



FACULDADE DE TECNOLOGIA SENAI CIMATEC
PROGRAMA DE POS-GRADUAÇÃO EM GESTÃO E TECNOLOGIA
INDUSTRIAL

Nuno Miguel Coelho de Miranda

**Influência dos parâmetros de corte no torneamento de
metal duro sinterizado**

Salvador

2010

Nuno Miguel Coelho de Miranda

Influência dos parâmetros de corte no torneamento de metal duro sinterizado

Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Gestão e Tecnologia Industrial, Faculdade Tecnologia SENAI CIMATEC como requisito parcial para a obtenção do título de **Mestre em Gestão e Tecnologia Industrial.**

Orientador: Prof. Dr. Jefferson de Oliveira Gomes
Co-orientador: Prof. Dr. Alexandre Barros

Salvador
2010

M672i

Miranda, Nuno Miguel Coelho de
Influência dos parâmetros de corte no torneamento de metal duro
sinterizado / Nuno Miguel Coelho de Miranda. 2011.
144 f.; il.; color.

Orientador: Profº Drº Jefferson de Oliveira Gomes

Co-orientador: Prof. Dr. Alexandre Barros
Dissertação (mestrado) – Faculdade de Tecnologia Senai-CIMATEC,
2011.

1. PCD. 2. Metal duro. 3. Rugosidade. I. Faculdade de Tecnologia
Senai-CIMATEC. II. Gomes, Jefferson de Oliveira. III. Barros, Alexandre
Martins. IV. Título.

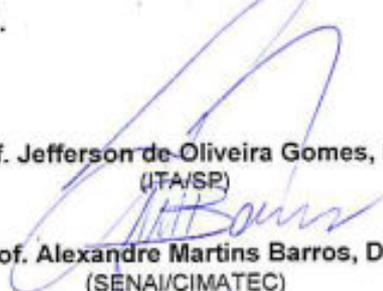
CDD: 671

SENAI CIMATEC

Mestrado em Gestão e Tecnologia Industrial

A Banca Examinadora, constituída pelos professores abaixo listados, aprova a Dissertação de Mestrado, intitulada "INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE CORTE NO TORNEAMENTO DE METAL DURO SINTERIZADO", apresentada no dia 14 de dezembro de 2010, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do Título de **Mestre em Gestão e Tecnologia Industrial**.

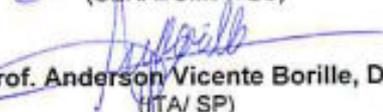
Orientador:


Prof. Jefferson de Oliveira Gomes, Dr.
(ITA/SP)

Co orientador:


Prof. Alexandre Martins Barros, Dr.
(SENAI/CIMATEC)

Membro externo da banca:


Prof. Anderson Vicente Borille, Dr.
(ITA/ SP)

Membro interno da banca:


Prof. Valter Estevão Beal, Dr.
(SENAI/CIMATEC)

*“A mente que se abre a uma nova idéia
jamais voltará ao seu tamanho original.”*

(Albert Einstein)

À minha esposa Nathália e à
minha filha Joana.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por colocar no meu caminho as pessoas certas na hora certa.

À minha amada esposa Nathália, pelo apoio incansável e pela compreensão paciente de minhas ausências.

Aos meus pais, Manuel e Beatriz, por todo o sacrifício ao longo de suas vidas. Sem eles nada disto seria possível.

À Durit Brasil Ltda, nas pessoas de Eng. Manuel Valente e Dr. João Valente, por terem acreditado no projeto e investido financeiramente no mesmo.

À Tecno Tools, na pessoa de Sr. Norberto Dammroze, pelos insertos de PCD cedidos para os testes de torneamento.

Aos meus sogros, Laureano e Márcia, pelo apoio durante toda a caminhada.

Ao Eng. especialista Murilo Magalhães e à Mestre Aline Silva da Durit Brasil Ltda pelo apoio técnico nos ensaios de torneamento, retificação, análises de dureza e tenacidade à fratura bem como na discussão dos resultados práticos.

Ao Eng. Adelson do ITA pelo apoio técnico na medição das forças de usinagem durante os testes de torneamento.

Ao Prof. Dr. Filipe Oliveira da Universidade de Aveiro – Portugal – pelas discussões técnicas e ensaios de microscopia eletrônica de varredura.

Ao Dr. Joaquim Sacramento da Durit Metalurgia Portuguesa do Tungstênio Ltda pelas correções e discussões técnicas.

Ao Prof. Dr. Valter Beal do SENAI Cimatec pelas correções.

Ao Prof. Dr. Alexandre Barros do SENAI Cimatec pela ajuda científica, amizade e comentários pertinentes. Especial ênfase às discussões no delineamento do trabalho.

Ao Prof. Dr. Jefferson Gomes do ITA, pela orientação, paciência, respeito e apoio.

SUMÁRIO

1	Introdução	26
2	Metal Duro	29
2.1	Tungstênio	29
2.2	Carboneto Tungstênio, WC	30
2.3	Cobalto	31
2.4	Metal Duro – liga de WC com Co	32
2.4.1	Sistema WC-Co	33
2.4.2	Classes Ligadas	34
2.5	Propriedades Mecânicas	35
2.6	Propriedades Magnéticas	39
2.7	Mecanismos de Densificação no Sistema WC-Co	40
2.8	Equilíbrio de Fases nos Compósitos à Base de WC: Sistema W-C-Co	44
3	Torneamento	49
3.1	Terminologias de Ferramentas de Corte	52
3.2	Formação de Cavaco	54
3.3	Geometrias de Corte	55
3.4	Força de Usinagem	57
3.5	Fenômenos de Desgaste nos Insertos de Corte	58
3.6	Tempo de Duração do Inseto de Corte	61
4	Diamante como Ferramenta de Corte	65
4.1	Propriedades do Diamante	66
4.2	Processo de Síntese do Diamante PCD	68
4.3	Processo de Síntese do Diamante CVD	74
4.4	Comportamento do Diamante em Operação de Torneamento	75

5	<i>Materiais e Métodos</i>	79
5.1	<i>Processamento dos Corpos de Prova de Metal Duro</i>	80
5.2	<i>Caracterização dos Corpos de Prova de Metal Duro Sinterizado</i>	82
5.2.1	<i>Dureza dos Corpos de Prova de Metal Duro</i>	84
5.2.2	<i>Rugosidade dos Cilindros de Metal Duro</i>	85
5.2.3	<i>Porosidade</i>	87
5.2.4	<i>Microestrutura</i>	88
5.3	<i>Ferramentas de Corte</i>	89
5.3.1	<i>Caracterização Dimensional e Microestrutural</i>	89
5.3.2	<i>Dureza das Ferramentas de Corte</i>	91
5.3.3	<i>Tenacidade à Fratura das Ferramentas de Corte</i>	94
5.4	<i>Máquina-Ferramenta</i>	98
5.5	<i>Porta-Ferramenta</i>	99
5.6	<i>Dinamômetro</i>	100
5.7	<i>Acabamento da Superfície usinada</i>	101
5.8	<i>Determinação da Melhor Classe de Diamante PCD</i>	102
5.9	<i>Análise Econômica</i>	102
6	<i>Resultados</i>	105
6.1	<i>Forças de Usinagem</i>	105
6.2	<i>Acabamento da Superfície Usinada</i>	112
6.3	<i>Desgaste dos Insertos de Usinagem</i>	118
6.4	<i>Método de ANOVA para Determinar Melhor Classe de PCD</i>	123
6.5	<i>Análise Econômica</i>	128
7	<i>Conclusões</i>	131
8	<i>Trabalhos Futuros</i>	133
	<i>Referências Bibliográficas</i>	135

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Estrutura cristalina do WC.....	30
Figura 2.2 - Microestrutura típica obtida por microscopia óptica de um compósito WC-Co.....	34
Figura 2.3 - Diagrama esquemático da composição dos carbonetos cementados.....	34
Figura 2.4 - Microestrutura típica obtida por microscopia óptica de um compósito WC/TiC/TaC-Co.....	35
Figura 2.5 - Representação esquemática de um ensaio de dureza Vickers.....	36
Figura 2.6 - O ciclo de histerese de um campo magnético.....	39
Figura 2.7 - Descrição esquemática do processo SFL.....	41
Figura 2.8 - Mecanismo de molhagem entre um líquido e um sólido.....	43
Figura 2.9 - Corte isotérmico a 1533 K do sistema W-C-Co na parte rica em Co.....	46
Figura 2.10 - Presença de fase eta em amostra de metal duro atacada por 20 s com reagente Murakami e ampliada 200X.....	47
Figura 2.11 - Presença de grafite em amostra de metal duro.....	48
Figura 3.1 - Operação de torneamento e seus principais parâmetros de controle.....	49
Figura 3.2 - Efeito do avanço na rugosidade superficial da peça usinada.....	51
Figura 3.3 - As quatro operações básicas de torneamento: (1) torneamento longitudinal; (2) faceamento; (3) perfis com eixo de revolução; (4) torneamento em cópia.....	52
Figura 3.4 - Representação de uma ferramenta em operação de torneamento.....	52

Figura 3.5 - Ângulo de saída positivo (a), neutro (b) e negativo (c).....	53
Figura 3.6 - Ilustração esquemática do fenômeno de formação de cavaco.....	54
Figura 3.7 - Geometrias típicas para arestas principais de corte.....	56
Figura 3.8 - Visualização das três componentes mensuráveis da força de usinagem.....	57
Figura 3.9 - Diferentes modos de desgaste que podem ocorrer em um inserto de usinagem.....	59
Figura 3.10 - Medição do desgaste de flanco e do desgaste de cratera em insertos de torneamento.....	63
Figura 3.11 - Vida útil de ferramentas de corte.....	63
Figura 4.1 - Valores típicos de dureza (HK – Dureza Knoop) para alguns tipos de materiais.....	67
Figura 4.2 - Diagrama ilustrativo de uma prensa típica usada na síntese de grãos de diamante..	68
Figura 4.3 - Grafite: estrutura cristalina hexagonal formada por lâminas paralelas.....	69
Figura 4.4 - Diamante: arranjo dos átomos de carbono.....	69
Figura 4.5 - Diagrama de equilíbrio simplificado grafite-diamante.....	70
Figura 4.6 - Diferentes microestruturas de diamante policristalino sinterizado com segunda fase.....	71
Figura 4.7 - Representação esquemática de um PCD típico.....	71
Figura 4.8 - Modelos representativos das fissuras em torno de uma indentação Vickers: (a) <i>Palmqvist</i> e (b) radiais ou medianas.....	72
Figura 4.9 - Comparação da vida útil de três diferentes classes de diamante policristalino no torneamento de resina epoxy totalmente preenchida com sílica.....	75

Figura 4.10 - Comparação da vida útil para três diferentes classes de diamante policristalino no torneamento a seco da liga Al-18Si.....	76
Figura 4.11 - Imagem ilustrativa dos modos de desgaste em insertos de PCD usados no fresamento de madeira laminada: (a) ruptura inter-granular; (b) ruptura por clivagem.....	77
Figura 5.1 – Dimensões do corpo de prova.....	80
Figura 5.2 - Fluxograma ilustrativo da obtenção dos cilindros de metal duro sinterizado.....	81
Figura 5.3 - Ciclo de sinterização SINTER-HIP com patamar a 1743 K por 1,2 h, seguido de aplicação de pressão, com argônio, por 0,33 h a 1,2 MPa.....	81
Figura 5.4 - Fluxogramas ilustrativos da avaliação: a) metalúrgica e b) dimensional dos corpos de prova de metal duro sinterizados.....	82
Figura 5.5 – Força coerciva de cinco cilindros de metal duro.....	83
Figura 5.6 – Dureza (HV30) de 5 cilindros de metal duro medida antes dos testes de torneamento.....	85
Figura 5.7 – Rugosidade média (R_a) obtida em 5 cilindros de metal duro antes dos testes de torneamento.....	86
Figura 5.8 – Fotografia da superfície polida e sem ataque químico do metal duro sinterizado obtida por microscopia óptica.....	87
Figura 5.9 – Fotografia da microestrutura do metal duro sinterizado atacada por 5 min com reagente Murakami obtida por microscopia óptica.....	88
Figura 5.10 - Fluxograma ilustrativo da avaliação dimensional e estrutural dos insertos de usinagem com aresta de PCD.....	89
Figura 5.11 – Microestruturas obtidas por MEV dos 3 tipos de diamante: a) PCD 1500; b) PCD 1600 e c) PCD 1800.....	90

Figura 5.12 – Análise de EDS para os três tipos de PCD.....	91
Figura 5.13 – Dureza (HV10) para os três tipos de diamante PCD.....	92
Figura 5.14 – Teste de distribuição normal para os dados de dureza do diamante PCD 1500.....	93
Figura 5.15 – Teste de distribuição normal para os dados de dureza do diamante PCD 1600.....	93
Figura 5.16 – Teste de distribuição normal para os dados de dureza do diamante PCD 1800.....	93
Figura 5.17 – Teste de distribuição normal para os resíduos resultantes da análise de ANOVA	94
Figura 5.18 – Tenacidade à fratura (K_{Ic}) para os três tipos de diamante PCD.....	95
Figura 5.19 – Indentação Vickers no PCD 1800.....	96
Figura 5.20 – Teste de distribuição normal para os dados de K_{Ic} do diamante PCD 1500.....	97
Figura 5.21 – Teste de distribuição normal para os dados de K_{Ic} do diamante PCD 1600.....	97
Figura 5.22 – Teste de distribuição normal para os dados de K_{Ic} do diamante PCD 1800.....	97
Figura 5.23 – Teste de distribuição normal para os resíduos resultantes da análise de ANOVA para a tenacidade à fratura.....	98
Figura 5.24 – a) Imagem do centro de torneamento ROMI G280 e b) curva de torque do centro de torneamento G280.....	98
Figura 5.25 – Características do suporte PDJCL 2525M11 da Walter.....	99
Figura 5.26 – a) Imagem do dinamômetro Kistler; b) imagem do conjunto suporte + ferramenta montados no porta-ferramenta do dinamômetro Kistler.....	100
Figura 5.27 - Cadeia de instrumentação para a aquisição dos dados de força.....	100
Figura 5.28 – Ilustração dos pontos de medição da rugosidade após torneamento.....	101
Figura 5.29 – Desenho de rolo de metal duro com típico perfil externo.....	103

Figura 6.1 - Força total de usinagem no torneamento a seco de cilindros de metal duro sinterizado com 15 % massa de cobalto usando PCD 1500.....	105
Figura 6.2 - Força total de usinagem no torneamento a seco de cilindros de metal duro sinterizado com 15 % massa de cobalto usando PCD 1600.....	106
Figura 6.3 - Força total de usinagem no torneamento a seco de cilindros de metal duro sinterizado com 15 % massa de cobalto usando PCD 1800.....	106
Figura 6.4 - Força total de usinagem no torneamento a seco de cilindros de metal duro sinterizado com 15 % massa de cobalto usando PCD 1500.....	107
Figura 6.5 - Força total de usinagem no torneamento a seco de cilindros de metal duro sinterizado com 15 % massa de cobalto usando PCD 1600.....	107
Figura 6.6 - Força total de usinagem no torneamento a seco de cilindros de metal duro sinterizado com 15 % massa de cobalto usando PCD 1800.....	108
Figura 6.7 - Diagrama esquemático das dimensões (em mm) da ponta do inserto DCMW11T302.....	108
Figura 6.8 - Força total de usinagem no torneamento a seco de cilindros de metal duro sinterizado com 15 % massa de cobalto usando PCD 1500.....	109
Figura 6.9 - Força total de usinagem no torneamento a seco de cilindros de metal duro sinterizado com 15 % massa de cobalto usando PCD 1600.....	109
Figura 6.10 - Força total de usinagem no torneamento a seco de cilindros de metal duro sinterizado com 15 % massa de cobalto usando PCD 1800.....	110
Figura 6.11 - Força total de usinagem no torneamento a seco de cilindros de metal duro sinterizado com 15 % massa de cobalto usando PCD 1500.....	110
Figura 6.12 - Força total de usinagem no torneamento a seco de cilindros de metal duro sinterizado com 15 % massa de cobalto usando PCD 1600.....	111

Figura 6.13 - Força total de usinagem no torneamento a seco de cilindros de metal duro sinterizado com 15 % massa de cobalto usando PCD 1800.....	111
Figura 6.14 - Variação da Rugosidade (R_a) no ponto A em função dos tipos de PCD.....	112
Figura 6.15 – Qualidade superficial no ponto A em função dos tipos de PCD. O avanço manteve-se constante em $0,01 \text{ mm.rot}^{-1}$	113
Figura 6.16 - Variação da Rugosidade (R_z) no ponto A em função dos tipos de PCD.....	114
Figura 6.17 - Variação da Rugosidade (R_a) no ponto B em função de tipos de PCD.....	114
Figura 6.18 – Qualidade superficial no ponto B em função dos tipos de PCD. O avanço manteve-se constante em $0,01 \text{ mm.rot}^{-1}$	115
Figura 6.19 - Variação da Rugosidade (R_z) no ponto B em função de tipos de PCD.....	116
Figura 6.20 - Evolução da Rugosidade (R_a) nos pontos A e B para o PCD 1500 e PCD 1800....	116
Figura 6.21 - Evolução da Rugosidade (R_z) nos pontos A e B para PCD 1500 e PCD 1800.....	117
Figura 6.22 - Diâmetros dos corpos de prova após torneamento.....	118
Figura 6.23 – Desgaste da superfície de saída dos insertos de PCD após usinagem dos cilindros de metal duro com 15 % massa de cobalto. O avanço manteve-se constante em $0,01 \text{ mm.rot}^{-1}$	119
Figura 6.24 – Desgaste do flanco (VB_{\max}) dos insertos de PCD após usinagem dos cilindros de metal duro com 15 % massa de cobalto. O avanço manteve-se constante em $0,01 \text{ mm.rot}^{-1}$..	120
Figura 6.25 – Análise de MEV dos insertos de PCD após usinagem dos cilindros de metal duro com 15 % massa de cobalto.....	121
Figura 6.26 – Cavaco formado durante o processo de torneamento de cilindros de metal duro com 15 % massa de cobalto usando insertos de PCD. O avanço manteve-se constante em $0,01 \text{ mm.rot}^{-1}$	122

Figura 6.27 – Micrografias da evolução do desgaste máximo de flanco (VB_{max}) com o tempo..	124
Figura 6.28 – Evolução do desgaste máximo de flanco (VB_{max}) em função do tempo.....	125
Figura 6.29 – Micrografias da evolução do desgaste da superfície de saída com o tempo.....	125
Figura 6.30 – Relação desgaste máximo do flanco (VB_{max}) em função da rugosidade R_a	126
Figura 6.31 - Teste de distribuição normal para os resíduos resultantes da análise de regressão linear.....	127
Figura 6.32 – Relação desgaste máximo do flanco (VB_{max}) em função da rugosidade R_z	127
Figura 6.33 - Teste de distribuição normal para os resíduos resultantes da análise de regressão linear.....	128
Figura 6.34 – Evolução do fluxo de caixa para a usinagem do perfil por torneamento.....	129
Figura 6.35 – Evolução do fluxo de caixa para a usinagem do perfil por retificação.....	130

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Características e propriedades dos carbonetos de tungstênio.....	31
Tabela 2.2 - Propriedades físicas e químicas do cobalto.....	32
Tabela 2.3 - Solubilidade dos carbonetos nos metais ligantes.....	44
Tabela 3.1 - Problemas originados pela escolha inadequada da velocidade de corte.....	50
Tabela 4.1 - Comparação de propriedades para os diferentes tipos de diamante.....	66
Tabela 4.2 - Propriedades típicas para o diamante e outros materiais.....	67
Tabela 5.1 – Sumário da análise de ANOVA com nível de significância de 0,05 para a força coerciva após o processo de sinterização em 5 cilindros de metal duro.....	83
Tabela 5.2 - Parâmetros usados na medição da dureza HV30 dos cilindros de metal duro.....	84
Tabela 5.3 – Sumário da análise de ANOVA para a dureza (HV30) em 5 cilindros de metal duro com nível de significância de 0,05 antes de realizar as operações de torneamento.....	85
Tabela 5.4 - Parâmetros usados na medição das rugosidades.....	86
Tabela 5.5 – Sumário da análise de ANOVA para a rugosidade R_a em 5 cilindros de metal duro com nível de significância de 0,05 antes de realizar as operações de torneamento.....	87
Tabela 5.6 – Sumário da análise dimensional de cada inserto de PCD.....	88
Tabela 5.7 - Parâmetros usados na medição da dureza HV10 dos insertos de PCD.....	91

Tabela 5.8 – Sumário da análise de ANOVA para a dureza dos três tipos de diamante PCD com nível de significância de 0,05.....	92
Tabela 5.9 – Tenacidade à fratura para os três tipos de PCD.....	94
Tabela 5.10 – Sumário da análise de ANOVA para o K_{Ic} dos três tipos de diamante PCD com nível de significância de 0,05.....	96
Tabela 5.11 - Parâmetros usados na medição das rugosidades.....	101
Tabela 5.12 Parâmetros de corte e seus níveis para o ensaio exploratório ($f = 0,01 \text{ mm.rot}^{-1}$)....	102
Tabela 5.13 – Dados comparativos entre dois processos de usinagem.....	103
Tabela 6.1 – Resultados das respostas a serem testadas pelo método de ANOVA.....	123
Tabela 6.2 – Sumário da análise de ANOVA para os dois tipos de diamante PCD após 360 s de usinagem. As respostas testadas foram: R_a , R_z e VB_{max} com nível de significância de 0,05.....	124
Tabela 6.3 – Exemplificação dos fluxos de caixa.....	128
Tabela 6.4 – Resumo das projeções para 2011.....	129
Tabela 6.5 – Dados comparativos entre dois processos de usinagem.....	130

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
a.C.	antes de Cristo
ANOVA	análise de variâncias, do inglês: <i>Analysis of Variance</i>
BUE	aresta postiça ou adesão de cavaco na superfície de saída da ferramenta, do inglês: <i>Built-Up Edge</i>
CNC	comando numérico computadorizado
CSLL	contribuição social sobre lucro líquido
CVD	deposição química em fase de vapor, do inglês: <i>Chemical Vapour Deposition</i>
EDS	análise por dispersão de energia, do inglês: <i>Energy-Dispersive Spectroscopy</i>
HIP	pressão isostática a quente, do inglês: <i>Hot Isostatic Pressing</i>
HPHT	alta pressão e alta temperatura, do inglês: <i>High Pressure and High Temperature</i>
IR	imposto de renda
ISO	organização internacional para a standardização, do inglês: <i>International Organization for Standardization</i>
ITA	Instituto Tecnológico de Aeronáutica
LSS	limite solução sólida
MEV/SEM	microscopia eletrônica de varredura, do inglês: <i>Scanning Electron Microscope</i>
PTN	pressão e temperatura normais (pressão atmosférica e temperatura ambiente)
RSM	modelo de superfície de resposta, do inglês: <i>Response Surface Model</i>
SFL	sinterização em presença de fase líquida
TIR	taxa interna de retorno
TRS	resistência à ruptura transversal, do inglês: <i>Transverse Rupture Strength</i>
VPL	valor presente líquido

Al	alumínio
Al ₂ O ₃	óxido de alumínio (alumina)
C	carbono
c-BN	nitreto cúbico de boro, do inglês: <i>Cubic Boron Nitride</i>
Co	cobalto
CoSO ₄	sulfato de cobalto
CoAs ₂	minério de esmaltita
Co ₃ (AsO ₄) ₂ .8H ₂ O	minério de eritrina
CoAsS	minério de cobaltita
Cr ₃ C ₂	carboneto de cromo
Fe	ferro
HF	ácido fluorídrico
HNO ₃	ácido nítrico
Mo ₂ C	carboneto de molibdênio
NbC	carboneto de nióbio
Ni	níquel
PCD	diamante policristalino, do inglês: <i>Polycrystalline Diamond</i>
Si	silício
SiC	carboneto de silício
Si ₃ N ₄	nitreto de silício
Sn	estanho
TaC	carboneto de tântalo
TiC	carboneto de titânio
W	tungstênio, do Alemão: <i>Wolfram</i>
WC	carboneto de tungstênio, também denominado α-WC
W ₂ C	carboneto de tungstênio, também denominado sub-carboneto β-WC
γ - WC _{1-x}	carboneto de tungstênio, também denominado sub-carboneto γ -WC
Å	angstrom (1 Å = 10 ⁻¹⁰ m)
atm	atmosfera
a.u.	unidade arbitrária, do inglês: <i>arbitrary unit</i>

cm ³	centímetro cúbico
eV	elétron volt
g	grama
GHz	giga-hertz
GPa	gigapascal
h	horas
Hz	hertz
K	kelvin
kA	kiloampère
kbar	kilobar
keV	kilo-elétron volt
kg	kilograma
kJ	kilojoule
kPa	kilopascal
kW	kilowatt
m	metro
meV	mili-elétron volt
mm	milímetro
mm ²	milímetro quadrado
min	minuto
MPa	megapascal
N	newton
Pa	pascal
rpm	rotação por minuto
rot	rotação
s	segundo
W	watt
µm	micrometro (1 µm = 10 ⁻⁶ m)
A	área
A/D	analógico/digital
a _p	profundidade de corte

B_{12}	vitamina cianocobalamina
cfc	cúbica de faces centradas
C_0	investimento inicial
C_n	n entradas referentes ao fluxo de caixa
D	diâmetro da peça a usinar
DF	deformação plástica
d	diagonal média de uma indentação de dureza Vickers
d_{Co}	espessura do filme de Co que separa os grãos de WC
d_{WC}	tamanho de grão do WC
E	módulo de Young ou módulo elástico
F	teste de Fisher
F	força
F_c	força tangencial ou força principal
F_d	força passiva ou da profundidade de corte
F_f	força axial ou do avanço
f	avanço
f	fração volumétrica de partículas de WC
H	campo magnético
H_0	hipótese nula
Hc	campo coercivo ou força coerciva (coercividade)
hc	hexagonal compacta
HK	dureza Knoop
HRA	dureza Rockwell A
HV	dureza Vickers
l	comprimento da trinca
K°	ângulo de orientação, de posição ou de rendimento de um inserto de usinagem
K_{Ic}	fator de intensidade crítica de tensão (tenacidade à fratura)
KB	largura da cratera
KF	distância do início da cratera
KM	distância ao centro da cratera
KT	profundidade da cratera

M_s	magnetização de saturação
M_R	magnetização remanente
m	número de grupos
mol	grandeza para representar a quantidade de matéria
n	número de rotações por minuto
N	tamanho total da amostra
n_k	tamanho amostral do grupo k
N_L	número de partículas por unidade de comprimento intersectada por uma linha aleatória
N_S	número de partículas, por unidade de área, contidas em uma área aleatória
p	estatística utilizada para sintetizar o resultado de um teste de hipóteses
r	taxa anual de custo de capital
R_a	parâmetro de rugosidade R_a
R_z	parâmetro de rugosidade R_z
$S_{WC/Co}$	área total de interface WC/Co
T	trinca
T_{Eu}	temperatura do eutético
VB	desgaste do flanco
VB_B	desgaste de flanco médio
VB_C	desgaste de flanco na ponta do inserto
VB_{max}	desgaste de flanco máximo
VB_N	altura do entalhe de desgaste
V_c	velocidade de corte
V_f	velocidade de avanço
vol	volume
\bar{x}_k	média amostral do grupo k
Z_i	valores parciais de rugosidade
α	nível de significância escolhido para o teste de Fisher
α	estrutura cristalina cúbica de face centrada do cobalto

α°	ângulo de incidência ou de folga de um inserto de usinagem
β	solução sólida (Co, W, C) rica em cobalto
β°	ângulo do fio, do gume ou da cunha de um inserto de usinagem
ϵ	estrutura cristalina hexagonal compacta do cobalto
ϵ°	ângulo de ponta ou de perfil de um inserto de usinagem
η	fase eta: carboneto pobre em carbono do tipo M_6C onde M representa W e Co
σ	desvio padrão
λ	espessura de fase ligante entre dois grãos de WC
θ	ângulo de contato
Φ	fator de constrição
γ°	ângulo de saída de um inserto de usinagem
γ_{sv}	energia de interface sólido/vapor
γ_{sl}	energia de interface sólido/líquido
γ_{lv}	energia de interface líquido/vapor

RESUMO

O metal duro é um material compósito constituído, basicamente, por carboneto de tungstênio e cobalto. O seu uso na indústria como componente estrutural de máquinas e equipamentos tem aumentado nos últimos anos. O processo de acabamento de peças em metal duro demanda operações de retificação e erosão com uso de emulsões de corte ou líquidos dielétricos. Tanto a retificação como a erosão são processos de acabamento demorados e que exigem máquinas específicas para cada operação. Por outro lado, o uso de emulsões de corte ou líquidos dielétricos constitui um gasto adicional com aumento, também, do custo de controle de estoque e descarte. A busca por processos de acabamento de componentes de metal duro sinterizado a seco tem-se mostrado um importante desafio às organizações. A consolidação desta tecnologia permitirá processos mais flexíveis e ambientalmente sustentáveis. Devido à sua elevada dureza e natureza abrasiva, a usinagem de componentes de metal duro sinterizado constitui uma severa operação abrindo um novo campo de aplicação para as ferramentas de materiais super duros. Ferramentas de corte produzidas com materiais super duros, como diamante policristalino (PCD), aparecem como uma alternativa para este tipo de usinagem. Neste trabalho, as forças de usinagem desenvolvidas durante o torneamento a seco de corpos de prova com 15 % massa de cobalto, foram acompanhadas com dinamômetro. As análises de rugosidade e de microscopia óptica permitiram estudar a evolução das superfícies usinadas. Por outro lado, a análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV) permitiu caracterizar os diferentes PCD e estudar os mecanismos de desgaste predominantes no processo de torneamento a seco. O uso de PCD no acabamento de uma peça tipicamente obtida por retificação permitiu diminuir em 40 % o tempo de usinagem. Ganhos com a eliminação de emulsão e custos associados precisam ser apurados bem como os ganhos de versatilidade no planejamento da produção.

Palavras-chave: PCD, metal duro, rugosidade, ANOVA

Influence of cutting conditions on sintered cemented carbide turning

ABSTRACT

Cemented carbide is a composite material with, basically, tungsten carbide and cobalt. Nowadays this material is coming more common as a structural material on machines and equipments. Finished parts made by cemented carbide demands grinding and electro discharge machining process involving coolant and dielectric fluids. Both processes are complex, need specific manufacturing machines and they are time consumption. From environmental point of view, the coolant and dielectric fluids are not desired because they constitute a pollutant source. Moreover, they are not a cost effective target. Around the world, the organizations are involved to found a cost effective cemented carbide dry machining. This technology will allow more flexible manufacturing as well as ecological responsible process. In consequence of his hardness and abrasive wear, cemented carbide machining presents a hard task opening a wide range for super hard cutting insert applications. Polycrystalline diamond (PCD) cutting tools appear as an alternative for machining of sintered cemented carbide. In this work, cutting forces developed during 15 % weight cobalt dry turning cemented carbide grade were accompanied by a dynamometer. Roughness and optical microscopy analysis were used to study machined surface evolution. In other hand, scanning electron microscopy (SEM) analysis allowed PCD characterization and wear dominant mechanisms studies during dry turning. Some tests on typical finished cemented carbide part using dry turning with PCD insert allowed a 40 % consumption time reducing compared with grinding process. More studies on money saves with coolant fluid elimination and flexibility developments on manufacturing process must be carried out.

Keywords: PCD, cemented carbide, roughness, ANOVA.

1. Introdução

O metal duro é um material compósito com propriedades mecânicas que permitem a sua preferência comercial como rolos guias, punções de prensagem, insertos de usinagem, peças para mineração, componentes para a indústria de óleo & gás, entre outras (CERATIZIT, 2010; DURIT, 2010; SANDVIK, 2010). Devido à sua elevada dureza e natureza abrasiva, a usinagem de componentes de metal duro sinterizado apresenta-se como uma severa operação recorrendo-se, normalmente, a processos de retificação ou de erosão. Estes processos exigem o uso de equipamentos dedicados com alto valor de aquisição, menor flexibilidade, mais demorados e com maior consumo de energia. Some-se a estas características o fato de ambos os processos fazerem uso intensivo de emulsões de corte e líquidos dielétricos, respectivamente (BROOKES, 1996; INTERNATIONAL, 1995).

As demandas no novo século por eficiência e responsabilidade ambiental têm sido requisitos nas pesquisas da usinagem moderna no sentido da diminuição ou eliminação do uso de óleos de corte. Ferramentas de usinagem produzidas com materiais super duros, como diamante policristalino (PCD) e nitreto cúbico de boro (c-BN), aparecem como uma alternativa para o torneamento de componentes de metal duro sinterizado. O uso de insertos em PCD ou c-BN para este tipo de aplicação é pouco referida na literatura (ALMEIDA et al., 2006a; ALMEIDA et al., 2006b). Contudo, alguns fabricantes de pastilhas indicam o seu uso para diferentes tipos de metal duro (DIAMOND, 2009). A seleção de PCD ou c-BN está associada com o teor da fase ligante, normalmente cobalto, da peça a ser trabalhada (COLLIER; CHEYNET, 2002). Para teores de cobalto abaixo de 18 % massa, o uso de PCD revela ser uma alternativa ao c-BN em virtude da sua maior resistência ao desgaste por abrasão. Por outro lado, para teores acima de 18 % massa, verifica-se um aumento da solubilidade do carbono na ferramenta de PCD diminuindo, assim, as suas propriedades de resistência ao desgaste (BELMONTE et al., 2004).

Os PCD são formados por pó de diamante sinterizado na presença de um metal/catalisador, normalmente cobalto, que cria condições para uma ligação forte entre as partículas de diamante. A seleção do PCD mais adequado à finalidade desejada pode ser em função da composição e granulometria dos seus elementos constituintes. Contudo, a existência do catalisador metálico introduz a presença de fases secundárias que possuem propriedades significativamente distintas da fase diamante (BAI et al., 2004; BROOKES, 1996; INTERNATIONAL, 1995).

Insertos brazados usando diamante obtido por CVD (*chemical vapour deposition* – deposição química a partir da fase vapor) são outra possibilidade de ferramentas para o torneamento de peças em metal duro sinterizado. O diamante obtido por CVD apresenta maior dureza do que o c-BN e melhor estabilidade química e térmica comparativamente às ferramentas de PCD (BELMONTE et al., 2003; DJEMIA et al., 2007). O diamante CVD apresenta, também, menor coeficiente de atrito, maior resistência ao desgaste por abrasão e maior condutividade térmica. Por outro lado, o diamante CVD apresenta menor tenacidade à fratura ($K_{Ic} = 5.5 \text{ MPa.m}^{1/2}$) quando comparado com o diamante PCD ($K_{Ic} = 12 \text{ MPa.m}^{1/2}$) (OOSTHUIZEN, 2009). Esta diferença é uma importante limitação na aplicação de diamante CVD como inserto de usinagem de componentes de metal duro sinterizado.

O forte crescimento da indústria siderúrgica no Brasil tem obrigado as empresas a encontrarem soluções técnicas para os seus processos (FONSECA; ALECRIM; SILVA, 2010). Um dos produtos mais buscados pelas siderurgias são os rolos guias usados em vários processos da transformação do aço. Em função das características de utilização, este tipo de rolos são produzidos com uma composição contendo 15 % massa de cobalto e carboneto de tungstênio com 2,5 μm de tamanho de grão.

Este trabalho visa estudar a influência dos parâmetros de corte no torneamento a seco de cilindros de metal duro com 15 % massa de cobalto e carboneto de tungstênio com 2,5 μm de tamanho de grão. Especificamente, pretende-se avaliar a viabilidade técnico/econômica do torneamento a seco de cilindros de metal duro obedecendo aos requisitos dimensionais e de rugosidade das peças a serem usinadas com o desenvolvimento de baixas forças de usinagem. Para cumprir estes objetivos, amostras de metal duro foram preparadas seguindo um fluxograma típico de metalurgia de pós. Para as ferramentas de corte usaram-se insertos DCMW11T302 com uma aresta em PCD. Três diferentes tipos de PCD foram usados na investigação. A possibilidade de obtenção de maiores valores de tenacidade à fratura foi a razão que motivou a escolha do diamante PCD em detrimento do diamante CVD (ACHILES; BRONDSTED, 2008; BAUER; INSPECKTOR; OLES, 2003; BROOKES, 1996; INTERNATIONAL, 1995; OOSTHUIZEN, 2009). O tratamento dos dados experimentais foi baseado no método da análise das médias e das variâncias – ANOVA (*Analysis of Variance*).

Para uma melhor contextualização e compreensão do problema de interesse, nos Capítulos 2, 3 e 4 serão apresentados alguns conceitos gerais sobre o metal duro, diamante e

suas propriedades bem como seu uso como ferramenta de corte. Os mecanismos de desgaste também serão alvo de discussão.

No Capítulo 5 é feita uma descrição do método experimental bem como das técnicas usadas para obtenção dos corpos de prova e diferentes caracterizações. O Capítulo 6 é reservado à apresentação e discussão dos resultados obtidos. O Capítulo 7 destina-se a mostrar as conclusões enquanto que o Capítulo 8 apresenta as perspectivas para a continuidade de trabalhos vinculados a esta linha de pesquisa.

2. Metal Duro

2.1. Tungstênio

O tungstênio foi descoberto no século XVII pelos mineiros das montanhas Erz na região da Saxônia, Alemanha. O novo elemento descoberto, quando presente na cassiterita, impedia a redução da mesma a estanho (Sn) metálico. Afirmavam eles que esse elemento, na altura desconhecido, devorava o estanho “como um lobo devora uma ovelha”. Por esta razão, o novo elemento foi apelidado de volfrâmio que provém da expressão alemã “*wolfrahm*”, cujo significado é “saliva de lobo”. Em 1755, o químico e geólogo sueco, Axel Fredrik Cronstedt, chamou-o de tung sten (“pedra pesada” em sueco). O tungstênio é um elemento químico com símbolo W e número atômico 74. De todos os metais, é o que apresenta maior ponto de fusão (3695 K) e a maior resistência à tração. A densidade do tungstênio é de $19,25 \text{ g.cm}^{-3}$, sendo o mais denso dos metais (CALLISTER, 2001; TUNGSTEN, 2010).

Há mais de 20 tipos de tungstênio encontrados em diversos minérios, incluindo wolframita e scheelita (TUNGSTÊNIO, 2009). As reservas mundiais de tungstênio estão estimadas em 7 milhões de toneladas. Muitas das minas não são economicamente viáveis nos dias de hoje. Considerando a taxa de consumo atual, as reservas de tungstênio durarão por aproximadamente 100 anos. Conforme relatórios da British Geological Survey existem grandes depósitos de minerais com tungstênio na China (57 % das reservas mundiais), Canadá (12 % das reservas mundiais), além de Rússia, Áustria e Portugal. Estima-se que 30 % das reservas são do minério wolframita e 70 % são de scheelita. Em 2009 a China extraiu 81 % do total de tungstênio extraído no mundo sendo seguida pelo Canadá e Rússia com 4 %, respectivamente. Do total de tungstênio extraído em 2009, 66 % destinou-se à produção de metal duro (KEY, 2010).

Os maiores consumidores de tungstênio são a Europa, Estados Unidos, Japão e China. De 1998 até 2007 a taxa média anual de crescimento para o consumo de tungstênio foi de 5,37 %. Nesse mesmo período, o consumo médio de tungstênio na China cresceu 31,55 % ao ano (RESEARCH, 2010). Nos últimos anos, os preços de produtos contendo tungstênio apresentaram menor flutuação quando comparados com os produtos de metais não-ferrosos.

2.2. Carboneto Tungstênio, WC

O carbono combina-se com vários elementos. Todavia, o termo carboneto só é aplicado quando o carbono se combina com outro elemento de eletro negatividade igual ou inferior, como é o caso do tungstênio. A consulta da tabela periódica mostra que o carbono possui eletro negatividade de 2,5 enquanto que o tungstênio possui eletro negatividade de 1,7 (CALLISTER, 2001). O carboneto de tungstênio, WC, foi descoberto por Henri Moissan em 1893 durante as suas pesquisas de processamento de diamante sintético (SCHNEIDER, 1989). O material obtido apresentava uma dureza comparável à do diamante sintético. Contudo, o material era tão frágil que limitava o seu campo de utilização. Trabalhos subseqüentes focaram no melhoramento da tenacidade deste material. O WC pode ser facilmente preparado por aquecimento de uma mistura de pó fino de tungstênio ou óxido de tungstênio com carbono a uma temperatura abaixo de 1673 K em atmosfera não oxidante (COLIN, 1952). No entanto, é prática usual temperaturas de 1773-1873 K para completar a reação num período industrialmente aceitável. Designa-se por carboneto de tungstênio, WC, o composto estequiométrico cuja estrutura é constituída por duas redes hexagonais simples de tungstênio e carbono interpenetradas. O WC possui, então, uma estrutura cristalográfica hexagonal com dois tipos de átomos (W e C) por célula unitária como ilustrado na Figura 2.1. Uma vez que o raio atômico do carbono é muito inferior ao do tungstênio, o carboneto de tungstênio é constituído por uma rede de W com átomos de C a ocupar os seus interstícios. Por esta razão, o carboneto de tungstênio é designado como um carboneto do tipo intersticial.

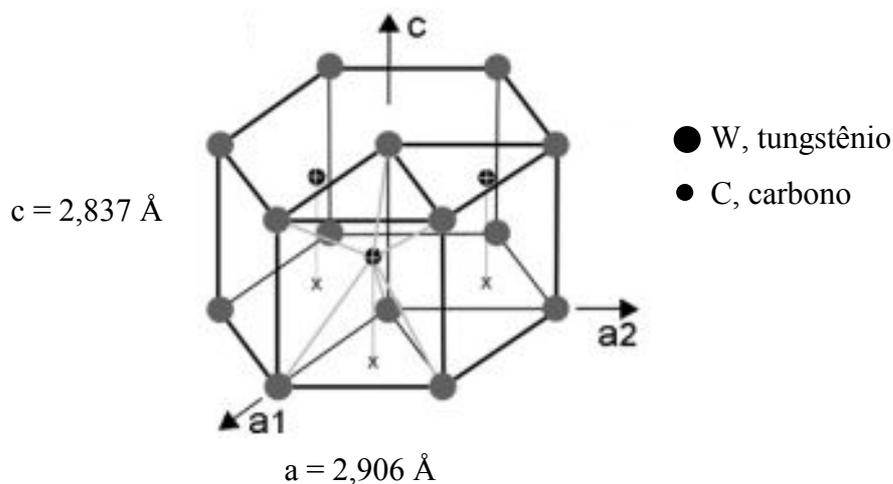


Figura 2.1 - Estrutura cristalina do WC (LAY et al., 2008).

Os átomos de W ficam situados nos planos (000) e os átomos de C ficam nos planos (2/3, 1/3, 1/2). Os parâmetros de rede são $a = 2,906 \text{ \AA}$ e $c = 2,837 \text{ \AA}$ com $c/a = 0,976$ (COLIN, 1952; DELANOE, LAY, 2009; LAY et al., 2008). O tungstênio forma, também, com o carbono outros dois compostos estequiométricos: o W_2C formado por uma sub-rede metálica hexagonal compacta de W com o C a preencher, em parte, os seus interstícios octaédricos; e o $\gamma\text{-WC}_{1-x}$, apenas estável a temperaturas elevadas, constituído por uma sub-rede cúbica de faces centradas com os seus interstícios parcialmente ocupados por átomos de carbono. A Tabela 2.1 mostra, de forma resumida, as características dos carbonetos de tungstênio.

Tabela 2.1 – Características e propriedades dos carbonetos de tungstênio (PIERSON, 1996).

Fases	WC (também denominado $\alpha\text{-WC}$)
	W_2C (sub-carboneto $\beta\text{-WC}$)
	$\gamma\text{-WC}_{1-x}$ (instável, forma-se apenas acima de 2803 K)
Estrutura cristalina e parâmetros de rede (\AA)	WC: hexagonal, $a = 2,906$, $c = 2,837$ W_2C : hexagonal, $a = 3,001$, $c = 4,736$
Peso molecular	WC: $195,86 \text{ g.mol}^{-1}$ W_2C : $379,71 \text{ g.mol}^{-1}$
Cor	Cinzento
Densidade (raios X)	WC: $15,8 \text{ g.cm}^{-3}$ W_2C : $17,2 \text{ g.cm}^{-3}$
Ponto de fusão	WC: 3048 K W_2C : 3003 K O WC possui um vasto domínio de estabilidade. O W_2C começa a decompor-se a 1573 K ($W + WC$ hexagonal).
Resistência à oxidação	A oxidação em ar começa aos 773-873 K.
Resistência química	Resistente a ácidos e à maioria das bases. É atacado por misturas de HF e HNO_3 . Atacado, também, pelo cloro acima de 673 K e pelo flúor à temperatura ambiente. Estável em hidrogênio seco até ao ponto de fusão.

2.3. Cobalto

O cobalto é um elemento essencial na composição do metal duro (BROOKES, 1996). Embora detectado em jóias e peças de cerâmica egípcias, persas e chinesas que remontam ao terceiro milênio a.C., só na década de 1730 foi isolado pelo sueco Georg Brandt. O cobalto é um elemento químico metálico, de símbolo Co, de coloração branco-prateada com matizes azuladas. São conhecidas duas formas alotrópicas: uma com estrutura cristalina hexagonal compacta (ϵ), estável até temperaturas próximas a 673 K, e a outra, cúbica de faces centradas (α), estável a temperaturas superiores. A temperatura de transformação depende da pureza do metal e da taxa de variação de temperatura (UPADHYAYA, 2001).

O cobalto não é encontrado em estado nativo, mas em diversos minerais. Por esta razão, normalmente é extraído junto com outros produtos, especialmente como subproduto do níquel e do cobre. Constitui apenas 0,001 % da crosta terrestre, onde se apresenta em pequenas quantidades em minerais como a cobaltita (CoAsS), eritrina ($\text{Co}_3(\text{AsO}_4)_2 \cdot 8\text{H}_2\text{O}$) ou esmaltita (CoAs_2). Está presente, também, no solo e na água do mar, e faz parte de moléculas importantes para o metabolismo animal, como a vitamina B_{12} (cianocobalamina). Os maiores produtores de cobalto são o Congo, Canadá e Zâmbia (KEY, 2010). No Brasil, existem concentrações de óxidos de cobalto em Niquelândia - Goiânia. A Tabela 2.2 apresenta as principais características do cobalto metálico.

Tabela 2.2 - Propriedades físicas e químicas do cobalto (COBALTO, 2010).

Número atômico	27
Peso atômico	58,9332
Ponto de fusão	1768 K
Ponto de ebulição	3181 K
Densidade (293 K)	8,9 $\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$
Estados de oxidação	+2, +3

Devido à sua elevada permeabilidade magnética, mesmo a altas temperaturas (até 1394 K), o cobalto é usado na produção de ligas magnéticas. Esta utilização consome cerca de um quarto da produção mundial. O restante é destinado à fabricação de peças de precisão, de ligas especiais para odontologia e como matéria-prima na indústria cerâmica. Um dos principais sais de cobalto é o sulfato (CoSO_4), empregado em processos de galvanoplastia, na preparação de agentes secantes e na fertilização de pastagens. O metal duro consome 12 % da produção mundial de cobalto (KEY, 2010).

2.4. Metal Duro – liga de WC com Co

Em 1923, Scheroeter inventou uma liga de carboneto de tungstênio, combinando WC e cobalto através de sinterização líquida. Em 1926, pela primeira vez, foi solicitado um pedido de patente pela empresa Krupp. O carboneto de tungstênio é o principal composto e o de maior participação em volume nos metais duros. Estes materiais são resistentes ao desgaste permitindo seu uso em indústrias metal-mecânica, de mineração, petróleo e de construção. Em

1930, W. D. Coolidge desenvolveu a fabricação de arame de tungstênio com maleabilidade pelo processo da metalurgia do pó. Com isso, criou-se a oportunidade de um rápido progresso para aplicações como em bulbos de lâmpadas, filamentos de tubos a vácuo e em eletrodos.

Os metais duros são constituídos por carbonetos metálicos (metais de transição dos quais se destaca o tungstênio) que lhes confere a dureza e a resistência ao desgaste e um metal ligante - cobalto, níquel, ferro – responsável pela tenacidade e ductilidade (BROOKES, 1996; DENSLEY, HIRTH, 1998). A microestrutura típica destes produtos consiste numa matriz de metal ligante com o carboneto refractário embebido. Desta forma, este tipo de material apresenta, simultaneamente, as propriedades físicas dos cerâmicos com as propriedades eletrônicas dos metais. Por outras palavras, apresentam elevada dureza e resistência à compressão bem como elevada condutividade térmica e elétrica (UPADHYAYA, 2001). O processamento via metalurgia do pó é análogo ao processamento de cerâmicos. A mistura de pós com a composição adequada é homogeneizada em moinhos por via úmida (TORRES, SCHAEFFER, 2010; SOARES et al., 2010). A suspensão resultante é seca e os compactados obtidos em prensas unidirecionais ou isostáticas. A sinterização é usualmente desenvolvida em vácuo. Nos últimos anos uma nova versão de sinterização surgiu contemplando a pressão isostática a quente após uma sinterização em vácuo – SINTER/HIP (HIP – *Hot Isostatic Pressing*: Pressão Isostática a Quente).

2.4.1. Sistema WC-Co

Classes simples são constituídas por grãos de WC em uma matriz de Co com percentuais mássicos compreendidos entre 3 % e 30 %. O tamanho dos grãos de WC variam da escala sub-micrométrica até 8 μm (COLIN, 1952; DENSLEY, HIRTH, 1998; EXNER, 1983; LAY et al., 2008; UPADHYAYA, 2001). De acordo com Lee (1995) e Kim (2004) os grãos de WC são facetados com o plano basal (0001) e orientados segundo $\{10\bar{1}0\}$. Uma forma estável dos grãos de WC é a forma prismática triangular/facetada embora esta não seja, energeticamente, a forma mais estável. Os grãos de WC são angulares/facetados consequência da anisotropia entre as energias de superfície dos planos (010) e (100) (SHON et al., 2009). A Figura 2.2 é um exemplo de uma classe de metal duro com grãos de WC 2,5 μm na presença de 15 % massa de cobalto. Esta composição apresenta especial interesse uma vez que é largamente usada em rolos e roletes para a indústria siderúrgica.

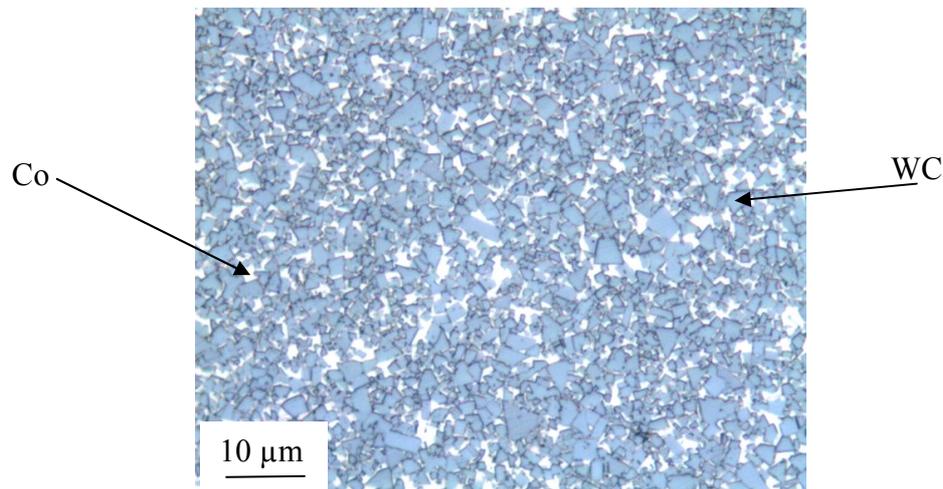


Figura 2.2 - Microestrutura típica obtida por microscopia óptica de um compósito WC-Co (Durit Brasil Ltda).

2.4.2. Classes Ligadas

Graus comerciais possuem WC como componente principal e um metal ligante, usualmente Co, em diferentes proporções (BROOKES, 1996). A grande maioria dos produtos de metal duro pode ser descrita por um diagrama de fases ternário idêntico ao da Figura 2.3.

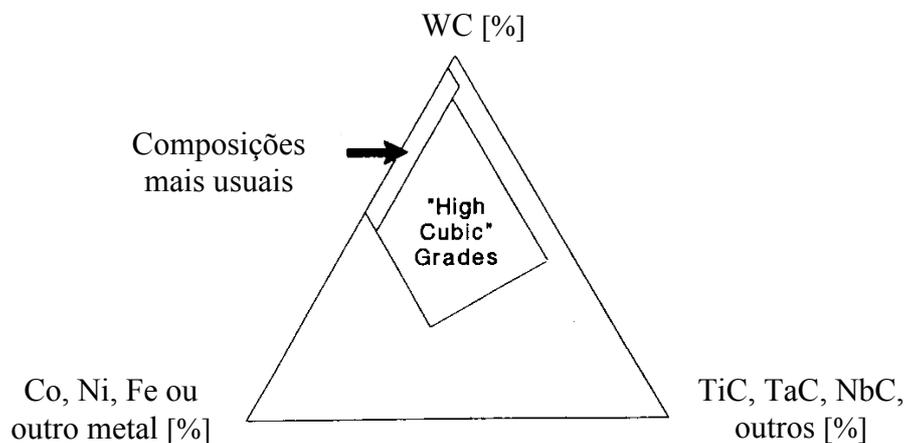


Figura 2.3 – Diagrama esquemático da composição dos carbonetos cementados (NORTH; PFOUTS; GREENFIELD, 1991).

Os graus usados na usinagem de aço e alguns ferros fundidos contêm uma substancial quantidade de TiC, TaC e/ou NbC. Composições típicas apresentam 3 - 12 % massa Co, 2 - 8 % massa TiC, 2 - 8 % massa TaC e 1 - 5 % massa NbC. Estes compostos

dissolvem significativos níveis de WC estabilizando uma solução sólida cúbica de faces centradas (daí o termo *high cubic grades*) e adquirem, portanto, outro tipo de propriedades. A existência de TiC/TaC/NbC permite aumentar a resistência à deformação a altas temperaturas e reduzir a reatividade química com o ferro durante a usinagem. A Figura 2.4 é um exemplo de uma classe ligada, também designada por classe tipo P, constituída por 15 % massa de cobalto e 2,5 μm de tamanho de grão de WC. Para este tipo de classe, os grãos assumem uma geometria anelar correspondendo à solução sólida composta pelos diferentes carbonetos - carbonetos mistos.

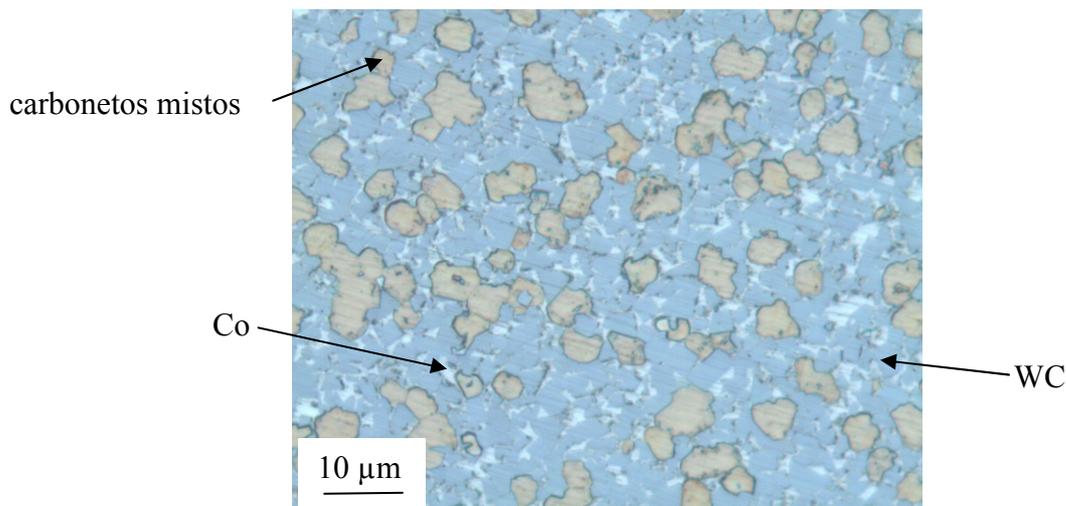


Figura 2.4 - Microestrutura típica obtida por microscopia óptica de um composto WC/TiC/TaC-Co (Durit Brasil Ltda).

2.5. Propriedades Mecânicas

As propriedades físicas dos compostos de metal duro dependem de aspectos microestruturais como tamanho, forma e orientação dos grãos bem como da quantidade de fase ligante. Como resultado, os valores de dureza podem variar entre 8 a 20 GPa (dureza Vickers, HV) enquanto que a tenacidade à fratura (fator de intensidade crítica de tensão, K_{Ic}) pode atingir valores no intervalo de 11 a 15 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. É também conhecido que a resistência ao desgaste destes materiais é cinco a dez vezes superior à dos aços ferramenta (ASHBY, 1999). O desgaste do metal duro aumenta com o teor de Co e com o tamanho de grão dos grãos de WC (SAITO, IWABUCHI, SHIMIZU, 2006). Todavia, o melhoramento das características tribológicas das classes de metal duro tem sido conseguido com uso de grãos de WC cada vez mais finos (LOPES, 2007; SOARES et al., 2010).

A dureza de um material traduz a sua maior ou menor aptidão em sofrer deformação superficial permanente. Pode ser definida como a resistência que um material oferece à penetração de um indentedor de geometria normalizada para um determinado modo de aplicação de carga (SMITH, 1998). Para a análise da dureza sobre metal duro existem dois métodos standard: HV30 (Vickers, 30 kg, ISO 3878, preferida na Europa), e HRA (Rockwell A, 60 kg, ISO 3738/2, preferida no Japão e na América do Norte).

O ensaio de dureza Vickers consiste na aplicação de um penetrador de diamante submetido a uma carga, F , perpendicular à superfície do material a ensaiar. A extremidade do penetrador tem a forma de uma pirâmide reta de base quadrangular com um ângulo entre faces opostas de 136° (ISO 3878, 1983; SMITH, 1998) – Figura 2.5.

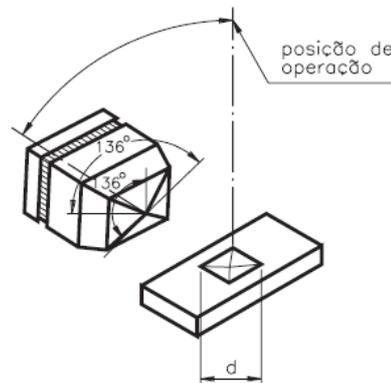


Figura 2.5 – Representação esquemática de um ensaio de dureza Vickers.

A impressão por ação da carga forma a indentação. Após ser retirada a carga, a medida das diagonais da indentação permite o cálculo da área da superfície de impressão, considerada como uma pirâmide reta de base quadrangular de diagonal d , e com um ângulo entre faces laterais opostas igual ao do penetrador. O valor elevado do ângulo faz com que o mecanismo de deformação seja essencialmente de compressão em detrimento do de corte. A partir do ponto de aplicação da carga forma-se uma zona plástica, seguida de uma fronteira elastoplástica e uma última zona de recuperação totalmente elástica na descarga.

O valor de dureza Vickers (HV) é o quociente da força aplicada (F) pela área de impressão (A) deixada no corpo ensaiado. Essa relação, expressa em linguagem matemática, é apresentada na Equação 2.1.

$$HV = \frac{F}{A} \quad (2.1)$$

A máquina que faz o ensaio Vickers não fornece o valor da área de impressão da pirâmide. A medição das diagonais formadas pelos vértices opostos da base da pirâmide é feita por microscopia óptica. Para boa precisão na medida das diagonais de impressão, os ensaios de dureza devem ser feitos sobre superfícies perfeitamente planas, bem polidas, isentas de impurezas e de filmes superficiais. Conhecendo as medidas das diagonais é possível calcular a área da pirâmide de base quadrada (A), utilizando a Equação 2.2.

$$A = \frac{d^2}{2 \operatorname{sen}\left(\frac{136^\circ}{2}\right)} \quad (2.2)$$

Substituindo o valor de A da Equação 2.1 pela Equação 2.2 obtém-se a expressão da dureza Vickers em função das diagonais da pirâmide – Equação 2.3.

$$HV = \frac{F}{\frac{d^2}{2 \operatorname{sen}68^\circ}} = 1.854 \frac{F}{d^2} \quad (2.3)$$

Na Equação 2.3, a força F deve ser expressa em Newton (N) e o d corresponde à diagonal média expressa em metros (m). Com isto HV é expressa em Pa.

O trabalho de Fang (2005) mostra que a dureza diminui linearmente com o aumento do teor de Co (mantendo constante o tamanho de grão do WC) e diminui com o aumento do tamanho de grão de WC (mantendo constante o teor de Co). A resistência ao desgaste do metal duro aumenta linearmente com a dureza. Esta variação é coerente com a propriedade tribológica onde desgaste é inversamente proporcional à dureza (BONNY et al., 2009). De acordo com O'quigley et al. (1997), o principal mecanismo de desgaste de componentes de metal duro com durezas até 1000 HV é a deformação plástica a qual é afetada unicamente pela dureza da fase ligante. Para classes com durezas acima de 1000 HV o surgimento de micro fraturas é o mecanismo predominante. O trabalho de Bonny et al. (2009) concluiu que o desgaste de componentes de metal duro é regido pela eliminação da fase ligante seguida da fratura dos contornos intergranulares e fragmentação dos grãos de WC. A discussão de desgaste em componentes de metal duro envolve, também, a avaliação do tamanho médio

entre grãos de WC. O tamanho médio entre grãos de WC é a espessura de fase ligante entre dois grãos de WC. O tamanho médio entre grãos de WC é dado pela Equação 2.4 (FULLMAN, 1953):

$$\lambda = \frac{1-f}{N_L} \quad (2.4)$$

$$f = \frac{8}{3\pi} \times \frac{N_L^2}{N_S} \quad (2.5)$$

onde λ é a espessura de fase ligante entre dois grãos de WC; f é a fração volumétrica de partículas de WC; N_L o número de partículas de WC por unidade de comprimento intersectada por uma linha aleatória e N_S é o número de partículas, por unidade de área, contidas em uma área aleatória. Saito et al. (2006) mostraram que a dureza é inversamente proporcional ao tamanho médio entre grãos de WC limitada pela deformação plástica da fase ligante.

De acordo com Brookes (1996), uma das propriedades mecânicas mais usadas para avaliar a qualidade dos compósitos de metal duro é a resistência à ruptura transversal (TRS – *Transverse Rupture Strength*) uma vez que a mesma é sensível à porosidade. A TRS mede a tensão de tração à qual uma amostra falha em um ensaio de flexão de 3 pontos. Durante o ensaio, a amostra apresentará deformação plástica, formação de trinca e subsequente processo de propagação do defeito antes da fratura (FANG, 2005). Ainda hoje, engenheiros de aplicação de produto, confundem a TRS com K_{Ic} . Quando os compósitos de WC-Co possuem significativa porosidade a correlação entre a TRS e K_{Ic} é entendível, pois os poros são vistos como defeitos existentes. Com o surgimento das técnicas de sinterização HIP, os produtos de metal duro sinterizado apresentaram redução de porosidade a níveis que podem ser considerados negligenciáveis (SÁNCHEZ; ORDÓÑEZ; GONZÁLEZ, 2005). Mesmo com este novo panorama, a TRS continua a ser uma métrica de avaliação da qualidade do metal duro sinterizado, pois a mesma é função da variação do tamanho de grão de WC, balanço do carbono e teor de cobalto.

O trabalho de Fang (2005) mostrou que o K_{Ic} aumenta linearmente com o aumento do teor de Co (mantendo constante o tamanho de grão do WC). O mesmo trabalho mostra que o aumento do tamanho de grão de WC (mantendo constante o teor de Co) resulta, também, no aumento do K_{Ic} .

2.6. Propriedades Magnéticas

O cobalto é um material ferromagnético permitindo que a qualidade (% de cobalto, homogeneidade e dureza) do metal duro sinterizado possa ser avaliada de forma indireta por ensaios magnéticos. Esta é uma prática comum nas empresas produtoras de componentes de metal duro. A força coerciva, usada de forma intensiva como medição indireta do tamanho de grão das partículas de WC, é dada pelo campo magnético necessário para anular a saturação magnética de uma amostra previamente magnetizada (SUNDIN, HAGLUND, 2000). Esta propriedade é entendida pelo diagrama de histerese de um campo magnético como representado na Figura 2.6.

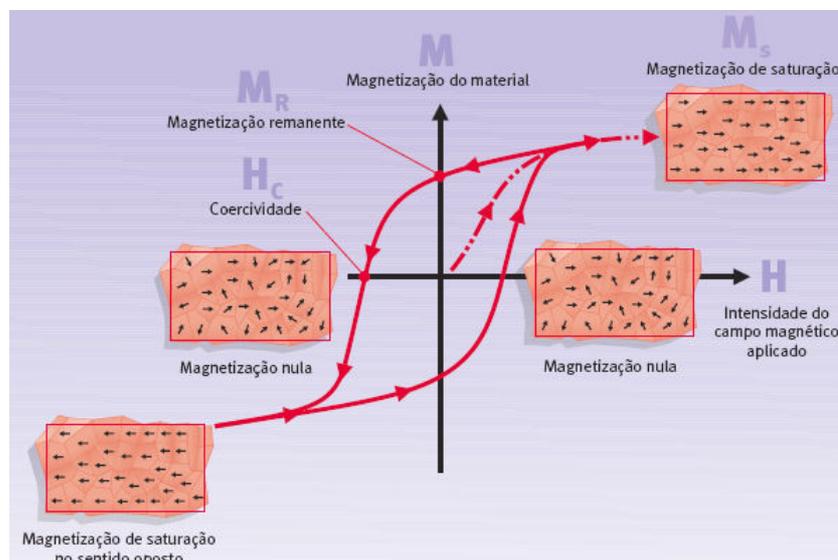


Figura 2.6 - O ciclo de histerese de um campo magnético (disponível em <http://www.alphamag.com.br/info.asp>. Janeiro 2010).

O campo, H , inicialmente é nulo e é aumentado gradativamente (linha tracejada) até o material não mudar mais sua magnetização com a aplicação de campo (magnetização de saturação, M_s). Depois, ele é reduzido até atingir o valor nulo novamente. Entretanto, após a aplicação do campo, geralmente o valor da magnetização não é o mesmo da magnetização inicial. A magnetização resultante é chamada magnetização remanente (M_R) ou simplesmente remanência. O sentido do campo é, então, invertido e aumentado mais uma vez. O campo reverso necessário para fazer com que a magnetização retorne ao valor nulo é conhecido como campo coercivo ou coercividade (H_c). O campo continua sendo aumentado até, novamente, o material alcançar o valor de saturação no sentido inverso. O campo é posteriormente reduzido e invertido novamente, até fechar o ciclo.

A relação entre a coercividade e o tamanho de grão das partículas de WC embebidas na matriz metálica de cobalto foi estudada por vários autores (BROOKES, 1996; SUNDIN, HAGLUND, 2000). A coercividade não é apenas dependente do tamanho das partículas de WC. Fatores como tipo e quantidade de aditivos dissolvidos na matriz de cobalto bem como quantidade de carbono existente na matriz influenciam, também, a força coerciva. Para se poder estabelecer uma relação qualitativa entre coercividade e tamanho de grão assume-se que o material é isento de defeitos como alterações dos parâmetros de rede e tensões residuais bem como de qualquer aditivo ou elemento dissolvido na matriz metálica. Perante o exposto, o aumento da energia livre é proporcional à área total de interface WC/Co – $S_{WC/Co}$. Esta simplificação permite sugerir a seguinte relação (SUNDIN, HAGLUND, 2000):

$$H_C M_S \propto S_{WC/Co} \quad (2.6)$$

onde H_C é a coercividade; M_S a magnetização de saturação e $S_{WC/Co}$ a área total de interface WC/Co. A área de interface WC/Co é inversamente proporcional à espessura do filme de Co que separa os grãos de WC, d_{Co} . Para frações constantes de cobalto, o tamanho de grão do WC é diretamente proporcional à distância do filme de Co entre os grãos de WC, $d_{WC} \propto d_{Co}$ (ROEBUCK, 1995). Então, é possível escrever:

$$H_C M_S \propto \frac{1}{d_{WC}} \quad (2.7)$$

onde H_C é a coercividade; M_S a magnetização de saturação e d_{WC} o tamanho de grão do WC. Para valores constantes de M_S , a coercividade é inversamente proporcional ao d_{WC} . Esta é a base para a maioria dos modelos encontrados na literatura relacionando propriedades magnéticas com tamanho de grão de WC. Materiais com diferentes teores de carbono ou com modificações nas quantidades de aditivos apresentarão diferentes valores de M_S . O trabalho de Konyashin et al. (2009), mostrou que a coercividade diminui com o aumento do teor de carbono e com o aumento do tempo de sinterização.

2.7. Mecanismos de Densificação no Sistema WC-Co

Durante a sinterização, o excesso de energia superficial atribuída à porosidade é diminuída pelo transporte de matéria que se torna cineticamente possível a altas temperaturas. A redução da energia e da área superficial pode ser conseguida de duas formas: (i)

sinterização no estado sólido e (ii) sinterização em presença de fase líquida (SFL) – Figura 2.7.

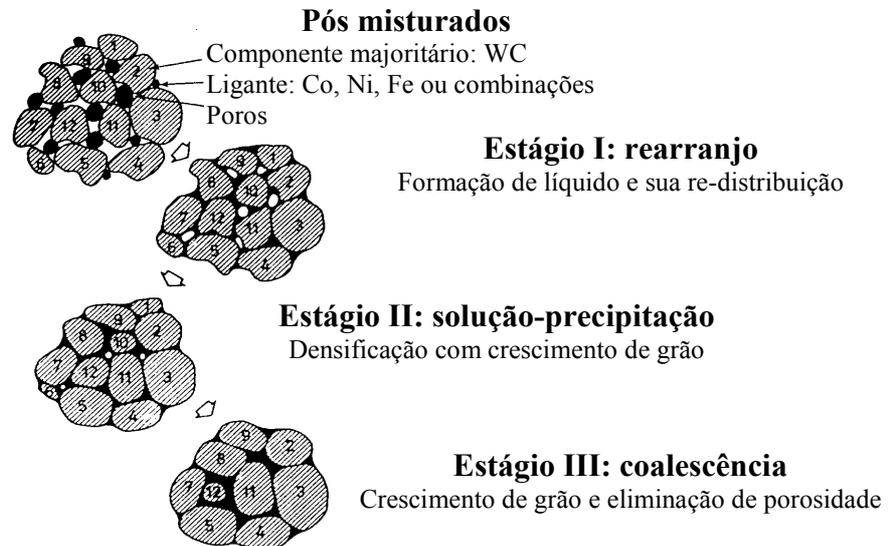


Figura 2.7 - Descrição esquemática do processo SFL (RAHAMAN, 1995).

A diferença básica entre os dois mecanismos é a existência ou não de alguma fase líquida. A sinterização de misturas de WC-Co é, usualmente, conduzida a temperaturas ligeiramente superiores à temperatura do Eutético ($T_{Eu} \sim 1593$ K dependendo do teor em cobalto) para que uma apreciável quantidade de líquido esteja presente. O líquido formado é o causador da rápida densificação por deformação viscosa e difusão na fase líquida (COLIN, 1952). Para uma completa densificação por sinterização em presença de fase líquida, três requisitos devem ser satisfeitos (COLIN, 1952; PARK, 1996; PETERSSON, 2004; The Encyclopedia, 1994; UPADHYAYA, 2001):

- Rearranjo – o líquido funciona como uma espécie de lubrificante reduzindo, assim, o atrito existente entre as partículas. Em pouco tempo obtem-se um elevado nível de densificação em consequência do escoamento viscoso do líquido;
- Reação – a porosidade remanescente do estágio anterior pode ser suprimida por solução-reprecipitação de partículas sólidas na região do “pescoço”. O material é dissolvido nas interfaces sólido/líquido, onde o potencial químico é maior, e reprecipita em outros locais de menor potencial químico. A solubilidade do sólido no líquido é inversamente relacionada com o tamanho da partícula. Assim, os gradientes de concentração resultantes causam fluxo de material das partículas finas

para as partículas maiores. Por este motivo, o 2º estágio é marcado pelo crescimento da microestrutura. A temperatura e o tempo de sinterização são os principais fatores de influência no crescimento de grão. A taxa de crescimento do grão é tanto maior quanto maior a temperatura (SUN; JIA; XIAN, 2007);

- Coalescência – lenta taxa de densificação onde o transporte se dá no estado sólido. O estágio final da SFL envolve continuado crescimento com lenta densificação devido à rigidez do compactado.

Antes da formação da fase líquida, a existência de gradientes químicos na mistura induzem a fluxos de matéria permitindo significativa sinterização no estado sólido. No entanto, uma vez o líquido formado, as ligações produzidas no estado sólido são dissolvidas. Com isto, o rearranjo dos grãos por deformação viscosa é facilitado. A presença de líquido constitui um rápido meio de difusão com densificação por acomodação dos cristais de WC. A difusão no líquido possibilita a alteração da forma dos grãos permitindo um otimizado empacotamento deixando livre o líquido para o preenchimento de alguma porosidade remanescente

Com o aumento do teor de líquido, uma larga percentagem de densificação tem lugar por rearranjo e solução-precipitação. Uma vez que partículas esféricas assumem empacotamento correspondente a 64 % da densidade teórica, qualquer composição com 36 % de líquido molhante deverá, espontaneamente, densificar momentaneamente com a formação do líquido. A grande maioria de sistemas comerciais usando SFL empregam de 1 % a 15 % volume de fase líquida para atender a um melhor controle dimensional e microestrutural. Nestas situações, a densificação requer reempacotamento dos grãos e acomodação de formas via difusão através do líquido.

A retração linear destes materiais varia entre 15 % e 20 %. A compactação dos pós normalmente origina compactados com variações de densidade antes de sinterizar que por sua vez originará uma retração heterogêna durante processo de sinterização (PETERSSON; ÅGREEN, 2005). A ocorrência de acomodação das formas dos grãos é normalmente favorecida quando a quantidade de líquido é relativamente reduzida - o líquido é insuficiente para um total preenchimento das lacunas entre os grãos. Desta forma permite-se o desenvolvimento de estruturas poliédricas com superfícies de contato planas possibilitando um eficiente empacotamento. O líquido rejeitado da região bem empacotada pode fluir para o interior dos poros diminuindo, assim, a energia interfacial. A formação de estruturas angulares

não respeita o princípio de minimização de energia do sistema. Comparando esta estrutura com uma constituída por esferas com o mesmo volume, a última é energeticamente mais favorável. Neste sentido, a diminuição da energia interfacial associada com a eliminação de poros deverá sobrepôr-se ao aumento na energia interfacial associada com o desenvolvimento de grãos poliédricos.

O líquido deve formar um filme em torno da fase sólida onde o molhamento é o primeiro requirement (RAHAMAN, 1995). A molhabilidade líquida tem um pequeno ângulo de contato, θ , definido pelas energias de equilíbrio superficiais derivado por Young em 1805 e Dupré em 1869 – Figura 2.8.

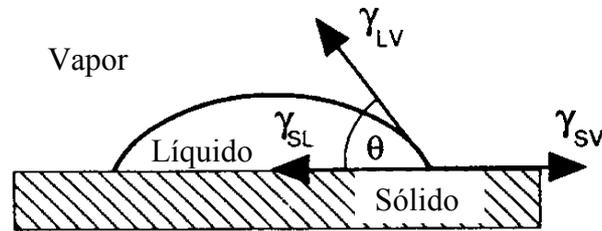


Figura 2.8 - Mecanismo de molhagem entre um líquido e um sólido (RAHAMAN, 1995).

O ângulo de contato é um parâmetro importante na sinterização em presença de fase líquida pois condiciona, à partida, o tipo de metal ligante a usar. O ligante a usar deverá possuir um baixo θ à temperatura de processamento para permitir uma boa molhabilidade do carboneto metálico. O cobalto (Co), ferro (Fe) e níquel (Ni) apresentam muito boa molhabilidade embora o Co sobressaia (WIRMARK; DUNLOP, 1983). O efeito do metal ligante é aumentar a taxa de difusão à temperatura de processamento. Este efeito é devido à solubilidade do carboneto no metal ligante produzindo um interfluxo de átomos de W e C na interface carboneto/ligante, aumentando, portanto, a mobilidade ao longo das interfaces. A Equação 2.8 mostra a relação entre as tensões de acordo com o diagrama esquemático da Figura 2.8.

$$\gamma_{sv} = \gamma_{sl} + \gamma_{lv} \cos \theta \quad (2.8)$$

onde γ_{sv} é a energia de interface sólido/vapor, γ_{sl} é a energia de interface sólido/líquido e γ_{lv} é a energia de interface líquido/vapor.

O cobalto é desejável comparativamente aos outros dois concorrentes pois é capaz de dissolver WC a altas temperaturas enquanto que a temperaturas mais baixas a solubilidade é bastante reduzida – Tabela 2.3.

Tabela 2.3 - Solubilidade dos carbonetos nos metais ligantes (COLIN, 1952).

METAIS LIGANTES						
Carboneto	Níquel		Cobalto		Ferro	
	LSS, %	Eutético, %	LSS, %	Eutético, %	LSS, %	Eutético, %
WC	25	----	<1	35	5	30
Mo₂C	12	30	6	30	2	30
TaC	20	40	6	35	----	----
TiC	quase insolúvel	----	2 fases entre 5-90 % TiC	----	----	----
Cr₃C₂	8	30	8	35	----	----

LSS – Limite Solução Sólida

Durante a sinterização o Co forma com o WC uma liga de baixo ponto de fusão (~1593 K dependendo do teor em cobalto) onde o Co atua como ligante. Durante o arrefecimento o WC é enviado para fora da solução (a solubilidade sólida é baixa) mantendo, portanto, uma ligação tenaz (COLIN, 1952).

O processo de sinterização é normalmente realizado em fornos com aquecimento por resistência onde as peças aquecem da superfície para o interior. Portanto, toda a energia de aquecimento necessária para promover a sinterização de um determinado corpo necessita passar pela superfície. A condutividade térmica do cobalto (69,2 W/m.K) é muito próxima do valor do WC (63 W/m.K). Consequentemente ambos contribuem de forma similar para a condução térmica dentro do corpo a sinterizar. Todo este processo pode tomar, por exemplo, 24 h. Com o intuito de diminuir tempos de produção e otimizar microestruturas, sobretudo de materiais com grãos de WC abaixo de 1 µm, está em fase de desenvolvimento um processo de sinterização por microondas (BREVAL et al., 2005).

2.8. Equilíbrio de Fases nos Compósitos à Base de WC: Sistema W-C-Co

O perfeito conhecimento dos diagramas de fases é uma ferramenta crucial para desenvolver composições projetadas (específicas) ou para explorar, com mais eficácia, os

compósitos à base de WC. A utilização dos diagramas permite prever quais as fases presentes após solidificação da liga e controlar, também, a composição adequada às temperaturas de sinterização escolhidas.

À temperatura ambiente a fase α -cfc do cobalto é metaestável relativamente à fase de baixa temperatura ϵ -hc. Na forma de pó, as duas fases coexistem em proporções similares. Com o processo de mistura, a fase ϵ aumenta até valores próximos de 100 %. No metal duro sinterizado o cobalto apresenta-se na forma α , a qual não pode ser transformada por tratamento térmico. A fase ligante dos carbonetos cementados baseados em Co-W-C contém significativas quantidades de W e C os quais estão presentes em solução sólida após arrefecimento a partir da temperatura de sinterização. Esta é a razão apontada por Upadhyaya (2001) como a principal justificação da estabilização da fase α à temperatura ambiente. A quantidade de W e C dissolvidos é inferior quando a fase ligante está no estado sólido pois a solubilidade do WC no Co diminui com a temperatura.

Durante o arrefecimento no processo de sinterização, desenvolvem-se tensões residuais como resultado da diferença entre os coeficientes de dilatação térmica do cobalto e do carboneto de tungstênio. O cobalto apresenta um coeficiente de dilatação térmica de $13,8 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ enquanto que o carboneto de tungstênio $5,4 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ no eixo c e $4,8 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ no eixo a. À temperatura ambiente, classes de metal duro com 17,8 % massa de cobalto apresentam tensões residuais compressivas de 400 MPa nos grãos de WC e tensões residuais tractivas no cobalto de 1850 MPa. Apesar de que nos grãos de WC as tensões residuais compressivas são isotrópicas, as deformações são maiores no eixo a da célula hexagonal. Mari et al. (2009) atribuíram esta diferença à anisotropia da forma dos grãos de WC.

Pequenas variações do teor de carbono no sistema W-C-Co tem um efeito crucial nas propriedades mecânicas do sistema sendo, portanto, fundamental o seu controle afim de evitar este tipo de situações. Na tentativa de perceber a base desta dependência, é necessário considerar o sistema ternário W-C-Co. Ligas comerciais de metal duro neste sistema têm entre 5 % a 30 % de cobalto na sua composição (AKESSON, 1983; GUILLERMET, 1989; WIRMARK; DUNLOP, 1983). Todas estas ligas devem formar uma região pseudo-binária – WC+líquido+ β – a qual é bastante apertada pois é sensível a qualquer variação no teor de carbono – Figura 2.9.

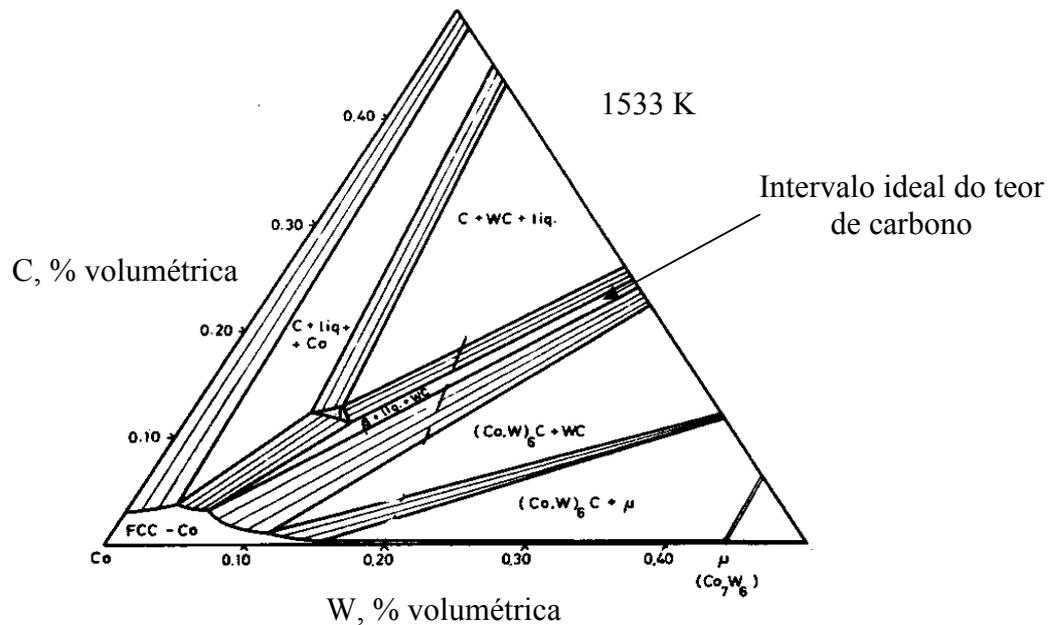


Figura 2.9 - Corte isotérmico a 1533 K do sistema W-C-Co na parte rica em Co (WIRMARK; DUNLOP, 1983).

Um ligeiro excesso de carbono resultará no aparecimento de carbono livre uma vez que a liga está no domínio WC+C+líquido. Após arrefecimento surge uma estrutura ternária WC+C+solução sólida rica em cobalto, β (Co, W, C). Por outro lado, uma ligeira deficiência no teor em C aumenta o teor de W na fase ligante possibilitando a formação de um composto ternário, fase eta - M_6C (fase η - carboneto do tipo M_6C onde M representa W e Co; o carboneto possui composição próxima a Co_3W_3C). A fase η resulta do arrefecimento do campo ternário WC- η -líquido originando, no final, WC- η - β . Uma diminuição mais acentuada do teor de carbono move a composição para o campo WC+ η . Neste caso, após arrefecimento, não haverá fase β . A formação deste carboneto, pobre em C, pode resultar de uma descarburização durante a etapa de sinterização, ou de uma deficiência em C inerente à mistura inicial. Na produção de WC, uma distribuição heterogênea de carbono durante a carburização do W pode acontecer devido à transferência, via gasosa, do carbono a partir da grafite envolvente. O pó próximo do envólucro de grafite sempre tem conteúdo estequiométrico de carbono. Contrariamente, a parte interna sempre apresenta um déficit em carbono. Após desaglomeração e moagem, a estequiometria do pó de WC não é respeitada sendo o teor em carbono inferior ao desejado (6 % massa). As heterogeneidades de carbono são responsáveis pelo aparecimento de fases estranhas com consequências negativas para as propriedades do produto final. É sugerido por Petersson et al. (2004) que uma baixa concentração de C no WC aumenta o teor de W no Co reduzindo a molhabilidade e distribuição do Co promovendo a

formação de fase η . A Figura 2.10 é um exemplo de uma microestrutura de metal duro com fase η precipitada após sinterização.



Figura 2.10 - Presença de fase η em amostra de metal duro atacada por 20 s com reagente Murakami e ampliada 200X (Durit Brasil Ltda).

A falta de carbono com formação de fase η influencia, também, a dureza (CONNER, 1997): uma pequena diminuição aumenta a dureza, mas depois decresce com o aumento da quantidade de fase η . Esta fase, tal como outros compostos intermetálicos, é muito frágil pelo que a sua presença causa uma imediata diminuição da resistência à ruptura transversal (AKESSON, 1983; EHMAYER, KOLASKA, DREYER, 1991; WIRMARK, DUNLOP, 1983).

De acordo com o trabalho de Konyashin et al. (2009), a diminuição do teor de carbono faz diminuir a taxa de crescimento de grão de WC. Para compostos com baixo teor de carbono (5,79 % massa), a taxa de crescimento é praticamente eliminada não apresentando dependência, também, com a temperatura. Para compostos com teores intermediários de carbono (5,98 % massa a 6,11 % massa) a taxa de crescimento depende, inclusive, da temperatura de sinterização: maiores temperaturas originam maiores tamanhos de grão. A presença de carbono livre tende a favorecer o crescimento de grão (CONNER, 1997; EHMAYER, KOLASKA, DREYER, 1991; WIRMARK, DUNLOP, 1983) pois a sua presença aumenta a quantidade de fase líquida à temperatura de sinterização permitindo uma continuada solução-precipitação dos grãos de WC. Uma situação como esta conduz ao decréscimo da dureza e força coerciva. No entanto, esta observação só é válida quando o teor

de carbono for suficientemente excessiva que a análise metalográfica revele “rosetas” de carbono – Figura 2.11. Um ligeiro desfasamento relativamente ao valor teórico não é crítico.

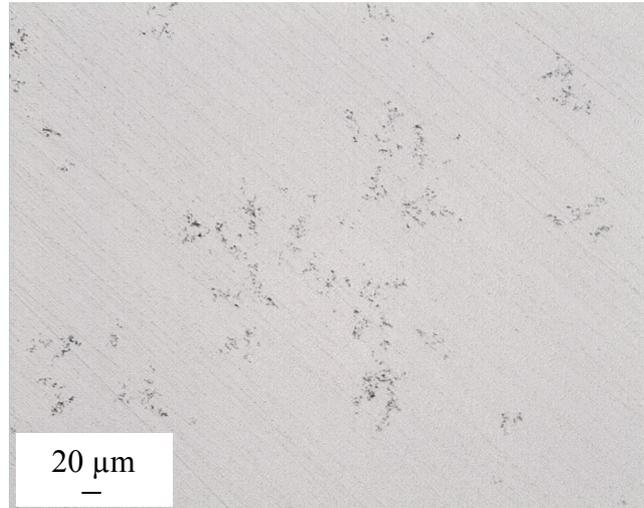


Figura 2.11 - Presença de grafite em amostra de metal duro (Durit Brasil Ltda).

A presença de um excesso de carbono tem um duplo efeito na resistência à ruptura transversal. O aumento dos cristais de WC, devido ao continuado processo de solução-precipitação, tende a aumentar a TRS. Por outro lado, a precipitação de grafite na forma de rosetas origina pontos frágeis no material os quais levam ao decréscimo da TRS (AKESSON, 1983; EHMAYER, KOLASKA, DREYER, 1991). O efeito conjugado produz um ligeiro aumento da TRS com o aumento da % de C mas depois decresce rapidamente.

De acordo com Kim et al. (2003) os grãos de WC podem assumir diferentes formas reversíveis em função do teor de carbono. Esta observação foi associada ao posicionamento assimétrico dos átomos de carbono na célula de WC. Este posicionamento divide os planos prismáticos da célula de WC em duas famílias com diferentes arranjos. Estas duas famílias de planos podem ter diferentes afinidades para o carbono uma vez que os átomos de W em cada plano possuem diferentes quantidades de ligações W-C. Os planos com alta afinidade para o carbono crescem preferencialmente nas condições de saturação em C originando grãos com forma prismática triangular.

3. Torneamento

O torneamento é usado na obtenção de sólidos de revolução com uso de ferramentas de corte de ponta única combinando dois movimentos básicos: rotação da peça de trabalho (peça que deverá ser usinada) e avanço longitudinal da ferramenta de corte. A peça a ser usinada é montada, geralmente, em placas com castanhas. Por seu lado, a ferramenta de corte é montada de forma rígida em um castelo ou torre de ferramentas de um torno. A ferramenta de corte move-se a velocidade constante ao longo do eixo da peça a ser usinada de forma a obter um cilindro ou um sólido com superfície mais complexa (EDWARDS, 1993; TORNEAMENTO, 2009). A Figura 3.1 é uma representação esquemática de um processo de torneamento.

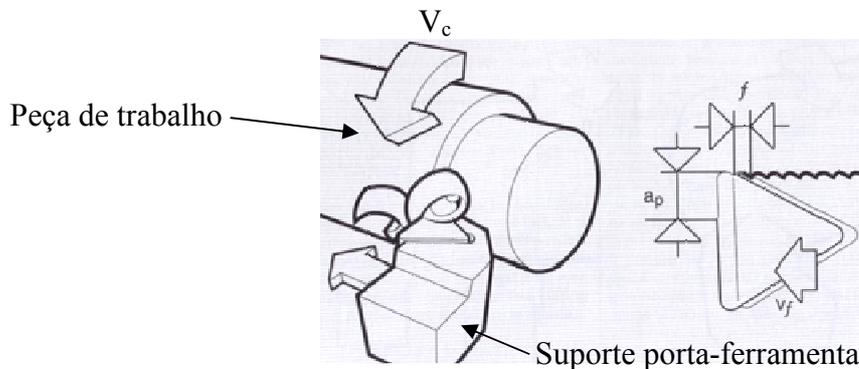


Figura 3.1 - Operação de torneamento e seus principais parâmetros de controle (SANDVIK, 1994).

Velocidade de corte (V_c), avanço (f) e profundidade de corte (a_p) são alguns dos termos usados em operações de torneamento, constituindo os principais parâmetros do processo (DAVIM, 2001; AMORIM, 2009). Velocidade de corte é definida como a velocidade à qual a superfície não usinada de uma peça passa pelo ponto de corte da ferramenta. Esta variável é normalmente expressa em $m.min^{-1}$. Por outras palavras, é a velocidade à qual o perímetro a usinar passa pelo ponto de corte da ferramenta e pode ser expressa pela Equação 3.1:

$$V_c = \frac{\pi \times D \times n}{1000} \quad (3.1)$$

onde V_c representa a velocidade de corte ($m.min^{-1}$); D o diâmetro da peça a usinar (mm) e n o número de rotações por minuto (rpm). Alguns fatores podem influenciar a velocidade de

corte: material da peça a ser usinada, material da ferramenta de corte e condições de lubrificação - existência ou não de líquido de corte e em caso afirmativo quais as características do óleo em causa (LIM, C. Y. H.; LAU; LIM, S. C., 2001). A rigidez do torno é outro fator que afeta a velocidade de corte uma vez que sempre se busca a diminuição de vibrações. É possível cortar materiais dúcteis a altas velocidades na maioria dos tornos existentes. Por outro lado, quando se pretende cortar materiais duros a altas velocidades, exige-se da máquina uma potência superior à que as máquinas comerciais podem fornecer. Por essa razão, faz-se necessário trabalhar com baixas velocidades quando se pretende usinar materiais duros. A correta escolha da velocidade de corte é igualmente influenciada por um econômico desempenho da ferramenta de corte. Alguns problemas que podem ocorrer devido a uma incorreta escolha de velocidades de corte estão listados na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Problemas originados pela escolha inadequada da velocidade de corte
(ALMEIDA, 2007).

Velocidade elevada	Velocidade baixa
<ul style="list-style-type: none"> • Perda das propriedades mecânicas das ferramentas de corte como sua dureza e tenacidade em consequência de excessivo aquecimento. • Perda da forma e dimensões da peça em função do sobreaquecimento. • Desgaste prematuro e/ou falha da ferramenta de corte. 	<ul style="list-style-type: none"> • Excesso de carga no corte causando falha da ferramenta de corte e muitas vezes causando, também, a rejeição da peça a ser usinada. • Baixa produtividade.

Insertos de corte em aço rápido podem trabalhar com velocidades de corte na gama de 50 m.min^{-1} enquanto que insertos de metal duro revestidos podem trabalhar com velocidades na ordem de 600 m.min^{-1} . Para maiores velocidades de corte faz-se necessário usar insertos cerâmicos (1300 m.min^{-1}). As maiores velocidades de corte são conseguidas com insertos de PCD – 4000 m.min^{-1} . Vale salientar que estes valores apenas são possíveis no corte de alguns materiais específicos consoante o material da ferramenta de corte. De forma geral, para um mesmo material a ser cortado, o aumento da velocidade de corte faz aumentar as forças de corte (EDWARDS, 1993; INDEXABLE, 2010; MITSUBISHI, 2010; WALTER, 2007).

O avanço é a distância percorrida pela ferramenta de corte na direção axial a cada revolução da peça a ser usinada. A sua unidade de medida é expressa em $\text{mm}\cdot\text{rot}^{-1}$. Quando determinada ferramenta passa com determinado avanço, marcas são deixadas na superfície da peça a ser usinada. Por este motivo, o valor do avanço é o primeiro parâmetro a ser considerado na determinação da rugosidade superficial da peça a ser usinada (THIELE, MELKOTE, 1999). A Figura 3.2 mostra a influência do avanço na rugosidade da peça usinada onde se percebe que baixos valores de avanço permitem melhores acabamentos superficiais. Por outro lado, com o aumento do avanço aumenta, também, a secção transversal do cavaco. Como resultado aumenta a força de corte. A rigidez da máquina ferramenta bem como do suporte porta-ferramenta são os principais elementos limitadores desta variável (EDWARDS, 1993).

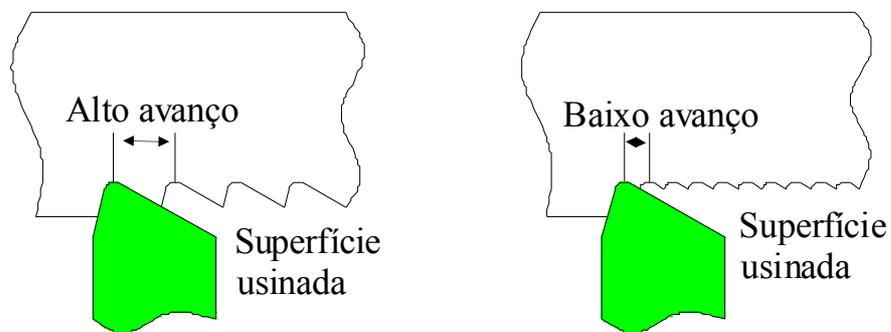


Figura 3.2 – Efeito do avanço na rugosidade superficial da peça usinada.

Em operações de torneamento, a profundidade de corte é caracterizada como a distância que a ferramenta penetra radialmente na peça. A sua unidade de medida é expressa em mm. Em operações de acabamento remove-se menor quantidade de material quando comparado com a quantidade de material removido em operações de desbaste. Por esta razão a profundidade de corte em operações de desbaste é superior ao valor usado em operações de acabamento.

Há quatro operações básicas de torneamento - Figura 3.3: torneamento longitudinal, faceamento, perfis com eixo de revolução e torneamento em cópia. O processo de torneamento tanto pode ser usado com a finalidade de desbaste como de acabamento. É freqüente iniciar-se com sucessivos passes usando avanços e profundidades de corte tão elevadas quanto permitidos pela ferramenta de corte, pela máquina e pela peça a ser usinada (torneamento de desbaste). Os últimos passes, correspondentes à etapa de acabamento, são

conduzidos com baixos valores de profundidade de corte e , principalmente, baixos avanços (torneamento de acabamento).

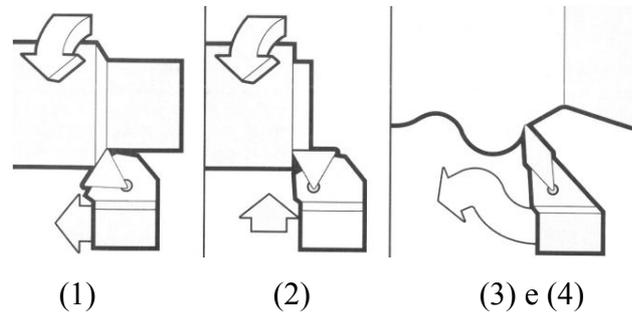


Figura 3.3 - As quatro operações básicas de torneamento: (1) torneamento longitudinal; (2) faceamento; (3) perfis com eixo de revolução; (4) torneamento em cópia (SANDVIK, 1994).

3.1. Terminologias de Ferramentas de Corte

As ferramentas de corte usadas em torneamento podem ser inteiriças ou com insertos intercambiáveis. Independentemente dessa diferença, todas as ferramentas apresentam ângulos específicos – Figura 3.4 – que variam com os diferentes materiais a serem usinadas.

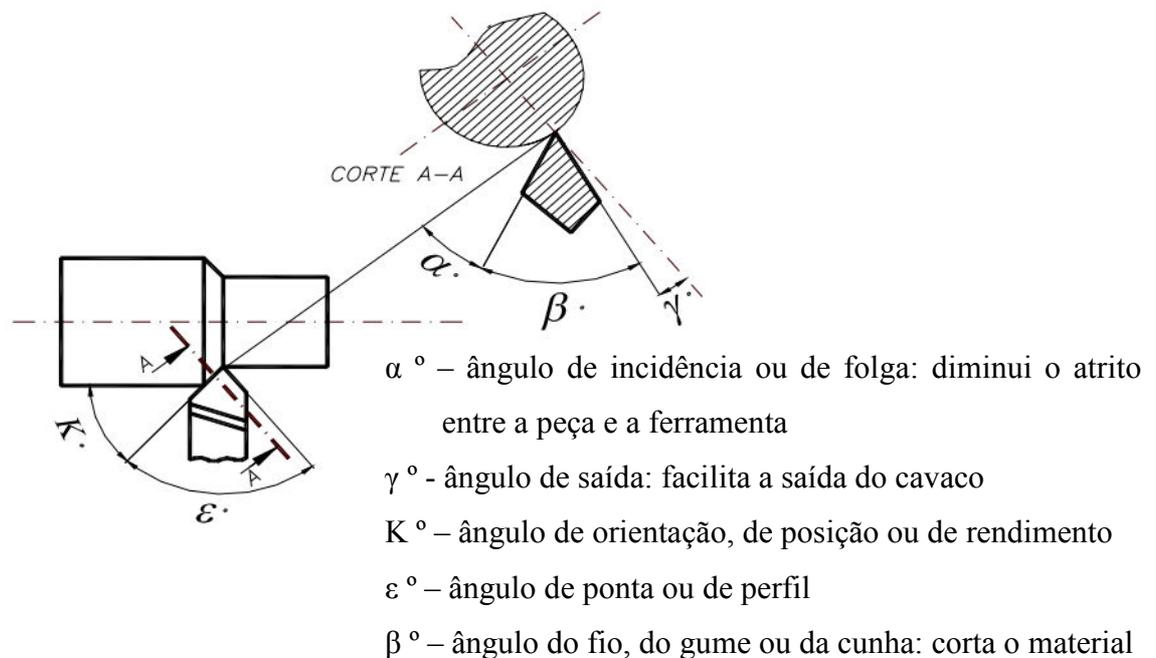


Figura 3.4 - Representação de uma ferramenta em operação de torneamento (TORNEAMENTO, 2009).

A aresta principal de corte de um inserto de usinagem é formada pela intersecção da superfície de saída com a superfície principal de folga. A superfície de saída é a face pela qual o cavaco é eliminado enquanto que a superfície principal de folga se mantém na direção de remoção de material da peça a ser usinada. A ferramenta é posicionada em determinado ângulo garantindo que a superfície principal de folga não se mantenha totalmente em contato com a peça. Este ângulo varia, entre 6° e 11° (TRENT; WRIGHT, 2000). Quanto maior o ângulo de folga mais frágil se torna o inserto de usinagem favorecendo o fissuramento das arestas. Para a usinagem de materiais de baixa resistência como madeira, plásticos e metais não ferrosos, é possível o uso de ângulos de folga mais acentuados.

A superfície de saída é normalmente inclinada relativamente ao eixo da peça sendo que este ângulo pode ser ajustado por forma a se encontrar o melhor desempenho de corte. O ângulo da superfície de saída, ou também chamado de ângulo de saída, pode ser positivo, neutro ou negativo relativamente à linha paralela do eixo de rotação da peça como é demonstrado na Figura 3.5.

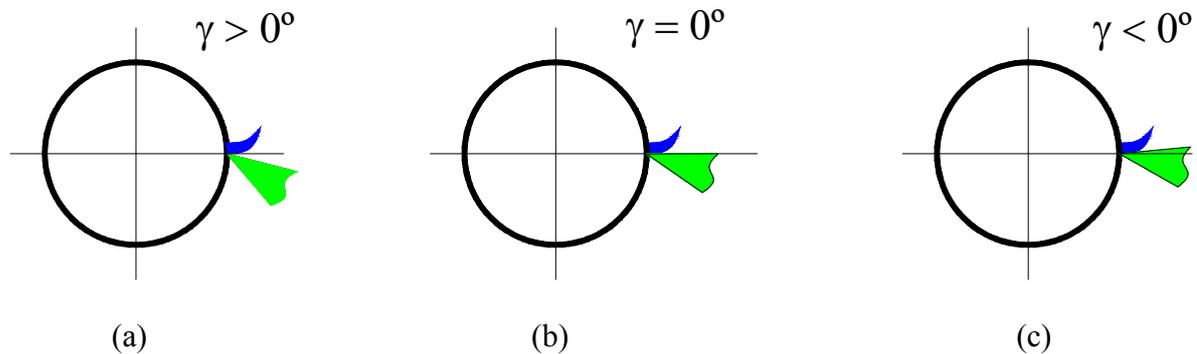


Figura 3.5 - Ângulo de saída positivo (a), neutro (b) e negativo (c).

Ângulos de saída positivos permitem uma aresta principal de corte bem afiada, embora com fácil propensão para ser fraturado. Esta configuração pode ser usada em ferramentas tenazes na usinagem de materiais dúcteis uma vez que apresentam baixa resistência à operação de corte, como é o exemplo dos aços de baixo teor de carbono, alumínio e cobre. Este tipo de configuração permite que o cavaco seja facilmente removido produzindo baixas forças de corte.

Para o caso de materiais duros ou difíceis de usinar deve-se usar uma configuração mais robusta, ou seja, ângulos de saída negativos ($\gamma = -3^\circ$ a -5°) ou neutros (DIAMOND,

2009; HINTZE; FROMMING; DETHLEFS, 2010). Ângulos negativos permitem maiores avanços e maiores profundidades de corte exigindo, também, máquinas mais potentes e robustas (EDWARDS, 1993; TRENT; WRIGHT, 2000).

3.2. Formação de Cavaco

Durante a usinagem, devido à entrada da aresta principal de corte do inserto de usinagem, uma parte do material da peça a ser usinada é tensionada contra a superfície de saída, Figura 3.6.

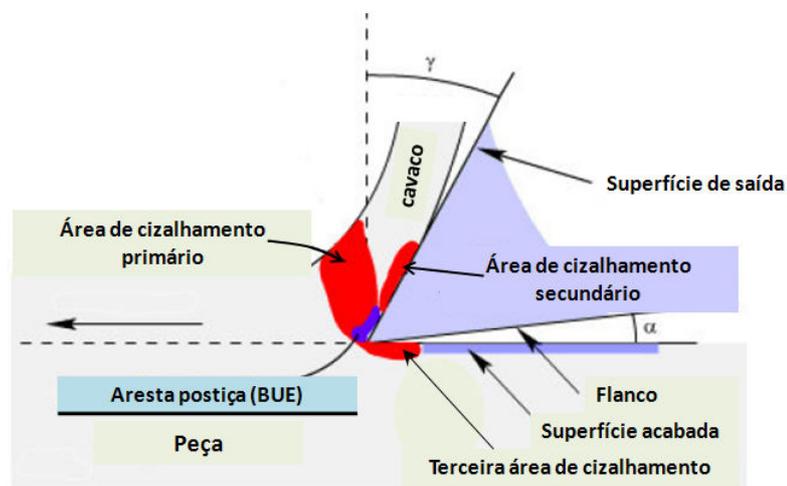


Figura 3.6 - Ilustração esquemática do fenômeno de formação de cavaco (disponível em <http://www.aluminium.matter.org.uk/content/html/eng/default.asp?catid=&pageid=21444161> 78. Junho 2009).

O material tensionado sofre uma progressiva deformação plástica até que a tensão de cisalhamento seja suficientemente elevada para originar o movimento de deslizamento entre o material tensionado e a peça (cisalhamento primário). Esta região pode aquecer consideravelmente em virtude da deformação plástica. Uma ruptura parcial ou completa pode ocorrer nesta região, dependendo da ductilidade do material da peça e das condições de corte. Como resultado, diferentes tipos de cavaco são originados: cavacos longos, curtos e segmentados. O cavaco formado desliza sobre a superfície de saída da ferramenta de corte – cisalhamento secundário. Como resultado da fricção e deslizamento dá-se o desgaste na superfície de saída com geração de aquecimento adicional. Para velocidades de corte suficientemente baixas e ângulos de saída negativos, a fricção entre o cavaco e a superfície de saída do inserto pode ser tão elevada capaz de originar a adesão de cavaco na superfície da

ferramenta. Este depósito de material é conhecido como aresta postiça ou *built-up edge* (BUE) que tem um efeito negativo na integridade e duração da ferramenta bem como no acabamento superficial da peça a ser usinada. Materiais como aços de baixo carbono, aços inoxidáveis, alumínio e titânio apresentam forte propensão para a formação de aresta postiça. O uso de maiores valores de velocidades de corte ainda é a solução mais comum para contornar este problema. A terceira área de cisalhamento, entre o flanco e a superfície da peça usinada, resulta no desgaste de flanco (EDWARDS, 1993, TRENT; WRIGHT, 2000).

A deformação plástica na região de cisalhamento na usinagem de materiais frágeis pode levar à separação do material nesta região. Se o material, no entanto, tem uma capacidade de deformação maior, então a separação ocorrerá imediatamente diante do gume. A solicitação de tração simultânea à aplicação de uma pressão vertical sobre a ferramenta e em combinação com as elevadas temperaturas, leva a deformações na camada inferior do cavaco e na superfície de corte. Durante o deslizamento sobre a superfície da ferramenta, se formam superfícies limites que também sofrem deformações plásticas complementares. Essas regiões de escoamento, que tem uma textura de deformação paralela à face da ferramenta, dão a impressão de escoamento viscoso com grau de deformação extremamente elevado.

Na usinagem, através da ação mecânica da ferramenta, uma camada de material é removida da peça e transformada em cavaco. Os cavacos produzidos podem apresentar muitos aspectos distintos, dependendo da profundidade de corte, da velocidade de avanço, velocidade de corte, geometria da ferramenta, material da peça e fluido de corte, entre outros fatores.

3.3. Geometrias de Corte

Na indústria metalomecânica de usinagem, a variação de geometrias das pontas de corte é reconhecida como uma técnica de preparação das próprias pontas. A Figura 3.7 ilustra as principais geometrias das pontas de corte disponíveis nos catálogos dos principais fabricantes de insertos de usinagem. A geometria em quina é a que desenvolve menores forças de corte. Isto por seu lado origina, também, as menores temperaturas quando se usina qualquer material. Contudo, uma quina viva é mais susceptível de quebra. Por esta razão, este tipo de geometria deve ser reservado, apenas, para cortes contínuos. A geometria em quina também favorece o nível de acabamento superficial.

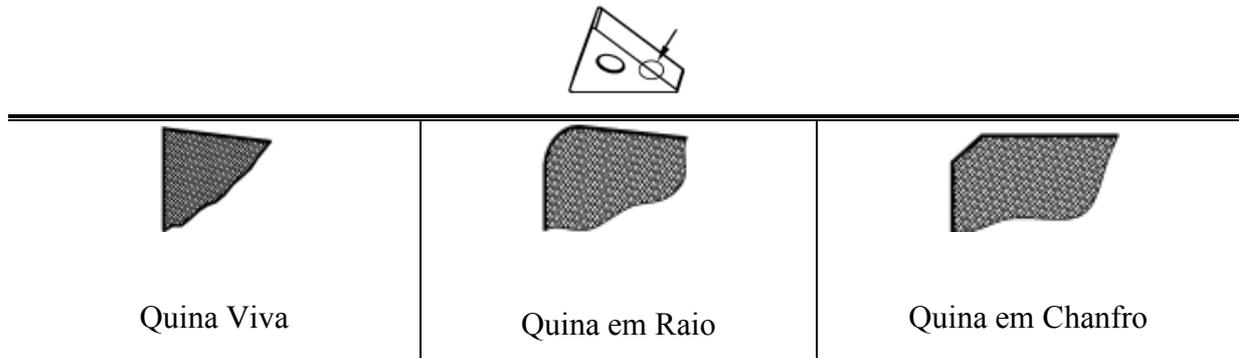


Figura 3.7 - Geometrias típicas para arestas principais de corte (KEITH, 1992).

As variações de geometria visam diminuir a propensão de quebra dos insertos. A utilização de chanfros ao invés de raios é preferida em operações de desbaste e corte interrompido. As opções de geometria geram diferentes resultados de rendimento de usinagem com maior ou menor duração dos próprios insertos (THIELE; MELKOTE, 1999). O trabalho de Yen, Jain e Altan (2004) mostra a influência do valor do raio e do valor do chanfro dos insertos na temperatura e forças de corte. O aumento do raio proporciona aumento da deformação plástica na área de cisalhamento secundário com aumento da temperatura. Por outro lado, raios maiores também favorecem a dissipação do calor em virtude da maior área de contato. Então, encontrar materiais e revestimentos que permitam trabalhar estas características opostas é o grande desafio dos fabricantes de insertos de usinagem. Por outro lado, o mesmo trabalho mostrou que, quanto maior o ângulo do chanfro ou quanto maior o seu comprimento maior é a força de corte desenvolvida.

Existem trabalhos focados no estudo da relação das forças de corte com o desgaste da ferramenta. Poucos referem o torneamento de metal duro sinterizado com ferramentas de diamante (BELMONTE et al., 2004). De acordo com Almeida et al. (2005), experimentos em torneamento de metal duro com insertos de nitrato de silício (Si_3N_4) revestidos com diamante CVD (deposição química em fase de vapor – *chemical vapour deposition*), revelaram que os esforços de corte são amplamente influenciados pelas geometrias das pontas. Insertos em quina viva apresentaram menores esforços de corte quando comparados com insertos nas mesmas condições de corte mas com geometrias arredondadas ou em chanfro. A explicação está vinculada ao aumento da área de contato para insertos com geometria arredondada ou em chanfro com conseqüente aumento das forças de corte.

3.4. Força de Usinagem

O perfeito conhecimento das forças que atuam na aresta principal de corte durante as operações de usinagem é importante para o entendimento da operação de torneamento. As mesmas estão diretamente relacionadas com o consumo de potência, estado de desgaste e progresso da operação (MATA et al., 2009). A força de usinagem é dependente de dois fatores principais (TRENT; WRIGHT, 2000):

1. área de contato entre cavaco e ferramenta de corte e
2. resistência ao cisalhamento primário e secundário por parte da peça a ser usinada.

O uso de ângulos de saída positivos ou de velocidade de corte elevadas diminuem as forças de usinagem. Neste contexto, uma precisa medição da força de usinagem é fundamental na otimização do desenho das ferramentas bem como das condições de corte. O esforço de corte necessário para cisalhar um material e mover o cavaco ao longo da superfície de saída do inserto de corte conduz, na área de contato, a um estado localizado de tensão compressivo e de corte. O maior valor é encontrado na ponta do inserto e diminui até zero no ponto onde o cavaco deixa a superfície do inserto.

A força de usinagem pode ser dividida em três componentes mensuráveis: força tangencial ou força principal (F_c), força passiva ou da profundidade de corte (F_d) e a força axial ou do avanço (F_f) – Figura 3.8.

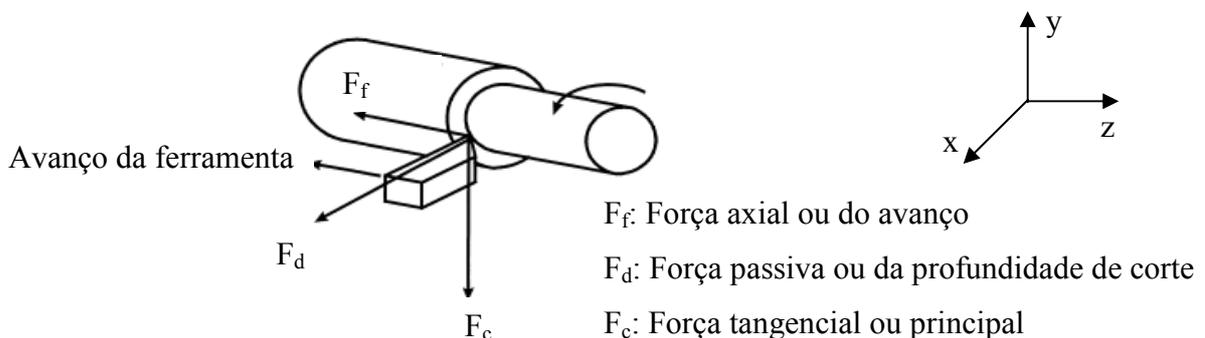


Figura 3.8 - Visualização das três componentes mensuráveis da força de usinagem (THIELE; MELKOTE, 1999).

A magnitude da força de corte principal (F_c) contribui diretamente para o torque e conseqüentemente para a potência necessária para o processo de corte. A força de usinagem F , aqui representada para o processo de torneamento, pode ser calculada pela Equação 3.2 a partir de suas componentes: F_c , F_f e F_d .

$$F = \sqrt{F_c^2 + F_f^2 + F_d^2} \quad (3.2)$$

De acordo com os trabalhos experimentais e cálculos de análise de elementos finitos de Yen et al. (2004), as forças de usinagem aumentam com o aumento do raio da ponta devido ao aumento da área de contato. O incremento dos valores de rugosidade com o aumento das forças de usinagem resulta da degradação dos insertos de corte. A destruição da ponta dos insertos aumenta a área de contato. Com isso, maiores forças de usinagem são necessárias para conseguir promover o cisalhamento primário do material a ser usinado.

Uma vez que a aresta principal de corte se desgasta, a área de contato na superfície principal de folga também aumenta como resultado do desgaste do flanco. Com isso, a força na ferramenta aumenta invariavelmente. O aumento da força na ferramenta pode ser usado para monitorar o desgaste da ferramenta, garantindo, de forma indireta, o acabamento da peça a ser usinada bem como suas tolerâncias. Desta forma, evita-se a quebra catastrófica do inserto de usinagem (MATA et al., 2009; OLIVEIRA; SILVA; VIEIRA, 2003; THIELE; MELKOTE, 1999).

3.5. Fenômenos de Desgaste nos Insertos de Corte

São várias as possibilidades que podem originar a falha de uma ferramenta de corte. Desgaste gradual e expectável é a forma de falha mais aceitável no meio industrial da usinagem. O desgaste é o resultado da interação entre inserto, peça a ser usinada e condições de corte. As condições de corte causam mudanças na geometria da ponta do inserto levando à sua destruição com perda da eficiência de corte. O desgaste dos insertos de usinagem é conseqüência da combinação de cargas mecânicas, térmicas e químicas as quais atuam simultaneamente na aresta principal de corte. Como resultado destes fatores de carga, cinco mecanismos básicos de desgaste podem ser desenvolvidos (SANDVIK, 1994): abrasão, difusão, oxidação, fadiga e adesão. Estes mecanismos podem causar diferentes modos de desgaste como é ilustrado na Figura 3.9.

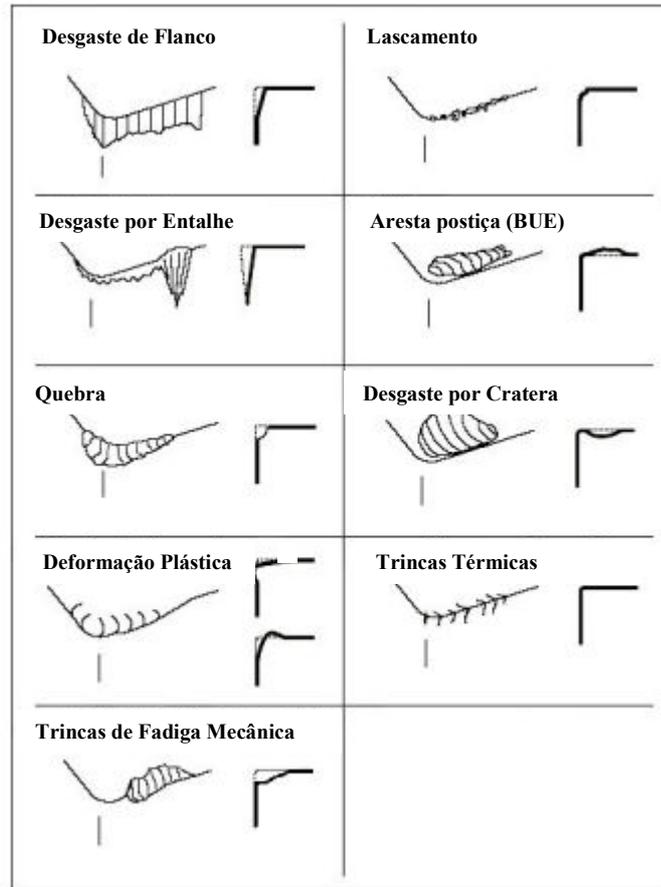


Figura 3.9 - Diferentes modos de desgaste que podem ocorrer em um inserto de usinagem (SANDVIK, 1994).

O desgaste por abrasão é resultado de uma carga mecânica no inserto que leva ao desgaste da superfície do flanco. Este mecanismo é bastante freqüente sendo causado, principalmente, por partículas duras existentes no interior da peça a ser usinada (ARSECULARATNE; ZHANG; MONTROSS, 2006). A dureza a quente é a principal propriedade dos insertos que permite determinar a sua maior ou menor resistência em trabalho – quanto maior a dureza a quente maior a resistência ao desgaste abrasivo. Como resultado das altas temperaturas desenvolvidas durante o torneamento, o material da ferramenta perde resistência à penetração de partículas e ao desgaste abrasivo. Este é um problema quando se usam materiais metálicos como insertos de usinagem ao invés de materiais cerâmicos. Os últimos apresentam melhor capacidade para preservar a sua dureza a quente.

O desgaste por difusão é principalmente afetado por cargas químicas. A afinidade química a altas temperaturas entre o inserto de usinagem e a peça a ser usinada, determina o surgimento deste mecanismo de desgaste. A difusão de elementos tem lugar entre o cavaco e

o topo da superfície de saída da aresta de corte contribuindo, assim, para o desgaste tipo cratera. Este mecanismo é altamente influenciado pela temperatura e como tal torna-se tanto mais importante quanto maior a velocidade de corte. De fato, para elevadas velocidades de corte a difusão é considerado como o processo dominante no desgaste das ferramentas. Este mecanismo surge, por exemplo, na usinagem de alta velocidade de aços com insertos de metal duro.

A presença de ar na usinagem a altas temperaturas resulta na oxidação da maioria dos metais, enquanto que os insertos produzidos com óxidos cerâmicos são os mais resistentes a este tipo de fenômeno. No caso dos insertos de metal duro, por exemplo, tungstênio e cobalto formam filmes porosos de óxidos, facilmente removidos pelo cavaco expondo nova área para oxidação e subsequente remoção em um processo cíclico. A área mais propícia ao desgaste por oxidação é a área de contato entre a ponta de corte do inserto de usinagem e a peça a ser usinada na direção da profundidade de corte. Esta área é acessível ao ar conduzindo ao desgaste por entalhe na ferramenta de corte. Desgaste por entalhe pode ser causado, também, pelo endurecimento da peça durante um passe prévio (SANDVIK, 1994).

O desgaste por fadiga é resultado da combinação de efeitos termo-mecânicos. A aresta de corte da ferramenta é sujeita a ciclos de carga e não carga com forças de usinagem e temperaturas flutuantes. Estas condições geram trincas na superfície ou ligeiramente abaixo da superfície do material do inserto de corte. Após determinado número de ciclos as trincas podem atingir determinado tamanho podendo causar quebra do próprio inserto. Portanto, desgaste por fadiga é uma função do número de cargas cíclicas. Este mecanismo é predominante em operações de corte interrompido, como fresamento, ou até mesmo quando o material a ser usinado contém poros ou partículas duras distribuídas de forma não homogênea. Ferramentas para poderem resistir a este mecanismo de desgaste devem possuir boa tenacidade à fratura.

O desgaste adesivo ocorre, principalmente, a baixas velocidades de corte (TRENT; WRIGHT, 2000). Para estas condições a temperatura de contato entre o cavaco e o inserto não é tão elevada. Contudo, é suficientemente elevada para promover a adesão de parte do cavaco à superfície de saída da ferramenta originando aresta postiça (BUE). Trata-se de uma estrutura dinâmica com sucessivas lâminas do material do cavaco sendo aderidas e endurecidas tornando-se parte do vértice do inserto de corte. Lâminas de material aderido podem, também, ser constatadas na superfície do flanco quando ocorre o contato desta área com o material da

peça a ser usinada contribuindo para o desgaste de flanco. Este modo de desgaste é causado pela remoção mecânica do material da ferramenta quando o material aderido é quebrado. O desgaste adesivo pode causar, também, o lascamento da aresta de corte do inserto. Na usinagem de materiais dúcteis, como ligas de alumínio, o mecanismo de desgaste adesivo é o predominante. Condições de temperatura de 1033 K e pressão de 0,142 GPa são suficientes para promover o desgaste adesivo em insertos de PCD (NABHANI, 2001).

Na análise dos modos de desgaste de uma ferramenta de corte, é difícil discriminar a contribuição de cada mecanismo para o desgaste total do inserto. Na maioria das vezes, o desgaste na ferramenta de corte é a soma de dois ou mais mecanismos de desgaste. Algumas das conseqüências do desgaste da ferramenta estão listadas abaixo:

- diminuição da precisão dimensional;
- aumento da rugosidade superficial da peça usinada;
- aumento das forças de usinagem;
- aumento da temperatura;
- possibilidade de surgimento de vibrações;
- diminuição da eficiência produtiva;
- aumento dos custos de produção.

O estudo dos mecanismos de desgaste e seus progressos são importantes para o desenvolvimento de novas ferramentas de corte. Para perceber as causas do desgaste das ferramentas de corte e suas conseqüências, é importante definir os limites de trabalho para as ferramentas com respeito a alguns padrões de produção bem como à otimização econômica do processo de usinagem.

3.6. Tempo de Duração do Inseto de Corte

O desgaste da ferramenta limita a sua utilização. A produtividade pode ser medida pelo custo do afiamento ou pelo custo de aquisição de uma nova ferramenta em função da quantidade de peças produzidas respeitando os requisitos dimensionais. O tempo de duração de uma ferramenta pode ser dado pelo tempo de usinagem sem que o inserto se danifique catastroficamente. Como outras métricas de avaliação destacam-se o número de peças produzidas, o comprimento usinado ou volume de material removido. É comum, também,

medir-se a vida útil da ferramenta como o tempo gasto para se atingir determinado nível de desgaste do flanco.

Há uma série de fatores que determinam quando uma ferramenta necessita ser afiada/substituída (ISO 3685, 1993; LIM, C.Y.H.; LAU, P.P.T.; LIM, S.C., 2001):

- quando o desgaste da ferramenta for suficientemente elevado que a ruptura da aresta de corte seja eminente;
- quando o desgaste do flanco for suficientemente elevado que impeça a fabricação de peças de alta precisão ou de operações de acabamento;
- quando o processo de corte se torna instável originando vibrações provocadas pelo aumento das forças de usinagem.

Pelas razões econômicas e de qualidade enumeradas anteriormente, é importante monitorar, direta ou indiretamente, o estado de desgaste da ferramenta. O acompanhamento direto consiste na medição do desgaste com o auxílio de um microscópio óptico. Esta é a mais comum e confiável técnica usada. Contudo, as operações de usinagem necessitam ser interrompidas para permitir o referido acompanhamento. A aproximação indireta estabelece uma correlação entre desgaste da ferramenta e variáveis do processo, como forças de usinagem, potência, temperatura, acabamento superficial, ruído e vibração. Boas relações podem ser encontradas pelo monitoramento destas variáveis. A medição das forças de usinagem por meio de dinamômetro piezoelétrico e a medição da temperatura por meio de termopares fixados junto à aresta de corte ou por meio de pirômetros, são as técnicas mais freqüentes em pesquisas laboratoriais da indústria de ferramentas de corte (NATH; RAHMAN; NEO, 2009; OLIVEIRA; SILVA; VIEIRA, 2003; SARANGI, S. K.; CHATTOPADHYAY, A.; CHATTOPADHYAY, A. K., 2008; SIKDAR; CHEN, 2002).

A medição das marcas de desgaste por microscopia óptica ou por microscopia eletrônica de varredura (MEV), podem ser correlacionadas com os parâmetros de corte bem como com as forças de usinagem desenvolvidas. Estas medições devem seguir as diretrizes da norma ISO 3685, adotando os parâmetros de desgaste KT (profundidade da cratera) e VB (desgaste do flanco), Figura 3.10.

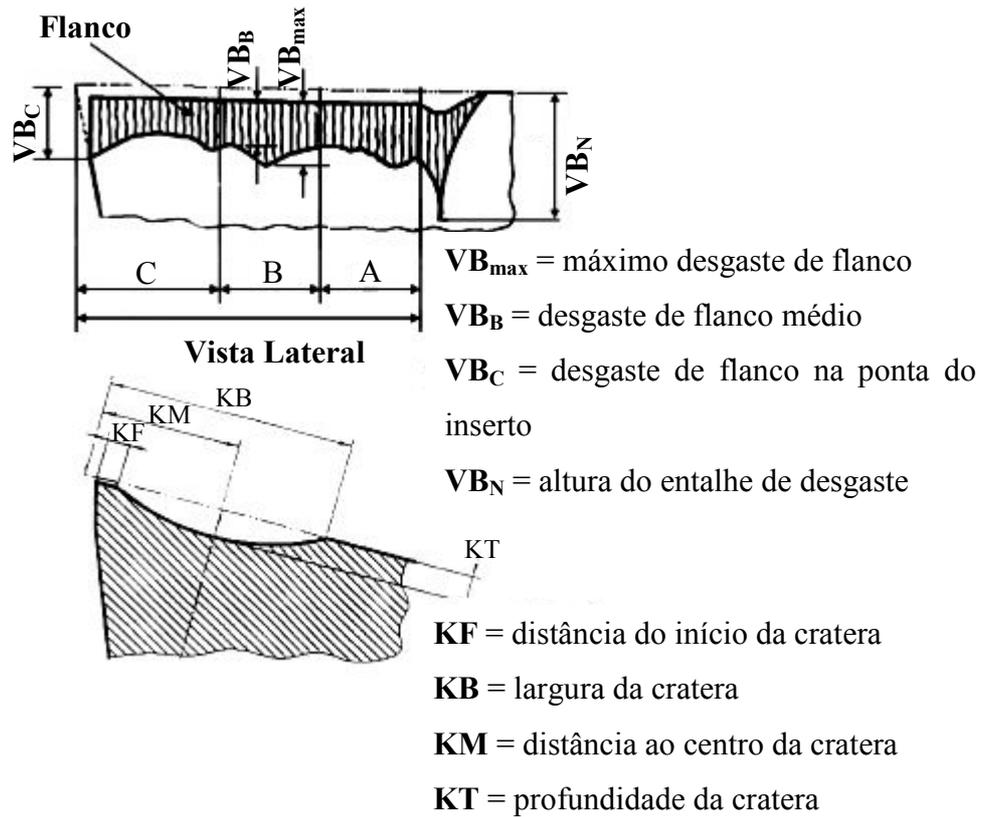


Figura 3.10 - Medição do desgaste de flanco e do desgaste de cratera em insertos de torneamento (ISO 3685, 1993).

A Figura 3.11 representa uma curva típica da evolução do desgaste para uma ferramenta de corte.

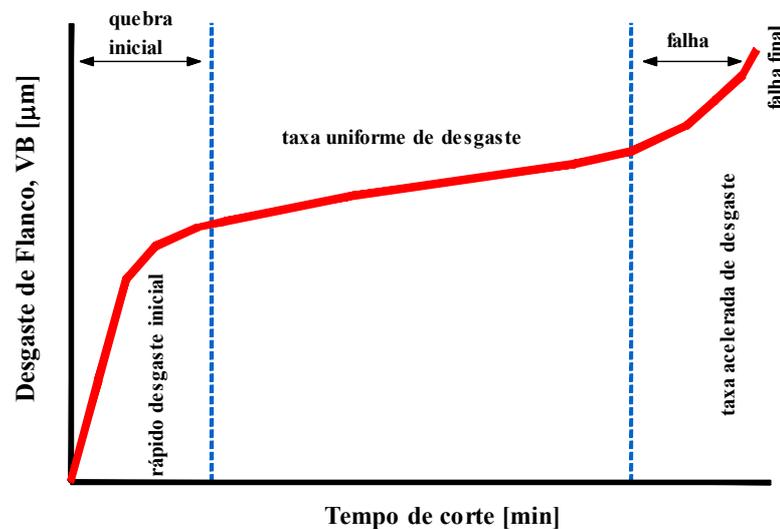


Figura 3.11 – Vida útil de ferramentas de corte (GROOVER, 2002).

A evolução da vida útil da ferramenta de corte pode ser dividida em três estágios. No primeiro estágio observa-se um rápido desgaste inicial. Depois surge o 2º estágio marcado por um momento de estabilidade onde o desgaste acontece a taxas moderadas. Perto do fim da vida útil do inserto o mesmo rompe originando a sua falha – 3º estágio (GROOVER, 2002). A taxa de desgaste depende do material a ser usinado bem como do material do inserto de usinagem e das respectivas condições de corte.

Em virtude da sua elevada condutividade térmica e baixo coeficiente de atrito quando em contato com a maioria dos materiais, o desgaste por formação de cratera não é o principal modo de desgaste quando se usam ferramentas de diamante. Por outro lado, o desgaste de flanco é o fenômeno predominante e como tal determinante da vida útil da ferramenta (ANDREWES; FENG; 2000). De acordo com a ISO 3685 (1993) os critérios de vida útil para ferramentas de aço rápido, metal duro e cerâmica são:

- desgaste de flanco médio (no caso de desgaste regular do flanco), $VB_B = 0,3$ mm;
- desgaste de flanco máximo (no caso de desgaste irregular de flanco), $VB_{max.} = 0,6$ mm;
- profundidade máxima da cratera KT no intervalo de 0,14 a 0,25 mm para avanços entre 0,25 e 0,63 mm.rot⁻¹;
- falha catastrófica.

4. Diamante como Ferramenta de Corte

Devido à sua elevada dureza e natureza abrasiva, a usinagem de componentes de metal duro sinterizado apresenta-se como uma severa operação abrindo um novo campo de aplicação para as ferramentas de materiais super duros. Ferramentas de corte produzidas com materiais super duros, como diamante policristalino (PCD) e nitreto cúbico de boro (c-BN), aparecem como uma alternativa para a usinagem de componentes de metal duro sinterizado. O uso de ferramentas em PCD ou c-BN para este tipo de aplicação é pouco referida na literatura (ALMEIDA et al., 2006a; ALMEIDA et al., 2006b; BELMONTE et al., 2003), apesar de alguns fabricantes de insertos indicarem, em seus catálogos, o seu uso para diferentes tipos de metal duro (DIAMOND, 2009; MITSUBISHI, 2010).

A seleção de PCD ou c-BN está associada com o teor da fase ligante, normalmente cobalto, da peça a ser trabalhada (COLLIER; CHEYNET, 2002). Para teores de cobalto abaixo de 18 % massa, o uso de PCD revela ser uma alternativa ao c-BN em virtude da sua maior resistência ao desgaste por abrasão. Por outro lado, para teores acima de 18 % massa, verifica-se um aumento da solubilidade do carbono na ferramenta de PCD diminuindo as suas propriedades de resistência ao desgaste (BELMONTE et al., 2004). O trabalho de Belmonte et al. (2003) mostrou que a usinagem de componentes de metal duro sinterizado com 27 % massa de cobalto usando ferramentas de corte de diamante PCD resultou na formação de pó ao invés de cavaco. Este resultado é sinal de adesão entre o material a ser usinado e a ferramenta de corte. Como consequência, assiste-se ao desprendimento de grãos de diamante da ferramenta conduzindo à sua falha. De acordo com o mesmo trabalho, o uso de ferramentas em c-BN originou uma usinagem com formação de aparas helicoidais. A ausência de ligação química entre a ferramenta e o ligante da peça a ser usinada favorece uma operação de corte limpa e sem fenômenos de adesão do cavaco.

Nos últimos anos surgiu a possibilidade de obtenção de filmes de diamante por deposição química em fase vapor (CVD - *chemical vapour deposition* – deposição química a partir da fase vapor) de baixa pressão (<100 kPa ou 1 atm) e temperatura (<1273 K) (DRAWL; MCCUNE, 1991). O diamante CVD possui um coeficiente de atrito comparado ao do teflon, é tão duro quanto o diamante monocristalino (Tabela 4.1) e revela uma condutividade térmica quatro a cinco vezes superior à do cobre (PIERSON, 1993).

Tabela 4.1 - Comparação de propriedades para os diferentes tipos de diamante (ACHILES; BRONSTED, 2008; BAUER; INSPEKTOR; OLES, 2003; BROOKES, 1996; INTERNATIONAL, 1995; OOSTHUIZEN, 2009).

	Diamante Natural	Diamante CVD	Diamante PCD
Densidade [g.cm ⁻³]	3,52	3,51	3,4 – 4,1
Dureza Knoop [GPa]	50-100	85-100	50-75
Resistência à Compressão [GPa]	8,58	16,0	4,7-7,6
Resistência à Ruptura Transversal [GPa]	2,9	1,3	1,2
Módulo de Young [GPa]	1141	1180	776-925
Coefficiente de Expansão Térmica a 473 K [x10 ⁻⁶ K ⁻¹]	1,5-4,8	3,7	3,8-4,2
Tenacidade à Fratura, k_{Ic} [MPa.m ^{1/2}]	3,4	5,5	6,9-12

Ferramentas brazadas usando diamante obtido por CVD podem ser uma opção para o torneamento de peças em metal duro sinterizado (BELMONTE et al., 2004). O diamante CVD, comparativamente ao diamante PCD, apresenta menor coeficiente de atrito, maior resistência ao desgaste por abrasão e maior condutividade térmica (BELMONTE et al., 2003; DJEMIA et al., 2007). Neste contexto, o diamante CVD permite a usinagem a seco sem geração de níveis preocupantes de aquecimento. Por outro lado, as ferramentas de diamante PCD fazem uso de cobalto como ligante limitando, assim, as velocidades de corte. Sendo assim, o diamante CVD pode ser usado para toronar peças de metal duro sinterizado com diferentes teores de cobalto e tamanhos de grão de carboneto de tungstênio sem a necessidade de vários tipos de ferramenta. Contudo, uma forte limitação do uso do diamante CVD prende-se com a sua menor tenacidade à fratura ($K_{Ic} = 5,5 \text{ MPa.m}^{1/2}$) quando comparado com o diamante PCD ($K_{Ic} = 12 \text{ MPa.m}^{1/2}$).

4.1. Propriedades do Diamante

O diamante e o nitreto cúbico de boro são dois dos materiais mais duros até hoje conhecidos – Figura 4.1. Ambos apresentam a mesma estrutura cristalográfica e igualmente elevados valores de condutividade térmica (BROOKES, 1996; INTERNATIONAL, 1995). O diamante possui a maior densidade de átomos nas condições de pressão terrestre. Como consequência da sua elevada densidade atômica e fortes ligações covalentes, o diamante

apresenta, além da maior dureza, o maior módulo elástico já conhecido. Este material é, também, o menos compressível. Apresenta fragilidade com facilidade de quebra ao impacto, sobretudo, por clivagem em um dos quatro planos (111) (INTERNATIONAL, 1995).

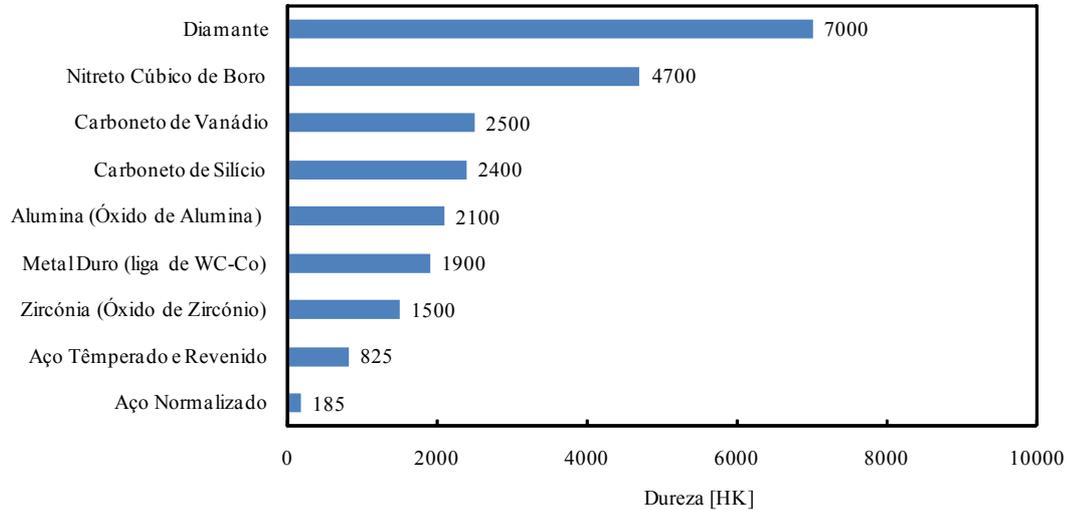


Figura 4.1 - Valores típicos de dureza (HK – Dureza Knoop) para alguns tipos de materiais (INTERNATIONAL, 1995).

A Tabela 4.2 evidencia as propriedades do diamante comparativamente a outros materiais.

Tabela 4.2 - Propriedades típicas para o diamante e outros materiais (BAUER; INSPEKTOR; OLES, 2003; BROOKES, 1996).

	Al ₂ O ₃	WC + 5 a 6 % massa Co	Diamante Natural
Densidade [g.cm ⁻³]	3,91	14,70	3,52
Dureza Knoop [GPa]	16	13	50-100
Resistência à Compressão [GPa]	4,0	4,5	8,58
Módulo de Young [GPa]	380	620	1141
Coefficiente de Poisson	0,24	0,22	0,07
Tenacidade à Fratura, K _{Ic} [MPa.m ^{1/2}]	2,3	10,8	3,4
Coefficiente de Expansão Térmica a 473 K [x10 ⁻⁶ K ⁻¹]	8,5	5,0	1,5-4,8

O diamante oxida ao ar e reage com ligas ferrosas em operações de usinagem. Por outro lado, o c-BN é termicamente estável tanto à temperatura ambiente como em contacto com ligas ferrosas (INTERNATIONAL, 1995). Como resultado, usa-se o diamante para usinagem de ligas não ferrosas (ligas de alumínio, ligas de cobre, plásticos abrasivos, vidros e compósitos reforçados com fibras de carbono, metal duro antes de sinterizar, madeira abrasiva, pedras naturais e concreto) enquanto que o c-BN é usado para usinagem de ligas ferrosas (aços ferramenta, aços ligados e ferros fundidos).

4.2. Processo de Síntese do Diamante PCD

A obtenção do diamante pode ser conseguida por meio de alta pressão e alta temperatura (HPHT – *High Pressure and High Temperature*) usando técnicas bem conhecidas desde meados do século XX (BROOKES, 1996). Várias toneladas de diamante abrasivo são produzidas de acordo com este princípio em várias companhias em todo o mundo. Todavia, o uso deste tipo de técnica não pode ser usado para obtenção de filmes sobre ferramentas de corte devido ao seu elevado custo, além de que as suas condições de processamento afetariam os substratos. A maioria dos grãos de diamante usados para aplicações industriais são obtidos sinteticamente sujeitando o carbono, na forma de grafite, a altas temperaturas e pressões – Figura 4.2.

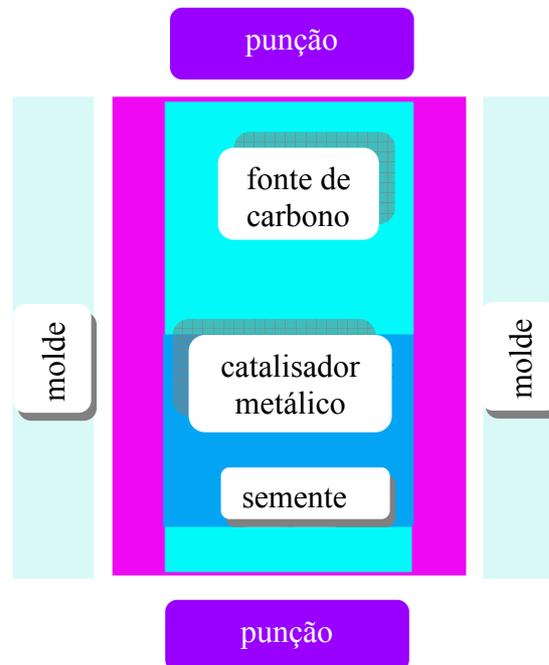


Figura 4.2 - Diagrama ilustrativo de uma prensa típica usada na síntese de grãos de diamante (disponível em <http://phycomp.technion.ac.il/~anastasy/thesis/node13.html>. Abril 2009).

Pela aplicação de calor e pressão, a estrutura hexagonal do carbono (Figura 4.3) - grafite - pode ser transformada em uma estrutura cúbica (Figura 4.4) resultando em diamante.

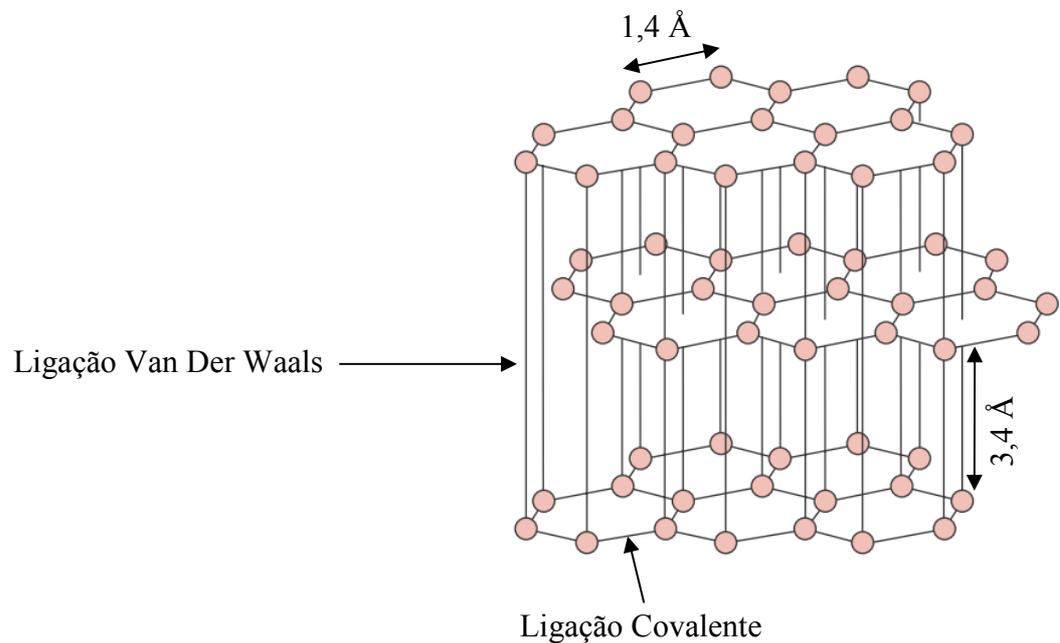


Figura 4.3 - Grafite: estrutura cristalina hexagonal formada por lâminas paralelas (CALLISTER, 2001).

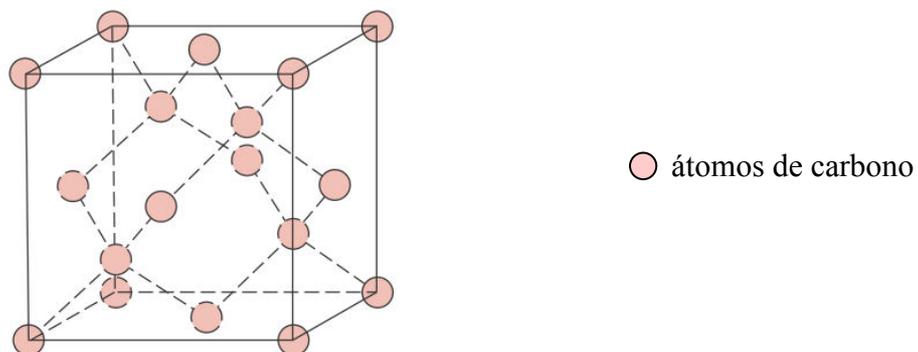


Figura 4.4 - Diamante: arranjo dos átomos de carbono (CALLISTER, 2001).

Na grafite, cada átomo de carbono está unido por fortes ligações covalentes (524 kJ.mol^{-1}) a outros três átomos da mesma lâmina (PIERSON, 1993). O ângulo entre duas ligações é de 120° . Os átomos entre duas lâminas paralelas estão ligados por fracas forças de Van Der Waals (52 meV/átomo) (HASEGAWA; NISHIDATE; IYETOMI, 2007; ZACHARIA, ULBRICHT, HERTEL, 2004).

No diamante, cada átomo de carbono está ligado a outros quatro átomos de carbono por meio de fortes ligações covalentes (711 KJ.mol^{-1}) formadas a partir das orbitais de hibridização sp^3 . O parâmetro de rede é $3,56 \text{ \AA}$ enquanto que o comprimento da ligação assume o valor de $1,54 \text{ \AA}$ (PIERSON, 1993). A Figura 4.5 evidencia a dificuldade de síntese do diamante a partir da grafite em virtude da necessidade das altas temperaturas e pressões. Industrialmente esta dificuldade pode ser ultrapassada usando um tipo de solvente como o cobalto. Após síntese, o metal usado como catalítico pode ser dissolvido usando ácidos (o diamante é quimicamente inerte a ácidos inorgânicos) deixando livres os grãos de diamante.

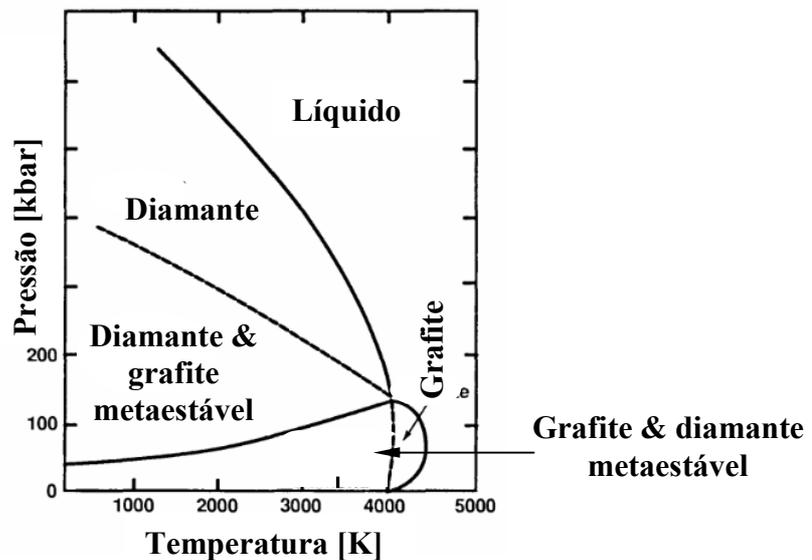


Figura 4.5 - Diagrama de equilíbrio simplificado grafite-diamante (PIERSON, 1993).

A obtenção de diamante policristalino consegue-se com a sinterização de vários grãos de diamante sintético com uma segunda fase, normalmente cobalto (5-15 % volume), igualmente a altas temperaturas e pressões para evitar a reversão da estrutura cúbica de carbono (diamante) para a estrutura hexagonal (grafite) (BAUER; INSPECKTOR; OLES, 2003; INTERNATIONAL, 1995). A Figura 4.6 mostra diferentes tipos de PCD onde: a) 90 % volume de diamante com $2 \mu\text{m}$; b) 92 % volume de diamante com $10 \mu\text{m}$; c) 94 % volume de diamante com $25 \mu\text{m}$ e d) 98 % volume de diamante com $75 \mu\text{m}$. A presença do cobalto confere alguma tenacidade e condutividade elétrica aos PCD propriedades ausentes nos cristais de diamante natural. Para minimizar a concentração de tensões nas matrizes de prensagem, os compactos resultantes são normalmente circulares. As formas finais podem ser obtidas com corte por eletro erosão a fio (BROOKES, 1996).

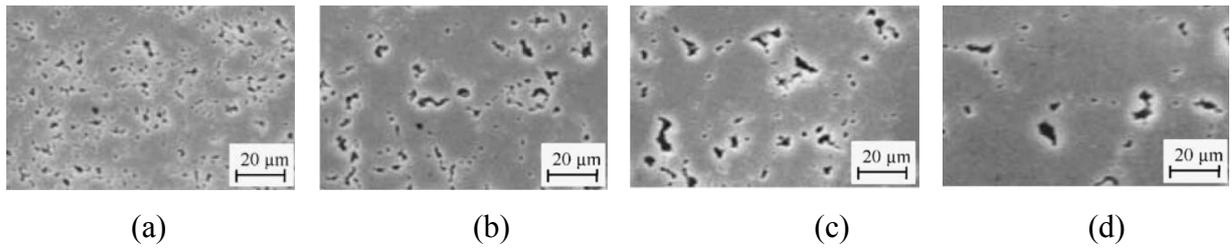


Figura 4.6 - Diferentes microestruturas de diamante policristalino sinterizado com segunda fase (BAI et al., 2004).

O tamanho médio dos grãos de diamante é um dos fatores usado pelos fabricantes de PCD para projetar este tipo de materiais. Durante o processo de sinterização dos PCD, um líquido pseudo-eutético WC-Co do substrato de metal duro penetra na rede de grãos de diamante facilitando o seu aglutinamento. Os PCD com grãos finos de diamante tendem a apresentar maiores densidades quando comparados com os PCD obtidos com grãos maiores de diamante. Como resultado, grãos finos de diamante normalmente estão associados a maiores quantidades de fase metálica (normalmente cobalto). A Figura 4.7 é uma representação esquemática de um PCD típico constituído por um substrato de metal duro (WC-Co) e no seu topo a presença dos grãos de diamante sinterizados com a presença de cobalto. Destas geometrias são cortadas as diferentes formas usadas para fabricar os inserts.

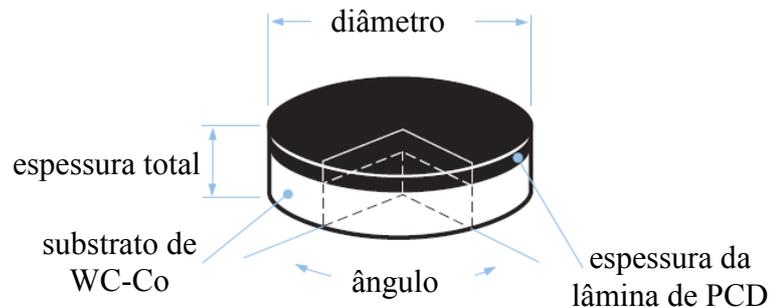


Figura 4.7 – Representação esquemática de um PCD típico.

Miess e Rai (1996) concluíram em seu trabalho que compactos de PCD com grãos grossos de diamante e menor quantidade de fase metálica apresentam maiores tenacidades quando comparados com compactos de PCD obtidos a partir de grãos finos de diamante e maiores quantidades de fase metálica. Contrariamente, o trabalho de Oosthuizen (2009) mostrou que a tenacidade do PCD aumenta com a diminuição do tamanho das partículas de diamante.

A tenacidade à fratura é uma medida da quantidade de energia que um material pode absorver antes de fraturar sendo o seu valor teórico da ordem de $E/10$ (E – módulo elástico) (DAVIDGE, 1979; LAWN, 1993). Todavia, os valores reais são inferiores aos teóricos. Esta diferença é resultado do fato de que os materiais possuem defeitos microscópicos que dão origem a concentração de tensões. Como resultado, a fratura ocorre em regiões bem localizadas e abaixo dos valores previstos. Os valores de tenacidade à fratura dos materiais são muito úteis em projeto mecânico. Na literatura são enumerados valores de tenacidade para diferentes PCD compreendidos entre $6,9 - 12 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (ACHILES; BRONSTED, 2008; BAUER; INSPEKTOR; OLES, 2003; BROOKES, 1996; INTERNATIONAL, 1995; OOSTHUIZEN, 2009). A correta determinação dos valores de tenacidade envolve um ensaio destrutivo que torna esta avaliação pouco expedita. Assim, autores desenvolveram um método alternativo com base nas trincas que emanam dos vértices de uma indentação Vickers (ANSTIS et al., 1981; NIIHARA, 1983; SHETTY et al., 1995). O método de medida de tenacidade à fratura pela utilização da impressão provocada pelo penetrador Vickers é um dos mais utilizados pela simplicidade de medição e preparação das amostras. Alguns fatores fazem com que os valores obtidos por este método apresentem grandes variações. Uma das primeiras variáveis é a forma como as trincas se propagam – Figura 4.8.

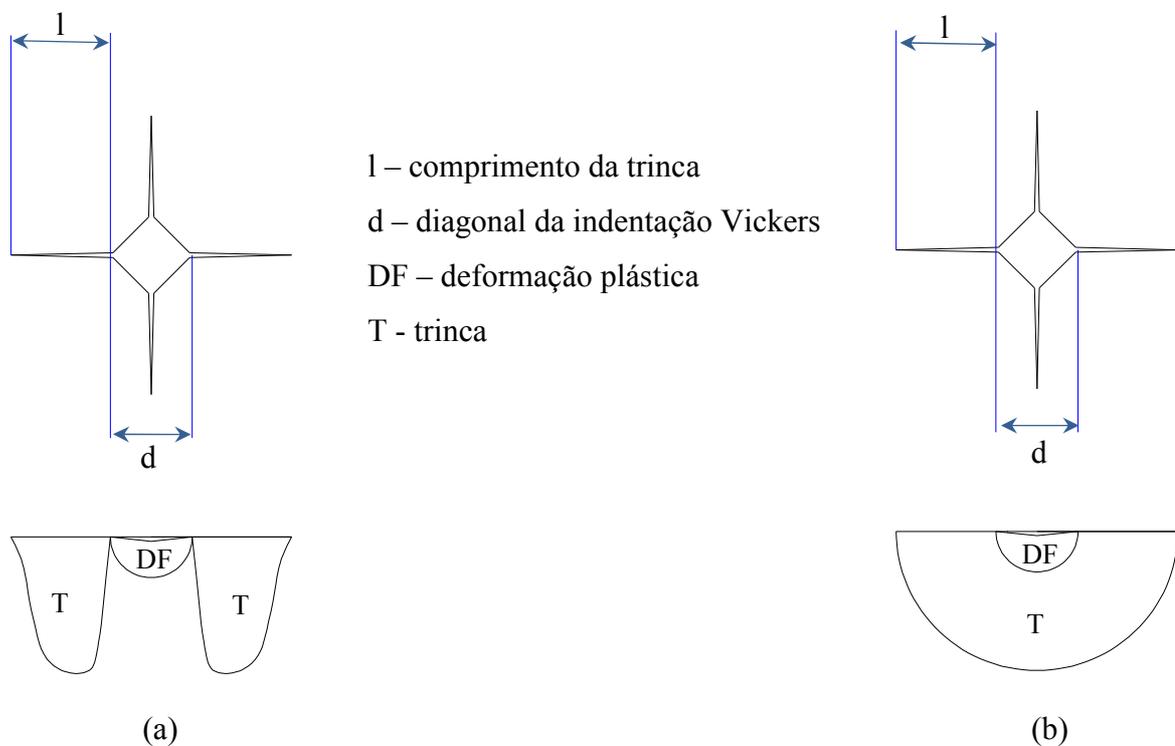


Figura 4.8 – Modelos representativos das fissuras em torno de uma indentação Vickers: (a) Palmqvist e (b) radiais ou medianas.

A indentação provoca a formação de trincas superficiais fora da cavidade de contato do indentador. As trincas são do tipo radial, para materiais muito frágeis (vidro, cerâmicos, diamante) ou de *Palmqvist* para materiais mais tenazes, como o metal duro. Para ambos os casos, as fissuras crescem perpendicularmente à superfície nos ciclos de carga e descarga do indentador. O crescimento acontece a partir dos vértices da impressão. A variedade de formação de trincas levou à formulação de diversas equações para o método de indentação. Das equações disponíveis, a mais usada para avaliar a tenacidade de materiais duros é a equação de Anstis et al. (1981):

$$K_{Ic} = 0,016 \sqrt{\frac{E}{HV}} \left(\frac{F}{\left(\frac{2l+d}{2}\right)^{\frac{3}{2}}} \right) \quad (4.1)$$

onde E é o módulo de Young em Pascal (Pa), HV a dureza Vickers em Pascal (Pa), F a força de indentação em Newton (N), l a média do comprimento das quatro trincas expressa em metros (m) e d é a média das duas diagonais da indentação expressa em metros (m).

O trabalho de Drory et al. (1995) estudou, por dois métodos, a tenacidade à fratura de filmes de diamante obtidos por deposição química de vapor sobre substratos de silício. Os valores obtidos pela Equação 4.1 estavam de acordo com os valores obtidos pelo método destrutivo.

Niihara, Morena e Hasselman (1982) propuseram duas equações distintas e que são independentes da força aplicada:

$$K_{Ic} = 0,035 \times \left(\frac{l}{d}\right)^{-\frac{1}{2}} \times \left(\frac{E \times \Phi}{HV}\right)^{\frac{2}{5}} \times \left(\frac{HV \times \left(\frac{d}{2}\right)^{\frac{1}{2}}}{\Phi}\right) \quad 0,25 \leq \frac{l}{d} \leq 2,5 \quad (4.2)$$

$$K_{Ic} = 0,129 \times \left(\frac{2l+d}{\frac{d}{2}}\right)^{-\frac{3}{2}} \times \left(\frac{E \times \Phi}{HV}\right)^{\frac{2}{5}} \times \left(\frac{HV \times \left(\frac{d}{2}\right)^{\frac{1}{2}}}{\Phi}\right) \quad \frac{2l+d}{\frac{d}{2}} \geq 2,5 \quad (4.3)$$

onde E é o módulo de Young em Pascal (Pa), HV a dureza Vickers em Pascal (Pa), l a média do comprimento das quatro trincas expressa em metros (m), d é a média das duas diagonais da indentação expressa em metros (m) e Φ fator de constrição que assume o valor de 3 para materiais frágeis.

O excesso de equações disponíveis e a disparidade entre os valores obtidos por este método e os demais métodos de medida de tenacidade à fratura, levaram a técnica de impressão a ser utilizada apenas como comparativo entre materiais da mesma classe e com processamento semelhante.

4.3. Processo de Síntese do Diamante CVD

As ferramentas de diamante CVD podem ser obtidas por deposição direta na geometria final ou por brazagem a vácuo de pequenos insertos em geometrias standard de ferramentas de corte (BAUER; INSPECKTOR; OLES, 2003). Muitas etapas estão envolvidas na obtenção das ferramentas brazadas. O primeiro passo consiste na obtenção de filmes espessos (150 a 1000 μm) em substratos de silício que depois são eliminados por ataque químico (dissolução em ácido). Os filmes de diamante resultantes são cortados a laser resultando em pequenos insertos de geometrias variadas que serão soldados nas extremidades de pastilhas de corte standard. A geometria final é conseguida por meio de técnicas de retificação e polimento. A alternativa passa pela deposição direta de filmes finos (5 a 50 μm) em insertos de corte produzidos em metal duro (WC-Co) ou em cerâmicos não-óxidos (o cerâmico mais usual é o Si_3N_4). O uso de WC-Co como substrato apresenta algumas dificuldades uma vez que o cobalto induz a formação de ligações de carbono tipo sp^2 (grafitização). A adesão é afetada pelas frágeis propriedades mecânicas na interface bem como pela diferença de coeficientes de dilatação térmica entre o diamante e o metal duro (ALMEIDA et al. 2006b). A deposição de diamante em substratos de Si_3N_4 é mais fácil do que em substratos de WC-Co (ZALAVUTDINOV et al., 1998). Todavia, o custo do cerâmico e sua maior fragilidade tornam o metal duro um substrato mais atrativo para a deposição de diamante. Some-se a essas diferenças a facilidade de reciclagem dos substratos de metal duro.

A nucleação de diamante a partir de uma fase gasosa em substratos não diamantados ocorre pelo modo Volmer-Weber uma vez que a força coesiva entre os átomos do material do filme é superior à força coesiva entre o filme e os átomos do substrato (GENERAL, 2009). À temperatura ambiente a fase estável do carbono é a grafite (BAUER; INSPECKTOR; OLES,

2003; DRAWL; MCCUNE, 1991). O diamante nas condições PTN (Pressão e Temperatura Normais) é uma fase metaestável – possui uma energia livre ligeiramente superior à energia livre da grafite (0,03 eV/átomo). A presença de hidrogênio atômico é fundamental durante a síntese do diamante CVD, pois remove a grafite ou inibe a sua formação além de promover a cristalização do diamante como fase metaestável (DRAWL; MCCUNE, 1991).

4.4. Comportamento do Diamante em Operação de Torneamento

A resistência ao desgaste por abrasão de diferentes classes de diamante policristalino pode ser visualizado com ensaios de torneamento em componentes de resina epoxy completamente preenchidos com sílica. Grãos grossos de diamante em compactos de PCD permitem vidas mais longas às ferramentas de usinagem. Contudo, ferramentas obtidas a partir de grãos finos de diamante permitem raios frontais de melhor qualidade com conseqüente melhora na rugosidade superficial da peça usinada. Para a maioria das aplicações é freqüente o uso de ferramentas com partículas de diamante com 10 μm (INTERNATIONAL, 1995). A Figura 4.9 mostra a evolução do desgaste do flanco com o tempo de torneamento a seco de corpos de prova em resina epoxy totalmente preenchida com sílica. Percebe-se que o desgaste de flanco diminui com o aumento do tamanho do cristal de diamante.

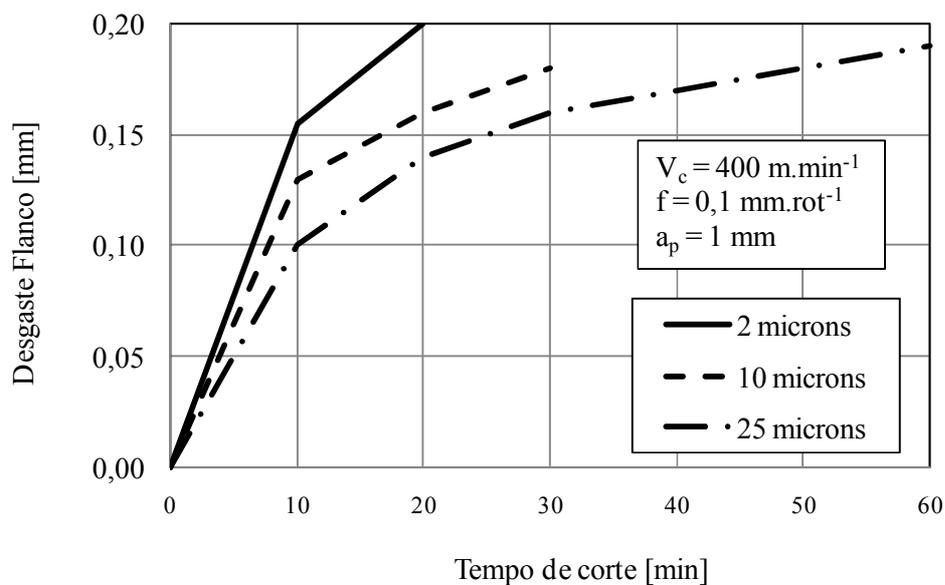


Figura 4.9 - Comparação da vida útil de três diferentes classes de diamante policristalino no torneamento de resina epoxy totalmente preenchida com sílica (INTERNATIONAL, 1995).

Uma tendência similar é observada na usinagem de ligas de alumínio com 18 % silício (Al-18Si) – Figura 4.10.

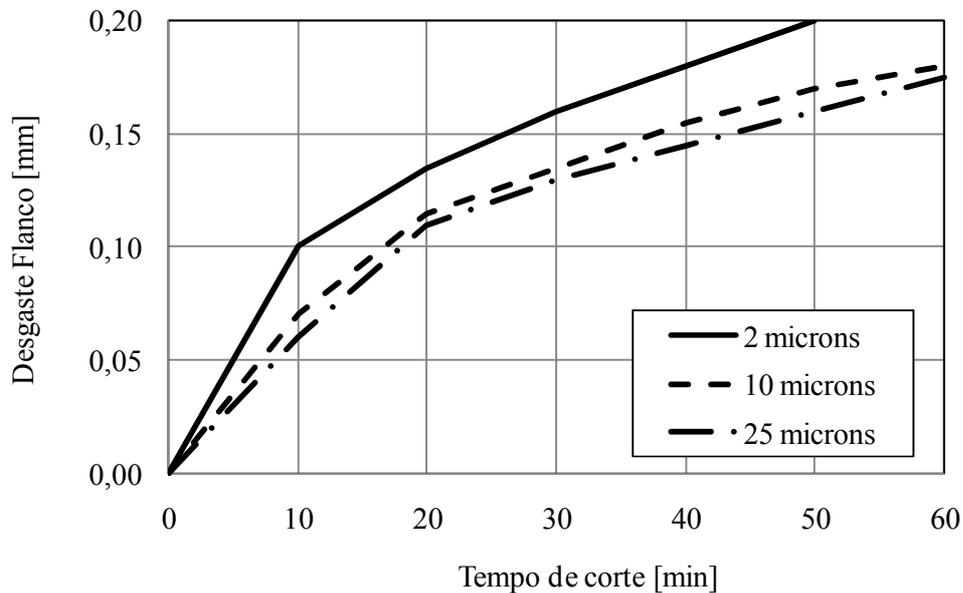


Figura 4.10 - Comparação da vida útil para três diferentes classes de diamante policristalino no torneamento a seco da liga Al-18Si (INTERNATIONAL, 1995).

As pesquisas desenvolvidas por Palanikumar (2006) e Sarma, Karunamoorthy, Palanikumar (2009) mostraram a influência dos parâmetros de corte na usinagem de cilindros poliméricos reforçados com fibras de vidro usando ferramentas de PCD. Os resultados permitiram concluir que baixas rugosidades superficiais são obtidas com baixos valores de avanço. O trabalho de Palanikumar, Mata e Davim (2008) mostrou que a rugosidade dos cilindros poliméricos reforçados com fibra de vidro pode ser reduzida com o aumento da velocidade de corte e diminuição do avanço.

O estudo de Gaitonde, Karnik e Davim (2009), avaliou a influência do avanço na usinagem de ligas de alumínio reforçadas com 20 % de partículas de carboneto de silício (SiC) fazendo uso de insertos PCD. A conclusão final evidenciou que a minimização das forças de corte se consegue com a diminuição do avanço. O trabalho de Sarma, Karunamoorthy e Palanikumar (2008) concluiu que o torneamento de cilindros poliméricos reforçados com fibras de vidro, usando ferramentas de c-BN, é favorecido em baixos avanços. Para estas condições o corte acontece com o desenvolvimento de menores forças.

Mesmo sendo conhecido que a dureza do PCD aumenta com o tamanho do cristal de diamante, Bai et al. (2004) ao estudarem os efeitos do tamanho de cristal de diamante do PCD na usinagem intermitente de madeira laminada, concluíram que a duração das ferramentas não é diretamente proporcional ao tamanho do cristal de diamante. Como consequência, foi encontrado um valor ideal para o cristal de diamante a partir do qual o rendimento da ferramenta é comprometido (compromisso entre aumento de dureza e diminuição de tenacidade). Para cristais de menor dimensão foi constatado que a vida útil da ferramenta foi determinada pela abrasão enquanto que para insertos com cristais de maiores dimensões a vida útil foi comprometida pela fragilidade que aumenta a possibilidade de quebra. A discussão dos fenômenos de desgaste (ARSECULARATNE; ZHANG; MONTROSS, 2006; BAI et al., 2004; PHILBIN; GORDON, 2005) em insertos PCD é um processo complexo que pode ser afetado por fatores intrínsecos (exemplo: estrutura física, propriedades mecânicas) ou extrínsecos (exemplo: carga de corte, condições de usinagem). A fase ligante atua, simultaneamente, como ponte e fronteira entre os grãos de diamante. A existência de variações na carga de corte fragiliza as fronteiras de grão originando o desgaste inter-granular como mostrado na Figura 4.11 (a). Por outro lado, em severos processos de desgaste os grãos de diamante podem ser quebrados em seus planos de clivagem como evidenciado na Figura 4.11 (b). As trincas de clivagem geradas durante o processo de síntese do diamante PCD também contribuem para o desgaste por clivagem. A presença de fase ligante no diamante PCD aumenta a sua tenacidade comparativamente ao diamante monocristalino. Com isso, a taxa de fratura frágil diminui (BAUER; INSPECKTOR; OLES, 2003; BROOKES, 1996; INTERNATIONAL, 1995).

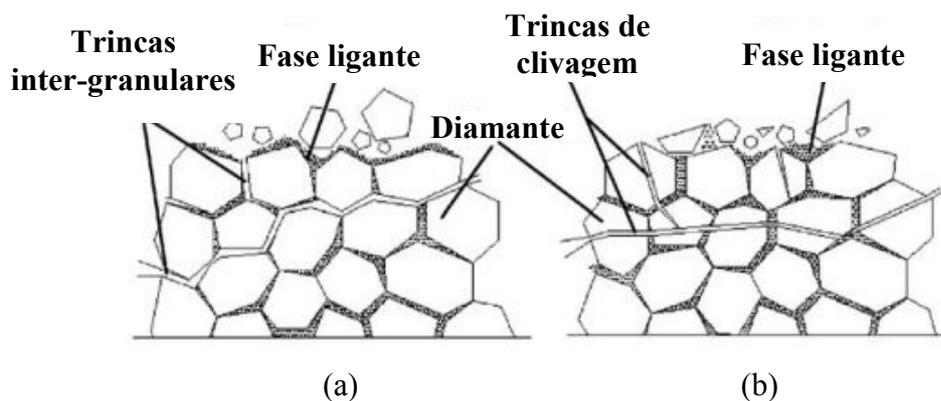


Figura 4.11 - Imagem ilustrativa dos modos de desgaste em insertos de PCD usados no fresamento de madeira laminada: (a) ruptura inter-granular; (b) ruptura por clivagem (BAI et al., 2004).

O trabalho recente de Nath, Rahman e Neo (2009), que estudou a micro-usinagem de componentes de metal duro com 15 % massa de cobalto recorrendo à técnica de corte por vibração elíptica ultra-sônica, concluiu que o uso de ferramentas PCD são uma alternativa viável para efetuar o acabamento de componentes de metal duro sinterizado com 15 % massa cobalto por vibração elíptica ultra-sônica. O mesmo trabalho concluiu que qualidade do corte é favorecida pela diminuição da velocidade de corte e do avanço.

A revisão bibliográfica revelou que as ferramentas diamantadas são fortes candidatas à usinagem de componentes em metal duro sinterizado onde o diamante PCD, por apresentar maior tenacidade face ao diamante natural e ao diamante CVD, se apresenta como uma opção a ser explorada. Neste contexto, o objetivo deste trabalho visa estudar a influência dos parâmetros de corte e do tamanho de cristal de diamante na usinagem a seco de componentes de metal duro sinterizado.

5. Materiais e Métodos

A preparação dos corpos de prova de metal duro e sua caracterização realizaram-se dentro das instalações da Durit Brasil Ltda. Os insertos de usinagem foram preparados pela empresa Brasileira Tecno Tools e a sua caracterização conduzida dentro do laboratório de Engenharia de Materiais Cerâmicos da Universidade de Aveiro, Portugal. Os ensaios de torneamento foram realizados no chão de fábrica da Durit Brasil Lta em Simões Filho, Bahia.

A primeira parte da investigação visa testar três diferentes tipos de PCD em condições distintas de usinagem. Este ensaio exploratório foi preparado de acordo com um projeto fatorial multi-nível com 3 fatores. O estudo das forças de usinagem durante o processo de torneamento bem como da rugosidade obtida, permitem compreender os fenômenos de desgaste para cada condição. A segunda etapa do trabalho visa testar, estatisticamente, qual classe de PCD que consegue obter melhores superfícies usinadas. O tratamento dos dados experimentais foi baseado na análise das médias e das variâncias – ANOVA (Analysis of Variance). Este método aceita ou rejeita a hipótese H_0 de igualdade das médias populacionais. Se H_0 for rejeitada, admite-se que pelo menos uma das médias é significativamente diferente das demais. A magnitude numérica destas variâncias é comparada formalmente por meio do teste de Fisher (teste F). O teste F é geralmente utilizado para comparar variâncias e decidir se são ou não significativamente diferentes. Mediante este teste, é feita a relação entre a estimativa do desvio padrão (σ), com base nas diferenças entre as médias, e a estimativa de σ por média ponderada das variâncias amostrais, conforme evidenciado na Equação 5.1 (MONTGOMERY, 2001):

$$F = \frac{S_1^2}{S_2^2} \quad (5.1)$$

onde:

$$S_1^2 = \frac{\left[n_1 \left(\bar{x}_1 - \bar{x} \right)^2 \times n_2 \left(\bar{x}_2 - \bar{x} \right)^2 \times n_k \left(\bar{x}_k - \bar{x} \right)^2 \right]}{(m-1)} \quad (5.2)$$

$$S_2^2 = \frac{\left[\left(\sum_{\text{grupo1}} (x_i - \bar{x}_1)^2 \right) \times \left(\sum_{\text{grupo2}} (x_i - \bar{x}_2)^2 \right) \times \left(\sum_{\text{grupok}} (x_i - \bar{x}_k)^2 \right) \right]}{(N - m)} \quad (5.3)$$

m é o número de grupos, N o tamanho amostral total, \bar{x}_k é a média amostral do grupo k e n_k é o tamanho amostral do grupo k .

Como estas estimativas de variância são construídas a partir de dois tipos diferentes de variabilidade, quanto mais elas diferirem, mais evidência existe de diferença nas médias. O valor de F calculado pela Equação 5.1 é comparado com uma distribuição F com $(m-1)$ e $(N-m)$ graus de liberdade para obter um valor de p . Desta forma a hipótese H_0 será rejeitada se $F > F_{\alpha, (m-1), (N-m)}$ onde α é o nível de significância escolhido para o teste. O procedimento do teste é unilateral, pois sendo H_0 falsa, F tenderá sempre a crescer.

Os projetos de experimentos e a análise estatística dos resultados foram elaborados com o auxílio do *software* MINITAB versão 15.

5.1. Processamento dos Corpos de Prova de Metal Duro

O metal duro selecionado para o trabalho experimental consiste em uma mistura de grãos de WC com 2,5 μm de granulometria média embebidos numa matriz com 15 % massa de cobalto (1,2 μm de tamanho de grão). A Figura 5.1 evidencia as dimensões finais dos cilindros fabricados pelo processo de metalurgia de pós. A presença de pontos permite o uso de contra-ponto durante o torneamento minimizando, assim, a interferência de vibrações.

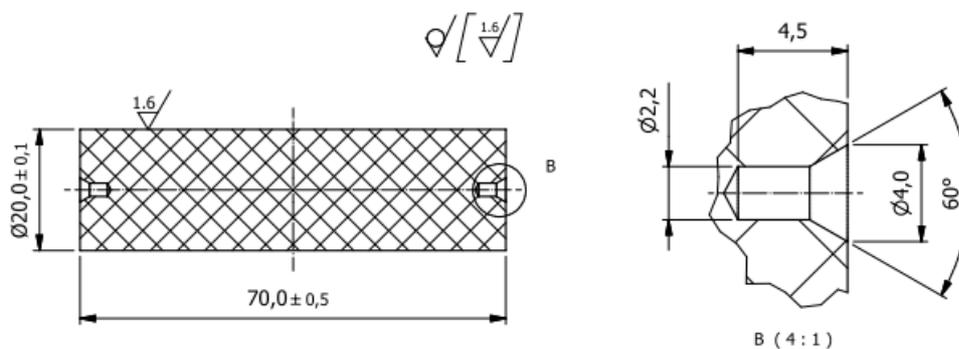


Figura 5.1 – Dimensões do corpo de prova.

O fluxograma da Figura 5.2 apresenta a seqüência operatória para a obtenção dos cilindros sinterizados. Para minimizar ruídos indesejados à análise, todas as etapas do processo foram executadas na mesma máquina e pelo mesmo operador. O lote de matéria prima foi o mesmo para todos os corpos de prova.

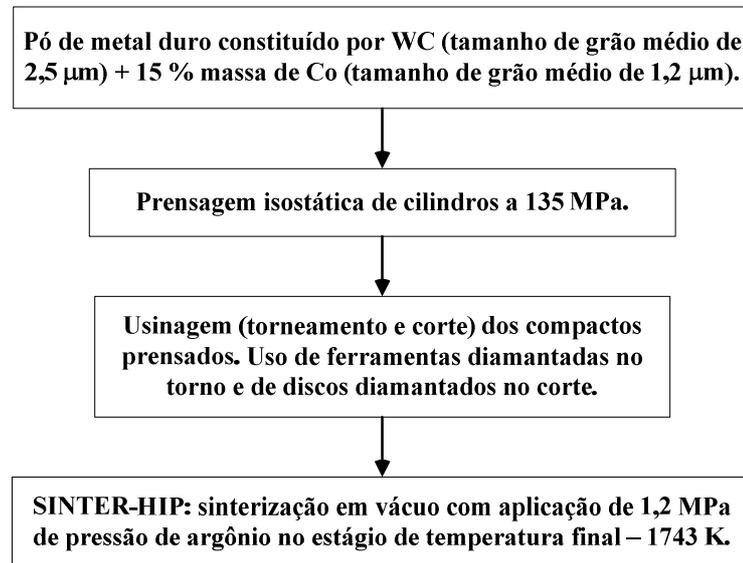


Figura 5.2 - Fluxograma ilustrativo da obtenção dos cilindros de metal duro sinterizado.

A Figura 5.3 representa o ciclo de sinterização típico para componentes com 15 % massa de cobalto e WC com grão médio de 2,5 µm.

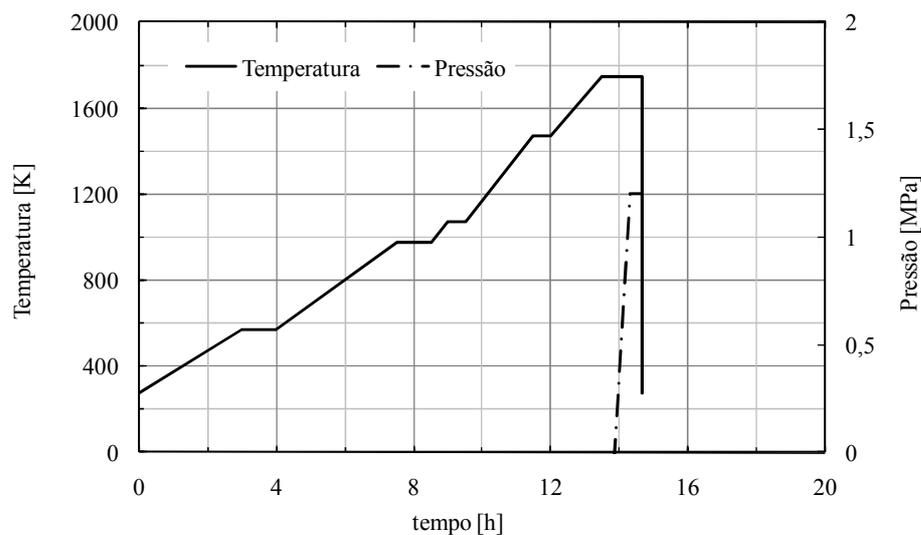


Figura 5.3 - Ciclo de sinterização SINTER-HIP com patamar a 1743 K por 1,2 h, seguido de aplicação de pressão, com argônio, por 0,33 h a 1,2 MPa.

Os produtos sinterizados em presença de fase líquida normalmente apresentam alguma deformação. Para garantir uniformidade do diâmetro externo de todos os cilindros sinterizados, os mesmos foram retificados em uma máquina de retificação cilíndrica usando rebolo resinóide diamantado com granulometria D181 (grãos de diamante com tamanho médio de 181 μm). Durante o processo de retificação usou-se líquido refrigerante e baixa taxa de remoção de material para evitar a introdução de tensões residuais compressivas.

5.2. Caracterização dos Corpos de Prova de Metal Duro Sinterizado

A análise metalúrgica e dimensional dos cilindros sinterizados seguiu as etapas dos fluxogramas a) e b) da Figura 5.4. A caracterização dos cilindros de metal duro visa assegurar que a qualidade do material sinterizado está de acordo com os padrões de aceitação da Durit Brasil Ltda.

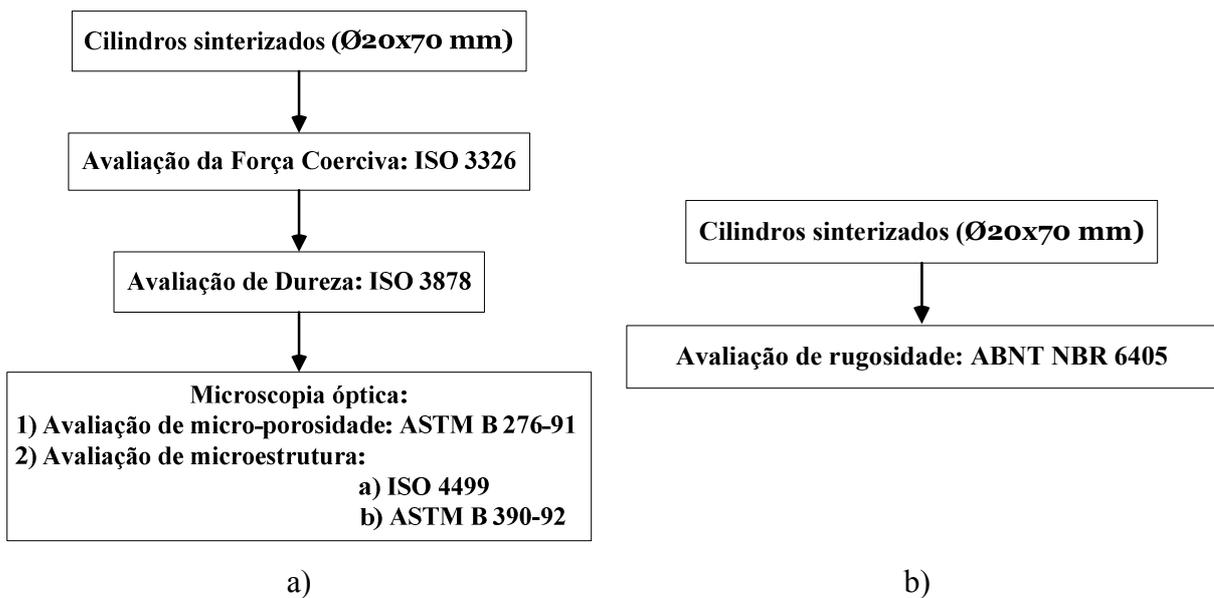


Figura 5.4 - Fluxogramas ilustrativos da avaliação: a) metalúrgica e b) dimensional dos corpos de prova de metal duro sinterizados.

As observações por microscopia óptica e as medidas de propriedades mecânicas por análise de indentação foram feitas sobre superfícies polidas. A preparação de uma superfície polida consiste em executar diversas fases de desgaste superficial por desbaste, lapidação e polimento. Deste modo são retiradas, sucessivamente, camadas deformadas até à exposição do seu interior. Como resultado, obtém-se uma melhora do acabamento superficial. O desbaste das amostras foi feito em retificadora tangencial usando rebolo resinóide D126

(grãos de diamante com 126 μm de tamanho médio) e emulsão de corte. Posteriormente, as faces foram polidas, em seqüência, com pastas diamantadas de granulometrias 40, 15, 7 e 3 μm . A preparação das amostras de metal duro é um processo crítico para obter resultados credíveis nas análises metalográficas (KANG, ROEMER, GHOSH, 2000). A microscopia óptica foi utilizada em apoio às operações de polimento.

A medição da Força Coerciva (H_c) seguiu os padrões da norma ISO 3326. Os testes foram realizados sobre cinco amostras sinterizadas - Figura 5.5. Para cada amostra tomou-se a média de seis valores.

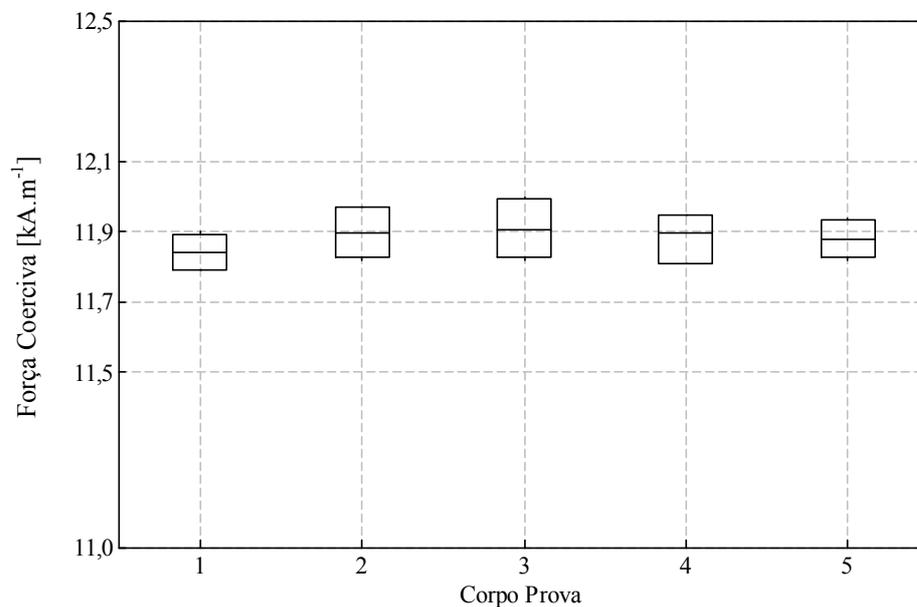


Figura 5.5 – Força coerciva de cinco cilindros de metal duro.

A Tabela 5.1 é o sumário da análise de ANOVA para os valores da força coerciva com nível de significância de 0,05.

Tabela 5.1 – Sumário da análise de ANOVA com nível de significância de 0,05 para a força coerciva após o processo de sinterização em 5 cilindros de metal duro.

Resposta	Graus de liberdade	Soma dos quadrados	Média dos quadrados	F_0	Valor de p
Corpo Prova	4	0,01529	0,00382	0,78	0,549
Erro	25	0,12265	0,00491		
Total	29	0,13794			

O valor de p revela que não existe diferença entre a força coerciva das amostras que serão ensaiadas no processo subsequente de torneamento. Uma vez que a força coerciva é sensível ao balanço de carbono, tamanho de grão do WC e ao teor de cobalto, é possível afirmar que os cilindros não apresentam diferenças entre si.

Os usos do mesmo lote de matéria prima e do mesmo ciclo de sinterização contribuíram para a uniformidade da força coerciva. Os intervalos de aceitação para a produção de metal duro são estabelecidos de forma a que se garanta qualidade às peças fabricadas. Contudo, para a realização deste trabalho, especial ênfase foi dada à necessidade de se conseguir corpos de prova o mais uniformes possível como garantia de que os resultados do torneamento não fossem influenciados por possíveis diferenças microestruturais dos cilindros sinterizados.

5.2.1. Dureza dos Corpos de Prova de Metal Duro

Os ensaios de dureza foram conduzidos em um durômetro Wolpert modelo Dia 2 Rc, sendo a dureza Vickers determinada de acordo com a norma ISO 3878. Em cada cilindro de metal duro analisado foram realizadas 3 indentações em toda a superfície contemplando núcleo e periferia. A Tabela 5.2 descreve os parâmetros dos ensaios de indentação.

Tabela 5.2 - Parâmetros usados na medição da dureza HV30 dos cilindros de metal duro.

Força (F):	294 N
Número de indentações por face:	3
Número de cilindros:	5
d:	distância da diagonal em milímetros
Temperatura dos ensaios:	296 K
Tempo de estabilização:	15 s

A medição do tamanho das indentações para o cálculo da dureza foi feita em microscópio óptico assistido com o “software” LAS EZ 1.8.0 da Leica.

A análise de ANOVA para testar se existem diferenças entre as durezas com um nível de significância de 0,05 está apresentada na Tabela 5.3. O resultado do valor de p comprova que não existe diferença entre as durezas dos cilindros.

Tabela 5.3 – Sumário da análise de ANOVA para a dureza (HV30) em 5 cilindros de metal duro com nível de significância de 0,05 antes de realizar as operações de torneamento.

Resposta	Graus de liberdade	Soma dos quadrados	Média dos quadrados	F_0	Valor de p
Fator	4	0,03549	0,00887	2,75	0,089
Erro	10	0,03227	0,00323		
Total	14	0,06776			

A Figura 5.6 mostra os valores de dureza obtidos para os cinco cilindros de metal duro sinterizados.

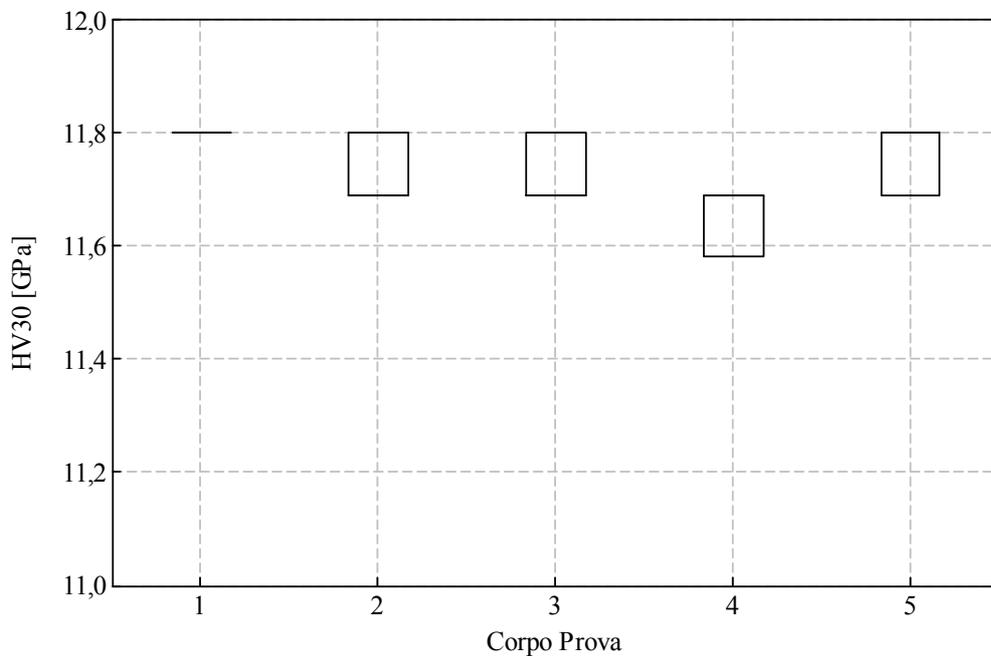


Figura 5.6 – Dureza (HV30) de 5 cilindros de metal duro medida antes dos testes de torneamento.

Os resultados da Tabela 5.3 e da Figura 5.6 indicam que não existem diferenças entre as durezas dos cilindros de metal duro que serão testados nos ensaios de torneamento.

5.2.2. Rugosidade dos Cilindros de Metal Duro

A rugosidade superficial é um tipo de erosão microscópica deixada pela usinagem e imperceptível ao olho humano. A sua detecção é possível com aparelhos especiais e de altíssima precisão – rugosímetros. No Brasil, os conceitos de rugosidade superficial são

determinados pela norma ABNT NBR 6405 (1988) adotando o sistema da linha média. Além do Brasil, Estados Unidos da América, Inglaterra, Japão e Rússia adotam o mesmo sistema.

A medição dos valores de rugosidade foi realizada em um rugosímetro Form Talysurf series 2 da Taylor Hobson. A Tabela 5.4 mostra os parâmetros para a medição das rugosidades R_a mantendo constante a velocidade de medição em $0,50 \text{ mm.s}^{-1}$.

Tabela 5.4 - Parâmetros usados na medição das rugosidades.

Item	Tipo Filtro	Percurso de medição	Pontos de corte	Comprimento da amostragem
Cilindros	Gaussiano	4 mm	5	0,8 mm

A Figura 5.7 mostra os valores de rugosidade obtidos em cinco cilindros. Para cada cilindro foram feitas três medições.

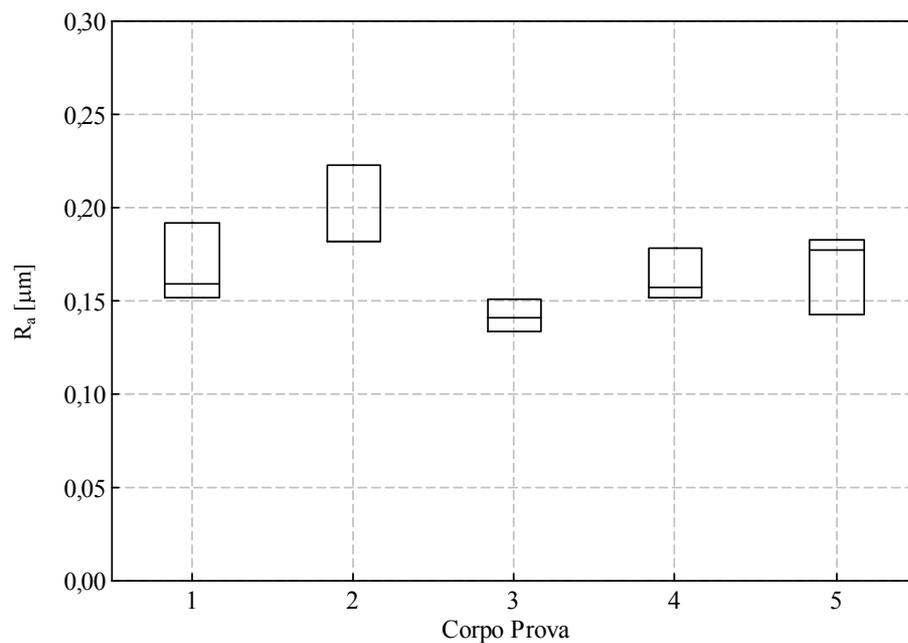


Figura 5.7 – Rugosidade média (R_a) obtida em 5 cilindros de metal duro antes dos testes de torneamento.

A análise de ANOVA para testar a diferença entre as rugosidades antes da operação de torneamento com um nível de significância de 0,05 está apresentada na Tabela 5.5. O resultado do valor de p comprova que não existem diferenças entre as rugosidades dos cilindros.

Tabela 5.5 – Sumário da análise de ANOVA para a rugosidade R_a em 5 cilindros de metal duro com nível de significância de 0,05 antes de realizar as operações de torneamento.

Resposta	Graus de liberdade	Soma dos quadrados	Média dos quadrados	F_0	Valor de p
Fator	4	0,004408	0,001102	3,16	0,064
Erro	10	0,003491	0,000349		
Total	14	0,007899			

5.2.3. Porosidade

A análise do nível de porosidade bem como do carbono não combinado foi feita sobre amostras polidas a $3 \mu\text{m}$ com uma ampliação de 200X, e de acordo com a norma ASTM B 276-91. Esta norma distingue microporosidade do tipo A, B e C. A microporosidade do tipo A corresponde a poros inferiores a $10 \mu\text{m}$ enquanto que a porosidade do tipo B corresponde a poros com dimensões compreendidas entre 10 e $25 \mu\text{m}$. Os números associados a cada letra correspondem à % volúmica de cada tipo de porosidade: 02 corresponde a 0,02 % vol.; 04 corresponde a 0,06 % vol.; 06 corresponde a 0,2 % vol. e 08 corresponde a 0,6 % vol. A porosidade do tipo C está associada à existência de carbono não combinado. Uma microestrutura do tipo A00B00C00 não possui microporosidade e não tem carbono livre precipitado sob a forma de grafite. A avaliação das superfícies polidas revelou a ausência de micro porosidade do tipo A e do tipo B, bem como de carbono precipitado sobre a forma de grafite - Figura 5.8. Para garantir a boa focagem, a imagem revela, também, uma indentação Vickers.

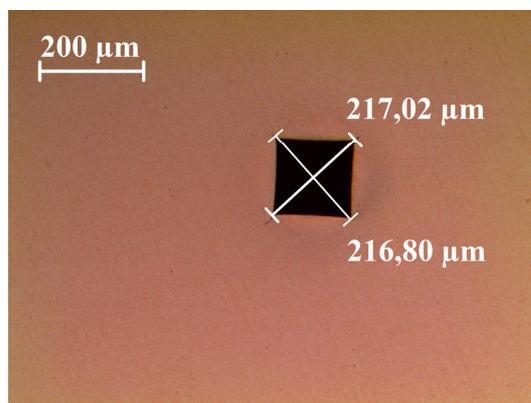


Figura 5.8 – Fotografia da superfície polida e sem ataque químico do metal duro sinterizado obtida por microscopia óptica.

5.2.4. Microestrutura

A análise da microestrutura foi feita em microscópio óptico sobre amostras polidas até 3 μm . Após polimento as amostras foram atacadas quimicamente com reagente Murakami (10 g ferrocianato de potássio, 10 g hidróxido de sódio e 100 ml de água) durante 5 min, à temperatura de 296 K, de acordo com a norma ISO 4499. A revelação de fase η conseguiu-se com o mesmo ataque químico mas apenas durante 20 s. A determinação do tamanho médio dos grãos de WC das amostras sinterizadas foi feita por comparação de acordo com a norma ASTM B 390-92.

A análise das superfícies atacadas com o reagente Murakami não revelou a existência da fase η . A fase η é típica em materiais que não apresentam adequado balanceamento de carbono. De acordo com a norma internacional ISO 4499, a microestrutura evidencia uma distribuição homogênea de grãos de WC numa matriz de Co - Figura 5.9.

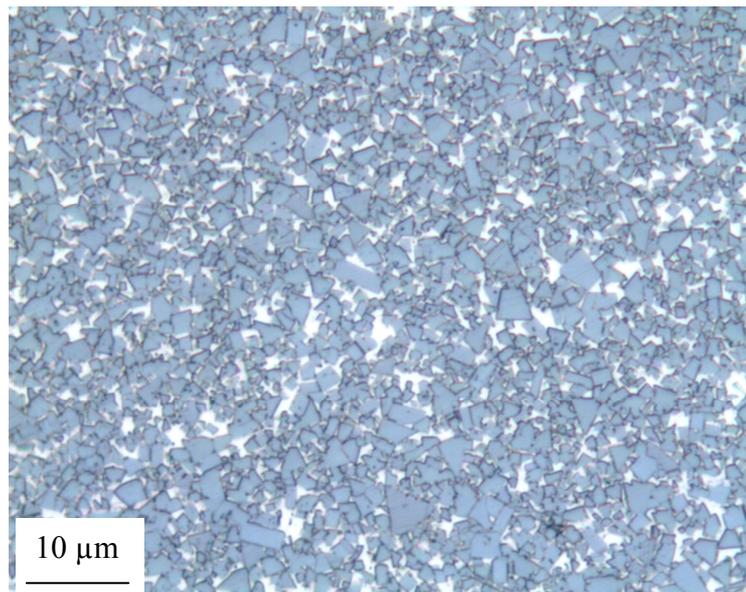


Figura 5.9 – Fotografia da microestrutura do metal duro sinterizado atacada por 5 min com reagente Murakami obtida por microscopia óptica.

A avaliação da microestrutura juntamente com a análise da força coerciva e dureza dos cilindros sinterizados, permite assegurar que os ensaios de torneamento não serão influenciados por diferenças entre os corpos de prova.

5.3. Ferramentas de Corte

As ferramentas de corte usadas foram insertos DCMW11T302 com uma aresta de diamante PCD (pastilha de 55 °, neutra, 7 ° de ângulo de folga, 11 mm de comprimento de aresta, 3,97 mm de espessura e 0,2 mm de raio na ponta). Para os ensaios foram selecionados três classes comerciais distintas de PCD: 1500, 1600, 1800. De acordo com o fabricante (DIAMOND, 2009) o PCD 1500 é caracterizado por possuir grãos de diamante com 25 μm embebidos em cobalto como ligante. O PCD 1600 é caracterizado por possuir grão de diamante com 4 μm embebidos em cobalto como ligante. O PCD 1800 é caracterizado por possuir uma distribuição bimodal de grãos de diamante – 25 μm e 4 μm - embebidos em cobalto como ligante. A caracterização dos insertos de corte foi feita de acordo com o diagrama da Figura 5.10.

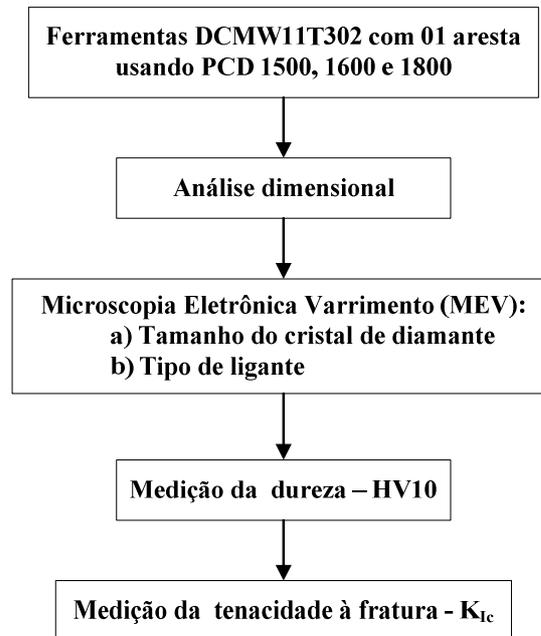


Figura 5.10 - Fluxograma ilustrativo da avaliação dimensional e estrutural dos insertos de usinagem com aresta de PCD.

5.3.1. Caracterização Dimensional e Microestrutural

A Tabela 5.6 apresenta os dados da verificação dimensional realizada aos insertos recebidos. Os resultados revelam que os insertos cumprem os requisitos dimensionais das ferramentas DCMW11T302.

Tabela 5.6 – Sumário da análise dimensional de cada inserto de PCD.

Tipo de PCD	Ângulo de ponta [°]	Ângulo de folga [°]	Raio da ponta [mm]	R _a da superfície de saída 8 [μm]
1500	55,017	7,1960	0,1876	0,0110
1600	54,950	7,4870	0,2060	0,0106
1800	55,030	7,4631	0,1992	0,0105

A Figura 5.11 mostra as microestruturas obtidas por MEV para os três tipos de PCD usados. As microestruturas obtidas são similares às apresentadas pelo fabricante.

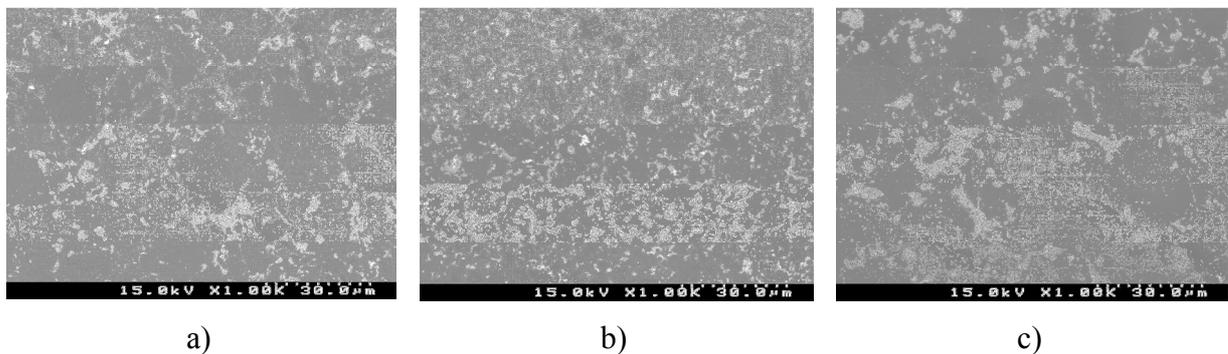


Figura 5.11 – Microestruturas obtidas por MEV dos 3 tipos de diamante: a) PCD 1500; b) PCD 1600 e c) PCD 1800.

A Figura 5.12 corresponde à análise por dispersão de energia (análise de EDS) realizada em cada tipo de diamante. O resultado da análise confirma o cobalto como elemento ligante dos grãos de PCD para as três classes. A análise quantitativa por EDS de cada elemento constituinte dos PCD não é possível. O carbono é o elemento principal e não permite uma correta avaliação por este tipo de análise devido à sua baixa massa específica. Os picos de tungstênio existentes nas análises podem ser resultado do próprio processo de obtenção do PCD ou do processo de brasagem do PCD ao substrato de metal duro que possui W na sua composição. É importante salientar que classes de PCD com grão fino de diamante necessitam de maior quantidade de cobalto para sinterizar. A análise de EDS evidencia que o PCD 1600 possui maior quantidade de cobalto quando comparado com as outras classes de PCD. A maior quantidade de cobalto reduz a temperatura máxima de uso do PCD.

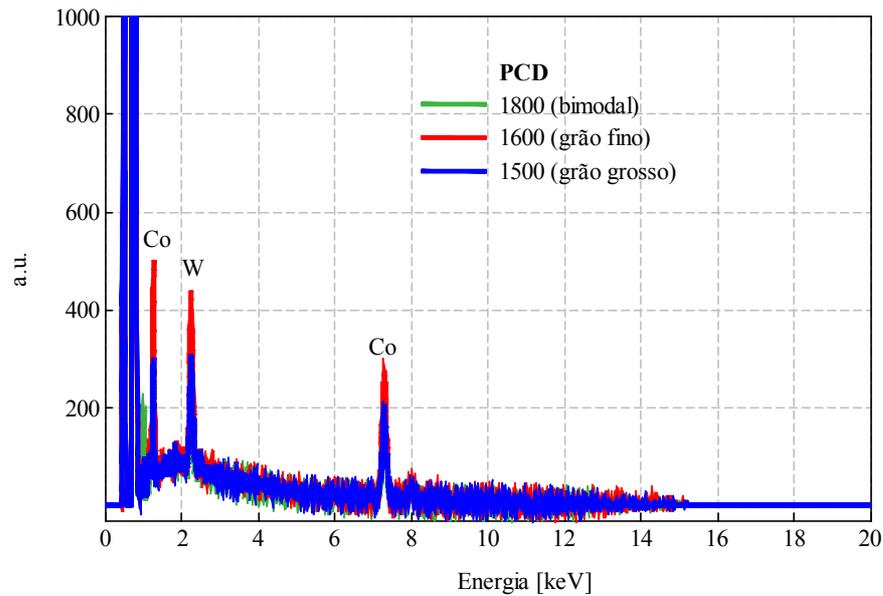


Figura 5.12 – Análise de EDS para os três tipos de PCD.

5.3.2. Dureza das Ferramentas de Corte

Os parâmetros dos ensaios de indentação para medição da dureza Vickers com carga de 10 kg estão descritos na Tabela 5.7. Antes de se proceder às indentações que permitiram o cálculo da dureza, as amostras foram polidas, em seqüência, com pastas diamantadas de granulometrias 15, 7 e 3 μm . A medição das diagonais das indentações foi feita com sistema de análise de imagem LAS EZ 1.8.0 da Leica.

Tabela 5.7 - Parâmetros usados na medição da dureza HV10 dos insertos de PCD.

Força (F):	98 N
Número de indentações por PCD:	5
Temperatura dos ensaios:	296 K
Tempo de estabilização:	15 s

O gráfico da Figura 5.13 revela os valores de durezas HV10 de cada um dos tipos de PCD. Para cada tipo de PCD foram analisadas 5 amostras sendo que em cada amostra se realizou uma indentação Vickers com 98 N de força.

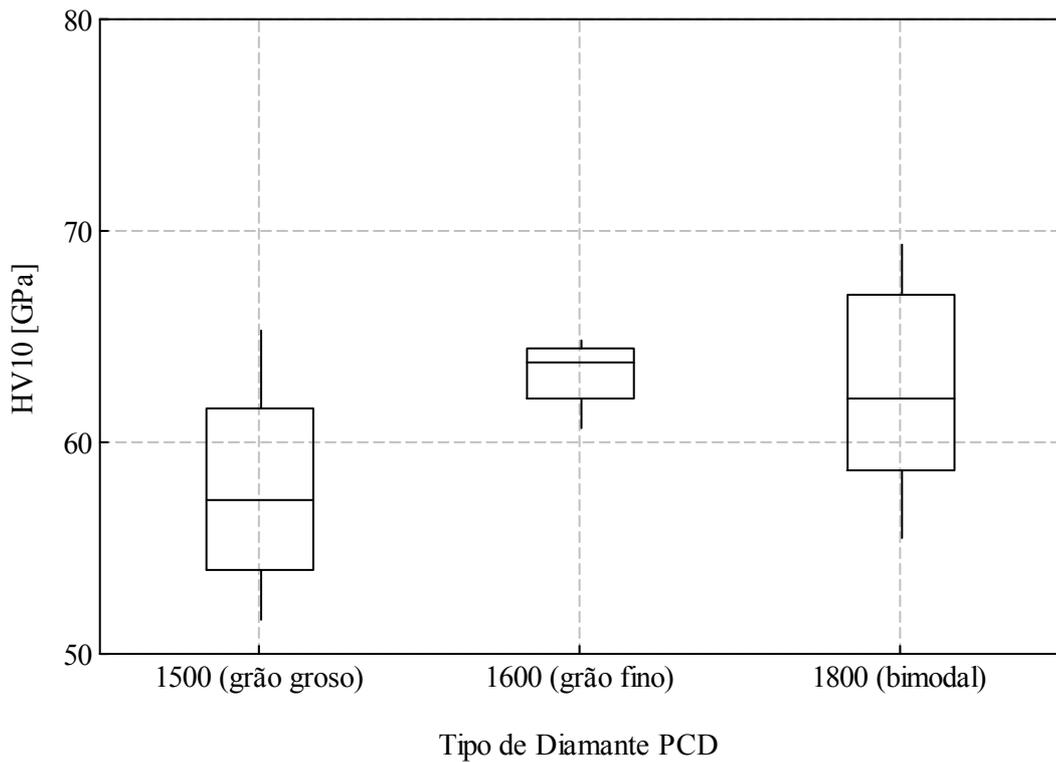


Figura 5.13 – Dureza (HV10) para os três tipos de diamante PCD.

A Tabela 5.8 apresenta o sumário da análise de ANOVA onde se testa com um nível de significância de 0,05 se os insertos apresentam diferença de durezas. As diferenças em termos de quantidade de ligante e de granulometria dos cristais de diamante não resultaram em diferenças significativas de dureza (valor de $p > 0,05$).

Tabela 5.8 – Sumário da análise de ANOVA para a dureza dos três tipos de diamante PCD com nível de significância de 0,05.

Resposta	Graus de liberdade	Soma dos quadrados	Média dos quadrados	F_0	Valor de p
Fator	2	96	48	2,78	0,102
Erro	12	207,4	17,3		
Total	14	303,4			

As Figuras 5.14 a 5.16 evidenciam a distribuição dos resultados de dureza para cada tipo de PCD. Para todos os casos os valores seguem uma distribuição normal.

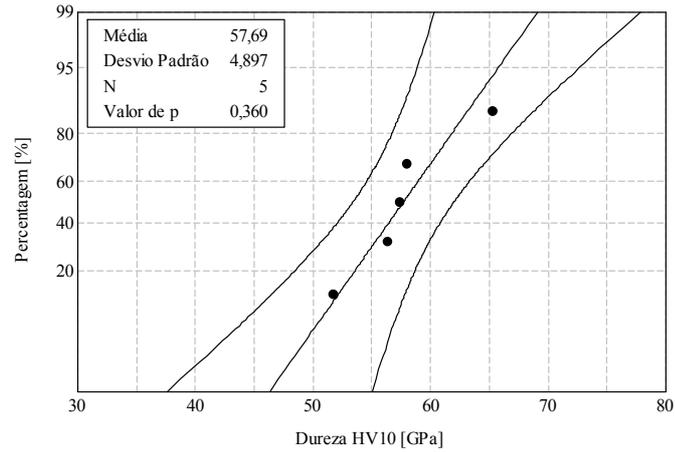


Figura 5.14 – Teste de distribuição normal para os dados de dureza do diamante PCD 1500.

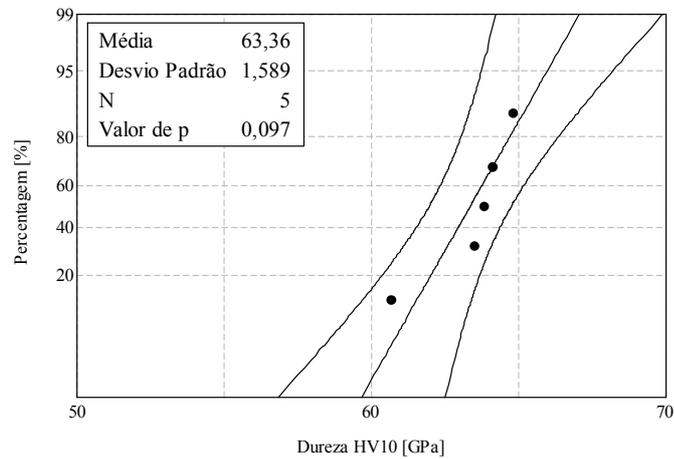


Figura 5.15 – Teste de distribuição normal para os dados de dureza do diamante PCD 1600.

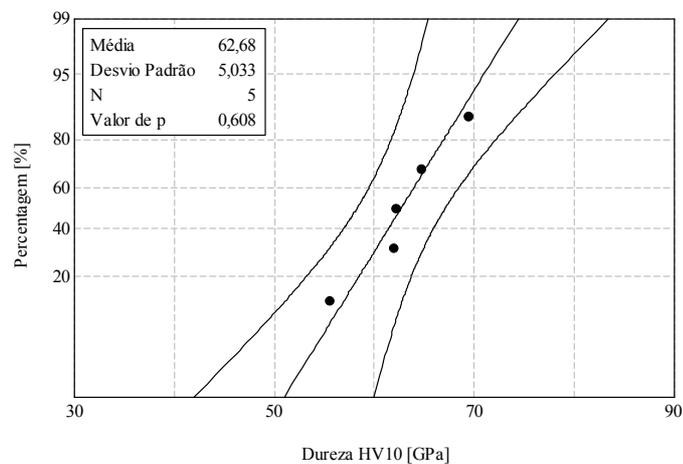


Figura 5.16 – Teste de distribuição normal para os dados de dureza do diamante PCD 1800.

A Figura 5.17 mostra que os resíduos resultantes da análise da ANOVA seguem uma distribuição normal.

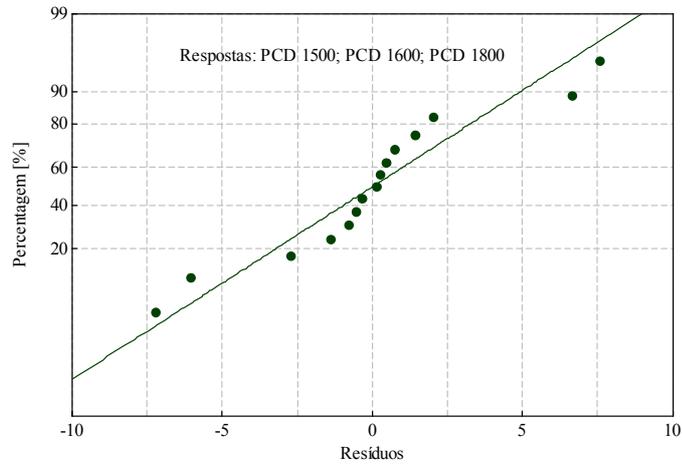


Figura 5.17 – Teste de distribuição normal para os resíduos resultantes da análise de ANOVA.

5.3.3. Tenacidade à Fratura das Ferramentas de Corte

Os ensaios para obtenção dos valores de tenacidade nos diamantes PCD 1500, 1600 e 1800 foram efetuados sobre amostras polidas até $3\mu\text{m}$. Para cada tipo de PCD foram analisadas 5 amostras sendo que em cada amostra se realizou uma indentação Vickers usando força de 98 N. As condições de ensaio foram similares às usadas para a obtenção dos valores da dureza Vickers. As trincas foram medidas usando microscopia óptica assistida com o “software” LAS EZ 1.8.0 da Leica. A Tabela 5.9 mostra os dados experimentais da análise das fissuras para o cálculo da tenacidade à fratura.

Tabela 5.9 – Tenacidade à fratura para os três tipos de PCD.

Tipo PCD	Diagonal	Trincas	HV [GPa]	$c = (2l_{\text{média}} + d_{\text{média}})/2$ [μm]	$a = d_{\text{média}}/2$ [μm]	c/a	l/a	K_{Ic} [$\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$]	
	$d_{\text{média}}$ [μm]	$l_{\text{média}}$ [μm]						Anstis	Niihara
1500 (grão grosso)	56,01	29,09	57,94	57,09	28,00	2,04	1,04	13,51	15,56
	56,31	36,64	57,31	64,79	28,16	2,30	1,30	11,23	13,85
	52,78	35,57	65,25	61,96	26,39	2,35	1,35	11,26	14,24
	59,32	28,27	51,64	57,93	29,66	1,95	0,95	14,00	15,61
	56,84	34,80	56,29	63,22	28,42	2,22	1,22	11,76	14,19
1600 (grão fino)	53,51	38,89	63,48	65,64	26,75	2,45	1,45	10,47	13,58
	52,97	26,77	64,78	53,25	26,48	2,01	1,01	14,18	16,41
	53,26	31,46	64,08	58,09	26,63	2,18	1,18	12,51	15,12
	53,36	24,66	63,82	51,34	26,68	1,92	0,92	15,09	17,07
	54,74	22,20	60,65	49,57	27,37	1,81	0,81	16,32	17,90
1800 (bimodal)	54,1	17,1	62,10	44,12	27,05	1,63	0,63	19,20	20,46
	54,2	20,4	61,87	47,47	27,11	1,75	0,75	17,25	18,73
	51,2	19,0	69,31	44,58	25,60	1,74	0,74	17,90	19,62
	57,3	26,6	55,44	55,22	28,63	1,93	0,93	14,52	16,21
	53,0	24,4	64,67	50,94	26,51	1,92	0,92	15,17	17,17

Os resultados encontrados para a tenacidade à fratura estão apresentados na Figura 5.18 e são superiores aos valores disponíveis na literatura para diamantes PCD (ACHILES; BRONDSTED, 2008; BAUER; INSPECKTOR; OLES, 2003, BROOKES, 1996; INTERNATIONAL, 1995; OOSTHUIZEN, 2009).

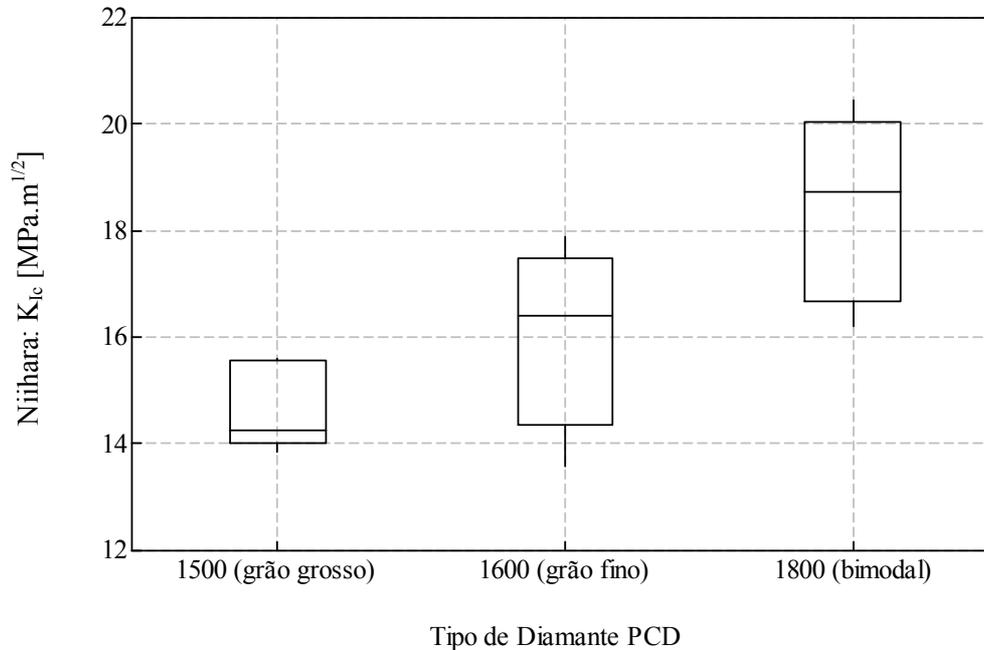


Figura 5.18 – Tenacidade à fratura (K_{Ic}) para os três tipos de diamante PCD.

O ensaio de tenacidade não visa quantificar o valor da característica. O objetivo é estudar se existe diferença entre os valores de tenacidade dos três tipos de PCD, ou seja, trata-se de um ensaio comparativo entre materiais do mesmo tipo, do mesmo fabricante e com semelhantes roteiros de fabricação.

O uso da expressão de Anstis et al. (1981) para o cálculo da tenacidade prevê a condição de $c \geq 2a$. Para o PCD 1500 e PCD 1600 esta condição é satisfeita em quase todas as replicas. No caso do PCD 1800 a condição de $c \geq 2a$ não chega a ser satisfeita. Os valores da tenacidade obtidos com a expressão de Niihara, Morena e Hasselman (1982) respeitando a condição de $0,25a \leq l \leq 2,5a$ são superiores aos valores obtidos pela expressão de Anstis. Como o objetivo é estudar se existe diferença entre os valores de tenacidade dos três tipos de PCD, optou-se pelo uso dos valores resultantes da equação de Niihara, Morena e Hasselman (1982). A Figura 5.19 evidencia uma indentação Vickers no PCD 1800. Além da revelação da

pirâmide característica de uma indentação desta natureza, percebem-se, também, as trincas que se geram a partir dos vértices da pirâmide.

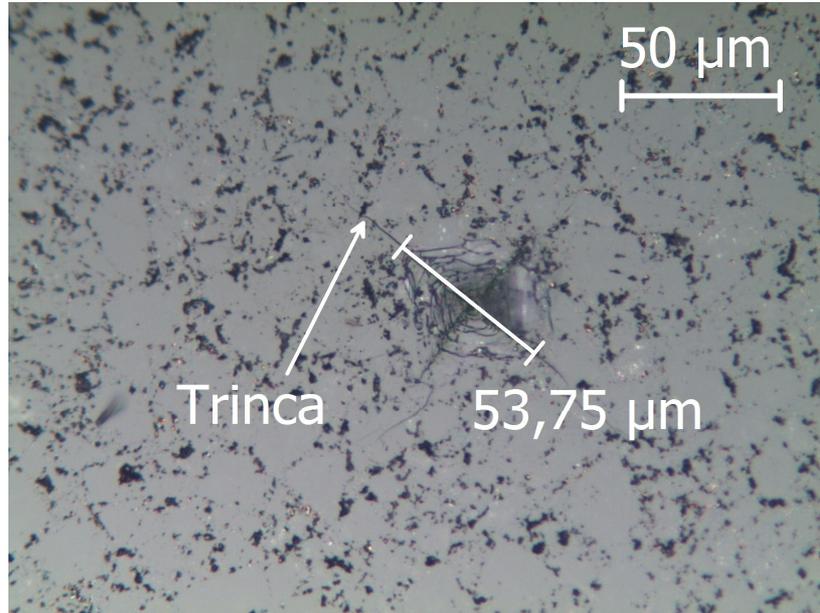


Figura 5.19 – Indentação Vickers no PCD 1800.

A Tabela 5.10 apresenta o sumário da análise de ANOVA onde se testa com um nível de significância de 0,05 se as amostras apresentam diferença de tenacidade à fratura.

Tabela 5.10 – Sumário da análise de ANOVA para o K_{Ic} dos três tipos de diamante PCD com nível de significância de 0,05.

Resposta	Graus de liberdade	Soma dos quadrados	Média dos quadrados	F_0	Valor de p
Fator	2	36,12	18,06	8,19	0,006
Erro	12	26,46	2,20		
Total	14	62,58			

O valor de p mostra que existem diferenças entre os K_{Ic} dos três tipos de PCD.

As Figuras 5.20 a 5.22 evidenciam a distribuição dos resultados de K_{Ic} para cada tipo de PCD. Para todos os casos os valores seguem uma distribuição normal.

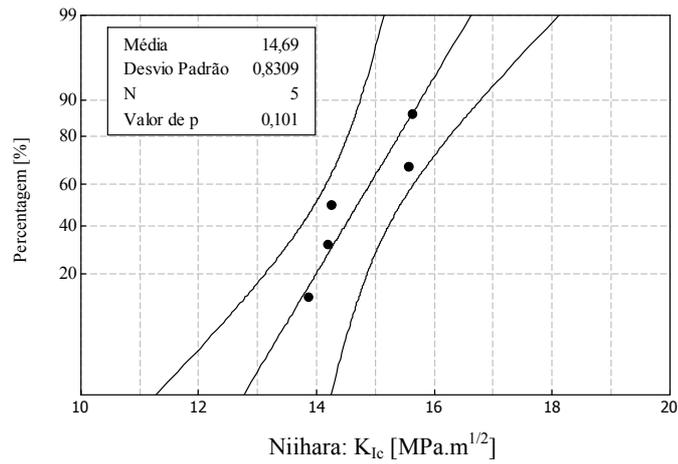


Figura 5.20 – Teste de distribuição normal para os dados de K_{Ic} do diamante PCD 1500.

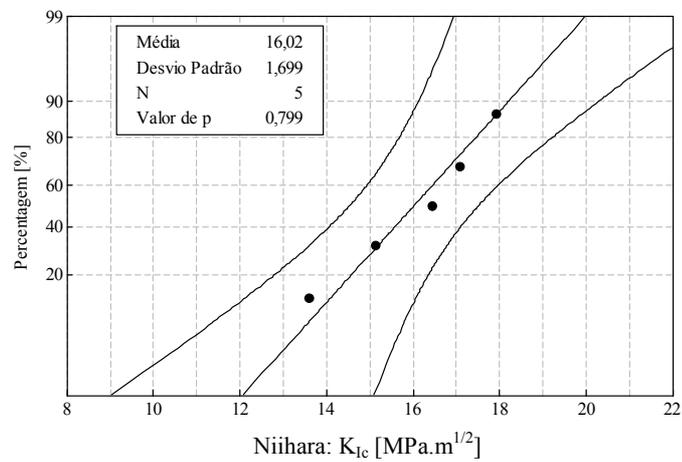


Figura 5.21 – Teste de distribuição normal para os dados de K_{Ic} do diamante PCD 1600.

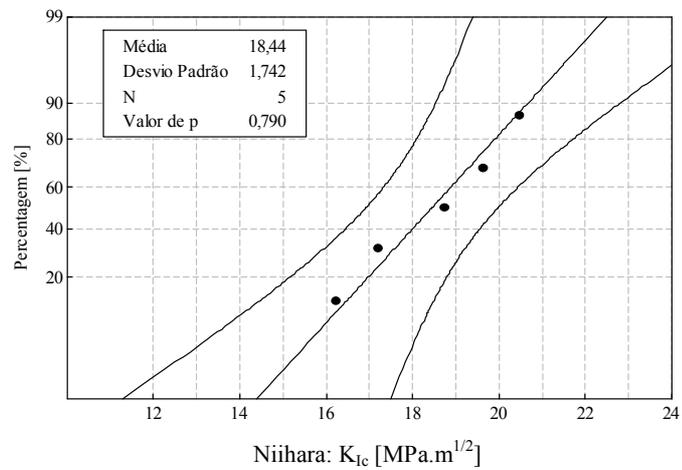


Figura 5.22 – Teste de distribuição normal para os dados de K_{Ic} do diamante PCD 1800.

A Figura 5.23 mostra que os resíduos resultantes da análise da ANOVA para a tenacidade à fratura seguem uma distribuição normal.

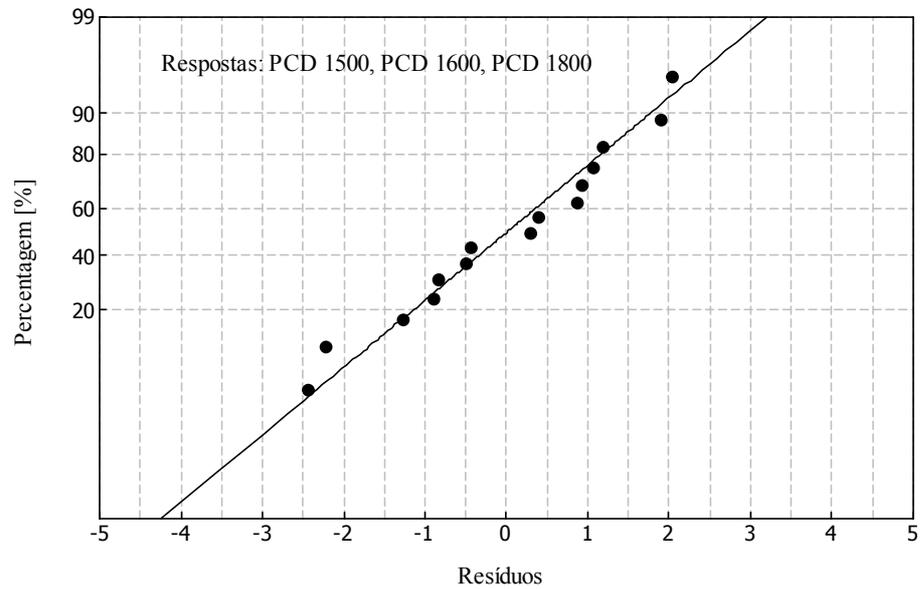


Figura 5.23 – Teste de distribuição normal para os resíduos resultantes da análise de ANOVA para a tenacidade à fratura.

5.4. Máquina-Ferramenta

A usinagem foi executada em um centro de torneamento ROMI G280 - Figura 5.24.

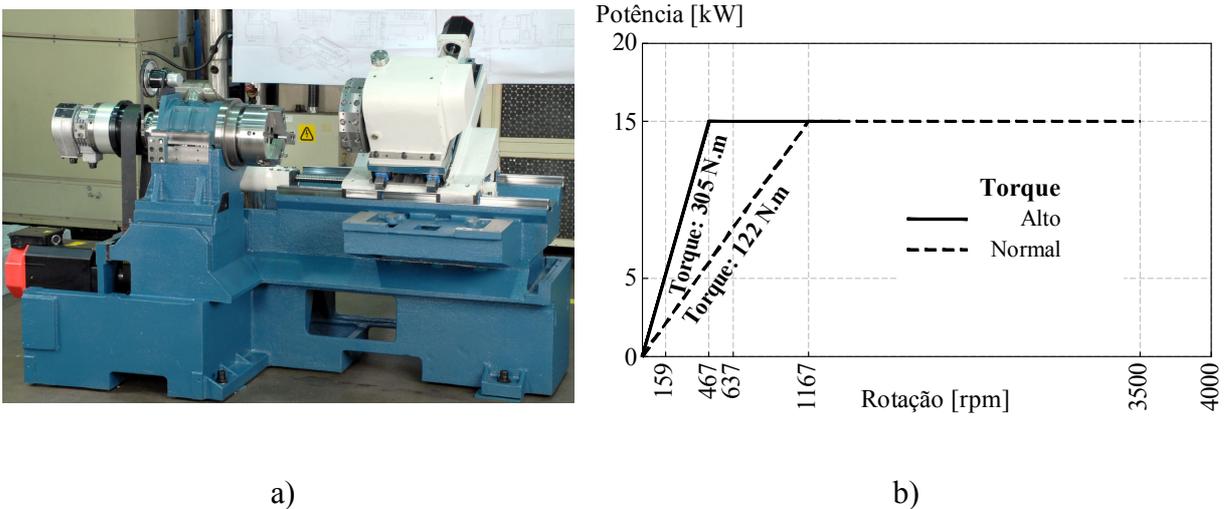


Figura 5.24 – a) Imagem do centro de torneamento ROMI G280 (imagem gentilmente cedida por ROMI) e b) curva de torque do centro de torneamento G280.

A máquina é equipada com um motor de alto torque (305 N.m) para permitir aplicação de máxima potência em baixa rotação. A máquina possui 15 kW de potência e admite uma rotação máxima de 1400 rpm. A construção da máquina comporta um monobloco em ferro fundido inclinado a 35 ° por forma a facilitar o escoamento de cavaco e aumentar a absorção dos esforços de corte. A máquina possui, também, cabeçote móvel com acionamento hidráulico da manga. Este dispositivo permite aumentar a rigidez da fixação dos cilindros de metal duro e com isso minimizar os efeitos do balanço na geração de vibrações. O comando numérico computadorizado (CNC) com o qual a máquina está equipada é o *Oi Mate* da GE-Fanuc.

A usinagem foi desenvolvida na ausência de qualquer líquido lubrificante. Sendo o metal duro um material abrasivo, é importante evitar que o pó entre no transportador de cavaco para minimizar o desgaste de rolamentos e correias. Por essa razão, foi montado um cesto com papel filtrante para recolha do material resultante da usinagem. O cavaco retido na manta filtrante foi usado para observação microscópica.

5.5. Porta-Ferramenta

Os insertos foram montadas em suporte específico para este tipo de pastilhas com secção quadrada de 25 mm A Figura 5.25 evidencia as propriedades do suporte PDJCL 2525M11 usado nos ensaios.



NOVEX[®] TURN **SDHC / PDHC**
SDJC / PDJC

Dimensões sobre pastilha padrão
DC .. 070204 / DC .. 11T308

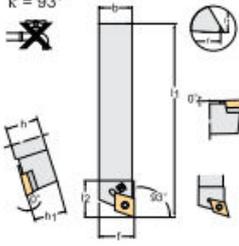
Ferramenta	Designação		h = h ₁ mm	b mm	f mm	l ₁ mm	l ₂ mm	Tipo	
NOVEX[®] TURN κ = 93°	SDJC R/L 1212 F07		07	12	12	16	80	18	DC .. 0702 ..
	PDJC R/L 1616 H11		11	16	16	20	100	25	DC .. 11T3 ..
	PDJC R/L 2020 K11		11	20	20	25	125	25	
	PDJC R/L 2525 M11		11	25	25	32	150	32	
	PDJC R/L 3225 P11		11	32	25	32	170	32	

Figura 5.25 – Características do suporte PDJCL 2525M11 da Walter (WALTER, 2007).

5.6. Dinamômetro

Durante o processo de torneamento, acompanhou-se a evolução das respectivas forças de usinagem por meio de um dinamômetro Kistler modelo 9265B – Figura 5.26.

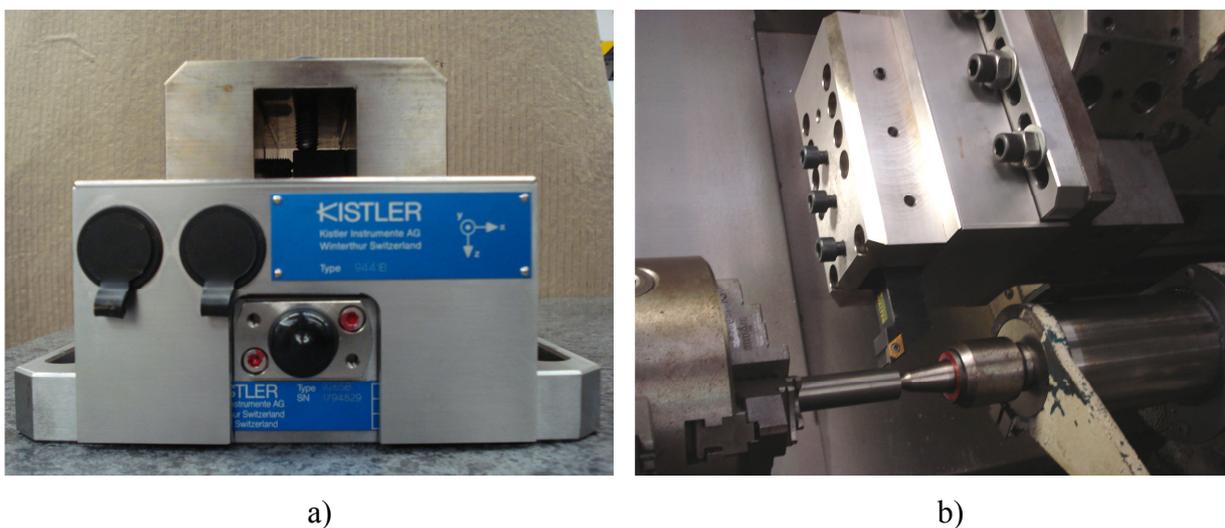


Figura 5.26 – a) Imagem do dinamômetro Kistler; b) imagem do conjunto suporte + ferramenta montados no porta-ferramenta do dinamômetro Kistler.

Os sinais de força foram adquiridos com uma frequência de 5 Hz fazendo uso de:

- um condicionador de sinais Kistler, tipo 5070A;
- um dinamômetro Kistler, tipo 9265B;
- uma placa A/D modelo 2855A4, PCIM-DAS 1602/16.

A cadeia de instrumentação para a aquisição dos dados está mostrada na Figura 5.27.

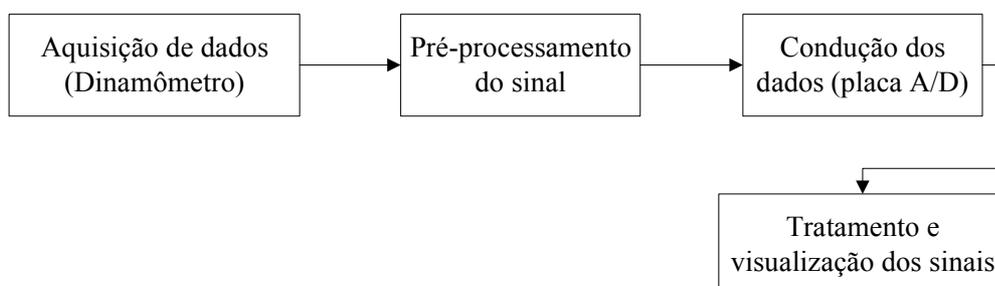


Figura 5.27 - Cadeia de instrumentação para a aquisição dos dados de força.

De acordo com as especificações do dinamômetro Kistler modelo 9265B, a frequência natural de montagem do aparelho na direção vertical é de 2500 Hz enquanto que nas outras duas direções é de 1500 Hz. Segundo a Kistler, a faixa de resposta em frequência a ser utilizada para um determinado transdutor é de aproximadamente 1/3 da frequência de ressonância do mesmo. Perante o exposto, não foi necessário tratar os dados obtidos com filtro passa baixa. Este procedimento só deveria ser aplicado caso a frequência de aquisição fosse superior a 1/3 da frequência de ressonância. Antes da realização dos ensaios procedeu-se à calibração da plataforma piezoelétrica.

5.7. Acabamento da Superfície usinada

A medição dos valores de rugosidade após usinagem foi realizada com rugosímetro Form Talysurf series 2 - Taylor Hobson. A Tabela 5.11 mostra os parâmetros para a medição das rugosidades R_a e R_z mantendo constante a velocidade de medição em $0,50 \text{ mm.s}^{-1}$.

Tabela 5.11 - Parâmetros usados na medição das rugosidades.

Item	Tipo Filtro	Percurso de medição	Pontos de corte	Comprimento da amostragem
Cilindros	Gaussiano	4 mm	5	0,8 mm

As medições de rugosidade foram tomadas nos pontos A e B de cada corpo de prova usinado – Figura 5.28.

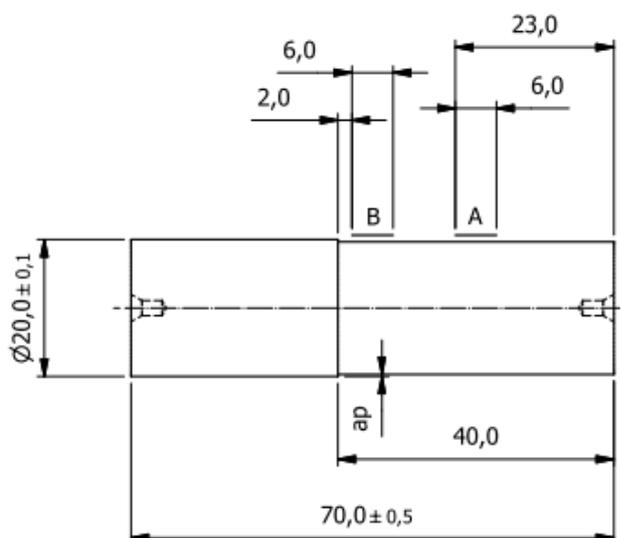


Figura 5.28 – Ilustração dos pontos de medição da rugosidade após torneamento.

5.8. Determinação da Melhor Classe de Diamante PCD

Para determinar qual a classe de diamante PCD que melhor comportamento apresenta em usinagem a seco de cilindros de metal duro sinterizado, foram usadas as variáveis V_c , a_p e tipo de diamante. De acordo com a literatura, valores baixos de avanço originam boas rugosidades superficiais em diferentes materiais (NALBANT, GOKKAYA, SUR, 2007; SARMA, KARUNAMOORTHY, PALANIKUMAR, 2009; TZENG et al., 2009). Por esta razão, para o ensaio exploratório, o avanço foi mantido constante em $0,01 \text{ mm.rot}^{-1}$. Os experimentos foram preparados de acordo com um projeto fatorial multi-nível com 3 fatores (ANTONY, 2003; MONTGOMERY, 2001) – Tabela 5.12.

Tabela 5.12 Parâmetros de corte e seus níveis para o ensaio exploratório ($f = 0,01 \text{ mm.rot}^{-1}$).

Símbolo	Parâmetro de corte	Tipo de Variável	Nível		
			-	0	+
A	$V_c \text{ [m.min}^{-1}\text{]}$	Contínua	10		40
B	$a_p \text{ [mm]}$	Contínua	0,1		0,3
C	Tipo Diamante	Discreta	1500	1600	1800

Cada ensaio foi realizado uma vez sendo que o conjunto de todas as combinações (12 ensaios) foi conduzido de forma aleatória. Como variáveis de saída foram analisadas as rugosidades R_a , R_z , força de usinagem e diâmetro da peça usinada. O ensaio exploratório permitiu, simultaneamente, eliminar uma das classes de PCD e definir a condição de corte para o teste comparativo entre as duas classes de PCD que melhor comportamento apresentou no ensaio exploratório. Para testar a possível diferença de comportamento entre os dois diamantes resultantes do ensaio exploratório foram realizados 3 ensaios de torneamento para cada tipo de PCD (6 testes). Como variáveis de saída avaliou-se os valores de R_a , R_z e desgaste do flanco de cada inserto. O desgaste do flanco foi medido por microscopia óptica com o auxílio do sistema de análise de imagem LAS EZ 1.8.0 da Leica. Para avaliar as possíveis diferenças entre as duas classes de PCD usou-se o método da análise de variâncias – ANOVA.

5.9. Análise Econômica

Os insertos apresentam o mesmo custo de aquisição independentemente do tipo de PCD selecionado. Para efeito de estudo considerou-se a execução do perfil externo da Figura

5.29 tanto por retificação como por torneamento. Para os dois ensaios a diferença entre o diâmetro inicial e o diâmetro final foi de 600 μm .

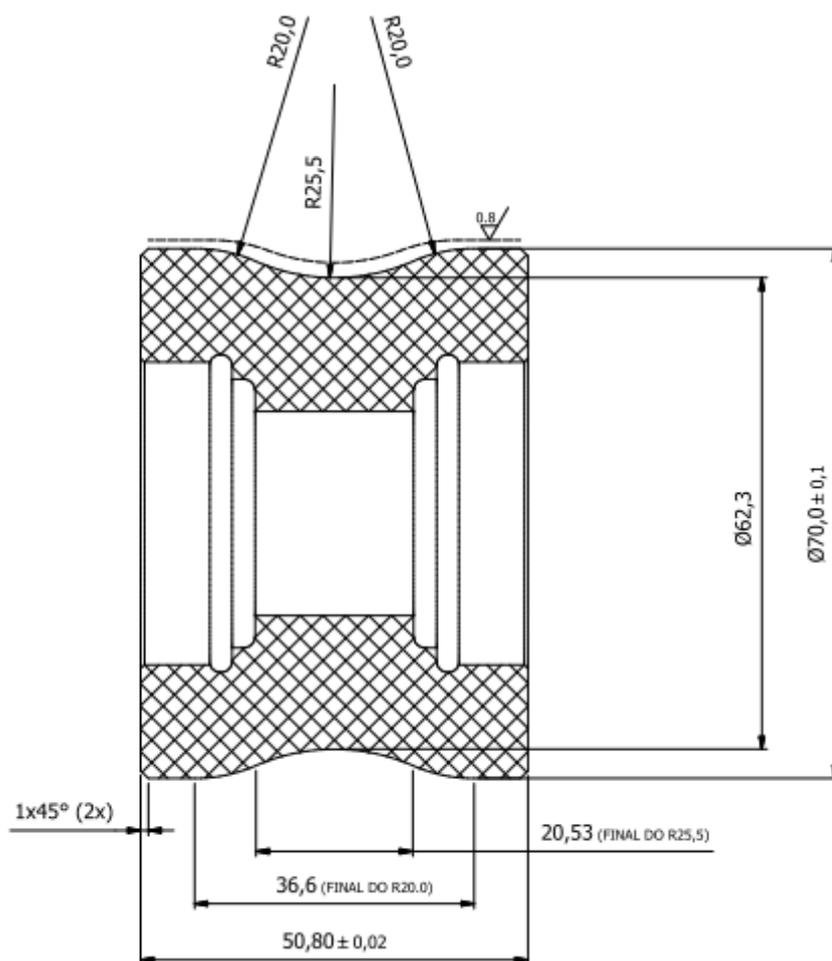


Figura 5.29 – Desenho de rolo de metal duro com típico perfil externo.

A Tabela 5.13 mostra as principais características dos processos de torneamento e retificação.

Tabela 5.13 – Dados comparativos entre dois processos de usinagem.

	Retificação cilíndrica de exteriores CNC	Torneamento CNC
Valor de aquisição da máquina	R\$281.750,00	R\$230.000,00
Custo anual com emulsão de corte	R\$2.400,00	R\$0
Taxa de ocupação	50 %	50 %
Período de avaliação	10 anos	10 anos

Partiu-se do princípio que cada máquina é operada por funcionários de níveis de conhecimento compatíveis, conseqüentemente com o mesmo nível salarial. A análise financeira não contabiliza o passivo ambiental gerado com as emulsões de corte nem o tempo despendido diariamente no controle das propriedades das mesmas. O custo com o tratamento da água necessária para produzir as emulsões de corte não está contabilizado bem como a diminuição de problemas de manutenção devido a questões de corrosão associadas com o uso das emulsões. Partiu-se do princípio que as máquinas são operadas apenas durante o turno administrativo.

O cálculo do Valor Presente Líquido (VPL) seguiu a expressão 5.4:

$$VPL = -C_0 + \sum_1^n \frac{C_n}{(1+r)^n} \quad (5.4)$$

onde C_0 é o investimento inicial; C_1, C_2, C_n são as n entradas referentes ao fluxo de caixa e r a taxa anual de custo de capital (considerado 14 %). Valores positivos de VPL significam projeto que vale mais do que o que custa, ou seja, é lucrativo (FILHO et al., 2003).

O período de tempo necessário para recuperar o investimento inicial C_0 é definido como *Payback* (pagar de volta). O investimento deve ser aceito se esta variável for inferior a um número determinado de anos (FILHO et al., 2003).

A Taxa Interna de Retorno, TIR, é a taxa que anula o VPL. Em outras palavras, a TIR é a taxa pela qual o VPL de um projeto é zero. O valor obtido para esta variável deve ser superior ao valor da taxa que o mercado financeiro remunera dinheiro investido (FILHO et al., 2003).

6. Resultados

O aumento da rugosidade média das superfícies torneadas foi acompanhado por um aumento das forças de usinagem. O diamante PCD 1600 foi o que originou maiores forças de usinagem e maiores rugosidades superficiais. A análise de ANOVA permitiu determinar qual a classe de PCD que melhor comportamento apresenta no torneamento a seco de cilindros de metal duro com 15 % massa de cobalto.

6.1. Forças de Usinagem

As operações de torneamento foram acompanhadas por meio da evolução das forças de usinagem. As condições de corte envolvendo $V_c = 10 \text{ m.min}^{-1}$; $a_p = 0,1 \text{ mm}$ e $f = 0,01 \text{ mm.rot}^{-1}$ estão apresentadas na Figura 6.1, Figura 6.2 e Figura 6.3.

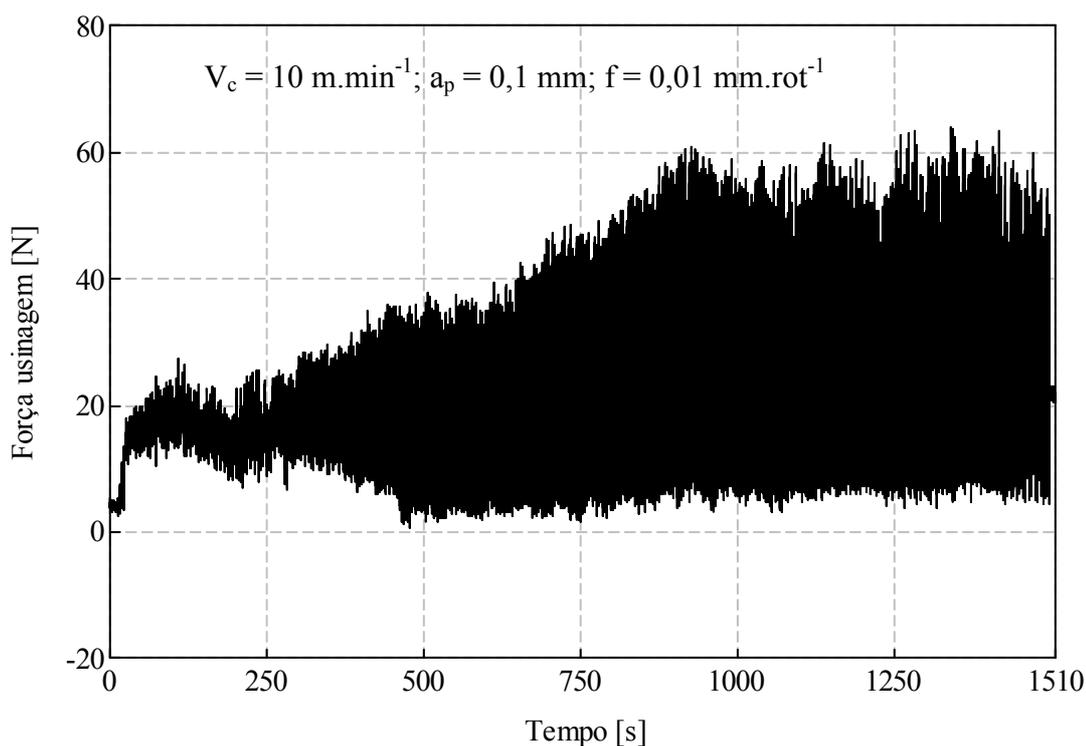


Figura 6.1 - Força total de usinagem no torneamento a seco de cilindros de metal duro sinterizado com 15 % massa de cobalto usando PCD 1500.

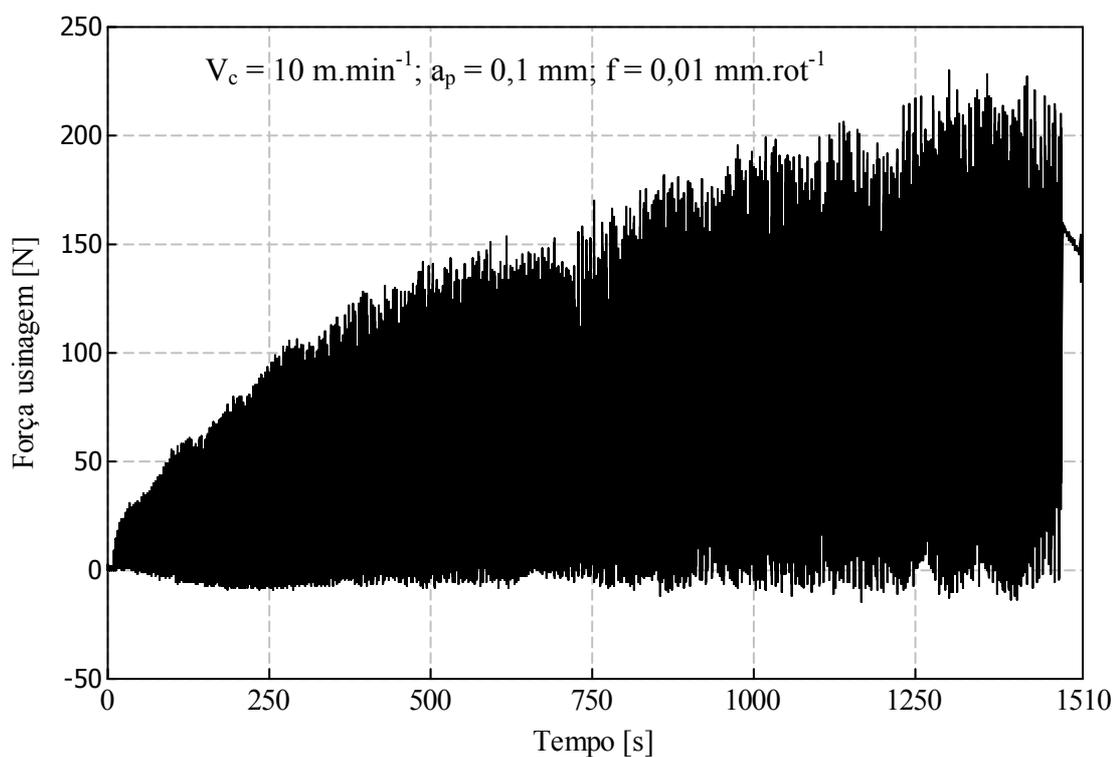


Figura 6.2 - Força total de usinagem no torneamento a seco de cilindros de metal duro sinterizado com 15 % massa de cobalto usando PCD 1600.

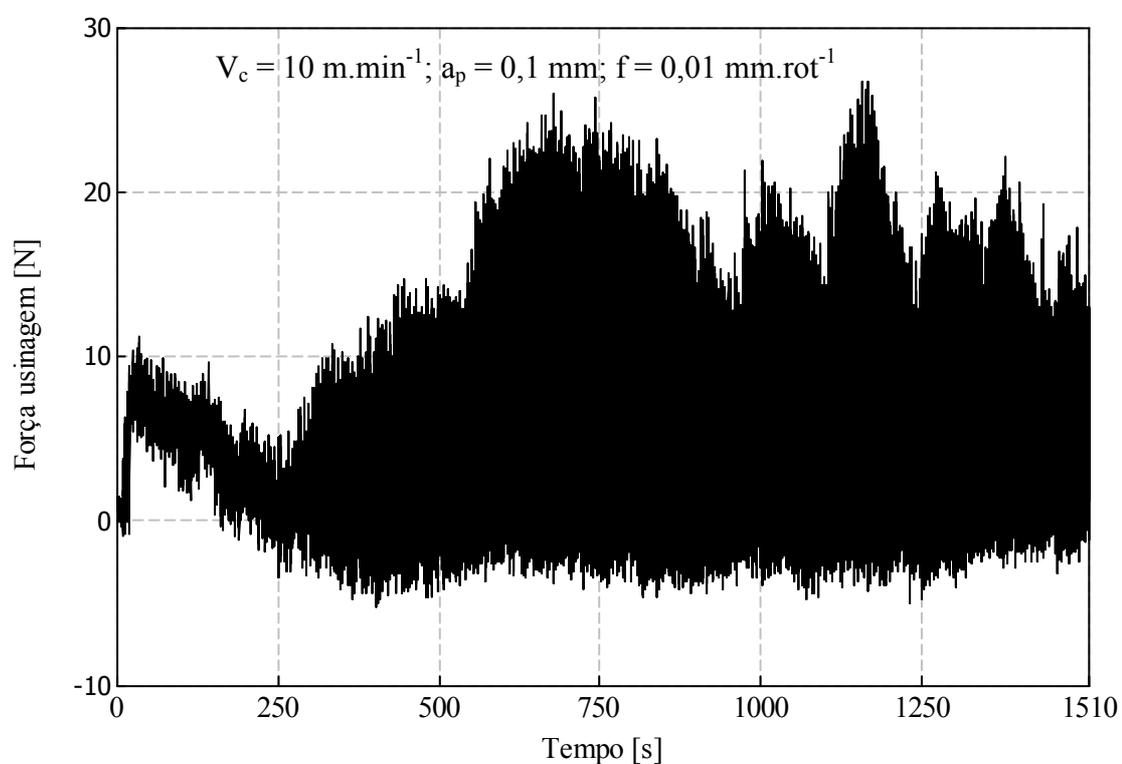


Figura 6.3 - Força total de usinagem no torneamento a seco de cilindros de metal duro sinterizado com 15 % massa de cobalto usando PCD 1800.

As condições de corte envolvendo $V_c = 40 \text{ m.min}^{-1}$; $a_p = 0,1 \text{ mm}$ e $f = 0,01 \text{ mm.rot}^{-1}$ estão apresentadas na Figura 6.4, Figura 6.5 e Figura 6.6.

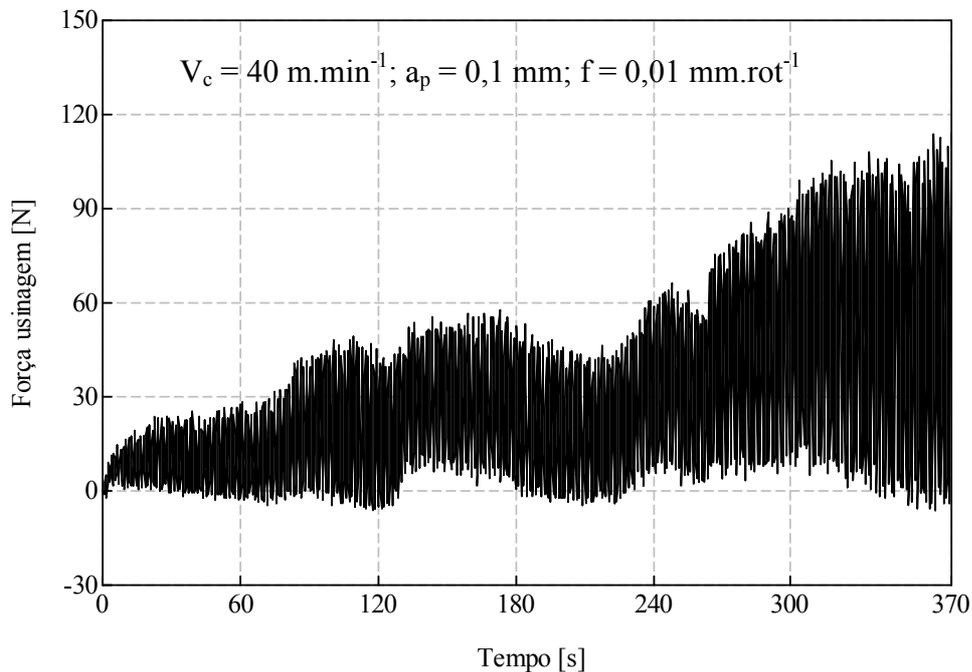


Figura 6.4 - Força total de usinagem no torneamento a seco de cilindros de metal duro sinterizado com 15 % massa de cobalto usando PCD 1500.

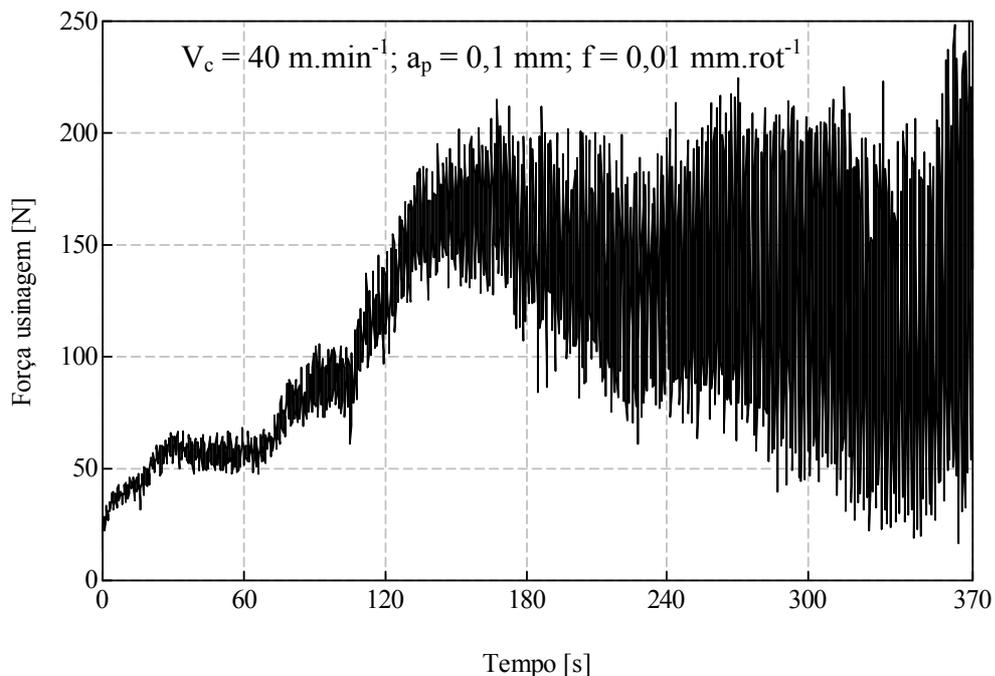


Figura 6.5 - Força total de usinagem no torneamento a seco de cilindros de metal duro sinterizado com 15 % massa de cobalto usando PCD 1600.

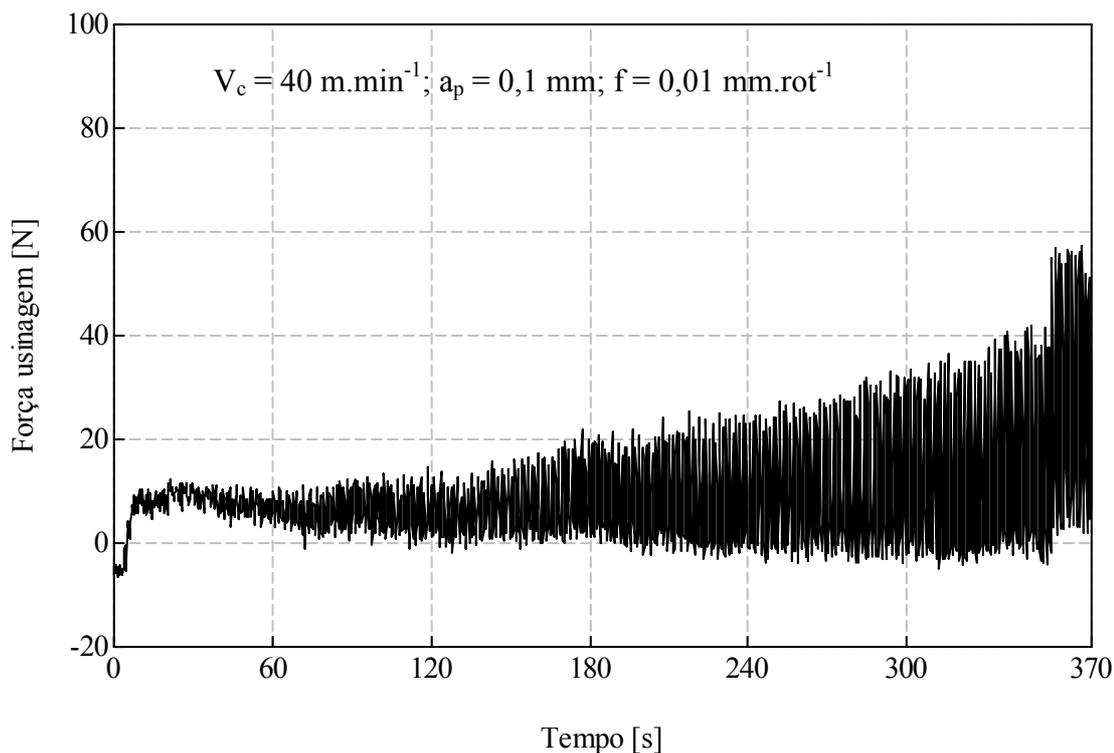


Figura 6.6 - Força total de usinagem no torneamento a seco de cilindros de metal duro sinterizado com 15 % massa de cobalto usando PCD 1800.

A análise das Figuras 6.1 a 6.6 sugere que o corte não se apresentava estabilizado independentemente da classe de PCD. O motivo da instabilidade do corte está associado à geometria dos insertos. A Figura 6.7 representa, esquematicamente, as dimensões do inserto onde se percebe que para $a_p = 0,1 \text{ mm}$ apenas o raio da ponta está em contacto com o cilindro a ser torneado.

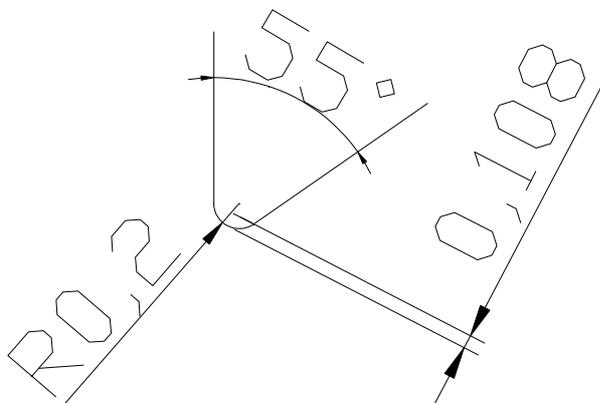


Figura 6.7 – Diagrama esquemático das dimensões (em mm) da ponta do inserto DCMW11T302.

As condições de corte envolvendo $V_c = 10 \text{ m.min}^{-1}$; $a_p = 0,3 \text{ mm}$ e $f = 0,01 \text{ mm.rot}^{-1}$ estão apresentadas na Figura 6.8, Figura 6.9 e Figura 6.10. Os espectros das forças de usinagem já evidenciam cortes com maior estabilidade.

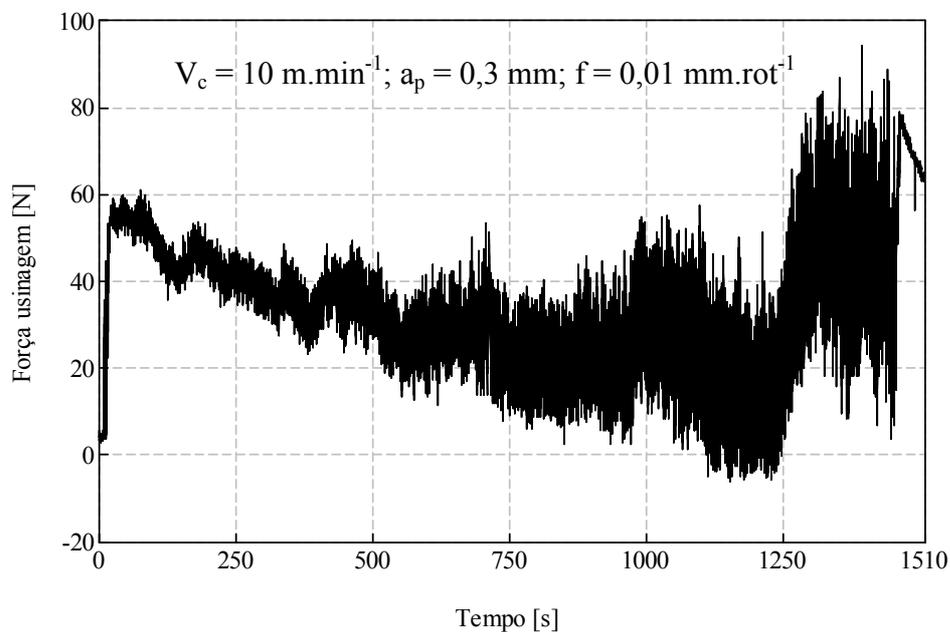


Figura 6.8 - Força total de usinagem no torneamento a seco de cilindros de metal duro sinterizado com 15 % massa de cobalto usando PCD 1500.

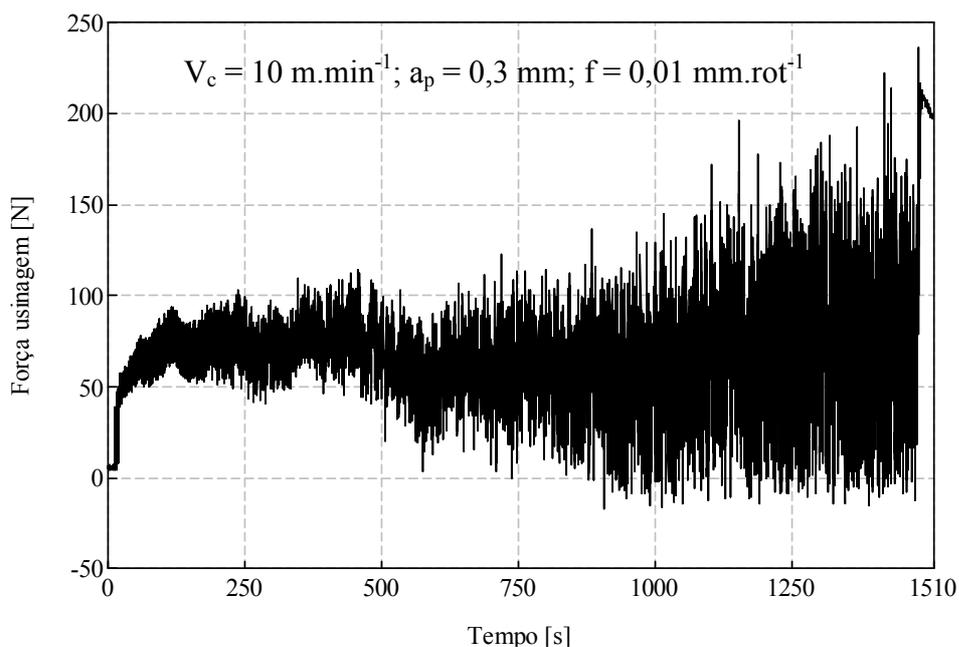


Figura 6.9 - Força total de usinagem no torneamento a seco de cilindros de metal duro sinterizado com 15 % massa de cobalto usando PCD 1600.

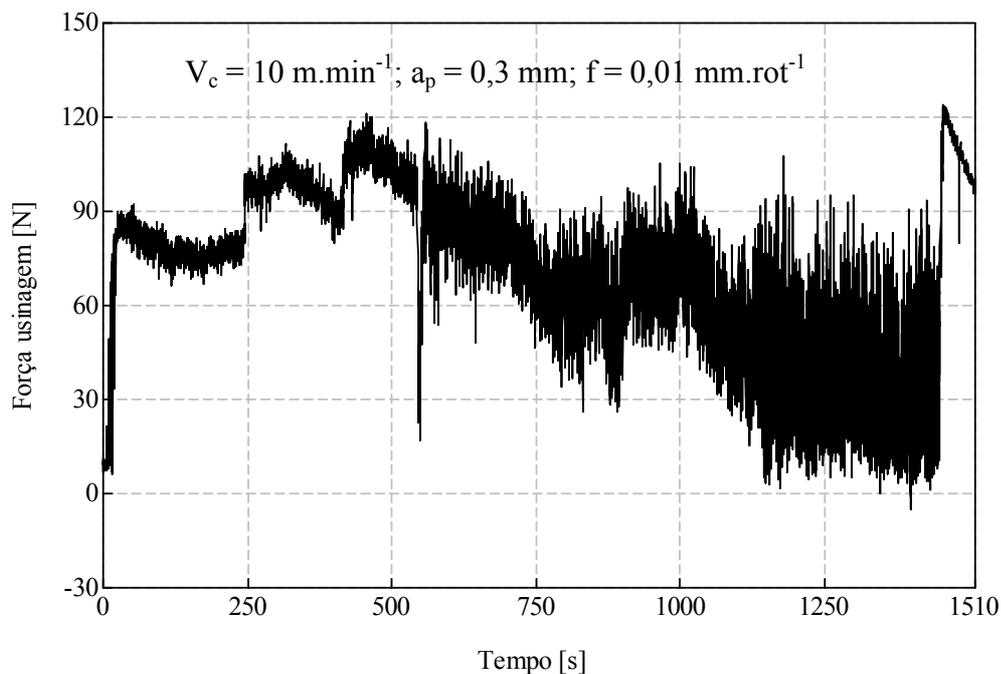


Figura 6.10 - Força total de usinagem no torneamento a seco de cilindros de metal duro sinterizado com 15 % massa de cobalto usando PCD 1800.

As condições de corte envolvendo $V_c = 40 \text{ m.min}^{-1}$; $a_p = 0,3 \text{ mm}$ e $f = 0,01 \text{ mm.rot}^{-1}$ estão apresentadas na Figura 6.11, Figura 6.12 e Figura 6.13.

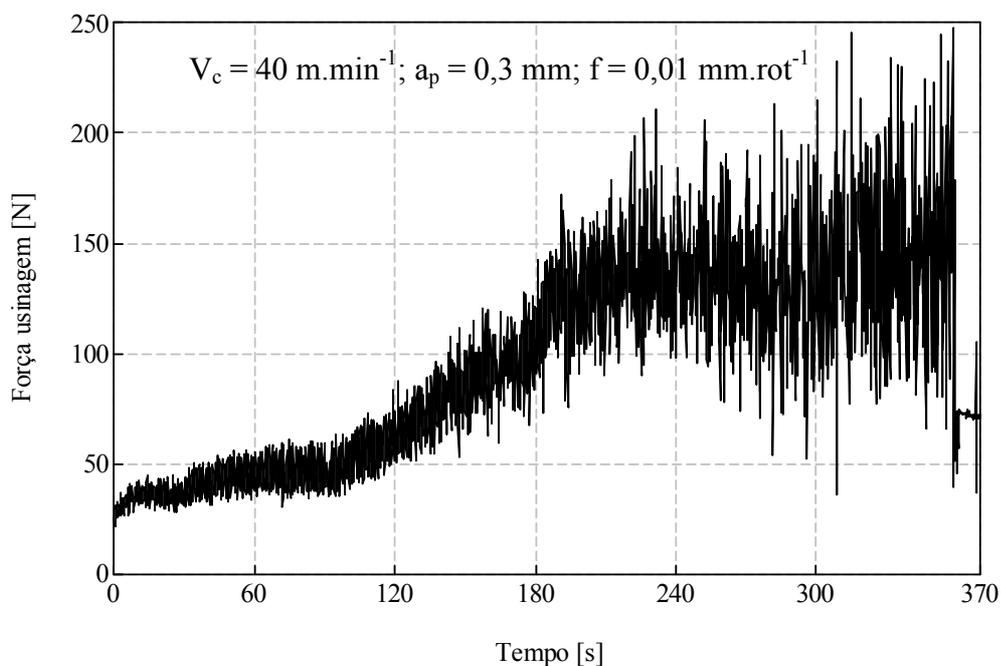


Figura 6.11 - Força total de usinagem no torneamento a seco de cilindros de metal duro sinterizado com 15 % massa de cobalto usando PCD 1500.

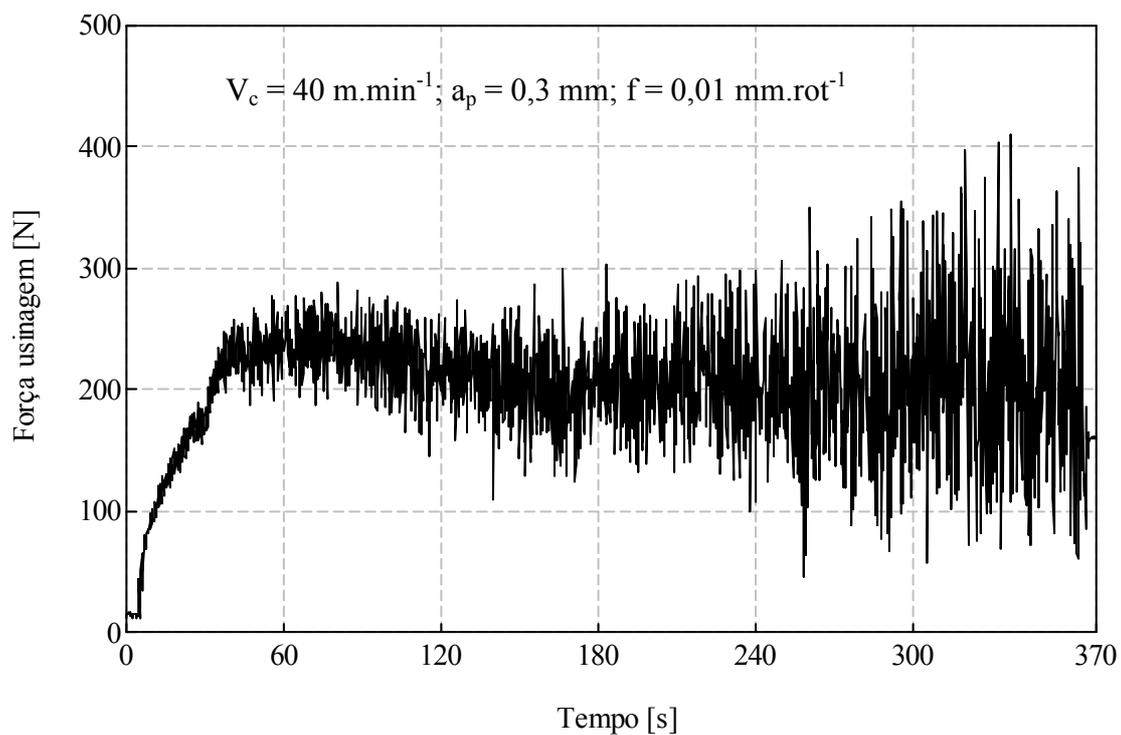


Figura 6.12 - Força total de usinagem no torneamento a seco de cilindros de metal duro sinterizado com 15 % massa de cobalto usando PCD 1600.

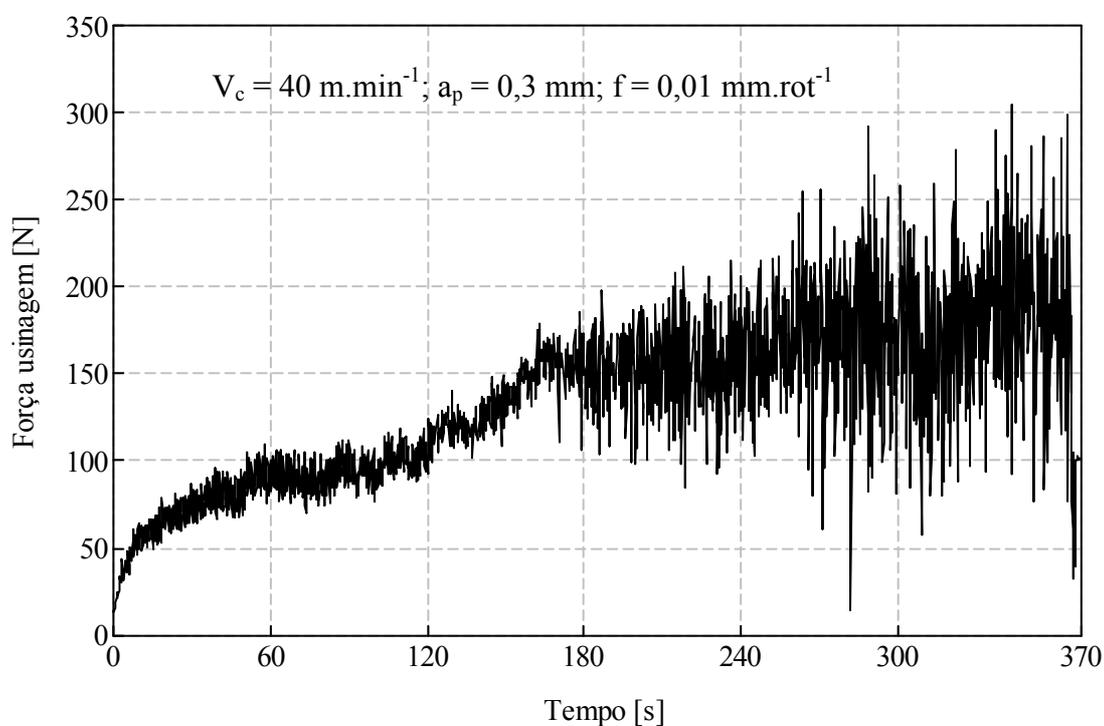


Figura 6.13 - Força total de usinagem no torneamento a seco de cilindros de metal duro sinterizado com 15 % massa de cobalto usando PCD 1800.

Independentemente do tipo de PCD, tanto o aumento da velocidade corte como da profundidade de corte originam maiores forças de usinagem. A amplitude dos espectros de força aumenta com o tempo como resultado do desgaste dos insertos de corte. A análise da evolução das forças de usinagem mostra que o PCD 1600 é o que apresenta pior comportamento. Por outro lado, o PCD 1500 apresenta comportamento similar ao PCD 1800.

6.2. Acabamento da Superfície Usinada

Para cada medição foram recolhidos três valores e com eles obteve-se a média e respetivo intervalo de confiança. A Figura 6.14 mostra a rugosidade R_a medida no ponto A.

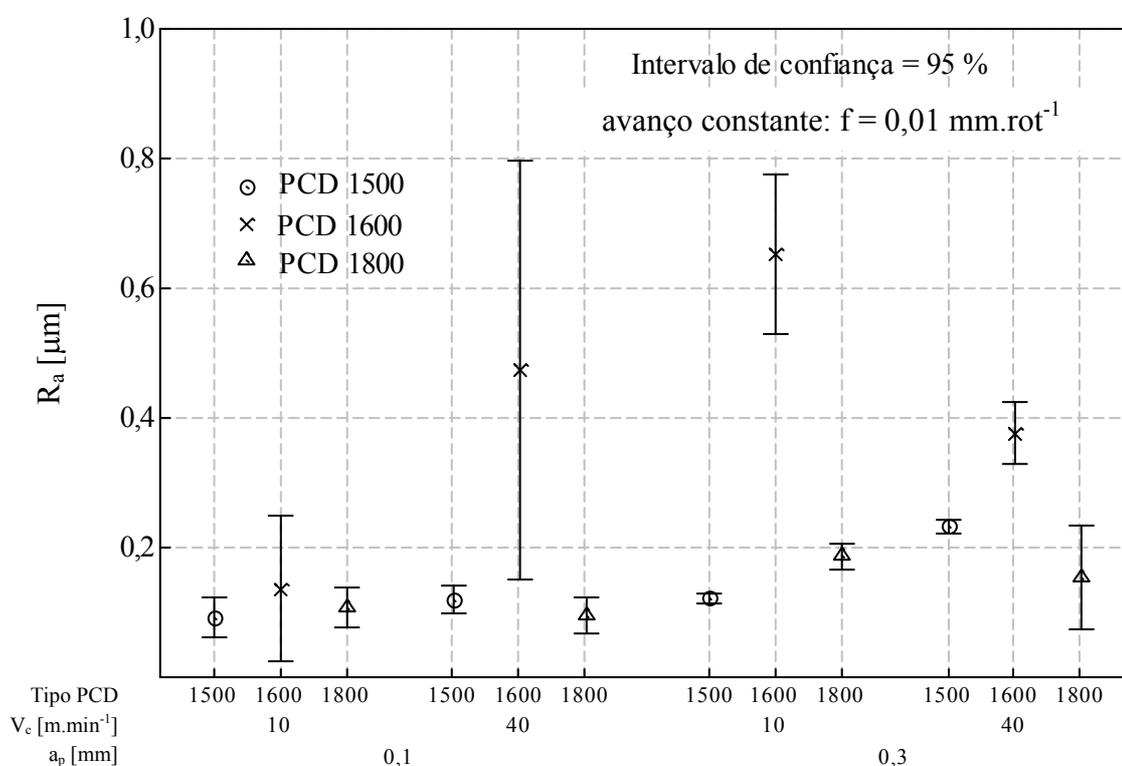


Figura 6.14 - Variação da Rugosidade (R_a) no ponto A em função dos tipos de PCD.

A Figura 6.15 revela o estado superficial de cada cilindro após usinagem no ponto A de medição da rugosidade. Mantendo fixa a condição de corte, a avaliação das imagens mostra que o PCD 1600 é o que apresenta pior qualidade superficial tal como percebido na análise das rugosidades. Por outro lado a qualidade superficial dos corpos de prova usinados com os PCD 1500 e PCD 1800 mostram-se muito similares.

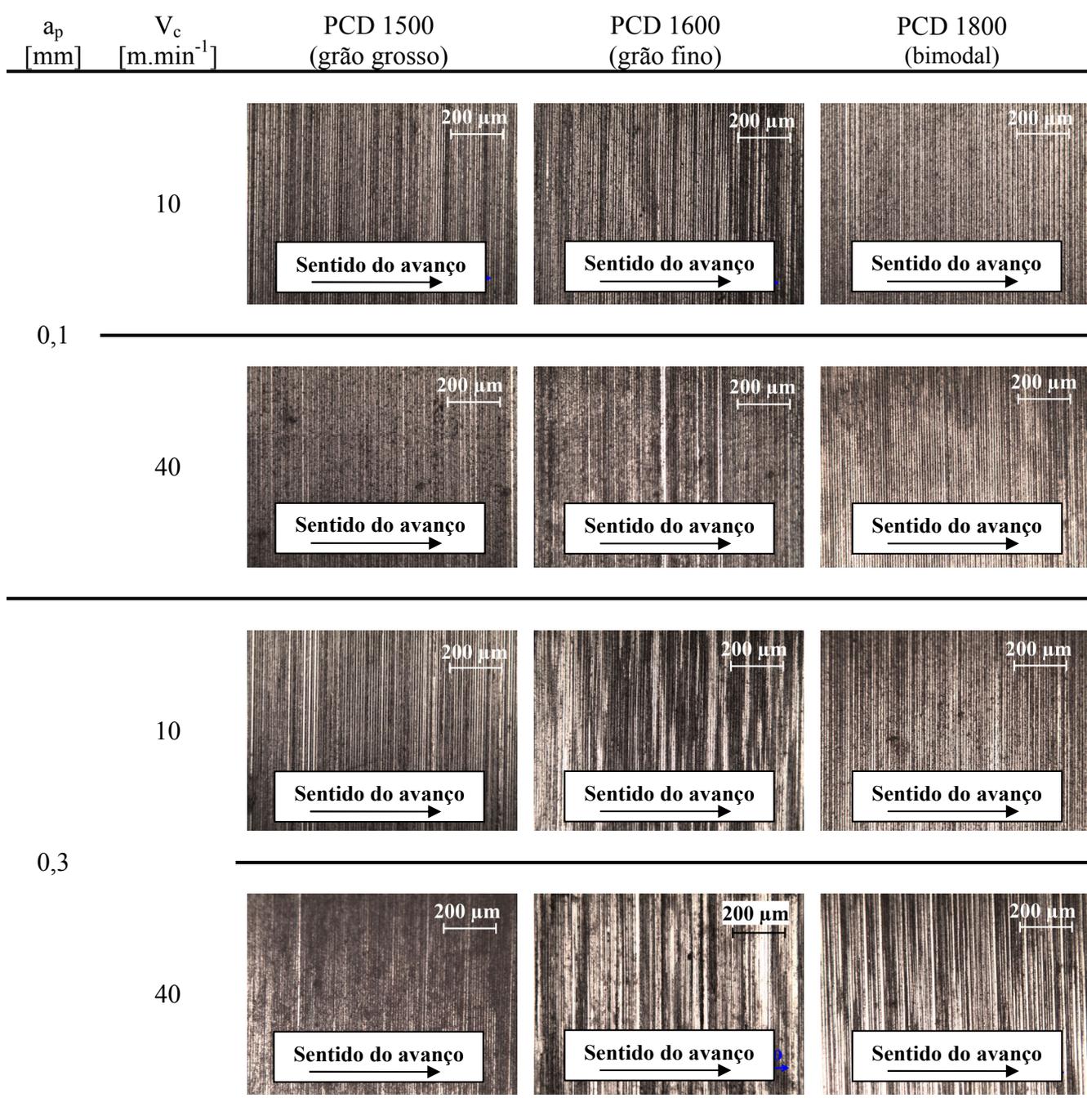


Figura 6.15 – Qualidade superficial no ponto A em função dos tipos de PCD. O avanço manteve-se constante em 0,01 mm.rot⁻¹.

A Figura 6.16 evidencia a rugosidade R_z medida no mesmo ponto da Figura 6.14. Os valores de R_z são superiores aos valores de R_a para todos os casos. O PCD 1600 é o que apresenta maiores valores de rugosidade em coerência com os maiores valores de força de usinagem. Por outro lado, mais uma vez, o PCD 1500 e PCD 1800 apresentam comportamentos similares.

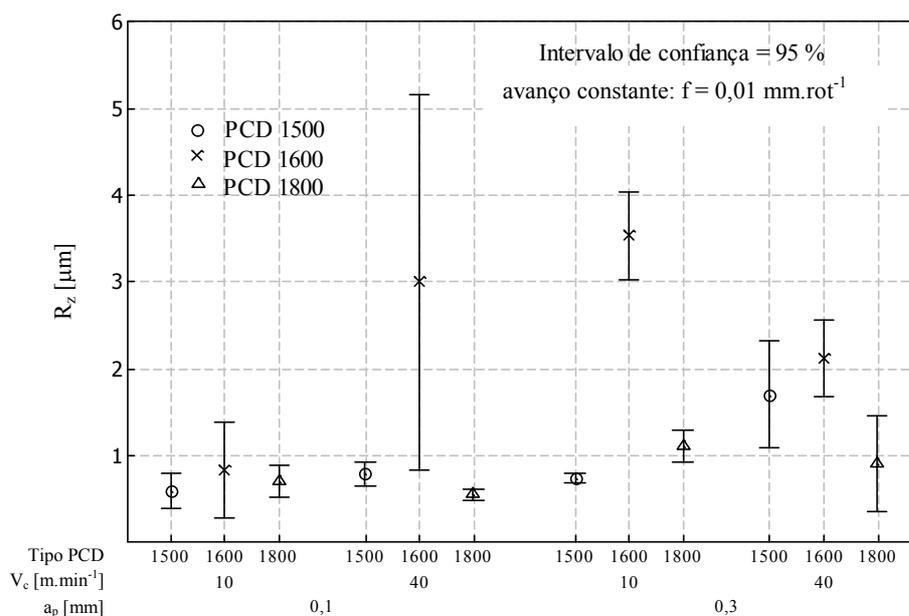


Figura 6.16 - Variação da Rugosidade (R_z) no ponto A em função dos tipos de PCD.

A Figura 6.17 mostra a rugosidade R_a medida no ponto B da amostra.

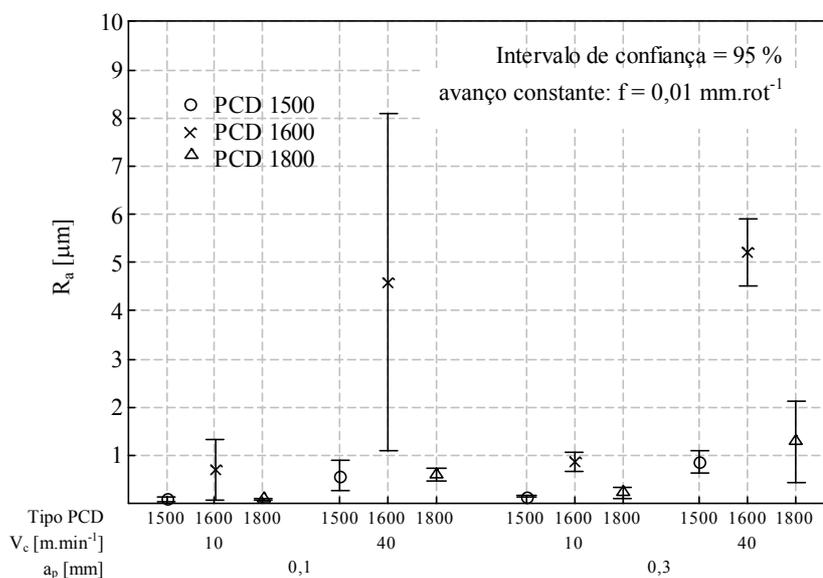


Figura 6.17 - Variação da Rugosidade (R_a) no ponto B em função de tipos de PCD.

Na Figura 6.18 estão apresentadas as microfotografias obtidas no ponto B de cada corpo de prova após torneamento. Tal como no ponto A, mantendo fixa a condição de corte, a avaliação das imagens mostra que o PCD 1600 é o que apresenta pior qualidade superficial tal como percebido na análise das rugosidades. Por outro lado a qualidade superficial dos corpos de prova usinados com os PCD 1500 e PCD 1800 mostram-se parecidas.

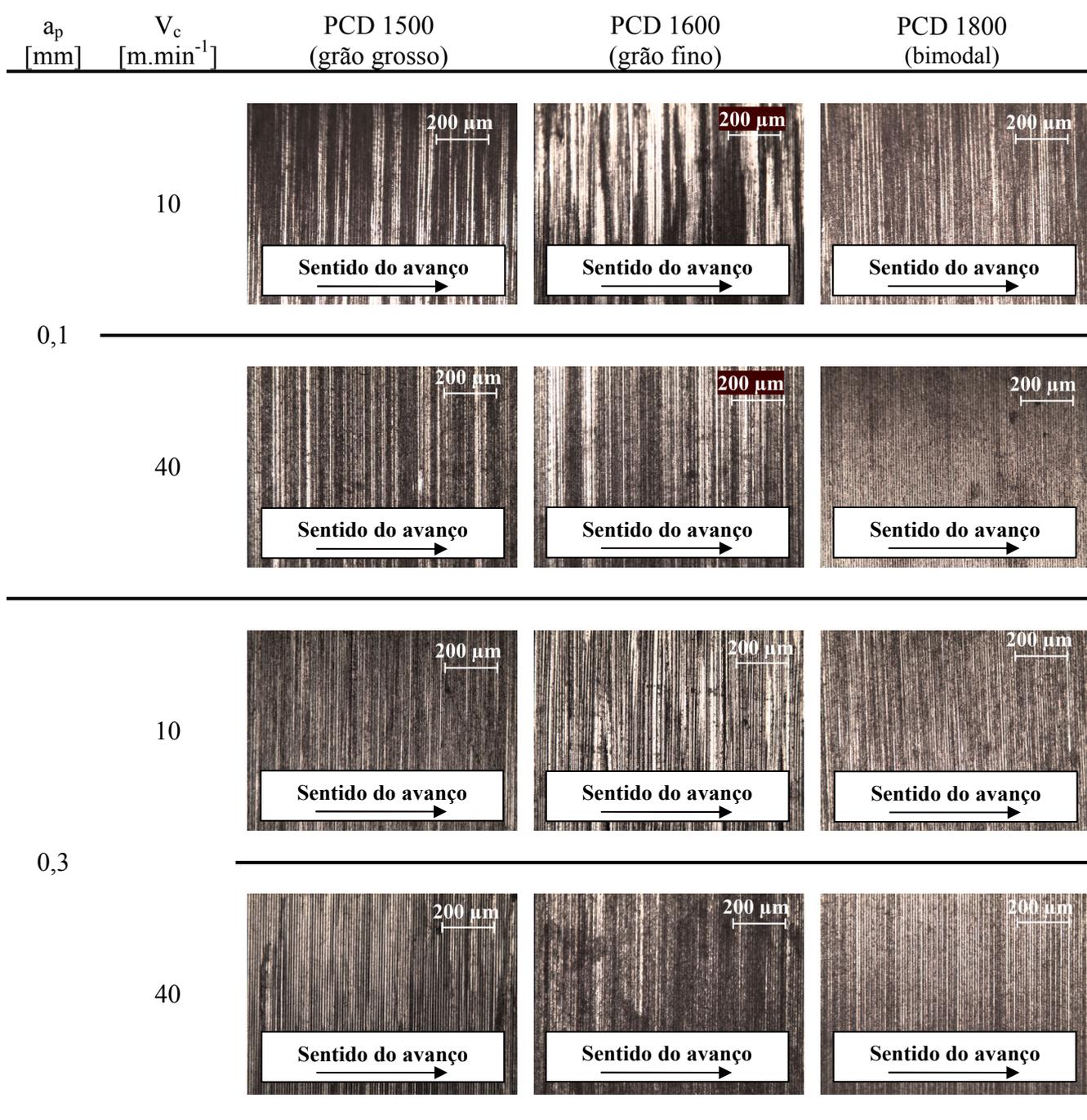


Figura 6.18 – Qualidade superficial no ponto B em função dos tipos de PCD. O avanço manteve-se constante em $0,01 \text{ mm.rot}^{-1}$.

A Figura 6.19 evidencia a rugosidade R_z medida no mesmo ponto da Figura 6.17. Tal como no ponto A, o PCD 1600 é o que apresenta pior comportamento. Por outro lado, comportamentos similares são observados com os PCD 1500 e PCD 1800.

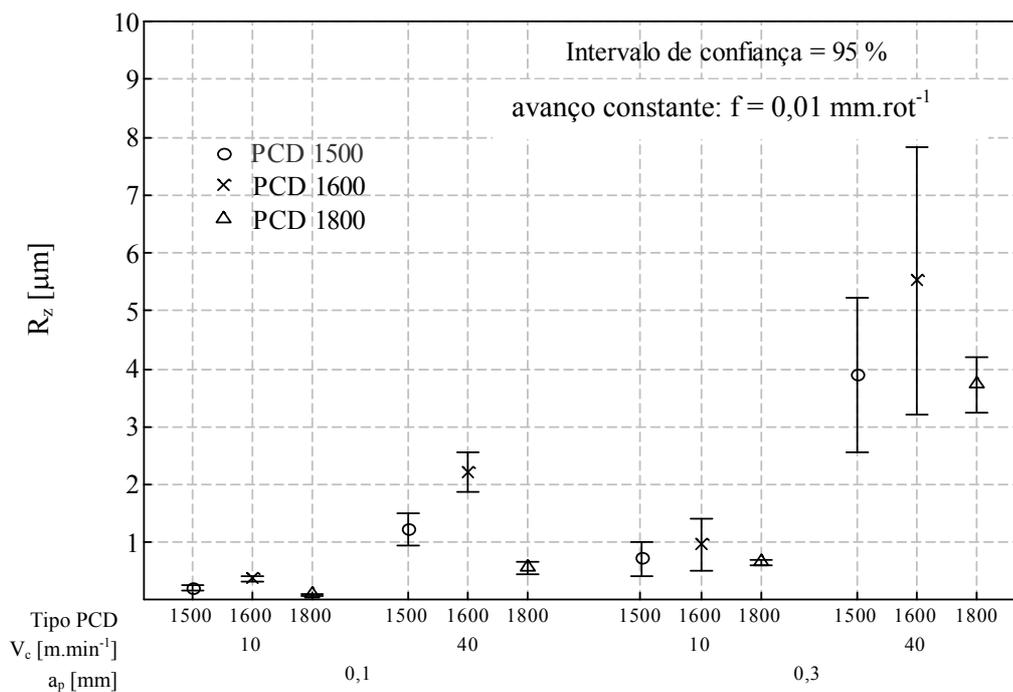


Figura 6.19 - Variação da Rugosidade (R_z) no ponto B em função de tipos de PCD.

A evolução da rugosidade ao longo do percurso de usinagem está representada na Figura 6.20 e na Figura 6.21.

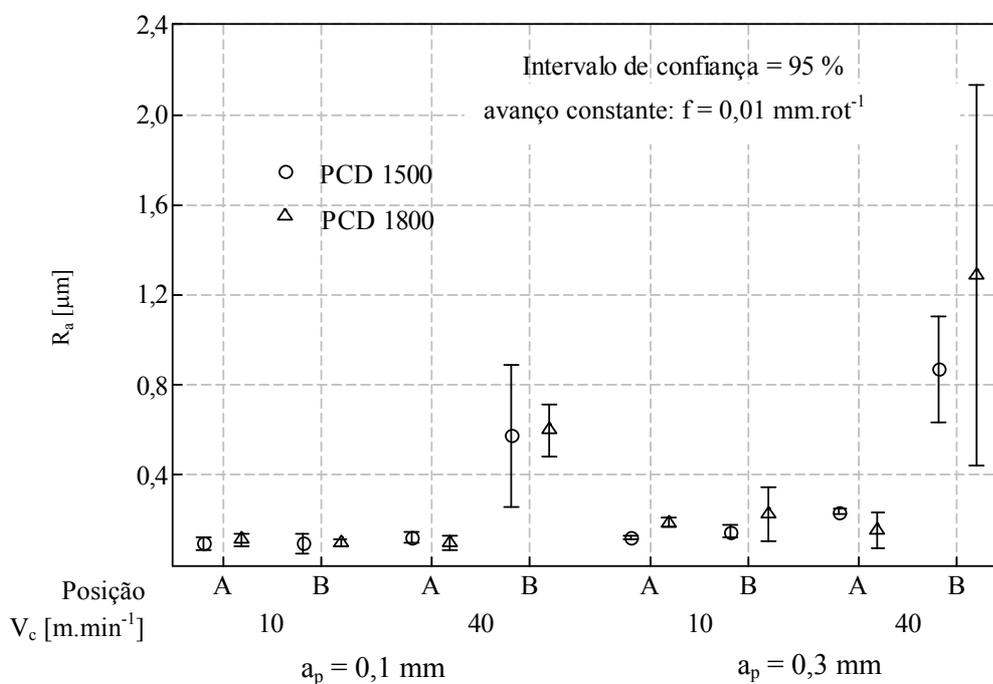


Figura 6.20 - Evolução da Rugosidade (R_a) nos pontos A e B para o PCD 1500 e PCD 1800.

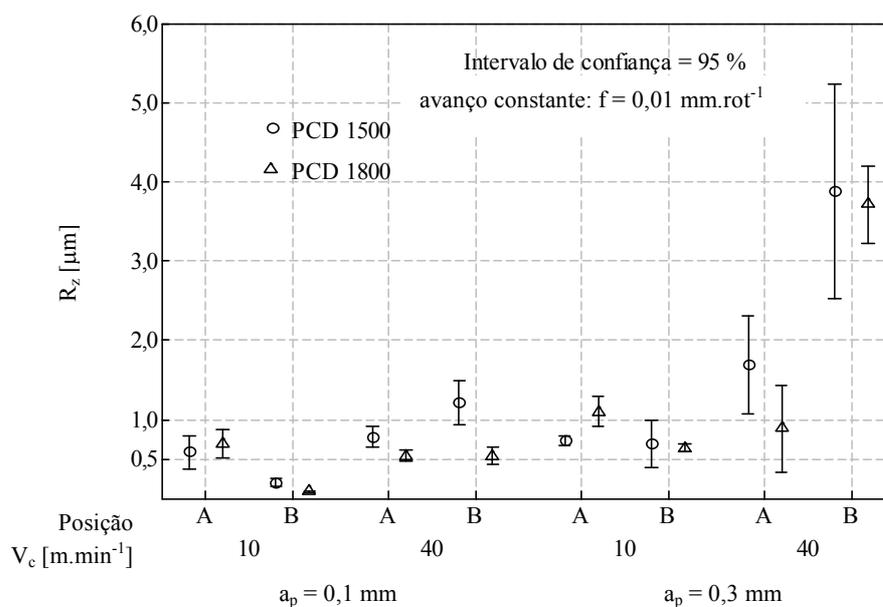


Figura 6.21 - Evolução da Rugosidade (R_z) nos pontos A e B para PCD 1500 e PCD 1800.

Para esta análise foi desconsiderado o PCD 1600, pois o mesmo foi o que apresentou maiores níveis de rugosidade e de forças de usinagem. A rugosidade aumentou ao longo do percurso de usinagem mostrando coerência com o aumento das forças de usinagem associadas. Nas condições de $V_c = 40 \text{ m.min}^{-1}$, $a_p = 0,3 \text{ mm}$ e $f = 0,01 \text{ mm.rot}^{-1}$ percebe-se a maior taxa de aumento das rugosidades R_a e R_z coerente, também, com a evolução do espectro das forças de corte para esta condição de usinagem. A degradação da qualidade superficial das superfícies usinadas pode ser associada com o aumento das forças de usinagem.

Além da qualidade da superfície usinada também interessa avaliar o cumprimento dos requisitos dimensionais pré-definidos. O controle do cumprimento das tolerâncias dimensionais e geométricas das peças usinadas é um dos métodos mais comuns de avaliação de vida útil dos insertos de corte. A busca por aumentos de produtividade obriga a uma maior quantidade de peças produzidas com um mesmo inserto. A necessidade crescente por peças de maior precisão obriga as indústrias a tomarem especial cuidado com esta variável. A Figura 6.22 mostra os valores do diâmetro obtidos nos 12 ensaios. O PCD 1600 foi o que apresentou maior afastamento dos valores teóricos reforçando os resultados das forças de usinagem e de análise de rugosidade. A condição de corte $V_c = 10 \text{ m.min}^{-1}$, $a_p = 0,1 \text{ mm}$ e $f = 0,01 \text{ mm.rot}^{-1}$ foi a que originou piores resultados dimensionais. Este resultado está associado à falta de estabilidade do processo de usinagem. Para todas as condições de corte, o PCD 1800 foi o que mais se aproximou dos valores teóricos.

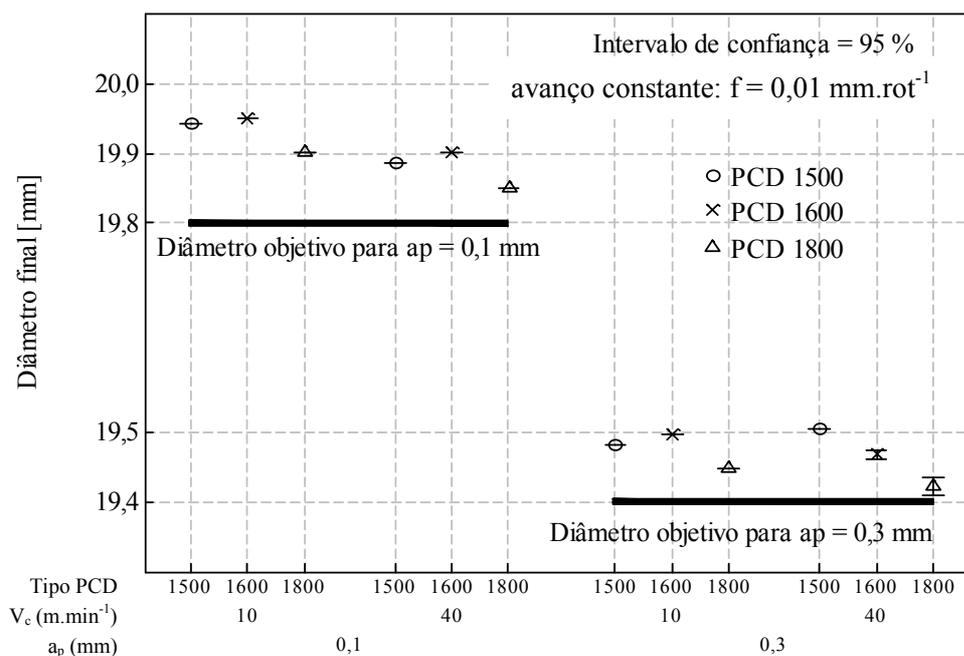


Figura 6.22 - Diâmetros dos corpos de prova após torneamento.

6.3. Desgaste dos Insertos de Usinagem

A Figura 6.23 mostra o estado da superfície de saída de cada inserto após o término da usinagem (1510 s para as condições que usaram $V_c = 10 \text{ m.min}^{-1}$ e 370 s para as condições envolvendo $V_c = 40 \text{ m.min}^{-1}$). O principal mecanismo de desgaste é a fadiga (avaria por quebra) seguida da abrasão.

Para a condição de $a_p = 0,1 \text{ mm}$ apenas se percebe a avaria originada por quebra. Como os insertos possuem a ponta com $0,1 \text{ mm}$ de raio, as condições com profundidade de corte de $0,1 \text{ mm}$ não produzem corte estável. Como resultado, os insertos fraturam prematuramente. Com os insertos fraturados não se conseguem obter os valores dimensionais desejados. O PCD 1600 é o que apresenta maior avaria por quebra seguido do PCD 1500. O PCD 1800 é o que apresenta menor avaria por quebra. Estes resultados justificam os desvios dimensionais face ao diâmetro teórico previsto de $19,8 \text{ mm}$.

O desgaste por abrasão só se percebe na condição de $a_p = 0,3 \text{ mm}$ co-existindo com o mecanismo de desgaste por fadiga. Para as condições de maior profundidade de corte percebe-se uma diminuição das quebras dos insertos permitindo, assim, uma aproximação aos valores desejados após usinagem.

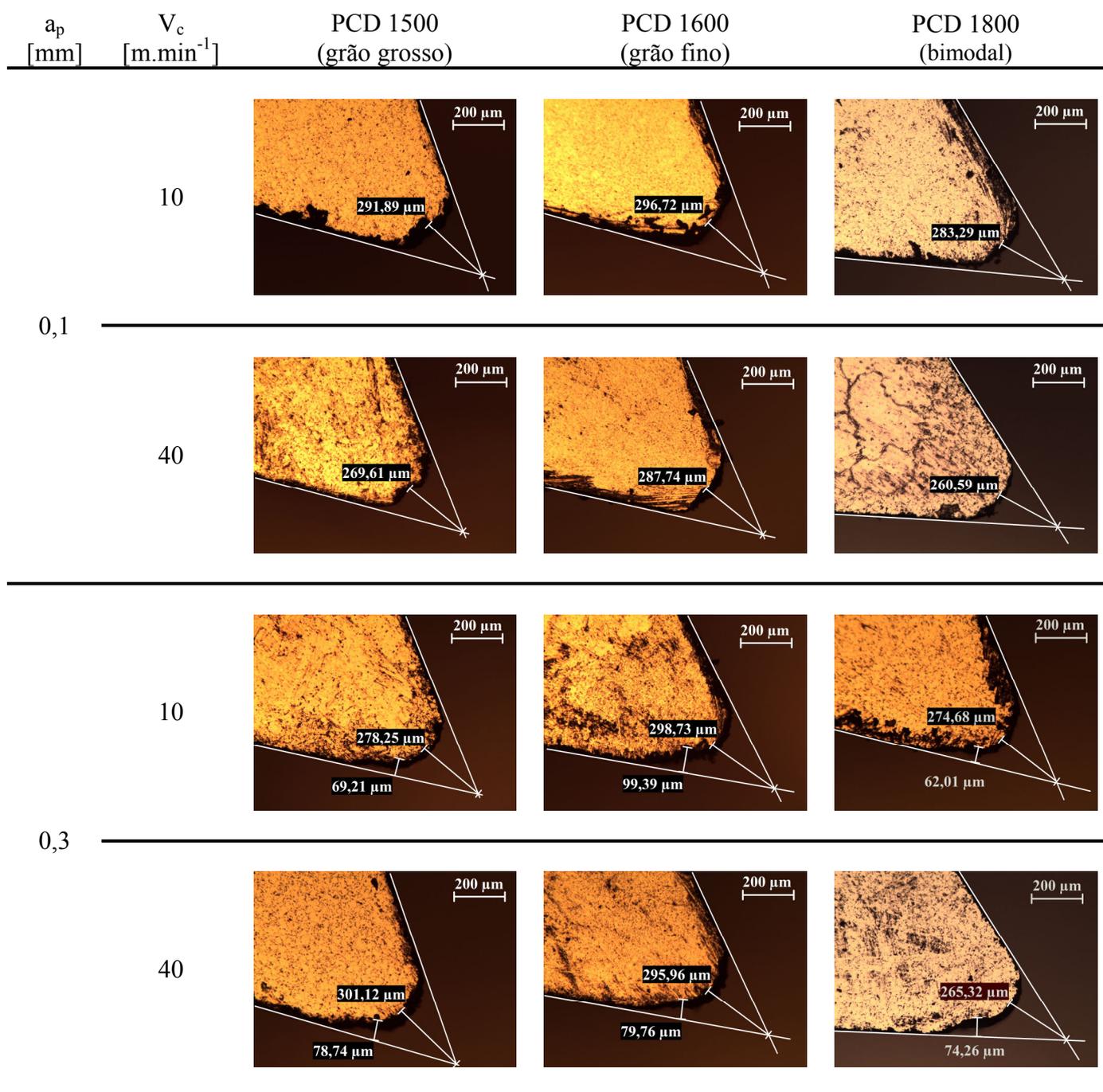


Figura 6.23 – Desgaste da superfície de saída dos insertos de PCD após usinagem dos cilindros de metal duro com 15 % massa de cobalto. O avanço manteve-se constante em 0,01 mm.rot⁻¹.

A fratura do diamante não acontece apenas na superfície do flanco primário. A Figura 6.23 mostra que na superfície do flanco secundário também ocorre fratura do diamante. O desgaste de flanco é percebido na condição de corte com $a_p = 0,3$ mm e está apresentado na Figura 6.24.

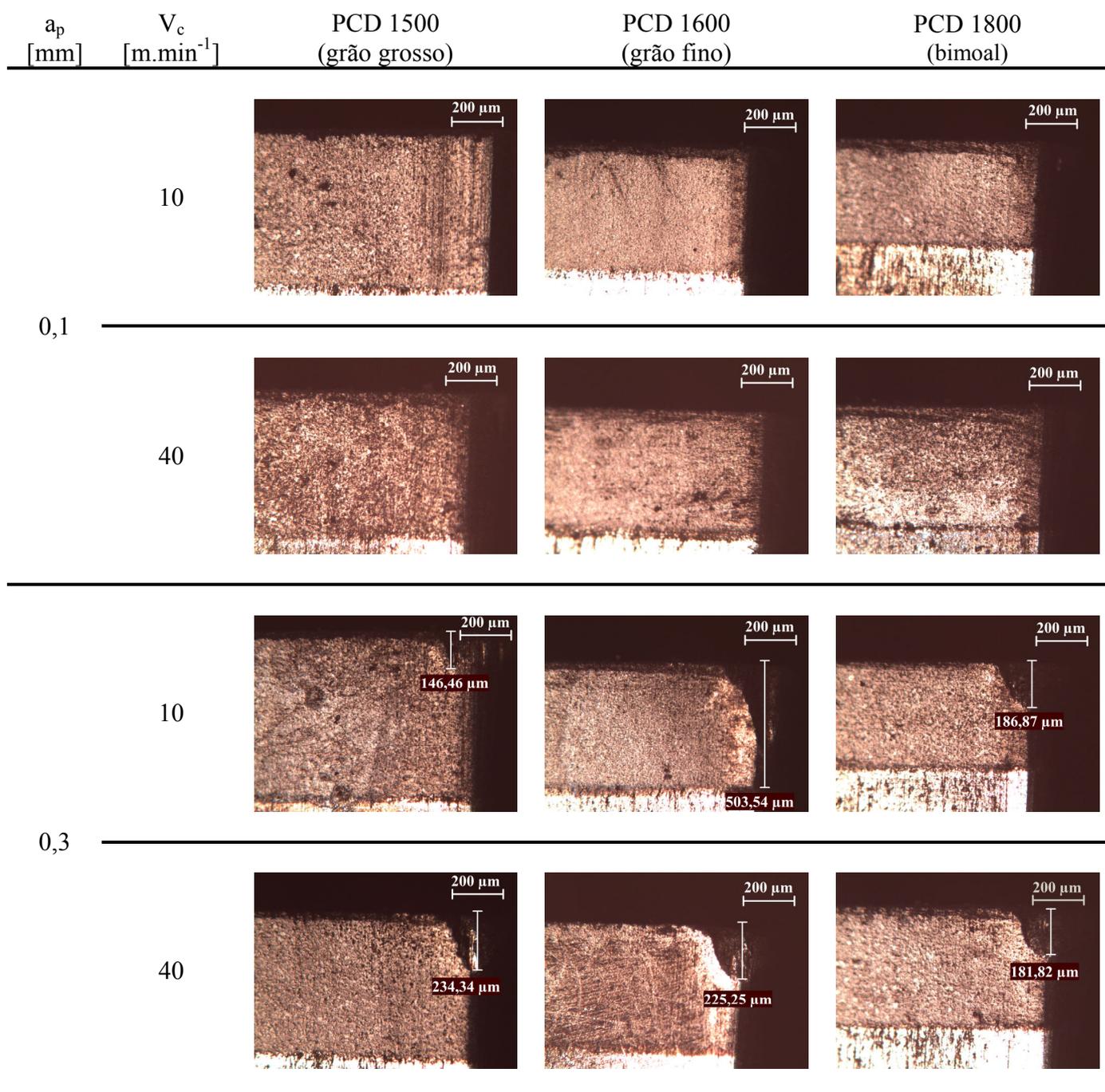


Figura 6.24 – Desgaste do flanco (VB_{max}) dos insertos de PCD após usinagem dos cilindros de metal duro com 15 % massa de cobalto. O avanço manteve-se constante em $0,01 \text{ mm.rot}^{-1}$.

A análise de microscopia eletrônica de varredura para os três tipos de PCD nas condições de corte $V_c = 40 \text{ m.min}^{-1}$ e $f = 0,01 \text{ mm.rot}^{-1}$ está apresentada na Figura 6.25. Para a condição de $a_p = 0,1 \text{ mm}$ confirma-se a ausência de desgaste de flanco onde a fadiga (avaria por quebra) é o principal mecanismo de desgaste. O PCD 1600 é o que apresenta maior avaria por quebra seguido do PCD 1500. Para a condição de $a_p = 0,3 \text{ mm}$ verifica-se a existência de desgaste do flanco onde o PCD 1800 é o que apresenta desgaste mais regular e uniforme.

$$V_c = 40 \text{ m.min}^{-1} \text{ e } f = 0,01 \text{ mm.rot}^{-1}$$

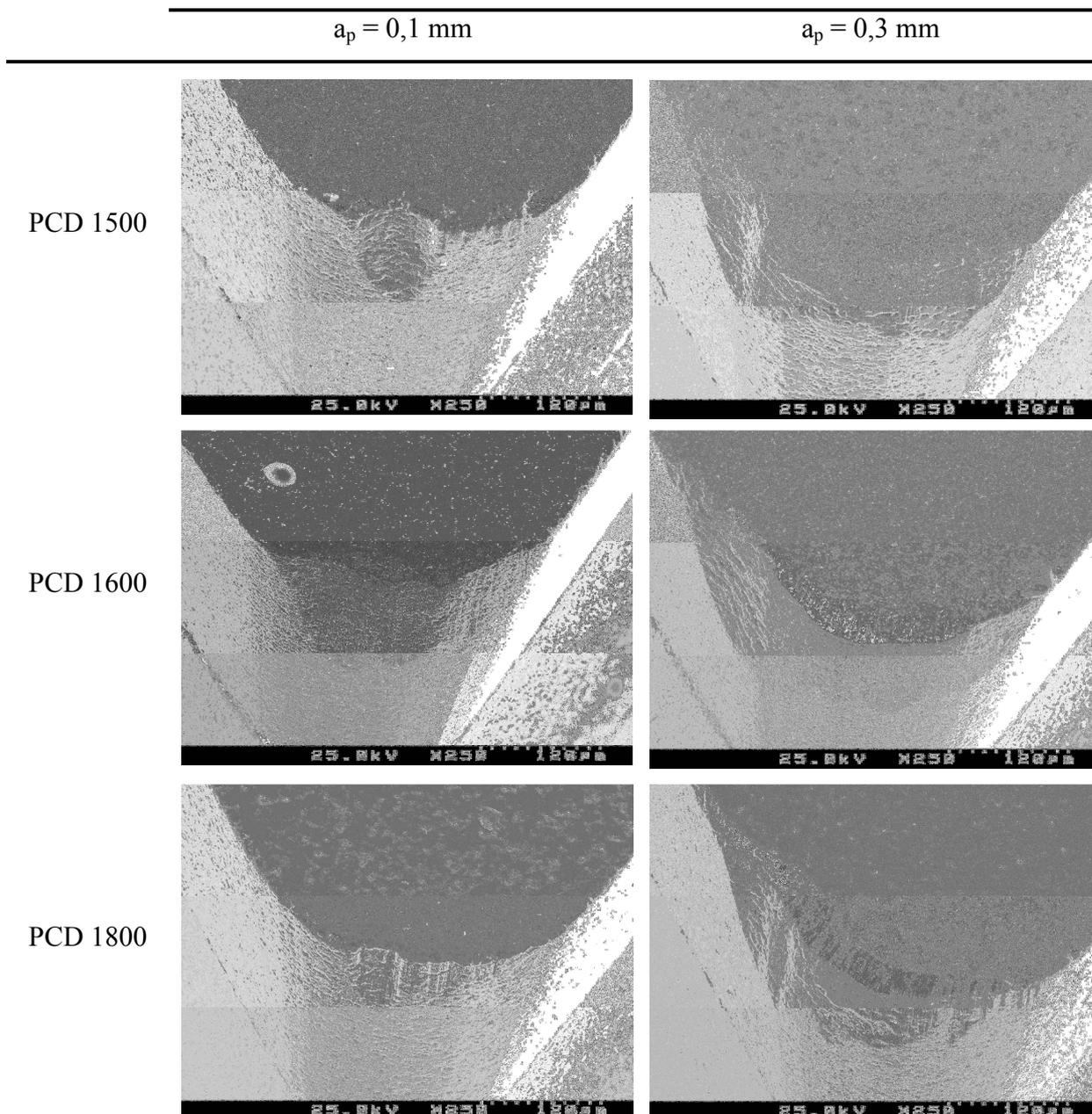


Figura 6.25 – Análise de MEV dos inserts de PCD após usinagem dos cilindros de metal duro com 15 % massa de cobalto.

Com a pressão exercida pelo inserto no corpo de prova, cavacos segmentados - Figura 6.26 - deslizam periodicamente sobre a superfície de saída. Aspecto similar do cavaco formado foi apresentado por Hintze e Froming (2009) durante a usinagem de corpos de prova de metal duro com 20 % massa de cobalto com inserts de PCD. Apesar do metal duro apresentar um comportamento típico de material frágil, pode-se observar deformação plástica nos cavacos formados. O trabalho de Belmonte et al. (2003) constatou a formação de pó ao invés de formação de cavacos segmentados durante o torneamento de cilindros de metal duro

com 27 % massa de cobalto. A formação de pó foi associada ao fenômeno de adesão entre os insertos de PCD e os cilindros de metal duro. Com o metal duro usado neste trabalho, este fenômeno não prevaleceu. Verificou-se a deformação plástica com cisalhamento primário resultando na formação de cavacos segmentados. O tipo de cavaco formado não apresentou influencia em função dos parâmetros de corte nem do aumento das forças de usinagem. O tipo de cavaco originado é típico na usinagem de materiais endurecidos.

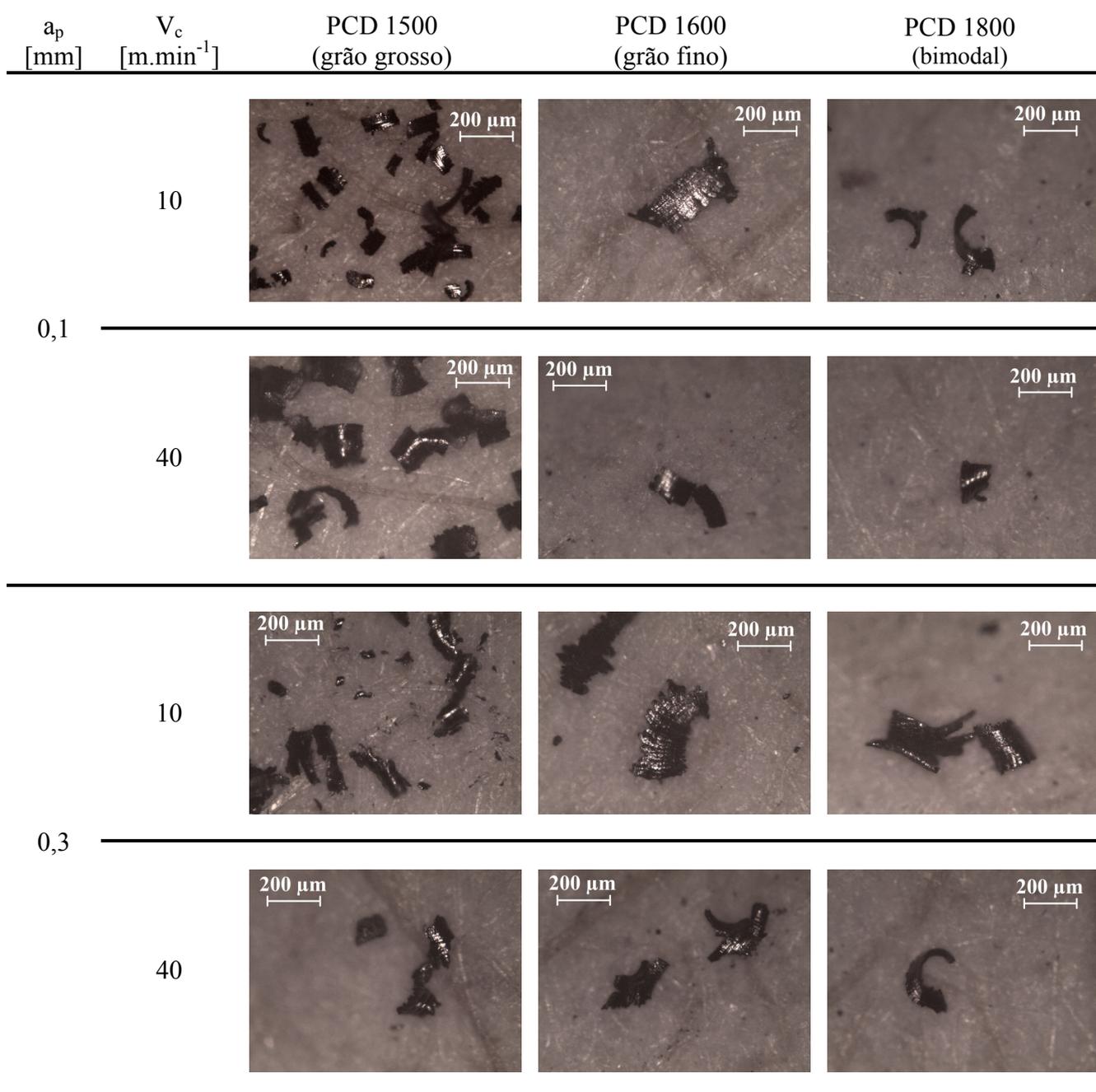


Figura 6.26 – Cavaco formado durante o processo de torneamento de cilindros de metal duro com 15 % massa de cobalto usando insertos de PCD. O avanço manteve-se constante em 0,01 mm.rot⁻¹.

6.4. Método de ANOVA para Determinar Melhor Classe de PCD

A metodologia de ANOVA foi usada, como teste estatístico, para estudar, entre o PCD 1500 e o PCD 1800, o que melhor resultado apresenta no torneamento a seco de cilindros de metal duro com 15 % massa de cobalto. O PCD 1600 não foi testado uma vez que nos estudos preliminares apresentou-se como a pior opção de PCD para usinar cilindros de metal duro com 15 % massa de cobalto.

A Tabela 6.1 apresenta os resultados obtidos nas três réplicas usadas para cada tipo de PCD. Os valores de R_a e R_z foram medidos no ponto B de cada cilindro e correspondem à média aritmética de 3 pontos medidos a 120 °. O valor de VB_{max} foi medido por microscopia óptica fazendo uso do sistema LAS EZ 1.8.0 da Leica após 120 s, 240 s e 360 s de usinagem. Os testes práticos foram conduzidos de forma aleatória selecionando a condição de corte que apresentou melhores resultados dimensionais no ensaio exploratório: $V_c = 40 \text{ m.min}^{-1}$; $a_p = 0,3 \text{ mm}$ e $f = 0,01 \text{ mm.rot}^{-1}$.

Tabela 6.1 – Resultados das respostas a serem testadas pelo método de ANOVA.

Número do ensaio	PCD	R_a [μm]	R_z [μm]	VB_{max} [μm]		
				120 s	240 s	360 s
1	1500	0,611	3,222	78,79	157,58	233,85
2	1800	0,417	2,511	122,74	172,73	215,16
3	1500	0,484	2,848	121,21	176,27	211,62
4	1800	0,441	2,508	137,88	194,96	206,58
5	1800	0,455	2,513	116,16	154,05	210,10
6	1500	0,676	3,703	135,87	196,47	276,78

A Tabela 6.2 apresenta o sumário da análise de ANOVA onde se testa com um nível de significância de 0,05 se existe, após 360 s de usinagem, diferença de rugosidades R_a , rugosidade R_z bem como de desgaste de flanco. Os valores das respostas apresentaram uma distribuição normal bem como os valores dos resíduos resultantes da análise de ANOVA. A análise da Tabela 6.2 mostra que o desgaste de flanco e a rugosidade R_a não evidenciam diferenças entre os PCD 1500 e PCD 1800. A análise da rugosidade R_z , que é mais sensível, revela que existe diferença entre os dois tipos de PCD: O PCD 1800 permite a obtenção de valores mais baixos de rugosidade R_z .

Tabela 6.2 – Sumário da análise de ANOVA para os dois tipos de diamante PCD após 360 s de usinagem. As respostas testadas foram: R_a , R_z e VB_{max} com nível de significância de 0,05.

Resposta	F_0	Valor de p
VB_{max}	2,44	0,193
R_a	7,02	0,057
R_z	9,10	0,039

A Figura 6.27 mostra a evolução do desgaste de flanco com o tempo de usinagem. De acordo com a norma ISO 3685, após 360 s de usinagem, nenhuma situação apresentou desgaste máximo de flanco (VB_{max}) com 600 μm , ou seja, os inserts ainda poderiam ser usados por mais alguns minutos até serem considerados sem condição de uso.

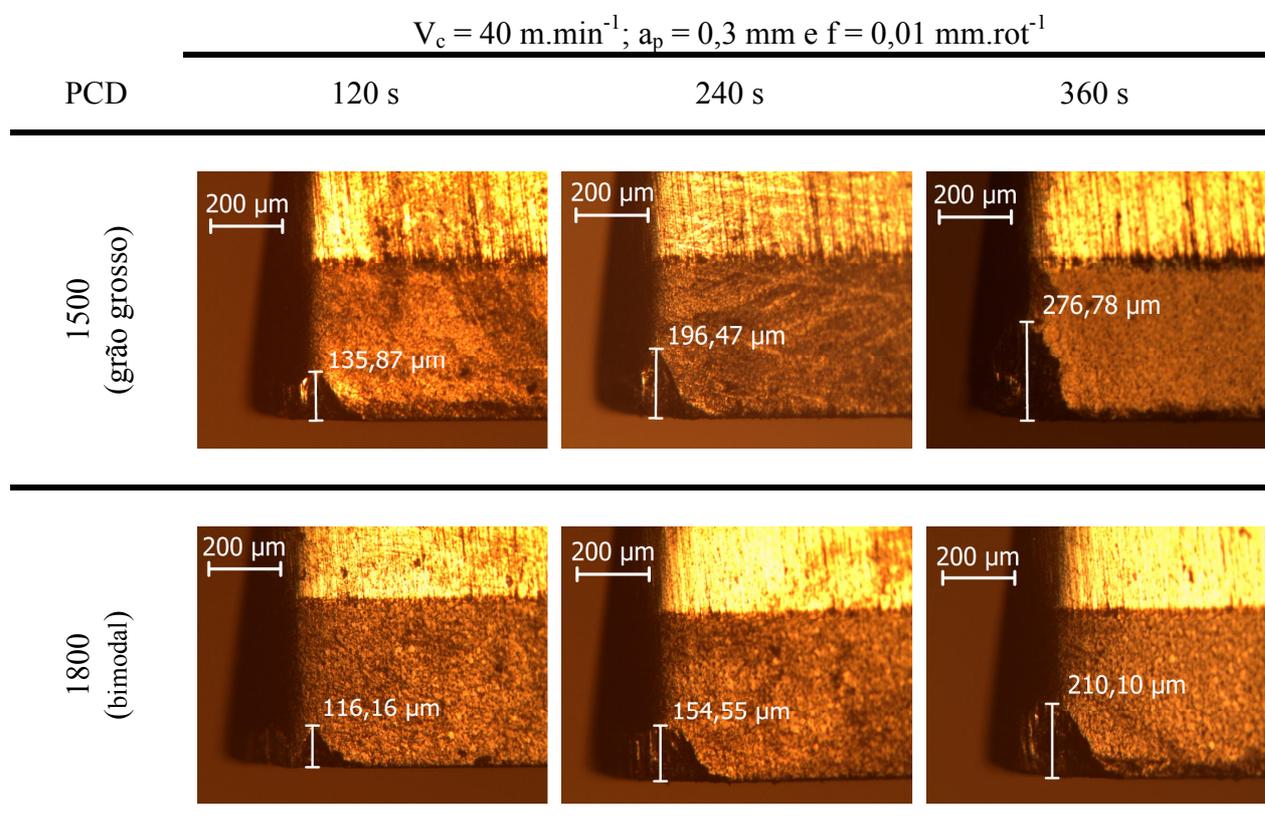


Figura 6.27 – Micrografias da evolução do desgaste do flanco (VB_{max}) com o tempo.

A análise de ANOVA revelou que não existe diferença entre o desgaste do flanco obtido após usinagem com os dois tipos de PCD. A Figura 6.28 mostra a taxa de crescimento do desgaste do flanco ao longo do tempo. Para os períodos de tempo analisados percebe-se que o PCD 1800 apresenta a menor taxa de crescimento do desgaste de flanco.

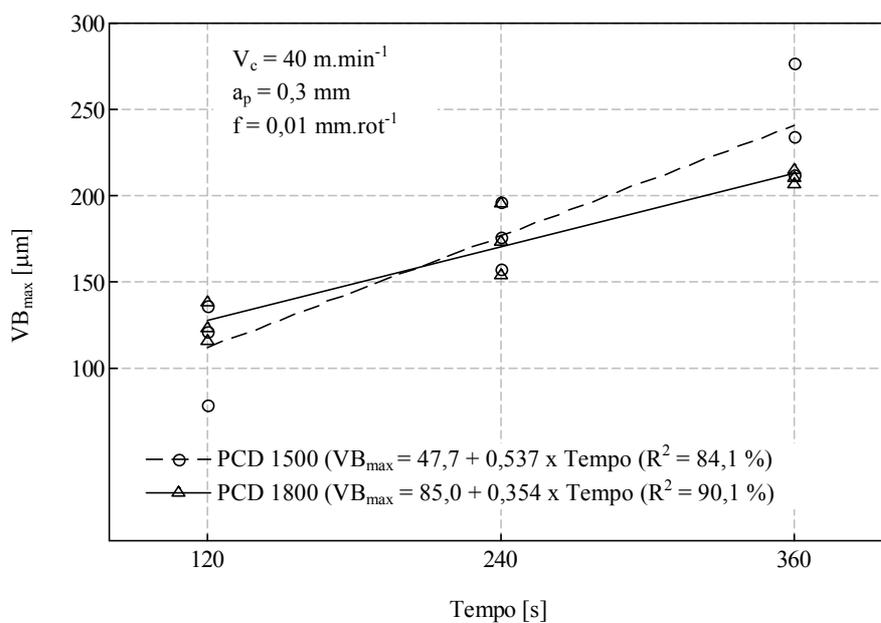


Figura 6.28 – Evolução do desgaste do flanco (VB_{\max}) em função do tempo.

A Figura 6.29 mostra a evolução do desgaste da superfície de saída em função do tempo. O PCD 1500 apresenta fratura catastrófica ao fim de 360 s de usinagem.

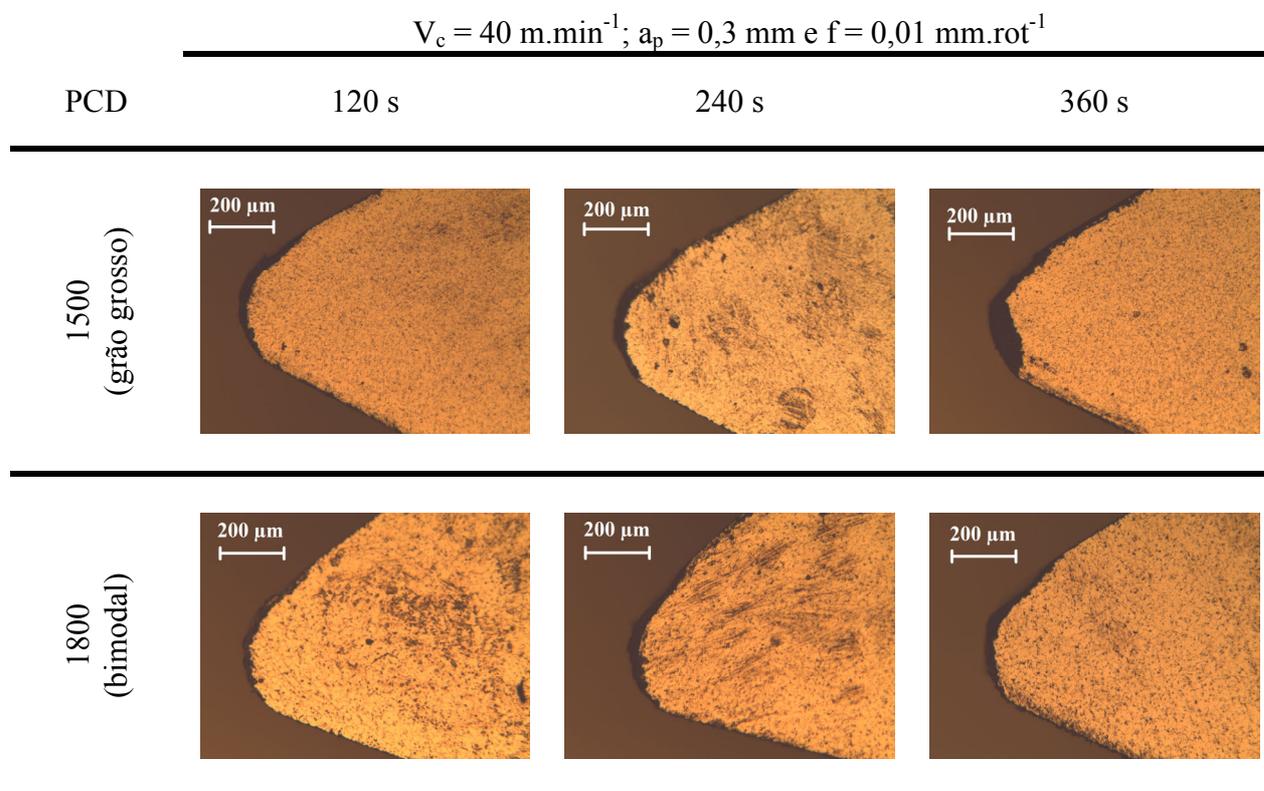


Figura 6.29 – Micrografias da evolução do desgaste da superfície de saída com o tempo.

Os ensaios realizados permitem concluir que o PCD 1800 é o melhor tipo de PCD para a usinagem a seco de peças de metal duro com 15 % massa de cobalto. A explicação para o melhor comportamento do PCD 1800 deve estar associada à sua superior tenacidade à fratura. Sendo um material mais tenaz face aos outros dois tipos de PCD, a classe 1800 apresenta menor propensão para quebrar e com isso permite cortes mais estáveis por mais tempo. A grande diferença de comportamento do PCD 1600 pode ser associada à maior quantidade de cobalto existente neste PCD.

O PCD 1800 permitiu uma usinagem com níveis de força de usinagem similares ao PCD 1500 embora com uma taxa de desgaste inferior ao PCD 1500. Com isso os níveis de rugosidade obtidos são mais baixos além de que os requisitos dimensionais ficam mais próximos de serem conseguidos.

A Figura 6.30 mostra a relação entre o desgaste máximo do flanco e a rugosidade R_a . A análise da figura mostra que o aumento do desgaste máximo de flanco está associado com o aumento da rugosidade R_a das peças usinadas.

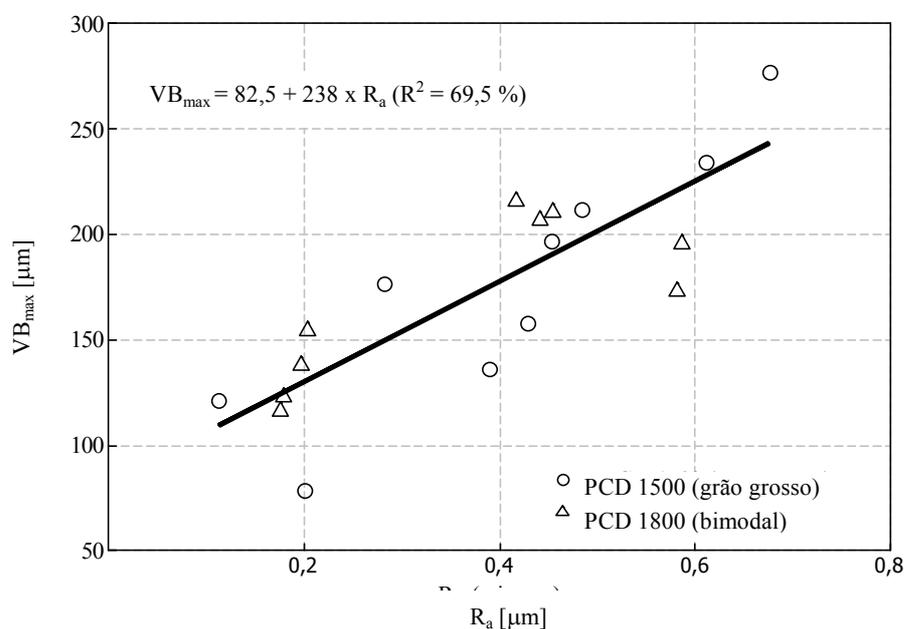


Figura 6.30 – Relação desgaste máximo do flanco (VB_{max}) em função da rugosidade R_a .

A Figura 6.31 mostra a normalidade da distribuição dos resíduos resultantes da equação de regressão linear que relaciona o desgaste máximo de flanco com a rugosidade R_a . Desta forma é possível usar-se as medições de rugosidade R_a das peças de metal duro usinadas como meio de controle da vida útil dos inserts de PCD.

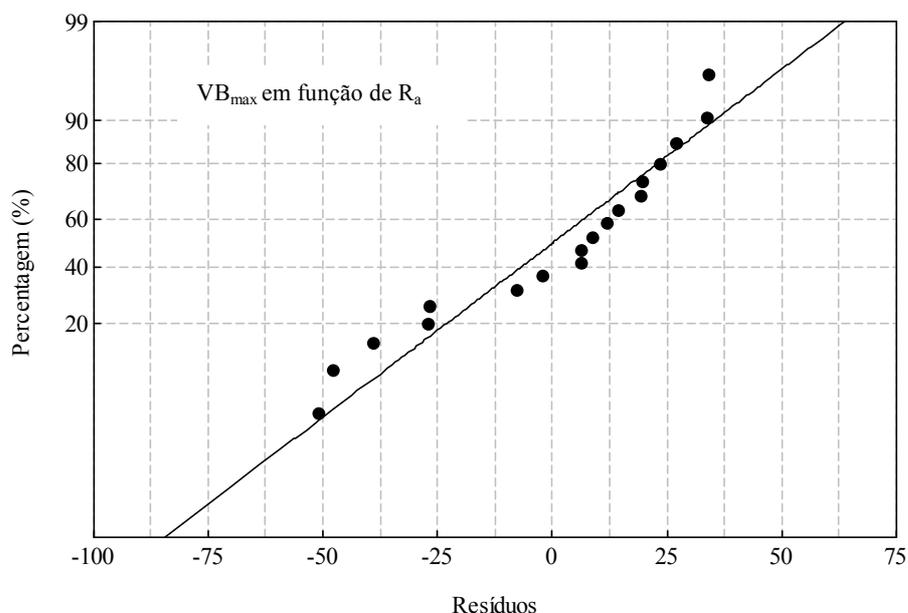


Figura 6.31 - Teste de distribuição normal para os resíduos resultantes da análise de regressão linear.

A Figura 6.32 mostra a relação entre o desgaste máximo do flanco e a rugosidade R_z . A análise da figura mostra que o aumento do desgaste máximo de flanco está associado com o aumento da rugosidade R_z das peças usinadas. Tal como no caso da rugosidade R_a , o uso das medições de rugosidade R_z das peças de metal duro usinadas também podem ser usadas como meio de controle da vida útil dos insertos de PCD.

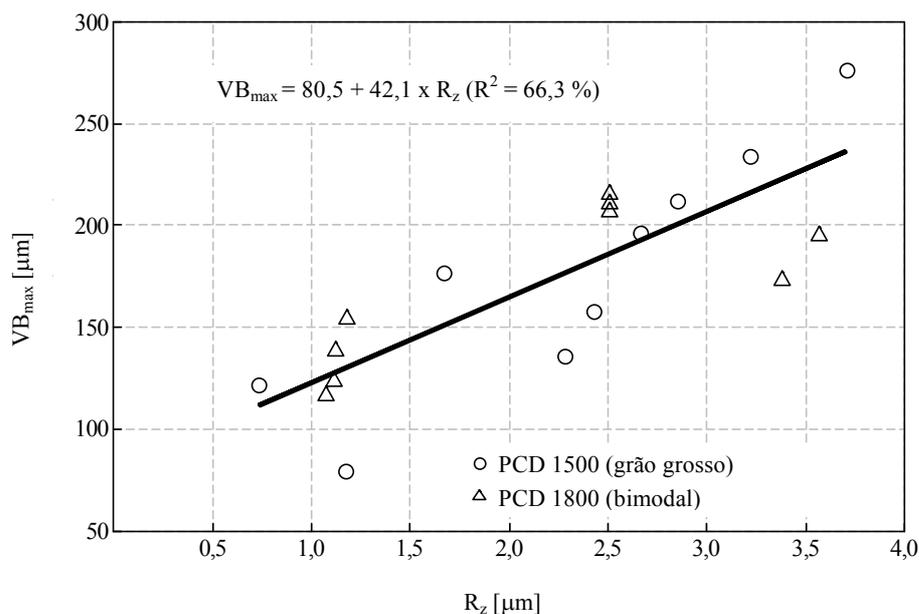


Figura 6.32 – Relação desgaste máximo do flanco (VB_{max}) em função da rugosidade R_z .

A Figura 6.33 mostra a normalidade da distribuição dos resíduos resultantes da equação de regressão linear que relaciona o desgaste máximo de flanco com a rugosidade R_z .

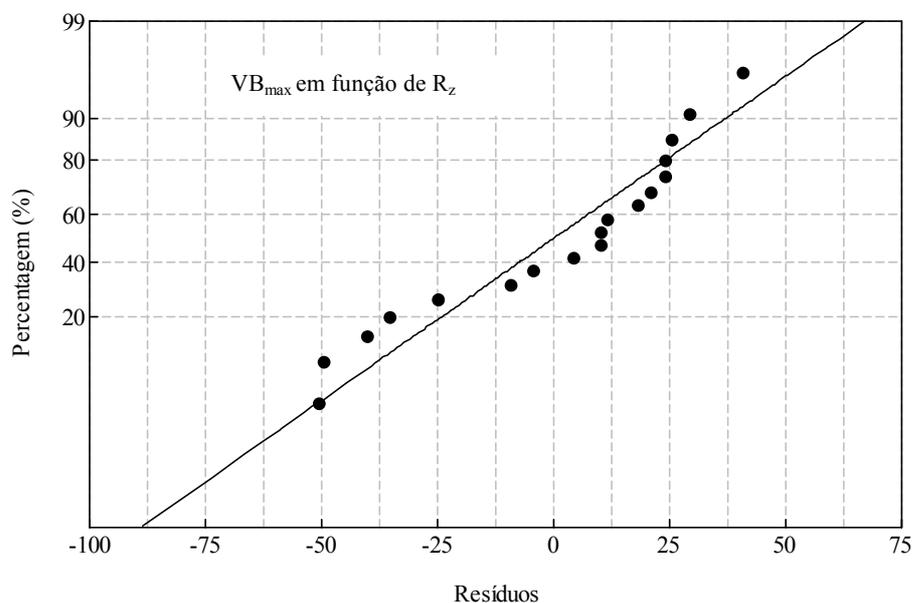


Figura 6.33 - Teste de distribuição normal para os resíduos resultantes da análise de regressão linear.

6.5. Análise Econômica

O teste de usinagem comparando os processos de retificação e de torneamento mostrou que se consegue o mesmo perfil com uma redução 40 % no tempo de usinagem. A análise foi feita considerando um horizonte de 10 anos. A Tabela 6.3 mostra os fluxos de caixa resultantes das projeções ilustrados na Tabela 6.4. As projeções de receita e custo apenas estão apresentadas para 2011. Nos anos subseqüentes os dados apenas sofrem as correções monetárias.

Tabela 6.3 – Exemplificação dos fluxos de caixa.

Descrição	Torneamento		Retificação	
	2010	2011	2010	2011
Resultado Líquido		42.620,39		24.983,24
(+) Depreciação		23.000,00		28.175,00
Fluxo de Caixa Operacional		65.620,39		53.158,24
(-) Investimento	(230.000,00)		(281.750,00)	
Fluxo de caixa líquido	(230.000,00)	65.620,39	(281.750,00)	53.158,24
Fluxo de caixa líquido histórico acumulado	(230.000,00)	(164.379,61)	(281.750,00)	(228.591,76)

Tabela 6.4 – Resumo das projeções para 2011.

Descrição	Torneamento		Retificação	
	% da receita líquida	2011	% da receita líquida	2011
(=) Receita Operacional Líquida	100%	180.693,33	100%	108.416,00
Quantidade (n° roletes usinados)		2.581,33		1.548,80
Preço Médio Unitário (R\$/rolete)		R\$70,00		R\$70,00
(-) Custos	54%	98.000,00	42%	45.200,00
Ferramentas	33%	60.000,00	4%	4.800,00
Utilidades	1%	2.000,00	2%	2.000,00
Emulsão	0%	0	2%	2.400,00
Manutenção de Equipamentos	3%	6.000,00	6%	6.000,00
Custo de Pessoal	17%	30.000,00	28%	30.000,00
(=) Lucro Bruto	46%	82.693,33	58%	63.216,00
(-) Depreciação	13%	23.000,00	26%	28.175,00
(=) Resultado Operacional	33%	59.693,33	32%	35.041,00
(-) Despesas Financeiras	2%	3.613,87	2%	2.168,32
(=) Lucro/Prejuízo antes do IR	31%	56.079,47	30%	32.872,68
(-) Provisão para Impostos	7%	13.459,07	7%	7.889,44
CSLL (9%)	3%	5.047,15	3%	2.958,54
IR (15%)	5%	8.411,92	5%	4.930,90
(=) Lucro Líquido Após Impostos	24%	42.620,39	23%	24.983,24
(+) Depreciação		23.000,00		28.175,00
(=) Capacidade de Pagamento	36%	65.620,39	49%	53.158,24

A Figura 6.34 e a Figura 6.35 mostram a evolução dos fluxos de caixa para os processos de torneamento e retificação respectivamente.

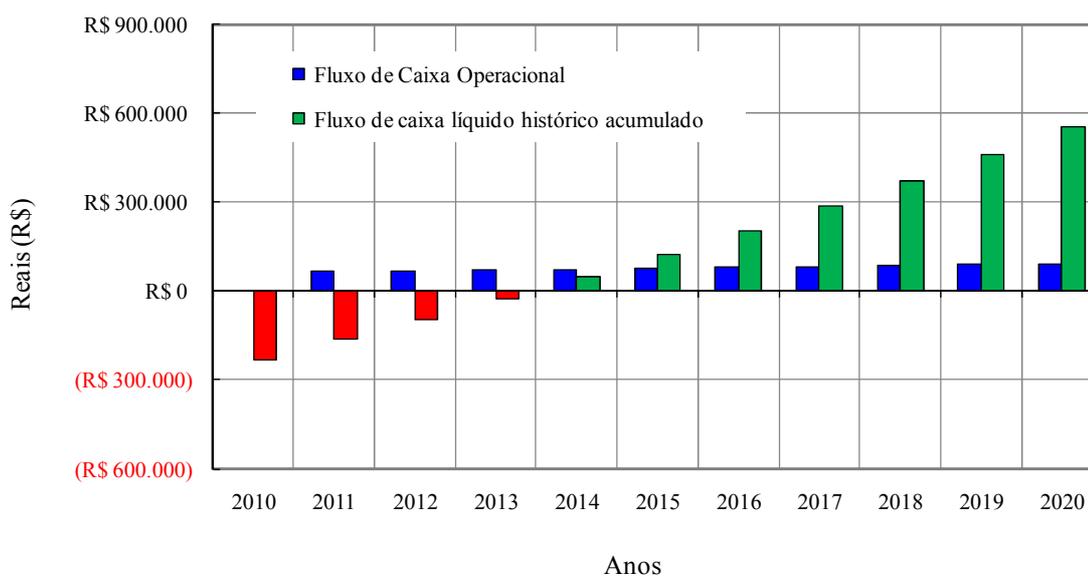


Figura 6.34 – Evolução do fluxo de caixa para a usinagem do perfil por torneamento.

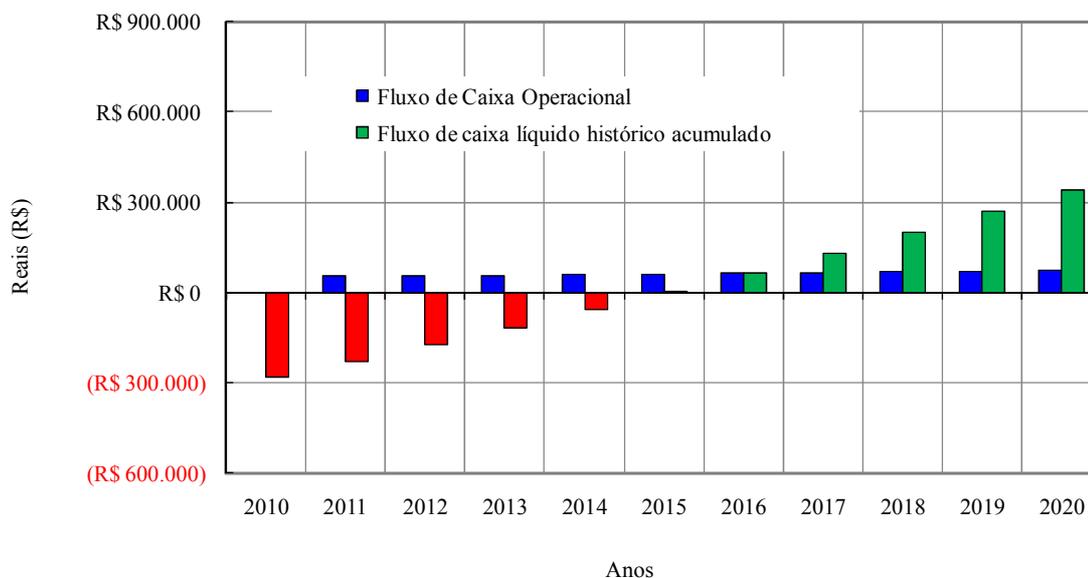


Figura 6.35 – Evolução do fluxo de caixa para a usinagem do perfil por retificação.

Ambos os processos mostram a geração de resultados positivos embora o torneamento permita a sua obtenção em um menor período de tempo.

A Tabela 6.5 apresenta o sumário do cálculo das variáveis financeiras que permitem avaliar se determinado projeto é viável economicamente.

Tabela 6.5 – Dados comparativos entre dois processos de usinagem.

	Centro de torneamento CNC	Retifica cilíndrica de exteriores CNC
Valor Presente Líquido (VPL)	R\$ 162.303,00	R\$ 31.668,00
<i>Payback</i>	3 anos e 4 meses	5 anos
Taxa Interna de Retorno (TIR)	29,18 %	16,66 %

Do ponto de vista econômico, os dados revelam que a operação de acabamento dos perfis por torneamento é mais interessante que a operação de acabamento por retificação.

7. Conclusões

O torneamento a seco de cilindros de metal duro com 15 % massa de cobalto foi conseguido com êxito. O acompanhamento das forças de usinagem durante o processo de torneamento permitiu identificar instabilidade no corte com $a_p = 0,1$ mm. O aumento da profundidade de corte para 0,3 mm estabilizou o processo de torneamento. Os aumentos da profundidade e da velocidade de corte originaram maiores forças de usinagem bem como maiores rugosidades superficiais.

Para as mesmas condições de corte, os valores de rugosidade R_z são superiores aos valores de rugosidade R_a . A qualidade superficial diminuiu com o tempo de usinagem fruto do aumento do desgaste do flanco dos insertos de usinagem. O PCD 1800 foi o que produziu maior proximidade aos requisitos dimensionais da peça usinada. Os mecanismos de desgaste predominantes são a fadiga (dominante para $a_p = 0,1$ mm) e a abrasão (dominante para $a_p = 0,3$ mm).

O processo de torneamento originou a formação de cavacos segmentados. Resultado similar foi apresentado por Hintze e Froming (2009) durante a usinagem de corpos de metal duro com 20 % massa de cobalto com ferramentas de PCD. Apesar do comportamento frágil típico do metal duro, observa-se deformação plástica nos cavacos produzidos.

O uso da expressão de Niihara, Morena e Hasselman (1982) permitiu concluir que existem diferenças entre as tenacidades à fratura dos três diamantes PCD analisados. O PCD 1800, constituído por uma mescla de grãos finos e grãos grossos, foi o que apresentou maior valor de tenacidade. A maior tenacidade associada com a menor propensão para trincas é a principal razão para o melhor comportamento em usinagem apresentado pelo PCD 1800.

O método de análise das variâncias (ANOVA) mostrou-se eficaz na análise das diferenças das várias respostas.

A comparação entre os processos de retificação e de torneamento de um rolete usada em siderurgia evidenciou uma redução de 40 % no tempo de usinagem. A análise da viabilidade econômica resultou em um *payback* de 3 anos e 4 meses para o torneamento contra 5 anos do processo de retificação. A TIR do processo de torneamento resultou em 29,18 % enquanto que o processo de retificação ficou em 16,66 %.

Os resultados obtidos abrem um novo caminho de competitividade ambientalmente sustentável para a Durit. A possibilidade de diminuição de manuseio na quantidade de emulsões é um importante passo rumo à diminuição do passivo ambiental. Estando a Durit engajada no processo de certificação ambiental, a nova metodologia contribui para a diminuição de geração de resíduos.

8. Trabalhos Futuros

Os resultados obtidos permitem melhorar os processos de acabamento de componentes de metal duro. Os ensaios foram conduzidos em uma classe específica de metal duro e com ciclo de produção bem controlado. Contudo, no dia-a-dia de fabricação deste tipo de componentes, usam-se várias classes de material e com diversos processos de fabricação. Com o objetivo de estudar a influência dos diferentes tipos de metal duro na sua usinabilidade, propõe-se:

- Estudar a influência do tamanho de grão de WC e do teor de cobalto na amplitude e frequência das forças de usinagem;
- Estudar a influência do tipo de metal ligante na usinagem de metal duro sinterizado;
- Estudar a influência do livre percurso médio na força de usinagem;
- Estudar a influência da pressão de sinterização na usinabilidade por torneamento de compósitos de metal duro com insertos de diamante;
- Estudar a influência de tensões residuais do metal duro sinterizado na usinabilidade por torneamento com ferramentas de diamante.

Os insertos de usinagem mostraram apresentar influência no processo de usinagem. O trabalho foi desenvolvido com uma única geometria e as caracterizações de cada PCD foram realizadas por ensaios não destrutivos. Neste contexto, propõe-se:

- Estudar a tenacidade à fratura e a resistência à ruptura transversal dos insertos de usinagem por meio de ensaios destrutivos;
- Estudar a influência de diferentes geometrias dos insertos de PCD no torneamento a seco de cilindros de metal duro. Especial incidência no estudo da influência do ângulo de folga do inserto na usinagem de metal duro sinterizado;
- Estudar a viabilidade de se usar ferramentas de PCD re-afiadas no processo de torneamento a seco de peças de metal duro;
- Estudar a influência de refrigeração nas ferramentas de PCD durante as operações de torneamento de componentes de metal duro sinterizado.

Os resultados obtidos foram conseguidos com uma máquina operatriz robusta que tem um custo associado mais elevado quando comparado com o valor de um centro de

torneamento CNC convencional. Por esta razão é importante estudar a influência no processo de usinagem de centros de torneamento com diferentes características de estrutura e torque.

Com o objetivo de estudar a correlação entre variáveis de processo e temperatura gerada durante o mesmo, propõe-se o desenvolvimento de um dispositivo que permita acompanhar a evolução da temperatura no inserto de usinagem durante a operação de torneamento.

O processo de formação do cavaco é importante para estudar a usinabilidade do metal duro. Propõe-se a execução de ensaios *quick-stop* (paragem imediata) que interrompam instantaneamente o processo de torneamento.

Para otimizar os parâmetros de corte propõe-se uma análise de superfícies de resposta (RSM – Response Surface Model). Com esta análise será possível, também, determinar quais os parâmetros e respectivas interações que mais influenciam o torneamento a seco de cilindros de metal duro.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ACHILES, R. D.; BRONDSTED, P. Development of a procedure for fatigue crack growth in PCD. **Industrial Diamond Review**, n. 4, p. 54-59, 2008.
- ALMEIDA, F. A. et al. Machining hardmetal with CVD diamond direct coated ceramic tools: effect of tool edge geometry. **Diamond and Related Materials**, 14, p. 651-656, 2005.
- ALMEIDA, F. A. et al. Machining behaviour of silicon nitride tools coated with micro-, submicro- and nanometric HFCVD diamond crystallite sizes. **Diamond and Related Materials**, 15, p. 2029-2034, 2006.
- ALMEIDA, F. A. et al. Re-sharpenable thick CVD diamond-coated Si₃N₄ tools for hardmetal turning. **Surface and Coatings Technology**, 201, p. 1776-1782, 2006.
- ALMEIDA, F. A. **Nano to micrometric grain sized CVD diamond for turning hard and abrasive materials**. 2007. 213 f. Tese (Doutoramento em Ciência e Engenharia dos Materiais) – Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro, Universidade de Aveiro, Aveiro, Portugal.
- AKESSON, L. in **Science of Hard Materials**. Plenum Press; New York, VISWANADHAM, R. K.; ROWCLIFFE, D. J.; GURLAND, J., p. 71-82, 1983.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM B 276 - 91**: Standard test method for apparent porosity in cemented carbides. 1996, 7p.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM B 390 – 92**: Standard practice for evaluating apparent grain size and distribution of cemented tungsten carbides. 1992, 4p.
- AMORIM, Heraldo. **ENG 03021 – Processos Discretos De Produção**. Universidade Federal Rio Grande Sul. Disponível em: <<http://www.ufrgs.br/gpfai/download/torneamento.pdf>>. Acesso em: 10 abr. 2009.
- ANDREWES, C.J. A.; FENG, H-Y.; LAU, W. M. Machining of an aluminium/SiC composite using diamond inserts. **Journal of Materials Processing Technology**, 102, p. 25-29, 2000..
- ANTONY, Jiju. **Design of experiments for engineers and scientists**. 1. ed. Oxford, United Kingdom: Butterworth & Heinemann, 2003.
- ANSTIS, G. R., et al. A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness: I, Direct crack measurements **Journal of the American Ceramic Society**, v. 9, n. 64, p. 533-538, 1981.

Aplicações do Magnetismo. Disponível em <<http://www.alphamag.com.br/info.asp>>. Acesso em: 28 jan. 2010.

ARSECULARATNE, J. A.; ZHANG, L. C.; MONTROSS, C. Wear and tool life of tungsten carbide, PCBN and PCD cutting tools. **International Journal of Machine tools & Manufacture**, 46, p. 482-491, 2006.

ASHBY, M. F. Materials Selection. In **Mechanical Design**. 2. ed. Oxford United Kingdom: Butterworth & Heinemann, 1999, p. 418-467.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6405**: Rugosidade das superfícies. 1988, 6p.

BAI, Q. S. et al. Study on wear mechanisms and grain effects of PCD tool in machining laminated flooring. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, 22, p. 111-115, 2004.

BAUER, C. E.; INSPEKTOR, A.; OLES, E. A comparative machining study of diamond-coated tools made by plasma torch, microwave, and hot filament techniques. **Sadhana**, India, vol. 28, n. 5, p. 933-944, out. 2003.

BELMONTE, M. et al. Wear resistant CVD diamond tools for turning of sintered hardmetals. **Diamond and Related Materials**, 12, p. 738-743, 2003.

BELMONTE, M. et al. Cutting forces evolution with tool wear in sintered hardmetal turning with CVD diamond. **Diamond and Related Materials**, 13, p. 843-847, 2004.

BONNY, K. et al. Tribological characteristics of WC-Ni and WC-Co cemented carbide in dry reciprocating sliding contact. **Tribology Transactions**, 52, p. 481-491, 2009.

BREVAL, E. et al. Comparison between microwave and conventional sintering of WC/Co composites. **Materials Science & Engineering A**, 391, p. 285-295, 2005.

BROOKES, K. J. A. **World Directory and Handbook of Hardmetals and Hard Materials**. 6. ed. East Barnet Hertfordshire United Kingdom: Brookes, 1996.

CALLISTER Jr., W. D. **Fundamentals of Materials Science and Engineering**. 5. ed. New York, USA: Anderson, 2001.

CERATIZIT, HARD MATERIAL MATTERS. **General wear parts**. Disponível em: <http://www.ceratizit.com/4170_ENG_HTML.php?lc=7>. Acesso em: 04 out. 2010.

CHATTOPADHYAY, A.; SARANGI, S. K.; CHATTOPADHYAY, A. K. Effect of negative dc substrate bias on morphology and adhesion of diamond coating synthesised on carbide turning tools by modified HFCVD method. **Applied Surface Science**, 255 (5), p. 1661-1671, dez. 2008.

Chip formation I. Disponível em:

<<http://www.aluminium.matter.org.uk/content/html/eng/default.asp?catid=&pageid=2144416178>>. Acesso em: 07 jun. 2009.

Cobalto. **Tabela Periódica On-Line.** Disponível em

<http://www.tabela.oxigenio.com/metais_de_transicao/elemento_quimico_cobalto.htm>. Acesso em: 30 jan. 2010.

COLLIER, Matt; CHEYNET, Jerome. **Practical machining of cemented carbide using PCD and PCBN cutting tools.** In: Hard Materials and Diamond Tooling Congress and Exhibition, PM2002, 7-9th October 2002, Lausanne, Switzerland.

COLIN, J. S. **Tungsten a Treatise on its Metallurgy, Properties and Applications.** 3. ed. London: Chapman & Hall LTD, 1952.

CONNER, L. PM Special Feature: Dow finds cost effective route to fine WC powders. **Metal Powder Report.**, 52 (12), p. 27–31, 1997.

DAVIDGE, R. W. **Mechanical Behaviour of Ceramics.** 1. ed. Cambridge United Kingdom: Cambridge University Press, 1979.

DAVIM, J. Paulo. A note on the determination of optimal cutting conditions for surface finish obtained in turning using design for experiments. **Journal of Materials Processing Technology**, 116, p. 305-308, 2001.

DELANOE, A.; LAY, S. Evolution of the WC grain shape in WC-Co alloys during sintering: Effect of C content. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, 27 (1), p. 140-148, 2009.

DENSLEY, J. M.; HIRTH, J. P. Fracture toughness of a nanoscale WC-Co tool steel. **Scripta Materialia**, 38, p. 239-244, 1998.

DIAMOND INNOVATIONS. **Compax diamond tool blanks for machining nonferrous and nonmetallic materials.** Disponível em:

<<http://www.abrasivesnet.com/en/product/mbs/compax/index.htm>>. Acesso em: 08 abr. 2009.

DJEMIA, P. et al. Elastic properties of single crystal diamond made by CVD. **Diamond and Related Materials**, 16 (4), p. 962-965, abr. 2007.

DRAWL, W. R. State College, Pa; MCCUNE, R. C. Birmingham, Mich, FORD MOTOR COMPANY, Dearborn, Mich. Method of Toughening Diamond Coated Tools. Int. Cl.⁵ B24B 1/00. U.S. Ci. 51/295, 51/298, 428/249. 14 dez. 1989. 12 fev. 1991. Division of Ser. No. 296.469. Patent Number 4992082.

DRORY, M. D. et al. Fracture of synthetic diamond. **Journal of Applied Physics**, v. 78, n. 5, p. 3083–3088, 1995.

DURIT , METAL DURO. **Competência em metal duro**. Disponível em: <http://www.durit.com/fileadmin/user_upload/PDFs/pt/Catalogo.pdf>. Acesso em: 04 out. 2010.

EDWARDS, R. **Cutting tools**. 1. ed. London, Great Britain: The Institute of Materials, 1993.

EHMAYER, P.; KOLASKA, H.; DREYER, K. **Powder Metallurgy International**, 23, p. 174-176, 1991.

EXNER, H. E. in **Science of Hard Materials**. New York, Plenum Press, VISWANADHAM, R. K.; ROWCLIFFE, D. J.; GURLAND, J., p. 233-262, 1983.

FANG, Z. Z. Correlation of transverse rupture strength of WC-Co with hardness. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, 23 (2), p. 119-127, 2005.

FILHO, J. C. F. A. et al. **Finanças Corporativas**. 1. ed. Rio de Janeiro, Brasil: FGV, 2003.

FONSECA, P. S. M.; ALECRIM, M. D.; SILVA, M. M. **Siderurgia: Dimensionamento do Potencial de Investimento**. Disponível em: http://www.bndes.gov.br/SiteBNDES/export/sites/default/bndes_pt/Galerias/Arquivos/conhecimento/liv_perspectivas/03.pdf>. Acesso em: 04 out. 2010.

FULLMAN, R. L. Measurement of particle sizes in opaque bodies. **Journal of Metals**, September, Transactions AIME, p. 1267-1268, 1953.

GAITONDE, V. N.; KARNIK, S. R.; DAVIM, J. P. Some studies in metal matrix composites machining using Response Surface Methodology. **Journal of Reinforced Plastics Composites**, v. 28, n. 20, p. 2445-2457, 2009.

General introduction to deposition of thin films and laser interaction with materials. Disponível em: <<http://www.chm.bris.ac.uk/pt/diamond/fredthesis/chapter1.htm>>. Acesso em: 01 mai. 2009.

GROOVER, M. P. **Fundamentals of Modern Manufacturing**. 2. ed. New York, USA: John Wiley & Sons, 2002.

GUILLERMET, A. F. Thermodynamic properties of the Co-W-C system. **Metallurgical Transactions A**, 20A, p. 935-956, 1989.

HASEGAWA, M.; NISHIDATE, K.; IYETOMI, H. Energetics of interlayer binding in graphite: The semiempirical approach revisited. **Physical review. B, Condensed Matter And Materials Physics**. v. 76, n. 11. 2007.

HINTZE, W.; FROMMING, H. **Upgrading the toolbox of machining cemented tungsten carbides**. In: 17th plansee seminar, 2009, Reute, Austria.

HINTZE, W.; FROMMING, H.; DETHLEFS, A. Influence of machining with defined cutting edge on the subsurface microstructure of WC-Co parts. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, 28, p. 274-279, 2010.

High pressure high temperature diamond synthesis. Disponível em: <<http://phycomp.technion.ac.il/~anastasy/thesis/node13.html>>. Acesso em: 10 abr. 2009.

INDEXABLE. **Ceramic inserts catalogue**. Disponível em: <www.indexable.com>. Acesso em: 04 out. 2010.

INTERNATIONAL, A. S. M. Ultrahard Tool Materials. In: INTERNATIONAL, A. S. M. **Tool Materials, ASM Specialty Handbook**. 1. ed. United States of America: Davis & Associates, 1995, p. 85-99.

INTERNATIONAL STANDARD. **ISO 3326**: Hardmetals - Determination of (the magnetization) coercivity. 1975, 2p.

INTERNATIONAL STANDARD. **ISO 3685**: Tool-life testing with single-point turning tools. 1993, 49p.

INTERNATIONAL STANDARD. **ISO 3738-2**: Hardmetals - Rockwell hardness test (scale A). 1988, 4p.

INTERNATIONAL STANDARD. **ISO 3878**: Hardmetals - Vickers hardness test. 1983, 2p.

INTERNATIONAL STANDARD. **ISO 4499**: Hardmetals - Metallographic determination of microstructure. 1983, 2p.

KANG, K. Y.; ROEMER, J. G.; GHOSH, D. Microstructural characterization of cemented carbide samples by image analysis techniques. **Powder Technology**, 108, p. 130-136, 2000.

KEY POWDER METALLURGY FIGURES 2010, Shrewsbury, UK: **European Powder Metallurgy Association**, n. 15, abr. 2010.

KIM, Chang-Soo. **Microstructural-mechanical property relationship in WC-Co composites**. 2004. 214 f. Tese (Doutoramento em Ciência e Engenharia dos Materiais) – Departamento de Ciência e Engenharia dos Materiais, Universidade de Carnegie Mellon, Pittsburgh, Estados Unidos da América (USA).

KIM, S. et al. Variation of WC grain shape with carbon content in the WC-Co alloys during liquid-phase sintering. **Scripta Materialia**, 48, p. 635-639, 2003.

KEITH, J. **Fundamentals of insert edge preparation**. In: Manufacturing'92 – Cutting Tool Geometries, Kennametal, Inc., September 1992, Chicago, IL, United States of America.

KONYASHIN, I. et al, On the mechanism of WC coarsening in WC-Co hardmetals with various carbon contents. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, 27 (2), p. 234-243, 2009.

LAY, S. et al. Morphology of WC grains in WC-Co alloys. **Materials Science & Engineering A**, 486 (1), p. 253-261, 2008.

LAWN, B. **Fracture of Brittle Solids**. 2. ed. Cambridge United Kingdom: Cambridge University Press, 1993.

LEE, I. C. A threshold stress for high-temperature plastic flow in WC-Co cemented carbides. **Metals And Materials**. 1, p. 125-132, 1995.

LIM, C. Y. H.; LAU, P. P. T.; LIM, S. C. The effects of work material on tool wear. **Wear**, 250, p. 344-348, 2001.

LOPES, A. C. T. **Sinterização de um grau de metal duro submicrométrico com 3,5 % de cobalto usando pressões variáveis de argon, e sua caracterização física, metalúrgica e mecânica**. 2007. 99 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia dos Materiais) – Instituto Superior Técnico, Universidade Técnica de Lisboa, Lisboa, Portugal.

MARI, D. et al. Measurement of residual thermal stress in WC-Co by neutron diffraction. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, 27 (2), p. 282-287, 2009.

MATA, F. et al. Influence of cutting conditions on machinability aspects PEEK, PEEK CF 30 and PEEK GF 30 composites using PCD tools. **Journal of Materials Processing Technology**, 209, p. 1980-1987, 2009.

MIESS, D.; RAI, G. Fracture toughness and thermal resistance of polycrystalline diamond compacts. **Materials Science & Engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing**. v. 209, n. 1-2, p. 270–276, 1996.

MITSUBISHI. **General catalogue = CBN & PCD turning inserts**. Disponível em: <www.mitsubishicarbide.com/.../c004b_02_cbn_pcd_turning_inserts.pdf>. Acesso em: 04 out. 2010.

MONTGOMERY, D. C. **Design and analysis of experiments**. 5. ed. New York: John Wiley & Sons. INC, 2001.

NABHANI, F. Wear mechanisms of ultra-hard cutting tool materials. **Journal of Material Process Technology**, 115, p. 402-412, 2001.

NALBANT, M.; GOKKAYA, H.; SUR, G. Application of Taguchi method in the optimization of cutting parameters for surface roughness in turning. **Materials & Design**, 28, p. 1379-1385, 2007.

NATH, N.; RAHMAN, M.; NEO, K. S. A study on ultrasonic elliptical vibration cutting of tungsten carbide. **Journal of Materials Processing Technology**, 209, p. 4459-4464, 2009.

NIIHARA, K. A fracture mechanics analysis of indentation-induced palmqvist crack in ceramics. **Journal of the Materials Science Letters**, v. 2, n. 5, p. 221-223, 1983.

NIIHARA, K.; MORENA, R.; HASSELMAN, D. P. H. Evaluation of K_{Ic} of brittle solids by indentation method with low crack-to-indent ratios. **Journal of the Materials Science Letters**, v. 1, p. 13-16, 1982.

NORTH, B.; PFOUTS, W.R.; GREENFIELD, M.S. Pressure Sinter and HIP on Cemented Carbides. **Metal Powder Report**. p. 40-45, dez.1991.

OLIVEIRA, F. J.; SILVA, R. F.; VIEIRA, J. M. Improved wear resistance of Si_3N_4 tool inserts by addition of Al_2O_3 platelets. **Tribology International**, 36, p. 57-60, 2003

OOSTHUIZEN, G. A. **Innovative cutting materials for finishing shoulder milling Ti-6Al-4V Aero-engine alloy**. 2009. 162 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia) – Departamento de Engenharia Industrial, Universidade de Stellenbosch, South Africa.

O'QUIGLEY, D., G., F.; LUYCKX, S.; JAMES, M., N. An empirical ranking of a wide range of WC-Co grades in terms of their abrasion resistance measured by the ASTM standard B 611-85 test. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, 15, p. 73-79, 1997.

PALANIKUMAR, K. Cutting parameters optimization for surface roughness in machining of GFRP composites using Taguchi's method. **Journal of Reinforced Plastics Composites**, v. 25, n. 16, p. 1739-1751, 2006.

PALANIKUMAR, K.; MATA, J.; DAVIM, J. P. Analysis os surface roughness parameters I turning of FRP tubes by PCD tool. **Journal of Materials Processing Technology**, 204, p. 469-474, 2008.

PARK, H. D. et al. The effect of Mo addition on the liquid-phase sintering of W heavy alloy. **Metallurgical and Materials Transactions A**, 27A, p. 3120-3124, 1996.

PETERSSON, A. **Cemented carbide sintering: constitutive relations and microstructural evolution**. 2004. 37f. Tese Doutorado – Departamento de Ciência e Engenharia dos Materiais, Royal Institute of Technology, Stockholm, Sweden.

PETERSSON, A.; ÅGREN, J. Sintering shrinkage of WC-Co materials with different compositions. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, 23 (4), p. 258-266, 2005.

PETERSSON, A. et al. M_6C formation during sintering of cemented carbides containing (Ti,W)C. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, 22 (1), p. 21-26, 2004.

PHILBIN, P.; GORDON, S. Characterisation of the wear behaviour of polycrystalline diamond (PCD) tools when machining wood-based composites. **Journal of Materials Processing Technology**, 162-163, p. 665-672, 2005.

PIERSON H. O. **Handbook of Carbon, Graphite, Diamond and Fullerenes: Properties, Processing and Applications**. Westwood, New Jersey, USA: Noyes Publications, 1993.

PIERSON, H. O. **Handbook of Refractory Carbides and Nitrides – Properties, Characteristics, Processing and Applications**. 1. ed. Westwood, New Jersey, USA: Noyes Publications, 1996

RAHAMAN, M. N. **Ceramic Processing and Sintering**. New York, Marcel Dekker Inc, 1995.

Research on China Tungsten Market and Xiamen Tungsten Co., Ltd. Disponível em <www.researchandmarkets.com/.../research_on_china_tungsten_market_and_xiamen.pdf>. Acesso em: 30 jan. 2010.

ROEBUCK, B. Terminology, testing, properties, imaging and models for fine grained hardmetals. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, 13 (5), p. 265-280, 1995.

SAITO, H.; IWABUCHI, A.; SHIMIZU, T. Effects of Co content and WC grain size on wear of WC cemented carbide. **Wear**, 261 (2), p. 126-132, 2006.

SÁNCHEZ, J. M.; ORDÓÑEZ, A.; GONZÁLEZ, R. HIP after sintering of ultrafine WC-Co hardmetals. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, 23 (3), p. 193-198, 2005.

SANDVIK COROMANT. **Modern metal cutting: a practical handbook**. Sandvik Coromant: Technical Editorial Dept., 1994.

SANDVIK HARD MATERIALS. **Products**. Disponível em: <<http://www.hardmaterials.sandvik.com/>>. Acesso em: 04 out. 2010.

SARANGI, S. K.; CHATTOPADHYAY, A.; CHATTOPADHYAY, A. K. Effect of pretreatment methods and chamber pressure on morphology, quality and adhesion of HFCVD diamond coating on cemented carbide inserts. **Applied Surface Science**, 254 (13), p. 3721-3733, abr. 2008.

SARMA, P. M. M. S.; KARUNAMOORTHY, L.; PALANIKUMAR, K. Modeling and analysis of cutting force in turning of GFRP composites by CBN tools. **Journal of Reinforced Plastics Composites**, v. 27, n. 7, p. 711-723, 2008.

SARMA, P. M. M. S.; KARUNAMOORTHY, L.; PALANIKUMAR, K. Surface roughness parameters evaluation in machining GFRP composites by PCD tool using digital image processing. **Journal of Reinforced Plastics Composites**, v. 28, n. 13, p. 1567-1585, 2009.

SCHNEIDER Jr, GEORGE. **Principles of tungsten carbide engineering**. 2. ed. Southfield, MI, USA: Society of Carbide and Tool Engineers, ASM, 1989.

SHETTY, D. K. et al. Indentation fracture of WC-Co cermets. **Journal of Materials Science**, v. 20, n. 5, p. 1873-1882, 1995.

SHON, I. J. et al. Sintering behavior and mechanical properties of WC-10Co, WC-10Ni and WC-10Fe hard materials produced by high-frequency. **Ceramics International**, 35 (1), p. 339-344, 2009.

SIKDAR, S. K.; CHEN, M. Relationship between tool flank wear area and component forces in single point turning. **Journal of Materials Processing Technology**, 128, p. 210-215, 2002.

SMITH, W. F. **Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais - Tradução e Revisão Técnica** por M. E. Rosa, M. A. Fortes, L. G. Rosa e M. F. Vaz – IST Lisboa. 3. ed. Lisboa: Mc Graw-Hill, 1998.

SOARES, E. et al. Ethanol and water processing of submicrometer cemented carbide powders. **Journal of the American Ceramic Society**, DOI: 10.1111/j.1551-2916.2010.04041.x, 2010.

SUN, L.; JIA, C.C.; XIAN, M. A research on the grain growth of WC-Co cemented carbide **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, 25 (2), p. 121-124, 2007.

SUNDIN, S.; HAGLUND, S. A comparison between magnetic properties and grain size for WC/Co hard materials containing additives of Cr and V. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, 18, p. 297-300, 2000.

The Encyclopedia of Advanced Materials. vol. 2, Cambridge, Pergamon, CAHN R. W., BLOOR D.; BROOK R. J., MAHAJAN S.; FLEMINGS M. C., 1994.

Torneamento. Disponível em: <<http://www.fei.edu.br/mecanica/me733/Me733a/ApTorneamento01.pdf>>. Acesso em: 10 abr. 2009.

TORRES, C. S.; SCHAEFFER, L. Effect o high energy milling on the microstructure and properties of WC-Ni compositie. **Materials Research**, 13 (3), p. 293-298, 2010.

THIELE, J. D.; MELKOTE, S. N. Effect of cutting edge geometry and workpiece hardness on surface generation in the finish hard turning of AISI 52100 steel. **Journal of Materials Processing Technology**, 94, p. 216-226, 1999.

TRENT, E. M.; WRIGHT, P. K. **Metal Cutting**. 4. ed. Woburn: Butterworth-Heinemann, 2000. 446p.

TZENG, C. J. et al. Optimization of turning operations with multiple performance characteristics using the Taguchi method and Grey relational analysis. **Journal of Materials Processing Technology**, 209, p. 2753-2759, 2009.

Tungsten – An Overview. Disponível em <http://www.azom.com/details.asp?ArticleID=1201>. Acesso em: 04 out. 2010.

Tungstênio - Um Pouco da História. Disponível em <http://www.usinagem-brasil.com.br/materias.asp?c>. Acesso em: 26 jul. 2009.

UPADHYAYA, G., S. Materials science of cemented carbides - an overview. **Materials and Design**, 22 (6), p. 483-489, 2001.

WALTER. **Catálogo geral**. 2007, p. 96.

WIRMARK, G.; DUNLOP, G. L. in **Science of Hard Materials**. New York, Plenum Press, VISWANADHAM, R. K.; ROWCLIFFE, D. J.; GURLAND, J., p. 311-328, 1983.

YEN, YUN-CHANG; JAIN, ANURAG; ALTAN, TAYLAN. A finite element analysis of orthogonal machining using different tool edge geometries. **Journal of Materials Processing Technology**, 146, p. 72-81, 2004.

ZACHARIA, R.; HULBRICHT, H.; HEREL, T. Interlayer cohesive energy of graphite from thermal desorption of polyaromatic hydrocarbon. **Physical Review**, B 69, p. 155406(1)-155406(7), 2004.

ZALAVUTDINOV, R.K. et al. Diamond-coated cemented carbide cutting inserts. **Diamond and Related Materials**, 7 (7), p. 1014-1016, jul. 1998.