante o processo de fabricação da ferramenta, por meio de retificação, a obtenção de ângulos de corte mais agudos, que possibilitarão menores esforços de corte durante a usinagem. São normalmente utilizadas como fresas de topo e fresas de disco. Já a fresa com insertos é composta de um corpo, que pode ser de aço, duralumínio (quando utilizadas em altíssimas rotações) ou titânio (quando é desejada redução de peso) e dos insertos (intercambiáveis ou brasados). A finalidade de se usar este tipo de fresa é reduzir custo da ferramenta, uma vez que o material referente ao corpo da fresa tem menor custo que o material do inserto.

2.3 Material da aresta de corte

Os materiais das ferramentas que continuam a ser usados e estão comercialmente disponíveis hoje são aqueles que provaram satisfazer as demandas a que foram solicitados no que tange à vida da ferramenta, taxa de remoção de material, acabamento da superfície produzida, habilidade de responder de forma satisfatória em uma variedade de aplicações e o custo das ferramentas fabricadas com estes materiais (TRENT, 1984). Para o fresamento, os materiais devem apresentar elevada dureza com excelentes propriedades mecânicas, mas por outro lado, por se tratar de usinagem com corte interrompido, exige-se suficiente tenacidade para suportarem choques e impactos inerentes ao processo. As propriedades que os materiais das ferramentas de corte devem apresentar são:

- alta dureza;
- tenacidade para evitar falha por fratura;
- alta resistência ao desgaste;
- alta resistência a compressão;
- alta resistência ao cisalhamento;
- boas propriedades mecânicas e térmicas à temperaturas elevadas;
- alta resistência ao choque térmico;

- alta resistência ao impacto (maior tenacidade);
- ser inerte quimicamente.

Dentre os materiais usados, seja para fresas inteiriças ou fresas com insertos intercambiáveis ou brasados, destacam-se:

2.3.1 Aço rápido

No início do século passado, o desenvolvimento do aço rápido contendo 0,67%C, 18,91%W, 5,47%Cr, 0,11%Mn, 0,29%V (TRENT, 1984) e apropriado tratamento térmico trouxe um avanço importante nas condições de usinagem e conseqüente aumento da produtividade, uma vez que este material mantém as propriedades mecânicas sob temperaturas moderadamente altas. A velocidade de corte até então usada na ordem de 4 m.min⁻¹ passou para aproximadamente 20. m.min⁻¹. Hoje, mesmo com o desenvolvimento de novos materiais para ferramentas de corte, que possibilitam condições de usinagens de 10 a 20 vezes mais rápidas, o aço rápido continua a ser empregado amplamente, principalmente nas situações onde a falta de rigidez do sistema máquina-ferramenta impossibilitaria o uso de materiais com menor tenacidade, ou em casos onde a velocidade de corte máxima permitida não atinge a mínima necessária para trabalhar com materiais com baixa resistência a tração (metal duro ou materiais cerâmicos).

Outro grande avanço na tecnologia foi o desenvolvimento do aço rápido fabricado pela metalurgia do pó, chamado HSS-PM “Powder Metallurgical High Speed Steel”, onde o pó é produzido por atomização, quando um fluxo de aço fundido é quebrado em partículas por jatos de gás ou água. As partículas, normalmente com 50 a 500µm de diâmetro, solidificam em uma fração de segundo, tendo, portanto uma estrutura de grão muito pequena e maior tenacidade. As partículas de carbonetos são muito menores e eventualmente mais dispersas que nos lingotes, onde a taxa de resfriamento é milhares de vezes mais lenta. Esta estrutura melhorada do aço rápido fabricado pela metalurgia do pó, livre de segregações, confere boas e quase uniformes propriedades mecânicas em todas as direções (TRENT, 1984). Como resultado deste desenvolvimento, ferramentas fabricadas em aço rápido produzido pela metalurgia do pó chegam a trabalhar com velocidade de corte de até 140 m.min⁻¹ em processos de dentagem (SANTOS et al., 2006).

2.3.2 Metal Duro

Desde o dia em que a primeira peça de metal duro foi aplicada em uma simples ferramenta monocortante, as extraordinárias propriedades deste material para usinagem ficaram evidentes e o seu campo de uso se ampliou de tal forma que é difícil, encontrar hoje aplicação em usinagem na qual seu uso não seja economicamente viável. (SCHNEIDER, 1989).

O metal duro produzido pela metalurgia do pó abrange uma família de carbonetos duros usados como ferramentas de corte, moldes de vários tipos e peças resistentes ao desgaste. Em geral, estes materiais são compostos de carbonetos de tungstênio, titânio, tântalo, nióbio ou algumas combinações destes, sinterizados numa matriz aglomerante, usualmente o cobalto. Como ferramentas de corte, os materiais a base de carboneto de tungstênio podem ser separados em duas categorias. Uma é o tipo simples bifásico, consistindo de carboneto de tungstênio com o aglomerante cobalto (WC-Co), aplicados na usinagem de materiais que apresentam cavacos curtos, fracos e descontínuos, como o ferro fundido. Ele é caracterizado por ter extrema dureza e excelente resistência ao desgaste por abrasão. E a outra, se o material da peça apresenta cavaco contínuo como o aço, o carboneto de tungstênio e cobalto ligados a carboneto de titânio (TiC), carboneto de tântalo (TaC), ou ambos deverá ser usado. A adição destes compostos tem a função de retardar o tempo na qual o desenvolvimento do desgaste de cratera na superfície de saída tornará a ferramenta inadequada para uso visto que estes carbonetos adicionados têm maiores durezas que WC e apresentam menor solubilidade no ferro, inibindo a difusão. Os desenvolvimentos nos processos de sinterização têm possibilitado um grande salto para o aprimoramento das geometrias de corte dos insertos, no sentido de cada vez mais reduzir as forças de usinagem e por conseqüência a temperatura na aresta da ferramenta, aproximando das geometrias obtidas em afiações. O desenvolvimento do metal duro foi o segundo grande impulso na área de materiais, precedido pelo aço rápido.

O metal duro com grãos ultrafinos tem as partículas duras com diâmetros menores que 1 μm , e tem em sua composição pequenos teores de VC (carboneto de vanádio) e Cr_3C_2 (carboneto de cromo). O carboneto de cromo é adicionado como inibidor de crescimento de grãos durante a sinterização. A redução do tamanho do grão implica em manter o volume de partículas duras (WC), porém aumentando a área de contorno de grão, recoberta pelo cobalto, que propicia maior tenacidade. O metal duro com grãos ultrafinos com a mesma dureza de um metal duro WC-Co com granulação de 2 a 4 μm , apresenta maior resistência a ruptura

transversal. Quando as partículas de WC são ultrafinas, a quantidade de Co entre as partículas é menor e isto aumenta a resistência à deformação plástica (dureza) do metal duro. Adicionalmente, à medida que as partículas de WC ficam menores, a propagação de trincas é inibida, o que representa maior resistência à fratura (resistência à ruptura transversal, TOOLING TECHNOLOGY II (2006). O metal duro com grãos ultrafinos apresenta também propriedades superiores à temperatura ambiente, porém quando usados sob condições onde a temperatura da aresta de corte aumenta drasticamente, a taxa de desenvolvimento do desgaste de cratera também aumenta. Além das propriedades mecânicas melhoradas no metal duro com microgrãos, o tamanho reduzido dos grãos permitirá afiação com arestas mais agudas. Este metal duro é mais indicado para aplicações em fresas de topo de pequenos diâmetros, por que a temperatura atingida não excede a temperatura adequada para manter as propriedades deste material.

2.3.3 Cermets

O termo cermet (**cerâmica + metal**) é usado para materiais produzidos com componentes cerâmicos, TiC e TiN ligados por fase metal, Ni e/ou Co, numa microestrutura heterogênea. A fase cerâmica, selecionada de materiais que mantém a dureza sob altas temperaturas e tem resistência à oxidação, é ligada a um metal ou liga que tem como propriedades, a ductilidade, tenacidade e resistência ao choque térmico. Os cermets são duros e oferecem estabilidade térmica superior ao metal duro, alta resistência a oxidação e baixa afinidade química com o ferro. Primeiramente fabricados na forma de carboneto de titânio e/ou carboneto de molibdênio tendo o níquel como aglomerante, os cermets tinham a sua aplicação limitada ao acabamento no torneamento de aços devido a sua fragilidade e baixa resistência devido a uma ligação fraca entre a fase cerâmica e o aglomerante níquel. Consideráveis melhorias foram alcançadas no início dos anos 60, quando molibdênio/carboneto de molibdênio foram adicionados ao aglomerante resultando em melhor molhabilidade da fase carboneto de titânio. O contínuo desenvolvimento do cermet durante os anos 70 introduziu carbonitreto de titânio como base cerâmica, aumentando a resistência ao desgaste e minimizando a deformação plástica. Não é indicado o seu uso em usinagem de metais não ferrosos devido à afinidade química do titânio com estes metais. A Tab. 3.1 mostra as principais propriedades físicas do cermet comparado ao metal duro. Observa-se a maior dureza do cermet, e menores solubilidade no ferro e condutividade térmica.

Tabela 2.1
Propriedades físicas do cermet e do metal duro

Propriedades Físicas	CERMET	METAL DURO
Dureza (HV).....	3200	2100
Energia Livre de Formação (kcal/g . atm 1000°C)	-35	-10
Solubilidade no Ferro (wt% a 1250°C).....	0,5	7
Temperatura de Oxidação (°C).....	1100	700
Condutividade Térmica (cal/cm.s.°C).....	0,052	0,42
Coeficiente de Dilatação Térmica ($10^{-6}/^{\circ}\text{C}$).....	7,2	5,2
Coeficiente de Choque Térmico.....	1,9	27,1

Fonte: MACHADO e DA SILVA, 1999, p. 141 - 142

2.3.4 Cerâmicas

As cerâmicas são compostos que contêm elementos metálicos e não metálicos, geralmente na forma de óxidos, carbonetos e nitretos. Diferentemente do metal duro, as cerâmicas não tem aglomerantes. A maioria tem estrutura cristalina, mas em contraste com os metais, as ligações entre os elementos são iônicas e/ou covalentes, que por ser ligação primária forte confere às cerâmicas alto ponto de fusão. A ausência de elétrons livres torna as cerâmicas pobres condutoras de eletricidade e com baixa condutividade térmica (VAN VLACK, 1984). As cerâmicas utilizadas em usinagem são divididas em dois grupos, sendo o primeiro com cerâmicas óxidas, a base de alumina (Al_2O_3) e o segundo com cerâmicas a base de nitreto de silício (Si_3N_4). Para a restrição de aplicação da cerâmica Al_2O_3 (alumina) devido à sua baixa tenacidade e propensão à fratura, foram então desenvolvidas as cerâmicas mistas ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiC}$), as cerâmicas reforçadas com carboneto de silício (SiC) que atua como inibidor da propagação de trincas. As cerâmicas a base de nitreto de silício (Si_3N_4) foram reforçadas com Al_2O_3 , conferindo alto grau de tenacidade, podendo então ser empregadas em cortes interrompidos com altíssimas velocidades de corte. Dentre as propriedades das cerâmicas, destacam-se (MACHADO e DA SILVA, 1999):

- Capacidade de suportar altas temperaturas
- Resistência ao desgaste e altas durezas
- Baixa condutividade térmica
- Boa estabilidade química e térmica
- Alta resistência à compressão e baixa resistência à tração

- Boa resistência à fluência
- Fragilidade

A Tab. 2.2 mostra propriedades mecânicas de algumas cerâmicas e metal duro. Comparadas ao metal duro, as cerâmicas $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{ZrO}_2$ e $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiC}$ apresentam baixa condutividade térmica e baixa tensão de ruptura transversal.

Tabela 2.2
Propriedades mecânica e térmica de cerâmicas

Material	Dureza (HRa)	Tensão de Ruptura Transversal (GPa)	Condutividade Térmica (W/mK)	Aplicação
$\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{ZrO}_2$ Cerâmica branca	92,0 a 93,0	0,3 a 0,4	17	Acabamento em ferro fundido - torneamento
$\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiC}$ Cerâmica mista	93,5 a 94,5	0,7 a 1,0	21	Semi-acabamento em ferro fundido - torneamento Fresamento e torneamento com
$\text{Si}_3\text{N}_4 + \text{Al}_2\text{O}_3$	91,5 a 92,5	1,0 a 1,3	75	corde interrompido em ferro fundido
WC-Co	88,8 a 93,0	1,5 a 4,4	25 a 84	

Fonte: Tooling Technology II, 2006

2.3.5 Materiais ultra-duros

Normalmente, materiais com dureza superior a 30 GPa são denominados ultra-duros. Como ferramentas de corte, têm-se:- diamante natural

- diamante sintético monocristalino
- diamante sintético policristalino (PCD)
- nitreto cúbico de boro monocristalino (CBN),
- nitreto cúbico de boro policristalino (PCBN).

O mais duro dos materiais, o diamante tem sido empregado como ferramenta de corte onde outros materiais de ferramentas não atingem uma resposta satisfatória. Eles mostram menor taxa de desgaste e maior vida que o metal duro e as cerâmicas sob condições onde o mecanismo de desgaste dominante é a abrasão, devido à sua alta dureza, de 56 a 102 GPa

(TRENT, 1984). A sintetização do diamante foi possível pelo desenvolvimento da engenharia do processo de pressão ultra-alta na qual temperatura e pressão na ordem de 1500 °C e 8 GPa respectivamente, podem ser mantidas por um tempo suficiente para permitir a transformação do carbono de estrutura hexagonal para cúbica, e haver o crescimento dos cristais de diamante. Este processo permitiu a transformação de outra substância - nitreto cúbico de boro – de uma estrutura hexagonal a uma estrutura similar a do diamante (TRENT, 1984). Como o diamante, o nitreto cúbico de boro consiste de duas células unitárias CFC, interpenetradas, sendo uma célula de átomos de boro e a outra de átomos de nitrogênio. Como no diamante, esta estrutura é muito rígida, porém nem todas as ligações da vizinhança são covalentes, sendo 25% das ligações iônicas. O nitreto cúbico de boro CBN resultante é uma substância de dureza inferior a do diamante, 40 a 55 GPa, tendo muitas propriedades similares, mas não idênticas a do diamante. O diamante policristalino é indicado na usinagem de ligas de alumínio, cobre e suas ligas, enquanto o nitreto cúbico de boro é indicado para usinagem de aço endurecido e ferro fundido coquilhado. A capacidade do CBN usinar materiais tão duros em altas velocidades de corte é devido à retenção da resistência em altas temperaturas combinado a excelente resistência a abrasão e resistência a reação com materiais ferrosos. A Tab. 2.3 mostra propriedades mecânicas do metal duro, alumina, alumina + TiC, nitreto de silício, diamante policristalino e nitreto cúbico de boro policristalino.

Tabela 2.3
Propriedades mecânicas de materiais para ferramentas de corte

P r o p r i e d a d e	Material da Ferramenta					
	94WC - 6Co	Al ₂ O ₃	Al ₂ O ₃ + TiC	Si ₃ N ₄	PCD	PCBN
Densidade (g/cm ³).....	14,7	3,9	4,3	3,2	3,4	3,1
Resistência. à compressão (kN/mm ²)..	4,5	4,0	4,5	3,5	4,7	3,8
Dureza Knoop HK (kN/mm ²).....	13	16	17	13	50	28
Módulo Young (kN/mm ²).....	620	380	370	300	925	680
Coef. Exp. Térmica (10 ⁻⁴ /K).....	5,0	8,5	7,8	3,2	3,8	4,9
Condutividade Térmica. (W/mK.....)	100	23	17	22	120	100
Tenacidade à fratura (MN.m ^{-3/2}).....	11	2,3	3,3	5,0	6,9	10

Fonte: MACHADO e DA SILVA, 1999, p. 157

2.4 Revestimentos tribológicos

A tribologia é o campo da ciência e tecnologia que trata de superfícies em contato com movimento relativo, o que significa lidar com fenômenos relativos a atrito e desgaste, segundo HOLMBERG e MATTHEWS (1994). Existe nas sociedades industrializadas uma crescente necessidade de reduzir e/ou controlar o atrito e o desgaste por várias razões, como aumentar a vida de maquinário e bio-sistemas, tornar os motores e equipamentos mais eficientes, prolongar a vida das fontes de material, economizar energia e melhorar a segurança. Estes objetivos têm sido alcançados através de mudanças de projetos, melhorando a seleção de materiais, ou utilizando técnicas de lubrificação. Há poucas décadas, os tribologistas conseguiram uma grande melhoria nesta área, utilizando tratamentos superficiais e revestimentos. Para as ferramentas de corte foi um grande salto no tempo de vida, nos parâmetros de corte e no acabamento superficial. Foi possível para ferramentas com substratos mais tenazes, ter superfícies – revestimentos – mais duras, resistentes a abrasão, resistentes à oxidação em altas temperaturas, reduzindo o processo de desgaste por difusão. Dois processos gasosos de deposição de revestimentos tribológicos foram desenvolvidos: CVD “chemical vapour deposition” e PVD “physical vapour deposition”.

2.4.1 Processo CVD (deposição química de vapor)

Neste processo, gases contendo compostos voláteis dos elementos a serem depositados são introduzidos em uma câmara de reação, e então condensados sobre o substrato na forma de revestimento (HOLMBERG e MATTHEWS, 1994). Em geral, existem dois métodos para o revestimento CVD. O primeiro sendo sob alta temperatura (HT-CVD), aproximadamente 930°C e o segundo sob média temperatura (MT-CVD), de 770°C a 830°C. A resistência mecânica apresentada por esta técnica é baseada na habilidade de produzir camadas com alta adesão, uniformes e densas. O processo CVD pode ser utilizado para depositar um vasto número de revestimentos resistentes ao desgaste como boretos, carbonetos, nitretos, óxidos, carbonitretos e oxi-nitretos. O uso destes revestimentos em substratos que não são sensíveis a temperatura de trabalho deste processo, como metal duro e cerâmica, continuará a ser buscado sempre que forem necessárias excelente uniformidade de camada e capacidade de penetração em cavidades. Dentre as propriedades do material do revestimento, destacam-se (TOOLING TECHNOLOGY II, 2006) :

- Dureza: o desgaste de flanco causado mecanicamente por escorregamento do material da peça é influenciado pela dureza do material da ferramenta. No revestimento, a camada de TiC é a de mais alta dureza e oferece alta resistência ao desgaste de flanco. Aplicando uma espessa camada deste revestimento é possível retardar o desenvolvimento do desgaste e, portanto estender a vida da ferramenta. Entretanto, existe um limite para a espessura desta camada, por que à medida que aumenta a espessura, a estrutura do grão se torna mais grosseira, que vai ocasionar micro lascamento do revestimento. Para melhorar esta situação, o uso de TiCN que é mais tenaz que o TiC é amplamente empregado.
- Energia livre de formação: durante a usinagem, os cavacos aderem e escorregam sobre a superfície de saída, sob alta pressão e temperatura, o que favorece a ligação atômica entre o material da peça e o material do revestimento, sendo necessário então que este material tenha estabilidade térmica mesmo sob tais condições. O termo que define estabilidade térmica é formação de energia livre. O óxido de alumínio (Al_2O_3) é o mais estável.
- Condutividade térmica: materiais que tem baixa condutividade térmica não podem transferir calor de forma eficiente, ocasionando concentração de calor ao redor da aresta de corte. Quando isto ocorre, torna a aresta tenaz, levando à deformação plástica. O coeficiente de impacto térmico pode ser definido pela razão entre o produto da condutividade térmica e a resistência a tração e o produto do coeficiente de expansão térmica e o módulo de elasticidade.
- Resistência à oxidação: cada material do revestimento apresenta uma temperatura de oxidação. O aumento da velocidade e corte acarreta aumento da temperatura de usinagem propiciando a oxidação. O desgaste por entalhe acontece devido à oxidação na altura da profundidade de usinagem, normalmente em materiais resistentes ao calor, como níquel e suas ligas, titânio, cobalto e aço inoxidável. Nestas regiões de desgaste por entalhe, ocorre escorregamento levando a abrasão e aderência com arraste expondo, o TiC que apresenta baixa resistência à oxidação e o desgaste por entalhe irá progredir rapidamente.
- Solubilidade no Fe: um teor de 7% de WC dissolve no ferro a 1250°C, enquanto 0,5% de TiC dissolve no ferro na mesma temperatura. Portanto, o TiC é menos propenso a reagir com o materiais ferrosos sob altas temperaturas (LIAO e SHIUE, 1996).

A Tab 2.4 mostra propriedades de materiais duros utilizados como revestimentos comparados ao WC.

Tabela 2.4
Propriedades de materiais duros utilizados como revestimentos e do WC

	Dureza (HV)	Energia livre de formação (J / g.Pa)	Condutividade térmica *** (W / mK)	Coefficiente de choque térmico *	Propriedade de oxidação ** (°C)	Solubilidade em Fe (1250°C) (%)
	Resistência ao desgaste de flanco	Resistência à craterização	Resistência à deformação plástica e choque térmico	Resistência ao choque térmico	Resistência ao desgaste por entalhe	Resistência à soldagem
WC	1.780	- 0,4	121	268	500	7
TiC	3.200	- 1,2	24	19	1.100	<0,5
TiN	2.050	-2,0	19	-	1.200	0
Al ₂ O ₃	2.100	-4,0	29	-	estável	0

Fonte: Tooling Technology II, 2006, p. 46

* Coeficiente impacto térmico= Condutividade térmica x Resistência à Tração / (Coeficiente expansão térmica x Módulo Young)

** Temperatura máxima para resistência à oxidação

*** Temperatura ambiente

2.4.2 Processo PVD (deposição física de vapor)

A deposição física de vapor envolve a atomização do material de uma fonte sólida e a deposição deste material sobre um substrato na forma de revestimento. Este processo, conhecido há mais de 100 anos, só teve a aplicação mais difundida há poucas décadas, quando o processo foi plenamente entendido e pôde ser adequado com excelente adesão, estrutura do revestimento controlada e deposição de materiais cerâmicos à baixa temperatura, podendo então revestir ferramentas de aço rápido, por exemplo, o que não é possível pelo processo CVD, devido à alta temperatura desenvolvida durante o processo. Revestimentos com uma camada ou várias são possíveis, com materiais como TiN, TiCN, TiAlN, sendo que cada material apresenta propriedades mecânicas diferentes, podendo retardar cada tipo de processo e mecanismo de desgaste (são inibidores do mecanismo de difusão e promovem um gradiente de dureza da camada mais externa até o substrato). Fabricantes de ferramentas de corte e prestadores de serviço de revestimentos citam a deposição de Al₂O₃ por processo PVD, porém o processo de deposição ainda não é totalmente divulgado. A Tab. 2.5 mostra um comparativo de características em cada processo de deposição.

Tabela 2.5
Comparativo de processos CVD e PVD

PROCESSOS GASOSOS		
	PVD	CVD
Taxa de Deposição (kg/h).....	Até 0,5 /fonte	Até 1
Dimensões do componente.....	Limitado ao tamanho da câmara	
Material do substrato.....	Ampla escolha	Limitado pela temperatura
Pós-tratamento.....	Nenhum	Alívio de tensões
Controle da espessura da camada.....	Boa	Regular/boa
Uniformidade da camada.....	Boa	Muito boa
Distorção do substrato.....	Baixa	Pode ser alta

Fonte: HOLMBERG e MATTHEWS, 1994, p.10

Em estudo feito por JAWAID et al. (2000), comparando comportamento de ferramentas com mesmo substrato, geometria de corte e condições de usinagem no fresamento de Inconel 718, variando somente o revestimento (PVD-TiN e CVD-TiCN+Al₂O₃), sugere-se que além da redução da resistência à ruptura transversal no processo CVD, a fratura frágil em forma de lascamento seria devido à tensão residual de tração nas camadas revestidas pelo processo CVD.

No estudo de aplicação de metal duro sem revestimento na usinagem de superliga de níquel Inconel 718, LIAO e SHIUE (1996), mostraram que uma ligação atômica na interface cavaco-ferramenta é feita. Na seqüência tem-se a difusão de Ni ou Fe no contorno de grão do cobalto, e então as fases intermetálicas do metal duro são dissolvidas e as partículas de WC ou (W, Ta, Ti)C são destacadas da ferramenta, expondo o cobalto na superfície da ferramenta que se desgasta rapidamente. Ao final deste processo as partículas subsuperficiais de WC ou (W, Ta, Ti)C aparecem na superfície da ferramenta e o ciclo reinicia-se. Este é um dos mecanismos de desgaste que os revestimentos tribológicos vão retardar, devido às características de barreira térmica e inércia química.

Devido às altas temperaturas dos processos CVD e PVD e às diferenças de coeficientes de expansão térmica entre o substrato e a camada de revestimento depositada, após o revestimento e quando as ferramentas são então resfriadas são geradas tensões residuais, conforme mostram as Figs. 2.5 e 2.6 (TOOLING TECHNOLOGY II, 2006).

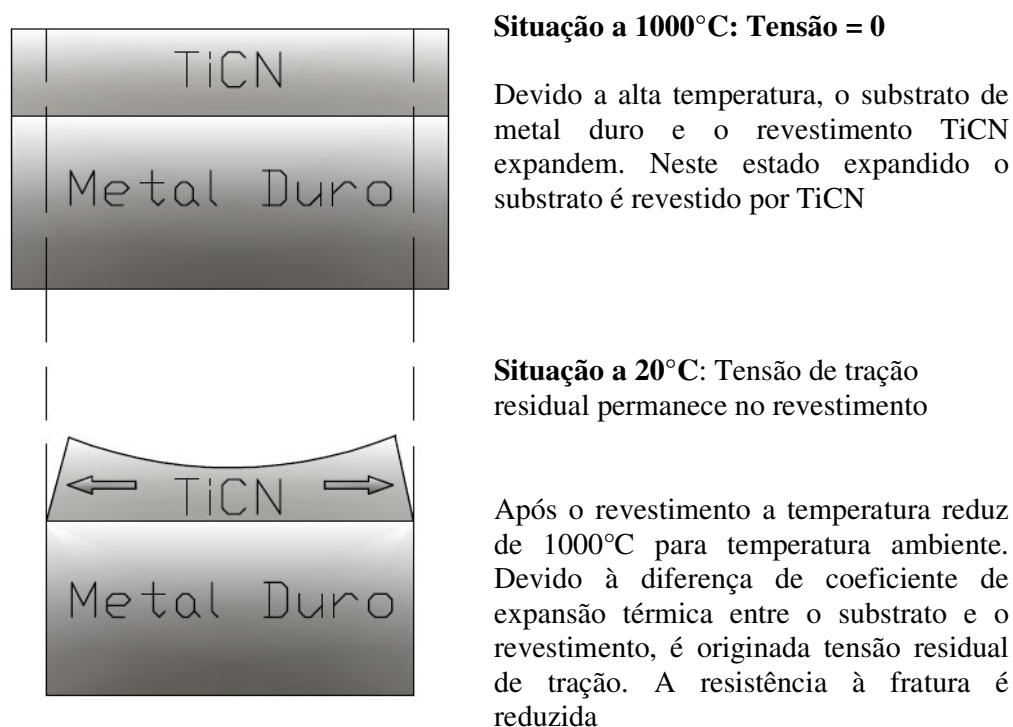


Figura 2.5 Tensão residual de tração no processo CVD

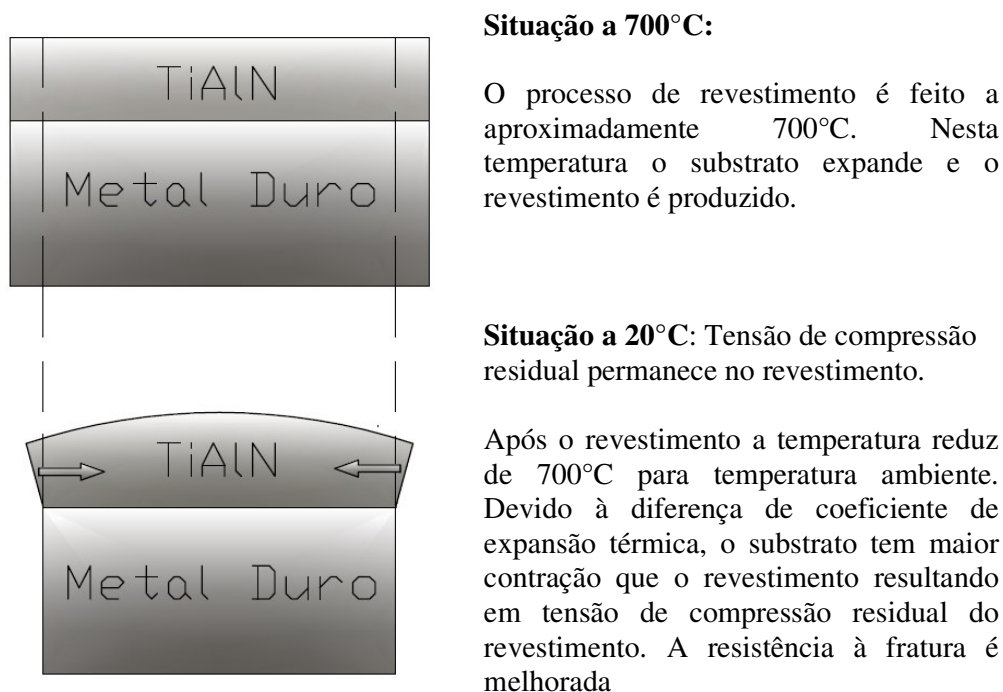


Figura 2.6 Tensão residual de compressão no processo PVD

2.5 Geometria da fresa

Como qualquer ferramenta com geometria definida, uma fresa apresenta os seguintes ângulos principais e definidos pela norma NBR 6163/80 citado por DINIZ et al.,(1999):

- Ângulo de posição χ_r : formado entre o plano de corte da ferramenta P_s e o plano admitido de trabalho P_f , medido no plano de referência P_r
- Ângulo de posição da aresta secundária χ'_r : é medido entre o plano de corte secundário da ferramenta P'_s e plano admitido de trabalho.
- Ângulo de ponta ϵ_r : é formado entre os planos principal de corte P_s e o secundário de corte P'_s , medido sobre o plano de referência da ferramenta.
- Ângulo de inclinação λ_s : é medido entre a aresta de corte e o plano de referência da ferramenta P_r , medido no plano de corte P_s .
- Ângulo de folga α_o : é medido entre a superfície de folga ($A\alpha$) e o plano de corte P_s definido no plano ortogonal P_o .
- Ângulo de cunha da ferramenta β_o : é formado entre as superfícies de saída ($A\gamma$) e a de folga ($A\alpha$), definido no plano ortogonal P_o .
- Ângulo de saída γ_o : situa-se entre a superfície de saída $A\gamma$ e o plano de referência da ferramenta P_r , medido no plano ortogonal P_o .

O desempenho da ferramenta depende sobremaneira da seleção criteriosa da geometria a ser utilizada.

A Fig 2.7 mostra os ângulos de posição χ_r , de saída γ_o , de inclinação λ_s , de uma fresa de facear.

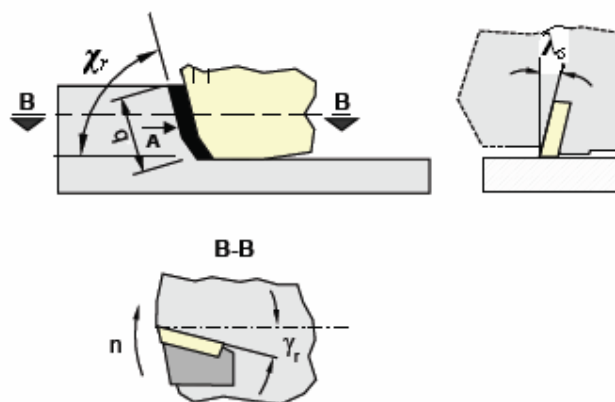


Figura 2.7 Ângulos de posição χ_r , de saída γ_r e de inclinação λ_s

2.5.1 Ângulo de posição e resistência ao corte

Dentre as fresas para faceamento destacam-se dois grupos: faceamento plano e faceamento a 90° . A seleção da fresa - no que refere ao ângulo de posição - a ser aplicada no faceamento plano depende de alguns fatores, tais como rigidez da peça (menor ângulo de posição implica em maior força passiva podendo deformar a peça), tenacidade do material usinado (podendo gerar rebarbas quando a ferramenta sai da peça, no caso de Al e suas ligas ou mesmo quebrando a peça, no caso de ferro fundido) e fixação da peça.

Para a mesma profundidade de usinagem e avanço por dente, a fresa com menor ângulo de posição desenvolve cavacos com menor espessura, conforme mostra a Fig 2.8, podendo eliminar possíveis vibrações. No engajamento da aresta de corte no material a carga ou impacto será menor, porém gerando maior força axial.

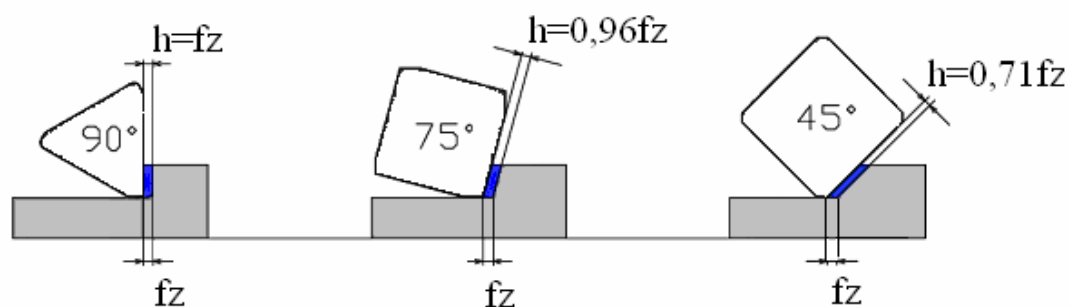


Figura 2.8 A espessura do cavaco em função do ângulo de posição da fresa

Este parâmetro será determinante para o caso de usinagem de materiais que apresentam deformação plástica durante o corte, o que afetará tanto a vida da ferramenta quanto as operações posteriores. O desgaste de entalhe muitas vezes pode predominar na usinagem de níquel e suas ligas, e neste caso são recomendáveis pequenos valores do ângulo de posição e ângulos de saída negativos conforme MACHADO e DA SILVA (1999) citando LEE, HORNE e TABOR. No estudo da influência da geometria de corte na vida da ferramenta, TEO citado por ARUNACHALAN e MANNAN (2000) afirmam que uma redução no ângulo de posição aumenta a vida da ferramenta de forma significativa, porém, comprometendo o acabamento da superfície usinada. A Fig. 2.9 mostra as forças de usinagem em função do ângulo de posição (TOOLING TECHNOLOGY II, 2006).

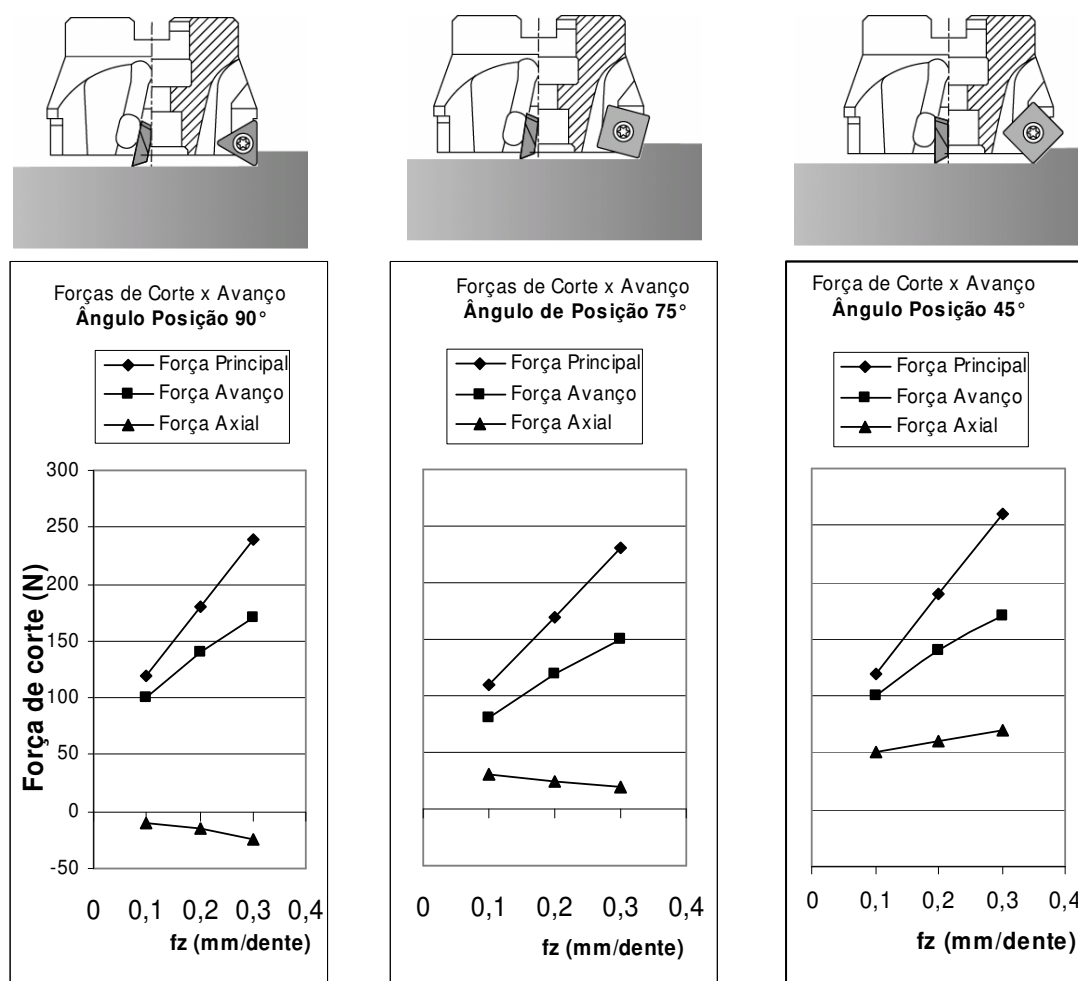


Figura 2.9 Efeito do ângulo de posição nas forças de corte no fresamento de aço DIN 42CrMo4, $v_c = 125 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$, $a_p = 4 \text{ mm}$ e $a_e = 110 \text{ mm}$

2.5.2. Ângulos de engajamento e desengajamento

A Fig 2.10 mostra os ângulos de engajamento e desengajamento. O ângulo de engajamento E é formado entre a reta que vai do centro da fresa até o ponto de contato da aresta de corte com a peça e a linha de centro da fresa, enquanto o ângulo de desengajamento é formado entre a linha de centro da fresa e a reta que vai do centro da fresa até o ponto que a aresta de corte perde o contato com a peça, sendo ambos medidos no plano admitido de trabalho P_f .

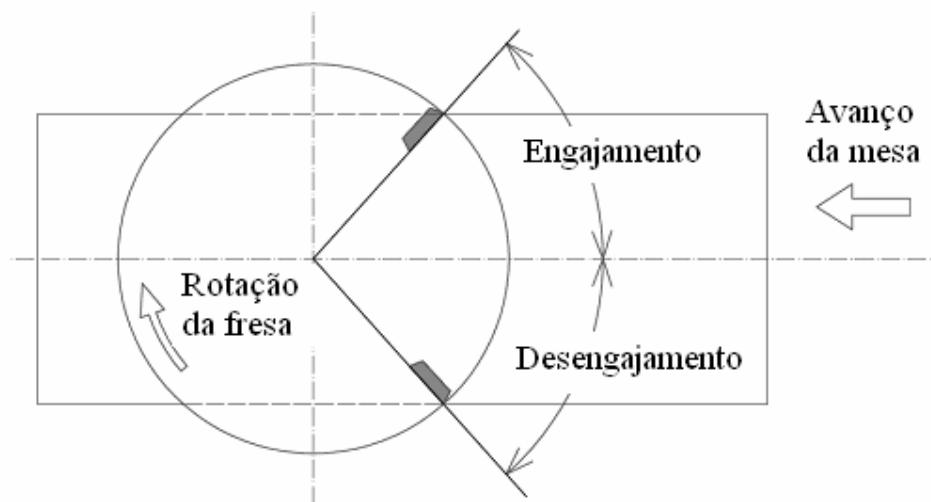
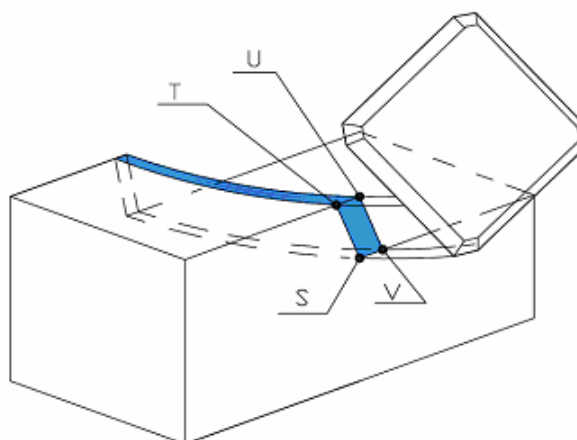


Figura 2.10 Ângulos de engajamento e de desengajamento.

A vida da ferramenta de corte é influenciada pela posição na qual ela entra em contato com o material da peça. Conforme se conjuga os ângulos de saída, de inclinação e de posição com a posição da fresa em relação à peça a ser usinada (ângulo de engajamento), nove formas de contato são possíveis, conforme mostra a Fig 2.11 (TOOLING TECHNOLOGY II, 2006). Observa-se que para ter menor sollicitação por choque na aresta de corte, é necessário que o ponto U seja o primeiro a tocar o material, onde se tem seção mais resistente e, ter-se-ia como pior condição a situação em que o ponto S é o primeiro a tocar o material devido à fragilidade deste ponto (DINIZ et al., 1999).



Pontos de contato		
S	$\gamma_o > E$	$1 / \operatorname{tg}(\chi_r) < \operatorname{tg} \lambda_s / (\operatorname{tg} \gamma_o - \operatorname{tg} E)$
T	$\gamma_o > E$	$1 / \operatorname{tg}(\chi_r) > \operatorname{tg} \lambda_s / (\operatorname{tg} \gamma_o - \operatorname{tg} E)$
U	$\gamma_o < E$	$1 / \operatorname{tg}(\chi_r) < \operatorname{tg} \lambda_s / (\operatorname{tg} \gamma_o - \operatorname{tg} E)$
V	$\gamma_o < E$	$1 / \operatorname{tg}(\chi_r) > \operatorname{tg} \lambda_s / (\operatorname{tg} \gamma_o - \operatorname{tg} E)$

Linhas de contato		
ST	$\gamma_o > E$	$1 / \operatorname{tg}(\chi_r) = \operatorname{tg} \lambda_s / (\operatorname{tg} \gamma_o - \operatorname{tg} E)$
UT	$\gamma_o = E$	$\lambda_s < 0$
VS	$\gamma_o = E$	$\lambda_s > 0$
UV	$\gamma_o < E$	$1 / \operatorname{tg}(\chi_r) = \operatorname{tg} \lambda_s / (\operatorname{tg} \gamma_o - \operatorname{tg} E)$

Plano de contato		
STUV	$\gamma_o = E$	$\lambda_s = 0$

Figura 2.11 Pontos, linhas e plano de contato da aresta de corte com a peça

2.6 Desgastes de ferramentas

As ferramentas de corte usadas no corte interrompido são frequentemente rejeitadas por lascamento, trincamento ou fratura. Neste tipo de operação o desenvolvimento do desgaste uniforme, na superfície de folga ou saída, será dominante apenas se a ferramenta de corte possuir tenacidade suficiente para resistir aos choques mecânicos e térmicos inerentes a tais processos e/ou se o choque aresta-peça for minimizado por adequada posição ferramenta-peça. No corte intermitente as temperaturas flutuam de forma cíclica, aumentando durante o tempo ativo da aresta de corte e diminuindo durante o tempo inativo. A distribuição de temperatura durante o ciclo depende das condições de corte (velocidade de corte, avanço e da relação entre o tempo ativo e inativo de um ciclo), do material da ferramenta de corte e do

material da peça. Esta flutuação da temperatura na interface cavaco-ferramenta leva a uma modificação, também cíclica, da distribuição de tensões na região de corte da ferramenta, o que pode provocar a formação de trincas térmicas, na forma de pente, que também podem ser provocadas por acesso irregular do fluido de corte. O aumento da velocidade corte aumenta a variação da temperatura ΔT e, por conseguinte, o número de sulcos em forma de pente. O aumento do avanço, apesar de aumentar a temperatura média, tende a reduzir a variação da temperatura ΔT , o que promove uma redução no número de sulcos.

As trincas de origem mecânicas podem ocorrer devido aos choques mecânicos ocorridos durante a entrada da aresta de corte na peça ou durante a saída dela da peça. Normalmente elas ocorrem paralelas à aresta de corte, tanto na superfície de saída como na superfície de folga da ferramenta, culminando em lascamentos. Os problemas de choques mecânicos podem ainda ser agravados pela tendência de adesão do cavaco na superfície de saída.

Três formas de desgaste podem ser identificadas nas ferramentas de corte, desgaste de cratera, desgaste de flanco e desgaste de entalhe como mostrado na Fig. 2.12.

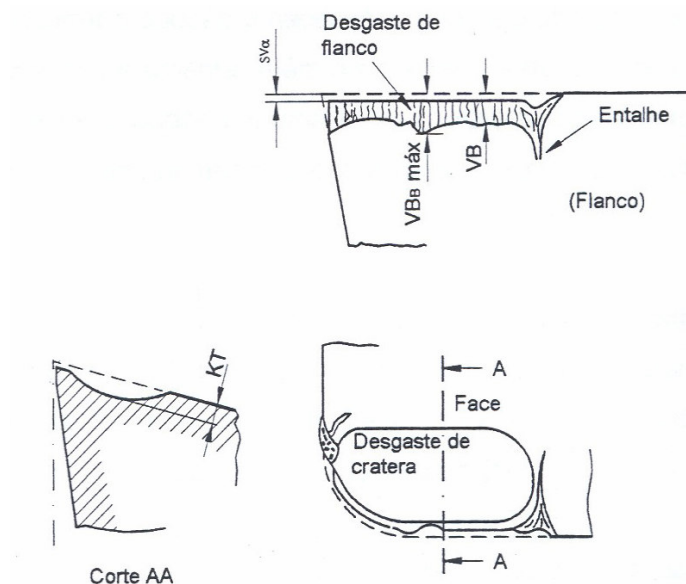


Figura 2.12 Áreas e formas de desgaste de ferramentas de corte

No fresamento frontal utilizando ferramentas com insertos, como este trabalho, foram utilizados os parâmetros da ISO 8688-1 (1989) referente à avaliação do desgaste de flanco.

Em geral, uma das formas de desgaste irá prevalecer, e elas irão se desenvolver por vários mecanismos de desgaste. Seis mecanismos são relatados em trabalhos existentes:

- Deformação plástica superficial: ocorre devido ao cisalhamento a altas temperaturas, É definido como um processo de desgaste, e é devida à redução da tensão de cisalhamento do aço rápido sob altas temperaturas (TRENT, 1984).
- Deformação plástica da aresta de corte: este processo de desgaste se dá sob altas tensões de compressão e ocorre na usinagem de materiais de alta dureza. Normalmente estas deformações ocorrem em aços rápidos e metais duros quando ocorre combinação de altas tensões de compressão, aliadas a elevadas temperaturas na superfície de saída (TRENT, 1984).
- Desgaste por difusão: mecanismo que está relacionado com transferência de átomos de um material para outro e depende da temperatura e da solubilidade entre os elementos que se encontram na zona de cisalhamento secundário. Embora a velocidade relativa entre a peça e a ferramenta e entre a ferramenta e o cavaco faça com que o tempo de contato entre estes materiais seja muito pequeno, a chamada zona de aderência (zona morta ou zona de fluxo) na interface cavaco-ferramenta permite que o mecanismo de difusão seja significativo no desgaste de cratera. Como exemplo pode-se citar a usinagem de ligas ferrosas com diamante. A partir de 600 °C a afinidade entre o carbono contido no diamante e o ferro do cavaco acelera o desgaste de forma expressiva (TRENT, 1984).
- Desgaste por aderência e arrastamento: ocorre em baixas velocidades de corte e pode-se descrever que a parte inferior do cavaco, em contato com a ferramenta e submetido às elevadas pressões de corte, mantém este contato sem movimento relativo, permitindo num pequeno intervalo de tempo a soldagem do cavaco à ferramenta. A continuidade desta formação é denominada aresta postiça de corte (APC) e o seu desprendimento brusco pode causar perturbação dinâmica e prejudicar o acabamento superficial devido ao desprendimento irregular de partículas de material (TRENT, 1984).
- Desgaste por abrasão: é devido à perda de material que ocorre por microsulcamento, microcorte e microlascamento produzidos pela abrasão das partículas de elevada dureza relativa, que tanto podem ser componentes do material das peças usinadas, tais como os

carbonetos e carbonitretos, como das próprias ferramentas. É um tipo de desgaste importante na usinagem com ferramentas de aço rápido, ferramentas revestidas e ferramentas cerâmicas (TRENT, 1984).

- Oxidação: as altas temperaturas e a presença de ar e/ou água aceleram os processos de oxidação. Materiais como tungstênio e cobalto formam filmes de óxidos porosos durante o corte e estes, devido ao atrito, logo são arrancados e geram desgaste. O desgaste gerado pela oxidação se forma especialmente nas extremidades do contato cavaco-ferramenta devido ao acesso de ar nesta região, sendo esta uma possível explicação para o desgaste de entalhe (DINIZ et al., 1999).
- Desgaste devido à força eletromotriz (FEM): quando utilizadas ferramentas fabricadas de materiais condutores de eletricidade, como o HSS e o metal duro, e devido à ferramenta e a peça terem normalmente composição química diferentes, FEM é gerada baseada na diferença entre as temperaturas de corte e ambiente (efeito Seebeck). Uma corrente elétrica irá fluir no circuito fechado de trabalho, ferramenta e máquina-ferramenta (CHILDS et al., 2000).

A contribuição dos revestimentos tribológicos para aumentar a vida das ferramentas retardando a taxa de crescimento do desgaste é citada por HOLMBERG e MATTHEWS (1994): “Dependendo das condições de usinagem um ou mais dos mecanismos de desgaste, adesão, abrasão, delaminação e desgaste devido à instabilidade química irá predominar no processo de desgaste, determinando a limitação da vida da ferramenta. Se desgaste por abrasão predomina, a dureza do revestimento é importante; se desgaste por adesão predomina, baixa adesão ao material usinado é importante e se o desgaste devido à instabilidade química é o que predomina as propriedades de isolante para difusão ou baixa solubilidade do revestimento são importantes.”

2.6.1 Desgaste da ferramenta na usinagem de níquel puro e suas ligas

Características metalúrgicas das ligas com base no níquel, como partículas abrasivas duras em sua microestrutura e altas taxas de deformação plástica são as razões primeiras para a sua baixa usinabilidade. O desgaste de entalhe na profundidade de corte é devido a esta deformação plástica, além da oxidação. Além disso, as forças de corte e temperatura na zona

de corte são extremamente altas devido à alta tensão de cisalhamento e baixa condutividade térmica (ARUNACHALAN e MANNAN, 2000).

Segundo BHATTACHARYYA et al. (1983), e BHATTACHARYYA, JAWAID e WALLBANK (1984) os desgastes observados na usinagem de materiais com base no níquel usando ferramentas de cerâmica com base em nitreto de silício, apresentaram:

- Desgaste de entalhe predominante em baixas velocidades de corte. O uso de atmosferas ativas propiciou o desgaste enquanto que com atmosferas inertes não foi verificado o desgaste, sugerindo que o desgaste foi causado por interação química entre o cavaco e a ferramenta;
- Sob altas velocidades de corte, a vida da ferramenta foi controlada por desgaste de flanco e o mecanismo de desgaste sugere aderência e arrastamento, difusão e deformação plástica;

No torneamento de níquel puro, a ferramenta de metal duro apresentou desgaste de flanco na aresta de corte secundária na forma de sulcos, causado por difusão na interface peça-ferramenta sob altas temperaturas (TAN, 1986). Além do desgaste de flanco, a ferramenta apresenta sulcos desgastados por mecanismo de difusão, causando falha prematura, excessiva vibração, acabamento ruim e baixa produtividade (TAN, 1986).

A tendência de formar sulcos é relacionada à temperatura da aresta de corte. Existe uma relação entre a temperatura numa determinada posição da aresta exposta da ferramenta (secundária) e a quantidade de sulcos desenvolvidos (FOCHE et al., 1976)

O mecanismo de difusão localizado entre o WC exposto e o Inconel 718 foi detectado quando o revestimento foi desgastado. A difusão de ferro e níquel no aglomerante cobalto enfraqueceu a ligação entre as partículas de WC que uma vez expostas foram arrastadas por atrito (NG et al., 2000).

Na usinagem de níquel puro, os cavacos são mais suscetíveis a aderir às ferramentas à base de WC-Co. A razão para isto é que Ni e Co são adjacentes em número atômico e similares em muitas propriedades, conseqüentemente, ambos são comumente usados como fase aglomerante. Também pode ser confirmado que uma camada de níquel é formada na zona de aderência ferramenta-cavaco. No estudo feito por TAN, (1986) foi verificado que se

houvessem partículas de WC ou Co no cavaco de níquel, poderia ser em nível atômico, levando-o a comparar uma superfície desgastada e outra sem desgaste da ferramenta com o objetivo de obter evidências do mecanismo de formação do desgaste por difusão. A detecção foi feita usando microscópio eletrônico de varredura (MEV) e microscópio com ponta de prova (MPP) com resultados mostrados na Fig. 2.13

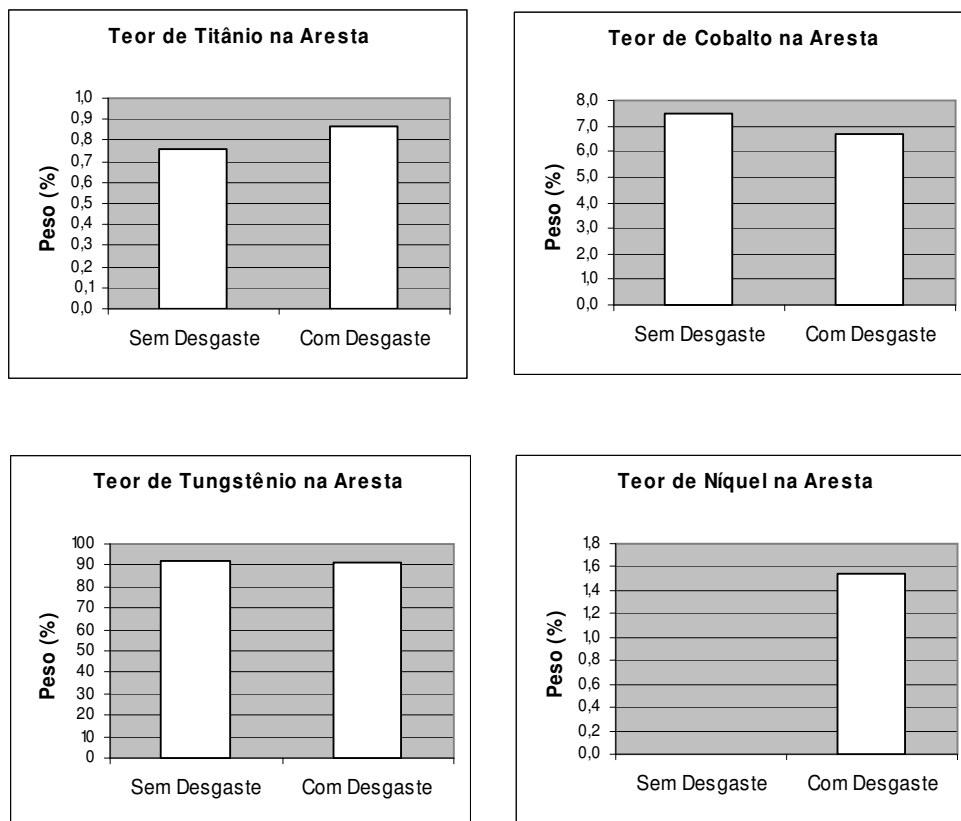


Figura 2.13 Teores de titânio, cobalto, tungstênio e níquel na aresta de corte com e sem desgaste

O Ni detectado na ferramenta com desgaste não ocorre na superfície da ferramenta, de acordo com o princípio de operação do microscópio com ponta de prova - MPP (*electron probe microanalyzer* - EPMA). As informações somente podem ser obtidas de uma profundidade dentro da peça, que de acordo com os parâmetros usados a presença de Ni é mais profunda que 100Å. O níquel se existe algum na região com espessura inferior a 100 Å a partir da superfície desgastada da ferramenta, é inacessível para ser detectado por MPP. Pelos resultados, não se pode explicar este fenômeno pela teoria de adesão mecânica (TAN, 1986).

Além disso, TAN, (1986) usou *auger electron spectroscopy* (AES) e verificou alteração na concentração atômica do W numa camada de pequena espessura, e que essa redução de

concentração atômica de W é acompanhada de um incremento de C. Isto prova que difusão e decomposição de grãos de WC aconteceram na superfície durante a formação dos sulcos. Foi verificado também que a concentração atômica de Co foi reduzida na direção da superfície desgastada para o interior da ferramenta, na ordem de alguns centésimos de Å, podendo-se concluir que houve difusão de Co para a peça e para o cavaco a certa temperatura, e então difusão e decomposição de WC.

No início da formação dos sulcos por desgaste difusivo, a taxa de difusão é baixa devido à reduzida área de atrito e menor temperatura na zona de escorregamento. Porém, o comportamento da usinagem causa o incremento na temperatura até 800-900°C na zona de corte, aumentando drasticamente a taxa de difusão. Difusão acelerada de Co é seguida por difusão e decomposição de WC, resultando em perda de capacidade de corte da ferramenta, uma vez que a fase aglomerante na camada superficial da ferramenta foi destruída. Em seqüência, um severo atrito ocorre na aresta de corte secundária, fazendo uma cópia da rugosidade superficial da peça na aresta de corte secundária, que tem o Co exposto, gerando os canais de desgaste.

2.7 Usinabilidade do níquel

A usinabilidade não é uma propriedade do material, mas o modo do material se comportar durante a usinagem (TRENT, 1984). Forças de corte, energia requerida na usinagem, vida da ferramenta, acabamento superficial, taxa de desgaste, temperatura de corte, controle de cavaco e mesmo algumas propriedades físicas são variáveis que podem ser consideradas como medidas de usinabilidade (MACHADO e DA SILVA, 1999). Na usinagem de muitos metais comercialmente puros as forças de usinagem detectadas são altas; isto é verdadeiro para ferro, níquel, cobre e alumínio, entre outros. Com estes materiais, a área de contato na superfície de saída é muito grande, o ângulo de cisalhamento primário é pequeno e cavacos espessos e fortes movem-se em baixa velocidade. Por estas razões, metais puros são notoriamente difíceis de usinar (TRENT, 1984).

O níquel e a maioria de suas ligas têm a mesma aparência física do aço. É um metal dúctil com estrutura cúbica de face centrada e, diferentemente do ferro, ele não sofre transformações em sua estrutura cristalina básica até o seu ponto de fusão (1455 °C). Algumas características são similares às do aço, conforme mostra a Tab 2.6.

Tabela 2.6
Comparativo de propriedades físicas e mecânicas do aço 4140 e do níquel puro

Propriedades	AÇO 4140	NIQUEL PURO 200
Densidade (g/cm ³)	7,85	8,89
Coefficiente Exp. Térmica (°C) ⁻¹	12,3 x 10 ⁻⁶	13,3 x 10 ⁻⁶
Módulo Elasticidade (GPa)	207	204
Limite Resistência à Tração (MPa)	655	462
Alongamento Percentual	25,7	47

Fonte: CALLISTER JR., 2006, p.637-651

Além de manter a resistência mecânica em altas temperaturas, o níquel e suas ligas apresentam alta resistividade e boa resistência à corrosão. Oito sistemas de ligas de níquel de maior importância comercial são citados por BUDINSK e BUDINSK (1999):

- Níquel Puro: Níquel 200, 201, 211, 270, 210, 213, 305 e Duranickel 301
- Ligas níquel-cobre: Monel 400, Monel K-500, ligas Ni-Cu 410, 505 e 506
- Ligas níquel-cromo: Inconel 600, 601, 702, X750, 690, 671, Incoloy 804
- Ligas níquel-ferro: Hy-mu 80, Permalloy, Ni span C, Invar, Elinvar, NiResist 3 e 5
- Ligas níquel-molibdênio: Hastelloy B, B-2, Chlorimet 2
- Ligas níquel-cromo-molibdênio: Hastelloy C, 276, C-4, C-22, Inconel 625
- Ligas níquel-cromo-molibdênio-ferro-cobre: Hastelloy G, Inconel 825
- Superligas com base no níquel: Inconel 600, 601, 617, 718, Udimet 500, Waspalloy, Hastelloy S, Mar-M-200

A maioria destas ligas foi desenvolvida para uma específica aplicação de trabalho severo como alta resistência sob alta temperatura. O Inconel 718, por exemplo, tem resistência à tração de 827 MPa à 760 °C. Os vários tipos de níquel puro existem por que as propriedades podem variar levemente devido ao nível de impurezas. Todas as ligas de níquel consideradas puras contêm pelo menos 95% de níquel.

Apesar de o níquel ter o ponto de fusão mais baixo que o ferro, o metal e suas ligas são, em geral, mais difíceis de usinar que o ferro e o aço devido a dois fatores básicos: o níquel mantém a resistência mecânica em altas temperaturas e sofre encruamento rapidamente (ARUNACHALAN e MANNAN, 2000; HUAIZHONG, HAO e XIAOQI, 2002; BHATTACHARYYA et al.,1987). Estudos sobre a usinabilidade do Inconel 718 foram

conduzidos por YEO, (1994) que comparou vida de insertos de metal duro revestidos pelo processo CVD e PVD no torneamento. Os resultados mostraram que as velocidades de corte e avanços usados são notavelmente baixas em comparação aos valores utilizados no torneamento de aço. O melhor resultado foi à velocidade de corte de 30 m.min^{-1} e avanço de $0,1 \text{ mm.rev}^{-1}$. Ferramentas revestidas pelo processo CVD apresentaram melhores resultados que as revestidas pelo processo PVD, porém ambas tiveram resultados insatisfatórios à $v_c = 50 \text{ m.min}^{-1}$. JAWAID, KOKSAL e SHARIF, (2000) estudaram os mecanismos de desgaste de ferramentas de metal duro revestidas TiN (PVD) e TiCN + Al₂O₃ (CVD) no fresamento de faceamento do Inconel 718 com velocidade de corte variando de 50 a 100 m.min^{-1} , e avanços de 0,08 a $0,12 \text{ mm.z}^{-1}$, com profundidade de usinagem $a_p = 2 \text{ mm}$. Os resultados mostraram que ferramentas revestidas pelo processo CVD tiveram resultados superiores às revestidas pelo processo PVD, devido à maior adesão do revestimento obtida pelo processo CVD. Além disso, o fresamento concordante de Inconel 718 apresentou melhores resultados que o discordante, devido ao menor encruamento no início da formação do cavaco (HUAIZHONG, HAO e XIAOQI, 2002).

As forças na usinagem do níquel puro são maiores que na usinagem do ferro puro (TRENT, 1984). O mais importante aspecto do comportamento do níquel puro durante o corte é a geração de altas temperaturas na zona de fluxo e uma distribuição adversa de temperatura na ferramenta, que é diferente daquelas que se obtêm quando usina-se aço e ferro, que levam a altas taxas de desgaste e baixas taxas de remoção de material. A zona de fluxo, que é fonte de calor, é claramente delineada na superfície de saída. O gradiente de temperatura na superfície de saída de uma ferramenta de aço rápido na usinagem de níquel com velocidade de corte de 45 m.min^{-1} é mostrado na Fig. 2.14 (a) e pode ser comparado com o gradiente de temperatura na superfície de saída de uma ferramenta de aço rápido na usinagem de aço com baixo teor de carbono à velocidade de corte de 183 m.min^{-1} conforme ilustra Fig. 2.14 (b), TRENT, (1984).

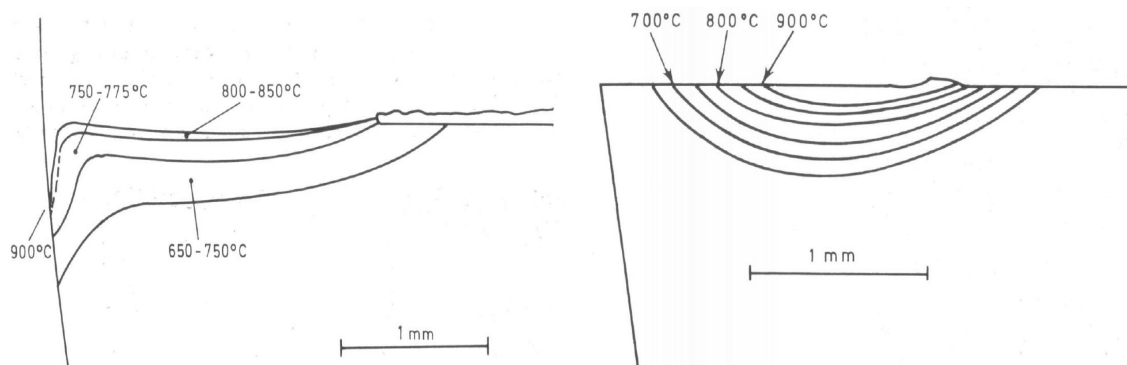
(a) Níquel ($v_c = 45 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$)(b) Aço baixo C ($v_c = 183 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$)

Figura 2.14 (a) Gradiente de temperatura na face de saída usinando níquel com $v_c = 45 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ e

(b) Gradiente de temperatura na face de saída usinando aço baixo carbono com $v_c = 183 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$.

Pela figura 2.14, percebe-se duas diferenças importantes:

- Temperaturas acima de 650°C aparecem em velocidades de corte mais baixas na usinagem de níquel puro.
- A região de baixa temperatura na aresta de corte não é presente na usinagem de níquel. Segundo SMART e TRENT, citado por SHAW (1984), enquanto na usinagem de aço a temperatura máxima ocorre distante da ponta da ferramenta cerca de metade do comprimento de contato do cavaco, o pico de temperatura na usinagem de níquel ocorre na ponta da ferramenta ou mesmo na superfície de folga. Segundo HOWARD, (1977) a deformação plástica do metal ocorre muito próxima da superfície de saída, conseqüentemente menos calor é absorvido pelo corpo do cavaco e temperaturas maiores ocorrem mais próximas da aresta de corte na usinagem de ligas à base de níquel que quando usinando ligas à base de ferro.

Conseqüentemente, ferramentas para usinar níquel comercialmente puro tendem a se deformar ao longo da aresta de corte, onde as tensões de compressão e temperatura são altas mesmo sob baixas velocidades de corte. Uma vez que a aresta de corte foi deformada e a área de desgaste iniciou, uma nova fonte de calor é desenvolvida, acelerando o processo de desgaste.

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A preparação das amostras para medição de microdureza foi feita no Laboratório de Metalografia e a microscopia eletrônica de varredura foi feita no Laboratório de Microscopia Eletrônica, ambos no CDTN.

As medições de microdureza foram feitas no Laboratório de Metrologia do Departamento de Engenharia Mecânica da UFMG

Os ensaios de usinagem foram realizados no Laboratório de Usinagem e Automação do Departamento de Engenharia Mecânica da UFMG.

3.1 Materiais e equipamentos

A seguir são descritos os materiais e equipamentos utilizados no procedimento experimental.

3.1.1 Corpos de prova para medição de microdureza

Para verificar a deformação plástica resultante do esforço de corte foram preparadas três amostras de níquel puro, fresadas com ferramentas com $\chi_r = 90^\circ$, $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 12^\circ$ conforme mostra a Fig. 3.1. A Fig. 3.2 apresenta as amostras embutidas.

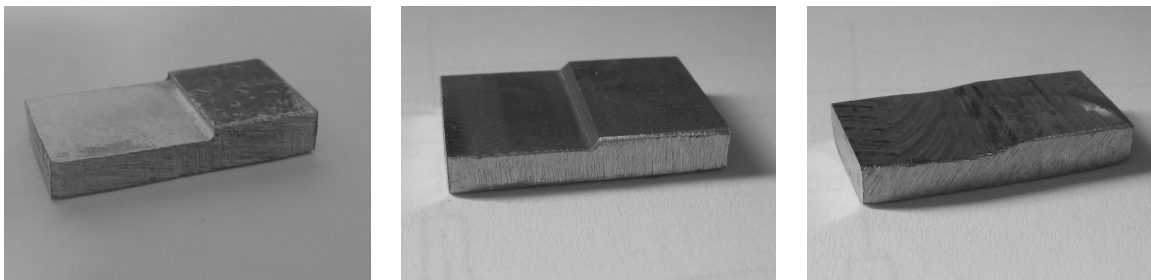


Figura 3.1 Amostras de níquel puro para medição de microdureza

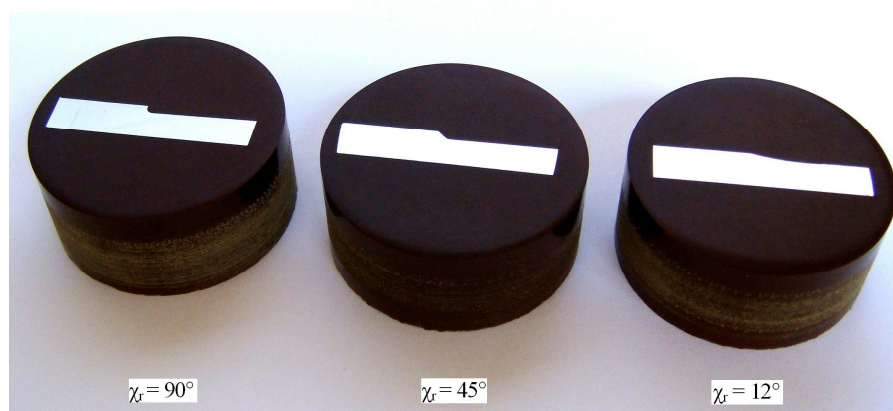


Figura 3.2 Amostras de níquel fresadas com $\chi_r = 90^\circ$, $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 12^\circ$ embutidas

3.1.2 Corpos de prova para ensaios de fresamento

Para os testes de fresamento foram preparadas seis placas de cobre eletrolítico, com 700 mm de comprimento x 200 mm de largura x 20 mm de espessura. Em seguida foi feita a eletrodeposição de níquel puro com imersão durante 120 h, resultando em uma espessura de 4 mm, conforme mostra a Fig. 3.3. Foram retiradas destas placas duas peças com dimensões de 170 mm x 100 mm para serem montadas no dinamômetro, como mostra a Fig. 3.4.

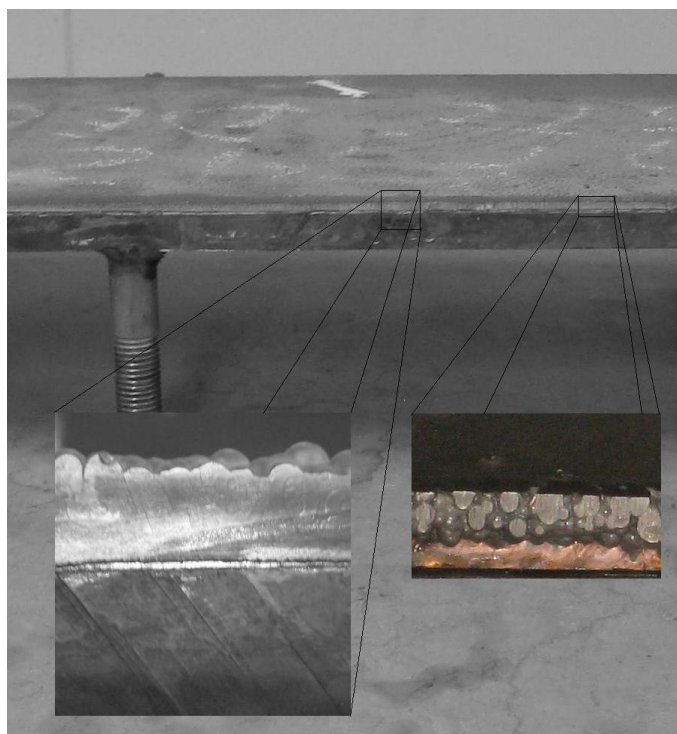


Figura 3.3 Placa de cobre eletrolítico com níquel puro eletrodepositado






Figura 3.4 Placa de cobre com níquel eletrodepositado montada sobre o dinamômetro

3.1.3 Ferramentas de corte

Foram utilizados três corpos de fresa com diâmetro de 50 mm conforme mostra a Tab. 3.1.

TABELA 3.1

Ângulos de posição χ_r , saída γ_o e inclinação λ_s , das fresas utilizadas

Ref.	Ângulo Posição χ_r	Ângulo Saída γ_o	Ângulo Inclinação λ_s
 ASX400-050A04R	90°	de -9° a -11°	11°
 ASX445-050A03R	45°	de -10° a -13°	de 20° a 23°
 AJX12-050A04R	12°	-4°	de 7° a 8°

Fonte. Mitsubishi Materials, catálogo C003Z, 2007 - 2008

Foram utilizados insertos de metal duro com microgrãos revestidos com TiAlN (PVD) nas três fresas e, insertos de metal duro com revestimento TiN – Al₂O₃ – TiCN (CVD) na fresa com $\chi_r = 12^\circ$. A Fig. 3.5 mostra detalhes do inserto utilizado na fresa com $\chi_r = 12^\circ$ e a Fig. 3.6 mostra detalhes dos insertos utilizados nas fresas com $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 90^\circ$.

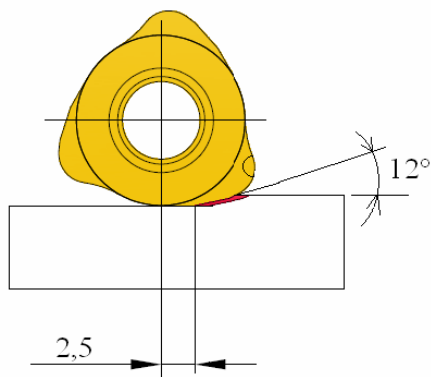


Figura 3.5 Dimensão da aresta secundária de corte b_s para fresa com $\chi_r = 12^\circ$

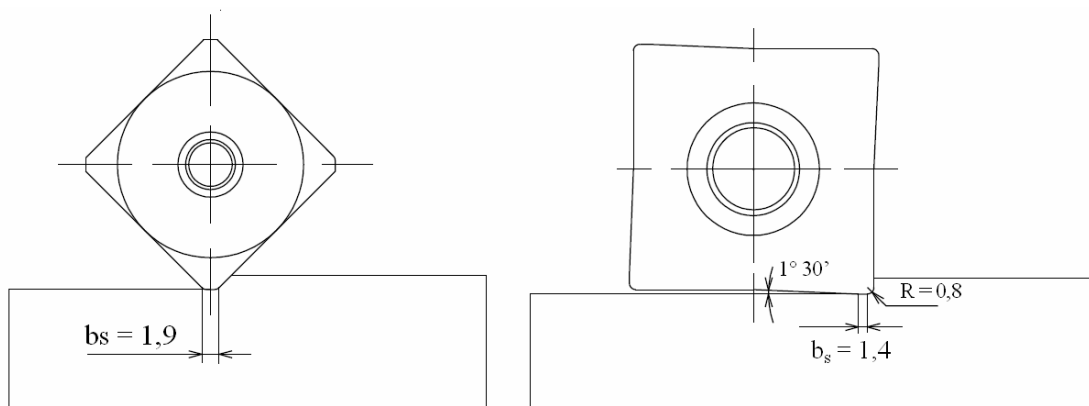


Figura 3.6 Dimensão da aresta secundária de corte b_s para fresas com $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 90^\circ$

3.1.4 Equipamentos utilizados

A medição de microdureza das amostras de níquel foi feita utilizando o microdurômetro Mitutoyo modelo MVK – H1.

Os testes de vida de ferramentas foram executados no centro de usinagem Romi, modelo Discovery 560, com potência de 9,0 kW e rotação máxima de 7.500 rpm, equipado com comando numérico Siemens 810D, conforme Fig. 3.7.



Figura 3.7 Centro de usinagem Romi Discovery 560 com comando Siemens 810D

A medição de desgaste das ferramentas foi feita com o microscópio ótico Askania GSZ 2T, equipado com micrômetro de resolução centesimal, conforme Fig.3.8.

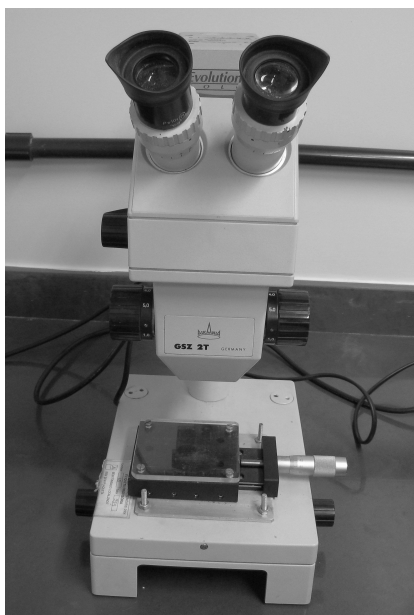


Figura 3.8 Microscópio ótico Askania GSZ 2T

Para a medição de forças de usinagem foi utilizado o dinamômetro Kistler 9257 BA como mostra a Fig. 3.9, com acessórios e placa de aquisição de dados instalada em um computador AMD K6 e software Dynoware. Foi empregada uma taxa de aquisição de 400 Hz.



Figura 3.9 Dinamômetro Kistler 9257 BA

O microscópio eletrônico de varredura JEOL JSM-5310, usado para análise do desgaste das ferramentas é mostrado na Fig. 3.10.



Figura 3.10 Microscópio eletrônico de varredura modelo JEOL JSM-5310

3.2 Métodos

As amostras de níquel puro para medição de microdureza foram preparadas com a seguinte seqüência de operações:

- Fresamento das três amostras como mostrado na Fig. 3.1 com os parâmetros de corte $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$, $a_e = 37,5 \text{ mm}$, $a_p = 0,8 \text{ mm}$ e movimento concordante, variando somente o avanço por aresta para manter a espessura de corte constante igual a $0,25 \text{ mm}$, sendo $f_z = 0,25 \text{ mm.z}^{-1}$ para $\chi_r = 90^\circ$, $f_z = 0,35 \text{ mm.z}^{-1}$ para $\chi_r = 45^\circ$ e $f_z = 1,2 \text{ mm.z}^{-1}$ para $\chi_r = 12^\circ$.
- Fratura frágil das amostras para obter superfície que apresente deformação plástica somente devida a ação do fresamento.
- Embutimento das amostras para a medição de microdureza, tendo a superfície preparada com lixamento e polimento, como mostrado na Fig. 3.2.

A medição de dureza foi feita observando o espaçamento de $0,06 \text{ mm}$ entre centros das impressões do penetrador para não haver interferência por deformação plástica de uma impressão sobre outra, como mostra a Fig. 3.11. Foi utilizada carga de 25g com tempo de 30 segundos, e penetrador piramidal de base quadrada (Vickers).

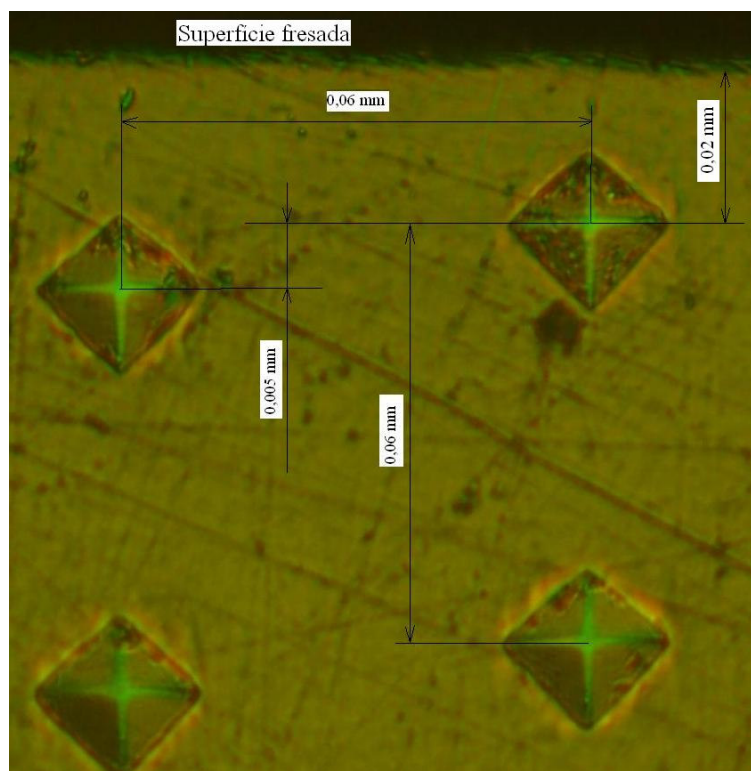


Figura 3.11 Disposição de impressões do penetrador do microdurômetro na amostra de níquel

A placa de cobre com níquel eletrodepositado foi fixada a dois dispositivos de aço 1045 e este conjunto fixado à mesa da máquina. Ao lado desta montagem foi montado o dinamômetro com a placa de cobre com níquel eletrodepositado previamente preparada, conforme mostra a Fig.3.12.



Figura 3.12 Montagem da placa de cobre com níquel eletrodepositado e dinamômetro

Os testes foram executados com fresamento concordante, usando o percurso de fresamento de compensação em hélice e com utilização de fluido de corte emulsionável a 6%. Foram utilizados insertos de metal duro com microgrão e revestimento de TiAlN (PVD) para as três geometrias e metal duro com revestimento TiN – Al₂O₃ – TiCN (CVD) para $\chi_r = 12^\circ$. Foi adotada a seguinte seqüência de trabalho:

A Fig. 3.13 mostra a seqüência de operações para obtenção dos dados durante os ensaios de fresamento do níquel puro

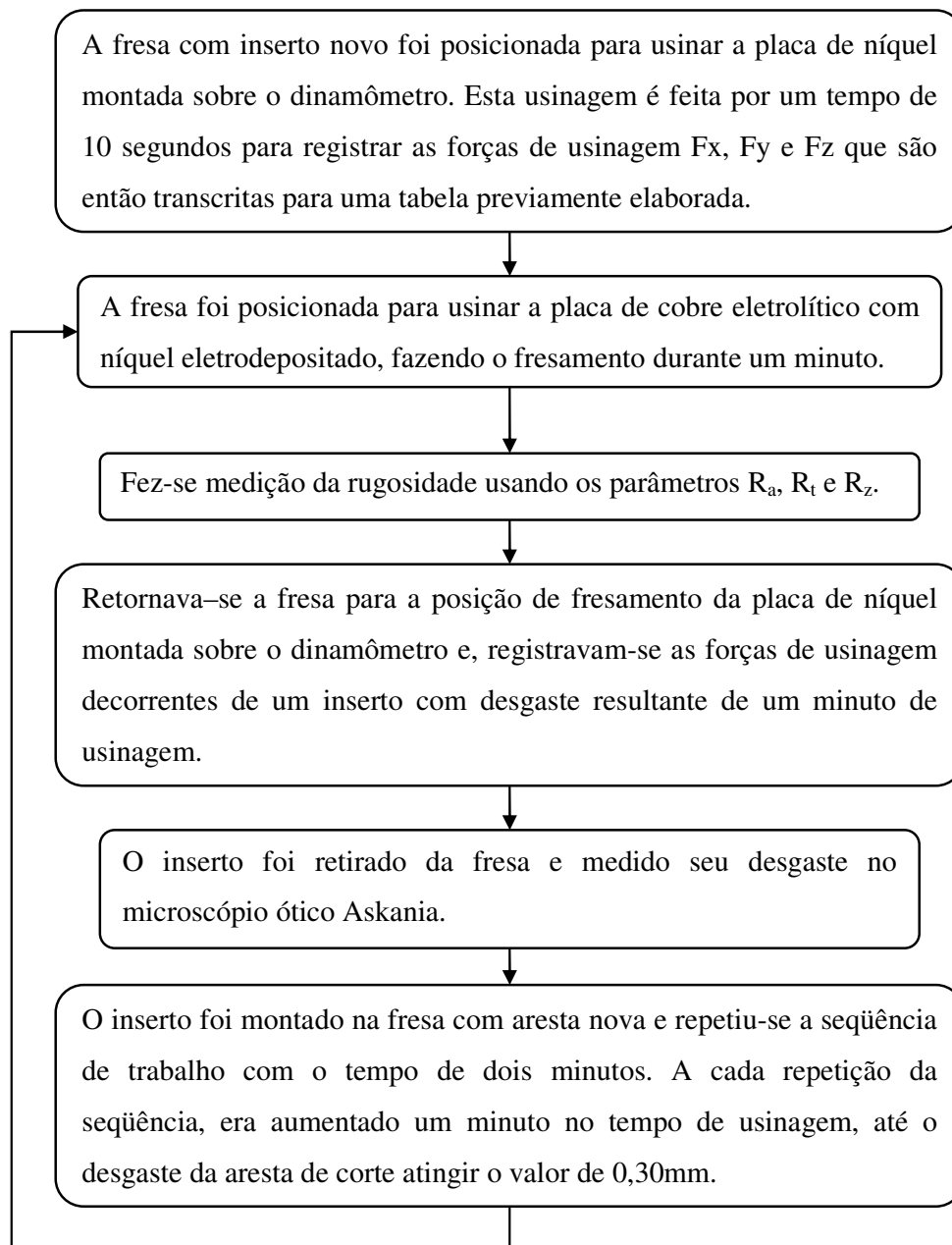


Figura 3.13 Seqüência de operações para obtenção de dados durante os ensaios de fresamento

Conforme mostrado na seção 2.5.3 sobre a importância da forma como a aresta de corte faz o primeiro contato com a peça, a penetração de trabalho a_e foi calculada em função de χ_r , γ_o , λ_s e E para se usar utilizando a seção mais resistente do inserto, neste caso é o ponto V da figura 2.11, como mostra a Tab. 3.2

Tabela 3.2

Valor de a_e para usar a seção mais resistente do inserto

χ_r	γ_o	λ_s	E	a_e	Ponto de contato	
90°	-11°	11°	30°	37,5	$\gamma_o < E$ $1 / \text{tg}(\chi_r) > \text{tg } \lambda_s / (\text{tg } \gamma_o - \text{tg}E)$	V
45°	-13°	23°	30°	37,5	$\gamma_o < E$ $1 / \text{tg}(\chi_r) > \text{tg } \lambda_s / (\text{tg } \gamma_o - \text{tg}E)$	V
12°	-4°	8°	30°	37,5	$\gamma_o < E$ $1 / \text{tg}(\chi_r) > \text{tg } \lambda_s / (\text{tg } \gamma_o - \text{tg}E)$	V

Para avaliar a influência do ângulo de posição da ferramenta, foram mantidos constantes os parâmetros: penetração de trabalho (a_e) = 37,5mm, espessura de corte = 0,25mm e diâmetro das fresas $\varnothing = 50$ mm. Os parâmetros de corte utilizados são apresentados na Tab. 3.3. Os valores de f_z foram calculados para manter a espessura de corte constante igual a 0,25 mm em função do ângulo de posição. O valor de $a_p = 1,0$ mm foi utilizado para as fresas com $\chi_r = 90^\circ$ e $\chi_r = 45^\circ$ pelo fato de o inserto usado na fresa com $\chi_r = 90^\circ$ ter raio de ponta = 0,8 mm, e $a_p = 0,5$ mm para fresas com $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 12^\circ$ como mostrado na Fig.3.5. A fresa com $\chi_r = 45^\circ$ foi usada como controle para as duas situações de profundidade de usinagem. Revestimento PVD: TiAlN e revestimento CVD: TiN – Al₂O₃ – TiCN.

Tabela 3.3

Parâmetros de corte utilizados no teste de vida na usinagem de níquel puro

χ_r	Revestimento do Inserto	v_c (m.min ⁻¹)	n (rev.min ⁻¹)	a_p (mm)	f_z (mm.z ⁻¹)	v_f (mm.min ⁻¹)	h (mm)
90°	PVD	70	445,6	1,0	0,25	111,4	0,25
45°	PVD	70	445,6	1,0	0,35	155,9	0,25
12°	PVD	70	445,6	0,5	1,20	534,7	0,25
12°	CVD	70	445,6	0,5	1,20	534,7	0,25
45°	PVD	70	445,6	0,5	0,35	155,9	0,25
45°	PVD	90	572,9	0,5	0,35	200,5	0,25

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A seguir serão apresentados os resultados obtidos na medição de microdureza do níquel puro após o fresamento das amostras, os resultados obtidos no fresamento frontal do níquel puro dos corpos de prova sob as condições indicadas na Tab. 3.3, a saber: vida das ferramentas, forças de usinagem, rugosidade e mecanismos de desgaste.

4.1 Microdureza

Os dados obtidos na medição de microdureza são apresentados na Fig. 4.1. Para a fresa com $\chi_r = 12^\circ$ observa-se que a microdureza decresce de 306 HV para 243 HV nos primeiros 0,25 mm de profundidade, depois forma uma plataforma neste valor até 1,20 mm de profundidade, para então retomar o decrescimento até o valor de 208 HV à profundidade de 2,90 mm. Para as fresas com $\chi_r = 90^\circ$ e $\chi_r = 45^\circ$ os valores de microdureza decrescem de 255 HV até 208 HV nos primeiros 0,25 mm de profundidade quando mantém este valor. A ação de corte da aresta causa deformação plástica da superfície usinada, impondo à aresta secundária de corte alto atrito devido à maior dureza remanescente durante a usinagem de níquel puro (TAN, 1986). Logo $\chi_r = 12^\circ$ promove maior encruamento e valores de microdureza.

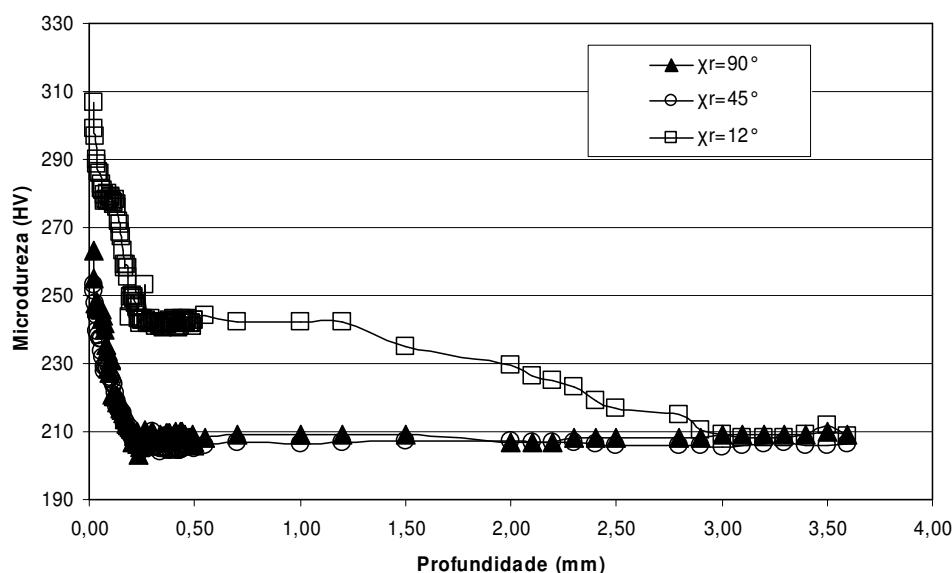


Figura 4.1 Valores de microdureza em função da profundidade para $\chi_r = 12^\circ$, $\chi_r = 90^\circ$ e $\chi_r = 45^\circ$

4.2 Vida das ferramentas

A seguir são apresentadas as curvas de desgaste das ferramentas em função do tempo de usinagem, com critério de fim de vida desgaste de flanco $V_{Bm\acute{a}x} = 0,3 \text{ mm}$.

4.2.1 Ângulos de posição $\chi_r = 90^\circ$ e 45° , $a_p = 1,0 \text{ mm}$ e $v_c = 70 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$

Os valores obtidos nos testes utilizando metal duro com microgrão revestido com TiAlN (PVD), para os ângulos de posição 90° e 45° podem ser avaliados na Fig. 4.2. Para manter a espessura de corte constante igual a $0,25 \text{ mm}$ em ambas as geometrias de corte, foram utilizados os avanços por aresta $f_z = 0,25 \text{ mm}\cdot\text{z}^{-1}$ para $\chi_r = 90^\circ$ e $f_z = 0,35 \text{ mm}\cdot\text{z}^{-1}$ para $\chi_r = 45^\circ$. Pode-se observar que mesmo aumentando o avanço em 40%, a fresa com $\chi_r = 45^\circ$ apresenta vida superior à ferramenta com $\chi_r = 90^\circ$

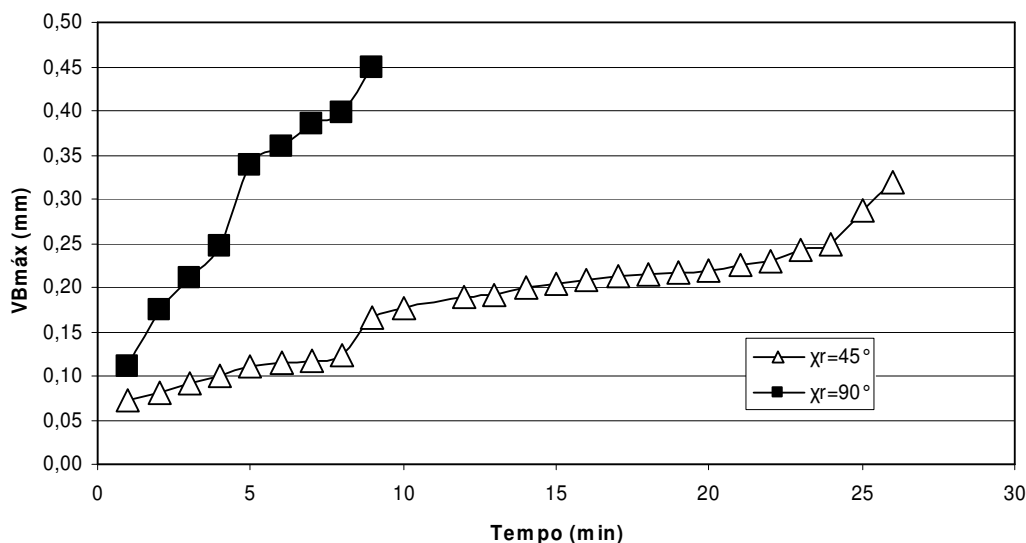


Figura 4.2 $V_{Bm\acute{a}x}$ em função do tempo de usinagem para $\chi_r = 90^\circ$ e $\chi_r = 45^\circ$

Conforme LEE, HORNE e TABOR, citados por MACHADO e DA SILVA (1999), na usinagem de níquel e suas ligas, o desgaste de entalhe pode predominar, sendo recomendados pequenos valores de ângulo de posição e ângulos de saída negativos.

O desgaste da ferramenta é acelerado pelo aumento de temperatura na interface cavaco-ferramenta. Os parâmetros velocidade de corte, avanço e profundidade de usinagem são determinantes na geração de calor durante o corte. A maior variação de temperatura de corte é propiciada pela variação da velocidade de corte, seguida pela variação do avanço, e tendo a

profundidade de usinagem como o fator que menos causa variação de temperatura. Para cisalhar o material da peça na forma de cavacos é necessário fornecer energia pelo movimento relativo peça-ferramenta, e esta energia tem que ser suficiente para superar a resistência ao cisalhamento do material da peça.

Mantendo a espessura de corte constante, o avanço por aresta é inversamente proporcional ao seno do ângulo de posição ($f_z = h_D \cdot (\sin \chi_r)^{-1}$). Portanto, a energia fornecida para o cisalhamento do material, pelo movimento de avanço será maior para a ferramenta com menor ângulo de posição, quando se mantém a espessura de corte constante. Esta maior energia fornecida pelo movimento de avanço concorre como parte da energia necessária para promover o cisalhamento do material da peça sem aumentar acentuadamente a temperatura de corte, o que ocorreria se esta energia fosse fornecida pelo aumento da velocidade de corte.

As duas geometrias analisadas apresentam ângulo de posição da aresta secundária de corte χ'_r igual a zero (fase alisadora) conforme mostra a Fig. 4.3.

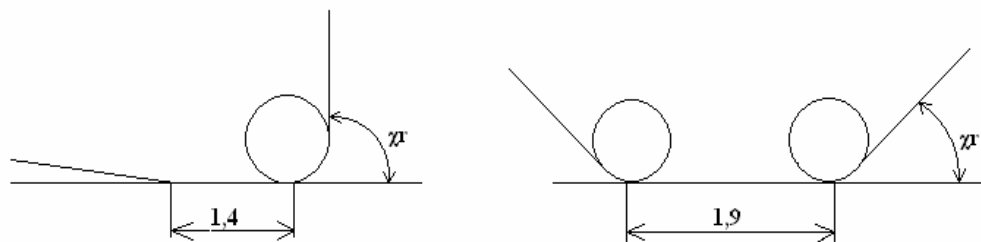


Figura 4.3 Dimensão da aresta secundária de corte para $\chi_r = 90^\circ$ e $\chi_r = 45^\circ$

Após a fase alisadora existe outra aresta que forma ângulo com o plano admitido de trabalho P_f , medido no plano paralelo à superfície de saída, que para a fresa com $\chi_r = 90^\circ$ o valor do ângulo de alívio é $\omega = 1^\circ 30'$, conforme mostrado na Fig. 3.6. Isto implica que para pequenos valores de desgaste de flanco V_B tem-se grande área de contato da ferramenta com a peça como mostra a Fig.4.4, promovendo mais atrito e acelerando o processo de desgaste. Além disso, aumentando f_z , a aresta de corte remove uma camada de menor dureza devido ao encruamento provocado pela aresta de corte anterior.

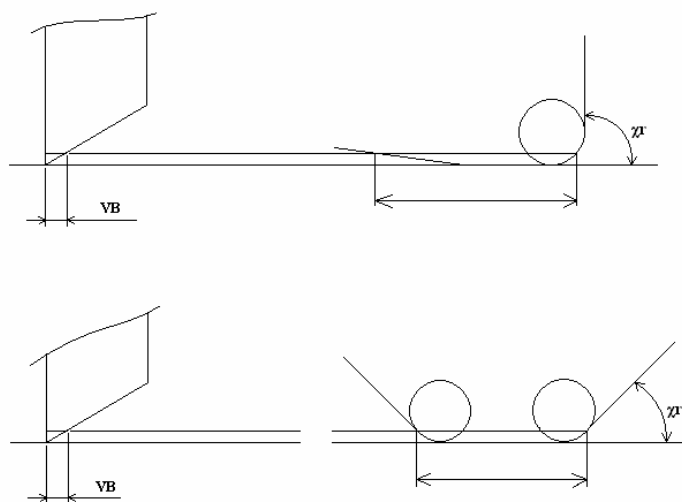


Figura 4.4 Aumento da área de contato em função de V_B

4.2.2 Ângulos de posição $\chi_r = 12^\circ$ e 45° , $a_p = 0,5 \text{ mm}$ e $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$

Os valores obtidos nos testes utilizando metal duro com microgrão revestido com TiAlN (PVD) e metal duro com revestimento TiN – Al_2O_3 – TiCN (CVD), para os ângulos de posição $\chi_r = 12^\circ$ e 45° podem ser avaliados na Fig. 4.5. Para manter a espessura de corte constante igual a $0,25 \text{ mm}$ em ambas as geometrias de corte, foram utilizados os avanços por aresta $f_z = 0,35 \text{ mm.z}^{-1}$ para $\chi_r = 45^\circ$ e $f_z = 1,20 \text{ mm.z}^{-1}$ para $\chi_r = 12^\circ$. O valor de $a_p = 0,5 \text{ mm}$ foi usado para adequar à geometria do inserto usado na fresa com $\chi_r = 12^\circ$, como mostrado na Fig. 3.5. Pode-se observar vida ligeiramente mais longa para a fresa com $\chi_r = 45^\circ$, ao passo que para $\chi_r = 12^\circ$ o inserto com revestimento CVD apresenta vida mais longa em relação ao PVD.

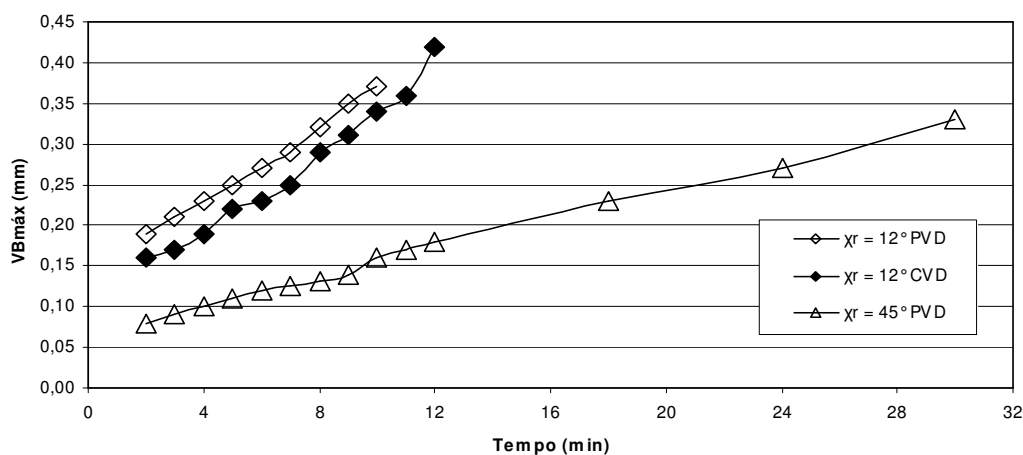


Figura 4.5 $V_{B\text{máx}}$ em função do tempo de usinagem para $\chi_r = 12^\circ$ e $\chi_r = 45^\circ$

Nesta etapa dos testes, a maior dimensão da aresta de corte secundária da fresa com $\chi_r = 12^\circ$ mostrada na Fig. 4.6 também tem influência no resultado da usinagem, impondo menor tempo de vida à ferramenta, visto que o maior comprimento de contato resulta em maior atrito entre as superfícies e, conseqüentemente, em maior temperatura.

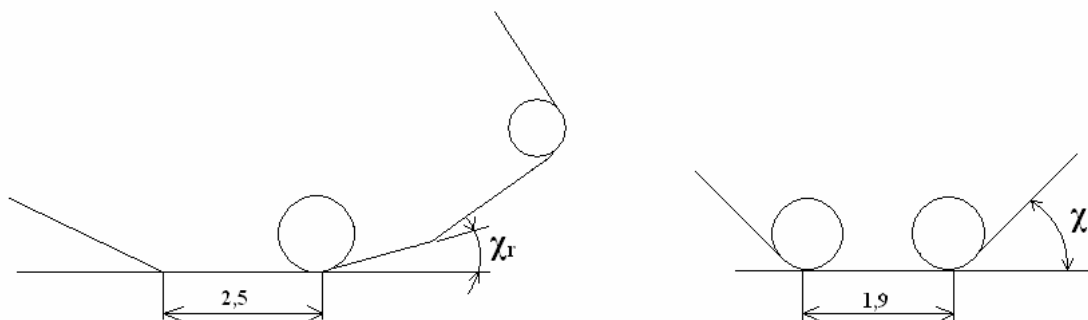


Figura 4.6 Desenho comparativo da dimensão da aresta de corte secundária para $\chi_r = 12^\circ$ e $\chi_r = 45^\circ$

O alto avanço utilizado na fresa com $\chi_r = 12^\circ$ impõe alta deformação plástica no material usinado. O rápido desgaste de flanco dos insertos usados na fresa com $\chi_r = 12^\circ$ (inserto de metal duro com microgrão e revestimento TiAlN (PVD) e inserto de metal duro com revestimento TiN – Al₂O₃ – TiCN (CVD) em relação à fresa com $\chi_r = 45^\circ$ se deve à maior dureza e profundidade atingidas pela deformação plástica do níquel durante a usinagem.

O melhor resultado apresentado pelo inserto de metal duro com revestimento TiN – Al₂O₃ – TiCN (CVD) em relação ao inserto de metal duro com microgrão e revestimento TiAlN (PVD) pode ser atribuído à melhor adesão do revestimento ao substrato no processo CVD, além de menor energia livre de formação do Al₂O₃ e a elevada dureza do TiCN, uma vez que o inserto de metal duro com microgrão apresenta maior dureza (91,5 HRa) que o inserto de metal duro (88,8 HRa).

4.2.3 Ângulo de posição $\chi_r = 45^\circ$ com $v_c = 90 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ e $v_c = 70 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$

O último teste feito teve o objetivo de comparar o efeito da velocidade de corte sobre a vida da ferramenta e o desgaste dos insertos de metal duro com microgrão revestidos com TiAlN (PVD) utilizando fresa com $\chi_r = 45^\circ$, tendo como critério de fim de vida o desgaste de flanco $V_{B\text{máx}} = 0,3 \text{ mm}$ sob velocidades de corte $v_c = 70 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ e $v_c = 90 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$. Foram mantidos constantes $f_z = 0,35 \text{ mm} \cdot \text{z}^{-1}$, $a_e = 37,5 \text{ mm}$ e $a_p = 0,5 \text{ mm}$. A Fig. 4.7 mostra os valores de

desgaste de flanco em função do tempo. Para velocidade de corte $v_c = 90 \text{ m.min}^{-1}$, o valor de $V_{B\text{máx}} = 0,3 \text{ mm}$ foi atingido após 18 minutos, enquanto que para velocidade de corte de $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$ o tempo foi de 30 minutos.

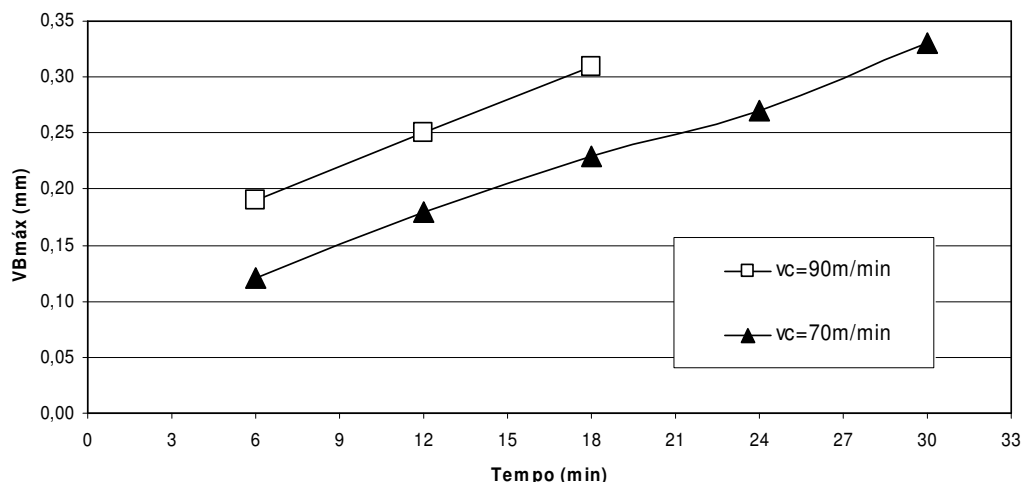


Figura 4.7 $V_{B\text{máx}}$ em função do tempo para velocidades de corte $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$ e $v_c = 90 \text{ m.min}^{-1}$

O metal duro com microgrão apresenta propriedades superiores à temperatura ambiente, porém, pode apresentar problemas quando exposto a altas temperaturas, como por exemplo, quando utilizado sob condições em que a temperatura da aresta de corte cresce drasticamente, a taxa de crescimento do desgaste por cratera também crescerá (TOOLING TECHNOLOGY, 2006). Os dados obtidos mostram que a vida da ferramenta foi reduzida à praticamente 50% quando utilizada velocidade de corte de 90 m.min^{-1} , comparada à velocidade de corte de 70 m.min^{-1} , mostrando que a temperatura atingida pode ter alcançado valores limites que este metal duro com microgrão pode suportar.

4.3 Forças de usinagem

Na utilização do dinamômetro com software Dynoware captam-se os valores mínimo, máximo e médio da cada força medida. O tempo de aquisição foi de 10 segundos, portanto o comprimento usinado foi variado conforme a velocidade de avanço para cada ângulo de posição e velocidades de corte adotadas. O sentido de corte adotado durante o fresamento para captação de forças resultantes obteve a componente F_x como a força na direção X, a componente F_y como força na direção Y e a componente F_z como a força passiva, conforme mostra a Fig.4.8.

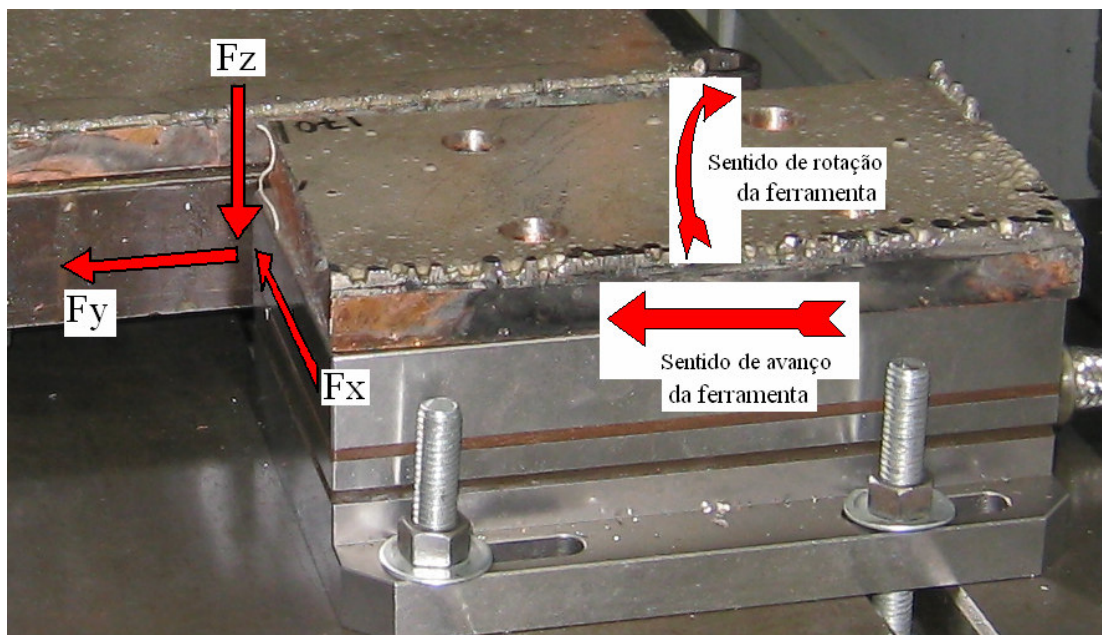


Figura 4.8 Sentido das forças no dinamômetro e sentidos de rotação e avanço da fresa

4.3.1 Forças na direção F_x e F_y

O teste comparativo das fresas com $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 90^\circ$ usando $v_c = 70 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ $a_p = 1,0 \text{ mm}$ tem o comportamento da força F_x como mostra a Fig. 4.9 e a força F_y como mostra a Fig. 4.10. Como componentes da força ativa, observa-se que devido ao maior avanço aplicado para fresa com $\chi_r = 45^\circ$ em relação à fresa com $\chi_r = 90^\circ$ tem-se os valores da força F_x e F_y maiores para $\chi_r = 45^\circ$.

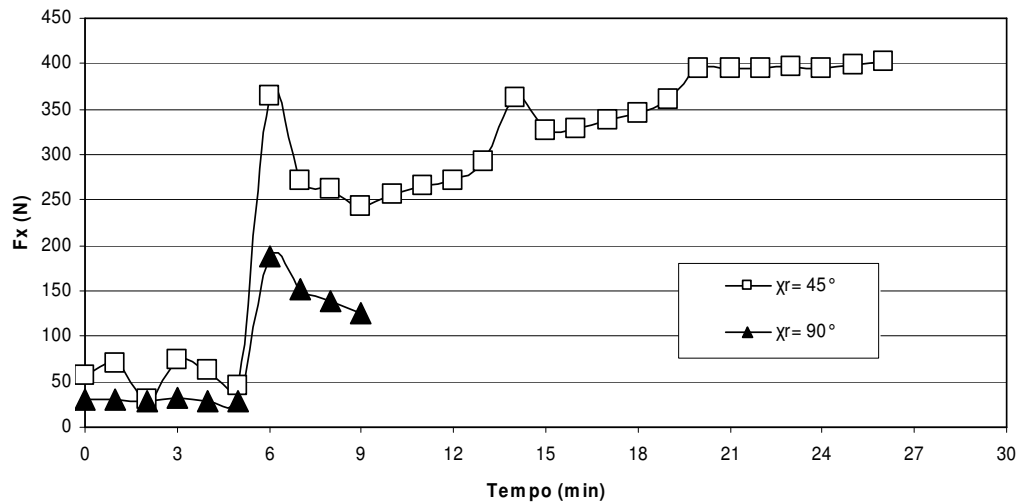


Figura 4.9 Força F_x em função do tempo para fresas com $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 90^\circ$, $v_c = 70 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ e $a_p = 1,0 \text{ mm}$

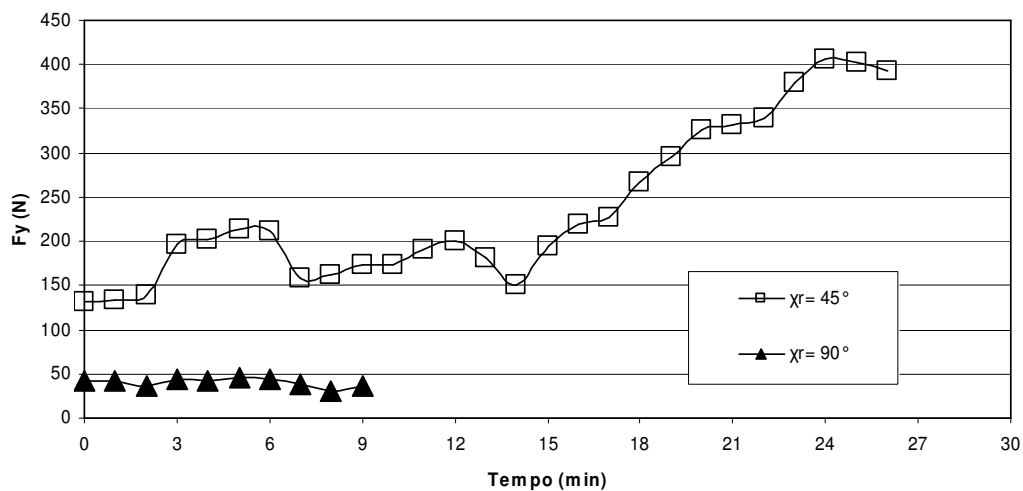


Figura 4.10 Força F_y em função do tempo para fresas com $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 90^\circ$, $v_c = 70 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ e $a_p = 1,0 \text{ mm}$

As Figs. 4.11 e 4.12 mostram o comportamento das forças F_x e F_y para as fresas com $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 12^\circ$ com insertos revestidos pelos processos CVD e PVD e $a_p = 0,5 \text{ mm}$. Observa-se que a fresa com $\chi_r = 12^\circ$ impõe força de usinagem muito superior em relação a fresa com $\chi_r = 45^\circ$ devido ao avanço de $1,2 \text{ mm}\cdot\text{z}^{-1}$ usado na primeira, contra $0,35 \text{ mm}\cdot\text{z}^{-1}$ usado na segunda. Entre as fresas com $\chi_r = 12^\circ$ as maiores forças aparecem quando utilizados insertos com revestimento PVD devido à maior taxa de crescimento de desgaste de flanco apresentado, gerando maior área de contato entre aresta de corte e peça, maior resistência ao movimento de avanço e maior deformação plástica.

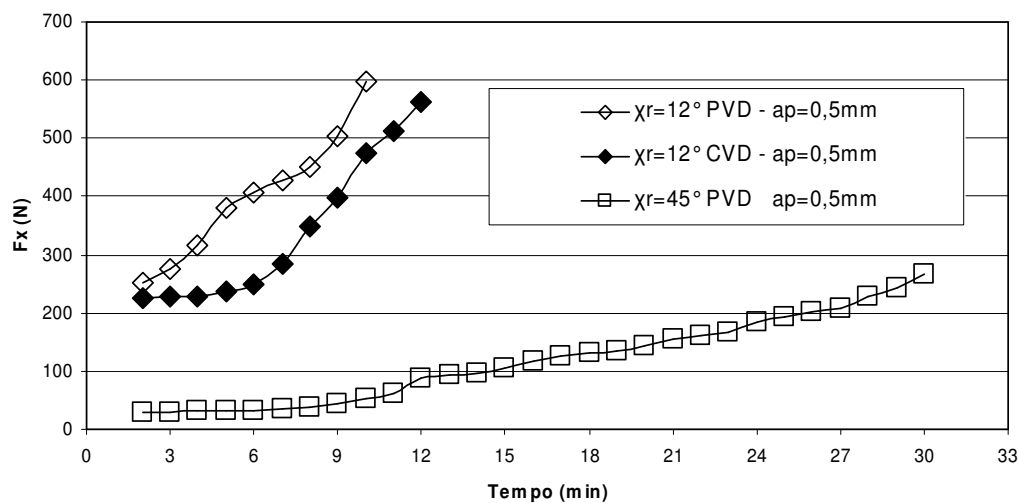


Figura 4.11 Força F_x em função do tempo para fresas com $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 12^\circ$ e $a_p = 0,5$ mm

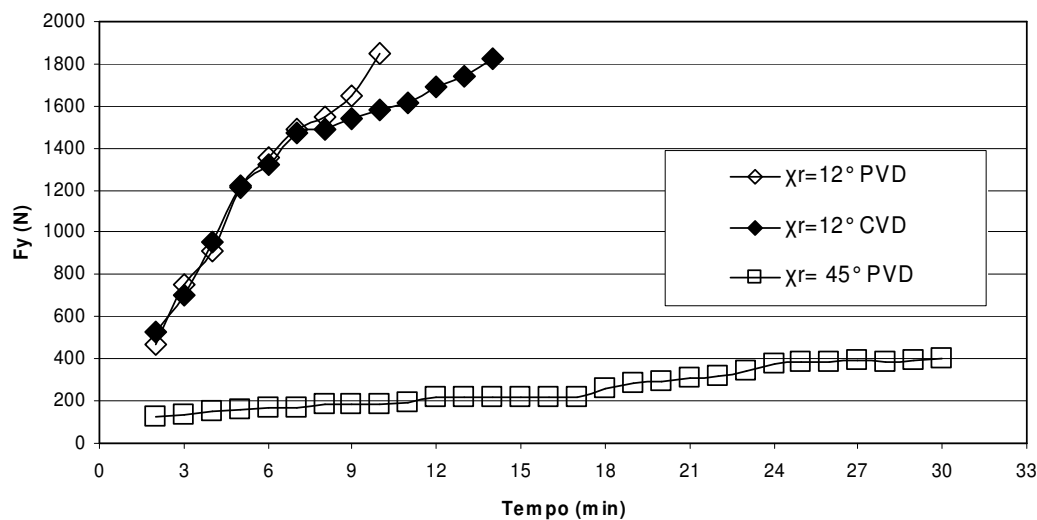


Figura 4.12 Força F_y em função do tempo para fresas com $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 12^\circ$ e $a_p = 0,5$ mm

As Figs. 4.13 e 4.14 mostram o comportamento das forças F_x e F_y , para as velocidades de corte $v_c = 70 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ e $90 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ utilizadas no teste com fresa tendo $\chi_r = 45^\circ$ e $a_p = 0,5$ mm. Observa-se que as forças F_x e F_y para a velocidade de corte de $90 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ são superiores às forças para velocidade de corte de $70 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ devido à taxa de crescimento do desgaste, como mostrado na Fig. 4.7, provocado pela deformação plástica.

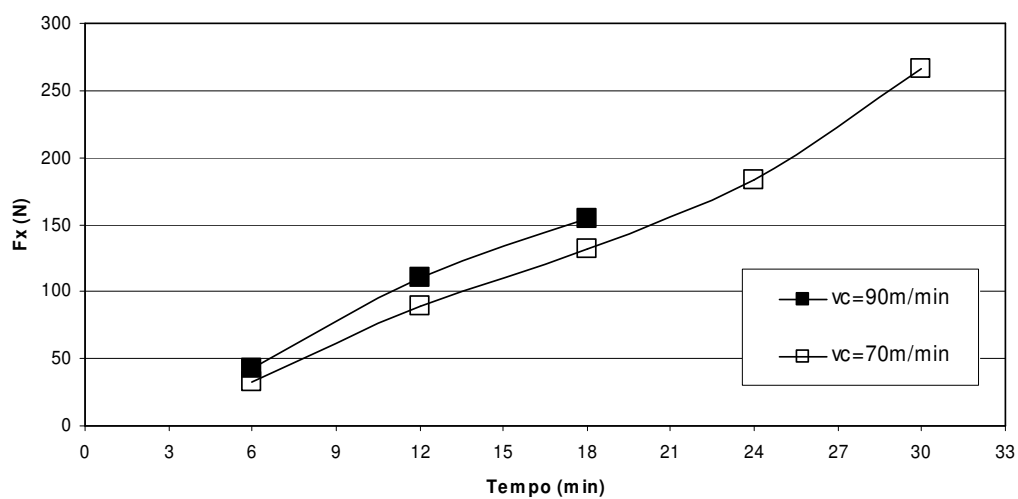


Figura 4.13 Força F_x em função do tempo para fresa com $\chi_r = 45^\circ$ e $v_c = 70 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ e $90 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$

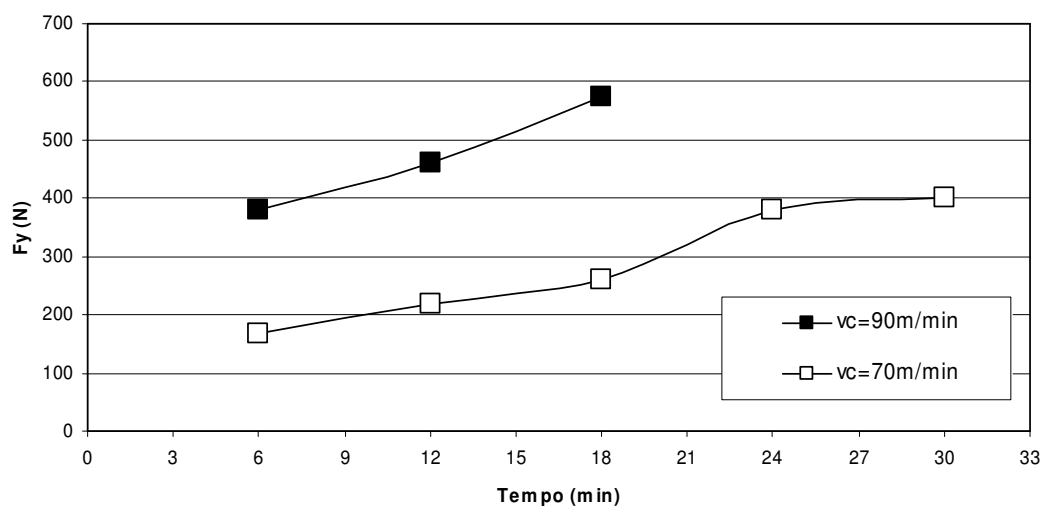


Figura 4.14 Força F_y em função do tempo para fresa com $\chi_r = 45^\circ$ e $v_c = 70 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ e $90 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$

4.3.2 Força passiva F_z

A Fig. 4.15 mostra o comportamento da força passiva para usinagem com fresas com $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 90^\circ$ usando $v_c = 70 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ e $a_p = 1,0 \text{ mm}$. Percebe-se que a partir de 6 minutos de corte a força passiva cresce devido à elevação do desgaste, sendo mais destacado para a ferramenta cujo desgaste foi mais acentuado ($\chi_r = 90^\circ$).

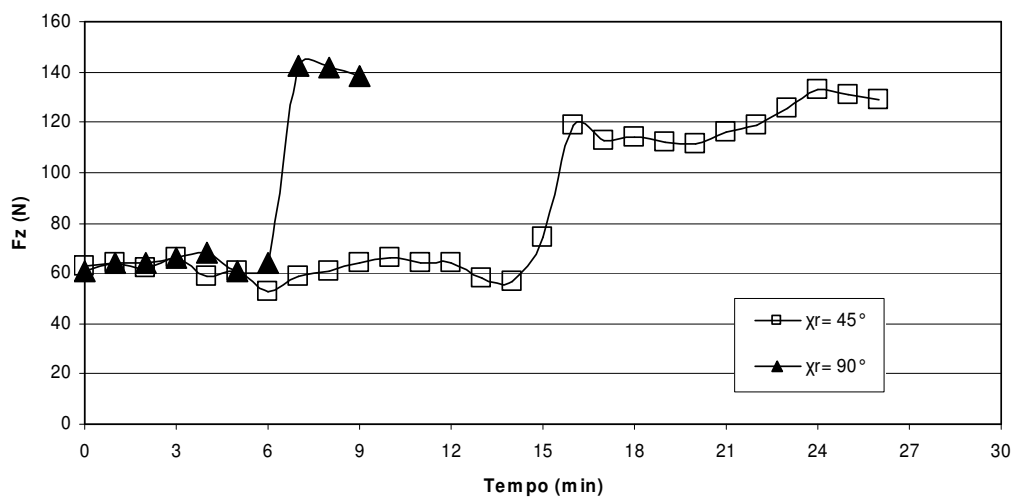


Figura 4.15 Força passiva F_z em função do tempo para fresas com $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 90^\circ$, $v_c = 70 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ e $a_p = 1,0 \text{ mm}$

A Fig. 4.16 mostra o comportamento da força passiva para usinagem com fresas com $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 12^\circ$ com inserto revestido de TiN – Al₂O₃ – TiCN (CVD) e $\chi_r = 12^\circ$ com inserto revestido de TiAlN (PVD), com $v_c = 70 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ e $a_p = 0,5 \text{ mm}$. Observa-se que devido ao maior avanço da fresa com $\chi_r = 12^\circ$ em relação à fresa com $\chi_r = 45^\circ$, a força passiva aumenta. Para a fresa com $\chi_r = 12^\circ$ a maior força mostrada quando utilizado inserto com revestimento pelo processo PVD se deve à maior taxa de desgaste, como mostrado na Fig 4.5.

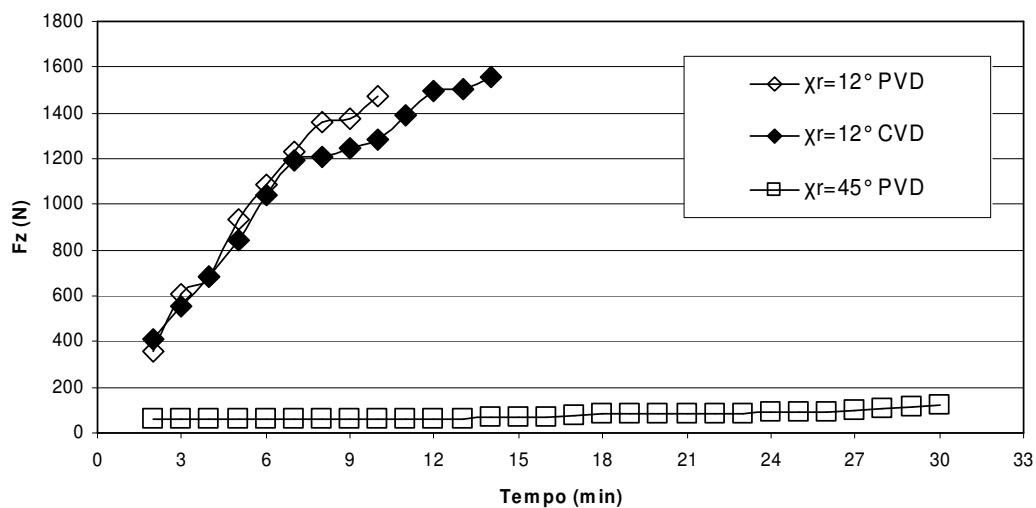


Figura 4.16 Força passiva F_z em função do tempo para fresas com $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 12^\circ$ e $a_p = 0,5 \text{ mm}$

A Fig. 4.17 apresenta o comportamento da força passiva para usinagem com fresa com $\chi_r = 45^\circ$ utilizando velocidades de corte $v_c = 90 \text{ m.min}^{-1}$ e 70 m.min^{-1} . Os valores maiores apresentados na condição de 90 m.min^{-1} se devem ao aumento do desgaste com a elevação da velocidade de corte.

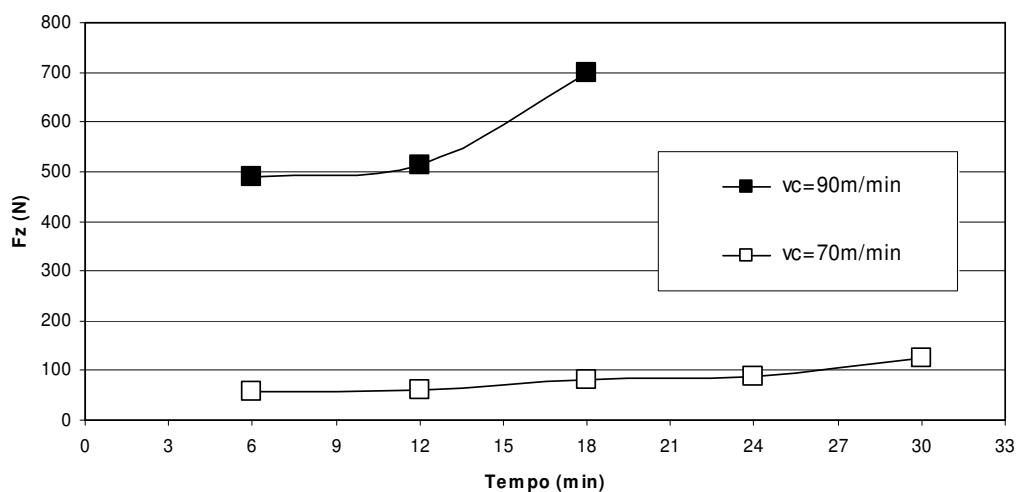


Figura 4.17 Força passiva F_z em função do tempo para fresa com $\chi_r = 45^\circ$ e $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$ e 90 m.min^{-1}

4.4 Rugosidade

Para as três geometrias de fresas testadas os insertos têm tolerância de fabricação M , ou seja, na fabricação, são prensados, sinterizados e revestidos sem haver operação de retífica periférica após a sinterização para garantir tolerâncias mais justas no círculo inscrito do inserto. Isto permite que durante a montagem dos insertos na fresa, ocasionalmente a fase alisadora estará paralela ao plano admitido de trabalho P_f , possibilitando duas hipóteses: numa primeira hipótese, em que a fase alisadora esteja inclinada em relação ao P_f e a rugosidade seja de valor alto no início do corte e após determinado tempo de usinagem o desgaste crie uma fase alisadora gerando superfícies fresadas com melhor acabamento que no início do corte; e em uma segunda hipótese em que a fase alisadora esteja paralela ao P_f gerando superfícies com baixos valores de rugosidade que irão aumentando com tempo de usinagem à medida que o desgaste aumenta.

A Fig.4.18 mostra os valores da rugosidade em função do tempo para a usinagem com a fresa com $\chi_r = 45^\circ$, $a_p = 1,0 \text{ mm}$ e $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$. Percebe-se que as curvas R_a , R_t e R_z têm

comportamento similar mesmo tendo escalas diferentes: as três curvas apresentam picos com tempo de 8 minutos e em seguida, vale aos 9 minutos, que se repetem aos 14 e 16 minutos.

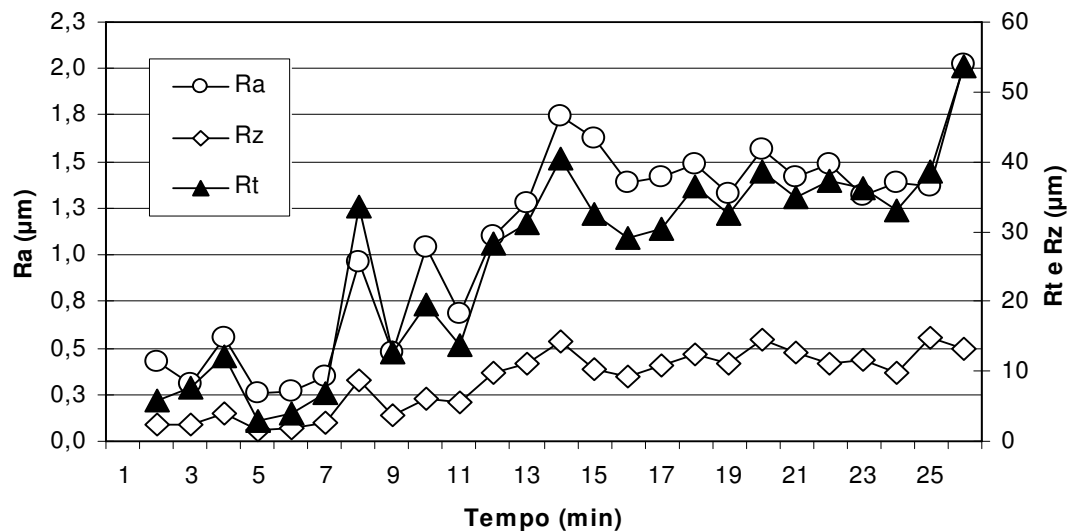


Figura 4.18 Comportamento da rugosidade R_a , R_t e R_z (μm) em função do tempo de usinagem para $\chi_r = 45^\circ$, $v_c = 70 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ e $a_p = 1,0 \text{ mm}$

Dentre os parâmetros de rugosidade R_a , R_t e R_z , o último representa a média de cinco valores de rugosidade parcial e mostra de forma mais consistente a situação da superfície da peça. Mesmo tendo sido levantados os três parâmetros para todos os testes, a análise será feita baseada somente pelo parâmetro R_z .

A Fig. 4.19 mostra as curvas de rugosidade R_z para fresas com $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 90^\circ$, $v_c = 70 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ e $a_p = 1,0 \text{ mm}$. Observa-se que para a fresa com $\chi_r = 90^\circ$, R_z é estável apesar do aumento de V_B , ao passo que para a fresa com $\chi_r = 45^\circ$, R_z cresce acentuadamente, embora V_B se mantenha estável por maior período.

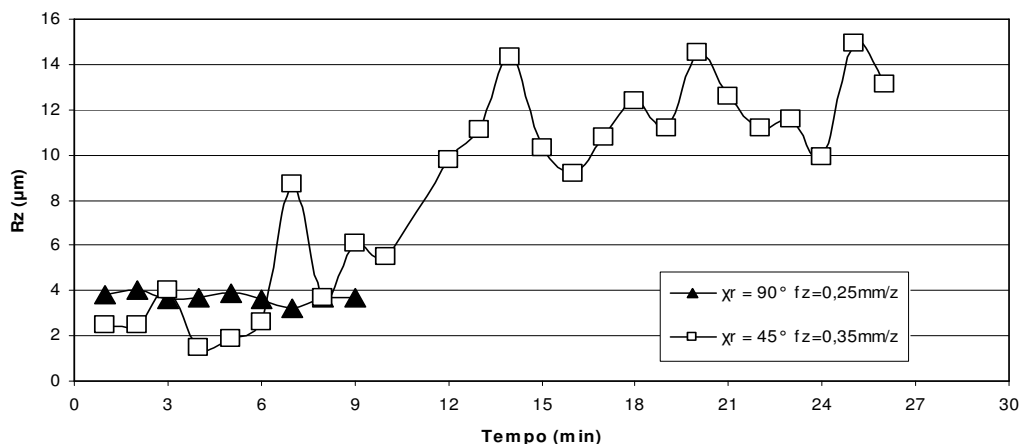


Figura 4.19 Comportamento da rugosidade R_z (μm) em função do tempo de usinagem para $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 90^\circ$

Para as ferramentas com $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 12^\circ$, $v_c = 70 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ e $a_p = 0,5 \text{ mm}$, o comportamento do parâmetro R_z é mostrado na Fig. 4.20. Observa-se que para os insertos usados na fresa com $\chi_r = 12^\circ$ (CVD e PVD) o comportamento apresenta a mesma tendência, porém, o inserto com revestimento CVD promove maiores valores de rugosidade. A redução dos valores ao longo do tempo indica que o desgaste da aresta de corte foi sendo moldado para ter uma superfície paralela ao plano admitido de trabalho P_f . Já a ferramenta com $\chi_r = 45^\circ$, apresenta um comportamento uniforme, com a elevação de R_z ao final do ensaio.

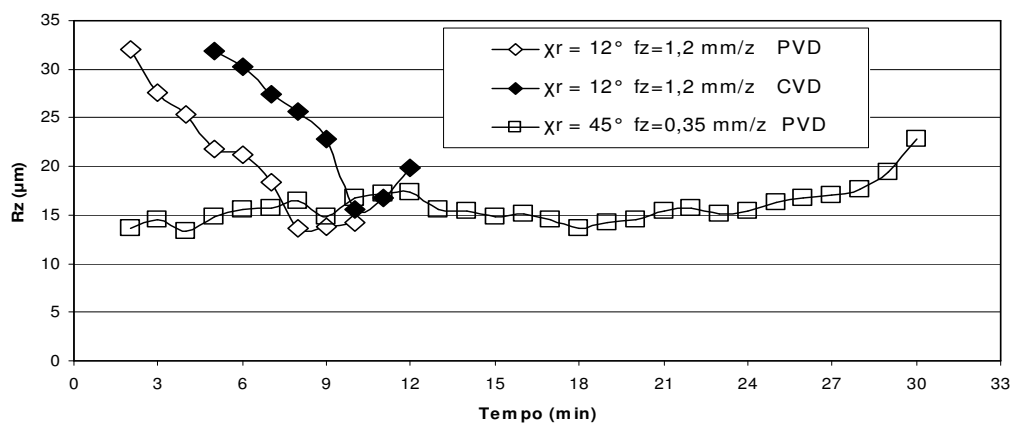


Figura 4.20 Comportamento da rugosidade R_z (μm) em função do tempo de usinagem para $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 12^\circ$

No teste comparativo de velocidades de corte utilizando fresa com $\chi_r = 45^\circ$ e $a_p = 0,5 \text{ mm}$, as curvas de R_z são mostradas na Fig. 4.21. Observa-se um comportamento semelhante entre as curvas com valores superiores de R_z para a velocidade de corte $v_c = 90 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, que apresentou maiores valores de desgaste de flanco.

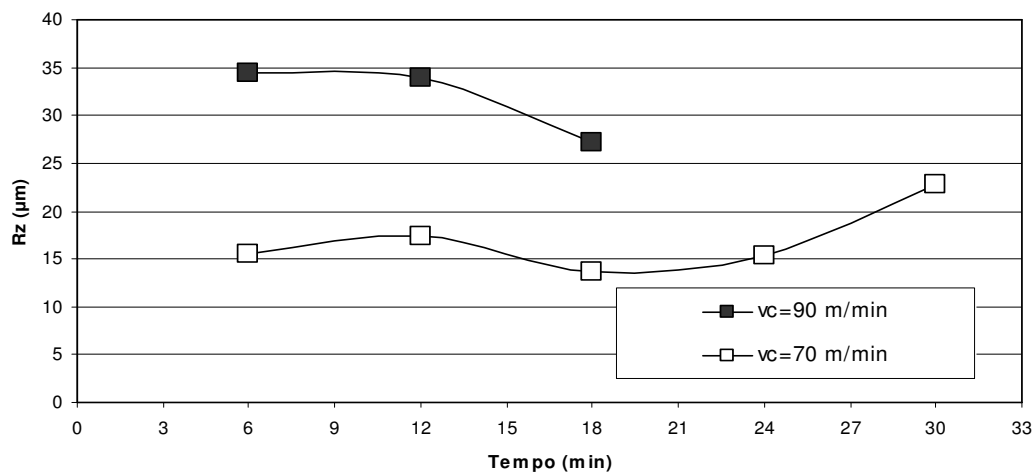


Figura 4.21 Comportamento da rugosidade R_z (μm) em função do tempo de usinagem para $v_c = 70 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ e $v_c = 90 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$

4.5 Mecanismos de desgaste

A seguir serão mostradas as fotografias das arestas de corte feitas no microscópio ótico e no MEV ao final dos testes de fresamento.

4.5.1 Desgaste do inserto com $\chi_r = 90^\circ$, $a_p = 1,0 \text{ mm}$ e $v_c = 70 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$

O desgaste apresentado na condição de usinagem de $\chi_r = 90^\circ$, $a_p = 1,0 \text{ mm}$ e $v_c = 70 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ após um tempo de usinagem de 5 min é mostrado na Fig.4.22. Observa-se o desgaste de flanco da aresta de corte secundária com valor de 0,3 mm e início de formação de desgaste de cratera no final do raio de ponta e início da aresta de corte principal.

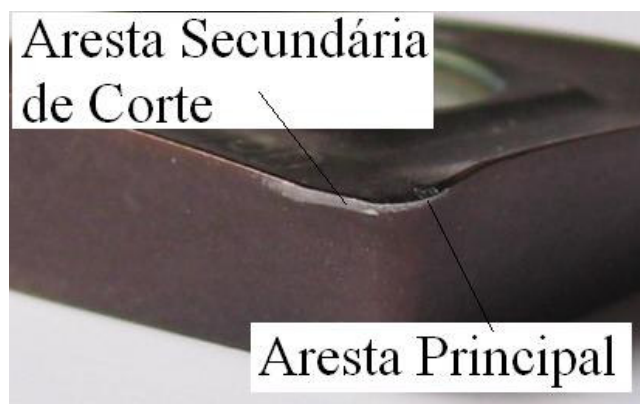


Figura 4.22 Desgaste de flanco do inserto com $\chi_r = 90^\circ$, $a_p = 1,0 \text{ mm}$, $v_c = 70 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ após 5 min.

Na Fig. 4.23 é mostrado um detalhe do desgaste de flanco com ampliação de 50 vezes. Pode-se observar a aderência de níquel na superfície de folga do inserto.

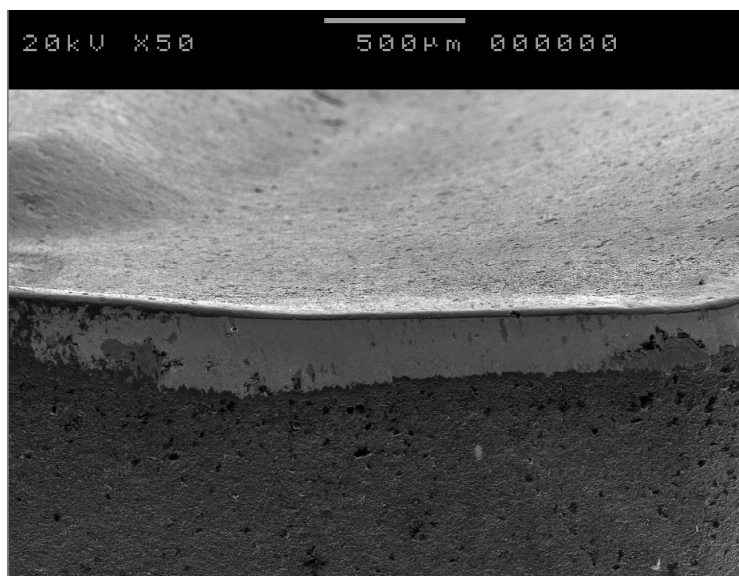


Figura 4.23 Superfície de folga da aresta de corte secundária com níquel aderido para $\chi_r = 90^\circ$, $a_p = 1,0$ mm, $v_c = 70$ m.min⁻¹

Na Fig. 4.24 é mostrado um detalhe do raio de ponta da ferramenta da Fig. 4.22. Observa-se o início de formação de desgaste de cratera sugerindo mecanismo de difusão, conforme literatura, e na superfície de folga é nítida a formação de sulcos por difusão com aderência de níquel.

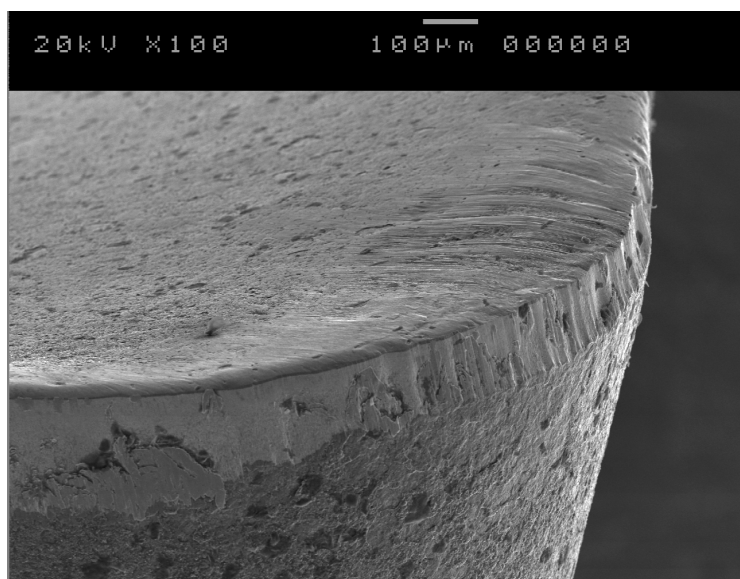


Figura 4.24 Raio de ponta com sulcos na superfície de folga e desgaste de cratera na superfície de saída para $\chi_r = 90^\circ$, $a_p = 1,0$ mm e $v_c = 70$ m.min⁻¹

4.5.2 Desgaste do inserto com $\gamma_r = 45^\circ$, $a_p = 1,0$ mm e $v_c = 70$ m.min⁻¹

O desgaste apresentado na condição de usinagem de $\gamma_r = 45^\circ$, $a_p = 1,0$ mm, $v_c = 70$ m.min⁻¹ após um tempo de usinagem de 26 minutos é mostrado na Fig.4.25. Observa-se a formação de sulcos por difusão e aderência de níquel na superfície de folga. No detalhe mostrado na Fig. 4.26 percebe-se o desgaste de cratera. A superfície de saída sugere mecanismo de difusão por apresentar superfície pouco áspera.

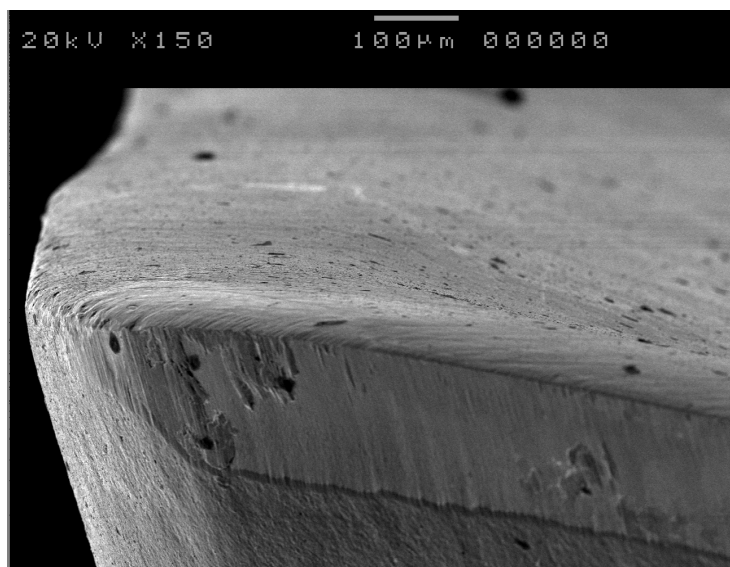


Figura 4.25 Superfície de folga da aresta de corte secundária com níquel aderido para $\gamma_r = 45^\circ$, $a_p = 1,0$ mm e $v_c = 70$ m.min⁻¹

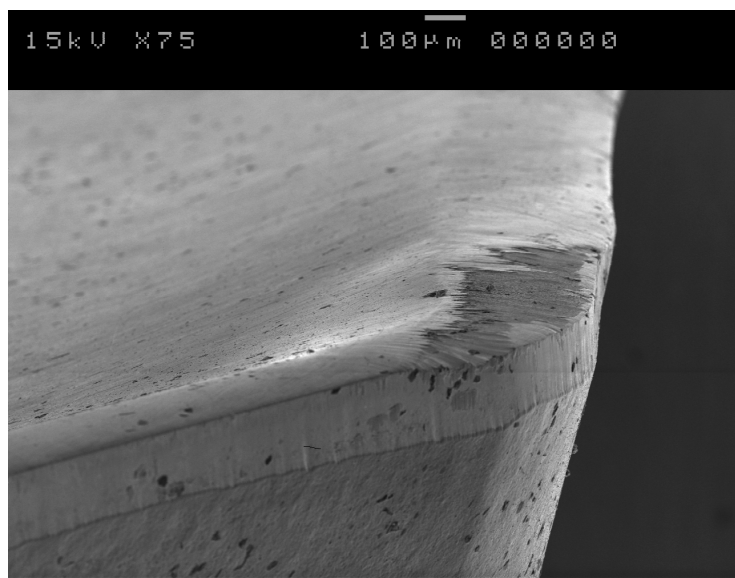


Figura 4.26 Desgaste de cratera e de flanco para $\gamma_r = 45^\circ$, $a_p = 1,0$ mm e $v_c = 70$ m.min⁻¹

A Fig. 4.27 mostra um detalhe do desgaste de cratera, com a aderência de níquel nas superfícies de saída e de folga e a exposição do substrato.

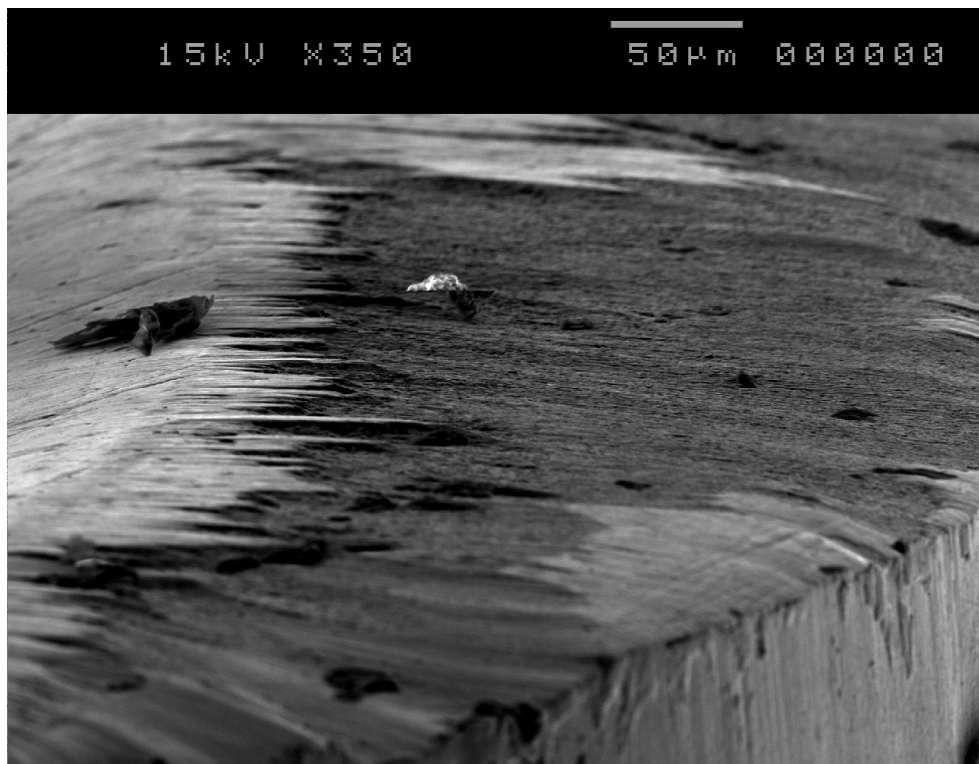


Figura 4.27 Superfície de saída apresentando aderência de níquel para $\chi_r = 45^\circ$, $a_p = 1,0 \text{ mm}$ e $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$

4.5.3 Desgaste do inserto com $\chi_r = 45^\circ$, $a_p = 0,5 \text{ mm}$ e $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$

A Fig. 4.28 mostra desgaste de flanco das arestas de corte principal e secundária e desgaste de cratera quando usinando com $\chi_r = 45^\circ$, $a_p = 0,5 \text{ mm}$, $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$ e tempo de usinagem de 30 minutos.

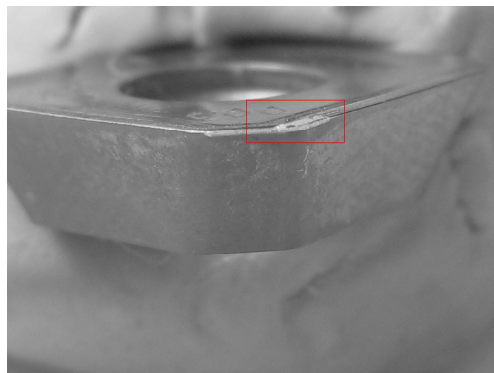


Figura 4.28 Inserto da fresa com $\chi_r = 45^\circ$, $a_p = 0,5 \text{ mm}$ e $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$ após 30 min

A formação de desgaste de cratera na aresta principal com mecanismos de difusão e desgaste de flanco com aderência de níquel é mostrada na Fig. 4.29. A formação de desgaste de cratera é mostrada em detalhe na Fig. 4.30.

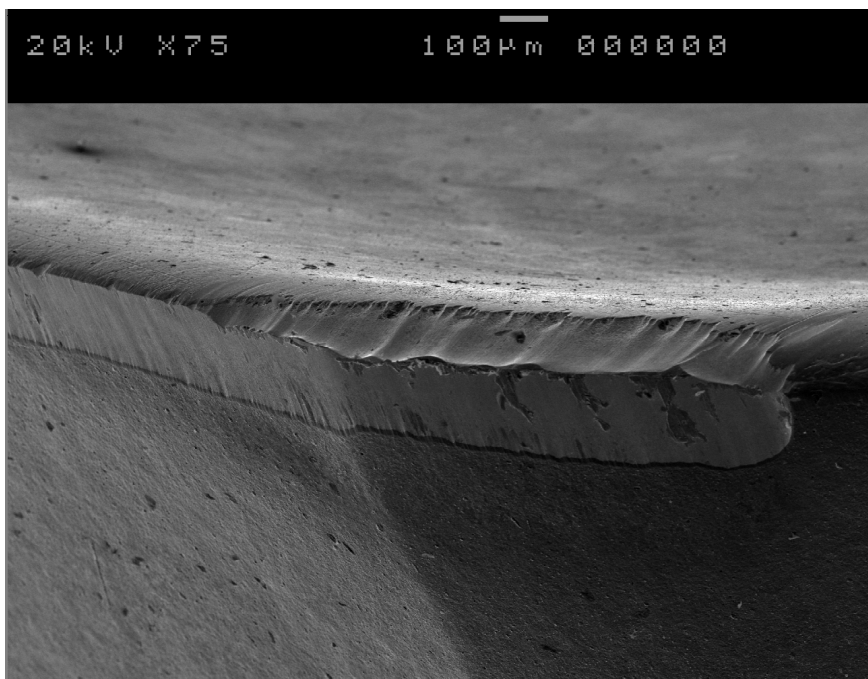


Figura 4.29 Desgaste de cratera e de flanco na aresta principal para $\gamma_r = 45^\circ$, $a_p = 0,5$ mm e $v_c = 70$ m.min⁻¹

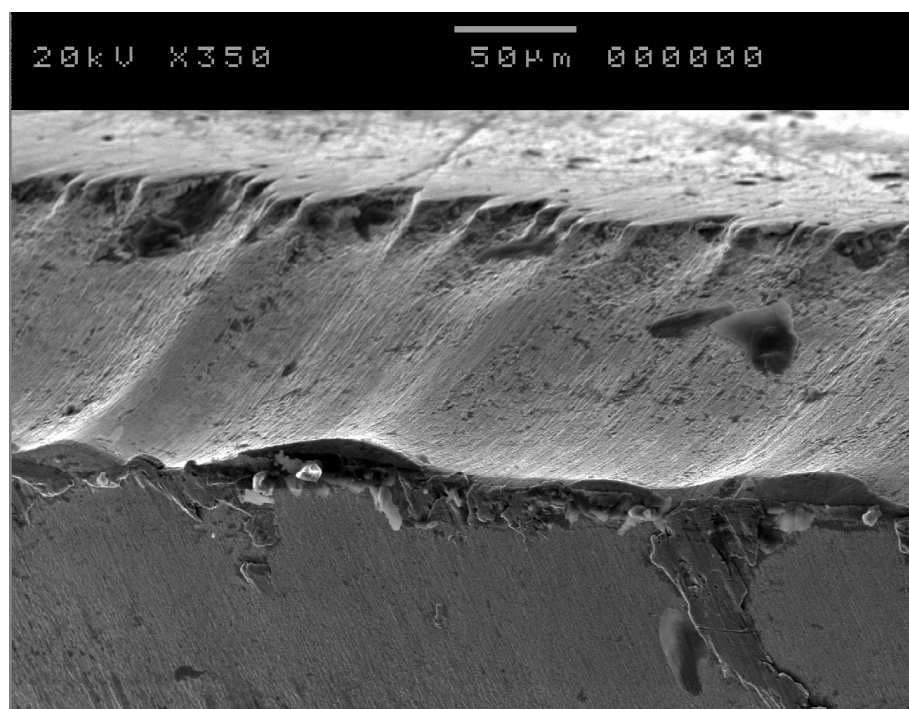


Figura 4.30 Detalhe do desgaste de cratera na aresta principal para $\gamma_r = 45^\circ$, $a_p = 0,5$ mm e $v_c = 70$ m.min⁻¹

4.5.4 Desgaste do inserto com $\gamma_r = 45^\circ$, $a_p = 0,5 \text{ mm}$ e $v_c = 90 \text{ m.min}^{-1}$

A Fig. 4.31 mostra desgaste de flanco das arestas principal e secundária de corte e sugere mecanismo de difusão na superfície de saída com a remoção do revestimento. O desgaste de cratera é acelerado pelo aumento da velocidade corte, mostrado por FOCKE et al. (1978).

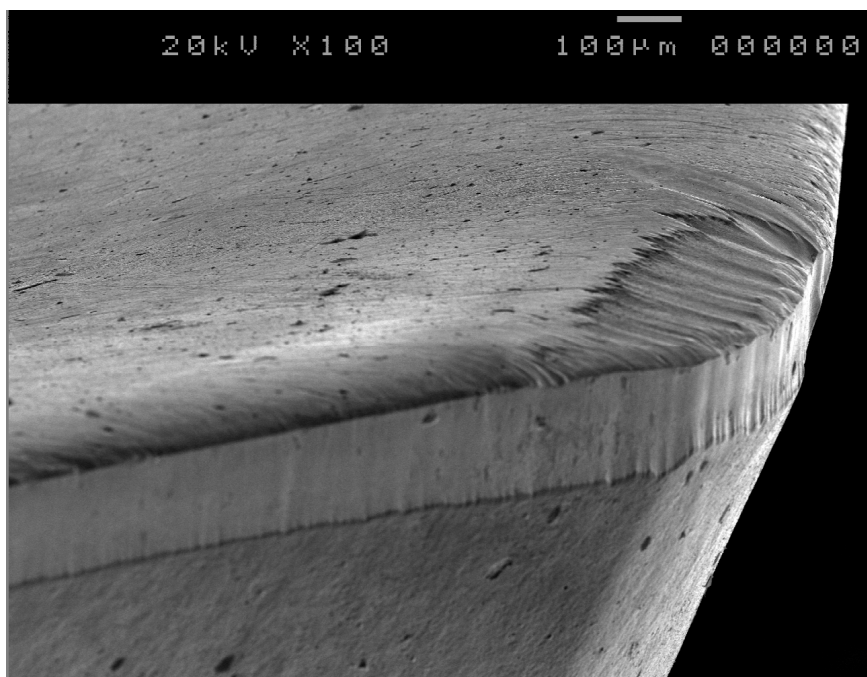


Figura 4.31 Desgaste de flanco das arestas principal e secundária de corte para $\gamma_r = 45^\circ$, $a_p = 0,5 \text{ mm}$ e $v_c = 90 \text{ m.min}^{-1}$

4.5.5 Desgaste do inserto com $\gamma_r = 12^\circ$, $a_p = 0,5 \text{ mm}$ e revestimento PVD

A Fig.4.32 mostra o inserto usado na condição $\gamma_r = 12^\circ$, $a_p = 0,5 \text{ mm}$, $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$ e tempo de usinagem 8 minutos, revestido de TiAlN (PVD), com detalhe para desgaste de flanco.

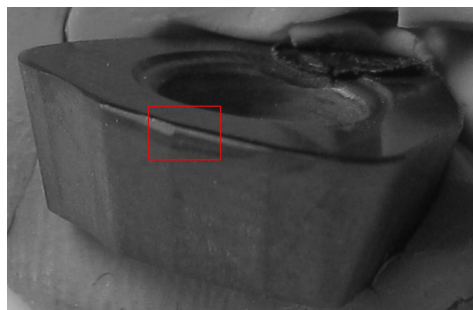


Figura 4.32 Inserto usado na condição $\gamma_r = 12^\circ$, $a_p = 0,5 \text{ mm}$, $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$ e $t = 30 \text{ min}$ (PVD)

A aresta de corte secundária de corte é mostrada na Fig. 4.33. A transição da aresta de corte secundária para a principal é identificada pela variação de $V_{B\text{máx}}$ para menor valor de V_B , na superfície de folga e ambas com aderência de níquel.

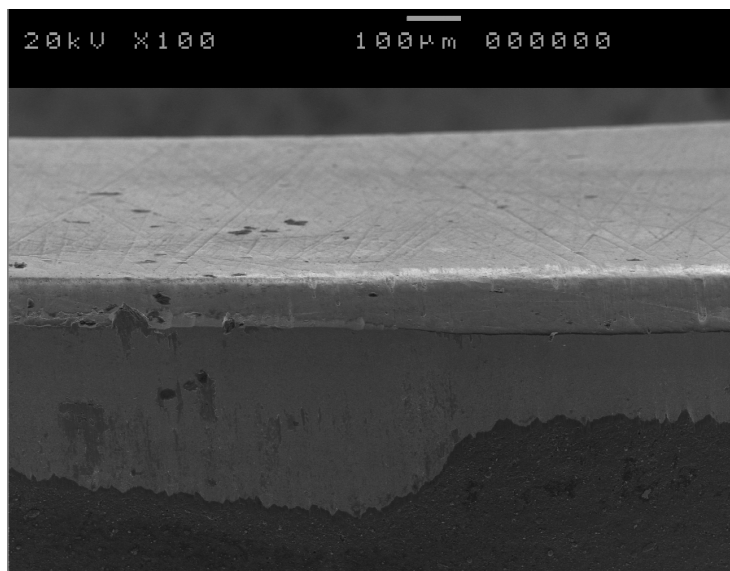


Figura 4.33 Desgaste de flanco na aresta de corte secundária e principal para $\chi_r = 12^\circ$, $a_p = 0,5$ mm e $v_c = 70$ m.min⁻¹ após 30 min (PVD)

A fig. 4.34 mostra a aresta de corte principal onde se podem identificar sulcos formados por difusão na superfície de folga.

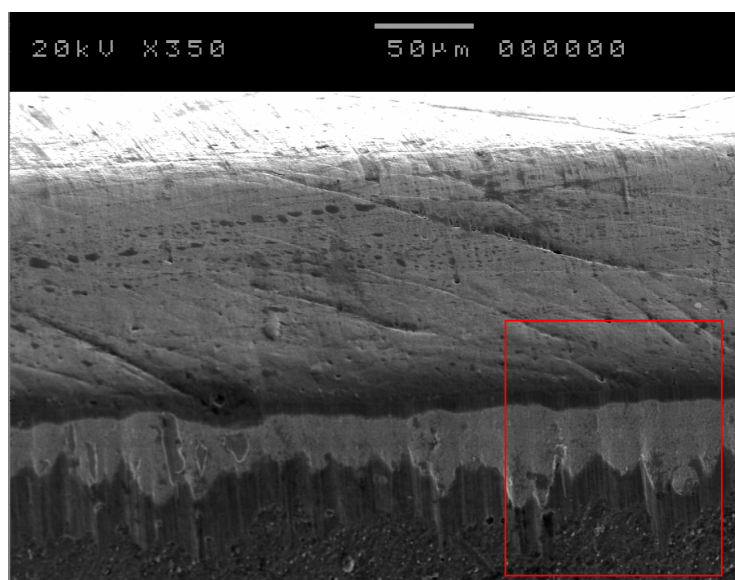


Figura 4.34 Formação de sulcos por difusão na superfície de folga para $\chi_r = 12^\circ$, $a_p = 0,5$ mm e $v_c = 70$ m.min⁻¹ após 30 min (PVD)

4.5.6 Desgaste do inserto com $\chi_r = 12^\circ$, $a_p = 0,5$ mm e revestimento CVD

A Fig.4.35 mostra o inserto usado na condição $\chi_r = 12^\circ$, $a_p = 0,5$ mm, $v_c = 70$ m.min⁻¹ e tempo de usinagem 10 minutos com revestimento CVD. A Fig.4.36 mostra desgaste de flanco das arestas principal e secundária de corte com aderência de níquel e indícios de difusão.



Figura 4.35 Arestas de corte principal e secundária do inserto utilizado na fresa com $\chi_r = 12^\circ$, $a_p = 0,5$ mm e $v_c = 70$ m.min⁻¹ (CVD)

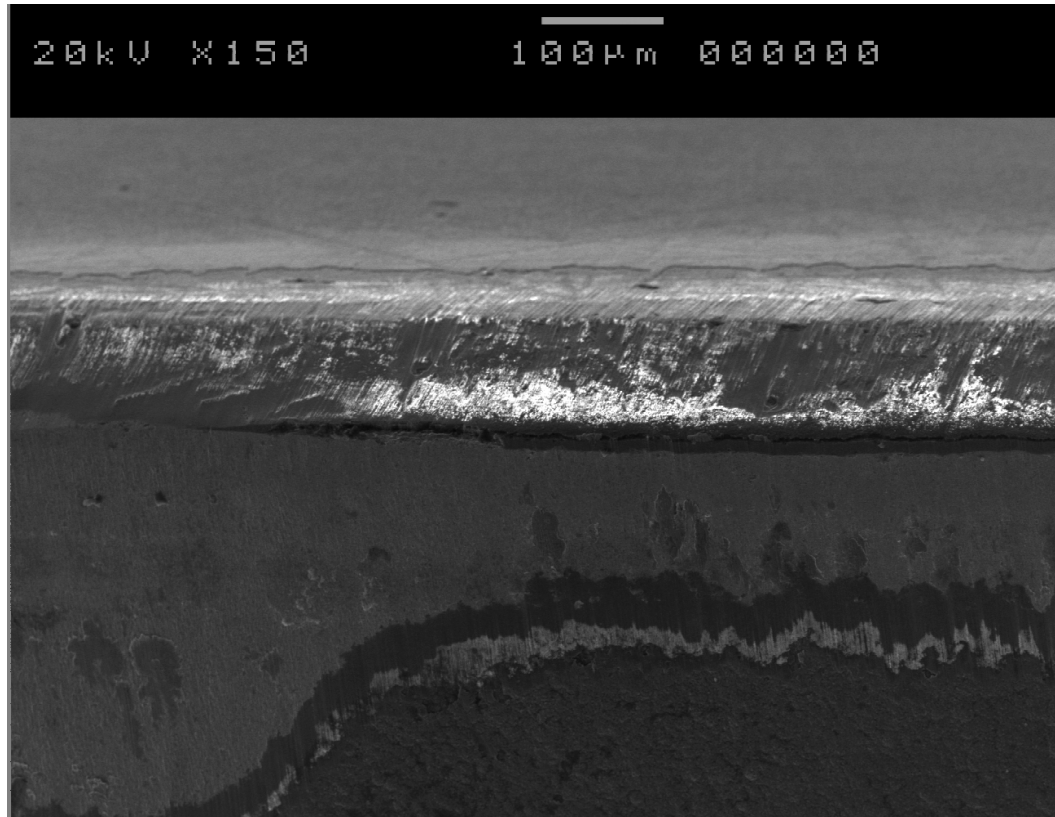


Figura 4.36 Desgaste de flanco com difusão e aderência de níquel. $\chi_r = 12^\circ$, $a_p = 0,5$ mm e $v_c = 70$ m.min⁻¹ (CVD)

4.6 Discussão

Após a realização dos testes de vida de ferramenta, observa-se que a fresa com $\chi_r = 45^\circ$ na condição de usinagem $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$, $a_p = 1,0 \text{ mm}$, $f_z = 0,35 \text{ mm.z}^{-1}$ e utilizando inserto de metal duro com microgrão e revestido de TiAlN (PVD) apresentou o maior volume de material retirado por aresta de corte, totalizando 152.072 mm^3 após 26 minutos. Em seguida, a fresa com $\chi_r = 12^\circ$ na condição de usinagem $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$, $a_p = 0,5 \text{ mm}$, $f_z = 1,20 \text{ mm.z}^{-1}$ com inserto de metal duro e revestimento CVD, retirou 100.267 mm^3 de material após 10 min, como mostra a Fig. 4.37.

O menor tempo de vida apresentado pela fresa com $\chi_r = 90^\circ$ em relação às demais pode ser avaliada pela baixa velocidade de avanço, que implica em longo tempo de contato com a peça gerando maior atrito e acelerando o desgaste, além do fato de ter pequeno ângulo ω , que gera maior área de contato com a superfície já deformada plasticamente, mesmo com baixos valores de V_B .

A melhor resposta da fresa com $\chi_r = 45^\circ$ no que refere ao tempo de vida da ferramenta pode ser avaliada pela menor dimensão da aresta de corte secundária, tendo então menor área de contato com a peça já deformada plasticamente, quando comparada à outra geometria de fresa com $\chi_r = 12$, além de causar menor deformação plástica durante a usinagem, gerando superfícies com menor dureza que a fresa com $\chi_r = 12^\circ$.

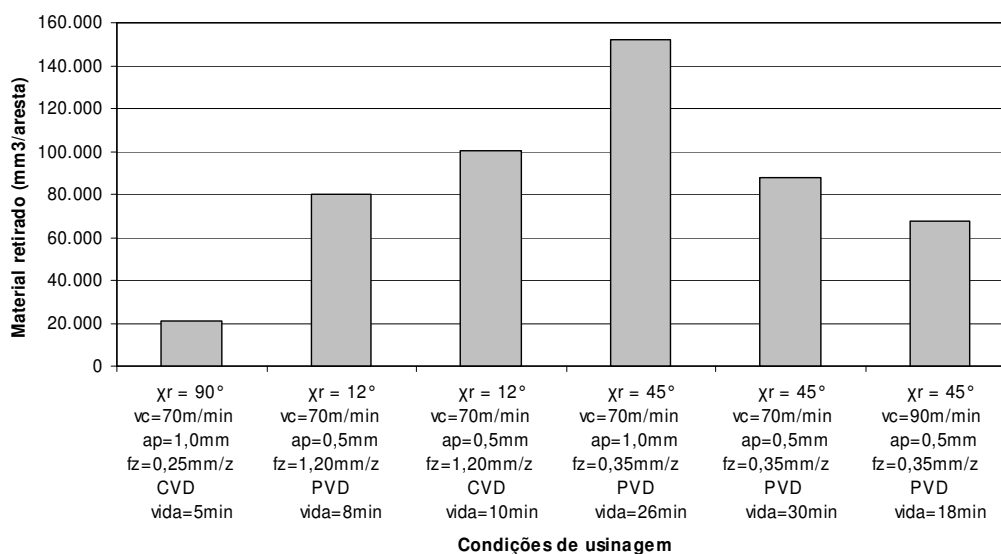


Figura 4.37 Volume de material retirado por aresta de corte em função das condições de usinagem

Outro aspecto que deve ser avaliado é a taxa de remoção de material. A Fig. 4.38 mostra os resultados para cada geometria e condições de usinagem. Observa-se que a fresa com $\chi_r = 12^\circ$ na condição de usinagem $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$, $f_z = 1,20 \text{ mm.z}^{-1}$ e $a_p = 0,5 \text{ mm}$, com insertos de metal duro com revestimento CVD e metal com microgrão e revestimento PVD apresentaram a mesma taxa de remoção de material por aresta com valor $10.026,7 \text{ mm}^3/\text{min}$, seguidas pela fresa com $\chi_r = 45^\circ$ na condição de usinagem $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$, $f_z = 0,35 \text{ mm.z}^{-1}$ e $a_p = 1,0 \text{ mm}$, que apresentou o valor de $5848,9 \text{ mm}^3/\text{min}$.

Como mostrado na Fig. 4.37 o melhor resultado para volume de material retirado por vida do inserto é para a condição $\chi_r = 45^\circ$, $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$, $f_z = 0,35 \text{ mm.z}^{-1}$ e $a_p = 1,0 \text{ mm}$, porém, não representa o melhor resultado de taxa de remoção de material por aresta, como mostra a Fig. 4.38. O melhor resultado para taxa de remoção de material cabe as fresas com $\chi_r = 12^\circ$ na condição de usinagem $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$, $f_z = 1,20 \text{ mm.z}^{-1}$ e $a_p = 0,5 \text{ mm}$, PVD e CVD, é devido ao alto avanço por aresta f_z utilizado.

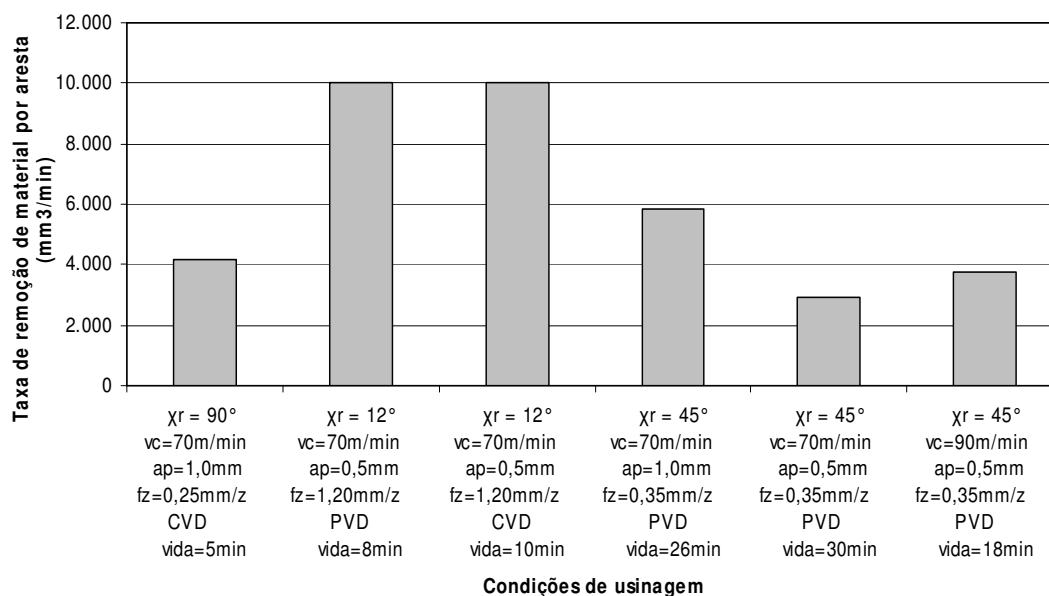


Figura 4.38 Taxa de remoção de material em função das condições de usinagem

Na análise das forças de usinagem, a força F_y foi mais representativa que a força F_x para a fresa com $\chi_r = 12^\circ$ tanto para o inserto com revestimento CVD, quanto para o revestimento PVD, tendo valores de F_y até 300% maiores que F_x .

Para a fresa com $\chi_r = 45^\circ$, a condição de usinagem $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$, $f_z = 0,35 \text{ mm.z}^{-1}$ e $a_p = 0,5 \text{ mm}$ apresentou F_y com valores 50% maiores que F_x . A condição $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$, $a_p = 1,0 \text{ mm}$, $f_z = 0,35 \text{ mm.z}^{-1}$ apresentou F_y com valores praticamente iguais à F_x e para $v_c = 90 \text{ m.min}^{-1}$, $a_p = 0,5 \text{ mm}$, $f_z = 0,35 \text{ mm.z}^{-1}$ F_y apresentou valores 300% maiores que F_x .

Para a fresa com $\chi_r = 90^\circ$ a condição de usinagem $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$, $a_p = 1,0 \text{ mm}$, $f_z = 0,25 \text{ mm.z}^{-1}$ propiciou F_x com valores 300% maiores que F_y .

A força passiva F_z para a fresa com $\chi_r = 12^\circ$, na condição de usinagem $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$, $f_z = 1,20 \text{ mm.z}^{-1}$ e $a_p = 0,5 \text{ mm}$ apresentou valores 200% superiores à fresa com $\chi_r = 45^\circ$ e $v_c = 90 \text{ m.min}^{-1}$ e 1200% superiores à fresa com $\chi_r = 45^\circ$ e $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$ e à fresa com $\chi_r = 90^\circ$ e $v_c = 70 \text{ m.min}^{-1}$ devido ao avanço de 1,2 mm/z promovendo encruamento com maior dureza.

Com relação à rugosidade da superfície fresada, o aumento do avanço mostrou tendência de aumentar o valor de R_z , apesar de cada geometria apresentar comprimento diferente da aresta secundária de corte. No caso da fresa com $\chi_r = 45^\circ$, quando comparado valores de R_z para velocidades de corte diferentes, a rugosidade foi maior para a situação de maior velocidade de corte, provavelmente devido à aceleração do desgaste.

Na situação em que foi comparado o revestimento do inserto, (CVD e PVD) na fresa com $\chi_r = 12^\circ$, maiores valores de R_z para o revestimento CVD podem ser atribuídos à maior adesão de níquel na aresta de corte secundária prejudicando a rugosidade da superfície usinada.

Não é percebido o início de formação de desgaste de cratera na geometria com $\chi_r = 12^\circ$, o que é nítido para insertos utilizados nas fresas com $\chi_r = 45^\circ$ e $\chi_r = 90^\circ$. A adesão de material na superfície de folga é comum às três geometrias. Além disso, as ferramentas não apresentaram indícios de trincas ou lascamentos, sendo difusão o principal mecanismo de desgaste.

5 CONCLUSÃO

Após a realização dos testes de fresamento frontal de níquel puro com três ângulos de posição em diferentes condições de usinagem, pode-se concluir que:

Quanto à vida das ferramentas:

- A fresa com $\chi_r = 45^\circ$ apresenta maior tempo de vida e maior remoção de material.
- A fresa com $\chi_r = 12^\circ$ apresenta maior taxa de remoção de material por aresta de corte e o inserto com revestimento TiN – Al₂O₃ – TiCN (CVD) apresenta maior tempo de vida que o inserto com revestimento TiAlN (PVD).

Quanto às forças de usinagem:

- A fresa com $\chi_r = 12^\circ$ apresenta os maiores valores de forças de usinagem, devido ao alto avanço utilizado e maior deformação plástica.

Quanto à rugosidade:

- Devido aos diferentes comprimentos da aresta de corte secundária para cada ângulo de posição que atuam com fase alisadora e os diferentes avanços utilizados, os valores de R_z mostram tendência a crescimento à medida que cresce o avanço. Também mostra influência sobre a rugosidade a taxa de crescimento do desgaste.

Quanto aos desgastes e mecanismos de desgaste:

- O inserto com metal duro e revestimento TiN – Al₂O₃ – TiCN (CVD) apresentou melhor adequação ao fresamento frontal de níquel puro que o revestimento TiAlN (PVD)
- Difusão e desgaste de flanco com aderência de níquel na superfície de folga é presente em todas as condições de usinagem.

6 PROPOSTA DE CONTINUIDADE DE TRABALHO

Os resultados apresentados neste trabalho podem ser complementados investigando alguns tópicos citados a seguir:

- Comparar desempenho das ferramentas em faixa mais ampla de velocidades de corte e avanços tendo como objetivo investigar os parâmetros de usinagem que propiciam cada processo e mecanismo de desgaste.
- Estudar o comportamento de insertos utilizando materiais como cerâmicas à base de Al_2O_3 e CBN buscando condições de usinagem para maior taxa de remoção de material.
- Analisar o desempenho de fresamento frontal de níquel puro utilizando altas velocidades de corte (HSM) com insertos de metal duro visando redução do custo de usinagem.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1- ARUNACHALAN, R.;MANNAN, M. A. **Machinability of nickel-based high temperature alloys**. Machining Science and Technology, v.4(1), 2000. p.127-168.
- 2- BHATTACHARYYA, S. K.; JAWAID, A.;WALLBANK, J;LEWIS, M .H. **Wear mechanisms of sialon ceramic tools when machining nickel-based materials**. Metals Technology, v.10, 1983. p. 482-489.
- 3- BHATTACHARYYA, S. K.; JAWAID, A.;WALLBANK, J; **Wear of sialon tooling in the high-speed machining of aerospace materials**. HSM, ASME, PED, V.12,1984. p.245-262.
- 4- BHATTACHARYYA, S. K.; PASHBY, I. R.; EZUGWU, E.; KHAMSEHZADEH, H. **Machining of Inco 718 and Inco 901 superalloys with SiC whisker reinforced Al₂O₃ composite ceramic tools**, Proc. Of the 6th International Conference on Production Engineering, Osaka, 1987. p.176-181.
- 5- BUDINSK, K. G.;BUDINSK, M. K. **Engineering materials: properties and selection**. 6. ed. New Jersey: Prentice Hall, 1999. p.719.
- 6- CALLISTER JR., William D. **Fundamentos da Ciência e engenharia de materiais: uma abordagem integrada**. 2. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2006.702p.
- 7- CHILDS, T.; MAEKAWA, K.; OBIKAWA, T.; YAMANE, Y. **Metal machining: theory and applications**. New York, USA: Arnolds Publishers, 2000. 408 p.
- 8- DINIZ, A. E. ; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L. **Tecnologia da Usinagem dos Materiais**. São Paulo: MM Editora, 1999. 244p.

- 9- EZUGWU, E. O.;WANG, Z. M.;MACHADO, A. R.; **The machinability of nickel based alloys – a review**, Journal Mat. Proc. Technology, v.86, 1999. 16p.
- 10- FOCKE, A. E.;WESTERMANN, F. E.;PETER, E.;RENTSCHLER, E.;HOCH, M.;KEMPHAUS, J.;SHIH, W. T.;**Grooving on flank of cemented carbide tools when cutting Inconel 718**, Proc. 4th North American Metalworking Research Conf.,Battelle Columbus Labs, 1976. p.464-468.
- 11- FOCKE, A. E.;WESTERMANN, F. E.; HOCH, M.;KEMPHAUS, J.;SHIH, W. T.; **Wear of superhard materials when cutting superalloys**, Wear , v.46, 1978. p.65-79.
- 12- HOLMBERG, K.;MATTHEWS, A. **Coatings Tribology: properties, techniques and applications in surface engineering**. [s.n.] Amsterdam: Elsevier Science B.V., 1994. 443p.
- 13- HOWARD, J. J. **Tools for cutting nickel alloys**. Proc. Conf. Tools and Dies for Industry, Metals Society, London, England, 1976/1977. p.105-121.
- 14- HUAIZHONG, L.;HAO, Z.;XIAOQI, C.; **Study of cutting force variation in on-line tool condition monitoring of end milling Inconel 718 with coated carbide inserts**. SIMTech Technical Report (AT/02/010/MECH), 2002. 5p.
- 15- INTERNATIONAL IRON AND STEEL INSTITUTE. Disponível em: <http://www.worldsteel.org/index.php?action=storypages&id=197>> Acesso em 08 dez. 2007.
- 16- INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION – ISO. **International Standard – ISO 8688–2 – Tool life testing in milling – Part 1: face milling**. 1st ed. Genève, Switzerland. 1989. 32 p.
- 17- JAWAID,A.;KOKSAL, S.;SHARIF, S.; **Wear behavior of PVD and CVD coated carbide tools when face milling Inconel 718**. Society of Tribologistsand Lubrication Engineers, Tribology Transactions, v.43, 2000. p.325-331.

- 18- KIRK, D. C. **Cutting Aerospace Material (Nickel, Cobalt and Titanium-Based Alloys)** Proc. Conf. Tools and Dies for Industry, Metals Society, London, England, 1976/1977. p.77-98.
- 19- LIAO, Y. S.; SHIUE, R. H. **Carbide tools wear mechanism in turning of Inconel 718 superalloy.** Wear 193, 1996. p.16-24.
- 20- MACHADO, A. R.; da SILVA, M. B. **Usinagem dos metais.** 4. ed. Uberlândia: UFU, 1999. 224p.
- 21- MACHADO, A. R.; da SILVA, M. B. **Usinagem dos metais.** 4. ed. Uberlândia: UFU, 1999. 224p. apud LEE, M.; HORNE, J. G.; TABOR, D. **The mechanism of notch formation at the depth of cut line of ceramic tools machining nickel base superalloys.** Proc. Int. Conf. on Wear Materials, ASME, Dearborn, USA, 16 – 18, 1979. p. 460 - 469.
- 22- MITSUBISHI MATERIALS. **Ferramentas de torneamento, ferramentas rotativas e soluções de fixação.** Catálogo C003Z. 2007 – 2008. 1272 p.
- 23- NG, E. G.; LEE, D. W.; SHARMAN, A. R. C.; DEWES, R. C.; ASPINWALL, D. K. **High speed ball nose end milling of Inconel 718.** Annals of the CIRP, v.49/1, 2000. p. 41 - 46.
- 24- SANTOS, J. A. B. O.; SALES, W. F.; SANTOS, S. C.; MACHADO, A. R.; da SILVA, M. B.; BONNEY, J.; EZUGWU, E. O. **Tribological evaluation of TiN and TiAlN coated PM-HSS gear cutter when machining 19MnCr5 steel.** International Journal of Advanced Manufacturing Technology. v.31 p. 629-637, Springer London. Artigo, 2007. 9 p.
- 25- SCHNEIDER Jr, G. **Principle of tungsten carbide engineering.** 2nd. ed. Southfield, MI, USA: Society of Carbide and Tool Engineers. American Society for Metals – ASM. 1989. 212 p.

- 26- SHAW, M. C. **Metal cutting principles**. Oxford, UK: Oxford University Press. 1984. Reprinted 1996. 594 p.
- 27- TAN, M. T. **Groove wear of tools in NC turning of pure nickel**. Annals of the CIRP, v.35/1 1986. p.71-74.
- 28- THE NICKEL INSTITUTE, disponível em http://www.nidi.org/index.cfm/ci_id/16/la_id/1.htm . Acesso em 08 dez. 2007.
- 29- THOMAS, B. G.; LI, G.; MOITRA, A.; HABING, D. **Analysis of thermal and mechanical behaviour of copper molds during continuous casting of steel slabs**. 80^a Steelmaking Conference, Chicago, IL, USA, ISS Herty Award, 1997. p. 1 – 19.
- 30- THOMAS, B. G.; BENTSMAN, J.; ZHENG, K.; VAPALAHTI, S.; PETRUS, B.; KIM, J.; BEHERA, A. K.; CASTILLEJOS, A.H.; ACOSTA, F.A. **Online dynamic control of cooling in continuous casting of thin steel slabs**. Proc. Of NSF Design, Service and Manufacturing Grantees and Research Conference, St. Louis, Missouri, USA, 2006.
- 31- **Tooling Technology II**, 1st ed. Mitsubishi Materials Corporation, 2006. 290p.
- 32- TRENT, E. M. **Metal Cutting**. 2. ed. London: Butterworths, 1984. 245p.
- 33- VAN VLACK, L. H. **Princípios de ciência e tecnologia dos materiais**. 4. ed. Rio de Janeiro: Campus, 1984. 567p.
- 34- YEO, S. S. **The machinability of Inconel 718**. B. Eng thesis, National University of Singapore, 1994.