

**UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

DANVER MESSIAS BRUNO

**ESTUDO DA APLICAÇÃO DE INSERTOS DE CERÂMICA
AVANÇADA NA USINAGEM DE ULTRAPRECISÃO EM AÇOS
ENDURECIDOS**

São Carlos

-2010-

**UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**ESTUDO DA APLICAÇÃO DE INSERTOS DE CERÂMICA
AVANÇADA NA USINAGEM DE ULTRAPRECISÃO EM AÇOS
ENDURECIDOS**

DANVER MESSIAS BRUNO

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Renato Goulart Jasinevicius

São Carlos
-2010-

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Ficha catalográfica preparada pela Seção de Tratamento
da Informação do Serviço de Biblioteca – EESC/USP

B898e Bruno, Danver Messias
Estudo da aplicação de insertos de cerâmica avançada na usinagem de ultraprecisão em aços endurecidos / Danver Messias Bruno ; orientador Renato Goulart Jasinevicius. - São Carlos, 2010.

Dissertação (Mestrado - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Área de Concentração em Manufatura) -- Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, 2010.

1. Usinagem. 2. Ultraprecisão. 3. Cerâmica avançada.
4. Zircônia parcialmente estabilizada com Ytria.
5. Ferramenta de corte. 6. Aço endurecido. 7. Desgaste.
I. Título.

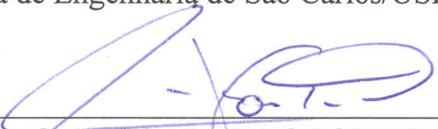
FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato(a): Engenheiro de Produção **DANVER MESSIAS BRUNO**.

Dissertação defendida e julgada em 12.11.2010 perante a Comissão Julgadora:



Prof. Associado **RENATO GOULART JASINEVICIUS** – (Orientador)
(Escola de Engenharia de São Carlos/USP) **APROVADO**



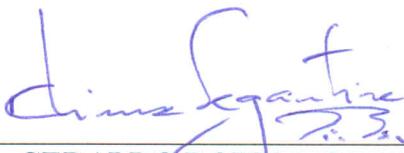
Prof. Dr. **CARLOS ALBERTO FORTULAN**
(Escola de Engenharia de São Carlos/USP) **APROVADO**



Prof. Titular **EDUARDO CARLOS BIANCHI**
(Universidade Estadual Paulista “Julio de Mesquita Filho”/UNESP/Campus de Bauru) **APROVADO**



Prof. Associado **JONAS DE CARVALHO**
Coordenador do Programa de Pós-Graduação em
Engenharia Mecânica



Prof. Titular **GERALDO ROBERTO MARTINS DA COSTA**
Presidente da Comissão da Pós-Graduação da EESC

DEDICATÓRIA

A minha esposa, Juliana da Silva Amaral Bruno - Fonte de inspiração, que me deu coragem e conforto e exemplos de dignidade, aos meus pais, Benival Romualdo Bruno minha mãe Aparecida Rosa da Silva Bruno, ao meu irmão Rainer Messias Bruno - Dedico a este trabalho.

AGRADECIMENTOS

Ao professor Dr. Renato Goulart Jasinevicius, pela amizade, orientação, confiança e paciência.

Ao professor Dr. Carlos Alberto Fortulan, pela amizade e apoio durante o desenvolvimento do meu mestrado.

Ao professor Dr. Jaime Gilberto Duduch, pela oportunidade para que esse trabalho se concretizasse.

A professora Dr. Luciana Montanari, pelo apoio e incentivo durante toda trajetória para conclusão desse mestrado.

A todos os funcionários do Departamento de Engenharia Mecânica e da EESC-USP, pela cooperação.

A minha grande família pela demonstração de amor, confiança, paciência, tolerância, o grande apoio e a compreensão todos esses anos.

Sobretudo a Deus, que me deu uma grande alegria na vida do Brasil, a coragem para enfrentar dificuldades e o sabor da vida.

A todos que de uma forma ou de outra me ajudaram, o meu grande sincero agradecimento.

Aos amigos do laboratório de precisão: José Pinheiro e André Motta Gonçalves.

A todos os amigos que verdadeiramente torceram por mim durante esse novo desafio.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	v
LISTA DE TABELAS.....	x
LISTA DE SIMBOLOS E ABREVIATURAS.....	xi
RESUMO.....	xv
ABSTRACT.....	xvi
1- INTRODUÇÃO.....	1
1.1 - Considerações Iniciais.....	1
1.2 - Formulação do problema.....	3
1.3 - Objetivos.....	4
1.4 - Justificativa.....	4
1.5 - Estrutura da dissertação.....	5
2- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	6
2.1 - Considerações iniciais.....	6
2.2 - Materiais de ferramentas de corte.....	8
2.3 - Comportamento das ferramentas a base de alumina.....	10
2.3.1 - Desgaste e vida de ferramentas de cerâmica.....	11
2.4 – Geometrias da ferramenta cerâmica.....	14
2.4.1 - Ângulo de saída (γ).....	15
2.4.2 - Ângulo de folga (α).....	15

2.4.3 - Ângulo de posição (χ).....	16
2.4.4 - Ângulo da ponta (ϵ).....	16
2.5 - Torneamento de aços endurecidos.....	16
2.6 – Cerâmica avançada.....	19
2.6.1 - Cerâmica a base de zircônia.....	19
2.6.2 – Zircônia monoclinica.....	23
2.6.3 – Zircônia tetragonal.....	24
2.6.4 – Zircônia cúbica.....	24
2.6.5 - Zircônias totalmente estabilizadas.....	25
2.6.6 - Zircônias parcialmente estabilizadas (PSZ).....	26
2.6.7 - Zircônias tetragonais policristalina (TZP).....	26
2.7 – Cerâmica a base de alumina.....	27
2.7.1 - Zircônias dispersas na matriz cerâmica.....	28
2.7.2 – Compósito alumina- zirconia.....	28
2.8 - Transformação martensítica (T-M).....	30
3 - METODOLOGIA.....	32
3.1 – Introdução.....	32
3.2 – Caracterização da ferramenta.....	32
3.2.1 - Método e experimentos.....	32

3.2.2 - Equipamentos utilizados para fabricação dos insertos.....	33
3.2.3 - Formulações e preparação da matéria prima.....	33
3.2.4 - Mistura, preparação da barbotina e do pó granulado.....	34
3.2.5 - Matéria prima.....	36
3.2.6 - Conformação dos corpos de prova.....	36
3.2.7 - Colagem de Barbotina.....	37
3.2.8 - Usinagem de amostras previamente pré-queimadas.....	38
3.2.9 - Torno para usinagem de corpos de prova.....	39
3.2.10 - Usinagem à verde dos corpos de prova.....	40
3.2.11 - Sinterização.....	41
3.2.12 - Característica das propriedades estruturais da ferramenta.....	42
3.2.13 - Estrutura e acabamento superficial da ferramenta.....	43
3.3 - Caracterizações do material da amostra.....	46
3.3.1 - Estrutura da peça que será usinado.....	46
3.3.2 - Análise da amostra utilizando microscopia eletrônica de varredura.....	50
3.3.3 - Medição da dureza da amostra.....	51
3.3.4 - Análise de micro endentações.....	52
3.4 - Ensaios de usinagem.....	53
3.4.1 - Máquina utilizada no ensaio.....	53
3.4.2 - Preparação do suporte para fixação do inserto.....	54

3.4.3 - Preparo da amostra.....	56
3.4.4 - Definição dos parâmetros de usinagem.....	57
3.4.5 - Característica geométrica das ferramentas de cerâmica.....	57
3.4.6 - Usinagem da amostra de VND temperado.....	58
4 - RESULTADOS.....	60
4.1 - Considerações Iniciais.....	60
4.2 - Resultados da caracterização do material.....	63
4.2.1 – Resultado do ensaio de dureza.....	63
4.2.2 - Resultados da análise das micro endentações.....	64
4.3 - Resultados da usinagem de ultraprecisão.....	69
4.3.1 - Análise da superfície da amostra.....	69
4.4 - Resultados do desgaste da ferramenta.....	79
4.5 - Resultados do cavaco em relação à superfície da amostra.....	82
5 - CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	86
5.1 - Conclusões.....	86
5.2 - Sugestões para trabalhos futuros.....	87

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 2.1	Diagrama de dureza-tenacidade dos materiais de ferramentas de corte.....	09
FIGURA 2.2	Fotomicrografia feita através de microscopia eletrônica de varredura mostrando a vista geral de um inserto cerâmico com aresta de corte chanfrada.....	15
FIGURA 2.3	Variação da dureza com a temperatura para diferentes materiais de insertos, (BOEHS, 1987).....	18
FIGURA 2.4	Diagrama de fases zircônia-itria (SOUZA, 2007).....	20
FIGURA 2.5	Estrutura cristalina da zircônia monoclínica.....	23
FIGURA 2.6	Estrutura cristalina da zircônia tetragonal.....	24
FIGURA 2.7	Estrutura cristalina da zircônia cúbica.....	25
FIGURA 2.8	Diferentes estruturas cristalinas da ZrO_2 cúbica, tetragonal e monoclínica, respectivamente.....	25
FIGURA 3.1	Pesagem do pó de Zircônia.....	34
FIGURA 3.2	Jarro de polietileno.....	35
FIGURA 3.3	Moinho vibratório.....	35
FIGURA 3.4	Ilustração esquemática da colagem das pastilhas cerâmicas.....	37
FIGURA 3.5	Vedação dos cilindros plásticos com silicone.....	37
FIGURA 3.6	Assentamento do cilindro plástico no bloco de gesso.....	38
FIGURA 3.7	Colagem da barbotina.....	38
FIGURA 3.8	Torno para preparação das amostras.....	39

FIGURA 3.9	Montagem do tarugo obtido por prensagem isostática no suporte de giro.....	40
FIGURA 3.10	Usinagem do corpo de prova.....	41
FIGURA 3.11	Corpos-de prova sobre placa de refratário.....	41
FIGURA 3.12	Forno utilizado na sinterização (Vista externa).....	42
FIGURA 3.13	Mostra a dureza média da ferramenta de cerâmica.....	43
FIGURA 3.14	Ilustra a estrutura e o acabamento superficial das ferramentas AZ _M	44
FIGURA 3.15	Mostra a ferramenta AZ _M 15 com trincas devido à alumina não ter suportado a zircônia.....	45
FIGURA 3.16	Ilustra a estrutura e o acabamento superficial das ferramentas AZ _T	46
FIGURA 3.17	Microestrutura da Peça Antes o Tratamento (Tempera).....	47
FIGURA 3.18	Microestrutura da Peça após o Tratamento (Tempera).....	47
FIGURA 3.19	Mostra a dureza média da amostra VND.....	49
FIGURA 3.20	Representação das faixas de usinagem na amostra de VND.....	50
FIGURA 3.21	Gráfico gerado pelo Microscópio Eletrônico de Varredura do IQSQ.....	51
FIGURA 3.22	Perfilômetro WYKO – NT1100 do laboratório de engenharia de precisão da Escola de Engenharia de São Carlos.....	53
FIGURA 3.23	Torno de Ultraprecisão do Laboratório de Engenharia de Precisão da Escola de Engenharia de São Carlos.....	54
FIGURA 3.24	Suporte para ferramenta mono cortante de cerâmica.....	55

FIGURA 3.25	Suporte para ferramenta mono cortante de cerâmica.....	55
FIGURA 3.26	Representação da amostra sendo fixada no suporte de alumínio e o mesmo sendo posicionada na placa do torno.....	56
FIGURA 3.27	Mostra detalhes da ferramenta utilizada neste trabalho.....	58
FIGURA 3.28	Foto retirada durante a usinagem com ferramenta de Cerâmica em uma amostra de VND temperado.....	59
FIGURA 3.29	Representação do procedimento experimental no torno de Ultraprecisão.....	59
FIGURA 4.1	Imperfeição na aresta de corte da ferramenta.....	61
FIGURA 4.2	Mecanismo de geração da rugosidade superficial.....	63
FIGURA 4.3	Apresenta a variação da dureza do material após a usinagem.....	64
FIGURA 4.4	Diagonal e profundidade da Microindentação aplicando carga de 50g (STT).....	65
FIGURA 4.5	Diagonal e profundidade da Microindentação aplicando carga de 1000g (STT).....	66
FIGURA 4.6	Diagonal e profundidade da Microindentação aplicando carga de 50g (CTT).....	67
FIGURA 4.7	Diagonal e profundidade da Microindentação aplicando carga de 500g (CTT).....	68
FIGURA 4.8	Diagonal e profundidade da Microindentação aplicando carga de 1000g (CTT).....	69
FIGURA 4.9	Apresenta o resultado do RA da ferramenta AZ _M 5 e A _M 10.....	70
FIGURA 4.10	Apresenta o resultado do RT da ferramenta AZ _M 5 e A _M 10.....	70

FIGURA 4.11	Mostra a reprodução do avanço da ferramenta AZ_M5	71
FIGURA 4.12	Mostra a reprodução do avanço da ferramenta AZ_M10	72
FIGURA 4.13	Apresenta o resultado do RA da ferramenta AZ_T5 , A_T10 e $AZT15$	73
FIGURA 4.14	Apresenta o resultado do RT da ferramenta AZ_T5 , A_T10 e $AZT15$	73
FIGURA 4.15	Mostra a reprodução do avanço da ferramenta AZ_T5	74
FIGURA 4.16	Mostra a reprodução irregular da superfície utilizando a ferramenta AZ_T5 na condição $50\mu\text{m}$	75
FIGURA 4.17	Mostra a reprodução do avanço da ferramenta AZ_T10	76
FIGURA 4.18	Mostra a reprodução irregular da superfície utilizando a ferramenta AZ_T10 na condição $30\mu\text{m}$	77
FIGURA 4.19	Mostra o resultado da usinagem utilizando a ferramenta AZ_T15	78
FIGURA 4.20	Principais desgastes de uma ferramenta de corte.....	79
FIGURA 4.21	Mostra a geração de superfície gerada pela aresta de corte de ferramenta na composição AZ_M	80
FIGURA 4.22	Mostra a geração de superfície gerada pela aresta de corte de ferramenta na composição AZ_T	81
FIGURA 4.23	Mostra interface entre o cavado e a superfície usinada com ferramenta AZ_M5	82

FIGURA 4.24	Mostra interface entre o cavado e a superfície usinada com ferramenta AZ _M 10.....	83
FIGURA 4.25	Mostra interface entre o cavado e a superfície usinada com ferramenta AZ _T 5.....	84
FIGURA 4.26	Mostra interface entre o cavado e a superfície usinada com ferramenta AZ _T 10.....	85

LISTA DE TABELAS

TABELA 2.1	Materiais usados na usinagem de ultraprecisão (SILVA, 1999).....	07
TABELA 2.2	Parâmetros da unidade de resistência (TADOKORO, 2004).....	22
TABELA 3.1	Composição das formulações investigadas.....	34
TABELA 3.2 -	Composição química Alumina Calcinação A1000-SG, (Almatis, Inc.)..	36
TABELA 3.3	Apresenta a dureza da ferramenta.....	42
TABELA 3.4	Apresenta a diferença da dureza do VND após o tratamento tempera..	48
TABELA 3.5	Apresentam os parâmetros de usinagem a serão submetidos os testes..	57
TABELA 3.6	Mostra a geometria das ferramentas a serem utilizada.....	58
TABELA 4.1	Apresenta a dureza do material após a usinagem.....	63

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

a_p	Profundidade de corte (μn)
ABNT	Associação Brasileira Normas Técnicas
Al	Alumina
ATZ	Alumina reforçada com zirconia
B	Largura da aresta cortante
C	Carbono
Ca	Cálcio
CBN	Nitreto de boro cúbico
Ce	Céria
C.F.C	Cúbica de face centrada
Co	Cobalto
CTT	Com tratamento térmico
$^{\circ}\text{C}$	Grau Celsius
B	Bório
DZC	Cerâmica de Zircônia dispersas
d_c	Máxima profundidade de corte frágil
f	Avanço por rotação ($\mu\text{n}/\text{rev}$)
Fe	Ferro
Ge	Germânio
H	Dureza
HC	Hexagonal compacto

HfO	Oxido de háfnio
HV	Dureza Vickers
H _R	Dureza relativa
HRc	Dureza Rockwel C
H _p	Dureza material da peça
H _T	Dureza material ferramenta
La	Lantânio
LaO ₃	Oxido Lantânio
k _C	Resistência à fratura
IQSC	Instituto de Química de São Carlos
M	Monoclínico
Mg	Magnésio
M	Martensítico
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MnO ₂	Oxido de Manganês
N	Nitrogênio
Nb	Nióbio
Nm	Nanométrico
P	Carregamento aplicado na endentação
PSZ	Zircônia parcialmente estabilizada
Ra	Rugosidade média
Rq	Rugosidade média quadrática
Rt	Rugosidade total
SiC	Carbeto de Silício

Si	Silício
STT	Sem tratamento térmico
T	Tetragonal
t_{amorfo}	Espessura da camada amorfa
t_c	Espessura crítica do cavaco
t_e	Espessura do cavaco
$t_{máx}$	Espessura máxima do cavaco
T-M	Transformação Martensítica
Ti	Titânio
TZP	Zircônia tetragonal policristalina
TZ-O	Zircônia monoclinica
TZ-3Y	Zircônia tetragonal
O	Óxido
USP	Universidade de São Paulo
Zr	Zircônia
ZTA	Zirconia reforçada com alumina
ZTC	Cerâmica à base de Zircônia
W	Tungstênio
W_d	Distância do centro da ferramenta à região do ombro não cortado
Y	Itria
Y_2O_3	Oxido Itrio
ε	Ângulo da ponta
γ	Ângulo de saída

$\acute{\alpha}$	Ângulo de folga
α_2	Ângulo de folga extra
χ	Ângulo de posição
y_c	Profundidade crítica de corte (μm)
Ψ	Constante adimensional
μm	Micrometro

BRUNO, M. D. (2010). *Estudo sobre a aplicação da ferramenta de cerâmica avançada na usinagem ultraprecisão de aço endurecido*. (Mestrado)-Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

O objetivo principal desse trabalho é investigar a aplicação de cerâmica á base de Zircônia em ferramentas de corte na usinagem de aço temperado (VND) utilizando um torno de ultraprecisão. Foram analisados dois tipos de composições de cerâmicas com estrutura cristalina diferentes, sendo elas: monoclinica e tetragonal. A diferença destas estruturas é devido à adição de Ytria. A fase monoclinica não contém Ytria em sua composição, enquanto, a fase tetragonal é obtida com Ytria (Y_3) (chamada zircônia parcialmente estabilizada com Ytria). A fase tetragonal apresenta uma resistência elevada ao impacto junto com alta dureza (1800 kgf/mm^2) quando comparada com a fase monoclinica que apresenta alta dureza mas menor tenacidade. Devido a este fato, esses materiais têm chamado à atenção dos pesquisadores para a usinagem de aços endurecidos. A geração de superfície é influenciada por diversos fatores, sendo eles: material peça, condições de corte, erros macro geométrico, erros de micro geométricos e do estado da aresta da ferramenta. Na usinagem de ultraprecisão a alta rigidez e vibração/trepidação máquina ferramenta é usada para evitar erros de micro geometria e macro geometria que conseqüentemente são transferidos para superfície da peça. Neste trabalho, devido ao fato de se usar um torno de ultraprecisão é possível afirmar que o perfil da rugosidade é gerado pela replicação do perfil da aresta da ferramenta de corte para a superfície da peça. A rugosidade da superfície foi medida com um perfilometro óptico com resolução de 0,1 nm. Os resultados mostraram que a rugosidade da superfície obtida após os testes de usinagem com as ferramantas de cerâmicas chegou á valores em torno de 0,140 microns, o que equivale ao acabamento com processo de retificação. Outro aspecto importante refere-se ao desgaste das ferramentas que, conseqüentemente, tem uma grande influência nos resultados obtidos. As ferramentas de corte foram analisadas antes e depois da usinagem por microscópio eletrônico de varredura. Verificou-se que as ferramentas de corte na fase tetragonal apresentaram desgaste do tipo cratera na aresta da ferramenta enquanto a aresta da ferramenta monoclinica apresentou desgaste do tipo lascamento.

Palavras-chave: usinagem, ultraprecisão, cerâmica avançada, zircônia parcialmete estabilizada com Ytria, ferramenta de corte, aço endurecido, desgaste.

BRUNO, M. D. (2010). *Study on the application of advanced ceramic tool in ultraprecision machining of hardened steel*. (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

The main objective of this work is to investigate the application of a ceramic composite of Alumina-Zirconia cutting tools inserts in the machining of hardened steel (VND) in an ultraprecision lathe. Two different ceramic compositions with different crystalline structure were tested, to know: monoclinic and tetragonal. The difference in these structures is due the addition of Yttrium. The monoclinic phase has no Yttrium in its composition while the tetragonal phase is obtained with Yttrium (Y3) (named partially stabilized zirconium). The tetragonal phase presents a high impact toughness along with high hardness (1800 kgf/mm²) when compared to the monoclinic phase which presents high hardness but lower toughness. Due to this fact, these materials have draw attention of researchers in the field of machining of hardened steels. The surface generation is influenced by several factors, to know: workpiece material, cutting conditions, macro geometry errors, micro geometry errors and the sharpness of the cutting edge. In ultraprecision machining, a high stiffness and chatter/vibration free machine tool is used in order to avoid common macro and micro geometry errors replicated into the workpiece surface. In this case, it is possible to assert that the roughness profile is generated by the replication of the cutting tool edge profile to the workpiece surface. The surface roughness was measured by an optical profiler with resolution of 0,1 nm. The results showed that the surface roughness obtained after machining tests with these ceramic inserts were in the range of 0,140 micrometers, which is in the same range of roughness obtained by the grinding process. Another important aspect refers to the wear of the ceramic inserts which has direct influence in the performance as a cutting tool material. The cutting inserts were evaluated before and after machining by scanning electron microscope. It was found that the tetragonal phase cutting tools presented crater wear on the rake face while the monoclinic phase presented cutting edge chipping as the main main type of wear.

Key words: Machining , ultraprecision, advanced ceramic, yttrium partially stabilized zirconium, cutting tool inserts, hardened steel, wear.

CAPÍTULO 1

INTRODUÇÃO

1.1 - Considerações Gerais

A usinagem de ultraprecisão pode ser considerada uma das mais importantes tecnologias para fabricação de insertos para moldes, principalmente na área óptica. Para tais aplicações, a rugosidade destes produtos é requerida na faixa de nanômetros e a precisão de forma na faixa de micrometros a sub-micrometros.

Ferramentas de diamante são geralmente aplicadas na usinagem de ultraprecisão, porém, há uma restrição no seu uso com metais ferrosos como o aço, devido o material base para fabricação de moldes e matrizes, sendo assim, ao desgaste rápido e destrutivo da ferramenta de diamante (LIU, 2006).

Para resolver o problema do elevado desgaste e baixa vida das ferramentas de diamante em contato com o aço, pesquisas têm sido realizadas buscando a minimização e /ou o controle desse desgaste através de diversas maneiras como redução da temperatura (KUMAR, *et al.*, 2003)

Outros métodos realizados na usinagem incluíram o uso de ferramentas de vibração ultrassônica com intuito de minimizar o tempo de contato da aresta com o material visando melhorar o acabamento e aumentar a vida da ferramenta (BIEST, 2002). Todavia, todas essas tentativas apresentam como principal restrição seu elevado custo além de estrutura adicional para sua aplicação.

Outra alternativa testada para minimizar o desgaste excessivo foi a usinagem de coberturas aplicadas nas superfícies dos moldes/matrizes. Essas coberturas são à base de

níquel eletrolítico que pode ser usinado com ferramenta de diamante. Nesse caso, porém, a limitação passou a ser o elevado tempo gasto para a deposição da cobertura da camada depositada durante a aplicação do molde / matriz.

Dessa forma, a forte necessidade de se aplicar a tecnologia de usinagem de ultraprecisão para o corte de aço motivou o desenvolvimento de estudos que são principalmente direcionados ao problema do desgaste. Sabe-se que materiais cerâmicos e CBN (Nitreto de Boro Cúbico) são materiais de ferramentas que poderiam ser testados como alternativa para essa finalidade.

A ferramenta de cerâmica Al_2O_3 é considerada um dos materiais mais adequados para a utilização que envolve usinagem em aços endurecidos por causa de sua alta dureza, resistência ao desgaste, resistência ao calor e estabilidade química (LIU, 2006).

Porém, alguns aspectos inconvenientes das ferramentas de cerâmica a Al_2O_3 são: baixa resistência à fratura, baixa tenacidade e baixa resistência ao choque térmico que as tornam susceptíveis ao lascamento excessivo ou à fratura durante a usinagem materiais endurecidos, especialmente em condições de corte interrompido, implicando em redução na vida da ferramenta.

Convencionalmente, ferramentas cerâmicas a base de Al_2O_3 podem melhorar suas propriedades de resistência e tenacidade através da adição de partículas micro a base de TiC, TiN, ZrO_2 , (W, Ti)C, Ti(C, N), TiB_2 , SiC, etc. ou *whiskers* de SiC (GRZESIK, 2008,). Os mecanismos de aumento de resistência ou de tenacidade desses compósitos cerâmicos denominados *phase transformation toughening*, *whisker toughening*, *dispersion strengthening/toughening*, assim como *synergistic strengthening/toughening* por agentes múltiplos.

Apesar da variedade de propriedades físicas úteis de cerâmicas a base de óxidos sinterizados baseadas em modificar química e termicamente a alumina alfa ($\alpha-Al_2O_3$) sua aplicação como ferramenta de usinagem submetida a esforços mecânicos e condições de choque térmico é considerada limitada devido a sua fragilidade e baixa resistência. Um dos métodos usados para melhorar essas propriedades é o processo de endurecimento por transformação (*transformation strengthening process*), realizando a transformação de fase de uma quantidade de ZrO_2 introduzida na Al_2O_3 . O mecanismo baseia-se na transformação polimórfica da fase monoclinica ZrO_2 em ZrO_2 fase tetragonal durante o resfriamento da

temperatura de sinterização até à temperatura ambiente, permitindo um aumento da força e / ou resistência à fratura de cerâmicas de alumina.

A ZrO_2 aumenta a tenacidade, mas não a resistência das micro trincas que se formam ao redor das partículas decorrente do histórico térmico prévio. Um efeito decorrente do tamanho crítico da partícula de ZrO_2 e da redução da temperatura de transformação polimórfica pode ser obtido através da introdução na ZrO_2 de um estabilizante na forma de MgO , Y_2O_3 , CaO , CeO_2 . No entanto, estudos de TOMASZEWSKI (1995), confirmaram a existência de uma quantidade limite do estabilizador, acima da qual a forma ZrO_2 tetragonal torna-se incapaz de se transformar e portanto inútil para o melhoramento de cerâmica a base de alumina. Portanto, através de uma dosagem precisa de ZrO_2 com tamanhos definidos de partículas e/ou sua estabilização parcial através da adição de Y_2O_3 (Óxido Ytrio), pode-se obter alumina-zircônia com maior resistência à ruptura transversal (em torno de 40%) e/ou tenacidade a fratura maior do que no caso da alumina pura.

1.2 – Formulação do Problema

O estudo da usinagem com ferramentas de cerâmica em materiais endurecidos vem da necessidade de se produzirem produtos economicamente viáveis e com alta qualidade de superfície e forma. Nos últimos anos o desenvolvimento da tecnologia de novos materiais com estruturas cristalinas complexas e alta dureza, exigem técnicas de corte altamente eficiente, devido a esta dificuldade de usinar esses materiais vem-se aprimorando estas técnicas.

Ao iniciar o processo de usinagem vários fatores e dificuldades são gerados durante o processo, os aspectos como desgaste da ferramenta, acabamento superficial, tipo de desgaste da ferramenta gerado após a usinagem, mecanismo de formação de cavaco, velocidade de corte e muitos outros são problemas que atuam diretamente ao desempenho do processo de usinagem de ultraprecisão, deste processo também está diretamente ligado às propriedades mecânicas e interações químicas dos materiais utilizados para a ferramenta e peça, assim como aos parâmetros de usinagem empregados.

1.3 – Objetivos

O objetivo desse trabalho foi investigar a aplicação de ferramentas de compósito cerâmica a base de Al_2O_3 reforçado com Zircônia na usinagem de acabamento em aço VND temperado em um torno de ultraprecisão. Neste trabalho foi realizado um estudo sobre o torneamento de ultraprecisão usando ferramentas de compósito cerâmico Alumina-Zircônia parcialmente estabilizada com Ytria na Usinagem com Aço VND. Foram testadas formulações variando o teor de partículas de ZrO_2 em duas situações: monoclinica e tetragonal parcialmente estabilizada com Ytria.

Neste trabalho será mostrado que o torneamento com ferramentas de compósitos cerâmico Alumina-Zircônia na Usinagem com Aço VND está se tornando uma opção viável à produção de superfícies que requerem acabamentos ultra precisa e este estudo vem comprovar mais uma alternativa para se utilizar na usinagem de ultraprecisão.

Sendo assim, este trabalho busca estudar uma alternativa para o problema da usinagem de aços endurecido (VND) quando é utilizado uma ferramenta de diamante e um torno de ultraprecisão. Essas pastilhas de cerâmica são de um compósito alumina-zircônia (alumina reforçada com zircônia do inglês *alumina toughened zirconia*) ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$) terão sua composição alterada através da adição de duas fases diferentes de Zircônia, a saber: monoclinica e tetragonal parcialmente estabilizada com Ytria.

1.4 – Justificativa

A geração de uma superfície através do torneamento de face sofre a influência de diversos fatores como: material da peça, condições de usinagem, erros macrogeométricos, erros micro geométricos e do estado de afiação da ferramenta. Na usinagem de ultraprecisão usa-se uma máquina com alta rigidez e livre de vibrações/trepidações. Nesse caso, o perfil da rugosidade é resultado da reprodução do perfil da aresta da ferramenta na superfície da peça.

A geração da rugosidade durante o processo de torneamento é constituída por vários fatores, sendo alguns deles: geometria da ferramenta, velocidade do eixo-peça, velocidade de avanço, propriedades das matérias, e vibrações forçadas do tipo trepidação, condições da

ferramenta em materiais endurecidos em contato com objetos afiados e duros, tais como uma ferramenta de cerâmica, durante um processo de usinagem.

1.5 – Estrutura da Dissertação

No capítulo 2 é apresentada uma revisão bibliográfica. O enfoque é dado aos aspectos gerais do projeto e também as técnicas existentes utilizadas no campo da usinagem de ultraprecisão.

No capítulo 3 é apresentada a metodologia utilizada para os ensaios, onde os experimentos, máquinas, ferramentas e material utilizado estão descritos detalhadamente.

No capítulo 4 são apresentados e discutidos os resultados. As avaliações do efeito das condições de corte sobre o estado da superfície e mecanismos envolvidos no experimento são encontrados neste capítulo.

Por fim, no capítulo 5, serão apresentadas as conclusões, como também as sugestões para trabalhos futuros.

Capítulo 2

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - Considerações Iniciais

A tecnologia de usinagem de ultraprecisão, também conhecida como microusinagem, é uma operação de usinagem para a fabricação de peças com precisões no campo submicrométrico, dimensões na ordem de micrometros e rugosidade na faixa de apenas alguns nanômetros. Esta tecnologia tem atraído grande atenção, tanto do círculo industrial, quanto do círculo científico. Através desse processo é possível usinar vários tipos de materiais como metais, plásticos, metais semicondutores, vidros, cerâmicas e cristais com todas as formas desejadas (SCHROETER, 1997).

A usinagem de ultraprecisão teve seu início no final dos anos 50, quando a primeira máquina de alta precisão para a usinagem com ferramenta de diamante e com a possibilidade de gerar superfícies com forma anesférica foi desenvolvida pela empresa Bell & Howell para a Força Aérea Americana (BENJAMIN & ULPH, 1981).

Na década de 60 J. Bryan (BRYAN, 1968; BRYAN, 1979) e sua equipe e McKeown (McKEOWN, 1987) no *Cranfield Unit for Precision Engineering (CUPE)*, aperfeiçoaram a tecnologia de máquinas ferramenta de ultraprecisão. Estes pesquisadores determinaram novos padrões para máquinas ferramenta de ultraprecisão para a usinagem de materiais dúcteis com ferramentas de diamante monocristalino e para a retificação de cerâmicas avançadas e vidros usando rebolos diamantados. Muitas destas máquinas-ferramenta construídas nos Estados Unidos, Japão e Europa começaram, então, a ser comercializadas para determinadas aplicações em Engenharia de ultraprecisão (KOMANDURI, 1996).

A partir da década de 70 aumentou o interesse na fabricação de equipamentos ópticos de grande porte para pesquisas astronômicas e aplicações em vigilância militar (STOWERS, KOMANDURI, & BAIRD, 1988).

O torneamento de ultraprecisão exige alguns requisitos básicos, tais como: máquinas ferramentas com mancais aerostáticos, elevada rigidez, controle ultrapreciso de posicionamento, ferramentas avançadas, e o material a ser usinado, que deve ser escolhido de forma a permitir um nível de acabamento superficial de ordem nanométrico. Portanto, segundo PAUL *et al.* (1996), material "torneável com ferramentas avançadas" significa que o custo do desgaste da ferramenta é aceitável em termos do valor do componente usinado. Alguns dos materiais mais usados na usinagem de ultraprecisão estão listados na TABELA 2.1 (SILVA, 1999).

TABELA 2.1- Materiais usados na usinagem de ultraprecisão (SILVA, 1999).

METAIS	POLÍMEROS	CRISTAIS
Alumínio	Acrílico	Silício
Cobre	Nylon	Germânio
Latão	Policarbonato	Arseneto de Gálio
Bronze	Poliestireno	Antimoneto de Índio
Níquel Eletrolítico	Polisulfonados	Sulfeto de Zinco
Zinco	Acetato	Niobato de Lítio
Prata	Fluoroplásticos	Fosfato de Potássio
Ouro		Sulfeto de Cádmio
Chumbo		Dióxido de Telúrio
Estanho		Iodeto de Césio
Platina		Fluoreto de Cálcio
Magnésio		Fluoreto de Estrôncio

A princípio, uma ferramenta de usinagem deve satisfazer a três requisitos considerados básicos por (SHU, 1980).

- Resistência ao desgaste e dureza a quente;
- Resistência à deformação plástica;
- Tenacidade.

Aspectos relevantes concernentes ao desgaste da ferramenta, efeito das propriedades do material, forças de usinagem, nível de acabamento, integridade superficial, técnicas de caracterização, dentre outras formas foram pesquisados (JASINEVICIUS, 1998).

Durante o processo de torneamento, principalmente em operações realizadas a seco, observa-se a geração de elevadas temperaturas e altas pressões de corte. Esses fenômenos têm influência direta sobre o comportamento da ferramenta tanto no que se refere ao seu desempenho, como no que diz respeito à durabilidade, (ZHANG; SATISH, 1994).

2.2 - Materiais de Ferramenta de Corte

Os processos de usinagem convencional em geral baseiam-se no corte de uma peça utilizando-se uma ferramenta de corte. Este corte só é possível porque a ferramenta possui uma dureza mais elevada do que a peça, ou seja, uma dureza relativa (eq. 3) positiva e maior que a unidade. Dessa forma, o constante surgimento de novas ligas, com propriedades mecânicas e dureza cada vez maior, cria uma demanda contínua por novos materiais de ferramenta, com propriedades à altura dessas ligas.

$$Hr = \frac{H_T}{H_p}$$

onde Hr é a dureza relativa, H_T a dureza do material da ferramenta e H_p a dureza do material da peça.

O maior desafio no desenvolvimento de ferramentas de corte está exatamente no equilíbrio entre a dureza e a tenacidade, visto que são duas propriedades de extrema importância para o desempenho da ferramenta de corte e que não são facilmente encontradas em um mesmo material como mostra na FIGURA 2.1.

Atualmente, conseguem-se boas combinações de dureza e tenacidade, tanto em materiais de ferramenta puros quanto nos revestidos. As ferramentas revestidas buscam o equilíbrio entre as propriedades necessárias através do uso de um material com base, que confere propriedades de tenacidade e alguma dureza, e um revestimento, com alta

dureza, resistência a abrasão e inércia química.

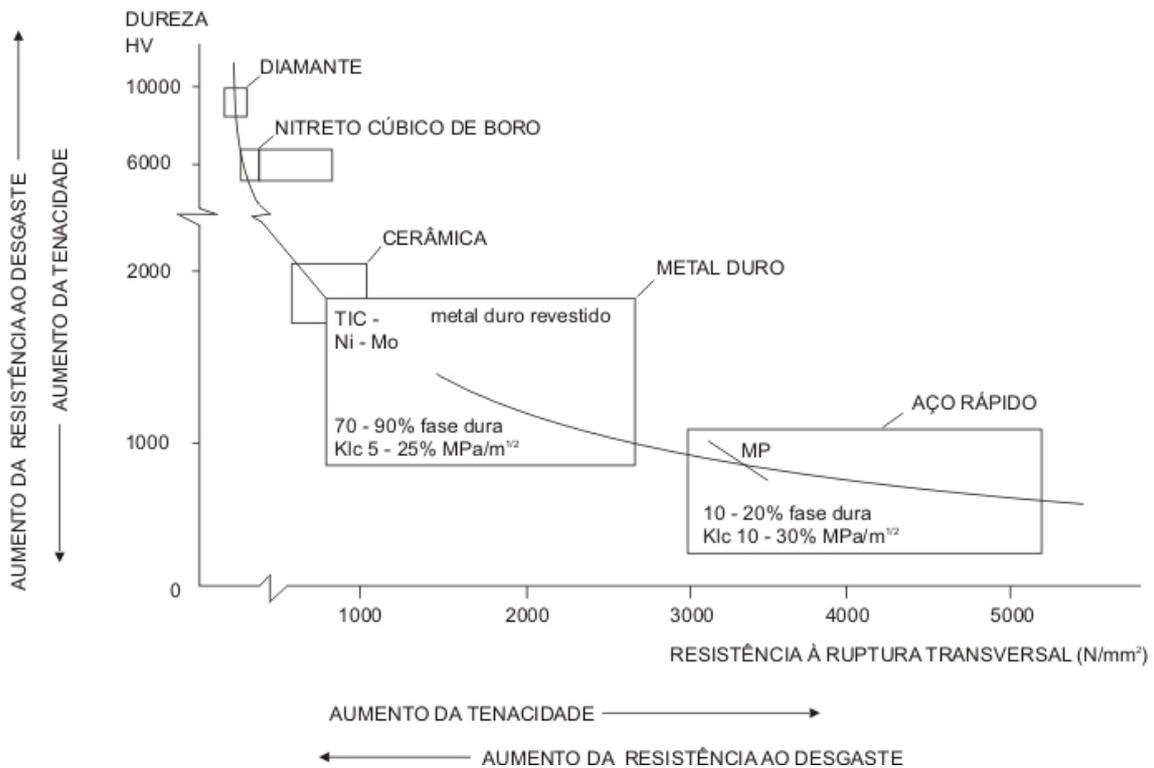


FIGURA 2.1 - Diagrama de dureza-tenacidade dos materiais de ferramentas de corte (COROMANT, S. 1994).

As propriedades que um material para ferramenta de corte deve ter são:

- Dureza;
- Tenacidade;
- Resistência ao desgaste;
- Resistência a compressão;
- Resistência ao cisalhamento;
- Boas propriedades mecânicas e térmicas a altas temperaturas;
- Resistência ao choque térmico;
- Inércia química.

Estas propriedades não estão listadas em ordem de importância, até porque as qualidades necessárias à ferramenta podem variar bastante com a operação de usinagem, com o material a ser usinado e com os parâmetros de corte.

No contexto histórico, duas categorias de materiais se sobressaem, e podem ser considerados os mais importantes para usinagem, ainda que não os mais eficientes ou tecnologicamente desenvolvidos. Estes materiais são os aços rápidos e os metais duros.

A importância dos aços rápidos e dos metais duros se deve ao fato de, na época de seu desenvolvimento, terem permitido os maiores saltos tecnológicos da história dos processos de usinagem, tendo ocorrido na ocasião do desenvolvimento de cada um desses materiais um aumento nas velocidades de corte de uma ordem de grandeza, comparado com os materiais de corte então existentes. Segundo Machado e Silva (1999), quando foram desenvolvidos os aços rápidos, as velocidades de corte foram aumentadas de aproximadamente 3m/min para até 35m/min, e após o desenvolvimento do metal duro chegaram a 300m/min.

2.3 - Comportamentos das Ferramentas a Base de Alumina

A origem e a magnitude dos diversos tipos de desgaste são fatores importantes, os quais governam o desempenho de ferramentas durante a usinagem. Em função disso, a avaliação do desempenho de ferramentas baseia-se no comportamento do desgaste (GHANI, 2002) e a avaliação mais importante é geralmente complementada por aspectos como morfologia do cavaco (KITAGAWA, 1997), forças de corte (LI, 1994) e a rugosidade gerada na superfície (KUMAR, 2003).

Todos esses fatores usados para avaliar o desempenho de ferramentas durante a usinagem são considerados mutuamente interdependentes. Porém a descrição do desempenho da usinagem através do desgaste progressivo da ferramenta é usada para fornecer a informação sobre a vida da ferramenta ao contrário das informações dadas pelos outros parâmetros. Por exemplo, desgaste de flanco de 300 micrômetros é o parâmetro estabelecido como limite para insertos de ferramentas mono cortantes que se encontram na ISO 3685 (1993). Além disso, estudos relacionados ao desgaste da ferramenta são essenciais para o desenvolvimento de novos materiais de ferramenta.

Materiais a base de alumina são os materiais mais comuns entre os materiais de ferramenta devido a suas propriedades inerentes de alta dureza a quente, resistência a abrasão e estabilidade química, porém o material de base (alumina) sofre pela deficiência relativa a baixa tenacidade a fratura e ao choque térmico. Para vencer essas limitações, cerâmicas avançadas a base de alumina foram desenvolvidas através da

adição de zircônio (SMUK, 2003), carboneto de titânio (BARRY, 2001), ou carboneto de silício (BILLMAN, 1998).

A tenacidade da alumina também pode ser obtida com a adição de partículas metálicas (ANAPPARA, 2003), porém o potencial de melhora da tenacidade pela adição de metal em compósitos de alumina ainda não foi muito bem explorado. Alguns trabalhos recentes (DUTTA, 2002), relacionados a características da rata como agente de melhora da tenacidade de alumina indicam que este material pode ser usado para aplicações em ferramentas de usinagem.

Estudos organizados sobre desgaste da ferramenta complementados através da obtenção de dados sobre forças de corte, morfologia do cavaco e acabamento da superfície com a variação dos parâmetros de corte são considerados importantes para avaliação do potencial deste material para aplicações como ferramenta de corte.

2.3.1 - Desgaste e Vida de Ferramentas de Cerâmica

Podem-se apresentar vários tipos de desgastes que acontecem em uma ferramenta de usinagem; o fim da vida de uma ferramenta de corte, geralmente é causado pelo aumento dos desgastes que nela atuam, progredindo em alguns casos para avarias mais graves. Um dos tópicos de usinagem que mais se estuda e o de maior importância, pois é ele que define a interrupção do processo, é o tempo de vida da ferramenta. Para o melhor entendimento desse fenômeno serão apresentados os principais tipos de desgaste e suas respectivas áreas de incidência, seus mecanismos causadores e as avarias sofridas pelas ferramentas de corte.

Ferramentas de corte a base de cerâmica apresentam propriedades mecânicas e químicas significativas além de poderem oferecer maiores taxas de remoção de material, vida mais longa, esse material tem a capacidade de ser aplicado na usinagem de materiais duros como o aço inoxidável e aços temperados, (KUMAR et al., 2006).

O comportamento do desgaste de ferramentas de cerâmica necessita ser analisado de forma adequada para que sua aplicação ocorra de maneira eficaz com materiais duros durante a usinagem. (SILVA e ABRAO, 1999), observaram que materiais como cerâmica e nitreto de boro cúbico (CBN) incentivaram pesquisas visando a substituição de operações de retificação por operação de torneamento de acabamento de aços endurecidos. Além disso, observou-se que, de maneira geral,

ferramentas de cerâmica a base de alumina mista apresentaram resultados superiores aos de ferramentas de CBN.

Quando a aplicação de ferramentas de cerâmica é bem sucedida, os resultados demonstram aumento na taxa de remoção varias vezes maiores do que aqueles obtidos com materiais de ferramentas conhecidos como convencionais (BRANDT, 1999). O desgaste por difusão é sempre considerado o principal problema na zona do corte, pois acarreta diretamente em erros de precisão e na qualidade da superfície podendo também levar problemas com trepidação e danos a máquina, ferramenta, peça e assim por diante (LIU, 1989).

Todavia, pesquisas sobre o mecanismo de desgaste, previsão e supervisão de desgaste de ferramenta e a troca de aresta no tempo adequado não só permitem a melhora do desempenho da manufatura como garante maior confiabilidade ao sistema de usinagem, melhorando a qualidade do produto e também trazendo benefícios econômicos.

A falha de ferramenta resulta de uma combinação de processos mecânicos e químicos, no entanto quando a velocidade de corte é aumentada com formação de cavaco na usinagem de aços, o mecanismo predominante de desgaste é o químico (BULJAN, 1989). Mesmo quando do torneamento de ligas a base de níquel, o nitreto de silício (Si_3N_4) apresenta bom desempenho apenas a baixas velocidades, mostrando um crescimento exponencial das taxas de desgaste com aumento da velocidade corte devido ao desgaste por difusão (BALDONI, 1986).

Yi *et al.* (WAN, 2007), consideraram que o mecanismo de desgaste e danos à ferramenta durante a usinagem com altas velocidades de corte era essencialmente diferente daquela comum aos processos de usinagem com velocidade de corte convencional. A ferramenta apresentaria mecanismos de falha diferentes sob condições adversas na usinagem com altas velocidades de corte se comparada aos processos convencionais, sendo que a influência da temperatura do corte e do stress térmico no desgaste e a danos causados a ferramenta seriam mais significativos. Inter difusão entre elementos da peça e da ferramenta, solução do material da ferramenta e formação de novas fases através de reações químicas na interface metal/cerâmica levando a desgaste severo por crateramento foram relatados (LO, 1993). Interdifusão enfraqueceria a estrutura do material, permitindo que falhas catastróficas ocorressem mais rapidamente na superfície da ferramenta, (SILVA 1999).

TONSHOFF & BARTSCH (1988), detectaram componentes do material cerâmico na zona secundária de corte na interface ferramenta cavaco. A perda de elementos químicos da ferramenta tais como Si e Y na superfície de folga da ferramenta confirmavam que a cerâmica dissolvia-se no metal quente (KANNATEY-ASIBU 1990).

Cálculos termodinâmicos relativos à estabilidade química do Si₃N₄ e outros materiais cerâmicos durante a usinagem de ligas ferrosas foram realizados por KRAMER & VON TURKOVICH (1986). BULJAN (1989), explorou o modelo de Kramer, porém alguns parâmetros químicos usados para os cálculos foram tomados como constantes sobre uma ampla faixa de temperaturas e concentração de elementos de liga, as quais devem ser consideradas aproximações muito rudimentares.

No entanto, as pesquisas sobre mecanismos de desgaste por difusão de ferramentas cerâmicas a base de Al₂O₃ ainda são poucas. O desgaste da ferramenta é afetado por muitos fatores não lineares e complexos.

A termodinâmica fornece um método de análise sistêmica para o efeito não linear mutuo entre os diversos fatores. Sendo assim, seria razoável e praticável analisar o processo através de teoria e métodos termodinâmicos (DAÍ, 2002). Porém, a pesquisa sobre os mecanismos de desgaste do ponto de vista termodinâmico ainda é bastante insipiente.

O entendimento do mecanismo de falha em processos de usinagem não é considerado somente pré-requisito para aplicação correta de um material de ferramenta, mas também para melhorar o desenvolvimento de materiais cerâmicos a base de Al₂O₃.

No processo de torneamento de aços, os tipos de desgaste de ferramentas de cerâmica são crateramento, de flanco assim como desgaste de entalhes acompanhado em alguns casos de lascamento durante o processo (AI *et al.*, 1995).

O desgaste total observado em ferramentas de cerâmica pode ser dividido em duas categorias: (a) desgaste mecanicamente ativado em que se inclui abrasão, adesão, deformação plástica e fratura e; (b) desgaste quimicamente ativados o que inclui desgaste por difusão ou dissolução (KUMAR, 2006).

Os mecanismos de desgaste variam com a localização do desgaste (i.e. ponta, superfície de saída, superfície de folga, etc.), além disso, uma mudança nas condições de corte, especialmente na temperatura pode levar a transição no mecanismo predominante do desgaste.

Aresta postiça ou camada de transferência já foram observadas na superfície de saída, porém seus mecanismos de formação e conseqüente influência sobre o desgaste pode ser diferente (GRZESIK, 2008). Por fim, concluiu-se que o desgaste por entalhe pode ocorrer na usinagem de materiais duros usando ferramentas de cerâmica com baixa tenacidade (ZHAO, 1997).

Muitos estudos realizados com corte interrompido de materiais duros, usando ferramentas de CBN, baseiam-se principalmente no efeito da concentração de CBN, velocidade de corte e frequência de interrupção sobre a vida da ferramenta e mecanismos de desgaste.

Provavelmente, devido às maiores razões de comprimentos de corte (i.e. a razão entre o comprimento do corte em relação ao comprimento em vazio), o fator determinante para vida da ferramenta foi o desgaste de flanco.

Resultados de torneamento com corte interrompido de ferro fundido dúctil usando ferramenta de metal duro demonstram que o tipo de desgaste geralmente é o desgaste de flanco sendo os mecanismos responsáveis a abrasão, a adesão e oxidação (SAYIT, 2009).

No entanto, poucas pesquisas foram realizadas sobre o desempenho e os mecanismos de falha de ferramentas cerâmicas a base de Al_2O_3 na operação de torneamento com corte interrompido (ZHAO, 2006).

2.4 - Geometrias da ferramenta cerâmica

Os insertos cerâmicos requerem alguns cuidados especiais quando da sua utilização, em virtude de possuírem baixa tenacidade quando comparados com o metal duro, por exemplo.

Por natureza, materiais cerâmicos apresentam defeitos (poros, vazios, etc.) na sua microestrutura que podem ser responsáveis pela sua fragilidade quando submetidos a esforços por tração. Por outro lado, materiais cerâmicos apresentam elevada resistência à compressão, elevada dureza, são quimicamente inertes, tornando-os materiais muito apropriados para aplicação como ferramenta de corte.

A seguir serão apresentadas algumas considerações acerca da geometria de ferramentas de cerâmica.

2.4.1 - Ângulo de saída (γ)

O ângulo de saída necessita possuir valores negativos, pelo fato de esta geometria colocar a ponta da ferramenta sob a ação de forças de compressão, eliminando assim a formação de trincas devido à tração. Utiliza-se, quando possível, arestas de corte chanfradas, como mostrada na FIGURA 2.2, 0,1mm x 20° a 45° a fim de direcionar os esforços de corte para o centro da ferramenta, reduzindo-se a possibilidade de quebra das arestas (EZUGWU E WALLBANK 1987).

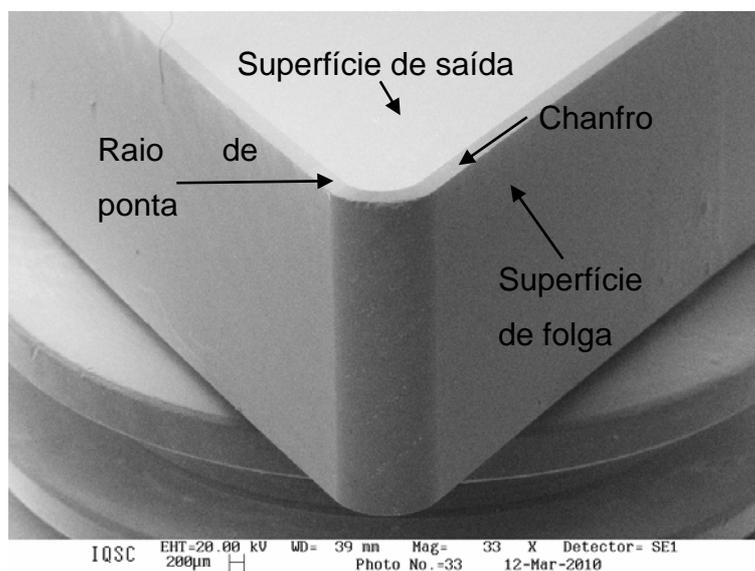


FIGURA 2.2 - Fotomicrografia feita através de microscopia eletrônica de varredura mostrando a vista geral de um inserto cerâmico com aresta de corte chanfrada.

2.4.2 - Ângulo de folga (α)

Este ângulo deve ser grande o suficiente, para reduzir o atrito entre a ferramenta e a peça, porém não deve ser exagerado a ponto de enfraquecer a aresta de corte. Sua importância se torna relevante quando o desgaste predominante da ferramenta ocorre na superfície de folga, segundo EZUGWU & WALLBANK (1987). Ferramentas de cerâmica apresentam normalmente ângulo de cunha de 90°. Isso significa que tanto o ângulo de saída como de folga seja de mesmo valor, sendo o de saída com sinal negativo, isso é obtido através do assento do inserto em porta ferramenta com geometria negativa.

2.4.3 - Ângulo de posição (χ)

Nos insertos cerâmicos, os fabricantes fornecem porta ferramentas para torneamentos internos e externos, com o ângulo variando entre 45° e 107°, sendo que o seu fator limitante é a geometria da peça (KÖNIG et al 1990).

2.4.4 - Ângulo de ponta (ϵ)

Sempre que possível, deve utilizar-se ângulos de ponta grandes e insertos de geometria quadrada ou redonda, objetivando-se aumentar a robustez da ferramenta (KÖNIG *et al.*, 1990).

O ângulo de ponta, entretanto, depende do valor do ângulo de posição, tornando-o desta forma limitado pela geometria da peça.

2.5 - Torneamentos de Aços Endurecidos

A usinagem de materiais endurecidos tem sido pesquisada principalmente para operações de acabamento. Resultados importantes foram relatados sobre a aplicação da usinagem em aços endurecidos e ferro fundido com dureza superior a 45HR_C. O acabamento das superfícies usinadas foram comparáveis ou até melhores do que aqueles obtidos através de retificação, tendo a vantagem por isso de não necessitar de operações subseqüentes de acabamento, ABRÃO (1996) & SKVARENINA (2006). Além disso, a usinagem de materiais endurecidos com taxas de remoção elevadas pode ser realizada a seco, tornando-se assim mais rentáveis e uma alternativa ambientalmente melhor ao processo de retificação (KUNDRAK, 2006).

Aços endurecidos são materiais comumente usados na indústria de moldes e matrizes devido a sua alta dureza e elevada vida útil. Como esses materiais apresentam elevada dureza durante sua usinagem a área do cavaco deve ser restringida a dimensões inferiores àquelas aplicadas na usinagem convencional de aço-carbono, portanto as forças de corte medidas não são necessariamente altas. Isto se deve a deformação plástica relativamente pequena do cavaco e também devido à pequena área de contato entre a ferramenta e o cavaco, o que reduz a força de atrito, NAKAYAMA *et al.* (1988). Porém, certamente, o aumento dos esforços de corte nestes materiais é menor que o

aumento de sua dureza, quando comparado ao mesmo aço usinado antes do tratamento térmico de endurecimento.

Nota-se a concordância de vários autores, para o fato de que a força de usinagem tende a diminuir com o aumento da dureza do material e também com o aumento da velocidade de corte. Outros autores como BORDUI (1988) e ABRÃO *et al.* (1995), entretanto, afirmam que as forças de corte são de 30 à 80% superiores às forças verificadas em durezas inferiores e que as mesmas diminuem com o aumento da velocidade de corte.

No trabalho do MATSUMOTO *et al.* (1987), verificou-se que as componentes da força de usinagem diminuem com o aumento da dureza do material a ser usinado, quando se utiliza ferramentas com ângulo de saída levemente negativo (0 à 5°), ao usinar-se aços com dureza variando entre 30 e 40 HR_C.

Uma vez que, as temperaturas de corte foram maiores para os aços mais duros, uma explicação pode ser dada pelo fato de elevadas temperaturas na região de corte facilitarem o mesmo.

Para NAKAYAMA *et al.* (1988), torneando-se um aço para rolamento em dois diferentes estados de tratamento térmico (recozido 23 HR_C e temperado 62 HR_C), observou-se que o valor da força de avanço foi superior ao da força de corte, nos dois casos, para um ângulo de saída variando de 0 à 60°.

COSTA (1993) observou o torneamento dos aços ABNT 52100 e M2 no estado temperado, com ferramentas de cerâmica, que a força de corte e a força de avanço aumentaram com o aumento do avanço, enquanto a velocidade de corte não teve influência sobre as componentes da força de usinagem. Quanto ao efeito da dureza do material da peça, não se verificou nenhuma diferença acentuada, porém, isto é creditado a problemas ocorridos nos ensaios realizados. A potência de corte monitorada através da corrente do motor principal da máquina apresentou uma variação muito pequena, provavelmente, porque a deterioração da ferramenta foi muito pequena.

A alta precisão também é um requisito necessário, pois o torneamento de aços endurecidos tem como uma de suas finalidades, substituir a operação de retificação cilíndrica.

Segundo KLOCHE *et al.* (1995), é possível obter-se em tornos numericamente comandados, rugosidades de 0,2 à 0,3 µm, que correspondem às obtidas na retificação em geral.

A Figura 2.3 mostra a deterioração da dureza com a temperatura para

diferentes materiais de ferramenta de corte. É possível observar que até mesmos materiais tecnologicamente avançados, como cerâmicas, apresentam queda em suas durezas com o aumento da temperatura, apesar de numa taxa menor que a observada para os aços.

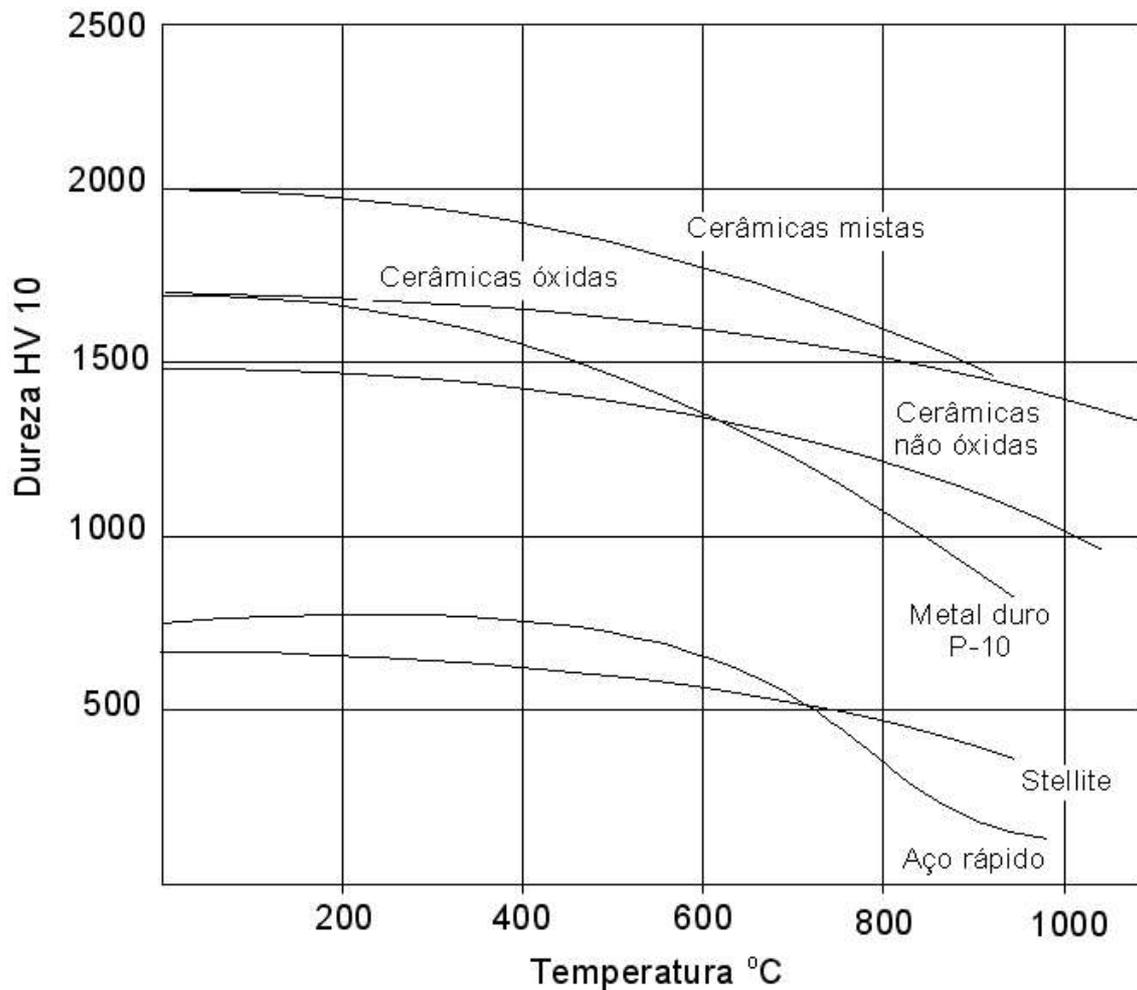


FIGURA 2.3 - Variação da dureza com a temperatura para diferentes materiais de insertos; BOEHS, 1987.

2.6 – Cerâmicas avançadas

Cerâmicas avançadas são materiais que apresentam elevado desempenho e são aplicáveis nas mais diversas áreas da tecnologia como a eletrônica, nas telecomunicações, nas de sensoriamento, biotecnologia e aplicações estruturais. Estas são obtidas a partir de cuidadosa combinação química, microestrutura controlada e sofisticados processos de fabricação, gerando um campo de materiais com combinações únicas de propriedades. As propriedades obtidas nas cerâmicas avançadas incluem a estabilidade e rigidez à alta temperatura, resistência ao desgaste, resistência à corrosão, alta rigidez dielétrica e transparência eletromagnética (PASCUCCI *et al.* 1993). SMITH *et al.* (1994) classificam as cerâmicas avançadas em 4 áreas específicas, as cerâmicas estruturais que são aquelas sujeitas a elevadas solicitações e incluem os componentes sujeitos ao desgaste, os componentes de bombas e válvulas, componentes de motores automotivos, as ferramentas e matrizes de corte e os componentes biomédicos; as cerâmicas eletrônicas que incluem os substratos e suportes para semicondutores, capacitores, piezoelétricos, resistores e termo-resistores; os compósitos de matriz cerâmica e matriz metálica que são os mais novos segmentos nas famílias de materiais avançados e os recobrimentos cerâmicos, ainda que grande parte de suas aplicações sejam empregadas como soluções provisórias para superar as deficiências das cerâmicas monolíticas, tem desenvolvido seu próprio segmento de mercado e se destacam nesta década como uma das mais crescentes área de aplicação.

As cerâmicas estruturais geralmente são submetidas à elevadas solicitações mecânicas que, freqüentemente, acarretam fadiga e fracasso do componente. Em geral são frágeis, tem suas características dependentes do processamento envolvido e apresentam elevado custo. Os progressos no setor engenharia cerâmicos têm sido obtidos lentamente e a um longo tempo (VOORDE, 1996).

2.6.1 – Cerâmica à base de Zircônia

A zircônia é utilizada como agente pacificador, como reforço mecânico em porcelanas, material para fabricação de implantes dentários e núcleos, subestruturas para prótese sobre implantes, para a confecção de "brackets" ortodônticos e como elemento principal na confecção de subestruturas de próteses odontológicas, quando submetida a

grandes solicitações mecânicas (SOUZA, 2007).

A zircônia é um material com propriedades mecânicas devido à transformação da fase tetragonal para monoclinica. A zircônia pura, em temperatura e pressão ambientes, encontra-se na fase monoclinica (m), com o aumento da temperatura para 1170°C, o material se transforma para fase tetragonal (t), e a fase cúbica inicia em 2370°C finalizado em 2680°C. (SANTOS & MAEDA, 2008). A transformação da fase tetragonal para monoclinica é do tipo martensitica, ocorre quando as partículas de zircônia estão na forma tetragonal metaestável, ou seja, essas partículas são suscetíveis de alterarem a estrutura cristalina do material em estado sólido, sendo um processo térmico, não difusional que envolve o movimento simultâneo e cooperativo dos átomos a distâncias menores do que o diâmetro do átomo. A formação desta fase metaestável depende da composição, tamanho, forma das partículas de zircônia, o tipo e a quantidade dos óxidos estabilizantes e a interação da zircônia com as outras fases. A transformação da fase tetragonal para monoclinica pode ser induzida por tensão externo como atrito, resfriamento e impacto, resultando em aumento de 4% em volume, comprimindo internamente a estrutura do material (GRAZZATO, 2004).

É apresentado na FIGURA 2.4 a formação das fases do material cerâmico onde mostra claramente o ponto onde a estrutura se transforma do estado monoclinico para estado tetragonal. No detalhe “X” para 8 mol % de Y_2O_3 .

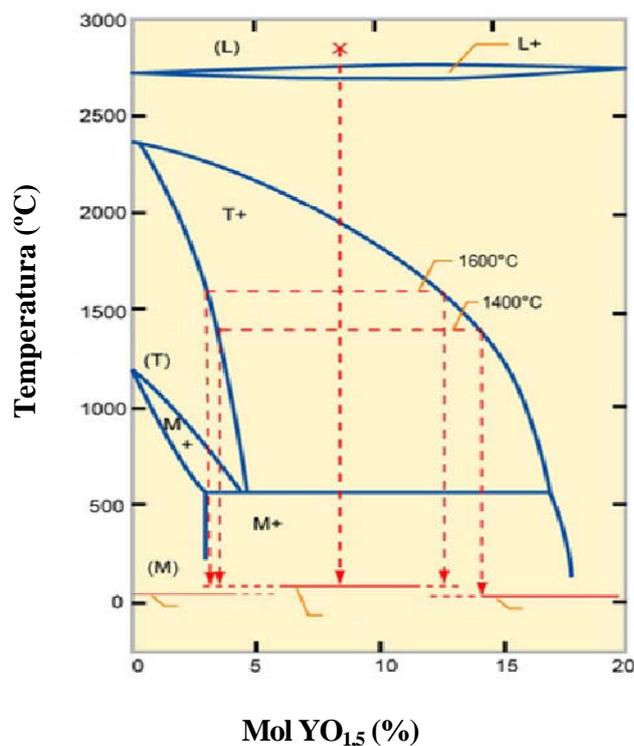


FIGURA 2.4 - Diagrama de fases zircônia-ítria (SOUZA, 2007).

Desde a publicação do trabalho, de Hannink em 1998, mostrou as excelentes propriedades mecânicas de cerâmicas de zircônia dopada, inúmeros estudos foram realizados visando o entendimento das relações entre as fases cristalinas, a microestrutura associada a estas fases e suas propriedades (TADOKORO, 2000).

Por volta de 1972, foi descoberto que a adição de óxidos com baixas valências como: CaO, MgO, La₂O₃, CeO e Y₂O₃, desfavorecia a formação da fase monoclinica, na temperatura ambiente, em detrimento da formação das fases tetragonal e cúbica metaestáveis que são mais simétricas. As estruturas dessas fases são análogas as zircônia pura (4⁺), com os íons dopantes (+2 ou + 3) substituindo os sítios de Zr e a formação de vacâncias de oxigênio para manter a carga neutra. Os principais estabilizantes da zircônia são os elementos ítria e céria.

A percentagem de ítria, como dopante, requerido para a estabilização da zircônia na fase cúbica é de 8 mol%, com criação de uma vacância de oxigênio para cada dois íons de ítria. E para a estabilização na fase tetragonal da zircônia, a concentração de ítria fica entre 2 e 5 mol% (KELLY, 2007).

Comparativamente, a outras soluções sólidas à base de zircônia, os principais fatores que auxiliam a estabilização da fase tetragonal na zircônia-ítria (Y-TZP) são a baixa temperatura eutéticoide e o elevado limite de solubilidade. Para a estabilização da fase tetragonal é importante que a cerâmica apresente alta densidade, resultando uma compressão entre os grãos.

A microestrutura é um dos principais fatores que controlam a retenção da fase tetragonal à temperatura ambiente e, portanto, existe um tamanho de grão crítico abaixo do qual a transformação de fase tetragonal para monoclinica, não acontece espontaneamente. Foi mostrado que para que a fase tetragonal seja retida à temperatura ambiente, em composições contendo 2% a 3% em mol de Y₂O₃, (Y-TZP), o tamanho médio de grãos crítico é 0,2µm. Cerâmicas sinterizadas densas de Y-TZP podem ser obtidas a partir de pós comerciais com microestrutura homogênea e tamanho médio de grãos submicrométricos (≥ 250 nm até ~ 1µm) (Robertkellya, 2007). A TABELA 2.2 mostra a Zirconia parcialmente estabilizada na fase tetragonal Y₂O₃ e CeO₂.

TABELA 2.2 - Parâmetros da unidade de resistência TADOKORO, 2004.

PARÂMETRO (unidade)	Y-TZP	Ce-TZP
Resistência à flexão (Mpa)	800-1300	500-800
Tenacidade à fratura (Mpa.m ^{1/2})	6-15	6-30
Dureza Vickers (Gpa)	10-12	7-10

Inicialmente a zircônia-céria (Ce-TZP) foi avaliada como uma alternativa para substituir a zircônia-ítria para fins estruturais. Apresentando maior resistência à transformação de fases $t \rightarrow m$, a zircônia-céria passou a ser bastante pesquisada. O diagrama de fases apresenta uma ampla faixa de composições para a fase tetragonal, permitindo a preparação de cerâmicas puramente tetragonais entre 12% e 18% em mol de CeO₂ (Ce-TZP). Esta faixa de composições é bem maior do que a da zircônia-ítria.

Para composições superiores a 18% em mol de céria há formação da fase cúbica e, na região do diagrama de fases rica em céria, a estrutura cúbica é predominante. Apesar da Ce-TZP apresentar elevada resistência ao choque térmico e à transformação de fases tetragonal para monoclinica, sua resistência mecânica é inferior à da Y-TZP, TABELA 2.5. Uma das causas apontadas para isto é o tamanho de grãos, que nesta cerâmica, varia entre 0,5 μ m e 3 μ m, independente dos procedimentos experimentais empregados no processamento.

Nos últimos anos, diversos estudos têm sido realizados no sentido de melhorar as propriedades da zircônia. Diversos elementos de reforço foram introduzidos na matriz de zircônia, tais como: carbetos (WC e NbC), boretos (ZrB₂ e TiB₂), nitretos (TiN) e alumina (Al₂O₃) (BIKRAMJIT BASU, 2002, 2004, 2005; SANTOS, 2008; MAEDA, 2008; DONGTAO JIANG, 2007; ANNÉ, 2005; J. K. M. F. DAGUANO, 2006; TRAVITZKY, 2000; SONGLIN RAN, 2007; TEIXEIRA, 2007); com o intuito de melhorar suas propriedades mecânicas. A obtenção de bons resultados nas pesquisas demonstra a efetividade do reforço ocasionado por esses elementos.

2.6.2 - Zircônias monoclinicas

A forma natural da zircônia, a badeleita (baddeleyite), apresentada na FIGURA 2.5 a contem aproximadamente 2% de (óxido de háfnio) HfO_2 , o qual é tão similar a zircônia em estrutura e propriedades químicas, que tem pequeno efeito, (STEVENS, 1986).

Os íons Zr^{4+} têm número de coordenação sete (número de vizinhos mais próximos, mostrando o quanto os átomos estão bem empacotados) com os íons de oxigênio ocupando os interstícios tetraedrais, sendo que a distância média entre o íon de zircônia e três dos sete íons de oxigênio é de $2,07\text{\AA}$. Já a distância média entre o íon de zircônia e os outros quatro íons de oxigênio é de $2,21\text{\AA}$. Assim, um dos ângulos ($134,3^\circ$) na estrutura difere significativamente do valor tetraedral ($109,5^\circ$). Dessa forma, a estrutura dos íons oxigênio não é planar e uma curvatura ocorre no plano dos quatro oxigênios e o plano dos três oxigênios é completamente irregular.

Este fato pode ser útil na explicação do comportamento de maclagem da badeleita, onde são poucos comuns cristais não maclados. O plano de maclação é composto de íons oxigênio os quais se movem de sua posição de equilíbrio resultando em uma distorção mínima. (STEVENS, 1986).

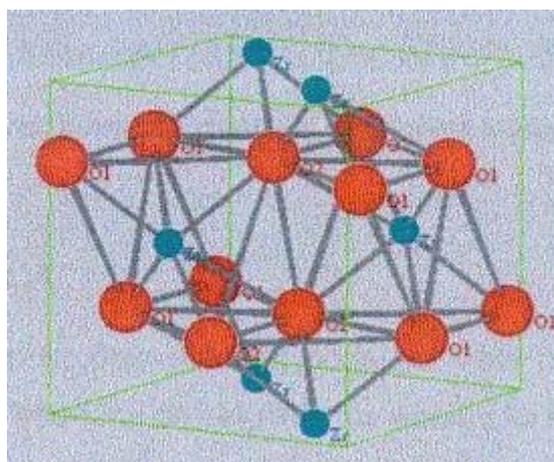


FIGURA 2.5 - Estrutura cristalina da zircônia monoclinica.
(SILVEIRA, 2009)

2.6.3 - Zircônias tetragonais

Na sua forma tetragonal FIGURA 2.6 os íons Zr^{4+} apresentam número de coordenação oito onde novamente surge uma distorção devido ao fato de quatro íons de oxigênio estarem a uma distância de 2,065Å na forma de um tetraedro plano e os outros quatro a uma distância de 2,455Å em um tetraedro alongado e com rotação de 90°.

Por simplicidade, os parâmetros da rede tetragonal tem sido freqüentemente descritos em termos da simetria tetragonal cúbica de face centrada, ao invés de corpo centrado, com o objetivo de relacionar com a estrutura de face centrada fluorita (CaF_2). (STEVENS, 1986).

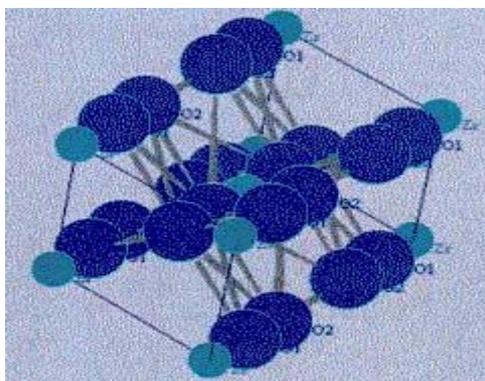


FIGURA 2.6 - Estrutura cristalina da zircônia tetragonal
(SILVEIRA, 2009)

2.6.4 - Zircônias cúbicas

A estrutura cúbica da zircônia pode ser vista na FIGURA 2.7 como uma rede cúbica simples com oito íons de oxigênio, os quais são rodeados por um arranjo cúbico de cátions, isto é, os oxigênios ocupam os interstícios tetraedrais de uma rede cúbica (CFC) de empacotamento de cátions. (FEIGHERY & IRVINE, 1999). A FIGURA 2.4 apresenta as três estruturas cristalinas da zircônia.

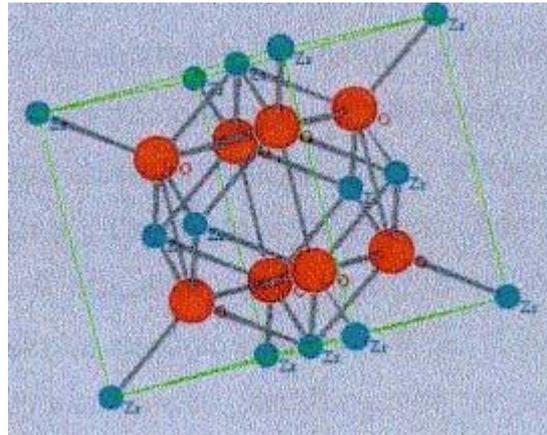


FIGURA 2.7 - Estrutura cristalina da zircônia cúbica (SILVEIRA, 2009)

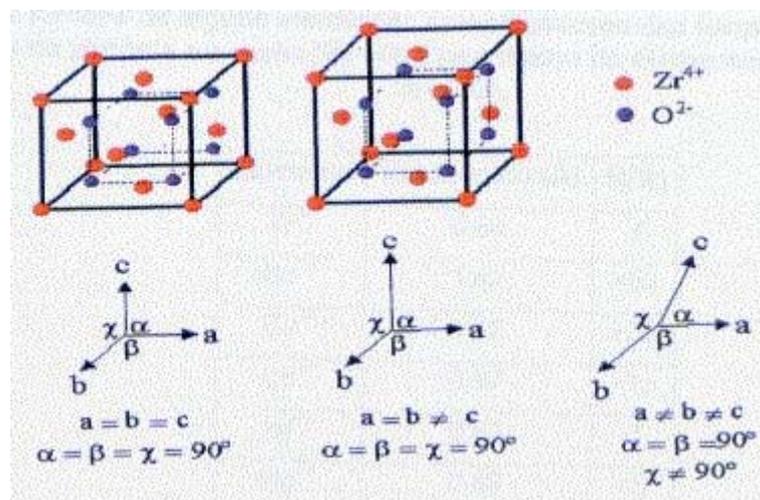


FIGURA 2.8 - Diferentes estruturas cristalinas da ZrO_2 cúbica, tetragonal e monoclinica, respectivamente. (SILVEIRA, 2009)

2.6.5 - Zircônias Totalmente Estabilizadas

Uma zircônia totalmente estabilizada na forma cúbica é obtida através da adição de quantidades suficientes de óxidos estabilizadores, tais como magnésia (MgO), ítria (Y_2O_3), céria (CeO_2), cálcio (CaO) e outros (RICHERSON, 2006).

No caso da ítria, uma concentração superior a 6% mol, gera uma zircônia totalmente estabilizada (ESQUIVIAS *et al.*, 1996)

2.6.6 - Zircônias Parcialmente Estabilizadas (PSZ)

A adição de óxidos estabilizadores em quantidade inferior à necessária para a estabilização completa da fase cúbica produz uma zircônia parcialmente estabilizada, havendo, portanto, finas partículas de zircônia tetragonais metaestáveis dispersas em uma matriz de zircônia cúbica (RICHERSON, 2006, CUMBRERA *et al.*, 1998). Uma concentração variando entre 3 à 6 %mol de ítria é necessária para a obtenção de uma zircônia parcialmente estabilizada (ESQUIVIAS *et al.*, 1996).

2.6.7 - Zircônias Tetragonais Policristalina (TZP)

Uma zircônia tetragonal policristalina é constituída essencialmente pela fase tetragonal com uma concentração baixa de aditivos estabilizadores na faixa de menos que 3 % mol para ítria, por exemplo, (ESQUIVIAS *et al.*, 1996). Este material possui um micro estrutura homogênea com pequenos grãos (0,1 - 1 μm) (RICHERSON, 2006). A temperatura de sinterização exerce uma grande influência no tamanho de grãos formados neste tipo de material, sendo assim quando sintetizados em temperaturas mais baixas, grãos menores poderão ser obtidos (KELLY & DENRY, 2007). Este material é, na verdade, uma zircônia parcialmente estabilizada (KOSMAC *et al.*, 2000), devido a sua baixa concentração de aditivos estabilizadores, porém com características especiais em relação à microestrutura e tamanho dos grãos.

Cerâmicas baseadas em zircônia parcialmente estabilizada são empregadas em aplicações eletrônicas e estruturais. Em aplicações estruturais utilizam-se em aplicações que exigem elevada tenacidade como as válvulas, válvulas anti-retorno, esferas de rolamentos, implantes ortopédicos, componentes para a indústria de papel e outros (PASCUCCI *et al.*, 1991; ZAVAGLIA, 1993). Em aplicações eletrônicas têm sido utilizados principalmente como condutores de oxigênio, e em células galvânicas para medida termodinâmica e da cinética de reação. Tais características têm sido empregadas em sensores de oxigênio para o controle e regulagem do processo de combustão em automóveis, para controle do processo de redução/oxidação no refinamento e fusão dos metais, no controle dos de gases exauridos nos processos de combustão, em bombas de oxigênio para produção de ar enriquecido, em células de combustível para produção de eletricidade e em aplicações eletrocatalíticas. (LOGOTHETIS, 1981; JANKE 1981; VERKERK, 1982; FORTULAN, 1998).

O coeficiente de expansão térmica para as fases monoclinica e cúbica são descritos por STEVENS (1986), a saber: $\alpha(\text{ZrO}_2\text{-}m)$ em $a = 1,03 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$, em $b = 0,135 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ e em $c = 1,47 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$; $\alpha(\text{ZrO}_2\text{-}c) = 7,5$ a $13 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$. Para a fase tetragonal KRIVEN (1983) apresenta $\alpha(\text{ZrO}_2\text{-}t)$ em $a = 11,6 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ e em $c = 16,8 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$.

O controle da transformação tetragonal para monoclinica ($t > m$) propicia a obtenção do grupo cerâmico denominado ZTC (zirconia-toughened ceramics), este grupo subdivide-se em outros três subgrupos: o PSZ (partially stabilized zirconia), o TZP (tetragonal zirconia polycrystals) e o DZC (dispersed zirconia ceramics), KARIHALLO *et al.* 1996).

2.7 - Cerâmica a Base de Alumina

A alumina é o principal material empregado na fabricação de cerâmicas avançadas estruturais. Apresenta propriedades decisivas em muitas aplicações como a elevada dureza, inércia química, estabilidade dimensional. Sua principal desvantagem está associada com a relativa alta fragilidade. Empregam-se comercialmente composições com teores 85% a 99.9% de alumina. O elevado crescimento de seus grãos durante a sinterização geralmente exige a introdução de aditivos em sua composição, o MgO em teores de 100 a 300 ppm é o principal aditivo empregado que preserva suas principais características (BAE *et al.*, 1994; HANDWERKER *et al.*, 1989; FORTULAN, 1997).

O coeficiente de expansão térmica (α) médio da alumina é descrito por RICHERSON (1992) entre $8,6$ a $8,8 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$, sendo: $8,3 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ normal ao eixo c e $9,0 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ paralelo ao eixo c . HUBNER *et al.* (1984) apresentam valores em função da temperatura. Temp amb. $5,43 \times 10^{-6} / \text{K}$; 400°C , $7,33\text{-}8,00 \times 10^{-6} / \text{K}$; 800°C , $8,97\text{-}8,53 \times 10^{-6} / \text{K}$; 1200°C , $9,73\text{-}9,27 \times 10^{-6} / \text{K}$; 1600°C , $9,87 \times 10^{-6} / \text{K}$, (FORTULAN 1997).

Esses óxidos são encontrados principalmente como minerais, na forma de zirquitae badeleita (ZrO_2) ou como zircão (ZrSiO_4). A maioria dos materiais contendo zircônia que são usados em cerâmica é extraído quimicamente do minério. Todas as zircônias comerciais costumam ter 2% de háfnio (STEVENS, 1986).

Atualmente, cerca de 80% da produção mundial de zircônia é usada para aplicações convencionais como: materiais estruturais, refratários, pigmentos, opacificantes, vitrificadores (glazers), abrasivos e etc (RASHAD & BAILOUMY, 2008).

Na Engenharia, a zircônia é um material selecionado tanto para estruturas, como para recobrimentos térmicos (SCARDI *et al.*, 1997; SCHACHT *et al.*; 1998, ANTOU *et al.*,2005; ROY *et al.*, 2005,) devido às seguintes características:

- Elevadas propriedades mecânicas
- Baixa condutividade térmica
- Elevada resistência à corrosão
- Estabilidade em altas temperaturas
- Coeficiente de expansão térmica semelhante à das ligas de aço.

O óxido de zircônia possui como desvantagens o seu elevado custo e a sua baixa resistência ao choque térmico (WEI & LIN, 1998).

A zircônia exibe três formas polimórficas bem definidas, tais como a monoclinica, a tetragonal e a cúbica; existindo também, sob alta pressão, a forma ortorrômbica.

2.7.1 - Zircônias dispersas na Matriz Cerâmica

A matriz mais utilizada com precipitados de zircônia é a de alumina. CHEVALIER (2006) incentiva o uso da zircônia em matriz de alumina como sendo uma melhor alternativa em relação à zircônia com aditivos.

2.7.2 - Compósito Alumina- Zircônia

A utilização de cerâmicas a base de alumina (Al_2O_3) e zircônia (ZrO_2) de alta densidade relativa vem sendo intensivamente investigada, em função de a alumina ter apresentado uma ótima biocompatibilidade, alta dureza e resistência ao desgaste, embora, tenha exibido moderada resistência à flexão e tenacidade. A zircônia tetragonal estabilizada exibe excelentes propriedades mecânicas, podendo-se destacar a boa resistência mecânica e tenacidade à fratura.

A introdução da alumina nessa composição é interessante, pois proporciona ao

compósito um incremento em suas propriedades, principalmente na dureza e resistência ao desgaste. Dois tipos de compósitos podem ser preparados a partir do sistema: uma matriz de zircônia estabilizada com ítria reforçada com partículas de alumina (ATZ) ou uma matriz de alumina reforçada com partículas de zircônia (ZTA). Com ambos os materiais bifásicos (ZTA e ATZ), é esperado a obtenção de maiores valores de tenacidade à fratura quando comparado com os materiais cerâmicos monofásicos. SHI (1995) afirma que compostos a base de alumina e zircônia apresentam grande interesse para os pesquisadores por possuírem ótimas propriedades mecânicas como resistência a fratura, tenacidade e dureza. Entretanto, eles apresentam densificação limitada durante o processo normal de sinterização, necessitando de prensagem a quente para alcançar níveis de densidade adequado para aplicação prática.

TRAVITZKY (2000) estudam as propriedades mecânicas do composto com matrix de 3 mol% Y_2O_3 - ZrO_2 com 20 % em peso de Al_2O_3 . Os resultados mostraram que a zircônia tetragonal estabilizada com ítria possui boa resistência a fratura e tenacidade, e que a dispersão da alumina em uma matriz de zircônia pode aprimorar as propriedades mecânicas do material.

A transformação da zircônia tetragonal induzida por estress é um fenômeno comprovado de reforço. Devido a insolubilidade da alumina e da zircônia em uma ampla faixa de temperatura durante o processo de sinterização, um composto formado por esses dois materiais tem o potencial de combinar a grande dureza da alumina com a excelente tenacidade da zircônia. DAGUANO (2006), avaliou os compósitos cerâmicos à base de ZrO_2 - Al_2O_3 por apresentarem uma combinação de propriedades mecânicas requeridas para sua aplicação como componente de sistemas de implantes dentários. TEIXEIRA (2007), estudou o efeito da adição de Al_2O_3 nas propriedades de cerâmicas à base de ZrO_2 tetragonal estabilizada com ítria (Y-TZP) visando sua aplicação como material dentário. Para ele, a alumina apresenta excelentes propriedades mecânicas e a sua união com uma matriz de zircônia produzirá um composto excepcional. SANTOS (2008) verificou-se a influência da alumina nas propriedades mecânicas do composto com matrix de 3 mol% Y_2O_3 - ZrO_2 . Segundo ele, as cerâmicas mais amplamente utilizadas como biomateriais são as de Al_2O_3 e ZrO_2 devido a excelente biocompatibilidade apresentada por esses materiais. As vantagens da alumina são: alta dureza e resistência como material de revestimento, enquanto que a zircônia apresenta alta resistência a fratura e tenacidade.

2.8 - Transformações Martensítica (T-M)

Durante a transformação das partículas de zircônia de fase tetragonal para fase monoclinica é do tipo martensítica, acompanhada por um aumento de volume de 3 a 5 %, suficiente para exceder o limite elástico, mesmo em pequenos grãos de zircônia monoclinica. Esta expansão de volume somente pode ser acomodada pela formação de trincas, inviabilizando a utilização da zircônia pura. Porém, com a adição de alguns óxidos (CaO , MgO , CeO_2 , Nb_2O_5 , Y_2O_3 e terras raras), as fases cúbica e tetragonal podem ser parcialmente ou totalmente estabilizadas, possibilitando a obtenção de propriedades mecânicas necessárias para sua utilização (SOUZA, 2006; STEVENS, 1986; WANG, J. & STEVENS, 1989).

Essa transformação ocorre por processo sem difusão, não é termicamente ativada, é uma transformação militar, onde a quantidade transformada não depende do tempo, para uma dada temperatura, uma fração da fase original se transforma rápido, cessando a transformação, a fração transformada é função da temperatura, a velocidade da transformação é alta, não há mudança de composição do produto formado (PORTER, & EASTERLING, 1992). A transformação é termodinamicamente reversível a $T=1174^\circ\text{C}$ (STEVENS, 1981), a mudança de posição atômica é feita bruscamente, possuindo uma curva de histerese térmica entre ciclos de resfriamento e aquecimento. A transformação inicia-se no ciclo de resfriamento à temperatura de transformação martensítica (M) que, para monocristais de ZrO_2 ou corpos densos de ZrO_2 policristalina, situa-se entre 950 e 850°C . O valor de M é influenciado por diversos parâmetros, tamanho, formato e localização (inter ou intragranular) das partículas de ZrO_2 , quantidade de óxidos estabilizadores, diferença de coeficiente de dilatação térmica, e outros (BRESSIANI, & BRESSIANI, 1988).

A característica mais importante do sistema $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ é o decréscimo da temperatura de transformação tetragonal-monoclinica com o aumento da quantidade de ítria. (eutetóide a 4,6% mol). Com isso, partículas maiores de zircônia estabilizada podem ficar retidas na forma tetragonal metaestável. (STEVENS, 1986). Este fato

também ocorre no sistema $ZrO_2 - CeO_2$, porém não ocorre nos sistemas $ZrO_2 - MgO$ e $ZrO_2 - CaO$.

Adicionando ítria a zircônia, a transformação martensítica é inibida. O decréscimo da temperatura de transformação com adição de ítria produz uma menor mudança na temperatura e menos deformação térmica. (HEUER, 1988).

A estabilização da fase tetragonal é afetada pelo tamanho de partícula e módulo de elasticidade do compósito, assim como pelo caso o grão de zircônia esteja isolado, a transformação $t \rightarrow m$ ocorre uma vez que as condições de nucleação sejam atingidas. No entanto, quando este grão está imerso em uma matriz, a variação de volume (3-5 %) e a deformação associada a esta transformação não podem ser aliviadas por mecanismos difusionais, mas devem se acomodar por deformação plástica ou elástica na região próxima ao grão. Conseqüentemente surge uma energia de deformação associada ao grão e a matriz na vizinhança do grão. A produção desta energia de deformação, que resulta na compressão da partícula, adiciona um termo extra à energia livre do sistema, tornando a transformação menos provável. Para que esta transformação prossiga, o sistema deve ser super resfriado a fim de aumentar a força motriz química para a transformação. Para que a fase tetragonal seja retida, é necessário o controle de fatores micro estruturais (tamanho de grão) e químicos (teor de óxido estabilizante).

Capítulo 3

METODOLOGIA

3.1 – Introdução

O sistema mais comum de tenacificação da alumina é obtido pela adição de zircônia na matriz de alumina, e é amplamente aplicado dois modos de reforço, o primeiro pela adição de zircônia estabilizada na fase tetragonal e o segundo pela adição de zircônia monoclinica. No primeiro modo tem-se ganho intrínseco com adição da zircônia tetragonal que é uma cerâmica de relativa alta tenacidade e também pelo controle de crescimento de grão que as partículas de zircônia exercem no contorno dos grãos de alumina. No segundo modo tem-se a tenacificação obtida pela retenção da fase tetragonal pela matriz de alumina que absorverá energia de propagação de eventual extremidade da trinca em crescimento, além também, da retenção do crescimento de grão da alumina.

Se a quantidade de zircônia for relativamente pequena e o tamanho de suas partículas abaixo de $0,5\mu\text{m}$ obtêm ganho de tenacidade à fratura sem grande perda de dureza, e assim estas cerâmicas compósitas são indicadas para ferramentas de corte.

Neste trabalho planejou-se a adição de zircônia tetragonal estabilizada com yttria e zircônia monoclinica em frações de 5, 10 e 15 vol%. Deseja-se observar se na aresta de corte, pelo fato das partículas de zircônia estarem relativamente menos ancorada qual será o efeito de tenacificação por ambos aos modos de reforço adotados e quais mecanismos de reforço tiveram maior relevância.

3.2 - Caracterização da ferramenta

3.2.1 - METODOLOGIA E EXPERIMENTOS

Para a preparação dos compósitos Alumina–Zircônia foram empregados pós comerciais de alumina e zircônia. Foram inicialmente preparadas composições com

zircônia monoclinica e tetragonal. Nesta etapa, foi utilizada alumina calcinada A1000-SG (Almatis, Inc.), zircônia monoclinica TZ-O (TOSOH CORPORATION), zircônia tetragonal TZ-3Y (TOSOH CORPORATION). Todo o pó utilizado já havia sido moído com diâmetro médio equivalente de 0,4 μm , 0,3 μm e 0,3 μm , respectivamente.

A nomenclatura utilizada foi “AZ_xY” na qual o subscrito “X” assume as variáveis “M” (representando um compósito alumina-zircônia monoclinica) ou “T” (representando um compósito alumina-zircônia tetragonal). A variável “Y” pode assumir os valores numéricos 5, 10 ou 15 que representam o percentual em volume de zircônia na composição das suspensões. Na subsequente preparação das suspensões, foram empregados o dispersante do tipo polieletrólito, o poliácritoato de amônio (DISPERSAL 130) e o solvente alcoólico Etileno Glicol. As suspensões foram então coladas, pré-queimadas, usinadas à verde e sinterizadas. A composição AZ_M15 pôde também ser retificada e analisada com espectroscopia óptica e Raman.

3.2.2 - Equipamentos utilizados para fabricação dos insertos

Para preparação da matéria prima e realização dos ensaios foram empregados os seguintes equipamentos.

- Balança, para pesagem da matéria prima, modelo TS4kD, com precisão de 0,01g e capacidade de 4000g, fabricada pela OHAUS.
- Moinho Vibratório, revestido em poliuretano, fabricado pelo LAMAFE - EESC -USP.
- Moinho de Bolas, com jarro revestido em poliuretano, fabricado pelo LAMAFE-EESC-USP.
- Forno elétrico de 1700°C, modelo F-1700°C, elementos resistivos de MoS₂ (Super Kanthal), fabricado pela EDG - Equipamentos.
- Balança, para medidas de desgaste, modelo H54AR, com precisão de 0,00001g, fabricada pela Mettler, Suíça.
- Microscópio óptico, modelo AXIOTECH 100HD, CARL ZEISS, Alemanha.

3.2.3 - Formulações e preparação da matéria prima

A Figura 3.1 ilustra a pesagem dos componentes.

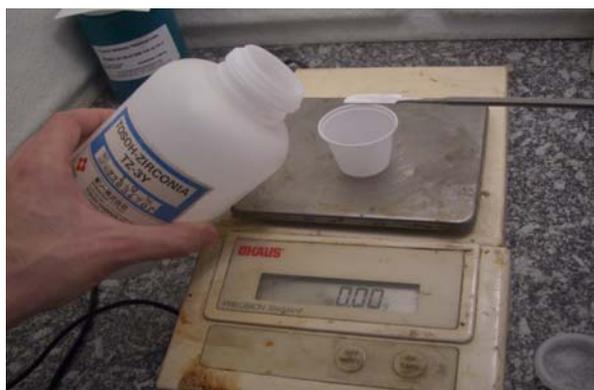


FIGURA 3.1 - Pesagem do pó de Zircônia.

As formulações investigadas e suas respectivas composições no trabalho são apresentadas na TABELA 3.1.

TABELA 3.1 - Composição das formulações investigadas.

Formulação	A1000SG (g)	ZrO ₂ TZ-O (g)	ZrO ₂ 3Y (g)	Água Deionizada (g)	DREW B180 (g)	Etileno Glicol (g)
AZ _M 15	20,35	5,04	0,00	13,00	0,55	0,45
AZ _M 10	21,55	3,36	0,00	13,00	0,55	0,45
AZ _M 5	22,74	1,68	0,00	13,00	0,75	0,45
AZ _T 15	20,35	0,00	5,67	13,00	0,55	0,45
AZ _T 10	21,55	0,00	3,78	13,00	0,55	0,45
AZ _T 5	22,74	0,00	1,89	13,00	0,60	0,45

3.2.4 - Mistura, preparação da barbotina e do pó granulado

A mistura/desaglomeração das matérias primas foi realizada em moinho de jarros de polietileno de alto peso molecular (HDPE) (FIGURA 3.2) contendo como elementos de moagem 170g de esferas de zircônia com diâmetro médio de 5mm.



FIGURA 3.2 - Jarro de polietileno.

Para a obtenção da mistura, foi adicionado ao jarro 20 ml de material (pó + água deionizada) e 0,01g/l de defloculante sólido (0,01 g de defloculante por litro de pó), quantidade necessária para viabilizar a mistura. O jarro com diâmetro interno de 72 mm foi submetido à vibração em moinho vibratório com rotação de 1720 rpm por um período médio de 24 horas. O moinho utilizado está ilustrado na FIGURA 3.3.



FIGURA 3.3 - Moinho vibratório.

LERICHE *et al.* (1988) recomendam a combinação do uso de defloculante associada a mistura mecânica a fim de garantir uma adequada homogeneização da mistura Al_2O_3 - ZrO_2 .

3.2.5 - Matéria prima

As matérias primas utilizadas na experimentação são listadas a seguir.

- a) Alumina Calcificada A1000-SG, (Almatis, Inc.) com diâmetro médio equivalente de partícula de 0,4 μm , área superficial de 7,7 m^2/g e densidade real de 3,99 g/cm^3 . A TABELA 3.2 especifica sua composição química.

TABELA 3.2 - Composição química Alumina Calcificada A1000-SG, (Almatis, Inc.).

Composição Química da Alumina Calcificada A1000 - SG						
Al_2O_3 (%)	SiO_2 (%)	Fe_2O_3 (%)	Na_2O (%)	CaO (%)	B_2O_3 (%)	MgO (%)
99,80	0,03	0,02	0,07	0,02	0,001	0,03

- a) Zircônia TOSOH TZ-O (TOSOH CORPORATION) com densidade real de 65,6 g/cm^3 ;
- b) Zircônia TOSOH 3Y (TOSOH CORPORATION) com densidade real de 6,3 g/cm^3 ;
- c) DISPERSAL 130 (poliacrilato de amônia);
- d) Etileno Glicol.

3.2.6 - Conformação dos corpos de prova

Foi processado corpos de prova por conformação coloidal (colagem de barbotina). Para a escolha do processo de colagem, três características essenciais foram levadas em conta: simplicidade de processo, flexibilidade e baixo custo. Assim sendo, o processo que mais se adequou foi a colagem de barbotina. Todavia, a qualidade e confiabilidade do processo são baixas.

3.2.7 - Colagem de Barbotina

Foram conformados em molde de gesso (com consistência 70%) corpos-de-prova cilíndricos de diâmetros e espessuras variáveis. As amostras foram mantidas em repouso por um tempo mínimo de 24 horas. Sobre a base de um bloco de gesso (FIGURA 3.4), foram utilizados anéis plásticos que foram preenchidos com o volume adequado de suspensão, a fim de se obter pastilhas de diferentes espessuras. Antes de iniciar o preenchimento dos anéis, as suspensões AZ_M10 e AZ_T10 foram mantidas em câmara de vácuo por aproximadamente 2 minutos para retirada de possíveis microbolhas de ar.

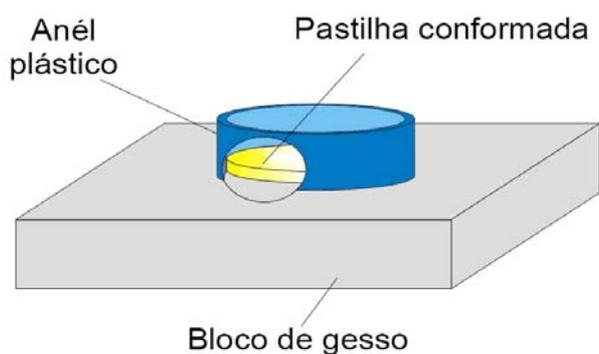


FIGURA 3.4 - Ilustração esquemática da colagem das pastilhas cerâmicas.

Para a vedação adequada da parte inferior dos cilindros plásticos foi utilizado vaselina, conforme ilustram a FIGURA 3.5, FIGURA 3.6 e FIGURA 3.7.



FIGURA 3.5 - Vedação dos cilindros plásticos com silicone.



FIGURA 3.6 - Assentamento dos cilindros plásticos no bloco de gesso.



FIGURA 3.7 - Colagem da barbotina.

3.2.8 - Usinagem de amostras previamente pré-queimadas

O processo de usinagem é utilizado para obter a precisão dimensional e de forma dos corpos cerâmicos.

Pode-se dizer que a usinagem de cerâmica é dividida em duas categorias: a usinagem à verde e a usinagem após sinterização (TEIXEIRA & GUARNIERI *et al.*, 2007).

A usinagem à verde é aplicada aos produtos compactados antes da sinterização ou após uma pré-queima (60 - 70% da temperatura de sinterização). Neste estado, o corpo cerâmico se encontra com as partículas apenas agregadas.

3.2.9 - Torno para usinagem de corpos de prova

Para esta etapa de processamento foi utilizada uma máquina de usinagem composta de uma montagem de componentes disponíveis no mercado e de componentes fabricados sob projeto. Um desenho esquemático para esta máquina de usinagem é apresentado na FIGURA 3.8.

Os principais componentes são:

- a) Torno, é responsável pelo torneamento da amostra;
- b) Mesa de coordenadas de precisão, com curso de 50mm x 100mm e giro de 90°;
- c) Mancal para o giro da peça obra, com alta rigidez radial, precisão de giro e baixo nível de ruídos;
- d) Motor blindado de alta rotação (40.000 rpm) e potência de 0,16CV (0,12KW);
- e) Mesa construída em granito sintético para a fixação e suporte dos componentes da máquina.
- f) Aspirador de pó para imediata e contínua coleta dos pós removidos pela usinagem do tarugo prensado;
- g) Estrutura para a acomodação e suporte de todos os componentes.



FIGURA 3.8 - Torno para preparação das amostras.

3.2.10 - Usinagem à verde dos corpos de prova

A realização da usinagem dos corpos de prova pré-queimados foi realizada a partir de tarugo prensado. Inicialmente o tarugo foi fixado em um suporte que apresenta assento cônico para ajuste da centragem e um furo para inserção do tarugo prensado. A fixação do pino no furo do suporte é feita através uma termocera composta por 25% de parafina, 25% de cera de abelha e 50% de breu. Quando fundida a 110°C a termocera é colocada entre o furo do suporte e o pino, após a solidificação da mistura o tarugo permanece rigidamente fixado, serão apresentados na FIGURA 3.9.



FIGURA 3.9 - Montagem do tarugo obtido por prensagem isostática no suporte de giro.

Em seguida, foram fixados com a mesma termocera, os corpos-de-prova pré-queimados. Depois de fixados, foi realizada a usinagem. O rebolo utilizado possui diâmetro externo 40 mm e espessura de 1,6mm, e foi fabricada em alumina eletro fundida branca com liga vítrea.

Foram usinadas a espessura e uma das faces com disco abrasivo cortando com velocidade periférica de 83,78 m/s, caracterizando o High Speed Machining (FIGURA 3.10).



FIGURA 3.10 - Usinagem do corpo de prova.

3.2.11 - Sinterização

Os lotes de aproximadamente cinco peças de cada composição foram devidamente mapeados para proceder com a sinterização. A FIGURA 3.11 ilustra o mapeamento dos corpos-de-prova em material refratário antes do início da sinterização.



FIGURA 3.11 - Corpos-de-prova sobre placa de refratário.

O procedimento de sinterização seguiu os seguintes patamares: partindo da temperatura ambiente ($\sim 25^{\circ}\text{C}$) até 400°C $\propto = 3^{\circ}\text{C}/\text{min}$;

- de 400°C até 600°C com $\propto = 4^{\circ}\text{C}/\text{min}$;
- de 600°C até 1200°C com $\propto = 6^{\circ}\text{C}/\text{min}$;
- de 1200°C até 1600°C com $\propto = 10^{\circ}\text{C}/\text{min}$;
- manutenção das amostras por 2 hora em 1600°C ;

- desligamento da forma e resfriamento gradual.

A FIGURA 3.12 ilustra o forno utilizado para a queima dos corpos-de-prova.



FIGURA 3.12 - Forno utilizado na sinterização (Vista externa).

3.2.12 - Característica das propriedades estruturais da ferramenta

A TABELA 3.3 mostra a dureza da ferramenta, pode-se dizer que as ferramentas AZ_M e AZ_T obtiveram teoricamente os mesmo resultados, ou seja, tiveram o mesmo comportamento em relação a sua dureza, resumidamente sua dureza ficou em um regime médio de 2233 (HV) para inserto AZ_M e 2330 (HV) para inserto AZ_T .

TABELA 3.3 - Apresenta a dureza da ferramenta.

Dureza da Ferramenta									
Ferramenta	Carga	Amostragem						Média	Média Total
		1	2	3	4	5	6		
AZ_M5	500g	2161	2036	2064	2319	2104	2188	2145	
AZ_M10	500g	2229	2496	2512	2149	2246	2204	2306	2233
AZ_M15	500g	2208	2128	2320	2216	2393	2220	2248	
AZ_T5	500g	2199	2221	2124	2159	2344	2199	2208	
AZ_T10	500g	2345	2237	2375	2207	2268	2343	2296	2330
AZ_T15	500g	2671	2420	2595	2315	2521	2393	2486	

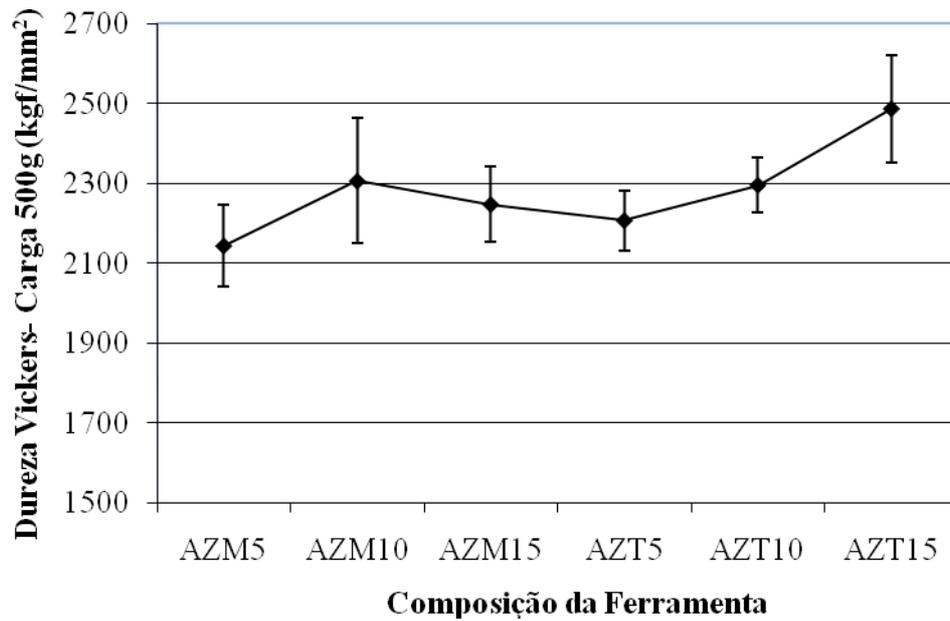
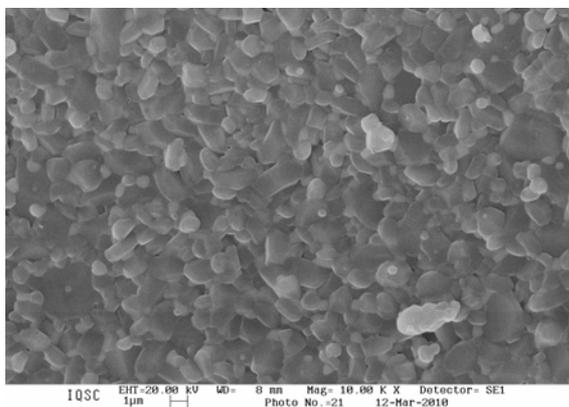


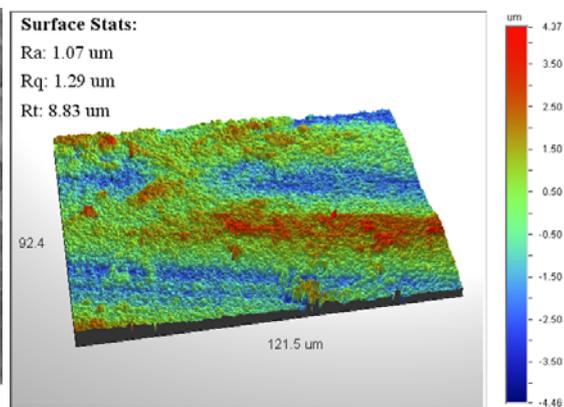
FIGURA 3.13 - Mostra a dureza média da ferramenta de cerâmica.

3.2.13 - Estrutura e acabamento superficial da ferramenta.

A FIGURA 3.14 apresenta os resultados obtidos com a ferramenta AZ_M em relação a estrutura e o acabamento superficial do inserto, na figura 3.14 AZ_M 5 (a), 3.14 AZ_M 10 (c) e 3.14 AZ_M 15 (e) serão apresentados a estrutura do inserto, na figura 3.14 AZ_M 5 (b), 3.14 AZ_M 10 (d) e 3.14 AZ_M 15 (f) serão apresentados o acabamento superficial da ferramenta. Lembrando que a composição desta ferramenta se apresenta na fase monoclinica.



AZ_M 5 (3.14a)



AZ_M 5 (3.14b)

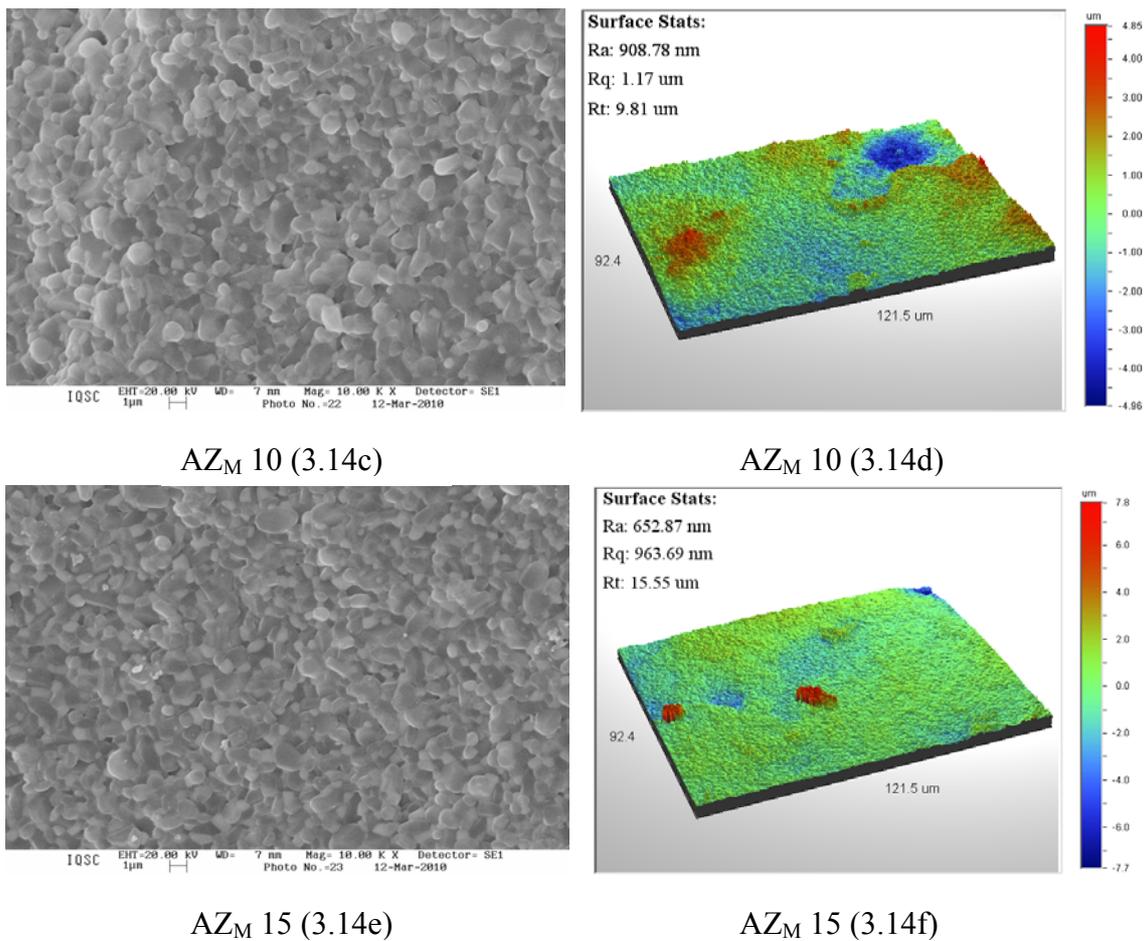


FIGURA 3.14 - Ilustra a estrutura e o acabamento superficial das ferramentas AZ_M.

Em relação à ferramenta AZ_M15 não foi possível realizar os testes devido a trincas que gerou na confecção das ferramentas como mostra na FIGURA 3.15.

O resultado obtido com a ferramenta AZ_M15 foi que após sinterização a matriz de alumina não teve resistência para evitar a transformação de fase tetragonal-monoclínica devido a alta concentração de partículas monoclínicas que levou a ruptura da pastilha por excessivo trincamento.

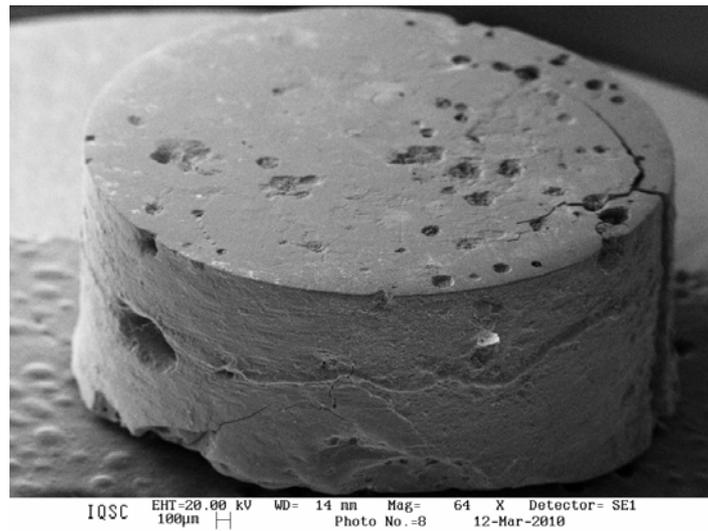
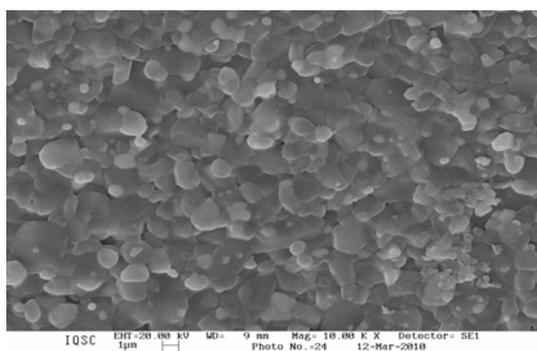
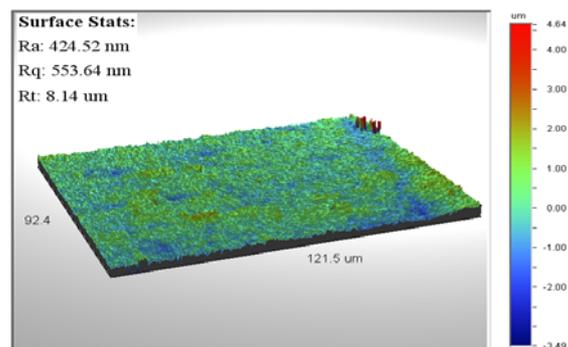


FIGURA 3.15 - Mostra a ferramenta AZ_M15 com trincas devido à alumina não ter suportado a zircônia.

A FIGURA 3.16 apresenta os resultados obtidos com a ferramenta AZ_M em relação à estrutura e o acabamento superficial do inserto, nas FIGURAS $AZ_T 5$ (3.16a), $AZ_T 10$ (3.16c) e $AZ_T 15$ (3.16e) serão apresentados a estrutura do inserto, nas FIGURAS AZ_T5 (3.16b), $AZ_T 10$ (3.16d) e AZ_T15 (3.16) serão apresentados o acabamento superficial da ferramenta. Lembrando que a composição desta ferramenta se apresenta na fase tetragonal.



$AZ_T 5$ (3.16a)



AZ_T5 (3.16b)

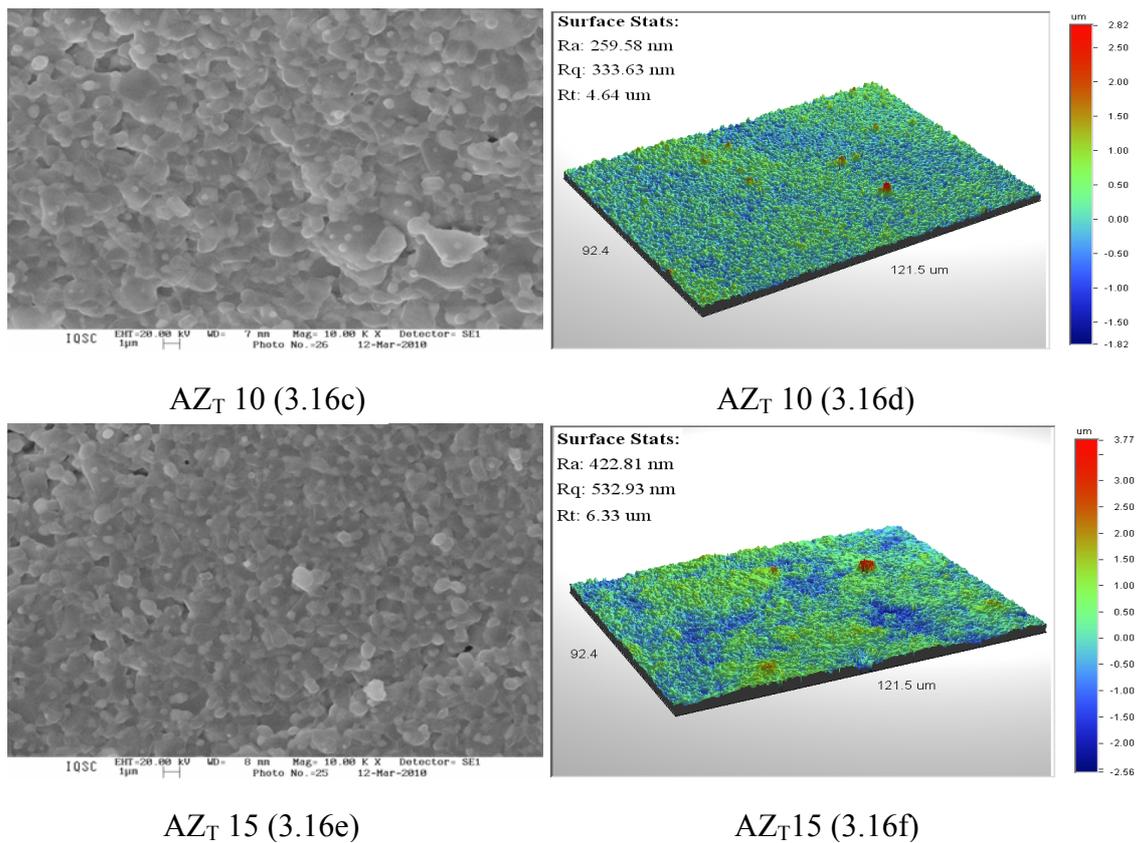


FIGURA 3.16 - Ilustra a estrutura e o acabamento superficial das ferramentas AZ_T.

3.3 - Caracterizações do material da amostra

3.3.1 - Estrutura da peça que será usinado:

Será utilizado um aço VND temperado, sua estrutura será apresentada na FIGURA 3.17 será apresentado microestrutura do material antes do tratamento e na FIGURA 3.18 será apresentado a microestrutura do material após o tratamento, cujo estrutura o material será submetido aos testes (Ampliação em 1000 vezes).

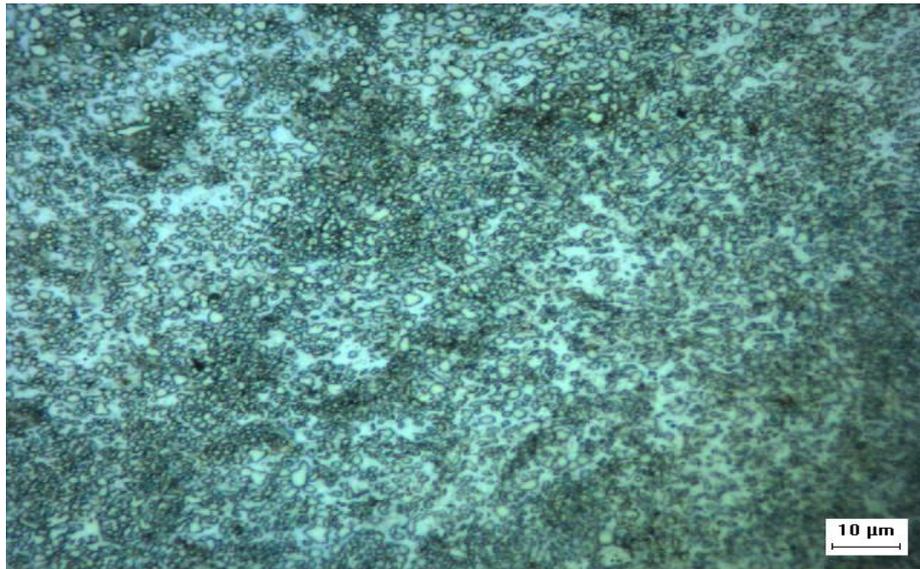


FIGURA 3.17 - Microestrutura da Peça Antes o Tratamento (Tempera).



FIGURA 3.18 - Microestrutura da Peça após o Tratamento (Tempera).

Será utilizada uma amostra de aço VND temperado nas dimensões 24 mm de diâmetro por 8 mm de espessura. Seram feitos o torneamento de face com ferramenta de Cerâmica estabilizada com Itria utilizando uma máquina ferramenta de ultraprecisão.

Para determinação da dureza do VND, as amostras foram submetidas a ensaios de dureza. Nesta etapa do procedimento utilizou-se um durômetro do Laboratório da Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos – USP, sendo este equipamento preparado para medição em Vickers (ponta de diamante em forma de

pirâmide). A TABELA 3.4 apresenta as cargas aplicadas neste ensaio, bem como os respectivos resultados de dureza.

TABELA 3.4 - Apresenta a diferença da dureza do VND após o tratamento tempera.

MEDIÇÕES DA DUREZA DA AMOSTRA DO AÇO VND			
Amostra Sem Tratamento		Amostra Com Tratamento	
CARGA (g)	DUREZA(HV)	CARGA (g)	DUREZA(HV)
50	194	50	755
	202		739
	216		744
	221		665
	278		755
	232		758
200	237	200	740
	231		750
	233		718
	218		752
	225		733
	239		747
500	240	500	719
	239		671
	226		661
	224		684
	225		705
	221		780
1000	217	1000	678
	221		673
	229		667
	233		678
	228		686
	226		685

Será apresentado um resumo graficamente da dureza média do material usinado antes do tratamento e depois do tratamento.

Na FIGURA 3.19 pode-se observar que não ocorreu mudança de estrutura quando mesmo é analisado em dos regimes individuais tanto como CTT e STT. Vale ressaltar que após o tratamento da amostra o valor da dureza aumentou em torno de 3 vezes aumentado ainda mais a dificuldade em usinar o material.

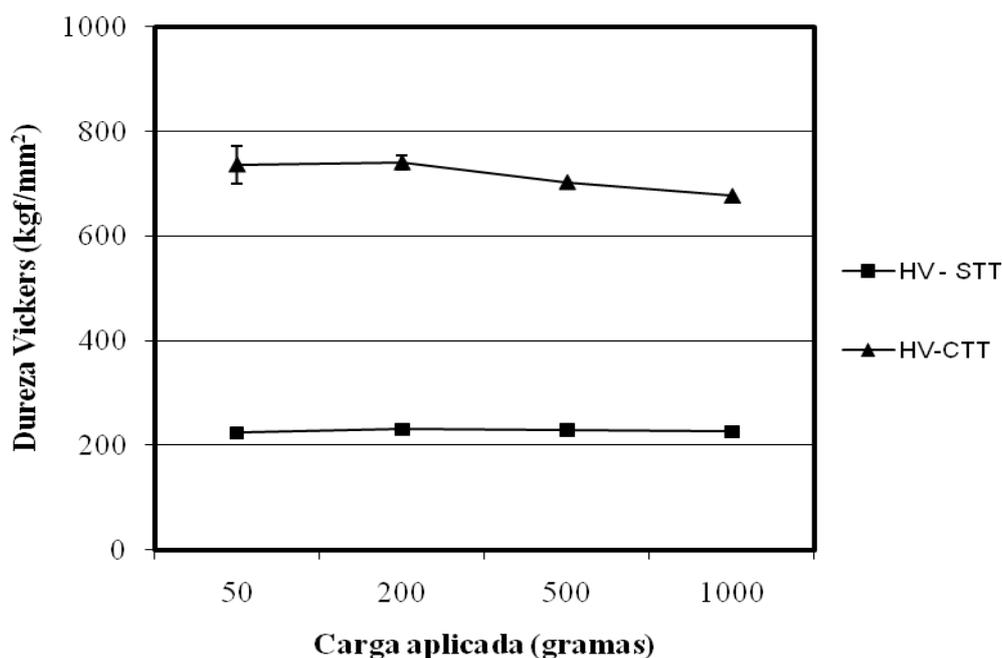


FIGURA 3.19 - Mostra a dureza média da amostra VND.

A Figura 3.19 apresenta medidas de microdureza Vickers feitas nas amostras antes e depois do tratamento térmico. Vale ressaltar que após o tratamento da amostra o valor da dureza aumentou em torno de 3 vezes aumentando ainda mais a dificuldade em usinar o material.

A FIGURA 3.20 representa as faixas de usinagem na amostra de Aço VND temperado. A ordem de usinagem segue uma seqüência crescente, ou seja, primeiro Faixa 1, segundo Faixa 2 e assim sucessivamente até a Faixa 4. Após a usinagem das 4 faixas a amostra será analisada por perfilômetria óptica e microscopia de varredura. A escolha desta seqüência de usinagem é em função do desgaste da ferramenta e ao acabamento superficial da peça, pois se acredita que ao iniciar o experimento com os avanços diferentes, é possível obter integridade superficial espelhadas.

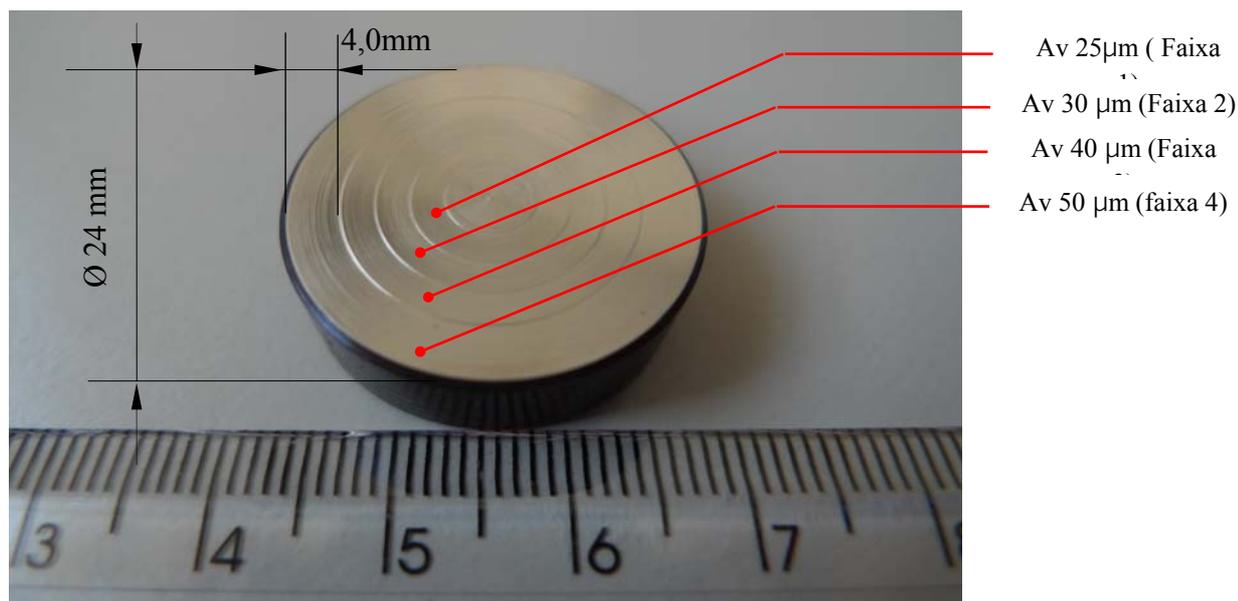


FIGURA 3.20 - Representação das faixas de usinagem na amostra de VND.

3.3.2 - Análise da amostra utilizando Microscopia Eletrônica de Varredura

A Microscopia Eletrônica de Varredura (M.E.V.) é uma das formas que permite observar e caracterizar a integridade de materiais heterogêneos orgânicos e inorgânicos e superfícies numa escala local. Neste tipo de instrumento a área a ser examinada ou o micro-volume a ser analisado são irradiados com um feixe de elétrons focado numa área específica, o qual pode ser estático ou em movimento rápido através da superfície do espécime. Os sinais produzidos quando o feixe de elétrons interfere na superfície do espécime são obtidos de volumes específicos de emissão dentro de um corpo de prova e podem ser usados para examinar algumas características desse corpo de prova, como por exemplo, a composição química, a topografia da superfície, a cristalografia e outras características, (GOLDSTEIN, *et al.*, 1992).

A M.E.V. é uma técnica versátil para a análise das características microestruturais de objetos sólidos. A alta resolução quando se examinam objetos sólidos é a principal razão da sua grande aplicação, no entanto, torna-se necessário sua utilização neste projeto como parte do processo de caracterização do material. Com o objetivo de caracterizar a amostra (WC), utilizou-se o Microscópio Eletrônico de Varredura do Instituto de Química de São Carlos (IQSC) da Universidade de São Paulo (USP).

O equipamento utilizado para análise de microscopia eletrônica de varredura consiste basicamente de duas partes principais: o gabinete que fornece acesso a todos os tipos de comandos e ajustes necessários ao funcionamento, e o microscópio onde se encontra o canhão de elétrons (onde o feixe eletrônico é gerado), a câmara de amostras, os detectores e todo o sistema de vácuo (RODRIGUES, 1997).

A FIGURA 3.21 mostra o gráfico gerado pelo Microscópio Eletrônico de Varredura. Por meio deste ensaio foi possível determinar com exatidão a quantidade em massa dos elementos predominantes que compõem o material a ser usinado, sendo eles o ferro (Fe) em 97,10%.

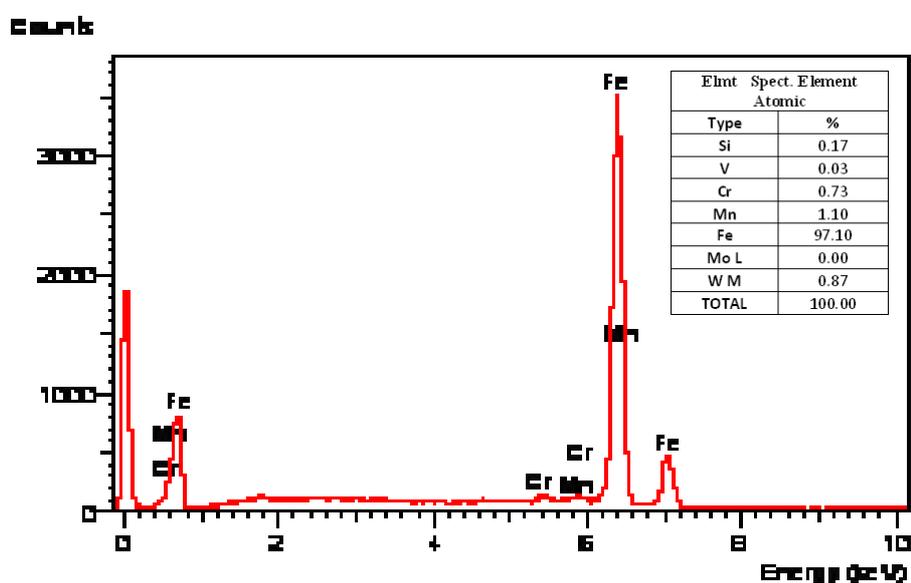


FIGURA 3.21 - Gráfico gerado pelo Microscópio Eletrônico de Varredura do IQSC.

Por fim a Figura 3.21 apresenta a composição química do aço VND testado, obtida através de EDS (*electron diffraction spectroscopy*) no MEV.

3.3.3 - Medição da dureza da amostra

Neste procedimento será determinada a dureza da amostra a ser usinada utilizando um durômetro da LEICA do Laboratório de Engenharia de Materiais da

Escola de Engenharia de São Carlos. Por meio deste equipamento, realizam-se microindentações por penetração com uma ponta de diamante no formato de pirâmide variando as cargas entre 500g. O resultado da medição realizada é obtido automaticamente. Os resultados das medições serão apresentados neste mesmo capítulo.

3.3.4 - Análise de micro endentações

Neste procedimento as microindentações geradas pelo ensaio de dureza são analisadas por meio do perfilômetro óptico Wyko[®] NT1100 (fabricado pela VEECO[®])¹ do Laboratório de Precisão da Escola de Engenharia de São Carlos – USP. O objetivo desta análise é determinar previamente algumas características do VND temperado quando submetido à tensão/compressão.

O Wyko NT1100 (FIGURA 3.22) é uma versátil ferramenta que pode realizar uma ampla quantidade de medições de superfícies de amostras. Este equipamento consiste de uma base com recurso de inclinação para apoio das peças em análise, um sistema de translação para os eixos X e Y, medição objetiva e uma cabeça de medição montada no eixo Z. No interior da cabeça de medição está um Conjunto Óptico Integrado, a lente do campo de visualização e o filtro óptico. Uma importante característica deste equipamento é a alta resolução (0,1nm).

O equipamento fornece com precisão a rugosidade do material recebido (polido e bruto) e a profundidade das indentações, sendo possível analisar previamente as profundidades críticas de corte para o processo de torneamento. Os resultados das medições serão apresentados no capítulo 4.



FIGURA 3.22 - Perfilômetro WYKO – NT1100 do laboratório de engenharia de precisão da Escola de Engenharia de São Carlos.

3.4 – Ensaios de usinagem

3.4.1 – Máquina utilizada no ensaio

A amostra de WC será usinada em um torno de ultraprecisão ASG 2500 fabricado pela Rank Pneumo, atual Precitech (FIGURA 3.23). A resolução deste torno está na faixa de 10nm, estando habilitado a usinar formas complexas com exatidões dimensionais submicrométricas. O erro de posicionamento dos carros, sustentados por mancais hidrostáticos, e o eixo-árvore, aerostático, possibilitam que o torno produza acabamentos de alta qualidade na ordem de 75 Angstroms Ra em muitos materiais. Para obter resoluções e acabamentos superficiais desta ordem, o equipamento é constituído de um CNC série 8200 Allen Bradley, um sistema de realimentação interferométrico

laser da HP e uma avançada tecnologia de servos produzem um dos mais exatos sistemas de usinagem de ultraprecisão disponível (LÊDO, 1997).



FIGURA 3.23 - Torno de Ultraprecisão do Laboratório de Engenharia de Precisão da Escola de Engenharia de São Carlos.

3.4.2 – Preparação do suporte para fixação do inserto

Foram utilizadas ferramentas mono cortantes de Cerâmica com ângulo de saída 0° e ângulo de folga 0° fixada ao um suporte. É importante dizer que o suporte ao ser construído foi determinado um ângulo de -7° (grau) no local onde o inserto será apoiado formando assim um ângulo de folga para ferramenta.

A FIGURA 3.24 e 3.25 mostra o inserto cerâmico fixado junto ao suporte pronto para fazer o experimento neste trabalho. Vale ressaltar que o suporte foi construído pelo

próprio laboratório utilizando o material VND temperado para obter maior estabilidade durante o processo.



FIGURA 3.24 - Suporte para ferramenta mono cortante de cerâmica.



FIGURA 3.25 - Suporte para ferramenta mono cortante de cerâmica.

A rotação da peça foi mantida constante em 1000rpm, a profundidade de corte foi mantido em $10\mu\text{m}$ e os avanços de corte serão variados entre $25\mu\text{m}/\text{rev}$, $30\mu\text{m}/\text{rev}$, $40\mu\text{m}/\text{rev}$ e $50\mu\text{m}/\text{rev}$. Os parâmetros de corte são apresentados detalhadamente neste capítulo no item 3.4.4 “Definição dos parâmetros de usinagem”, na TABELA 3.5.

A temperatura do local (Laboratório de Precisão da Escola de Engenharia de São Carlos) foi mantida em aproximadamente 20°C. O fluido refrigerante utilizado foi o ALKALISOL 9000, direcionado para a região do corte através de um sistema de névoa.

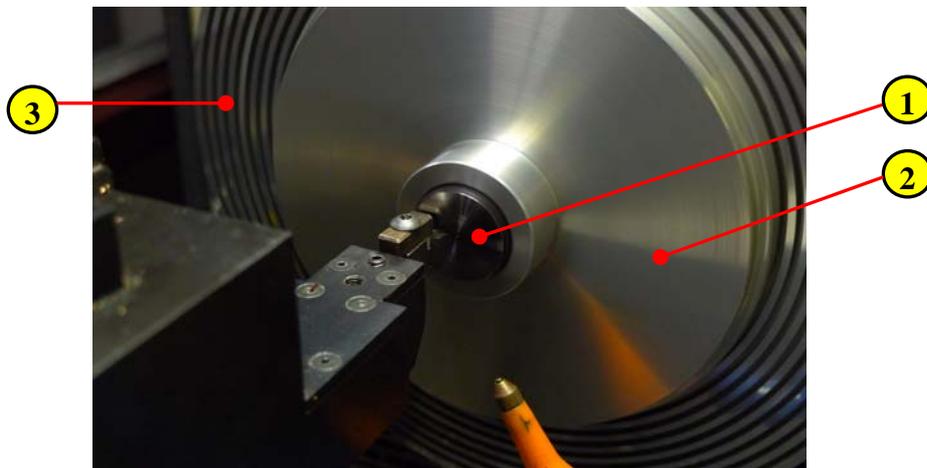
O procedimento experimental foi composto pelas etapas que seguem abaixo:

- Preparo da amostra;
- Definição de Parâmetros de usinagem;
- Usinagem da amostra de WC.

3.4.3 - Preparo da amostra

A realização do nivelamento da face da peça com objetivo diminuir o erro de perpendicularismo da amostra com relação ao centro de giro do eixo árvore, quando a amostra é fixada na placa de vácuo do torno. Este processo melhora a uniformidade da profundidade de corte durante a realização do processo de usinagem.

A FIGURA 3.26 mostra a fixação da amostra no suporte de alumínio (1), mostra também, a flange fixada na placa a um sistema de vácuo (2) e no ponto (3) mostra a placa do torno.



3.5 (a)

FIGURA 3.26 - Representação da amostra sendo fixada no suporte de alumínio e o mesmo sendo posicionada na placa do torno.

3.4.4 - Definição dos parâmetros de usinagem

Assim, como diversos fatores que merecem grande atenção nos experimentos de usinagem, a escolha dos parâmetros é um fator considerado de extrema importância, pois ele influencia diretamente no resultado final do trabalho.

Para os experimentos de torneamento serão usadas ferramentas de cerâmicas desenvolvidas dentro do próprio laboratório utilizando as composições mencionadas neste mesmo capítulo. As exigências de ferramentas de corte para usinagem de ultraprecisão são durabilidade e alta resolução em termos de espessura de corte. Portanto, a escolha da ferramenta de corte é de extrema importância para o sucesso da usinagem de ultraprecisão. As ferramentas usadas no Laboratório de Engenharia de Precisão para experimentos serão apresentadas mostrando suas características de corte usada neste experimento.

Os parâmetros de usinagem serão apresentados na TABELA 3.5 foram utilizados os mesmos parâmetros para todas as ferramentas.

TABELA 3.5 - Apresentam os parâmetros de usinagem a serão submetidos os testes.

Ferramentas	Avanços ($\mu\text{m}/\text{rev}$)	Profundidade Corte AP(μm)	Velocidade Corte (RPM)
AZ _M 15	25/30/40/50 μm	10 μm	1000 rpm
AZ _M 10	25/30/40/50 μm	10 μm	1000 rpm
AZ _M 5	25/30/40/50 μm	10 μm	1000 rpm
AZ _T 15	25/30/40/50 μm	10 μm	1000 rpm
AZ _T 10	25/30/40/50 μm	10 μm	1000 rpm
AZ _T 5	25/30/40/50 μm	10 μm	1000 rpm

3.4.5 - Característica geométrica das ferramentas de Cerâmica.

Para a realização da usinagem com ferramenta de cerâmica em aço VND foram estabelecidos alguns parâmetros para confecção da geometria ferramenta que será utilizada para os testes, sendo assim todas as ferramentas obterá a mesma característica como mostra na FIGURA 3.26 e na TABELA 3.6.

Parâmetros da geometria da ferramenta.

TABELA 3.6 - Mostra a geometria das ferramentas a serem utilizadas.

Geometria das Ferramentas	
Ângulo de saída (graus)	0°
Ângulo de folga a (graus)	90°
Diâmetro da ferramenta (mm)	5 mm

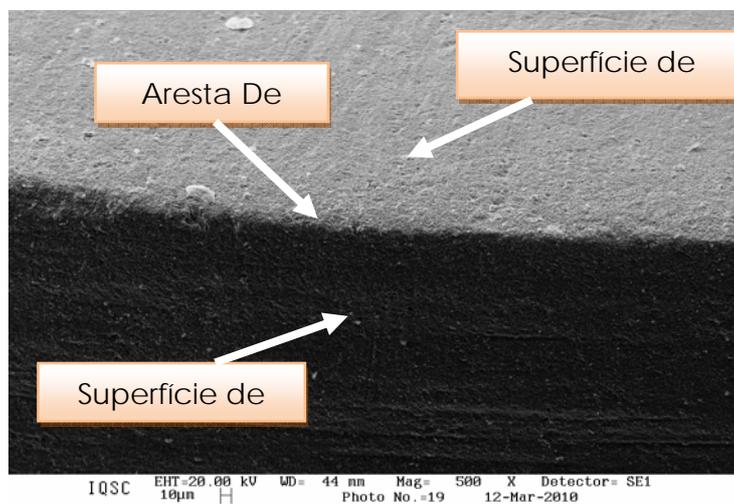


FIGURA 3.27- Mostra detalhes da geometria da ferramenta utilizada neste trabalho.

3.4.6 - Usinagem da amostra de VND temperado

Após o nivelamento da peça no suporte de alumínio se fixa o mesmo na placa do torno de precisão através do sistema de vácuo. Com ferramentas, parâmetros de corte e programa CNC definidos para o experimento, inicia-se o processo de usinagem a partir do estado polido. Todas as faixas usinadas foram medidas através de perfilometria óptica e microscopia eletrônica de varredura. Todos os resultados foram analisados e discutidos posteriormente para definição das características de usinagem utilizando a amostra de VND temperado e ferramenta de cerâmica estabilizada. A FIGURA 3.28 é uma foto retirada durante a realização dos ensaios de torneamento da amostra de carbeto de tungstênio.

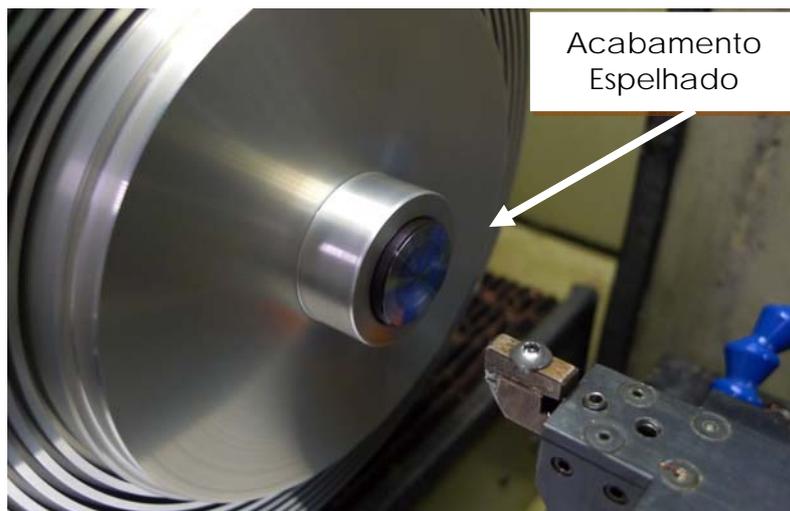


FIGURA 3.28 - Foto retirada durante a usinagem com ferramenta de Cerâmica em uma amostra de VND temperado.

Para melhor entendimento do experimento a FIGURA 3.29 representa detalhadamente o esquema de torneamento da amostra durante o experimento no torno de ultraprecisão.

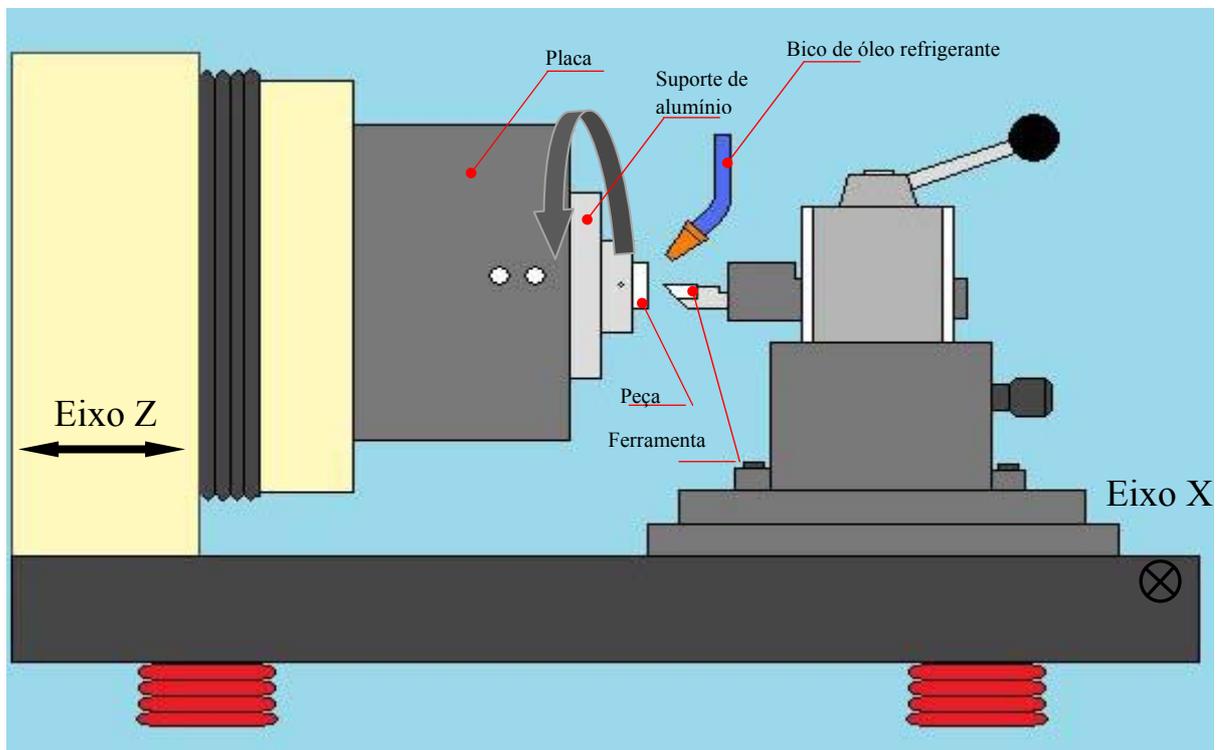


FIGURA 3.29 – Representação do procedimento experimental no torno de ultraprecisão.

Capítulo 4

RESULTADOS

4.1 – Considerações Iniciais

Dentro da usinagem de ultraprecisão muitas características são importantes para se obter um excelente desempenho dentro do processo, em relação a ferramenta pode-se destacar, a geometria da aresta de corte, em particular, sua afiação.

Pode-se ressaltar que, de acordo com PORTO *et al.* (2004), a importância da geometria da aresta de corte da ferramenta de diamante esta no fato de que o perfil da superfície usinada é basicamente composto pela reprodução da ferramenta no plano normal à direção de corte. Desse modo, o processo de transferência poderá ser afetado pelo desgaste da aresta decorrente de sua interação com o material. Daí a importância do diamante como ferramenta, pois o mesmo é conhecido por possuir pouca afinidade com ampla variedade de materiais.

PORTO *et al.*, 2004, afirmam que a aresta de corte do diamante possui melhor fidelidade de transferência, sendo estimada da ordem de 10nm como mostra a Figura 4.1.

Portanto, qualquer imperfeição na aresta da ferramenta seu efeito será imediatamente transferido para superfície da peça tendo grandes interferências no resultado da rugosidade superficial da peça.

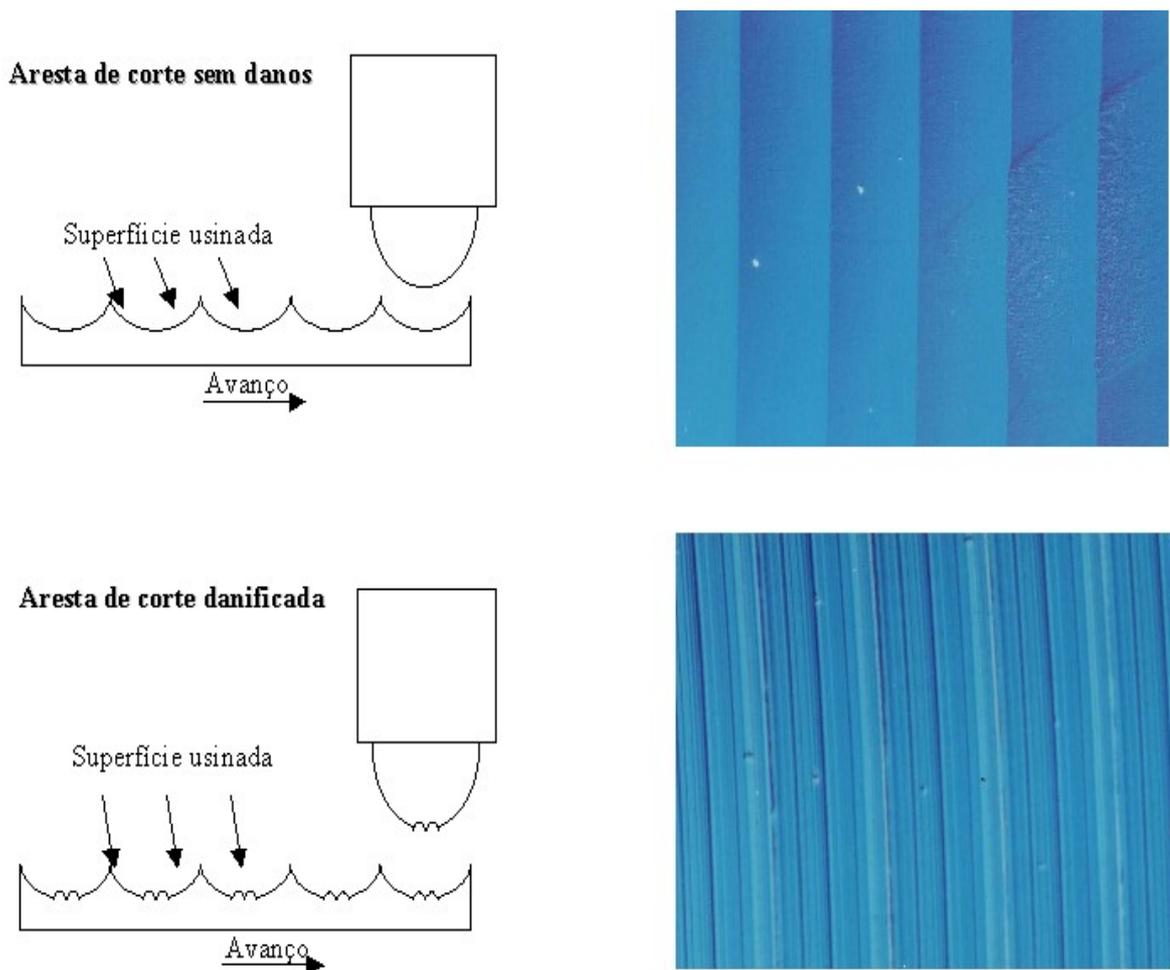


FIGURA 4.1 - Imperfeição na aresta de corte da ferramenta.

Dentre os diversos fatores que afetam a rugosidade de peças torneada, os fatores predominantes são a geometria da ferramenta, a taxa de avanço, as propriedades do material, os erros de rotação do eixo árvore e vibrações do tipo trepidação.

Basicamente, o perfil da rugosidade ao longo da direção axial da peça é determinado pela geometria da ferramenta e pela taxa de avanço. Sob condições ideais, o perfil da rugosidade é formado pela repetição do perfil da ponta da ferramenta em intervalos de avanço por revolução. Todavia, quando diferentes materiais são torneados, a altura do perfil da rugosidade torna-se maior do que a rugosidade ideal ou rugosidade teoricamente calculada pela expressão:

$$R_{\max} = \frac{f^2}{8 \cdot R_p}$$

onde R_{\max} é a rugosidade de pico-a-vale, f é a taxa de avanço (mm/rev) e R_p é o raio de ponta da ferramenta

Este efeito, denominado de efeito de expansão (“swelling effect”), depende das propriedades do material. No alumínio e no aço dúctil, por exemplo, esse efeito é considerável. Por outro lado ele pode ser considerado desprezível no caso do corte de latão.

Essa discussão baseia-se no fato de que a ferramenta está idealmente posicionada em relação à peça. Porém isso nem sempre é o caso. Existem erros rotacionais e vibrações do tipo trepidação, os quais causam um deslocamento relativo entre a ferramenta e a peça e muda o perfil da rugosidade.

No entanto, este deslocamento não afeta diretamente o perfil da rugosidade. Isto porque, o movimento relativo da ferramenta transferido para a superfície da peça é em espiral, enquanto o perfil da rugosidade é medido na direção axial da superfície. Em outras palavras, o perfil da rugosidade é modulado pelo descolamento relativo da ferramenta, de tal forma que cada perfil da ponta reproduzido na superfície pode deslocar-se através do valor amostrado do deslocamento relativo a cada rotação do eixo árvore. O mecanismo de geração da rugosidade na operação de torneamento explicado até aqui é mostrado como um diagrama de bloco na Figura 4.2.

Nesse trabalho, será realizado o estudo da usinagem de aço ferramenta VND usando insertos de cerâmica avançada. Por um lado, a aresta de corte não apresenta a perfeição da aresta de diamante como mostrado na Figura 4.1. Por outro lado, espera-se, pelo uso de um torno de ultraprecisão, evitar os erros decorrentes da máquina como mostrado na Figura 4.2.

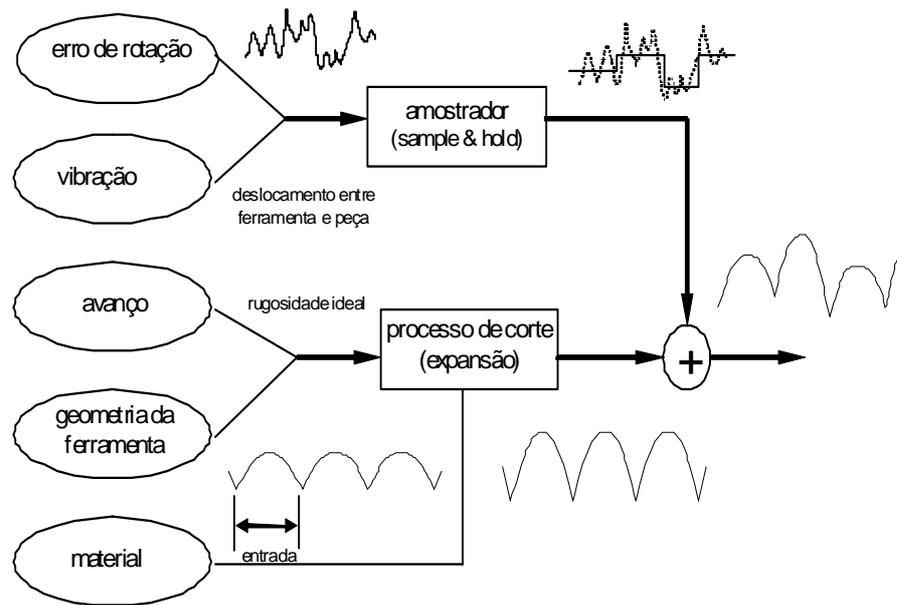


FIGURA 4.2 - Mecanismo de geração da rugosidade superficial.

4.2 – Resultados da caracterização do material

4.2.1 – Resultados do ensaio de dureza

Após a usinagem foi realizado um estudo da dureza em uma das amostras, a amostra escolhida foi a AZ_M10, foi selecionado aleatoriamente somente com o objetivo de identificar se ocorreu aumento de dureza do material nas regiões usinadas os resultados serão apresentados na TABELA 4.1 e na FIGURA 4.3.

TABELA 4.1 - Apresenta a dureza do material após a usinagem.

Dureza em Vickers - Após a Usinagem na Amostra AZM10							
25µm		30µm		40µm		50µm	
Carga kgf/ mm ²	Dureza	Carga kgf/ mm ²	Dureza	Carga kgf/ mm ²	Dureza	Carga kgf/ mm ²	Dureza
200	764	200	812	200	890	200	894
200	784	200	778	200	825	200	858
200	759	200	761	200	859	200	863
200	780	200	824	200	886	200	837
200	760	200	806	200	896	200	826
Média (Vickers)	769,4	Média (Vickers)	796,2	Média (Vickers)	871,2	Média (Vickers)	855,6

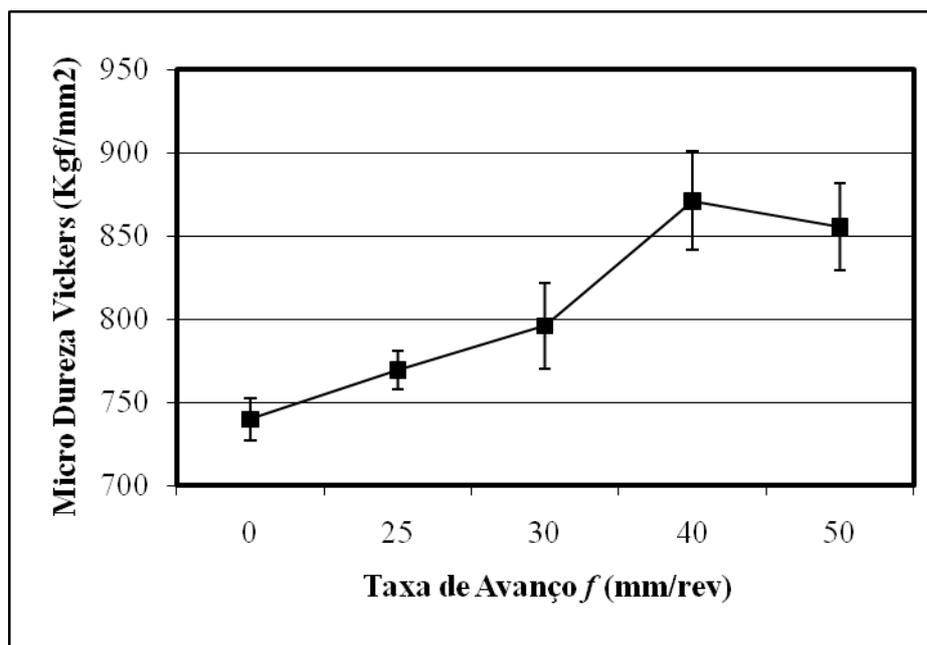


FIGURA 4.3 - Apresenta a variação da dureza do material após a usinagem.

Após a usinagem foi constatado que ocorreu um aumento na dureza no material como mostra na FIGURA 4.3. Portanto, pode-se dizer que ao aumentar os avanços de usinagem a dureza da amostra tende a crescer.

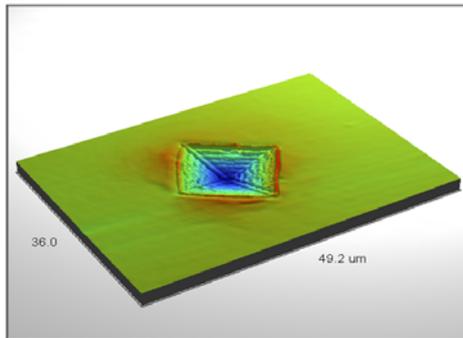
4.2.2 – Resultados da análise das micro endentações

Foram analisados os micros endentações produzidas na amostra pelo ensaio de dureza. O objetivo desta análise é estudar previamente as profundidades críticas de penetração e se esta ocorrendo algum escoamento do material para o Aço VND.

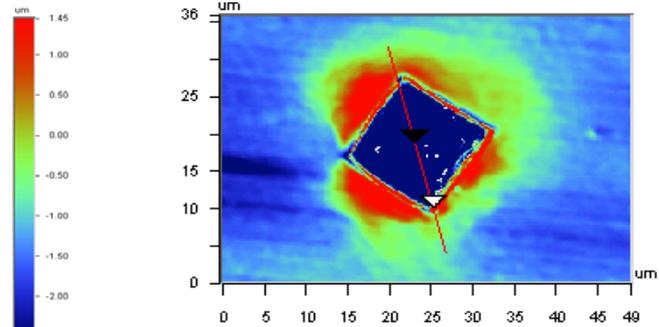
As medições foram realizadas nas endentações com carga de 50g 200g 500g e 1000g, na ordem crescente, primeiramente será apresentando os resultados do material VND “STT” (sem tratamento) e em seguida o material VND “CTT” (com tratamento) realizadas no perfilômetro óptico Wyko – NT1100 (Veeco). Nas figuras abaixo, podem-se analisar as dimensões da pirâmide do indentador conformada na superfície da amostra. Devido aos resultados repetitivos serão apresentados apenas alguns resultados.

A FIGURA 4.4 apresenta resultado da endentação na amostra VND - “STT” realizada com carga de 50g onde é possível visualizar a medida da metade da diagonal da pirâmide

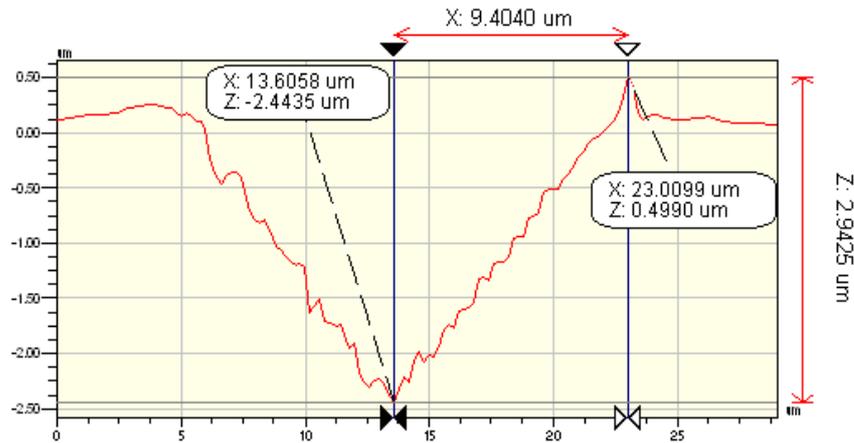
(9,40 μm) e a medição da profundidade da endentação (2,94 μm), ambas representadas no gráfico (c).



(4.4a)



(4.4b)



(4.4c)

FIGURA 4.4 - Diagonal e profundidade do Micro endentação aplicando carga de 50g (STT).

A FIGURA 4.5 apresenta resultado da endentação na amostra VND - “STT” realizada com carga de 1000g onde é possível visualizar a medida da metade da diagonal da pirâmide (42,96 μm) e a medição da profundidade da endentação (11,59 μm), ambas representadas no gráfico (c).

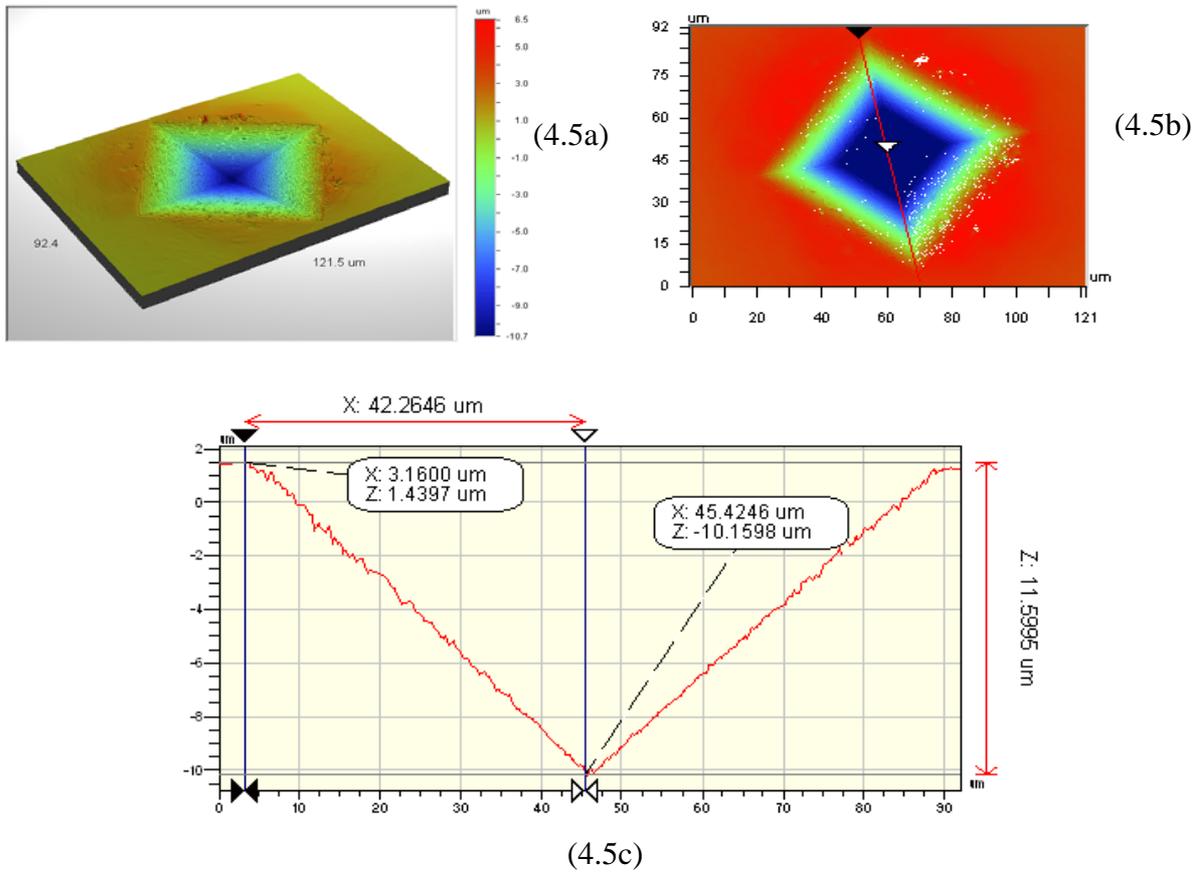
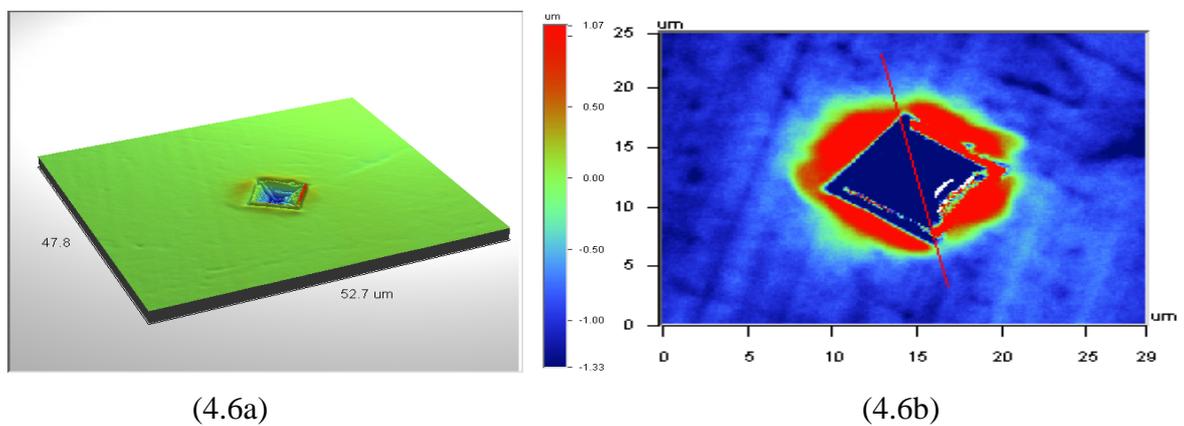
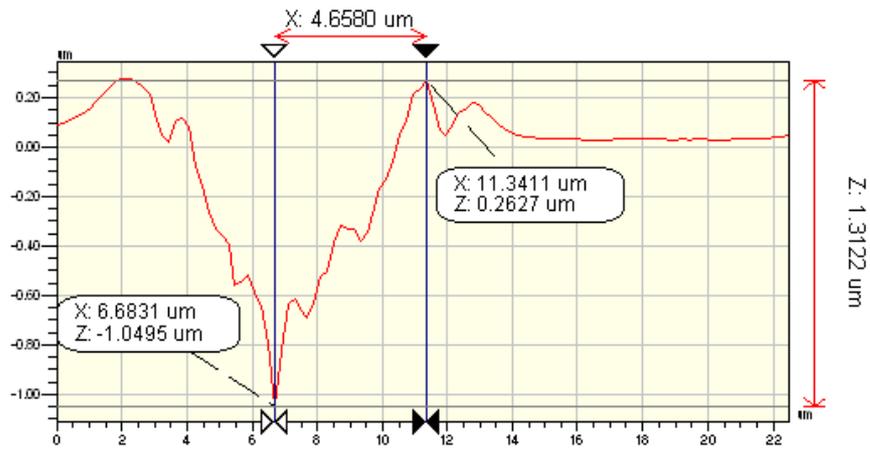


FIGURA 4.5 - Diagonal e profundidade da Micro endentação aplicando carga de 1000g(STT).

A FIGURA 4.6 apresenta resultado da endentação na amostra VND - “CTT” realizada com carga de 50g onde é possível visualizar a medida da metade da diagonal da pirâmide (4,65µm) e a medição da profundidade da endentação (1,31 µm), ambas representadas no gráfico (c).

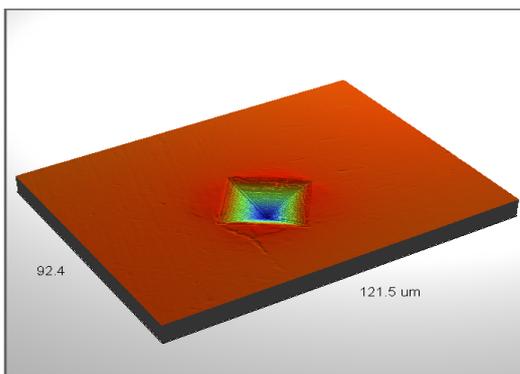




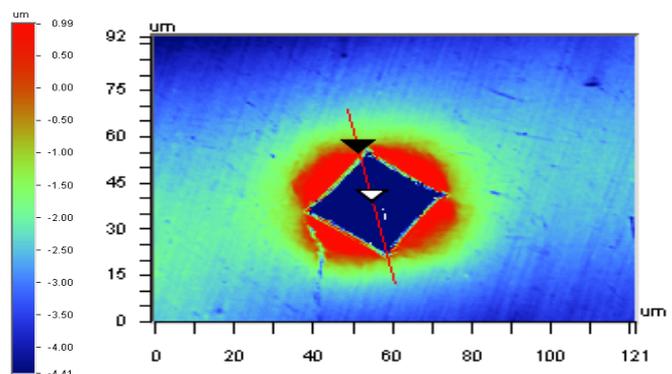
(4.6c)

FIGURA 4.6 - Diagonal e profundidade da Micro endentação aplicando carga de 50g(CTT).

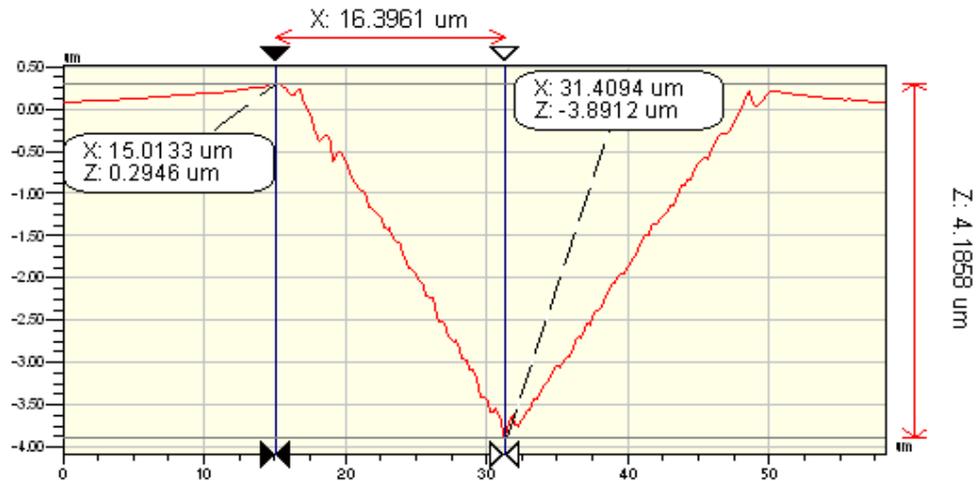
A FIGURA 4.7 apresenta resultado da endentação na amostra VND - “CTT” realizada com carga de 500g onde é possível visualizar a medida da metade da diagonal da pirâmide (16,39µm) e a medição da profundidade da endentação (2,41 µm), ambas representadas no gráfico (c).



(4.7a)



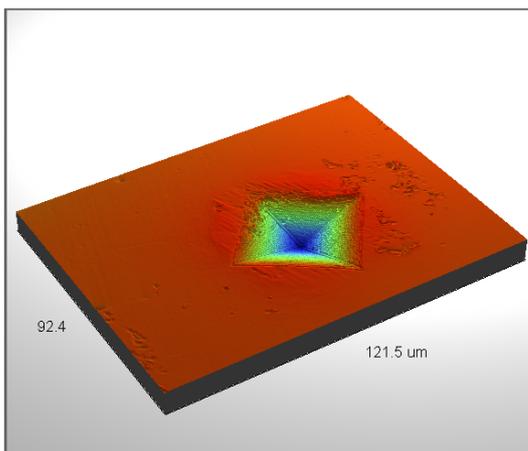
(4.7b)



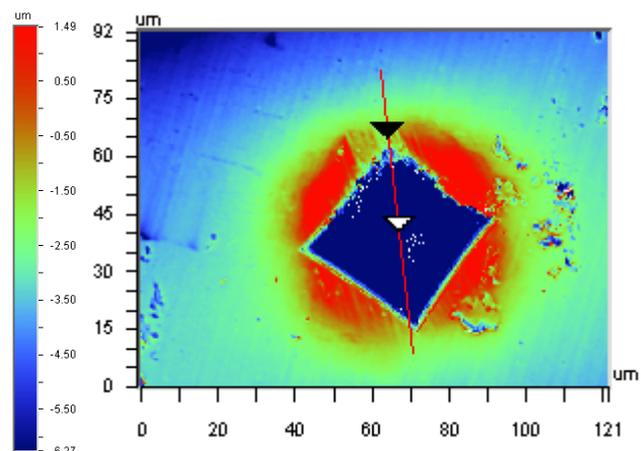
(4.7c)

FIGURA 4.7 - Diagonal e profundidade do Micro endentação aplicando carga de 500g (CTT).

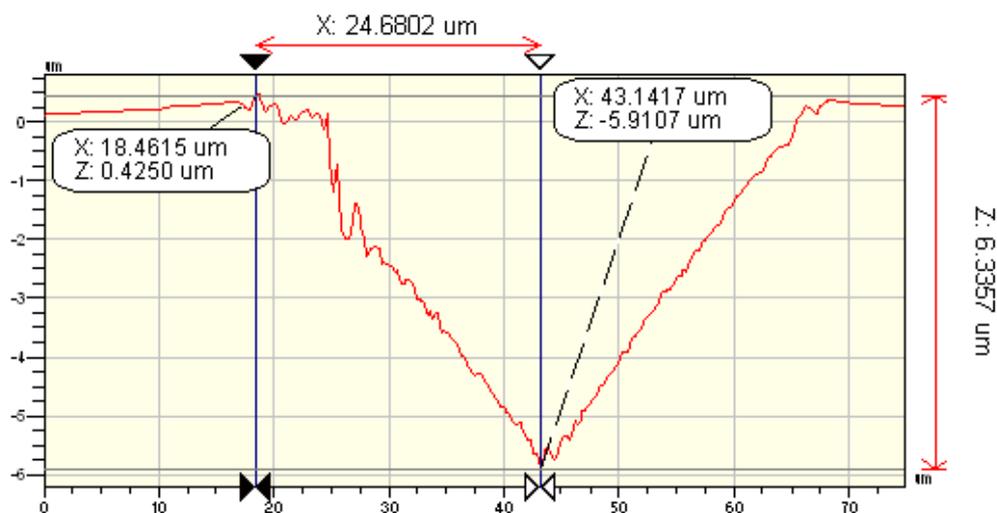
A FIGURA 4.8 apresenta resultado da endentação na amostra “CTT” realizada com carga de 1000g onde é possível visualizar a medida da metade da diagonal da pirâmide (24,68 μ m) e a medição da profundidade da endentação (6,33 μ m)



(4.8a)



(4.8b)



(4.8c)

FIGURA 4.8 - Diagonal e profundidade da Micro endentação aplicando carga de 1000g.

Comparando os resultados apresentados nas FIGURAS 4.4, 4.5, 4.6, 4.7 e 4.8   possível observar a diferença de comportamento do material VND "STT" x "CTT", quando o mesmo é submetido a diferentes tensões, os resultados obtidos na micro endentação são perfeitas e uniforme, ou seja, o material não apresentou danos e os resultados obtidos da diagonal da pirâmide e a medição da profundidade do mesmo não apresentou escoamento do material em suas extremidades. Portanto os resultados obtidos   diferentes tensões, não mostrou nenhum ponto onde o material pudesse ter alguma interferência durante o experimento.

4.3 - Resultados da usinagem de ultraprecisão.

4.3.1 - Análise da superfície da amostra.

Diversas medições de rugosidades foram realizadas para este estudo devendo-se ressaltar que dentre estas foram escolhidas apenas algumas devido à alta repetibilidade dos resultados obtidos. O acabamento das superfícies usinadas foi registrado pelo perfil metro óptico Wyko – NT 1100 (VEECO) e pelo microscópio eletrônico de varredura do Instituto de Química.

É importante lembrar que os quatro primeiros resultados de usinagem (faixas de 1 à 4) foram obtidos utilizando ferramenta com ângulo de saída de -7° tendo por sua vez sua estrutura no estado monoclínico um seja menor tenacidade.

Os resultados das medições em do RA e RT utilizando a ferramenta AZ_M são apresentados nos FIGURA 4.9 e 4.10.

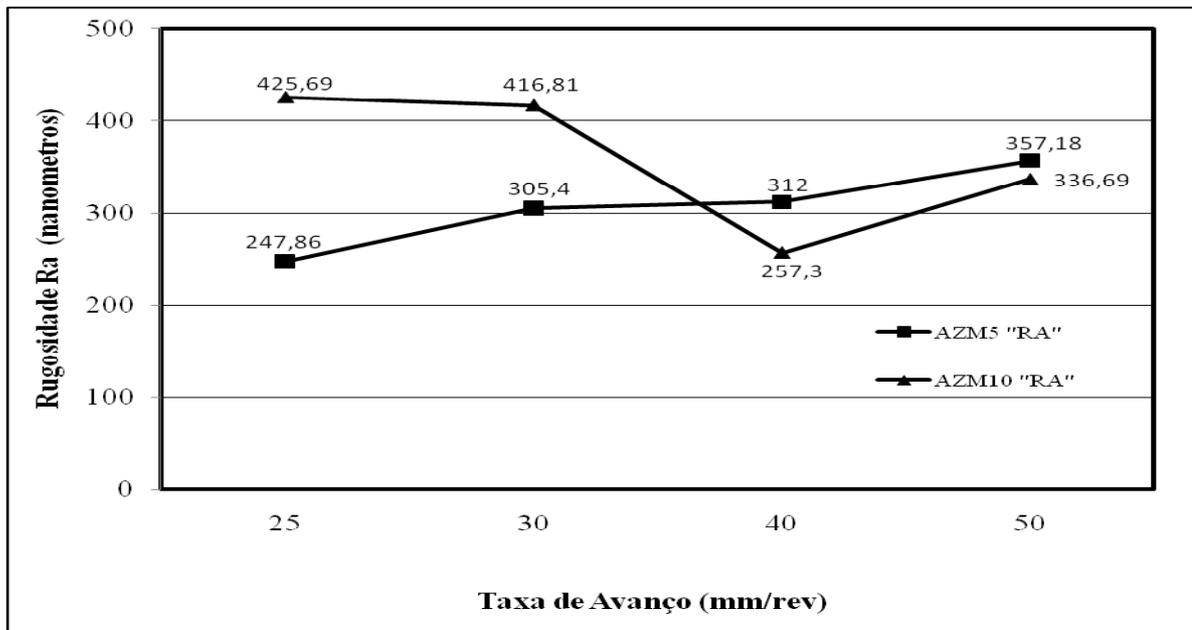


FIGURA 4.9 - Apresenta o resultado do RA das ferramentas AZ_{M5} e AZ_{M10} .

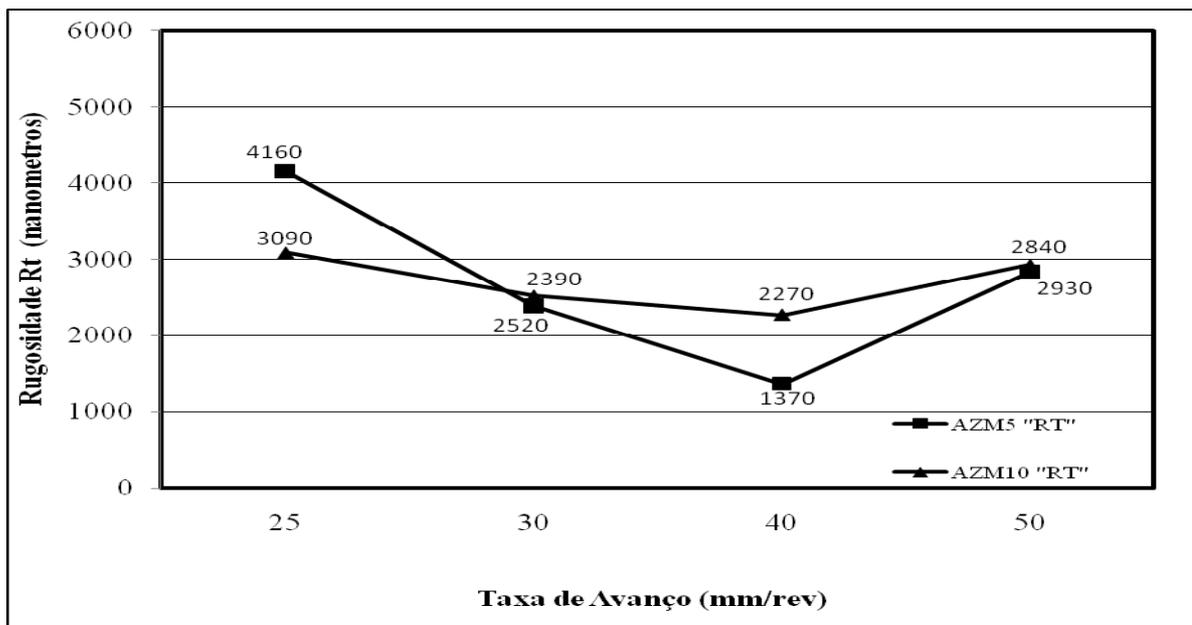


FIGURA 4.10 - Apresenta o resultado do RT das ferramentas AZ_{M5} e AZ_{M10} .

Na figura 4.9 e 4.10 mostram que as ferramentas AZ_{M5} e AZ_{M10} obtiveram a mesma tendência ou seja, ambas tiveram sua melhor condição de usinagem quando foram submetidas ao um avanço de $40\mu\text{m}$.

Em relação ao experimento com as ferramentas AZ_M pode-se destacar o RA e RT em alguns parâmetros estabelecidos durante os testes, portanto será apresentada primeiramente a ferramenta AZ_{M5} que por sua vez obteve um melhor desempenho de corte quando foi submetido ao avanço de $40\mu\text{m}$ como mostra na FIGURA 4.11.

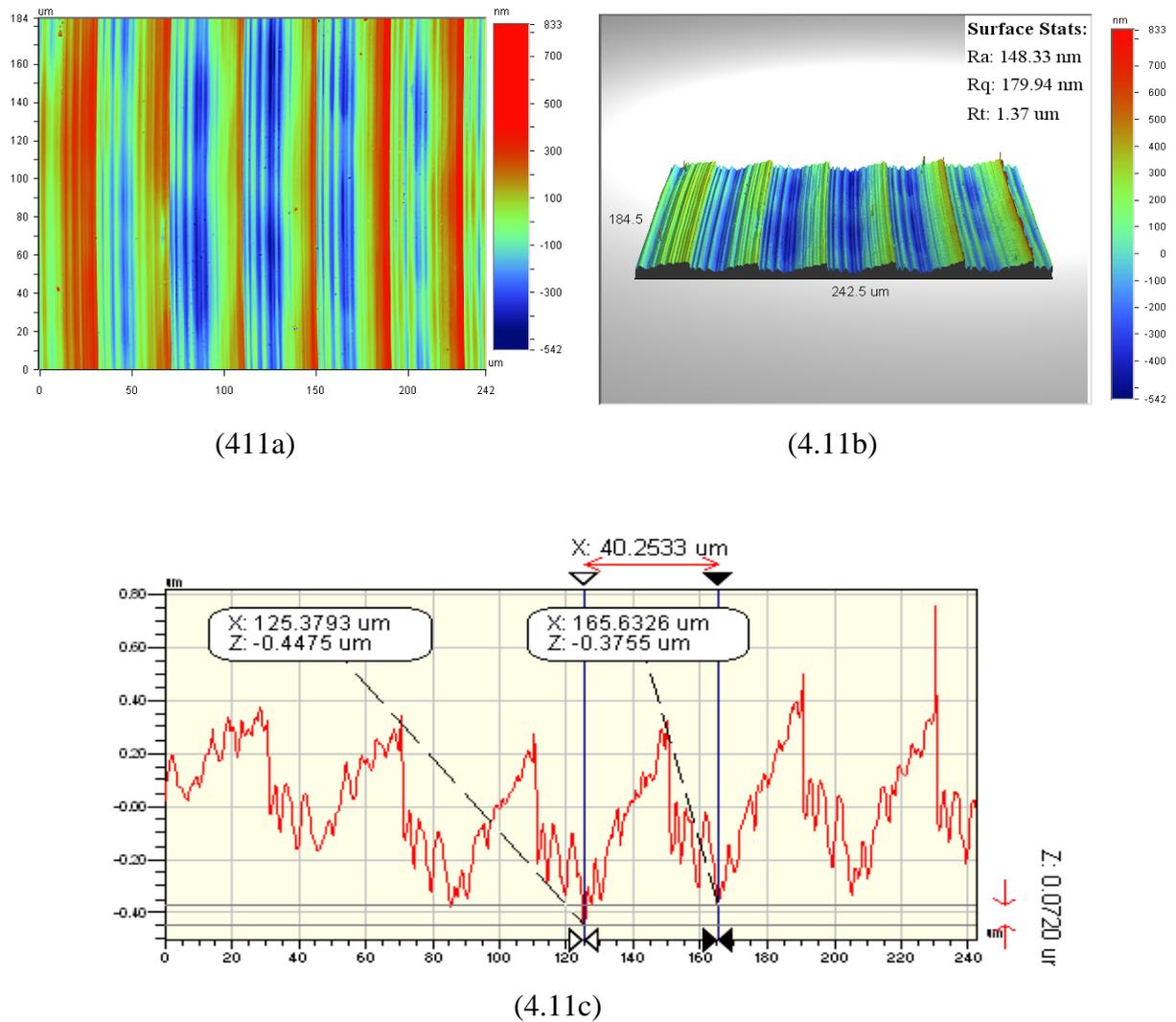
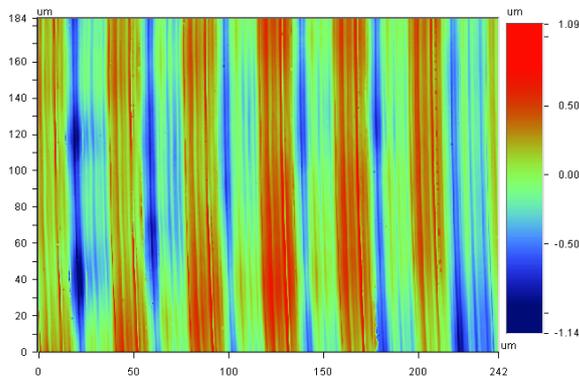
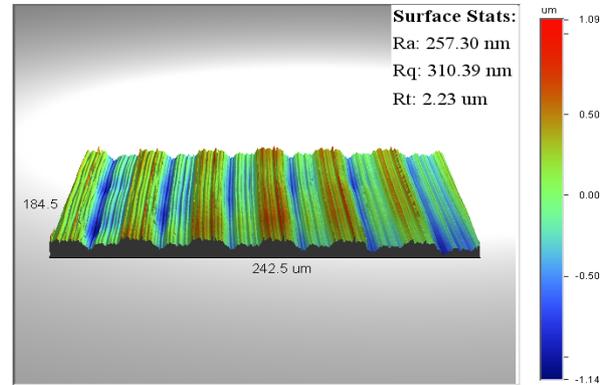


FIGURA 4.11 - Mostra a reprodução do avanço da ferramenta AZ_{M5} .

Em relação a ferramenta AZ_{M10} pode-se dizer que o melhor RA e RT obtido no desempenho de corte do mesmo foi a partir do avanço de $40\mu\text{m}$, isso tudo leva-se ao mesmo fato ocorrido na ferramenta AZ_{M5} como pode ser observado na FIGURA 4.12.



(4.12a)



(4.12b)

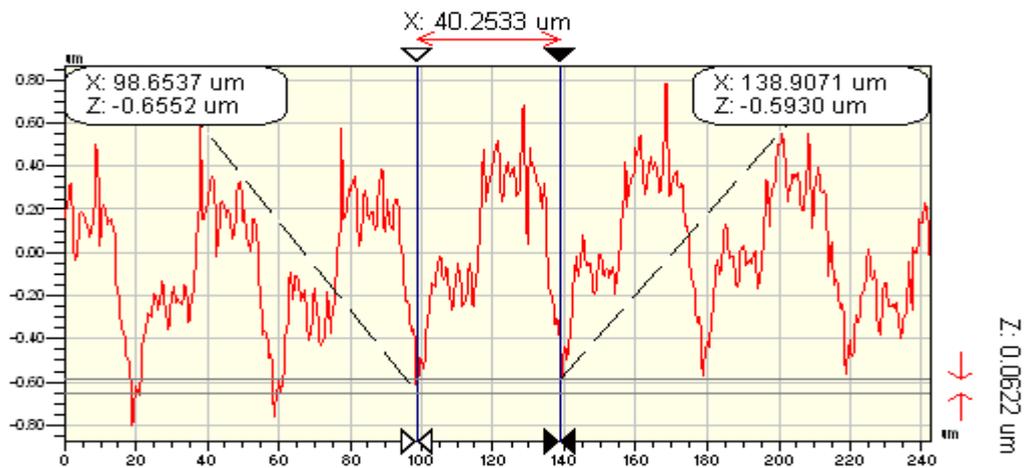


FIGURA 4.12 - Mostra a reprodução do avanço da ferramenta AZ_{M10} .

Portando pode-se concluir que ambas as ferramentas (AZ_{M5} e AZ_{M10}) obtiveram os seus melhores resultados nas condições de usinagem utilizando o avanço de $40\mu\text{m}$, porém o melhor resultado do RA e RT foi da ferramenta AZ_{M5} que gerou RA de ($148,33\text{nm}$) e RT de (1370 nm).

Os resultados das medições em do RA e RT utilizando a ferramenta AZ_T serão apresentados nos FIGURA 4.13 e 4.14.

É importante lembrar que os quatro resultados de usinagem (faixas de 1 à 4) foram obtidos utilizando ferramenta AZ_T com ângulo de saída de -7° e sua estrutura se encontra no estado tetragonal portanto sua tenacidade é maior comparando com a ferramenta de AZ_M .

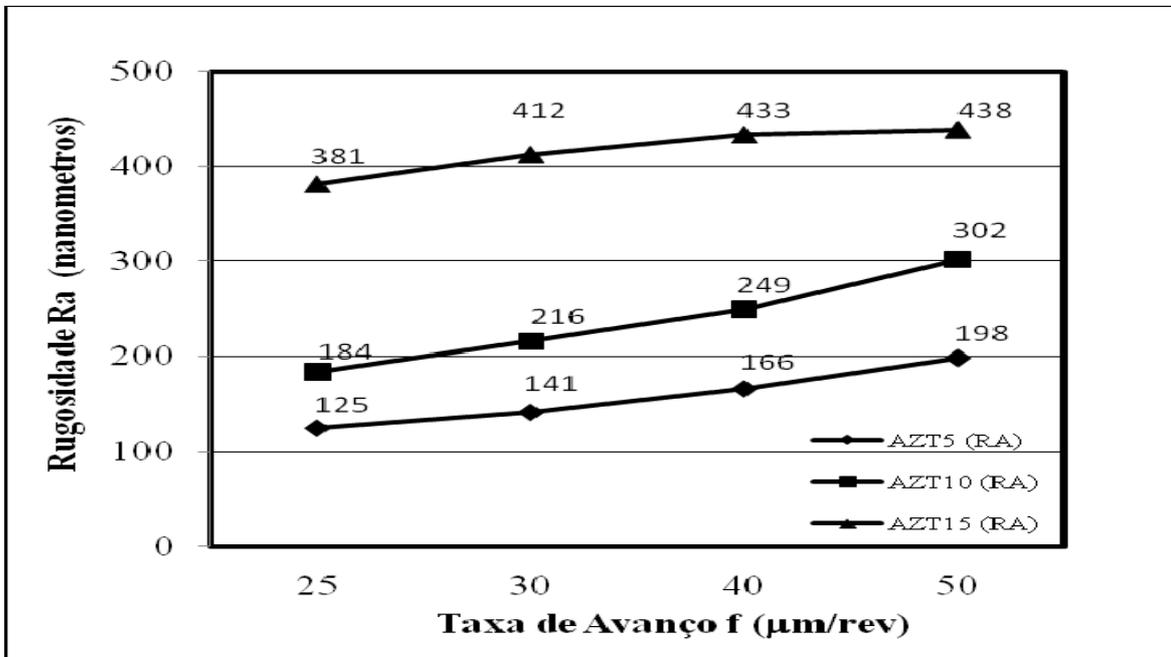


FIGURA 4.13 - Apresenta o resultado do RA das ferramentas AZ_T5 , AZ_T10 e AZ_T15 .

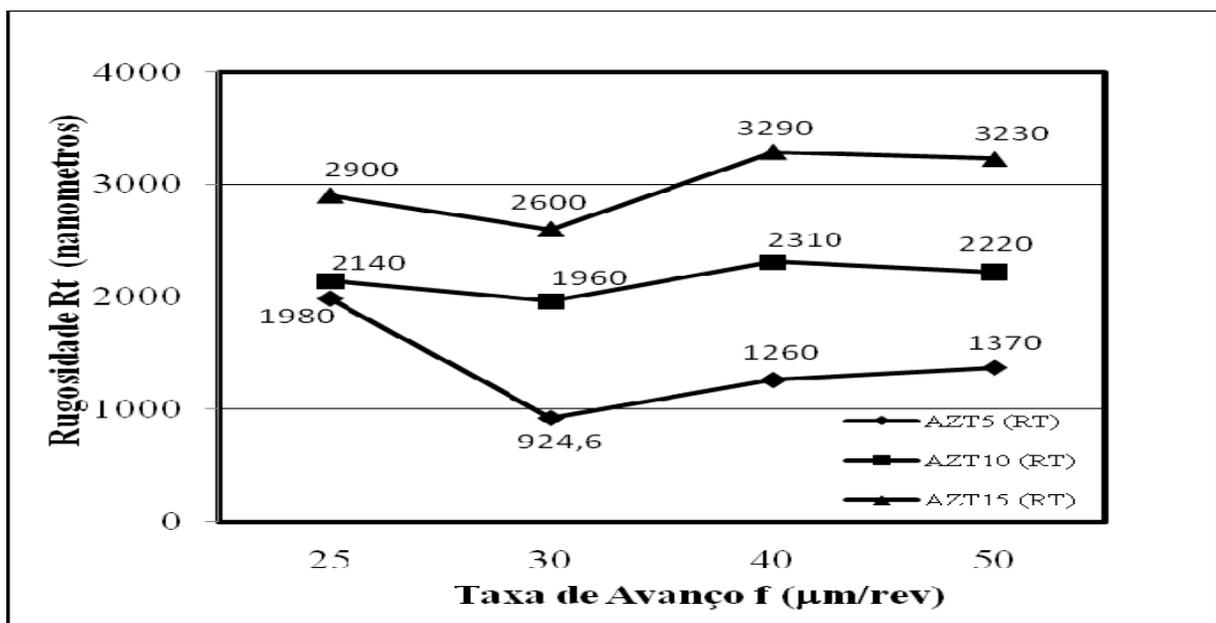
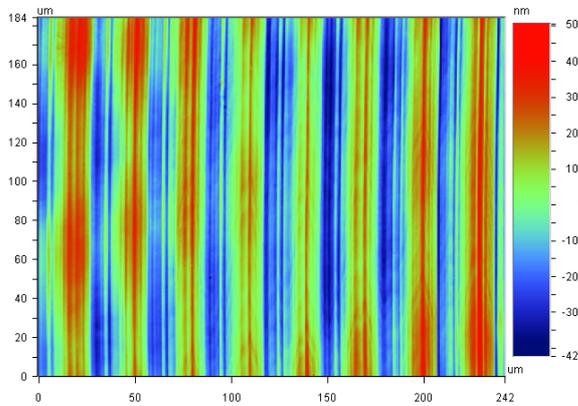


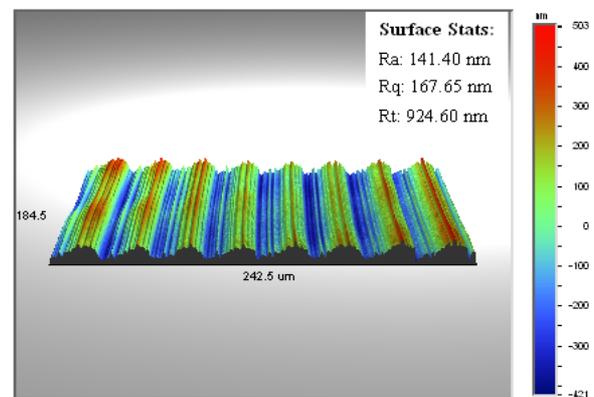
FIGURA 4.14 - Apresenta o resultado do RT das ferramentas AZ_T5 , AZ_T10 e AZ_T15 .

Na figura 4.13 e 4.14 mostram que as ferramentas AZ_{T5} , AZ_{T10} e AZ_{T10} obtiveram a mesma tendência ou seja, ambas tiveram sua melhor condição de usinagem quando foram submetidas ao um avanço de $30\mu\text{m}$, quando foram submetidos a teste com avanço maior que $30\mu\text{m}$ o Ra e o Rt foram aumentando.

Após os testes em relação à ferramenta AZ_{T5} o melhor resultado obtido foi utilizando a condição de usinagem com avanço $30\mu\text{m}$, foi considerada uma usinagem em regime ideal de corte devido sua repetibilidade nos avanços da ferramenta e ao RA e RT obtido neste parâmetro estabelecido, para mostrar com mais clareza serão apresentados os resultados na FIGURA 4.15.



(4.15a)



(4.15b)



(4.15c)

FIGURA 4.15 - Mostra a reprodução do avanço da ferramenta AZ_{T5} .

Ainda analisando esta mesma ferramenta AZ_T5 pode-se dizer que nos avanços de 25µm 40µm e 50µm a usinagem não ficou homogênea a condição que melhor demonstra este perfil irregular é com avanço de 50µm/rev como mostra FIGURA 4.16.

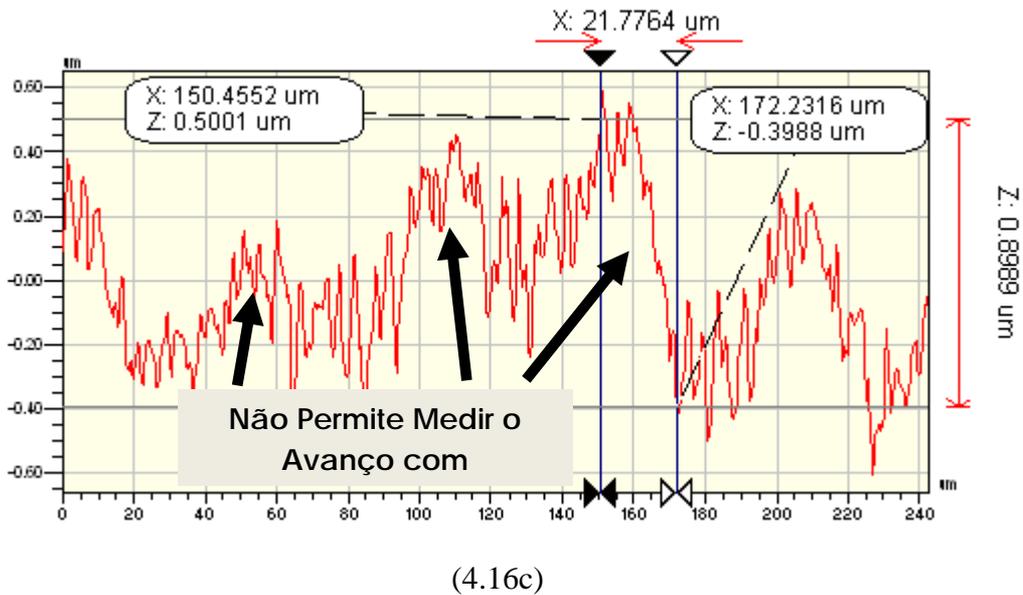
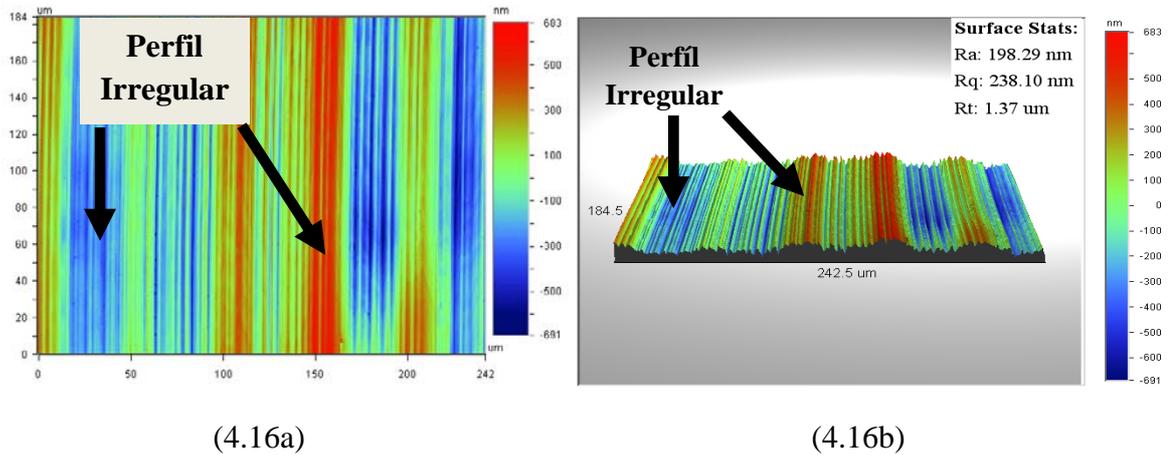
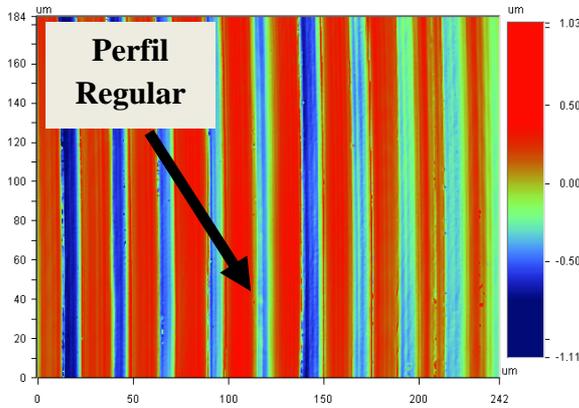


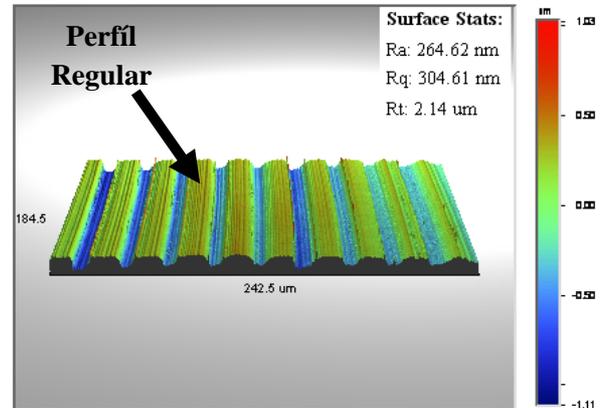
FIGURA 4.16 - Mostra a reprodução irregular da superfície utilizando a ferramenta AZ_T5 na condição 50µm.

Em relação à ferramenta AZT10 pode-se considerar apenas a condição de avanço 25µm / rev como uma usinagem ideal, a repetibilidade dos avanços gerados pela aresta da ferramenta forma uniformemente uma superfície homogênea, e também é importante destacar

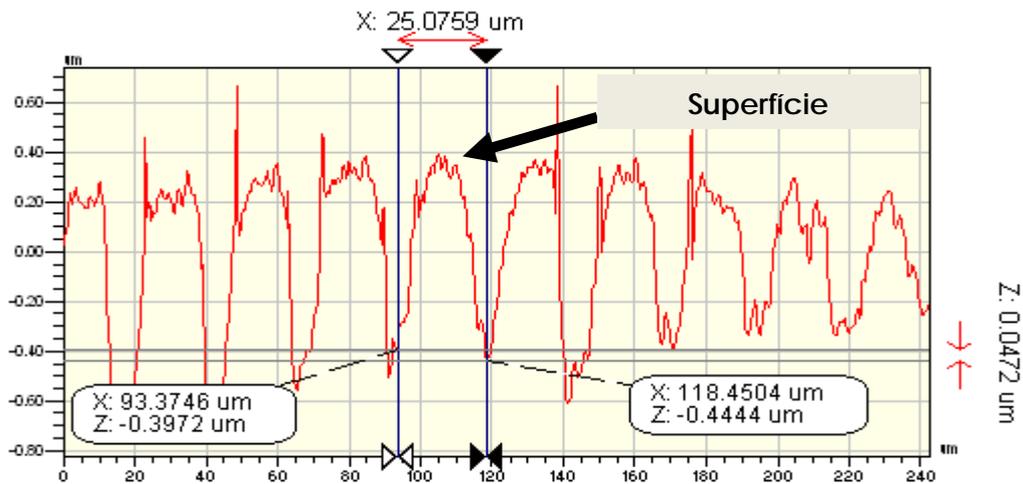
que devido à ausência de vibrações da máquina pode-se atingir este resultado, na FIGURA 4.17 serão apresentados os resultados.



(4.17a)



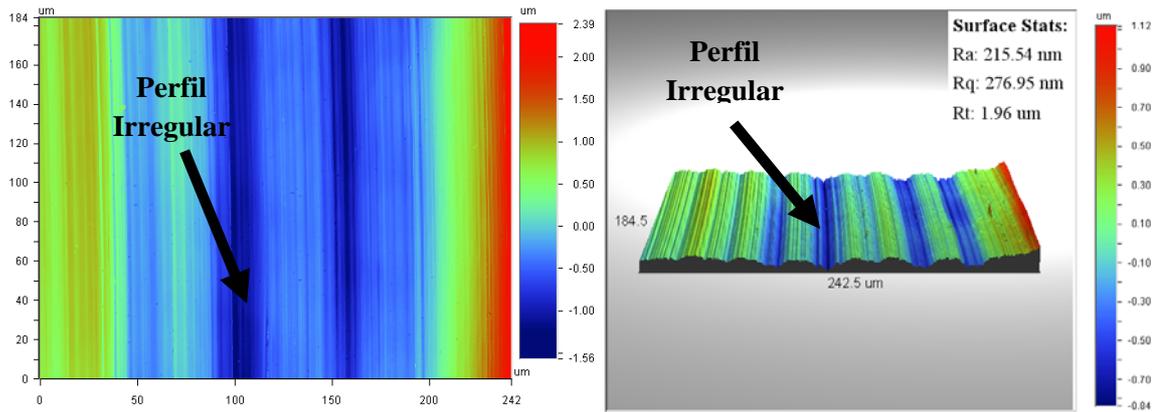
(4.17b)



(4.17c)

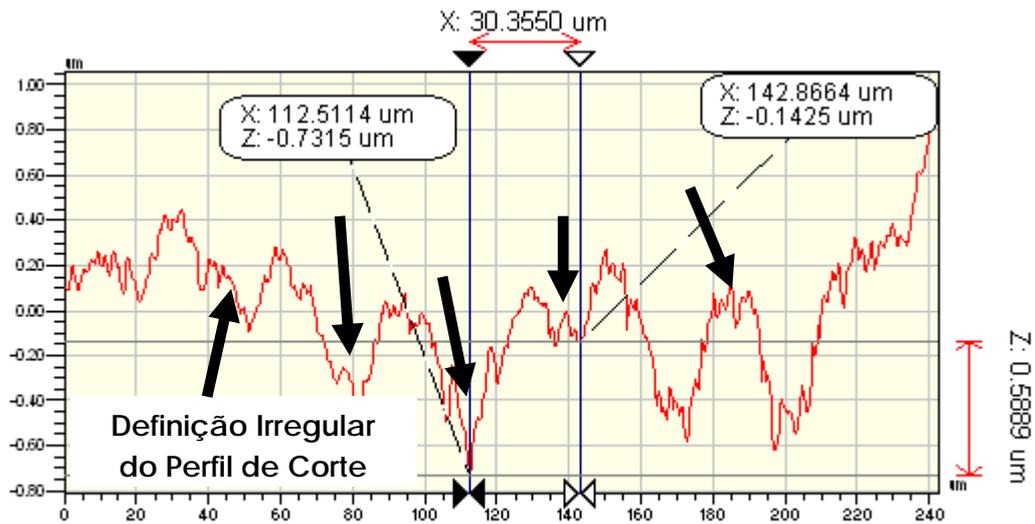
FIGURA 4.17 - Mostra a reprodução do avanço da ferramenta AZ_T10.

È importante destacar que os avanços de 30µm, 40µm e 50µm com a ferramenta AZ_T10 não foram possíveis atingir uma usinagem homogênea como comprovação serão apresentados um dos resultados na FIGURA 4.18. A condição escolhida que mais seja nítida para identificar o erro nesta amostra foi utilizando parâmetro com avanço de 30µm.



(4.18a)

(4.18b)



(4.18c)

FIGURA 4.18 - Mostra a reprodução irregular da superfície utilizando a ferramenta AZ_T10 na condição 30 μ m.

Após a usinagem utilizando a ferramenta com a composição AZ_T15 foi verificado que em todos os avanços submetidos ao teste 25 μ m, 30 μ m, 40 μ m, 50 μ m, obtiveram resultados homogêneo, ou seja, não apresentou deformações em relação à superfície é importante destacar que devido a alta rigidez da máquina fez com que não ocorresse vibrações durante a usinagem em todos os parâmetros estabelecidas na dissertação, os resultados serão apresentados na FIGURA 4.19.

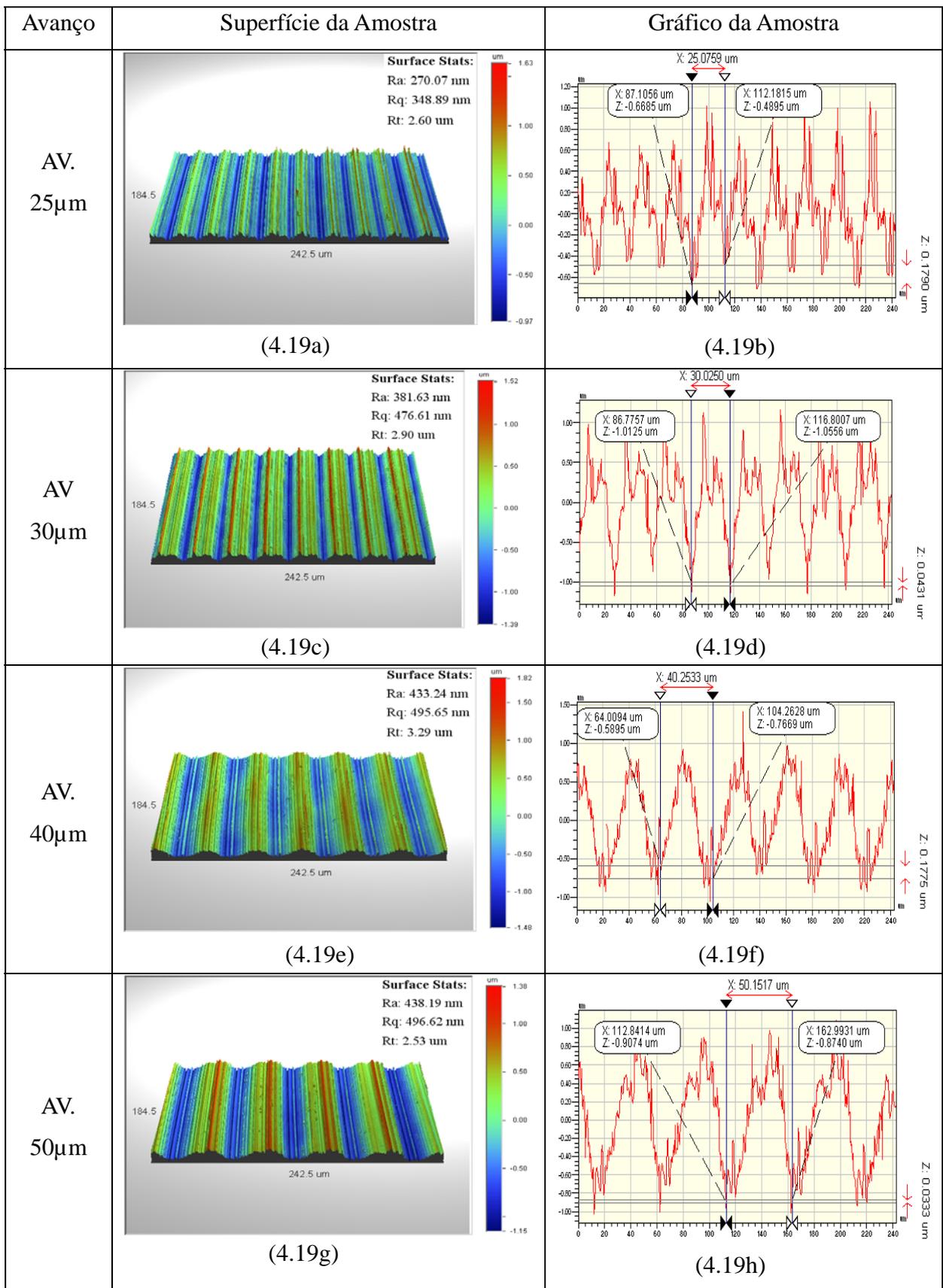


FIGURA 4.19 - Mostra o resultado da usinagem utilizando a ferramenta AZ_T15.

4.4 – Resultados do desgaste da ferramenta.

De acordo com Machado e Silva (2004), em condições normais de corte, os tipos mais comuns do desgaste das ferramentas são do tipo desgaste cratera, desgaste flanco e desgaste entalhe são apresentados na FIGURA 4.20

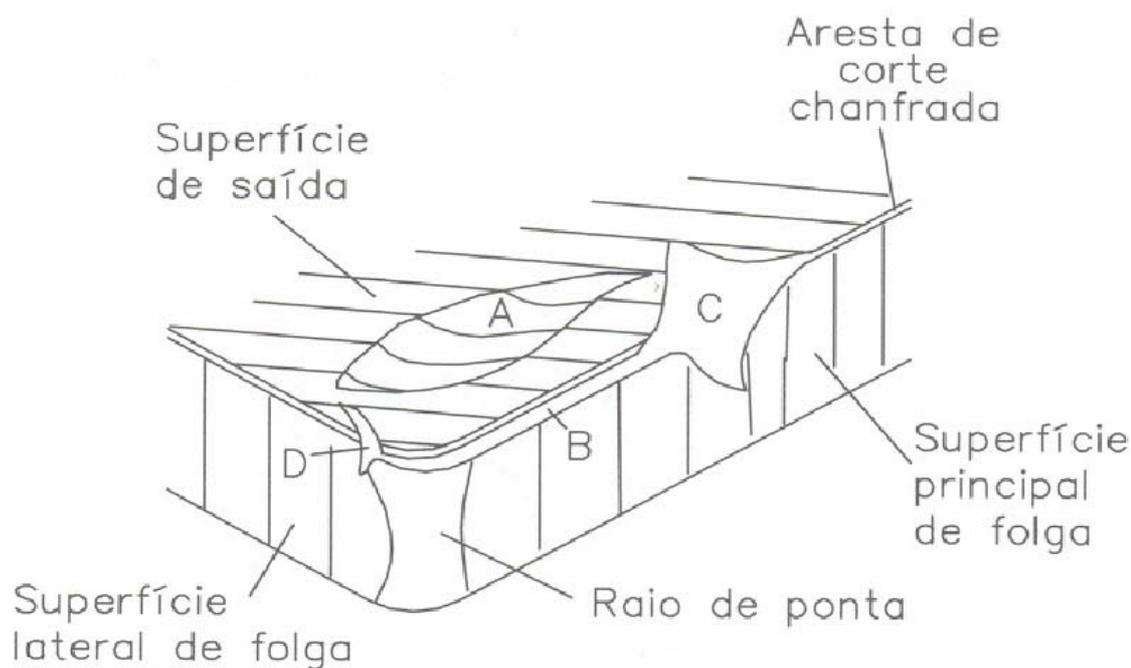


FIGURA 4.20 – Principais desgastes de uma ferramenta de corte.

Fonte: DEARNLEY E TRENT, 1982.

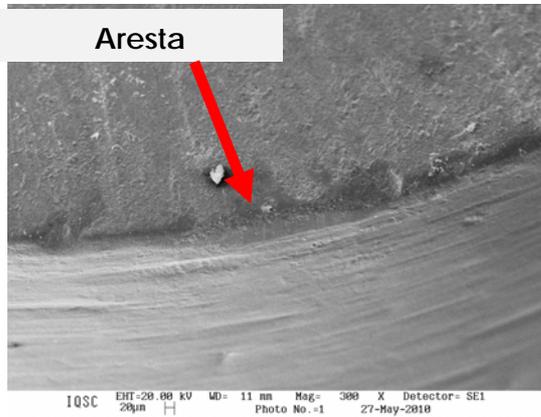
Área A - desgaste de cratera.

Área B - desgaste de flanco.

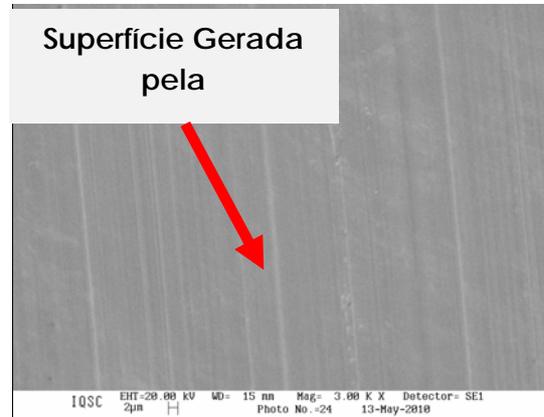
Área C e D- desgaste de entalhe

Serão apresentados na FIGURA 4.21 e 4.22 os resultados do desgaste de cada ferramenta submetida ao teste (AZ_M5 , AZ_M10 , AZ_T5 , AZ_T10 , AZ_T15), racionando-as com a superfície gerada nas amostras. Na FIGURA (4.22a) foi constatado que ocorreu um desgaste do tipo cratera na ferramenta AZ_T5 gerando superfícies irregulares como mostra a FIGURA

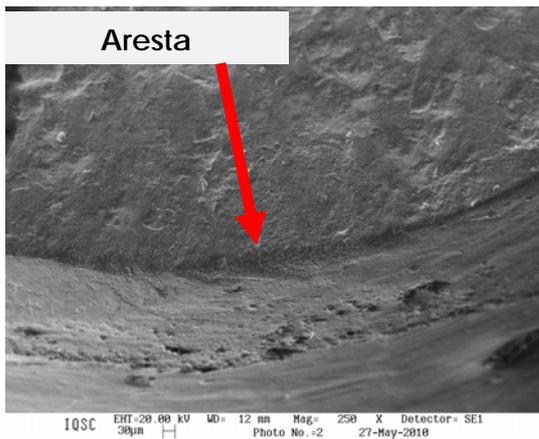
(4.22b). Conseqüentemente, as ferramentas AZ_M5 , AZ_M10 , AZ_T10 , AZ_T15 mesmo sofrendo algum tipo de desgaste não chegou a gerar superfícies irregulares.



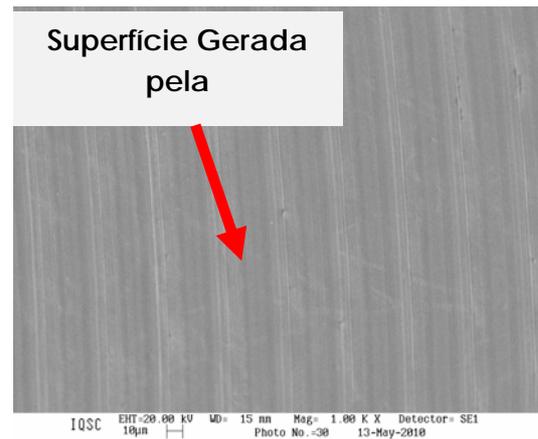
AZ_M5 (4.21a)



AZ_M5 (4.21b)



AZ_M10 (4.21c)

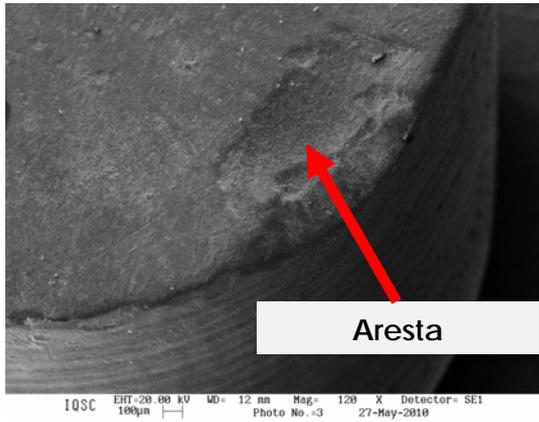


AZ_M10 (4.21d)

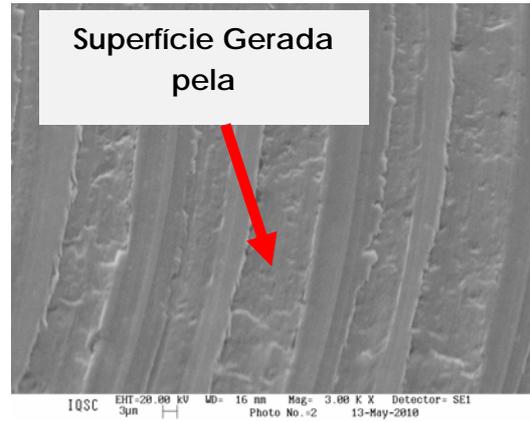
FIGURA 4.21 - Mostra a geração de superfície gerada pela aresta de corte da ferramenta na composição AZ_M .

Portanto pode-se dizer que as ferramentas AZ_M5 (4.21a) e AZ_M10 (4.21c) obtiveram um desgaste do tipo flanco.

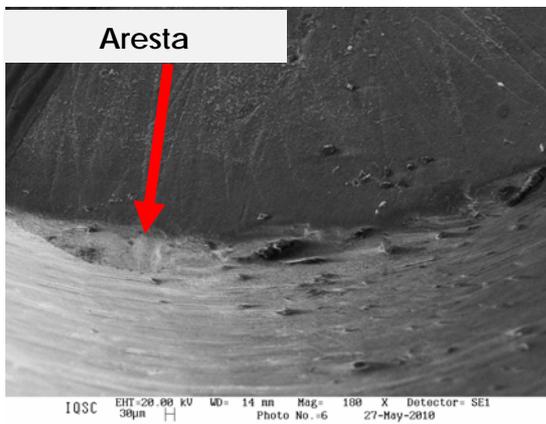
Na FIGURA 4.22 será apresentada a ferramenta com composição AZ_T



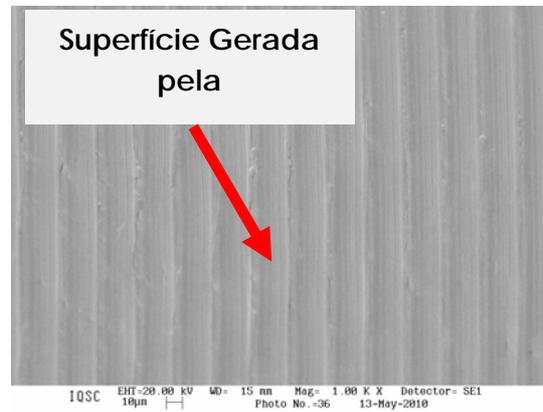
AZ_T5 (4.22a)



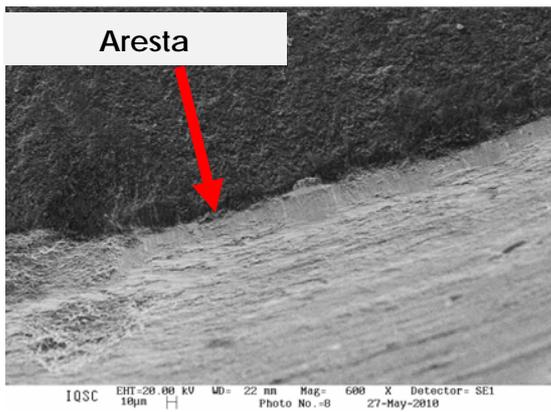
AZ_T5 (4.22b)



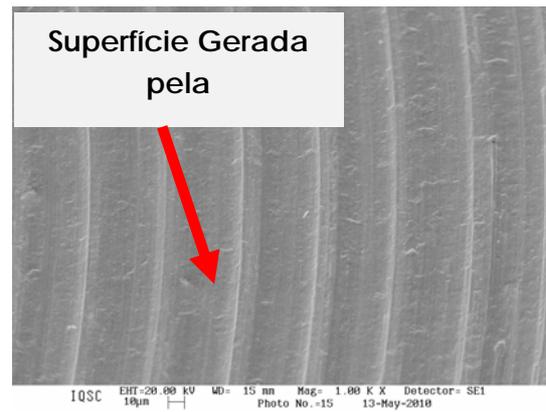
AZ_T10 (4.22c)



AZ_T10 (4.22d)



AZ_T15 (4.22e)

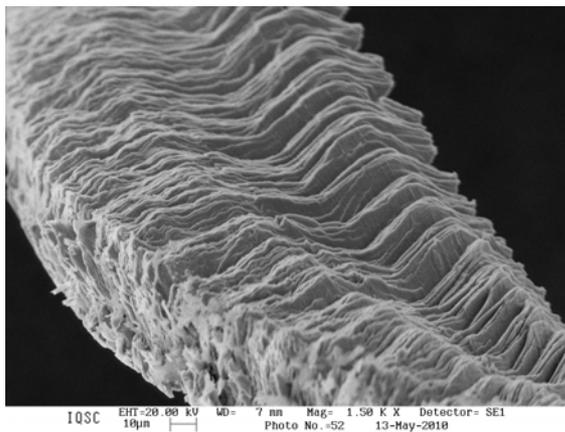


AZ_T15 (4.22f)

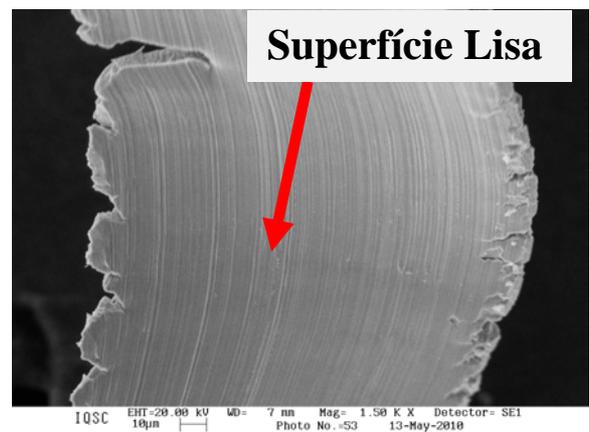
FIGURA 4.22 - Mostra a geração de superfície gerada pela aresta de corte da ferramenta na composição AZ_T.

4.5 – Resultados do cavaco em relação à superfície da amostra.

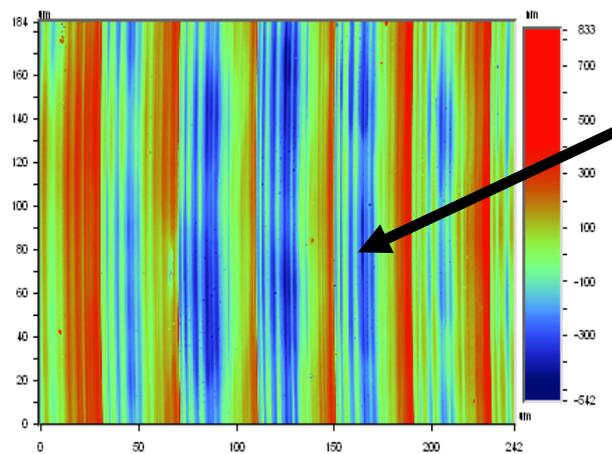
Os resultados do análise dos cavacos utilizando a ferramenta AZ_M ambas tiveram os mesmos resultados. Em relação à ferramenta AZ_{M5} pode-se destacar este fato, ou seja, o mesmo acabamento superficial do cavaco se transportou para superfície da peça gerando uma superfície lisa como mostra a FIGURA 4.23.



AZ_{M5} (4.23a)



AZ_{M5} (4.23b)



AZ_{M5} (4.23c)

FIGURA 4.23 - Mostra interface entre o cavaco e a superfície usinada com ferramenta AZ_{M5} .

Em relação à ferramenta AZ_M10 pode-se dizer que o acabamento na superfície do cavaco se transportou para superfície da peça formando uma superfície lisa como mostra a FIGURA 4.24.

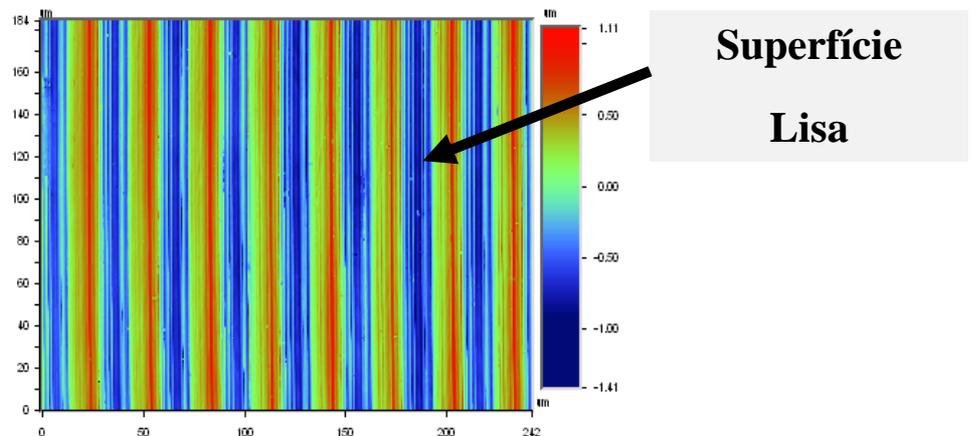
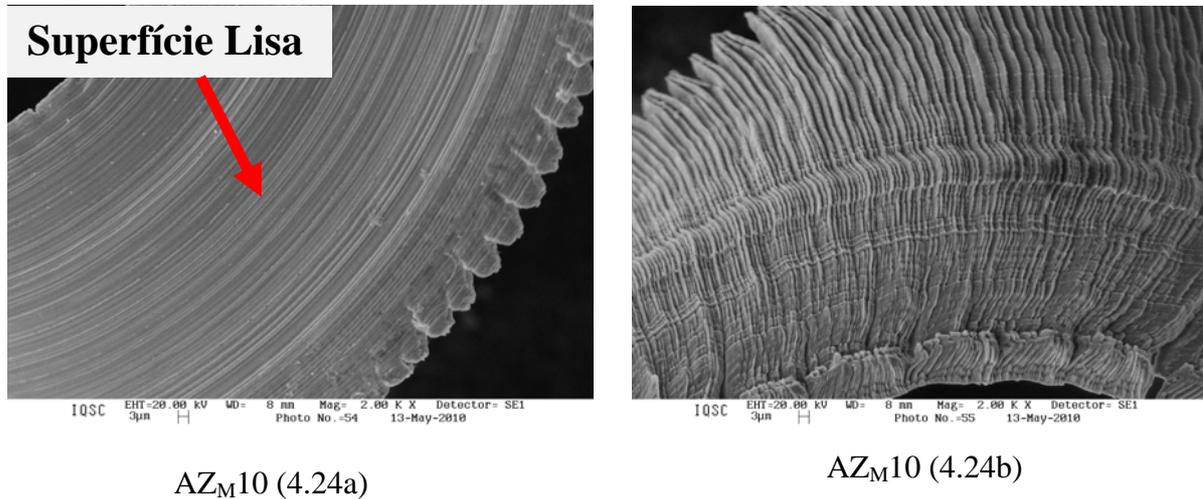
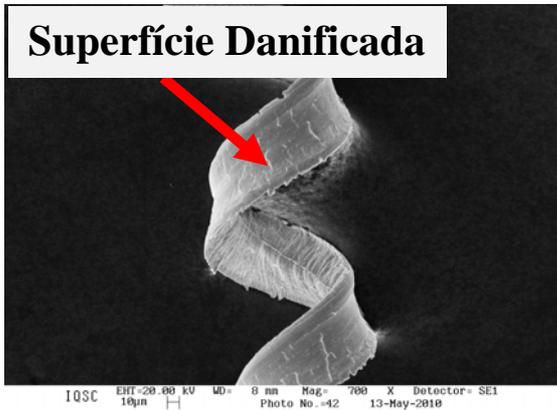


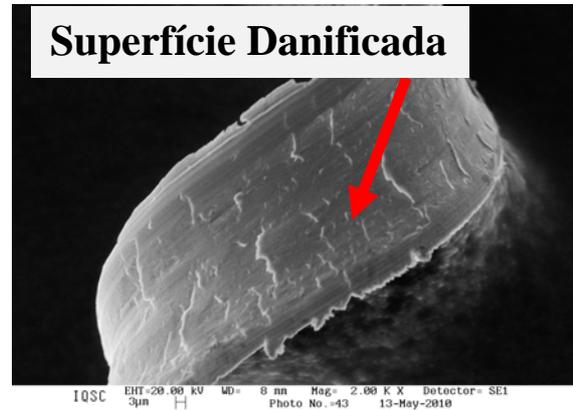
FIGURA 4.24 - Mostra interface entre o cavaco e a superfície usinada com ferramenta AZ_M10 .

Em relação à ferramenta AZ_T serão destacadas as ferramentas AZ_T5 e AZ_T10 devido ter obtivemos diferentes resultados entre os mesmos. Pode-se dizer que o acabamento na superfície do cavaco se transportou para superfície da peça somente na ferramenta AZ_T10

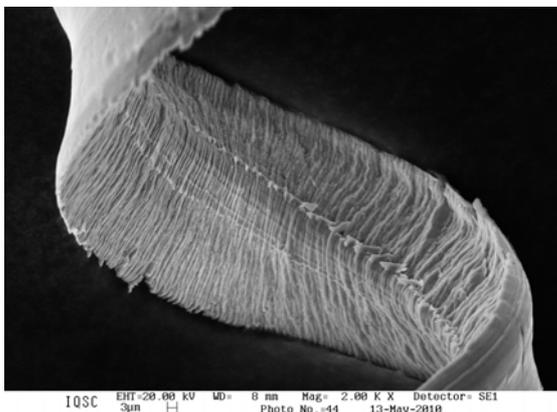
diferente da ferramenta AZ_T5 que gerou escoamento do material na superfície da peça como mostra a FIGURA 4.25.



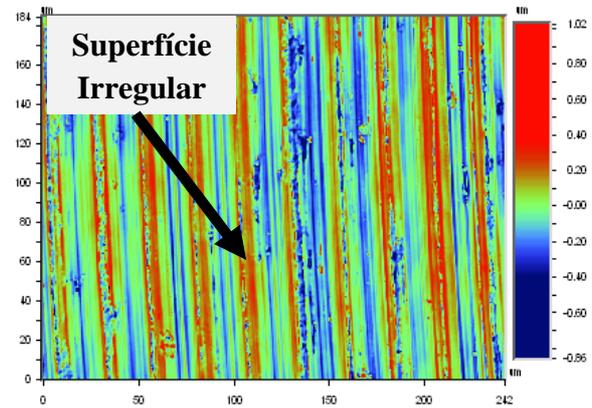
AZ_T5 (4.25a)



AZ_T5 (4.25b)



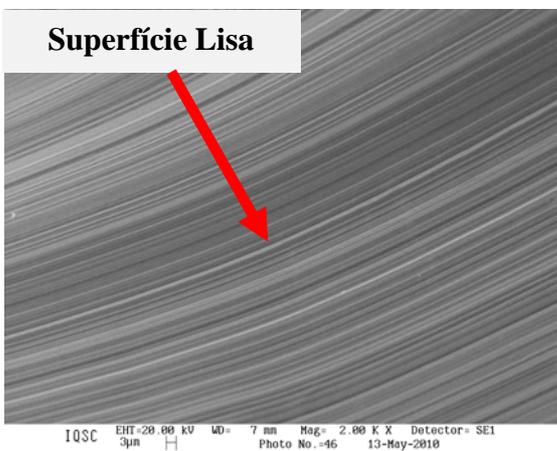
AZ_T5 (4.25c)



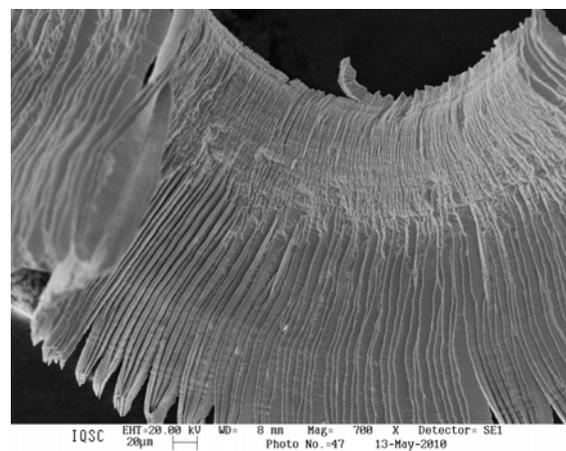
AZ_T5 (4.25d)

FIGURA 4.25 - Mostra interface entre o cavaco e a superfície usinada com ferramenta AZ_T5.

Apresentação da ferramenta AZ_T10 será apresentada na FIGURA 4.26.



AZ_T 10(4.26a)



AZ_T10 (4.26b)

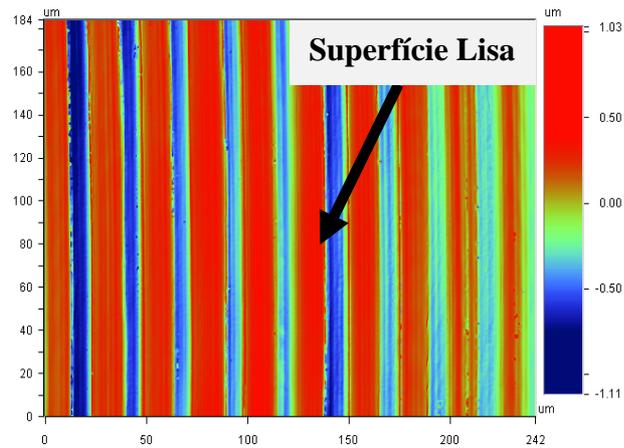
AZ_T10 (4.26c)

FIGURA 4.26 - Mostra interface entre o cavaco e a superfície usinada com ferramenta AZ_T10.

○ acabamento da superfície gerado na amostra usinada com ferramenta AZ_T10 se transportou no acabamento superficial do cavaco como mostram na figura AZ_T 10(4.26a) e AZ_T10 (4.26c).

CAPÍTULO 5

CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

5.1 – Conclusões

Neste trabalho investigou-se a aplicação de ferramentas de compósito cerâmica a base de Al_2O_3 reforçado com Zircônia na usinagem de acabamento em aço VND temperado em um torno de ultraprecisão. Foram testadas diferentes formulações variando o teor de partículas de ZrO_2 em duas situações: monoclinica e tetragonal parcialmente estabilizada com Ytria.

Após a usinagem de aço VND foram realizadas medições da rugosidade através de perfilometria óptica. As superfícies usinadas, os cavacos e as ferramentas foram também avaliados através de microscopia eletrônica de varredura com objetivo de correlacionar os valores de rugosidade obtidos. Além disso, a verificação do desgaste da ferramenta foi realizada. Por fim, microindentação Vickers foi usada para estimar o encruamento da superfície decorrente do efeito da interação ferramenta material em função das condições de usinagem testadas.

As principais conclusões obtidas nesse trabalho estão descritas a seguir:

- Após a usinagem foi constatado que ocorreu um aumento na dureza do material dentro de cada faixa de avanço determinado. Portanto, pode-se dizer que ao aumentar os avanços de usinagem a dureza da amostra tende a crescer. Isso ocorre devido ao encruamento da superfície em contato com a superfície de folga da ferramenta.

- Pode-se concluir que ambas as ferramentas (AZ_{M5} e AZ_{M10}) obtiveram os seus melhores resultados nas condições de usinagem utilizando o avanço de $40\mu m$, porém o melhor resultado do RA e RT foi da ferramenta AZ_{M5} que gerou RA de (148,33nm) e RT de (1370 nm).

- Após os testes, em relação à ferramenta AZ_T5, concluir-se que o melhor resultado obtido foi na condição de usinagem com avanço 30µm. Observou-se também, que o perfil da aresta da ferramenta obteve uma replicação com boa fidelidade na superfície da peça a cada intervalo de avanço. O mesmo comportamento pôde ser observado para ferramenta AZ_T10 com a condição de avanço 25µm/revolução.

- Após a usinagem com a ferramenta AZ_T15 observou-se que para todos os avanços usados apresentaram boa replicação do perfil da aresta de corte na superfície da peça.

- Com relação ao desgaste das ferramentas observou-se que somente houve um desgaste de cratera na ferramenta AZ_T5.

- As análises dos cavacos mostraram que a rugosidade da superfície que entra em contato com a superfície da peça assemelha-se com a rugosidade da ranhura formada pelo avanço da ferramenta.

-O torneamento do aço VND usado com a ferramenta de cerâmica mostrou-se uma opção viável à produção de superfícies em termos de qualidade, devido à alta dureza deste material (aproximadamente 700HV).

-Verificou-se neste trabalho que para obtenção de uma superfície de aço VND sem danos e com acabamentos da ordem de 150 nm, a profundidade e avanço não devem ser superiores a 10µm e 30µm/revolução, respectivamente, sendo assim, deve se utilizar uma ferramenta de cerâmica com ângulo de saída de -7° (ângulo de cunha de 90°) e uma máquina-ferramenta de alta precisão se tornando uma alternativa viável para usinagem de aços endurecidos (VND).

5.2 - Sugestões para trabalhos futuros

Estudar os formatos de cavaco na usinagem de ultraprecisão utilizando ferramenta cerâmica avançada.

Analisar a influência da temperatura no acabamento superficial durante a usinagem de ultraprecisão utilizando ferramentas de cerâmica avançada.

Estudar novas técnicas para confeccionar ferramentas de cerâmica avançada para usinagem de ultraprecisão (estrutura e geometria da ferramenta).

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABRÃO, A. M. E ASPINWALL, D. K. The surface integrity of turned and ground hardened bearing steel. *Wear*, v. 196, p. 279 – 284, 1986.

ABRÃO, A. M.; ASPINWALL, D. K.; WISE, M. L. H. Tool wear, cutting forces and temperature evaluation when turning hardened bearing steel using PCBN and ceramic materials. *Proceeding of the Thirty-First International Matador Conference, Manchester*, p. 209-16, 1995.

ABRÃO, A. M.; ASPINWALL, D. K.; NG, E.-G. Temperature evaluation when machining hardened hot work die steel using PCBN tooling. *Industrial Diamond Review*, v. 56, n. 2, p. 40-44, 1996.

AI, X; LI Z.Q.; DENG, J.X. Development and perspective of advanced ceramic cutting tool materials. *Key Eng Mater.*108–110:53–66, 1995.

ANAPPARA, A. A.; GHOSH, S. K.; WARRIER, P. R. S; WARRIER, K. G. K.; WUNDERLICH, W. Impedence spectral studies of sol–gel alumina–silver nanocomposites, *Acta Mater.* 51: 3511–3519, 2003.

ANNÉ, G.; PUT, S.; VANMEENSEL, K.; JIANG, D.; VLEUGELS, J.; BIEST, O. V. D. Hard, tough and strong ZrO₂-WC composites from nanosized powders. *Journal of the European Ceramic Society* 25: 55-63, 2005.

ANTOU, G., MONTAVON, G., HLAWKA, F., et al. “Microstructures of partially stabilized zirconia manufactured via hybrid plasma spray process”, *Ceramics International*, v. 31 pp. 611- 619, 2005.

ASHKEROV, Y.; MINAYEV, A. I, Standing for diamond turning of aspherical optical surfaces, v 55, n. 5, p. 319-321, 1988.

ASLAN, E.; CAMUS, N.; BIRGÖREN, B. Mater. Des. 28. 1618–1622, 2007.

BAE, S. I.; BAIK, S. Critical concentration of MgO for the prevention of abnormal grain growth in alumina. Journal American Ceramic Society, v.77,n.10, p.2499-2504, 1994.

BALDONI, J.G.; WAYNE, S.F.; BULJAN, S.T. Cutting tool materials: mechanical properties–wear-resistance relationships. ASLE Trans 29:347–352, 1986.

BARRY, J.; BYRNE, G. Cutting tool wear in the machining of hardened steels, Part I: Alumina/TiC cutting tool wear, Wear 247. 139– 151, 2001.

BENJAMIN, R.; ULPH, E. Diamond turning of infrared optics. *Spie Contemporary Methods of Optical Fabrication*, v.306, p.136-140, 1981.

BIEST , O. V. D; VLEUGELS, J. Key Eng. Mater. 206–213, 955–960, 2002.

BIKRAMJIT BASU, J.; VLEUGELS B.; OMER V. D.; BIEST, Development of ZrO₂ - ZrB₂ composites. Journal of Alloys and Compounds 334: 200-204, 2002.

BIKRAMJIT BASU, J.; VLEUGELS B.; OMER V. D.; BIEST, ZrO₂-Al₂O₃ composites with tailored toughness. Journal of Alloys and Compounds 372: 278-284, 2004.

BIKRAMJIT BASU, J.; VLEUGELS B.; OMER V. D. BIEST, Processing and mechanical properties of ZrO₂-TiB₂ composites. Journal of the European Ceramic Society 25: 3629-3637, 2005.

BILLMAN, E. R.; MEHROTRA, P. K.; SHUSTER, A. F.; BEEGHLY, C.W. Machining with Al₂O₃–SiC–whisker cutting tools, Am. Ceram. Soc. Bull. 67. 1016–1019, 1998.

BOEHS, L.; Resultados atraentes com ferramentas cerâmicas. *Máquinas e Metais*, p.24-7, 1987.

BORDUI, D. Hard-part machining with ceramic inserts. *Ceramic Bulletin*, v. 67, No. 6, p. 298 – 304, 1988.

BRANDT, G. Ceramic cutting tools, state of the art and development trends. *Mater Technol* 14:17–22, 1999.

BRESSIANI, J. C. & BRESSIANI, A. H. A. Cerâmicas a base de zircônia. *INFORMATIVO INT*, V.20, N.41, P.24-27, 1988.

BRYAN, J.B. International status of thermal error research. *Annals of the Cirp*, v.42, n.2, p.203-216, 1968.

BRYAN, J.B. Design and construction of an ultra precision 84in. diamond turning machine. *Precision Engineering*, v.1, n.1, p.13-17, 1979.

BULJAN, S.T.; WAYNE S.F. Silicon nitride-based composites. *Composites* 18:99–106, 1987.

BULJAN, S.T.; WAYNE, S.F. Wear and design of ceramic cutting tool materials. *Wear* 133:309–321, 1989.

CALLISTER, W. *Materials Science and Engineering*. John Wiley & sons, Inc., 4 edition. New York - USA - 1997.

CALLISTER JR, W.D. *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução*, trad. Sérgio M. S. Soares, 5ª edição, Rio de Janeiro, LTC, 2000.

CALLISTER, W. D. J. “*Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução*”. LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S.A.; 5ª edição, Rio de Janeiro, 2002.

CHEVALIER, J, "What future for zirconia as a biomaterial ?", *Biomaterials*, v. 27, pp. 535-543. 2006.

COROMANT, S. "Modern Metal Cutting - a Practical Handbook", Tofters Tryckeri AB, Sweden, 1994.

COSTA, D. D. Análise dos parâmetros de torneamento de aços endurecidos. 1993. 110p.

CUMBRERA, F.L.; SANCHEZ-BAJO, F.; FERNANDEZ, R., et AL. "Microstructure Effects in the X-ray Powder Diffraction Profile of 9 mol% Mg-PSZ", *Journal of the European Ceramic Society*, v. 18, pp. 2247-2252, 1998.

DAGUANO, J. K. M. F.; TEIXEIRA, L. H. P.; SANTOS, C.; KOIZUMI, M. H.; ELIAS, C. N. O composto $ZrO_2-Al_2O_3$ para aplicação como implante odontológico. *Matéria* (Rio J.) vol.11 no.4 Rio de Janeiro Oct./Dec. 2006.

DAI, Z.; WANG, M.; XUE, Q. Introduction to tribothermodynamics. National Defence Industry Press, Beijing, 2002.

DEARNLEY, P.A & TRENT, E.M. Wear mechanisms of coated carbide tools *Metals Technol.* 9: 60-75, 1982.

DENRY, I., KELLY, J.R.. "State of the art of zirconia for dental applications", *Journal of Dental Material*, v. 24, pp. 299-307, 2007.

DINIZ, A. E., MARCONDES, F. C., COPPINI, N. L. "Tecnologia da Usinagem dos Metais", Artliber, São Paulo, 2000.

DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L. Tecnologia da usinagem dos materiais. Artiber, São Paulo, 1999.

DONGTAO JIANG, JEF VLEUGELS, OMER VAN DER BIEST, ZrO₂-WC nanocomposites with superior properties. *Journal of the European Ceramic Society* 27: 1247-1251, 2007.

DUDUCH, J. G, Some critical aspects of machine design and performance for the machining of brittle materials, Thesis (PhD) – Cranfield Institute of Technology, School of Industrial and Manufacturing Science, p. 168, 1993.

DUTTA, A.K.; NARASIAH, N.; CHATTOPADHYA, A.B.; RAY, K.K. Influence of microstructure on wear resistance parameter of ceramic cutting tools, *Mater. Manuf. Process* 17: 651–670, 2002.

ESQUIVIAS, L.; BARRERA, S. C.; PINERO, M., et al.. “Short-range order of yttria doped zirconia powders studied by X-ray absorption (II)”, *Journal of Alloys and Compounds*, v. 239, pp. 71-76. 79, 1996.

EZUGWU, E. O.; WALLBANK, J. Manufacture and properties of ceramic cuttingtools: a review, *Materials Science and Technology*, v. 3, p. 881-890, 1987.

FERNANDEZ, R., CASELLAS, D., CUMBRERA, F.L., et al., 1998, “Phase assemblage effects on the fracture and fatigue characteristics of magnésia-partially stabilized zirconia”, *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, v. 16, pp. 291-301.

FERRARESI, D. Fundamentos da usinagem dos metais. 9^a.ed. Editora Edgard, v.1,Blücher Ltda, São Paulo, 1977.

FERRARESI, D. "Fundamentos da usinagem dos metais", Editora Edgard Blücher, São Paulo, 1970.

FORTULAN, C.A.; SOUZA, D.M.P.F. de Caracterização microestrutural do compósito alumina-zircônia obtido por conformação coloidal. In: 42º Congresso Brasileiro de Cerâmica. Poços de Caldas, In: Anais, 1998.

FORTULAN, C.A.; SOUZA, D.P.F.DE. A evolução microestrutural do compósito de Al₂O₃-ZrO₂ e sua correlação com a condutividade elétrica. In: 1º Simpósio Brasileiro de estruturologia, Belo Horizonte, 1998.

FORTULAN, C.A.; SOUZA, D.P.F.DE A influência dos processos de conformação coloidal e de prensagem isostática na microestrutura de compósitos de Al₂O₃-ZrO₂, In: Anais do 13º CEBECIMAT, Curitiba, 1998.

FORTULAN, C.A. Desempenho das cerâmicas estruturais associado aos métodos de conformação por injeção, prensagem isostática e projetos de equipamentos e moldes. Tese de Doutorado. EESC-USP. São Carlos. 189p. 1997.

FEIGHERY, A. J.; IRVINE, J. T. S. Solid State Ionics, 1999.

GHANI, A.K.; CHOUDHURY, I.A.; Study of tool life, surface roughness and vibration in machining nodular cast iron with ceramic tool, J. Mater. Process. Technol. 127: 17–22, 2002.

GRZESIK W, ZALISZ Z. Wear phenomenon in the hard steel machining using ceramic tools. Tribol Int.;41:802–12, 2008.

GRZESIK, W.; WANAT, T. Comparative assessment of surface roughness produced by hard machining with mixed ceramic tools including 2D and 3D analysis. J. Materials Processing Technology, 169, 364–371, 2005.

GUAZZATO, M.; ALBAKRYA, M.; RINGERB, S. P.; SWAIN, M. V. Strength, fracture toughness and microstructure of a selection of all-ceramic materials. Part II. Zirconia-based dental ceramics, Dental Materials. 20, 449-456, 2004.

HANDWERKER, C. A.; MORRIS, P. A.; COBLE, R. L. Effects of Chemical inhomogeneities on grain growth and microstructure in Al₂O₃. Journal American Ceramic Society, v.72,n.01, p.130-136, 1989.

HANNINK, R.H.J.; GROSS, V.; MUDDLE, B.C. Microstructural design and mechanical properties of a ternary partially stabilized zirconia alloy. In: *Ceramics international*, v.24, p. 45-51, 1998.

HEUER, A. H., CHAIM, R., LANTERI, V. Review: phase transformation and microestrutural characterization of alloys in the system $ZrO_2-Al_2O_3$. *Advances in ceramicx*. V.24 Science and technology of Zirconia III, p.3-20, 1988.

HÜBNER, H. DÖRRE, E. Alumina: processing, properties and applications. Ed. Color-Druch, Berlin, 329p. 1984.

ISO, "Tool Life Testing with Single Point Turning", ISO 3685, 1993.

International Standard, ISO 3685-1977(E)-Tool-life Testing with Single Point Turning Tools, Switzerland, 1977.

JANKE, D. Zircônia-, hafnia-, and thoria-based electrolytes for oxygen control devices in metallurgical processes. *Advances in ceramics*, 9 Science and technology of zirconia. USA, Ed. The American Ceramic Society, Inc. p.419-436, 1981.

JASINEVICIUS, R.G. Influência da transição de fase sobre os limites de ductilidade observados no torneamento de ultraprecisão do silício monocristalino. São Carlos. 173p. Tese (Doutorado), Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, 1998.

JASINEVICIUS, R.G.; DUDUCH, J.G.; PORTO, A.J.V.; PURQUÉRIO, B.M. Critical aspects on the behavior of material from the mechanical tool-workpiece interaction in single point diamond turning. *RBCM – Journal of the Braz. Soc. Mechanical Sciences*, v. XXI, n.3, p.509-518, 1999.

JASINEVICIUS, R.G.; DUDUCH, J.G, PAGOTTO, C.R. & PIZANI, P.S. Relação entre a transformação de fase e a deformação plástica em Si estimada através de microendentação e espectroscopia Raman. *ANAIS DO 10^o COBEF*, 2 a 4 abril, Curitiba, PR, 2000.

JASINEVICIUS, R.G.; SANTOS, F.J.; PIZANI, P.S.; DUDUCH, J.G. & PORTO, A.J.V. Surface amorphization in diamond turning of silicon crystal investigated by transmission electron microscopy. *Journal of Non-Crystalline Solids*, v.272, p.174-178, 2000.

JASINEVICIUS, R. G. Influência da transição de fase sobre os limites de ductibilidade observados no torneamento de ultraprecisão do silício monocristalino. 1998. 173 f. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, USP, São Carlos, 2004.

KANNATEY, A. E. J. On the performance of a silicon nitride cutting tool in machining steel. *Manuf Syst* 9:159–168, 1990.

KARIHALOO, B.L.; ANDREASEN, J.H. Mechanics of transformation toughening and related topics. Ed. ELSEVIER SCIENCE B.B., Netherlands, 526p, 1996.

KELLY, J. R., DENRYB, I. Stabilized zircônia as a structural ceramic: an overview. *Dental materials*-1134; N°. of pages 10, 2007.

KITAGAWA, T.; KUBO, A.; MAEKAWA, K. Temperature and wear of cutting tools in high-speed machining of Inconel 718 and Ti–6Al–6V–2Sn, *Wear* 202: 142–148, 1997.

KLOCHE, F.; KÖNIG, K. F.; SCHROETER, R. B. Torneamento de precisão: uma opção para o acabamento de peças de aço temperado. *Máquinas e metais*, p. 56 –67, 1995.

KOMANDURI, R.; HOU, Z. B. A review of the experimental techniques for the measurement of heat and temperatures generated in some manufacturing processes and tribology. *Tribology International*, v. 34, p. 653 682, 2001.

KOMANDURI, R. On material removal mechanisms in finishing of advanced ceramics and glasses. *Annals of the Cirp*, v.45, n.1, p. 509-513, 1996.

KOMANDURI, R. Machining and Grinding – A Historical Review of the Classical Papers, Proceedings of the Symposium on US Contributions to Machining & Grinding Research in the 20th Century, vol. I, pp. 80-132, May. Stillwater OK, USA, 1993.

KÖNIG, R.; KOSHELEV, K. H.; KUNZE, H.J. P. Rev. Lett. 64, 2336 (1990) – Published May 7, 1990.

KONIG, W.; KLINGER, M.; LINK, R.; “Machining Hard Materials with Geometrically Defined Cutting Edges—Field of Applications and Limitations,” Annals of the CIRP, Vol. 39 pp. 61-64; 1990.

KRAMER, B. M.; TURKOVICH, V. B. F. A comprehensive tool wear model. CIRP Annals Manufacturing Technology 35:67– 70, 1986.

KRIVEN, W.M. The transformation mechanism of spherical zirconia particles in alumina. In: Advances in Ceramics, 12, Science and technology of zirconia II. USA, De. The American Ceramic Society, Inc., v.12, p.64-77, 1983.

KOSMAC, T.; OBLAK, C.; MARION, L. “The effects of dental grinding and sandblasting on ageing and fatigue behavior of dental zirconia (Y-TZP) ceramics”, Journal of the European Ceramic Society, v. 28, pp. 1085-1090, 2008.

KOSMAC, T.; OBLAK, C.; JEVNIKAR, P., et al. “Strength and reliability of surface treated Y-TZP dental ceramics”, Journal of Biomedical Materials Research, v. 53, pp. 304-313, 2000.

KULKOV, S.N. “The structure transformations in nanocrystalline zirconia”, Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, 2007.

KUMAR, A. S.; DURAI, A. R.; SORNAKUMAR, T. Machinability of hardened steel using alumina based ceramic cutting tools. Int J Refract Met Hard Mater 21:109–17, 2003.

KUMAR, A. S.; DURAI, A.R.; SORNAKUMAR, T. Wear behaviour of alumina based ceramic cutting tools on machining steels. *Tribol Int.* 39:191–7, 2006.

KUMAR, A.S.; DURAI, A.R.; SORNAKUMAR, T. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 21 109–117. 2003.

KUMAR, A.S.; DURAI, A.R.; SORNAKUMAR, S. Ytria ceramics: cutting tool application, *Mater. Lett.* 58: 1808–1810, 2004.

KUNDRAK, J.; MAMALIS, A.G.; GYANI, K.; MARKOPOULOS, A. Environmentally friendly precision machining. *Materials and Manufacturing Processes.* 21, 29–37, 2006.

LÊDO, H.O. Aplicação da microendentação instrumentada em superfícies de alumínio usinadas com ferramenta de diamante de ponta única, *Dissertação Mestrado, EESC-USP*, 1997.

LERICHE, A.; MOORTGAT, G.; CAMBIER, F.; HOMERIN, P.; THEVENOT, F.; ORANGE, G.; FANTOZZI, G. Preparation and microstructure of zirconia-toughened alumina ceramics. In: *Advances in Ceramics. Science and Technology of Zirconia III*. Ed. The American Ceramic Society, Inc., v.24, p.1033-1041, 1988.

LI, X. S.; LOW, I. M. Cutting forces of ceramic cutting tools, *Key Eng. Mater.* 96: 81–136, 1994.

LIU, Y. *Metal cutting theory and tools*. Working Personnel Press, Beijing, 1989.

LIU, Z. Q.; AI, X. Cutting tool materials for high speed machining. *Prog Nat Sci* – 2006

LO, C. S.; VALVO, L.E.; RUISI, V. F.; LUCCHINI, E.; MASCHIO, S. Wear mechanism of ceramic tools. *Wear* 160:227–235, 1993.

LOGOTHETIS, E.M. ZrO₂ oxygen sensors in automotive applications. Advances in ceramics, 9 Science and technology of zirconia. USA, Ed. The American Ceramic Society, Inc. p.388-405, 1981.

MACHADO, A., DA SILVA, M. B. "Usinagem dos Metais", Apostila, DEEME - UFU, Uberlândia, 1999.

MACHADO, R. e SILVA, M. B. Usinagem dos metais. 8. Ed. Editora da Universidade Federal de Uberlândia, 2004.

MACHADO, A.R. & SILVA, M. B., Usinagem dos Metais, apostila do curso de Usinagem dos Metais da Universidade Federal de Uberlândia), Uberlândia, MG, 1994.

MACDONALD, J.R. Impedance spectroscopy emphasizing solid materials and systems. Ed. JOHN WILEY & SONS, New York, 346p, 1987.

McKEOWN, P.A. The role of precision engineering in manufacturing of the future. Annals of the Cirp, v.36, n.2, p.495-501, 1987.

MATSUMOTO, Y.; BARASH, M. M.; LIU, C. R. Cutting mechanism during machining of hardened steel. Materials Science and Technology, v. 3, p. 299 – 305, 1987.

NAKAYAMA, K; ARAI, M.; KANDA, T. Machinig characteristics of hard materials. Annals of the CIRP, v. 37/1, p. 89 – 92, 1988.

NIIHARA K. New design concept of structural ceramics – ceramic nanocomposite. J Ceram Soc Jpn. 99:974–82, 1991.

PAGOTTO, C.R. Análise do processo de torneamento do silício policristalino. São Carlos. 93p. Dissertação (Mestrado) - EESC-USP 1998.

PAGOTTO, C.R; DUDUCH, J.G., SILVA, H.A.T; JASINEVICIUS, R.G. Testes em torneamento com ferramenta de diamante e microendentação Vickers em vidros ópticos. Anais do 1º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação – COBEF, 2 a 4 de abril , Curitiba, PR, 2001.

PASCUCCI, M.R. & KATS, R.N. Modern day applications of advanced ceramics. INTERCERAM, v.42, n.2, 1993.

PASCUCCI, M.R. & KATS, R.N. Modern day applications of advanced ceramics. INTERCERAM, v.42, n.3, 1991.

PAUL, E.; EVANS, C.J.; MANGAMELLI, A.; McGLAWFLIN, M.L.; POLVANI, R.S. Chemical aspects of tool wear in single point diamond turning. Precision Engineering, v.18, p. 4-19, 1996.

PEREIRA, J.C.C. Determinação de Modelos de Vida de Ferramenta e Rugosidade no Torneamento do Aço ABNT 52100 Endurecido Utilizando a Metodologia de Superfície de Resposta (DOE), 2006.

PIZANI, P. S., JASINEVICIUS, R.G., DUDUCH, J.G. and PORTO, A J.V. Ductile and Br damage in single point diamond turned silicon probed by Raman scattering. J. of Mat. Sci. L vol. 18, pp.1185-1187, 1999.

PORTER, D. A. & EASTERLING, K. E. Phase transformations in metals and alloys. Chapman & Hall, 2ºEdition, 1992.

PORTO, A. J. V. et al. Usinagem de Ultraprecisão. Escola de Engenharia de São Carlos, USP, São Carlos, 2004.

PURQUERIO, B.M., PORTO, A J.V., JASINEVICIUS, R.G. O torneamento de ultraprecisão já é possível também no Brasil, Máquinas e Metais, p. 106-116, Março, 1994.

RAGHAVAN, S.; WANG, H.; PORTER, W. D.; DINWIDDE, R. B.; MAYO, M. J. Thermal properties of zirconia co-doped with trivalent and pentavalent oxides. *Acta Materialia*, v. 49, n.1, p. 169-179, 2001.

RASHAD, M.M., BAILOUMY, H.M. “Effect of thermal treatment on the crystal structure and morphology of zirconia nanopowders produced by three different routes”, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 195, pp. 178-185, 2008.

RICHERSON, D.W. *Modern ceramic engineering, Properties, processing and use in design*. Ed. Marcel Dekker, Inc. New York, USA, 1992.

RICHERSON, W. D. *Modern Ceramic Engineering*, 3 ed., New York, Taylor and Francis Group, 2006.

ROY, P., BERTRAND, G., CODDET, C. “Spray drying and sintering of zirconia based hollow powders”, *Powder Technology*, v. 157, pp. 20-26, 2005.

SANDVIK, C. *Ferramentas Para Torneamento; Catálogo Geral*; 1995.

SANDVIK, C. *Steel turning: Sandvik Coromant*. 2000.

SANDVIK, C. *Modern Metal Cutting*, AB Sandvik Coromant, Sandviken, Sweden, 1994.

SANDVIK, C. *Desgastes das Ferramentas*, São Paulo, Brasil, 1990.

SANDVIK. *Steel turning: Sandvik Coromant*. 2000.

SANDVIK. *Catálogo técnico do fabricante de ferramentas*, Sandvik Coromant, 2000.

SANDVIK. *Catálogo técnico do fabricante de ferramentas*, Sandvik Coromant, 2002.

SANTOS, C.; TEIXEIRA, L.H.P.; DAGUANO, J.K.M.F.; ROGERO, S.O.;

STRECHER, K.; ELIAS, C. N. Mechanical properties and cytotoxicity of 3Y-TZP bioceramics reinforced with Al₂O₃ particles. *Ceramics International*, 2008.

SANTOS, C.; MAEDA, L. D.; CAIRO, C. A. A.; ACCHAR, W. Mechanical properties of hot-pressed ZrO₂-NbC ceramic composites. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials* 26: 4-18, 2008.

SAYIT, E.; ASLANTAS, K.; ÇIÇEK, A. Tool wear mechanism in interrupted cutting conditions. *Mater Manuf Process* 24:476–83, 2009.

SCARDI, P., LEONI, M., BERTINI, L., et AL. “Residual stress in partially-stabilised-zirconia TBCs: experimental measurement and modeling”, *Surface and Coatings Technology*, v. 94-95, pp. 82-88, 1997.

SCHACHT, M., BOUKIS, N., DINJUS, E., et al. “Corrosion of zirconia ceramics in Acidic solutions at High Pressures and Temperatures”, *Journal of the European Ceramic Society*, v. 18, pp. 2373-2376, 1998.

SCHROETER, R.B. Usinagem de ultraprecisão de elementos ópticos transmissivos no espectro infravermelho. Florianópolis. 194p. Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Santa Catarina, 1997.

SHAW, M. C. *Metal cutting principles*. I New York: Clarendon Press Oxford, 1986.

SHI, J. L.; YEN, T. S. Densification and Microstructure Development of Alumina WTZP Composite Powder (Y-TZP-rich) Compacts. *Journal of the European Ceramic Society* 15 363-369, 1995.

SHU, N. P. New Theories of Wear and Their Implications for Tool Material, *Wear* Vol. 62; pp. 1 - 20; 1980.

SILVA, H.A.T. Análise do comportamento da emissão acústica durante o torneamento de

ultraprecisão de materiais frágeis. 115p. São Carlos. Dissertação (Mestrado). Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo, 1999.

SILVA, H.A.T. Monitoramento do torneamento de ultraprecisão de materiais frágeis. 203p. São Carlos. Tese (Doutorado). Escola de Engenharia de São Carlos – Universidade de São Paulo, 2003.

SILVA, L. R.; ABRAO, A. M. Machining of the hardened AISI 4340 steel using ceramic and PCBN tooling. *Sci Eng J* 8:85–92, 1999.

SILVA, L. R.; ABRÃO, A.M. : Torneamento e Retificação do Aço 4340 Temperado, 1999.

SILVA, R. F.; OLIVEIRA, F. J.; CASTRO, F.P.; VIEIRA, J. M. Modeling of chemical wear in ferrous alloys/ silicon nitride contacts during high speed cutting. *Acta Mater* 46:2501–2507, 1998.

SILVERIA. F.C. Caracterização da Microestrutura e das Propriedades Mecânicas de Cerâmica de Zircônia Parcialmente Nanoestruturada em função da Quantidade de Nb_2O_5 para Aplicações Espaciais. 2009.

SKVARENINA, S.; SHIN, Y.C. Laser-assisted machining of compacted graphite iron. *Int. J. Machine Tools and Manufacture* 2006, 46, 7–17. S. Maschio et al., *Interceramics* 44, 2, 1995.

SMITH, V.; DECKMAN, B.; BRUECK, D. Advanced ceramics: where do we go from here? *American Ceramic Society Bulletin*, v.73, n.12, p.49-52, 1994.

SMUK, B.; SZUTKOWSKA, J. M. Walter, Alumina ceramics with partially stabilized zirconia for cutting tools, *J. Mater. Process. Technol.* 133:195–198, 2003.

SONGLIN, R.; LIAN, G, Mechanical properties and microstructure of TiN/TZP nanocomposites. *Materials Science and Engineering A* 447, p. 83-86, 2007.

SOUZA, F. C, Resistência à fratura de subestruturas para próteses parciais fixas posteriores de zircônia densa sob testes de fadiga cíclica, Dissertação Mestrado, Rio de Janeiro, p. 64, 2007.

SOUZA, J. V. C.; NONO, M. C. A.; MINEIRO, S. L. Effect of Nb_2O_5 on microstructure and crystalline phase zirconia ceramics, Congresso da Sociedade Brasileira de Pesquisas em Materiais (SBPMat 2006), Florianópolis -SC. Anais do SBPMat, 2006.

SREEJITH, P.S.; NGOI, K.A. New materials and their machining. Int. journal of Advanced Manufacturing Technology, v.18, p. 537-544, 2001.

STEVENS, R. An introduction to zirconia: Zirconia and zirconia ceramics. 2nd Ed Twickenham: Magnesium elektrum, (Magnesium Elektron Publications, nº113), 1986.

STEVENS, D.M.G. The application of optical techniques in aspheric surface assessment. Int. Journal of Machine Tools and Manufacture, v.32, n.1-2, p.19-25, 1992.

STEVENS, R. Zirconia and zirconia ceramics. Twickeham: Magnesium Elektron, 1986.

STEVENS, R., Zirconia: second phase particle transformation toughening of ceramics. Trans Brit Ceram Soc, 80, p 81-85, 1981.

STOWERS, I. F.; KOMANDURI, R.; BARRED E. D. Review of precision surfacegenerating processes and their potential application to the fabrication of large optical components. *SPIE* – Advances in Fabrication and Metrology for Optics and Large Optics. pp. 62-73, 1988.

SUBBARAO, E.C. Zirconia - an overview. In: HEUER, A.H.; HOBBS, L.W. Advances in ceramics, 9 Science and technology of zirconia. USA, Ed. The American Ceramic Society, Inc. p.1-24, 1981.

TADOKORO, S. K.; MUCCILLO, E. N. S. Tetragonal zirconia polycrystals. Part II: Microstructure and electrical resistivity. *Cerâmica*, Apr./May/June, vol.47, no.302, p.100-108. ISSN 0366-6913, 2001.

TADOKORO, S. K.; MUCCILLO, E. N. S. Zircônia tetragonal policristalina. Parte II: Microestrutura e resistividade elétrica, Centro Multidisciplinar para o Desenvolvimento de Materiais Cerâmicos CCTM - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares C. P. 11049, Pinheiros, 05422-970, S. Paulo, SP. 2004.

TADOKORO, S. K.; MUCCILLO, E. N. S. Zircônia tetragonal policristalina. Parte II: Microestrutura e resistividade elétrica, Centro Multidisciplinar para o Desenvolvimento de Materiais Cerâmicos CCTM - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares C. P. 11049, Pinheiros, 05422-970, S. Paulo, SP. 2000.

TEIXEIRA, M. S.; GUARNIERI, F. Elaboração e teste de encertos de usinagem em compósitos de alumina-zirconia, trabalho de conclusão de curso II, p. 26-35, 37-40, 2007.

TEIXEIRA, L. H. P., SANTOS, C., DAGUANO, J. K. M. F. et al. Sinterização e propriedades mecânicas do compósito Y-TZP/Al₂O₃. *Cerâmica*, July/Sept., vol.53, no.327, p.227-233. ISSN 0366-6913, 2007.

TOMASZEWSKI, H. J. *European Ceramic Society*, v.15, p.17-23, 1995.

TONSHOFF, H. K.; BARTSCH, S. Performance of ceramic cutting tool materials in dependence on their specific properties. *American Society of Mechanical Engineers (ASME)*, New York, pp. 229–241, 1988.

TRAVITZKY, N. A.; GOLDSTEIN, A.; AVSIAN, O. A. Microwave sintering and mechanical properties of Y-TZP:20 wt.% Al₂O₃ composites, *Materials Science and Engineering A286*, 225-229, 2000.

VOORDE, V. M. H. Market trends for advanced ceramics in Western Europe. *The American Ceramic Society Bulletin*, v.75, n.12, p.47-50, 1996.

VERKERK, M.J.; MIDDELHUIS, B.J.; BURGGRAAF, A.J. Effect of grain boundaries on the conductivity of high-purity ZrO_2 - Y_2O_3 ceramics. *Solid State Ionics*, n.6, p.159-170. 1982.

VLEUGELS J, JACOBS P, KRUTH JP, VANHERCK P, DUMONG W, VAN DER BIEST O. Machining of steel with sialon ceramics: influence of ceramic and workpiece composition on tool wear. *Wear* 189:32–44, 1995.

VLEUGELS J, VAN DER BIEST O. Development, characterization and oxidation behaviour of Si_3N_4 - Al_2O_3 ceramics. *J Eur Ceram Soc* 13:529–544, 1994.

VLEUGELS, OMER VAN DER BIEST. Hard, tough and strong ZrO_2 -WC composites from nanosized powders. *Journal of the European Ceramic Society* 25 55-63. 2005.

WAN, Y.; AI, X.; LIU, Z.; SONG, L. Tool wear and fracture in high speed milling aluminum alloy 7050-T7451. *Chinese Journal of Mechanical Engineering* 43:103–108, 2007.

WANG, J. & STEVENS, R. Review zirconia-toughened alumina(ZTA) ceramics. *J. Mat. Science*. v. 24, p. 3421-3440, 1989.

WEI, W-C., LIN, Y-P, 1998, “Processing character of MgO partially stabilized zirconia (PSZ) in size grading prepared by injection molding”, *Journal of the European Ceramic Society*, v. 18, pp. 2107-2116.

ZAVAGLIA, C.A. de C. Aplicações de biocerâmica em próteses ortopédicas. Tese de Livre Docência. UNICAMP. 116p, 1993.

ZBIGNIEW P., KRZYSZTOF H., JAN P., MAREK F., LIDIA L., Zirconia matrix-tungsten carbide particulate composites manufactured by hot-pressing technique. *Materials Letters* 36,70-75, 1998.

ZHAO , J.; DENG, J.X.; ZHANG, J. H.; AI, X. Failure mechanisms of a whisker reinforced ceramic tool when machining nickel-based alloys. *Wear*. 208:220–5, 1997.

ZHAO, J.; AI, X. Fabrication and cutting performance of an Al₂O₃–(W, Ti)C functionally gradient ceramic tool. *Int J Machining Machinability Mater*.1:277–86, 2006.

ZHANG, G. M.; SATISH, K. G. and KO, W. F. : *The Mechanics of Material Removal*, 1994.