

# USINAGEM ABRASIVA DE CERÂMICAS AVANÇADAS

INACIO REGIANI

DEDALUS - Acervo - EESC



31100036162

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de São Carlos, da Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

ORIENTADOR: Prof. Dr. Benedito de Moraes Purquerio

SÃO CARLOS,  
ABRIL de 1997



Class.	TESE - EESC
Curr.	6474
Tombo	T112/97

Área: Engenharia Mecânica.

31100036162

st 0984228

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

R335u Regiani, Inacio  
Usinagem abrasiva de cerâmicas avançadas /  
Inacio Regiani. -- São Carlos, 1997.

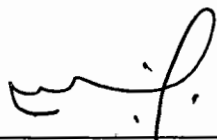
Dissertação (Mestrado). -- Escola de Engenharia  
de São Carlos-Universidade de São Paulo, 1997.  
Área: Engenharia Mecânica  
Orientador: Prof. Dr. Benedito de Moraes  
Purquerio

1. Cerâmica. 2. Retificação. 3. Lapidação.  
4. Polimento. I. Título

**FOLHA DE APROVAÇÃO**

Candidato: Engenheiro **INÁCIO REGIANI**

Dissertação defendida e aprovada em 10-6-1997  
pela Comissão Julgadora:



---

Prof. Titular **BENEDITO DE MORAES PURQUÉRIO (Orientador)**  
(Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo)



---

Prof. Doutor **REGINALDO TEIXEIRA COELHO**  
(Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo)



---

Prof. Doutor **EDUARDO CARLOS BIANCHI**  
(Universidade Estadual Paulista - Campus de Bauru)



---

Prof. Titular **JOÃO LIRANI**  
Coordenador da Área de Engenharia Mecânica



---

**JOSÉ CARLOS A. CINTRA**  
Presidente da Comissão de Pós-Graduação

*“O homem que utiliza as novas ferramentas é aquele que nunca envelhece. O homem que inventa uma nova ferramenta é aquele que revigora a humanidade.”*

*Eng. Inacio Regiani*

*Dedico esta dissertação a  
minha esposa,  
Regina Celia Chaves Regiani*

## **Agradecimentos**

Ao Prof. PhD. Benedito de Moraes Purquerio pela oportunidade de desenvolvimento deste trabalho e brilhante orientação

Um agradecimento tudo especial ao MSc Eng. Carlos Alberto Fortulan por seu grande incentivo e conselhos.

A Daniela Lara dos Santos por ajudar a resolver alguns problemas fora do âmbito deste trabalho que poderiam afetar o bom andamento dele:

Ao MSc Eng. Marcelo de Assumpção Pereira da Silva e ao PhD Fisic. Nelson José Heraldo Gallo pelas micrografias eletrônicas.

Ao Téc. Odair Alves Viana pelo auxílio na medição das características físicas dos corpos de prova.

Ao PhD Eng. Luis Carlos Castelette pelas micrografias ópticas.

Ao PhD Eng. Arthur Vieira Porto e PhD Eng. João Fernando Gomes de Oliveira pelas sugestões para melhoria do trabalho.

Ao pessoal da Oficina de Óptica da IFSC pelo uso das instalações e equipamentos.

Ao Téc. Adão Santos Bolzan por me ensinar a operar a retificadora.

Aos técnicos da Oficina Mecânica da EESC pelo auxílio durante os experimentos.

Ao CNPq, Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico, pelo financiamento da pesquisa.

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	v
LISTA DE TABELAS.....	xii
LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS.....	xiii
RESUMO.....	xiv
ABSTRACT .....	xv
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. MICROESTRUTURA, CARACTERÍSTICA, FORMAÇÃO E INFLUÊNCIA.....	5
2.1 Influência da Microestrutura.....	6
2.2 Processamento do Pó.....	11
2.2.1 Tipos.....	12
2.2.2 Moagem.....	13
2.2.3 Seleção.....	16
2.2.4 Aditivos.....	16
2.2.5 Secagem.....	17
2.3 Processos de Conformação.....	18
2.3.1 Colagem de Barbotina.....	19
2.3.2 Injeção de Massas Cerâmicas.....	20
2.3.3 Prensagem Uniaxial.....	22
2.3.4 Prensagem Isostática a Frio.....	23
2.3.5 Sinterização.....	28
2.3.6 Prensagem Isostática a Quente.....	30
2.3.7 Sinterização a Laser.....	31

2.4 Características Gerais.....	31
3. PROCESSOS DE USINAGEM.....	33
3.1 Usinagem a Verde.....	35
3.2 Retificação .....	36
3.2.1 Modelos de Remoção de Material.....	37
3.2.2 Geometria da Retificação.....	47
3.2.3 Refiticação de Topo.....	53
3.2.4 Retificação com Fita Abrasiva.....	54
3.2.5 Retificação com Dressagem Eletrolítica (ELID).....	56
3.2.6 Efeitos da Retificação.....	57
3.2.7 Rebolos.....	62
3.3 Processos de Acabamento.....	64
3.4 Lapidção.....	65
3.4.1 Tipos de Lapidção.....	67
3.5 Polimento.....	69
3.5.1 Polimento Mecânico.....	69
3.5.2 Polimento Mecano-Químico.....	71
3.6 Abrasivos.....	72
3.7 Fluidos de Corte.....	77
3.8 Efeitos da Lapidção e do Polimento.....	80
3.9 Usinagem Fluido-Abrasivas.....	83
3.9.1 Retificação Fluido Magnética.....	83
3.9.2 Retificação Fluido-abrasiva.....	85
3.10 Usinagem por Emissão Elástica.....	86
3.11 Usinagem por Ultrassom.....	87
4. ENSAIOS EXPERIMENTAIS.....	89
4.1 Formulação.....	89
4.1.1 Materias Primas Utilizadas.....	91
4.1.2 Equipamentos Utilizados na Preparação.....	94

4.2 Prensagem.....	94
4.2.1 Equipamentos Utilizados na Prensagem.....	96
4.3 Ensaio de Retificação.....	97
4.3.1 Equipamentos Utilizados na Retificação .....	98
4.4 Lapidação.....	98
4.4.1 Equipamento.....	99
4.4.2 Rebolos.....	103
4.4.3 Processo de Lapidação.....	108
4.5 Polimento.....	110
4.5.1 Equipamentos utilizados .....	111
5. RESULTADOS.....	113
5.1 Avaliação das Peças Recém Sinterizadas.....	113
5.2 Avaliação das Superfícies Retificado.....	115
5.3 Avaliação da Lapidação.....	116
5.3.1 Desempenho dos Rebolos.....	116
5.3.2 Resultados das Superfícies Lapidadas.....	118
5.4 Avaliação das Superfícies Polidas.....	119
5.5 Gráficos de Acabamento.....	125
5.6 Planicidade.....	126
6. DISCUSSÃO.....	127
6.1 Literatura.....	127
6.2 Medidas.....	128
6.3 Micrografias.....	128
6.3.1 Superfícies sinterizadas .....	128
6.3.2 Superfícies retificadas .....	134
6.3.3 Superfícies lapidadas .....	146
6.3.4 Superfícies polidas .....	150
7. CONCLUSÃO.....	155



BIBLIOGRAFIA.....157

GLOSSÁRIO.....165

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1. 1 - Diagrama mostrando esquematicamente o balanço da importância relativa dos materiais ao longo da história. TERPSTRA (1995).....	1
Figura 1. 2- Processamento possíveis e usuais de uma peça cerâmica.....	2
Figura 2. 1- Danos provocados por riscamento (20N). (A) Carbetto de silício homogêneo, (B) carbetto de silício heterogêneo. M - trinca longitudinal, C - Trinca lateral. XU et al (1995B).....	8
Figura 2. 2- Estrutura de dislocações da zona plástica dentro de um grão. ZARUDI et al (1996).....	9
Figura 2. 3- Durezas de riscamento e penetração Vickers em função do tamanho de grão. Triângulos representam carga de 40N, os círculos, de 10N. As barras são os desvios padrão das amostras. XU & JAHANMIR (1995 B).....	10
Figura 2. 1- Estrutura subsuperficial da alumina após polimento: (a) grãos de 25 $\mu\text{m}$ ; (b) grãos de 1 $\mu\text{m}$ . ZARUDI et al (1996).....	11
Figura 2. 5-Classificação das aluminas Bayer. PANDOLFELLI et al (1981).....	12
Figura 2. 6-Mecanismos de moagem. FORTULAN & PURQUERIO (1996).....	15
Figura 2. 7- Torre de secagem de <i>spray-dry</i> , (A) atomizador rotativo, (B) atomizador de bico. MASTERS (1994).....	18
Figura 2. 8- Processo de colagem. RICHERSON (1992).....	19
Figura 2. 9- Principais defeitos de peças cerâmicas injetadas. FORTULAN(1993).....	21
Figura 2. 10- Prensagem uniaxial. RICHERSON (1992).....	22
Figura 2. 11- Uniformidade da densidade em uma peça fina. (A)	

prensagem isostática, (B) prensagem uniaxial. RICHERSON (1992).....	23
Figura 2. 12 - Esquema do sistema de prensagem isostática com líquido. RICHERSON (1992).....	24
Figura 2. 13- Esquema do molde de prensagem isostática fria a seco. RICHERSON (1992).....	25
Figura 2. 14- Estágios de sinterização. RICHERSON (1992).....	29
Figura 2. 15- Transporte de poros pelo contorno de grão. TING & LIN (1994).....	29
Figura 2. 16- Esquema de uma prensa uniaxial a quente. RICHERSON (1992).....	31
Figura 3. 1-(A) Redução das interações polímero-polímero e polímero cerâmica com a adição de água. (B) Redução da interação polímero-cerâmica com a adição de água. WU & McANANY (1995).....	36
Figura 3. 2 - Níveis críticos para o esforço aplicado na abrasão, segundo LAURENT & DE MELLO (1991).....	40
Figura 3. 3 - Formas de formação de cavaco durante o regime dúctil de usinagem. Influencia da geomatria da aresta de corte. SCHINKER & DÖLL (1982).....	42
Figura 3. 4 - Esquema representativo de um possível mecanismo de danos ao material. RUFF et al (1995).....	43
Figura 3. 5- Desenho esquemático mostrando a camada do regime de pulverização em processo de retificação com ponta única. ZHANG & HOWES (1994). ....	45
Figura 3. 6 - Ilustração do processo de retificação tangencial de superfície e das suas variáveis. MAYER & FANG (1995).....	48
Figura 3. 7- Tipos de retificação.	

WARNECKE & ROSEMBERGER (1995).....	50
Figura 3. 8 - Diagrama de tipos de retificação.	
WARNECKE & ROSEMBERGER (1995).....	51
Figura 3. 9- Exemplo de usinagem com fita abrasiva.	
KÖNIG & POPP (1989).....	55
Figura 3. 10- Ilustração do mecanismo de dressagem eletrolítica em processo, (ELID) OHMORI et al (1991).....	57
Figura 3. 11 - Danos subsuperficiais provocados em alumina após passe de 50mícrons de profundidade. As bandas são camadas formadas pelos planos de deslizamento. Micrografia com iluminação de Nomarski. XU & JAHANMIR (1994).....	58
Figura 3. 12- A direção de retificação e as trincas. RUFF et al (1993).....	59
Figura 3. 13-Resistência mecânica contra a profundidade de corte em retificação para dois materiais de carbetto de silício. As barras são os desvios padrão. Os símbolos de diamante a esquerda do gráfico é a resistência dos corpos de prova polidos. XU et al (1995B).....	60
Figura 3. 14- Desenho esquemático de um grão abrasivo em um filme flexível. A-grão, B- Resina deformada, C- Vacância devido aos deslocamentos do grão. HIGUCHI et al (1994).....	64
Figura 3. 15- Formas de remoção de material pela partícula de abrasivo. STÄHLI (1985). ....	66
Figura 3. 16- Lapidagem <i>centerless</i> . STÄHLI (1985).....	67
Figura 3. 17- Processo de lapidação plana e seus elementos. STÄHLI (1985).....	68
Figura 3. 18- Processo de polimento com disco. KÖNIG & POPP (1989)....	69
Figura 3. 19- Processo mecano-químico de polimento. UEMATSU et al (1993). ....	71

Figura 3.20- Comparação entre as estruturas cristalinas do diamante (B) e do CBN (A), GARDINIER (1988).....	73
Figura 3. 21- Planos de clivagem do diamante artificial (A, B, C), CBN (D, E, F, G, H, I) e corundum (J). GARDINIER (1988). ..	74
Figura 3.22 - Módulo de resaliência de vários materiais e abrasivos. GARDINIER (1988).....	74
Figura 3.23- Influência do fluido no riscamento de compósito cerâmico-cerâmico. RUFF et al (1995).....	78
Figura 3. 24 - Mecanismo de lapidação e polimento, e a formação de danos. GOLLINI & JACOBS (1991) .....	81
Figura 3.25- Efeito da pressão de lapidação na distribuição da tensão residual na superfície da cerâmica lapidada. 1-Pressão de 0,01MPa, 2-Pressão de 0,02MPa. CHANDRASEKAR et al (1988) .....	82
Figura 3. 26- Esquema da retificação fluido magnética de esferas de cerâmica. CHILDS et al (1994).....	84
Figura 3. 27 - Processo fluido-abrasivo. CIREL & STOLARSKI (1994).....	86
Figura 3. 28- Processo de usinagem por emissão elástica, SU et al (1995).87	
Figura 3. 29-Vista esquemática do processo de usinagem por ultra-som. ...	88
Figura 4. 1- Distribuição granulométrica obtida pela moagem da alumina calcinada 5SG.....	90
Figura 4. 2- Corpo de prova em forma de disco.....	94
Figura 4. 3- Corpo de prova quadrado.....	94
Figura 4. 4- Corpos de prova circulares e quadrados.....	96
Figura 4. 5 - Suporte para retificação dos corpos de prova circulares.....	98
Figura 4. 6 - Suporte para lapidação dos corpos de prova circulares.....	100
Figura 4. 7- Cabeçote de lapidação dos corpos de prova circulares.....	101
Figura 4. 8- detalhes do cabeçote de lapidação e rebolos.....	101

Figura 4. 9- Esquema da circulação do fluido de lapidação.....	102
Figura 4. 10- Foto do conjunto.....	103
Figura 4. 11- Desenho do molde da camada de amortecimento e abrasiva.....	107
Figura 4. 12- Moldes, peças do rebolo e o rebolo montado.....	108
Figura 4. 13 - Lapidação de corpo de prova circular.....	109
Figura 5. 1- Relevo apresentado na peça após a lapidação.....	119
Figura 5. 2- Gráfico do acabamento superficial dos corpos de prova.....	125
Figura 6. 1 - Textura da alumina 99,7%. 200X.....	129
Figura 6. 2 - Deformidade dos grãos da alumina 99,7%. 1000X.....	130
Figura 6. 3 - Superfície da alumina 96%, 200X.....	131
Figura 6. 4 - Disformidade dos grãos da alumina 96%. 500X.....	131
Figura 6. 5 - Conjunto de defeitos na superfície da peça de alumina 99,7%. 200X.....	132
Figura 6. 6 - Trinca na superfície da peça de alumina 99,7%. 1600X.....	133
Figura 6. 7 - Cratera na superfície da alumina 99,7%. 2000X.....	133
Figura 6. 8 - Estrutura porosa na superfície da alumina 96%. 500X.....	134
Figura 6. 9- Superfície da peça de alumina 99,7%. 100X.....	135
Figura 6. 10 - Estrutura de material agregado, alumina 99,7%. 3000X.....	136
Figura 6. 11 - Outra estrutura de material agregado, alumina 99,7%. 3000X.....	137
Figura 6. 12 - Cratera gerada pela retificação, alumina 99,7%. 1000X.....	137
Figura 6. 13 - Defeitos entre os riscos, alumina 99,7%. 500X.....	138
Figura 6. 14 - Partícula cercada por trincas entre duas trilhas de material agregado, alumina 99,7%. 1600X.....	139
Figura 6. 15 - Trincas e crateras associadas produzidas pela retificação, alumina 99,7%. 470X.....	139
Figura 6. 16 - Grãos cercados por trincas e crateras, aparentemente solto na superfície, alumina 99,7%. 950X.....	140

Figura 6. 17 - Trinca longitudinal típica provocada por retificação, alumina 96%. 310X.....	141
Figura 6. 18 - Detalhe da trinca da Figura 6.17, alumina 96%. 2500X.....	141
Figura 6. 19 - Detalhe do material inserido na trinca da Figura 6.17, alumina 96%. 1500X.....	142
Figura 6. 20 - Trinca longitudinal profunda com material inserido, alumina 96%. 500X.....	143
Figura 6. 21 - Trincas profundas resultantes da retificação perpendiculares direção de retificação, alumina 96%. 300X.....	144
Figura 6. 22 - Trincas longitudinais cercando uma partícula, alumina 96%.250X.....	144
Figura 6. 23 - Provável inclusão resultante de impurezas no processo de conformação ou preparação do pó, alumina 99,7%. 750X...	145
Figura 6. 24 - Superfície reflexiva da peça lapidada. Micrografia óptica com iluminação diferencial. Alumina 99,7%. 200X.....	146
Figura 6. 25 - Riscos resultantes da lapidação com rebolo. Alumina 99,7%. 5000X.....	147
Figura 6. 26 - Riscos característicos da usinagem dúctil durante a lapidação. Alumina 99,7%. 10000X.....	147
Figura 6. 27 - Superfície opaca da peça lapidada. Alumina 99,7%. 200X.	148
Figura 6. 28 - Defeitos estruturais revelados pela retificação e lapidação. Alumina 99,7%. 100X.....	149
Figura 6. 29 - Detalhe da região opaca da peça lapidada. Alumina 99,7%. 500X.....	149
Figura 6. 30 - Superfície lapidada sem material agregado ou grãos excessivamente danificados. Alumina 99,7%. 1500X.....	150
Figura 6. 31 - Riscos do polimento e o resíduo da pasta abrasiva. Alumina 99,7%. 2000X.....	151

Figura 6. 32 - Poros preenchidos de cera da pasta abrasiva. 2000X.....	15
Figura 6. 33 - Riscos resultantes do polimento com características do regime dúctil. Alumina 99,7%. 3000X.....	153
Figura 6. 34 - Riscos rasos e poro preenchido por cera. Alumina 99,7%. 10000X.....	153



## LISTA DE TABELAS

Tabela 2. 1- Funções dos aditivos. PANDOLFELLI et al (1981).....	17
Tabela 3. 1-Tabela dos tamanhos de pós de diamante mais utilizados na pasta diamantada e na suspensão diamantada - DIAMANGEIO DIAMANTES IND. LTDA (1996).....	76
Tabela 4. 1- Composição da alumina para moagem. FORTULAN (1997)....	90
Tabela 4. 2- Composição da alumina 96%. O peso é o aplicada em matéria prima sem beneficiamento. FORTULAN(1997).....	91
Tabela 4. 3 - Composição da alumina 99,7%. O peso é referente a materia prima não processada. FORTULAN (1997).....	91
Tabela 4. 4 - Especificações do fluido de corte Alkalisol-G. ....	102
Tabela 4. 5- Propriedades do poliuretano de 35 <i>shore</i> A. ....	105
Tabela 4. 6 - Propriedades do poliuretano de 82 <i>shore</i> A. ....	106
Tabela 4. 7- Propriedades físicas da resina epóxi.....	107
Tabela 5. 1- Características superficiais e geométricas das superfícies das peças recém sinterizadas.....	114
Tabela 5. 2 - Rugosidade após a retificação.....	116
Tabela 5. 3 - Tabela de rugosidade após a lapidação.....	119
Tabela 5. 4 - Rugosidade resultante da pasta de 30 $\mu\text{m}$ . ....	121
Tabela 5. 5 - Rugosidade resultante do polimento com pasta de 15 $\mu\text{m}$ ...	122
Tabela 5. 6- Rugosidade resultantes do polimento com pasta de 9 $\mu\text{m}$ ....	122
Tabela 5. 7 - Rugosidade resultante do polimento com pasta de 4 $\mu\text{m}$ .....	123
Tabela 5. 8 - Rugosidade resultante do polimento com pasta de 1 $\mu\text{m}$ .....	124
Tabela 5. 9 - Rugosidade resultante do polimento com pasta de 0,25 $\mu\text{m}$ .	124
Tabela 5. 10- Planicidade após cada processo de usinagem [ $\mu\text{m}$ ].....	126

## LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

$a_e$	Profundidade de corte do rebolo [mm]
$a_m$	Área da seção transversal do cavaco [mm <sup>2</sup> ]
C	Número de grãos ativos por unidade de área do rebolo [mm <sup>-2</sup> ]
CBN	Nitreto de Boro cúbico
CNC	Controle Numérico Computadorizado
$d_s$	Diâmetro do rebolo [mm]
E	Módulo de elasticidade [MPa]
H	Dureza Vickers [GPa]
$h_o$	Profundidade da transição dúctil-frágil [μm]
$h_{max}$	Profundidade de corte máxima para o regime dúctil [μm]
$h_s$	Altura das ondulações resultantes [μm]
$k_C$	Módulo de tenacidade [MN/m <sup>3/2</sup> ]
$k_{IIc}$	Módulo de tenacidade a fratura [m <sup>1/2</sup> ]
$L_s$	Distância entre duas arestas de corte do rebolo [mm]
MOR	Módulo de resiliência [in.lbs/in <sup>3</sup> ]
q	Razão entre a velocidade periférica do rebolo e a velocidade da peça
r	Razão entre o tamanho e espessura do cavaco não deformado
$r_s$	Raio do rebolo [mm]
$V_C$	Velocidade periférica do rebolo [m/s]
$V_W$	Velocidade de alimentação ou da peça [m/min]
$\delta$	Profundidade de danos superficiais [μm]
$\lambda$	Fator relacionado com a condição de usinagem [m <sup>1/2</sup> ]
$\sigma_T$	Tensão de ruptura [MPa]

## RESUMO

REGIANI, I. *Usinagem abrasiva de cerâmicas avançadas*. São Carlos, 1997. 158p. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

Um dos principais problemas das indústrias de componentes de cerâmicas avançadas é a produção de peças estruturais e mecânicas com tolerâncias estreitas e acabamentos finos. Os processos convencionais de usinagem para obtenção destes produtos são de difícil aplicação levando assim à necessidade do desenvolvimento de processos abrasivos especiais de usinagem, tais como a retificação, a lapidação e o polimento. O presente trabalho revisa os fundamentos das teorias recentes sobre a usinagem abrasiva de cerâmicas avançadas, mecanismos de remoção de material, a formação de danos superficiais e os fatores envolvidos no processo incluindo a microestrutura da cerâmica. São apresentados e discutidos resultados dos processos de retificação e lapidação com rebolos especiais e do polimento com pasta abrasivas obtidos através da microscopia eletrônica e óptica. O trabalho inclui o desenvolvimento de alguns rebolos especiais para lapidação de cerâmicas avançadas.

Palavras-Chaves: Cerâmica avançada; retificação; lapidação; polimento; usinagem abrasiva

## ABSTRACT

REGIANI, I. *Abrasive machining of advanced ceramics*. São Carlos, 1997. 158p.  
Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos,  
Universidade de São Paulo.

One of the main problems in the advanced ceramic industry is the production of mechanical parts with narrow tolerances and high surface finishing. Conventional machining processes are difficult to be applied to obtain these parts, giving a way for the development of special abrasives machining processes, such as grinding, lapping and polishing. This work review the fundamental of recent abrasive machining theories for advanced ceramics, material removal mechanisms, surface damage formation and all factor involved in the machining process including the ceramic microstructure. Results obtained from grinding, lapping and polishing process are shown and discussed. The work also include the development of special wheels for lapping advanced ceramics.

Key-Words: Advanced ceramic, grinding, lapping, polishing, abrasive machining

## 1. INTRODUÇÃO

A utilização dos diversos tipos de materiais ao longo da história é variada de acordo com o domínio das técnicas de produção destes. Quanto mais desenvolvida a técnica de produção de um tipo de material, maior o seu consumo na indústria e em outros setores econômicos. A Figura 1.1, proposta por TERPSTRA et al (1995), faz um balanço esquemático da utilização dos diferentes tipos de materiais durante a história. Nela é possível perceber um aumento na demanda por materiais cerâmicos devido às suas propriedades de inércia química, dureza, resistência mecânica, resistência ao desgaste, baixo peso específico, resistência ao calor entre outros - FORTULAN (1997).

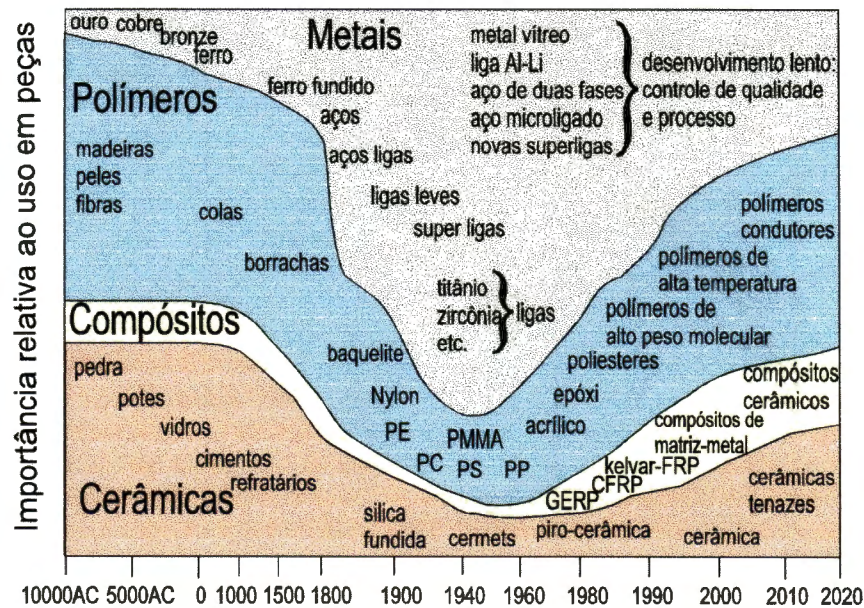


Figura 1. 1 - Diagrama mostrando esquematicamente o balanço da importância relativa dos materiais ao longo da história. TERPSTRA (1995)

O crescimento da demanda por cerâmicas estruturais, como consequência, tem gerado um grande interesse nas propriedades mecânicas destes materiais. Esse interesse encontra, porém, um grande obstáculo que é o problema da produção em massa das formas desejadas, dentro de certas tolerâncias e rugosidades, com aceitável confiabilidade, segundo HEIMKE (1987). Muitos processos de conformação tais como a prensagem, a extrusão, colagem e injeção em moldes, são viáveis para fabricação de componentes cerâmicos de diversos formatos. Estes processos requerem um estágio final de sinterização afim de se alcançar uma alta densificação da cerâmica - RICHERSON (1992). Os métodos possíveis de processamento de uma peça cerâmica são mostrados esquematicamente na Figura 1.2.

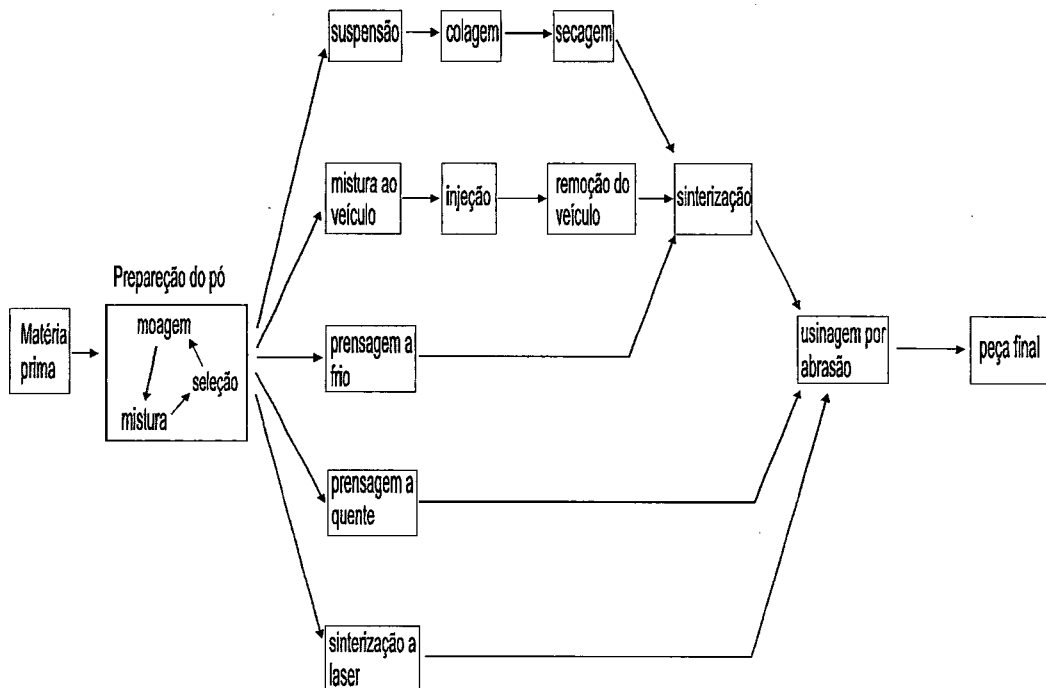


Figura 1. 2- Processamentos possíveis e usuais de uma peça cerâmica.

Atualmente, uma das principais dificuldades da indústria de cerâmica avançada é obter produtos confiáveis a preços razoáveis. Praticamente todos os componentes de cerâmicas avançadas são produzidos através da conformação do pó devido ao seu alto ponto de sinterização. Normalmente pós ou misturas de pós são conformados e depois submetidos a calor para a densificação. A fabricação de formatos complexos de cerâmica avançada com boa acuracidade dimensional e uniformidade nas propriedades mecânicas só podem ser conseguidas por algumas poucas técnicas de conformação - NOQUEIRA (1992).

As técnicas e os processos de conformação são normalmente a colagem, a injeção em moldes ou a prensagem, seguidos de usinagem ou não da peça cerâmica. Novos métodos de conformação e sinterização tem sido desenvolvidos para o aumento da produção em larga escala e a redução de custos de planejamento e desenvolvimento de produtos em cerâmica avançada. Atualmente há também a preocupação sobre a toxicidade e a destruição do meio ambiente pelos processos de produção de cerâmica e sua utilização. Estes aspectos da cerâmica vem sendo hoje normatizados - RAE (1994).

Cerâmicas avançadas apresentam problemas com relação ao seu comportamento dinâmico, exigindo acabamento superficial elevado. Estas necessidades são verificadas quando as superfícies são submetidas a desgaste de atrito e deslizeamento. Como exemplo é possível citar os mancais de carbonato de silício (SiSiC) para bombas de líquidos corrosivos ou abrasivos que requerem acabamento superficial de  $0,08 \mu\text{m}$  de rugosidade e  $0,3 \mu\text{m}$  de planicidade. Zircônia e nitreto de silício são usados em insertos e juntas de braços mecânicos e requerem rugosidade inferior a  $0,01 \mu\text{m}$ , segundo KÖNIG & POPP (1989).

Uma das superfícies mais lisas encontradas nas aplicações de cerâmicas avançadas são os filmes isolantes de eletricidade feitos de alumina que são usados como substratos na fabricação de filmes magnéticos finos de transdutores de gravação. A qualidade da superfície do substrato de alumina influencia diretamente o desempenho do componente. Para muitos produtos avançados, como discos de armazenagem de dados, próteses, guias e outros, onde a rugosidade do substrato é fator forte na determinação do desempenho, devido à geração de ruído elétrico, os processos de lapidação são especiais afim de garantir uma superfície sem riscos - KHAN (1992). Por outro lado, a necessidade da produção de superfícies cada vez mais planas e lisas geram novos métodos de lapidação e polimento.

Considerações técnicas como as citadas, promovem a necessidade do desenvolvimento de processos de usinagem de componentes de cerâmicas avançadas, para se ajustarem melhor às suas condições de uso.

O presente trabalho tem por objetivo apresentar uma revisão sobre os métodos usuais de conformação e usinagem de componentes mecânicos de cerâmicas avançadas e desenvolver uma metodologia de usinagem abrasiva, em especial a retificação, a lapidação e o polimento, visando a obtenção de um grau de tolerâncias dimencional e de forma mais elevados.



## **2. MICROESTRUTURA, CARACTERÍSTICA, FORMAÇÃO E INFLUÊNCIAS**

SUBRAMANIAN et al (1990) afirmam que a retificação de precisão é um processo termo-mecânico. SUBRAMANIAN et al (1990), LAMMER (1990), WOLF (1995) afirmam que as propriedades mecânicas da peça obra que mais interessam durante o processo de retificação são a sua resistência mecânica, a dureza, o módulo de elasticidade, a tenacidade a fratura, a porosidade, o tamanho de grão e a densidade. As propriedades térmicas das cerâmicas avançadas que mais influenciam o processo de retificação são a condutividade térmica, o coeficiente de expansão térmica, a resistência ao choque térmico e a temperatura de fusão ou decomposição. Os materiais cerâmicos têm boas propriedades térmicas e mecânicas. Estes processos por sua vez têm relações com as propriedades da moagem e da matéria-prima, TING & LIN (1994-1995).

Qualquer técnica de usinagem abrasiva tem dependência direta com a microestrutura do material. Segundo XU & JAHANMIR (1995 C), cerâmicas de alumina com grãos finos apresentam o triplo de força normal na retificação que a alumina com grãos grosseiros. Para ZARUDI et al (1996), XU et al (1995 A, B, C), a microestrutura exerce influência sobre os danos causados pelo riscamento. De WITH & SWEEGERS (1995) demonstram em seus estudos a dependência da microestrutura com o desgaste erosivo por soluções abrasivas. WOLF (1995) e SPUR & WEIGMANN (1995) afirmam que os parâmetros de usinagem são fortemente afetados por fatores tais como temperatura de sinterização, tamanho dos grãos cristalinos, densidade, tipo e distribuição do aditivo e

porosidade residual. Afirmam também que, em geral, não é possível a aplicação das mesmas condições de usinagens para cerâmicas diferentes e, conseqüentemente, a composição do rebolo de diamante tem de ser determinada empiricamente.

Portanto, os materiais cerâmicos necessitam de processamento apropriado desde a sua matéria-prima para se obter controle um adequado de sua microestrutura.

## **2.1 Influência da Microestrutura**

Diversos autores tem sugerido que existe uma forte influência da microestrutura na usinabilidade de diversas cerâmicas tais como a alumina, carbetto de silício, nitreto de silício e vitro-cerâmicas, pois a alta dureza aumenta a resistência a deformação plástica e a tenacidade à fratura aumenta a resistência a fratura. Estudos demonstram que cerâmicas com microestrutura heterogênea, compostas de grãos grosseiros e alongados, segunda fase, com frágeis contornos de grãos e poros, apresentam melhores taxas de remoção e freqüentemente forças menores de usinagem abrasiva que as suas similares homogêneas - PADTURE et al (1995).

Para OLSSON (1994), é muito pobre a correlação entre os aspectos tribológicos de desgaste abrasivo de materiais cerâmicos que são controlados por mecanismos de desgaste microscópicos e as propriedades físicas e mecânicas, tais como dureza, tenacidade a fratura, módulo de elasticidade que são medidas por técnicas microscópicas. Sendo assim, OLSSON (1994) afirma que deve-se dar mais atenção aos aspectos microestruturais tais como homogeneidade, tamanho de grão, porosidade, fases secundárias e impurezas. Já para WOLF (1995), os materiais densos e tenazes são mais difíceis de usinar que as cerâmicas porosas com grãos

grosseiros.

Os efeitos benéficos da microestrutura heterogênea estão relacionados ao processo de formação de danos e ao mecanismo de remoção de material. A natureza dos danos subsuperficiais em usinagem abrasiva de cerâmicas heterogêneas é devida ao deslocamento de grãos e microtrincas intergranulares, ao invés de longas trincas, como ocorre nos materiais homogêneos. Demonstra-se também que as microtrincas influenciam menos a resistência mecânica das cerâmicas heterogêneas - XU et al (1995 A, B), XU & JAHANMIR (1995 A, C).

No material heterogêneo, com a sua estrutura de placas sobrepostas, qualquer trinca pode ser facilmente defletida de sua trajetória de máxima tensão de tração pelos contornos de grãos e interfaces frágeis, suprimindo efetivamente a formação de macrotrincas, ocorrendo em seu lugar falhas localizadas em interfaces frágeis na zona de compressão subsuperficial, resultando em uma área de danos distribuídos de microfalhas discretas - SCHINKER & DÖLL (1982), XU & JAHANMIR (1995C), PADTURE et al (1995).

A usinabilidade da cerâmica pode, segundo PADTURE et al (1995), ser muito melhorada, incorporando heterogeneidades na microestrutura tais como contornos de grão frágeis, grãos alongados e tensões de compressão causadas por tratamento térmico. Para XU & JAHANMIR (1995 A), XU et al (1995 B), produzir cerâmicas com interfaces fracas e com comportamento de curva-T crescente pode ocasionar dois benefícios. O primeiro é a melhoria da tenacidade à trincas longas como resultado da tensão de compressão logo após a extremidade da trinca e em segundo, a melhoria da usinabilidade resultante da baixa tenacidade à trincas curtas associada às fracas interfaces e contornos de grão. Na Figura 2.1 é possível observar os

resultados obtidos por Xu et al (1995B) para a propagação de trincas produzidas pelo riscamento em cerâmicas com diferente microestruturas.

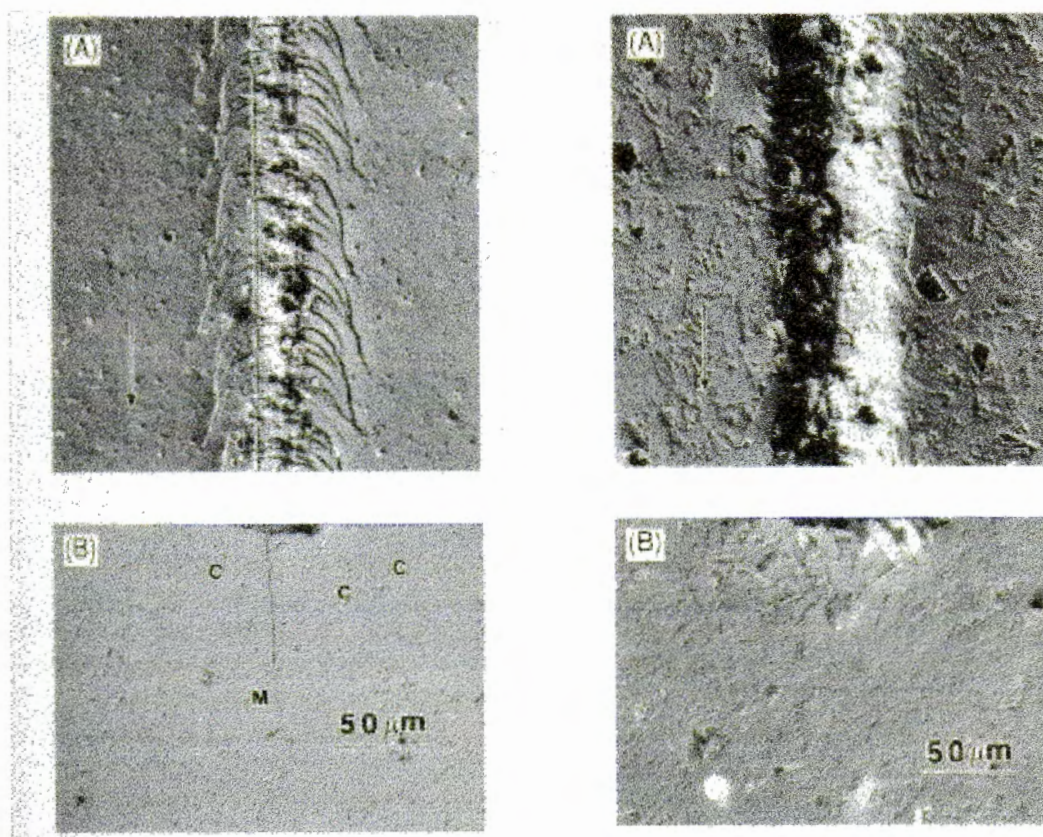


Figura 2. 1- Danos provocados por riscamento (20N). (Esquerda) Carbeto de silício homogêneo, (Direita) carbeto de silício heterogêneo. M - trinca longitudinal, C - Trinca lateral. XU et al (1995B)

RUFF et al (1995) verificaram que para grãos grandes os danos e a intensidade destes parecem variar ao longo do risco assim que a orientação cristalina do grãos muda e se os grãos tiverem tamanho menor o material mostra danos confinados a uma determinada região. Segundo ZARUDI et al (1996), os contornos de grão servem como barreiras que dificultam a difusão dos danos causados pelo riscamento ou pelo desgaste abrasivo através do material da peça, podendo assim concluir que os materiais de grãos mais finos apresentam menores danos após usinados.

Nos estudos de ZARUDI et al (1996) os danos causados pelo

processo de riscamento foram menores na alumina de grãos mais finos. Para a alumina com tamanho de grão da ordem de  $25\ \mu\text{m}$  a camada de deformação plástica foi de aproximadamente  $80\ \mu\text{m}$ , enquanto na alumina com grãos mais finos, da ordem de  $1\ \mu\text{m}$ , a camada de deformação plástica foi de aproximadamente  $15\ \mu\text{m}$ . Em ambas as microestruturas, as primeiras camadas de grãos foram fortemente deformadas e os grãos sofreram forte deformação plástica. A Figura 2.2 mostra a micrografia de um grão de  $25\ \mu\text{m}$  fortemente deformado.

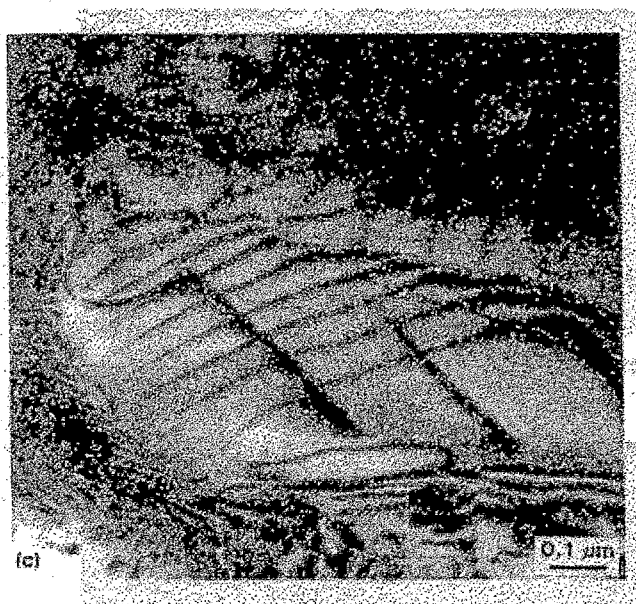


Figura 2. 2- Estrutura de dislocações da zona plástica dentro de um grão. ZARUDI et al (1996)

XU et al (1995 B) relatam que em testes de retificação, os danos na microestrutura homogênea, no caso carbeto de silício, tem a forma de uma trinca profunda e isolada, com até  $20\ \mu\text{m}$  de profundidade. No caso da microestrutura heterogênea, também de carbeto de silício, os danos consistem em microtrincas intergranulares confinadas a uma região próxima à superfície com aproximadamente um grão de profundidade. A mudança de material também acarreta mudanças nas forças para penetração e no riscamento, como as observadas por RUFF et al (1995). Isto se deve as diferentes durezas efetivas do material e aos mecanismos de danos

envolvidos. XU & JAHANMIR (1995 C) verificaram que a dureza de riscamento e de penetração Vickers são sensíveis às variações de tamanho de grão quando estes são pequenos, mas insensíveis às variações no tamanho de grão quando estes são grandes, conforme ilustra a Figura 2.3. Para esses autores os resultados sugerem que a dependência da dureza com o tamanho de grão está relacionada com os danos subsuperficiais causados pelo riscamento ou penetração. A microestrutura, segundo XU & JAHANMIR (1995 B), também influencia no comportamento de desgaste do contato Hertziano. Isto explica a afirmação de SPUR & WEIGMANN (1996) de que a pressão inicial necessária para ocorrer usinagem é significativamente influenciada pelo tamanho médio dos grãos do material cerâmico.

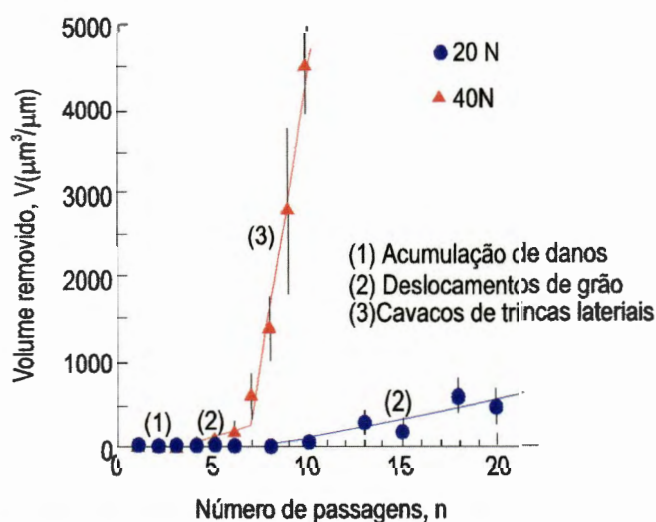


Figura 2. 3- Durezas de riscamento e penetração Vickers em função do tamanho de grão. Triângulos representam carga de 40N, os círculos, de 20N. As barras são os desvios padrão das amostras. XU & JAHANMIR (1995 B)

A microestrutura tem influencia inclusive na natureza da superfície acabada segundo ZARUDI et al (1996). Para o polimento ZARUDI et al (1996) verificaram que a alumina de grão mais grosso que  $25 \mu\text{m}$  apresentava em média uma camada de alta densidade de deslocamentos, com aproximadamente  $0,5 \mu\text{m}$  de espessura. A alumina de grãos mais finos, com  $1 \mu\text{m}$  em média, não apresentava esta camada. As micrografias

apresentadas por ZARUDI et al (1996) podem ser observadas na Figura 2.4. Note, nesta figura, a camada subsuperficial com alta densidade de deslocações na alumina de grãos grosseiros.

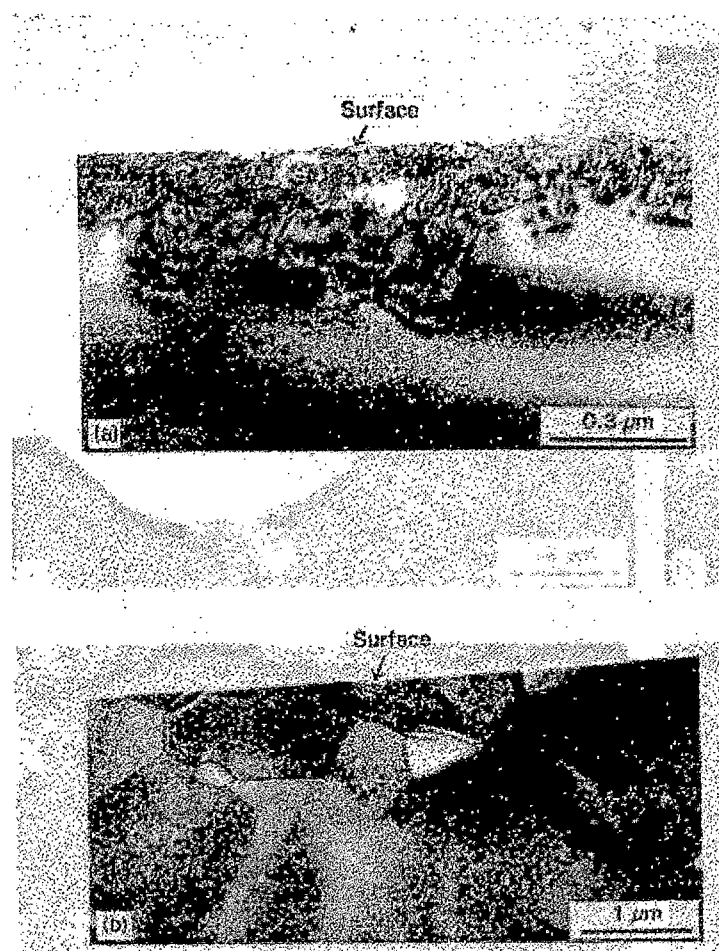


Figura 2. 4- Estrutura subsuperficial da alumina após polimento: (a) grãos de 25  $\mu\text{m}$ ; (b) grãos de 1  $\mu\text{m}$ . ZARUDI et al (1996)

## 2.2 Processamento do Pó

Para o processamento, a caracterização precisa do material inicial é essencial, do ponto de vista da qualidade, porque, segundo WOLF (1995), qualquer variação na mistura dos aditivos provocará variações severas ao produto final.

## 2.2.1 Tipos

As aluminas podem ser agrupadas em quatro classes, segundo PANDOLFELLI et al (1981). Esta classificação é apresentada na Figura 2.5, onde o sentido da flecha indica o aumento da característica especificada.

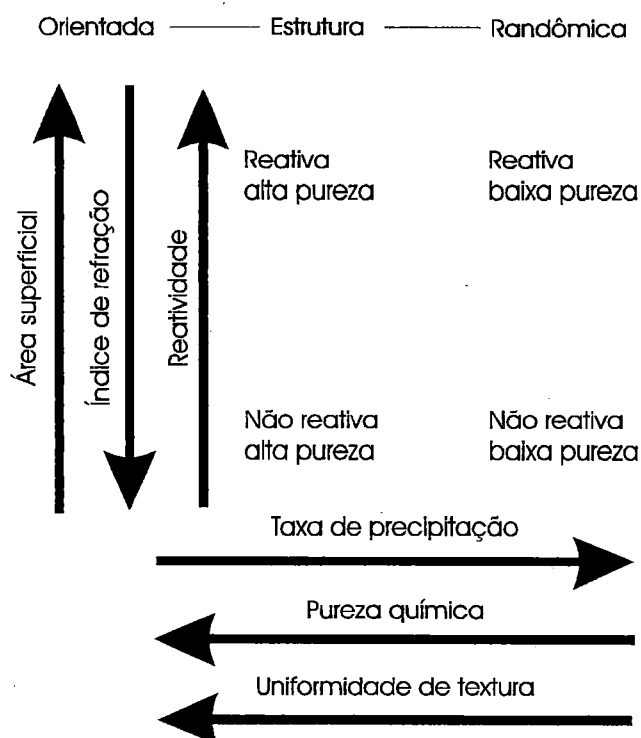


Figura 2. 5-Classificação das aluminas Bayer. PANDOLFELLI et al (1981)

- Não reativa de alta pureza** - Aglomerado de fase alfa; baixa reatividade térmica; alta temperatura de sinterização; alta pureza química; alta compactação à verde. Usada em materiais onde se requer boas características elétricas.
- Não reativa de baixa pureza** - Aglomerados randômicos; altos teores de sódio; presença de fase não  $\alpha$ . Usada onde não se exige controle de tamanho ou propriedades elétricas, como meio de moagem e como carga em cerâmica branca.
- Reativa de alta pureza** - Baixo teor de sódio; presença de fase



não  $\alpha$ , devido a calcinação a temperaturas mais baixas; alta reatividade térmica. Usada para a obtenção de substratos superlisos.

d) Reativa de baixa pureza - Abundância de fase não-alfa; altas retrações; baixa compactação a verde.

### 2.2.2 Moagem

O tipo mais comum de aglomerado em um pó cerâmico é aquele formado durante a calcinação. Pode também ocorrer aglomerados de fases da transição que possuam uma baixa densidade à verde e baixa resistência mecânica, características contrárias do aglomerado formado na calcinação, que apresenta uma resistência mecânica suficiente para manter sua estrutura durante a compactação. A resistência mecânica do aglomerado é um fator importante na determinação das características de compactação do pó e na determinação do tempo de moagem necessário para eliminar os aglomerados fortes. Também a sinterização depende do tamanho de partícula e este é substituído pelo tamanho do aglomerado, quando sua presença é detectada através de determinação da sua resistência mecânica - PANDOLFELLI et al (1981).

Cada aglomerado de alumina atua como uma grande partícula esponjosa, sendo difícil a sinterização em temperaturas não próximas do ponto de fusão. Sendo assim, faz-se necessário a moagem da alumina proveniente do processo Bayer, com a finalidade de torná-la um pó ativo, pois a moagem produz partículas angulares que aumentam de quatro a cinco vezes a atividade do pó quando comparadas com as partículas esféricas, PANDOLFELLI et al (1981). Segundo esse autor, no processo de moagem não há quebra das partículas primárias, mas dependendo da eficiência do processo, resulta em uma combinação de partículas primárias e aglomerados bem menores. Para PANDOLFELLI et al (1981), as fendas

maiores existentes no aglomerado original se propagam, deixando fendas menores nas novas partículas. A probabilidade de se achar uma fenda diminui com a redução do tamanho da partícula até que haja uma deformação plástica na mesma, não sendo possível obter moagem posterior. Agentes de moagem também são usados para prevenir empacotamento no moinho e promover fluidez do pó. Estes agentes tendem a formar moléculas polares que evitam que o pó moído reaglomere.

Existem diversos tipos de moagem usados para cerâmica, porém três deles são os mais utilizados: a moagem em jarros, a vibratória e a por atrito - SZEGVARI (1994). Estes tipos de moagem usam elementos de moagem cilíndricos ou esféricos.

Nos elementos de moagem esféricos, normalmente utilizados em moinhos de jarros, o contato tende a ser puntiforme, isto é, existe apenas um ponto de contato entre a esfera e a partícula a ser moída. Neste caso, qualquer partícula pode ser moída independente do seu tamanho e por isso a moagem se torna mais heterogênea. Nos elementos de moagem cilíndricos, a região de contato é ao redor de uma linha. Se houver partículas grandes entre elas, estas serão moídas preferencialmente. Isto faz com que a moagem seja mais homogênea - FORTULAN & PURQUERIO (1996). A Figura 2.6 ilustra os mecanismos de moagem com elementos cilíndricos e esféricos.

No moinho de atrito o material é colocado em um reservatório com esferas e cilindros. Elementos de moagem e o material são agitados através de um eixo vertical com agitadores horizontais. A quebra das partículas e do aglomerado se dá por cisalhamento da partícula. A moagem por atrito é aquela que fornece o menor consumo específico de energia - SZEGVARI (1994).

Para processos de conformação à seco ou semi-seco a moagem preferencialmente é à seco, pois apesar da moagem a úmido ser mais eficiente, após a secagem do pó, há uma forte aglomeração das partículas formando aglomerados de alta resistência mecânica - RICHERSON (1992).

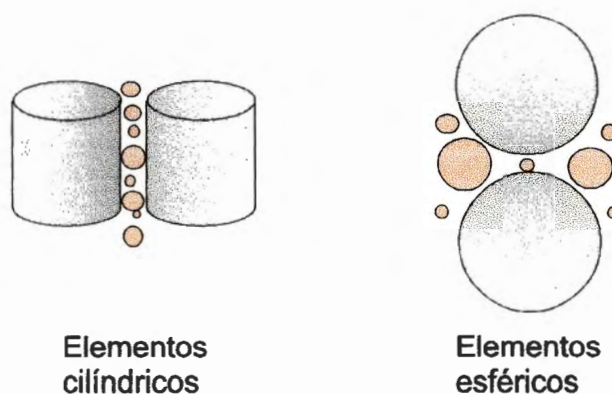


Figura 2. 6-Mecanismos de moagem. FORTULAN & PURQUERIO (1996)

Um dos métodos mais usado na consolidação de pós finos, desde refratários estruturais até componentes cerâmicos eletrônicos, é a prensagem à seco, com pequenas quantidades de água e/ou aditivos, estando este pó confinado a uma matriz de prensagem. Quando se pensa na obtenção de materiais com estruturas e propriedades definidas pós queima, um dos passos mais críticos na prensagem à seco é a uniformidade de preenchimento dos moldes, principalmente quando se trabalha com pós finos, cujas características de fluidez são reduzidas, devido a força de atrito entre as partículas. Portanto, para prensagem a seco de pós finos é necessário primeiro, agregar as partículas finas em grânulos que aumentam a fluidez. Para tanto, as seguintes técnicas podem ser utilizadas: a) Compactação seguida de esmagamento e peneiramento; b) Moagem e peneiramento; c) spray drying. Em cada caso um aditivo é freqüentemente adicionado.

### **2.2.3 Seleção**

A classificação e a seleção de partículas têm quatro objetivos principais: produzir pós finos (removendo as partículas grossas), estreitar a distribuição granulométrica, produzir pós grossos (removendo os mais finos) e separar os produtos. ISHITO (1993) cita três tipos de classificadores de partícula.

**Classificador gravitacional:** utiliza a diferença entre as velocidades de sedimentação das partículas grossas e finas. Este método não tem boa acuracidade.

**Classificador por força de inércia:** usa diferença de força de inércia entre as partículas grossas e finas. É muito utilizado para classificação de partículas grossas.

**Classificador de força centrífuga:** esses dividem-se em dois tipos, o de vórtice livre e o de vórtice forçado. Ambos utilizam o equilíbrio de forças entre a força centrífuga e o arrasto do fluxo de ar aplicado sobre a partícula. A diferença está no de vórtice forçado que utiliza um rotor para a aplicação da força centrífuga.

### **2.2.4 Aditivos**

Sob o nome de aditivo estão incluídos todos os materiais orgânicos ou inorgânicos, tais como: ligantes, lubrificantes, plastificantes e defloculantes, que quando combinados adequadamente aumentam a fluidez, reduzem a resistência a abrasão, melhoram a resistência mecânica, aumentam a lubrificação entre as partículas entre elas e a parede do molde resultando em um aumento da densidade à verde e da uniformidade final do

compactado sem causar efeitos posteriores. Segundo PANDOLFELLI et al (1981), os aditivos possuem as funções apresentadas na Tabela 2.1.

Tabela 2. 1- Funções dos aditivos. PANDOLFELLI et al (1981)

<b>Aditivo</b>	<b>Função</b>
Ligante	Aumenta a resistência a verde
Lubrificante	Facilita a ejeção do molde e escorregamento entre as partículas
Plastificante	Auxilia a deformação plástica do grânulos, melhorando a flexibilidade dos filmes ligantes
Defloculante	Permite a dispersão e controla a carga superficial das partículas.
Agente molhador	Abaixa a tensão superficial do líquido
Agente redutor de água	Evita a expulsão da água durante a aplicação de pressão
Agente antiestático	Controla a carga eletrostática das partículas
Agente anti-espumante	Evita a formação de espuma
Agente seqüestrante	Torna inativo os íons indesejáveis
Fungicida	Estabiliza a degradação devida ao envelhecimento e/ou microrganismos.

### 2.2.5 Secagem

Um dos processos mais eficientes e usados na indústria de cerâmicas para secagem de pós é o "Spray-Dry". A técnica consiste em atomizar a suspensão de pó cerâmico recém moído em uma atmosfera de ar quente e seco. Com a atomização a área superficial do material aumenta facilitando a evaporação do líquido. O pó cerâmico se deposita no fundo da

torre de secagem. Para atomizar a suspensão pode-se adotar dois tipos de atomizador: o rotativo e o de bico, sendo o primeiro mais eficiente que o segundo no caso de cerâmicas avançadas - MASTERS (1994). A Figura 2.7 mostra as torres de secagem do processo *spray-dry*.

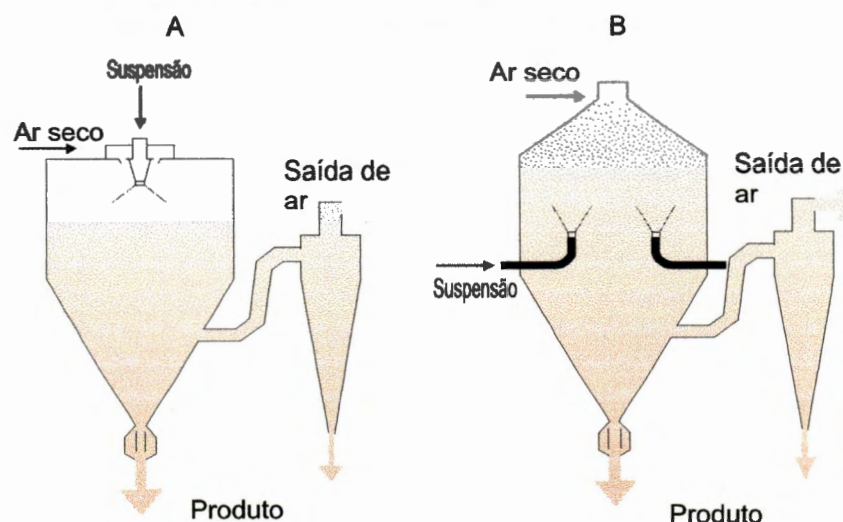


Figura 2. 7- Torre de secagem despray-dry, (A) atomizador rotativo, (B) atomizador de bico. MASTERS (1994).

### 2.3 Processos de Conformação

Os processos de conformação são necessários para que o pó cerâmico seja moldado em uma forma próxima ao formato final da peça desejada, necessitando de pouca usinagem posterior, usualmente abrasiva.

Os processos de conformação também visam a maior produtividade a um menor custo e constituem, muitas vezes, a única forma viável para obtenção de uma peça de formato complexo como é o caso de rotores de turbinas. Cada processo de conformação, influencia de forma diferente a camada superficial da peça a ser usinada, principalmente através da ocorrência de uma compactação dos pós maior na parte externa que na interna, gerando uma diferença na dinâmica de formação de grãos

cristalinos da microestrutura no processo de densificação - TING & LIN (1994 e 1995), RICHERSON (1992), BANDYOPADHYAY & FRENCH (1994).

### 2.3.1 Colagem de Barbotina

Um dos meios mais difundidos e certamente um dos mais antigos para conformação de cerâmica é a colagem de barbotina. Há dois tipos de colagem de barbotina, a pressão atmosférica e a sob pressão - RICHERSON (1992). A Figura 2.8 ilustra esse processo.

Na colagem de barbotina, a pressão atmosférica das forças capilares do molde sobre a barbotina são as principais responsáveis pela eficácia desse processo. O processo de enchimento do poros do molde provoca uma deposição por sedimentação nas paredes do mesmo formando a peça.

No caso da colagem sob pressão, a barbotina é pressionada dentro do molde com uma pressão de até 20 Pa, segundo VOUILLEMET et al (1992). Isto aumenta a taxa de sedimentação de material das paredes do molde tornando o processo mais produtivo. Os moldes para este tipo de colagem são feitos de plásticos porosos especiais para esta finalidade.

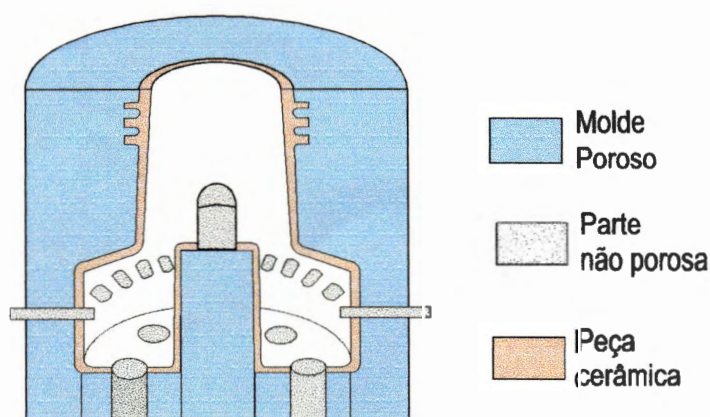


Figura 2. 8- Processo de colagem. RICHERSON (1992)

O principal problema da colagem de barbotina é a transição de seções grossas para finas onde podem ocorrer trincas durante a sinterização. Segundo VOUILLEMET et al (1992) ocorre uma sedimentação diferenciada entre as camadas mais externas e internas da peça.

### **2.3.2 Injeção de Massas Cerâmicas**

O processo de injeção de massas cerâmicas aproveitou primeiramente máquinas utilizadas na indústria de plásticos, segundo FORTULAN (1993). Relativamente às pressões de injeção, para MANGELS (1994), por este aspecto e por outros condizentes a geometria das peças utilizadas adotam-se pressões da ordem de 7 a 70 MPa. Mas tanto FORTULAN (1993) como MANGELS (1994) realizaram estudos com a utilização de injeção a baixa pressão, entre 0,3 a 0,8 MPa, possibilitando não só um melhor controle do processo como um barateamento do equipamento de injeção e da produção.

Segundo FORTULAN (1993), o processo de injeção de cerâmica avançada consiste basicamente na injeção de uma mistura de pós cerâmicos e polímeros fundidos dentro da cavidade do molde. Após a solidificação do polímero tem-se a peça conformada à verde, ou seja, não sinterizada.

Na injeção em molde, o pó cerâmico é disperso em uma massa orgânica pastosa por mistura e/ou composição. Esta massa orgânica atua como veículo para o movimento das partículas cerâmicas durante o processo de injeção em molde. Geralmente aceita-se, como conceito, que uma alta concentração de pó (>60% vol) na mistura pó/veículo minimiza o encolhimento subsequente e necessário a densificação completa da peça.



Portanto as peças injetadas tem até 40% de seu volume de veículo orgânico, o que dificulta a sua retirada, pois os poros se encontram totalmente preenchidos com esse veículo orgânico.

Para FORTULAN (1993), os defeitos, tal como vazios internos são introduzidos geralmente no estágio de fabricação da peça verde ou na remoção do veículo orgânico e uma vez acontecido eles surgem como limitantes a resistência dos artefatos cerâmicos. A Figura 2.9 mostra os principais defeitos que podem ocorrer em uma peça cerâmica.

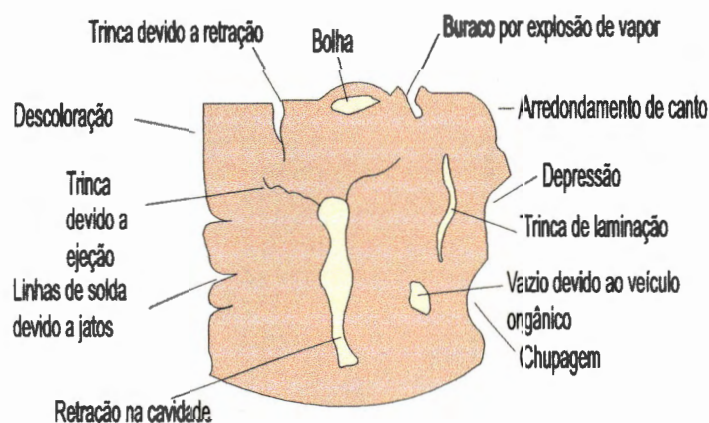


Figura 2. 9- Principais defeitos de peças cerâmicas injetadas. FORTULAN (1993)

BANDYOPADHYAY & FRENCH (1994) apresentam um mecanismo de formação de trincas internas para explicar esse tipo de defeito. Após a injeção e antes da queima da peça, aceita-se que todas as partículas estejam separadas pelo veículo orgânico. O ideal seria, quando da remoção do veículo orgânico, que as partículas se movimentassem uniformemente, resultando um contato partícula-partícula e um encolhimento uniforme. Na realidade, entretanto, as peças apresentam pequenos encolhimentos, indicando que o sentido da migração capilar do veículo orgânico líquido é do interior da peça para a superfície provocando um arrasto em todas as partículas no mesmo sentido, causando então o início da compactação na

superfície e trincas e vazios no interior da peça. Com o resultado, a superfície torna-se rígida e como o escoamento do veículo orgânico continua, o volume é ocupado, em parte, por poros. Em grandes seções transversais, a formação de trincas e vazios são mais acentuadas.

### 2.3.3 Prensagem Uniaxial

A prensagem uniaxial se utiliza de punções e matriz para processar a compactação do pó cerâmico. O pó é colocado dentro da cavidade do molde e dois punções pressionam simultaneamente o material afim de atingir o formato final do compactado - RICHERSON (1992).

A principal desvantagem do processo de prensagem uniaxial está no fato da pressão de compactação não ser homogênea ao longo de todo o corpo da peça. Isto leva a uma heterogeneidade das propriedades estruturais, microestruturais e conseqüentemente mecânicas da peça acabada. A Figura 2.10 ilustra, esquematicamente, o processo de prensagem uniaxial.

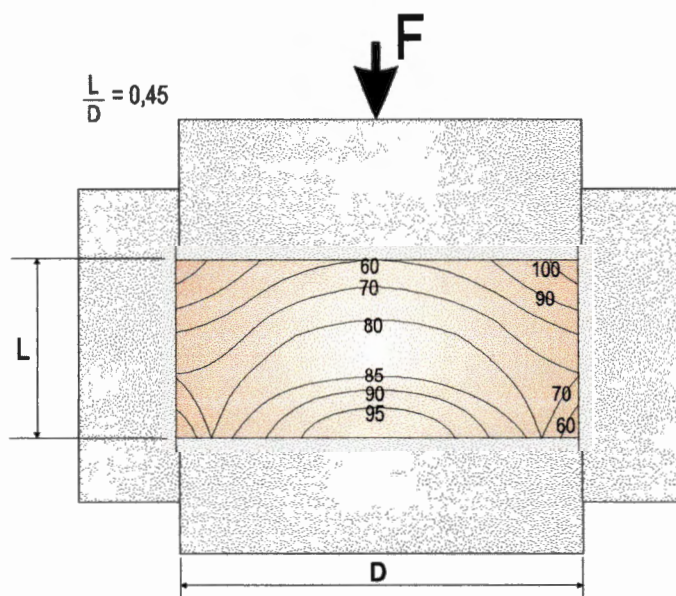


Figura 2. 10- Prensagem uniaxial. RICHERSON (1992)

### 2.3.4 Prensagem Isostática a Frio

A aplicação de pressão em várias direções simultaneamente atinge maior uniformidade de densidade e aumenta a precisão da prensagem, segundo RICHERSON (1992). Na Figura 2.11 e comparada a densidade e a sua distribuição de duas peças prensadas, a primeira uniaxialmente e a segunda de forma isostática. A peça prensada de forma isostática apresenta densidade maior e uma variação menor da densidade ao longo de seu corpo. Estas diferenças de densidade são indesejáveis em alguns tipos de peças, tais como próteses, pois acarretam a não uniformidade das propriedades mecânicas da peça cerâmica.

Segundo RICHERSON (1992) existem dois tipos de prensagem isostática comumente utilizados na indústria: a prensagem isostática via úmido e a prensagem isostática à seco.

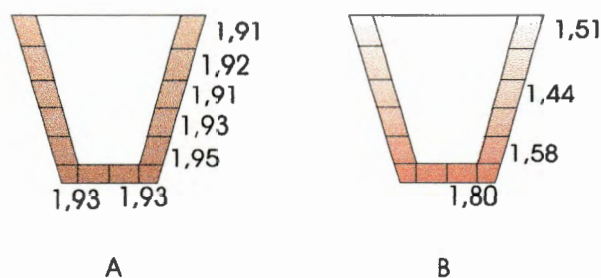


Figura 2. 11- Uniformidade da densidade em uma peça fina. (A) prensagem isostática, (B) prensagem uniaxial. RICHERSON (1992).

### Prensagem isostática via úmido

A prensagem isostática via úmido é ilustrada na Figura 2.12. O pó cerâmico é colocado e selado em um molde seco com paredes flexíveis. O molde selado é colocado em um vaso com líquido o qual é selado por rosca

ou grampos. A pressão do líquido é aumentada através de bombas hidráulicas de alta pressão. Com a elevação da pressão, as paredes do molde se deformam e transmitem a pressão uniformemente ao pó cerâmico no interior do molde, resultando na compactação da peça. Após a conformação, a pressão é aliviada e as paredes do molde retornam a forma anterior, facilitando assim a remoção do compactado do molde, após a sua retirada do vaso de pressão.

Qualquer líquido incompressível pode ser usado na prensagem isostática a frio como por exemplo a água, óleo hidráulico e glicerina. As partes flexíveis do molde são feitas de elastômeros como a borracha natural ou o poliuretano. A flexibilidade e a espessura das paredes flexíveis do molde são cuidadosamente selecionadas para permitir um ótimo controle dimensional e facilidade de remoção da peça.

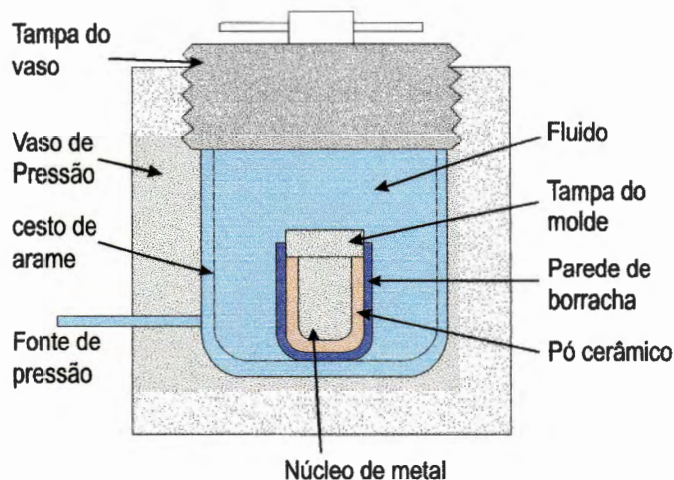


Figura 2. 12 - Esquema do sistema de prensagem isostática com líquido. RICHERSON (1992).

A maior dificuldade na prensagem isostática encontra-se no preenchimento uniforme do molde com o pó cerâmico antes da prensagem. Esse preenchimento é geralmente conseguido através de vibração. Na prensagem isostática uma pressão maior é alcançada e esta é aplicada uniformemente na conformação da peça resultando em um grau maior de

compactação, uma melhor densificação e, como conseqüência, uma melhor uniformidade no processo de sinterização com maiores chances de resultar em uma peça sem defeitos.

### Prensagem isostática a seco

A prensagem isostática a seco foi desenvolvida para aumentar a taxa de produtividade e melhorar a tolerância dimensional das peças, necessitando assim de menos usinagem. Ao invés de imergir o molde em um líquido, o molde é construído com canais internos onde o líquido é bombeado a alta pressão. Isto minimiza a quantidade de fluido a ser pressurizado e permite o uso de uma ferramenta estacionária. O maior desafio do processo é a construção adequada do molde para a transmissão uniforme de pressão para o pó cerâmico atingir o formato desejado. Isto é conseguido através de um posicionamento cuidadoso e uma usinagem igualmente cuidadosa dos canais. Freqüentemente usam-se diversas partes de elastômeros no mesmo molde, e otimiza-se as fixações do molde. Um desenho esquemático de uma prensagem isostática à seco é ilustrada na Figura 2.13.

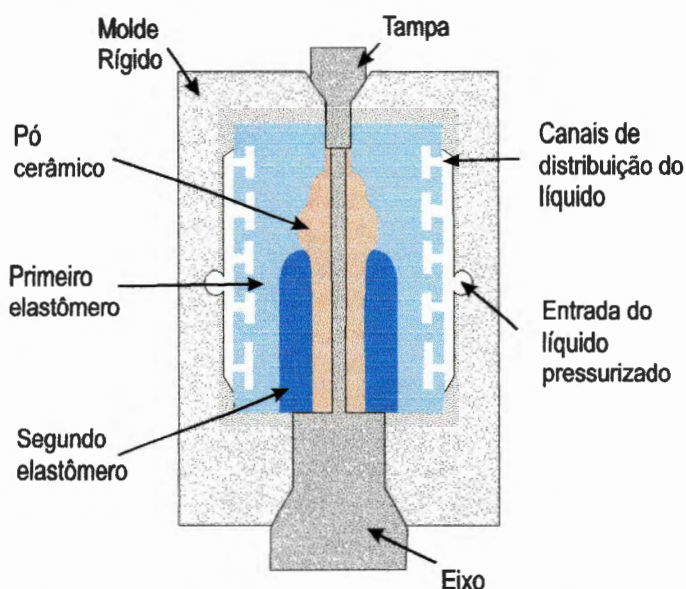


Figura 2. 13- Esquema do molde de prensagem isostática fria a seco. RICHERSON (1992).

## Teoria de compactação

Os processos de conformação a frio têm como sua principal característica para a determinação da microestrutura final e propriedades mecânicas da peça o grau de compactação do pós conseguidos por estes processos - RICHERSON(1992).

PANDOLFELLI et al (1981) afirmam que, para os pós cerâmicos, a compactação a baixa pressão é devido primeiramente ao rearranjo das partículas controlado pelo atrito partícula/partícula. Na região de alta pressão, a compactação é devida ao rearranjo causado pela ruptura do aglomerado, sendo que a pressão na qual a resistência do aglomerado começa a controlar a compactação deve ser relacionada com a resistência mecânica do aglomerado. A presença desses aglomerados pode levar à falta de homogeneidade do compactado, reduzindo suas características mecânicas e acabamento superficial e dimensional final das peças de alumina.

PANDOLFELLI et al (1981) citam que variáveis tais como tamanho e forma inicial da partícula, dureza e taxa de aplicação de pressão são fatores que influenciam a densidade a verde do material. E fazem esclarecimentos para uma melhor compreensão do processo de compactação, como segue.

- a) Para partículas em torno de  $44\mu\text{m}$ , em geral não se tem a presença de aglomerados e o preenchimento dos poros pode se dar pela introdução de partículas mais finas ou pela fratura, na prensagem de partículas mais grossas.
- b) Para partículas menores que  $1\mu\text{m}$  há, em geral, aglomeramento devido a umidade ou forças eletrostáticas. O empacotamento

- dessas partículas se dá pela aproximação e ruptura destes aglomerados, mas dificilmente pelo rompimento de partículas.
- c) Para mistura de pós finos e grossos vale a regra geral onde pequenas partículas de uma fase não afetam o comportamento característico da outra.
  - d) As partículas finas preenchem volumes de baixa densidade, visto que a força para sustentar a ação da gravidade sobre esta partícula é pequena e poucos pontos de contato são suficientes para sustentá-la, e esta não imprime uma força considerável sobre as partículas que estão abaixo para promover o empacotamento. A interação eletrostática gera a repulsão das partículas e forma aglomerados que não são facilmente deformáveis.
  - e) Para uma dada área do punção, um pó fino tem um maior número de pontos de contato do que um pó grosso. Portanto, a força aplicada estará dividida em números distintos de pontos, sendo esta força menor quanto mais fino for o pó sendo processado. Isto implica na fratura de pós grossos e na ruptura dos aglomerados de pós finos, sendo necessário altas pressões para que se tenha a fratura das partículas.
  - f) Os conceitos acima apresentados, estão sujeitos a modificações, assim que se adiciona um ligante, lubrificante ou defloculante, além da ordem que estes são adicionados com relação a moagem.

Segundo PANDOLFELLI et al (1981), o processo de densificação de pós cerâmicos em termos da probabilidade de preenchimento de buracos de vários tamanhos durante os estágios subsequentes da compactação, tem um modelo matemático baseado na probabilidade com que uma partícula fina preenche um poro deixado pelo agrupamento de partículas maiores. Além do mecanismo de preenchimento dos poros por

escorregamento das partículas finas, através de pressão aplicada, foi detectada a ruptura das partículas, para altas pressões, sendo que os fragmentos vêm ocupar os vazios aumentando o empacotamento.

### **2.3.5 Sinterização**

Sinterização é a densificação do compactado de partículas cerâmicas. A sinterização pode ser considerada como a remoção dos poros existentes entre as partículas, acompanhado de retração do corpo cerâmico, combinado com o crescimento de grão e o aumento da ligação entre as partículas adjacentes, que densifica o compactado - RICHERSON (1992). Para ocorrência de sinterização duas condições devem ser satisfeitas.

- a) A existência de um mecanismo de transporte de material, como a difusão ou o escoamento viscoso.
- b) A presença de uma fonte de energia deve para ativar e sustentar o transporte de material, como o calor e pressão.

RICHERSON (1992) retratou a sinterização em três estágios, inicial, intermediário e final, conforme ilustrados na Figura 2.14. Segundo essa figura, o estágio inicial envolve o rearranjo das partículas e a formação de ligação entre elas, ou sejam, os estágios A, B e C (rearranjo das partículas), D, E e F (formação do pescoço), G, H e I (crescimento dos grãos e eliminação dos poros). O rearranjo consiste em pequenas rotações e deslocamentos entre elas que resultariam em mais e maiores pontos de contato. Nestes pontos de contato ocorrem o transporte de material, pois neles há maior tensão superficial, e ocasionam a formação de ligação entre as partículas. No estágio intermediário a ligação entre as partículas cresce, a porosidade decresce e o centro das partículas tornam-se mais próximos. Os contornos de grão começam a se mover fazendo que um grão cresça



enquanto o outro é consumido. Neste estágio ocorre a maior retração do corpo cerâmico. O terceiro estágio é a remoção final da porosidade. Os poros são removidos por difusão ao longo do contorno de grão, conforme ilustra a Figura 2.15. Portanto, os poros devem estar perto ou no contorno de grão para isto ocorrer. Se o grão crescer muito rápido o poro ficará distante do contorno tornando muito difícil a sua remoção.

Dos estudos publicados por TING & LIN (1994 e 1995) conclui-se que pós cerâmicos, com distribuição granulométrica mais estreitas, são preferíveis para obter peças com alta densidade, pois os pós com maior distribuição granulométrica terão maior tendência a apresentar poros resultando em baixa densificação.

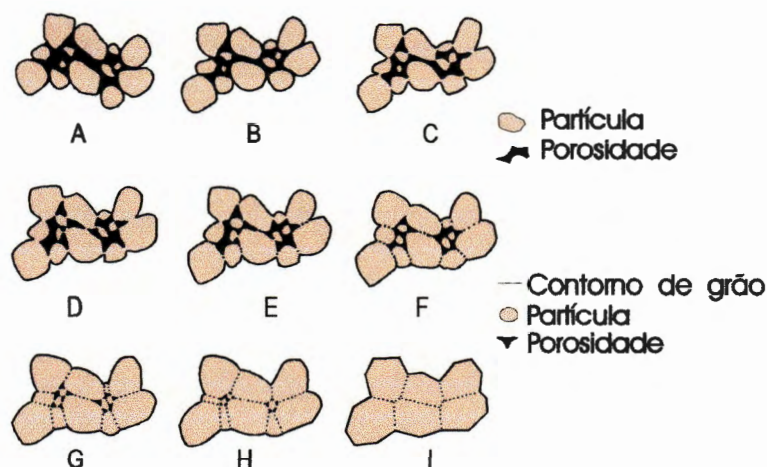


Figura 2. 14- Estágios de sinterização. RICHERSON (1992)

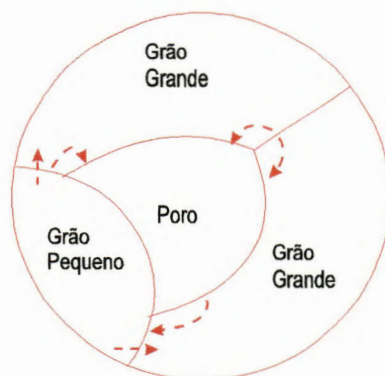


Figura 2. 15- Transporte de poros pelo contorno de grão. TING & LIN (1994)

### 2.3.6 Prensagem Isostática a Quente

A prensagem a quente é análoga a sinterização exceto pelo fato de haver pressão aplicada juntamente com o aumento da temperatura. A aplicação de pressão na temperatura de sinterização acelera a densificação através do aumento das tensões de contato e o rearranjo das partículas. Segundo RICHERSON (1992) este processo tem as seguintes vantagens.

- a) Reduz o tempo de sinterização.
- b) Pode reduzir a temperatura de sinterização, resultando em menor crescimento de grão.
- c) Produzir uma porosidade residual mínima.
- d) Necessita em peças com maior resistência mecânica.
- e) Precisa de menos aditivos para facilitar a sinterização.
- f) Melhora as propriedades das peças a alta temperatura.
- g) Pode processar diretamente com o pó cerâmico.

A Figura 2.16 mostra o esquema de uma prensa a quente uniaxial. Ela consiste de um molde no interior de um forno de alta temperatura com pistões ligados a um controlador de carga. Os fornos usualmente atingem temperaturas da ordem de 2000°C e operam em atmosfera de N<sub>2</sub>, He ou Ar para evitar a oxidação. As pressões aplicadas variam geralmente entre 6,9 a 34,5 MPa

Em 1993, BROOK & MACKENZIE assinalaram as vantagens e desvantagens da prensagem isostática a quente de nanocompósitos, e segundo o próprio autor, já tentada em cerâmicas. O processo baseia-se na prensagem a quente de partículas de materiais com diâmetro médio de 1-50nm. A principal vantagem anunciada pelo autor era a produção de uma peça com menos defeitos internos e maior tenacidade, e conseqüentemente maior resistência mecânica.

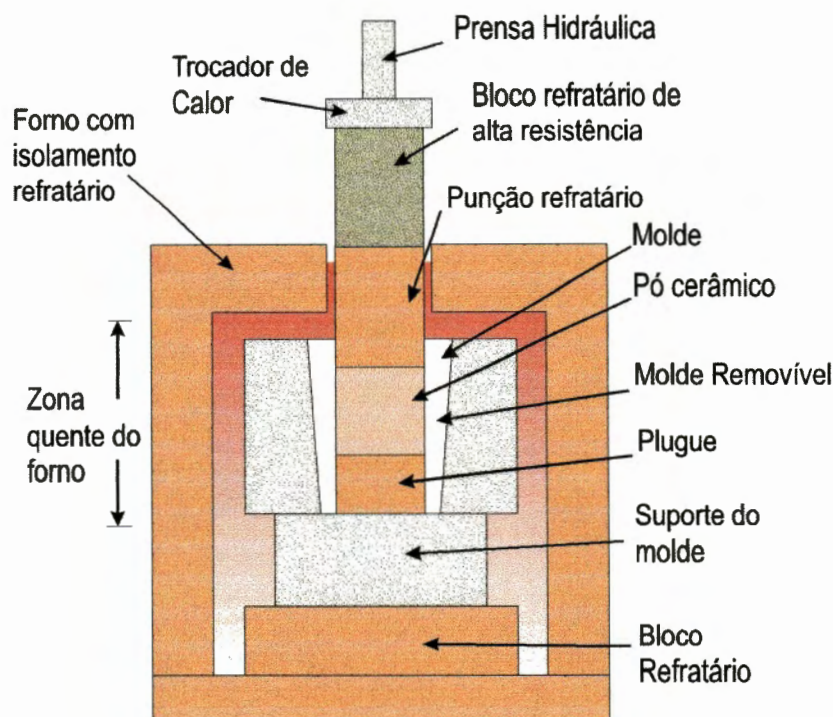


Figura 2. 16- Esquema de uma prensa uniaxial a quente. RICHERSON (1992).

### 2.3.7 Sinterização a Laser

A sinterização a laser é usada em processos como a Sinterização a Laser Seletiva (SLS) e Manufatura por Laminação de Objeto (LOM). Este é um processo para confecção de protótipos capaz de confeccionar praticamente qualquer geometria da peça, pois a produz através de sinterização partícula a partícula em camadas. O método sinteriza camadas finas de pó cerâmico depositadas consecutivamente sobre a camada anterior já sinterizada. O laser para sinterização de pós cerâmica ou metálicos é de alta potência devido a alta temperatura de sinterização destes materiais - GRIFFIN et al (1996).

## 2.4 Características Gerais

Na colagem, as camadas mais externas são melhor compactadas que as internas, gerando diferenças microestruturais. Há também o problema do empenamento e retrações não uniformes da peça durante a sinterização gerando falta de acuracidade dimensional e alta rugosidade - VOUILLEMET et al (1992).

Para injeção além dos problemas da diferença de empacotamento ao longo da profundidade da peça e dos defeitos causados pela remoção do veículo orgânico, há o problema de empenamento e retrações durante a sinterização. Porém a precisão dimensional e de forma é mantida dentro das tolerâncias - FORTULAN (1993), BANDYOPADHYAY & FRENCH (1994).

Na prensagem a frio a planicidade é influenciada pelo acabamento do molde e da uniformidade da distribuição de pressão no molde - RICHERSON (1992).

Para a sinterização a laser a precisão dentro de certas tolerâncias é conseguida, porém a superfície tem forma de escada devido à natureza do processo de fabricação, é possível conseguir densificações satisfatórias por este método - GRIFFIN et al (1996).

### 3. PROCESSAMENTO DE USINAGEM

A quase inexistência de técnicas de usinagem convencional de materiais cerâmicos é devida à elevada dureza e fragilidade que apresentam após a sinterização. Por esse motivo a usinagem convencional da peça verde, em muitos casos, é utilizada. Ocorre porém que as peças são muito delicadas e não apresentam resistência suficiente para serem usinadas, ZORZI et al (1995). Para solucionar esse problema, reforça-se o material cerâmico a verde com ligantes poliméricos através de técnicas de impregnação, ZORZI et al (1995), ou pela adição deles durante a moagem e mistura, WU & McANANY (1995).

Quando comparado com os metais, os materiais cerâmicos apresentam dureza e resistência à compressão muito superiores. Outras vantagens deles incluem a alta resistência ao desgaste e corrosão e o baixo peso específico. No entanto, as cerâmicas são extremamente frágeis. Mesmo um menor defeito na superfície de um componente, causado por usinagem imprópria, pode acarretar uma quebra catastrófica da peça, especialmente se condições de carregamento desfavoráveis ocorrerem durante o seu funcionamento.

Devido à cerâmica ser deficiente relativamente ao seu comportamento dinâmico, há uma necessidade de acabamento superficial alto. Estas necessidades são verificadas quando as superfícies são submetidas ao desgaste por atrito de deslizamento. Como exemplo, é possível citar os mancais de carbonato de silício ( $\text{SiSiC}$ ) para bombas de

líquidos corrosivos ou abrasivos que requerem acabamento superficial de  $0,08 \mu\text{m}$  de rugosidade e  $0,3 \mu\text{m}$  de planicidade. Zircônia ( $\text{ZrO}_2$ ) e nitreto de silício ( $\text{SiN}$ ) são usados em insertos e juntas de braços mecânicos e requerem rugosidade inferior a  $0,01 \mu\text{m}$ , segundo KÖNIG & POPP (1989).

Apesar das vantagens advindas de tais aplicações, os materiais cerâmicos não são ainda muito usados porque ainda não é possível alcançar um alto volume de produção. Devido à sua fragilidade as cerâmicas avançadas são extremamente difíceis de usar e os problemas de produção pioram quando as exigências de qualidade dos componentes aumentam. Atualmente há um número limitado de técnicas de usinagem possíveis de serem aplicadas ao acabamento ou super acabamento de cerâmicas avançadas. Estas técnicas incluem as de corte abrasivo com aresta de corte indefinida geometricamente como a retificação, brunimento, lapidação e polimento - KÖNIG & POPP (1989).

Como a cerâmica é um material de alta dureza, em geral é utilizado o diamante como material de corte. No entanto, a combinação de alta dureza e resistência causa um desgaste considerável do diamante ou da ferramenta. Este desgaste resulta no aumento do custo de usinagem e também no aumento das forças resultantes podendo causar problemas na obtenção das dimensões e formas desejadas. Adicionalmente, a baixa taxa de remoção de material resulta em um tempo de processamento longo e conseqüente aumento de custos. Para resolver todos esses problemas muitos processos de usinagem foram desenvolvidos.

Alguns autores estudaram a usinabilidade das cerâmicas avançadas. GUO & CHAD (1993) investigaram a retificação de peças sinterizadas. Hoje, sabe-se que a usinabilidade é derivada de propriedades mecânicas tais como dureza e tenacidade - OLSSON (1994).

### 3.1 Usinagem a Verde

WOLF (1995) afirma que a geometria externa, muitas vezes simples, dos produtos conformados em moldes de borracha, não são muito exatas e devem ser usinadas à verde antes da sinterização.

A usinagem a verde de peças recém conformadas é atualmente usada na manufatura de peças pequenas e simétricas como isolantes de tomadas, bocais e esferas - WU & McANANY (1995), ICHIKAWA et al (1993) e ZORZI et al (1995). Este processo não requer nenhuma ferramenta especial, porém a usinagem é limitada aos processos de retificação e corte. Devido a baixa resistência mecânica da peça à verde, os processos de furação, alargamento e torneamento são demasiadamente difíceis - WU & McANANY (1995) e ZORZI et al (1995). A principal solução para facilitar a usinagem à verde é a seleção adequada de ligantes da mistura cerâmica para prover resistência suficiente para a peça - WU & McANANY (1995).

A resistência à verde é controlada pelas interações existente entre polímero-polímero ou polímero-cerâmica conforme ilustra a Figura 3.1. Os ligantes constituídos de grupos ácido carboxílicos, tais como o acrílico, são os que têm interações mais fortes com o pó cerâmico. A troca de hidrogênio destes grupos também resulta em fortes interações polímero-polímero. Em algumas misturas é necessária a utilização de um plastificante, como por exemplo a água. Todavia a água age sobre as interações provocando diminuição na resistência mecânica da peça à verde. Por outro lado a peça não pode ter alta resistência a verde, pois isto levaria a fragilidade do material. Admiti-se, então, um percentual ideal de água - WU & McANANY (1995).

ZORZI et al (1995) também propuseram um método de impregnação de peças para usinagem a verde. O objetivo desse método é preencher os espaços vazios resultantes da decomposição dos ligantes orgânicos com materiais que facilitam a usinagem das peças pelo aumento de sua resistência mecânica e/ou melhoria da lubrificação entre a ferramenta e a peça durante o corte.

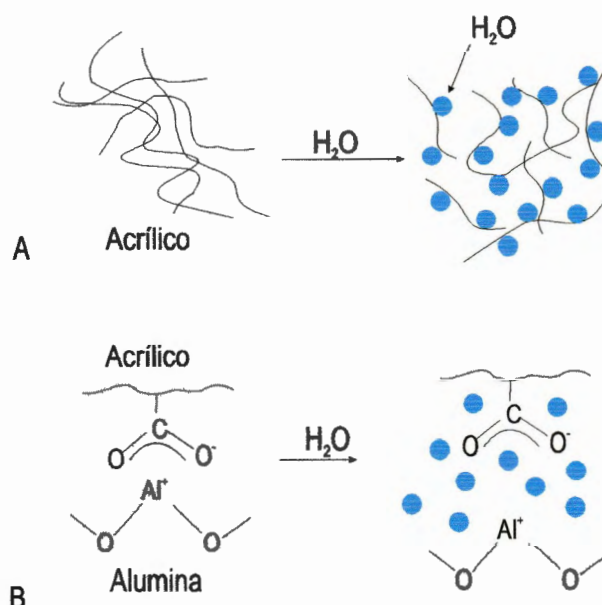


Figura 3. 1-(A) Redução das interações polímero-polímero e polímero cerâmica com a adição de água. (B) Redução da interação polímero-cerâmica com a adição de água. WU & McANANY (1995)

### 3.2 Retificação

WOLF (1995) afirma que as peças produzidas através processos de prensagem, tanto a quente como a frio, após a sinterização, tem tolerância variável de  $\pm 1\%$  da dimensão nominal e que para peças menores de 10mm a tolerância pode ser de pelo menos  $\pm 0,1\text{mm}$ . Sendo assim, as peças de cerâmica são produzidas suficientemente maiores para que as dimensões exatas e o acabamento superficial sejam atingidos através da usinagem abrasiva depois da sinterização. A qualidade de tolerância ISO para essas



peças está geralmente entre IT7 para o furo e IT6 para o eixo e podem ser alcançadas como padrão na retificação, segundo WOLF (1995).

Para SUBRAMANIAN et al (1990), um método de usinagem abrasiva de acabamento eficiente requer o cuidado com quatro tipos de variáveis a saber: a máquina-ferramenta, o rebolo, as propriedades do material da peça e as condições de usinagem. Esses autores também afirmam que existem características necessárias para as máquinas ferramentas para a produção de cerâmicas retificadas de precisão, as quais são seguintes: rigidez, baixo nível de vibração, sistema de fluido adequado, precisão de movimentos e posicionamentos, balanceamento dinâmico durante o processo, possibilidade de dressagem e capacidade CNC.

### **3.2.1 Modelos de remoção de material**

LAMMER (1990) apresenta dois modelos para a formação do cavaco cerâmico na retificação. Um modelo de formação de cavaco é baseado na suposição de que materiais cerâmicos são amaciados durante a usinagem pelas altas temperaturas na aresta de corte, tornando-os plasticamente deformáveis e podendo assim serem usinados de forma semelhante aos materiais metálicos. Outro modelo é fundamentado na pressão superficial Hertziana do contato entre dois corpos, onde a tensão e a deformação produzem microtrincas, que causam a quebra dos grãos cerâmico se a ocorrência de erosão por meios frágeis, XU & JAHANMIR (1995 B). LAMMER (1990) afirma também que uma combinação entre esses dois modelos constitui o provável mecanismo que ocorre de acordo com o tipo de cerâmica e as condições de usinagem.

As informações sobre o mecanismo de remoção de material na retificação de cerâmicas avançadas ainda é incipiente. Para tentar identificar

esse mecanismo de remoção de material MORGAN & SCOTT (1992) tentaram medir, mas com sucesso parcial, a temperatura durante o processo de retificação de cerâmica no grão de diamante, segundo os próprios autores as temperaturas medidas ficaram abaixo das esperadas, eles supõe que esta falta de acuracidade é devida a localização do termopar utilizado.

Normalmente, no processo de retificação de cerâmicas avançadas cada grão abrasivo do rebolo gera um campo de tensão extrema sob a superfície da peça. Causando deformações irreversíveis no material na forma de dislocações, trincas e vazios, ZHANG & HOWES (1994). O mecanismo de remoção de material é geralmente classificado em duas categorias: fratura frágil e deformação plástica ou dúctil. A fratura frágil, análoga à indentação de materiais frágeis por indentadores duros, apresenta dois sistemas principais de trincas: trincas laterais que são responsáveis pela remoção de material, e trincas profundas, que reduzem a resistência do material. Na fratura frágil, a remoção de material é acompanhada de nucleação e propagação de trincas, cavacos ou riscos, como enunciados por Xu et al (1995 C), XU & JAHANMIR (1995 C, 1996), WARNECKE & ROSEMBERGER (1995) e LAURENT & DE MELLO (1991). A deformação plástica ou dúctil, por outro lado, é similar ao processo de formação de cavaco em retificação de metais, que envolve riscamento e formação do cavaco. O material é removido na forma de cavacos severamente cisalhados, segundo WARNECKE & ROSEMBERGER (1995) e LAURENT & DE MELLO (1991). A resistência mecânica, a dureza, a tenacidade à fratura e a microestrutura do material são os fatores governantes que controlam o processo de fratura frágil ou deformação plástica. Para XU & JAHANMIR (1995 A, C) Xu et al (1995 A, C) e LAURENT & DE MELLO (1991) o processo de retificação é um processo de introdução de defeitos desde que o grão abrasivo seja forçado contra a superfície da peça. Portanto, não é surpresa que as operações de retificação causem frequentemente a

mudança da resistência mecânica dos componentes, como é reportado com frequência na literatura, MAYER & FANG (1994), da ROCHA & dos ANJOS (1991) e ZHANG & HOWES (1994).

O termo **regime dúctil** tem sido usado para descrever o mecanismo de remoção de cavaco contínuo na retificação de cerâmicas avançadas. A hipótese tem avançado juntamente com a tese de que todo material, apesar de sua dureza e fragilidade deve ter uma transição de regime frágil para regime dúctil abaixo de uma dimensão característica da geometria de corte, como por exemplo a profundidade de corte, como é afirmada por WARNECKE & ROSEMBERGER (1995). Essa hipótese é baseada no consumo de energia dos diferentes mecanismos de remoção de material. A energia requerida para a fratura frágil é proporcional ao quadrado daquela dimensão característica de corte. A energia requerida pela deformação plástica é proporcional ao cubo dessa mesma dimensão característica, segundo ZHANG & HOWES (1994). Como a ordem de grandeza dessa dimensão característica de usinagem decresce, a deformação plástica torna-se energeticamente favorável como processo de remoção de material; mecanismo de remoção de material em dimensões reduzidas, porém baseada no regime dúctil.

Deve-se lembrar que em um processo de remoção de material, a resposta deste constitui em gerar a máxima resistência possível contra o sistema de usinagem externa afim de manter a sua estrutura natural. A máxima resistência possível corresponde ao máximo consumo de energia da usinagem pelo material. Este consumo de energia determina o mais favorável mecanismo de remoção de material no processo de usinagem.

Segundo este ponto de vista ZHANG & HOWES propuseram em 1994 um mecanismo de remoção de material com consumo energético maior denominado **regime de pulverização**. Segundo esses autores este

seria o real regime de remoção de material e não o regime dúctil.

Para muitos estudiosos como ZHANG & HOWES (1994), WARNECKE & ROSEMBERGER (1995), XU & JAHANMIR (1994, 1995 A, B, C e 1996), XU et al (1995 A, B, C), LAURENT & DE MELLO (1991), a abrasão pode ser considerada como um fenômeno de riscamento múltiplo e que pode ser estudada através de contatos elementares, supondo seus efeitos independentes, utilizando-se de esclerometria. Isto foi feito por vários estudiosos para enunciar algumas propostas de mecanismos de remoção do material para o processo de usinagem abrasiva.

### 3.2.1.1 Regime dúctil-frágil

O processo de desgaste abrasivo para a remoção de material apresenta, segundo LAURENT & DE MELLO (1991) e RUFF et al (1995), níveis críticos para o esforço aplicado, condicionando uma abrasão dúctil ou frágil, conforme ilustra a Figura 3.2. Nessa figura é relacionada a largura do sulco ( $L$ ) com a carga aplicada ( $F$ ) podendo-se perceber quatro regiões de comportamento distintos.

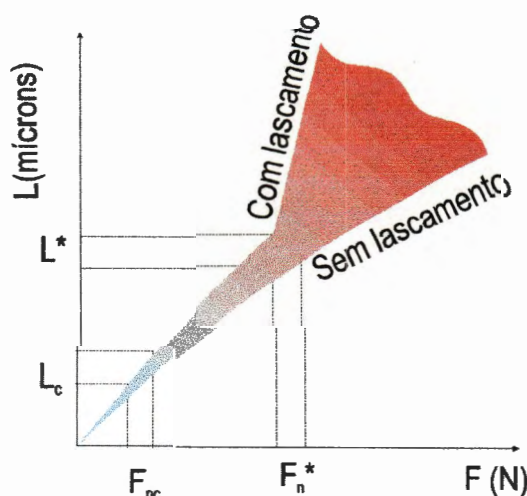


Figura 3. 2 - Níveis críticos para o esforço aplicado na abrasão, segundo LAURENT & DE MELLO (1991)

- a)  $F_n > F_n^*$ . Domínio da abrasão frágil ou lascamento. As trincas são bem desenvolvidas e o lascamento é importante. O trincamento controla o processo.
- b)  $F_n = F_n^*$ . Domínio da abrasão dúctil-frágil. Neste modo de abrasão, o controle do processo é assegurado por um compromisso entre as trincas e a deformação.
- c)  $F_{nc} < F_n < F_n^*$ . Abrasão dúctil. A escala de contato é muito pequena para que haja formação de trincas. O processo é controlado pela deformação do material.
- d)  $F_n < F_{nc}$ . O fenômeno é dito de micro-escala e de natureza dúctil.

O domínio da abrasão frágil, ou lascamento, caracteriza-se pela forte presença de fissuras e estilhaçamentos. LAURENT & DE MELLO (1991) verificaram o aparecimento de pares de fissuras laterais seguidas de uma curta zona de sulcamento e novo par de fissuras. A zona compreendida entre os pares de fissuras se desprende do material, iniciando o estilhaçamento. O domínio apresenta muitas fissuras sub-superficiais.

No domínio da abrasão dúctil-frágil, LAURENT & DE MELLO (1991) observam riscos com as características da abrasão frágil. Houve também observações de riscos onde só ocorreram deformações plásticas. LAURENT & DE MELLO (1991) relatam que as fissuras sub-superficiais tornam-se visíveis, tanto no regime frágil como no dúctil, após alguns minutos depois do ensaio. No regime dúctil evidencia-se a formação de sulco lateral, segundo LAURENT & DE MELLO (1991) e XU & JAHANMIR (1995 C) e não há evidências de estilhaçamento e arrancamento de grãos inteiros. SCHINKER & DÖLL (1982) propõem um modelo para o regime dúctil de usinagem. Segundo SCHINKER & DÖLL (1982) a geometria da aresta de corte é muito importante para a definição da forma que o material escoará

no regime dúctil para formar o cavaco. A Figura 3.3 demonstra a influencia da geometria do grão no escoamento de material durante a usinagem.

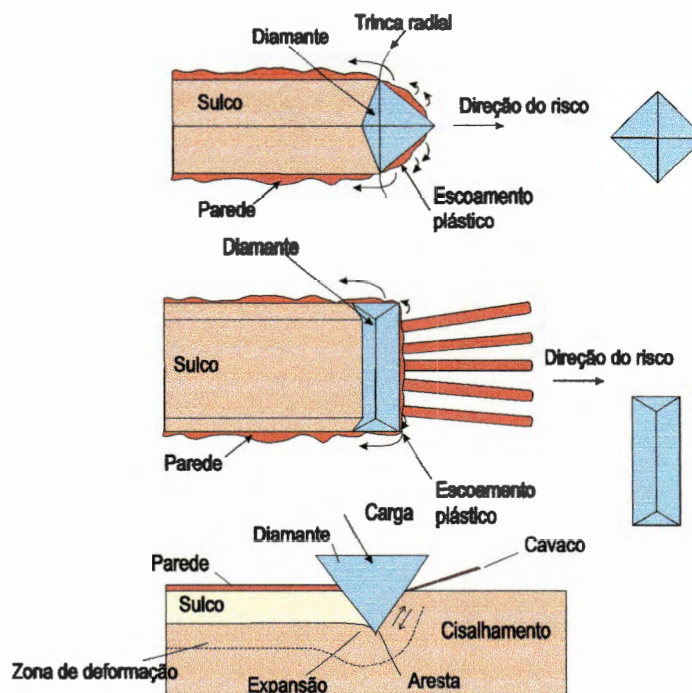


Figura 3. 3 - Formas de formação de cavaco durante o regime dúctil de usinagem. Influencia da geometria da aresta de corte. SCHINKER & DÖLL (1982)

Alguns autores, como por exemplo LAURENT & DE MELLO (1991), afirmaram em seus artigos que a comparação e a extrapolação dos resultados da usinagem em vidros para outros materiais frágeis, como as cerâmicas, é válida. Eles, porém, observaram que em riscos produzidos no regime dúctil no vidro, as trincas sub-superficiais só aparecem 30 minutos após o ensaio e o desenvolvimento completo delas ocorrem após uma centena de horas mais tarde. Ainda, segundo LAURENT & DE MELLO (1991), a distinção destes riscos com trincas com os riscos do regime frágil é muito difícil, para o caso do vidro. ZHANG & HOWES (1994) e WARNECKE & ROSEMBERGER (1995) afirmaram por outro lado, terem conseguido resultados de usinagem em cerâmica, portanto material frágil, sem a apresentação de trincas desenvolvidas pelo alívio de tensão das deformações plásticas causadas pelo riscamento. Deve-se lembrar que a

usinagem de cerâmicas avançadas depende da microestrutura cristalina dos grãos cerâmicos e de seus contornos de grão enquanto que o vidro é um material amorfo, sem a definição de grãos cristalinos.

XU et al (1995 B), XU & JAHANMIR (1995 C) e RUFF et al (1995) relatara que passagens consecutivas do identador no mesmo risco leva ao arrancamento de grãos inteiros da cerâmica provocando trincas longas através dos contornos dos grãos do material. Este tipo de comportamento para os vidros não é possível de se observar, pois eles são amorfos. RUFF et al (1995) sugerem um mecanismo onde a remoção de um simples grãos é causado, provavelmente, por crescimento de trincas ao longo ou muito próximas dos contornos de grãos, resultante das tensões formadas atrás da ferramenta durante o riscamento. Esse mecanismo de remoção de grãos é esquematizado na Figura 3.4. Note-se que a tensão de tração abaixo da superfície é um fator importante no processo.

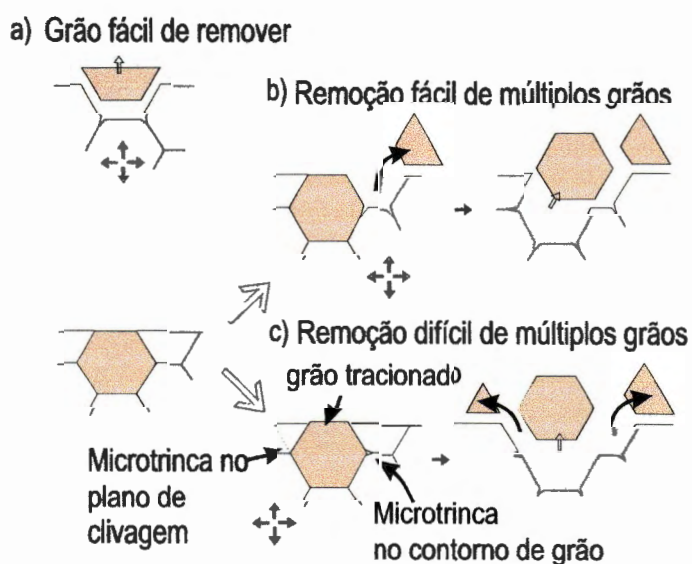


Figura 3. 4 - Esquema representativo de um possível mecanismo de danos ao material. RUFF et al (1995).

LAMMER (1990) cita o mecanismo do processo de corte para pequenas profundidades, menores que 0,01 mm, como sendo basicamente

de pulverização e recompactação dos grãos cerâmicos. Logo após que a profundidade de penetração de uma aresta ativa atinge a metade do tamanho médio de grão da cerâmica, o efeito dos componentes normais predominantes da força de corte geram uma condição de pressão hidrostática na zona de corte. Como resultado do efeito da força tangencial, devido ao atrito entre o diamante e a cerâmica, os grãos de cerâmica assumem novas formas sobrepondo-se uns aos outros e orientando a direção de movimento do grão de diamante.

### **3.2.1.2 Regime de pulverização**

De acordo com ZHANG & HOWES (1994), na retificação de cerâmica, a remoção de material pode ser baseada nos mecanismos de esmagamento, formação de cavaco ou fratura, pulverização e deformação dúctil. De acordo com o processo de retificação de precisão, onde a profundidade de corte é normalmente submicrométrica, os mecanismos de esmagamento, formação de cavaco ou fratura podem ser excluídos das etapas do processo, restando somente a pulverização do material. A pulverização do material ocorre portanto quando os grãos de cerâmica de tamanhos micrométricos são triturados durante a retificação até dimensões submicrométricas ou menores. A pulverização pode ocorrer ao longo dos planos de clivagem dos grãos cerâmicos, proporcionando assim a formação de um grande número de grãos finos. Nesse mecanismo mais superfícies e maiores superfícies são geradas. Como a pulverização é o estágio mais avançado do cisalhamento e quebra do material, a energia requerida para a pulverização do material pode ser maior que a requerida para a fratura frágil ou a deformação plástica.

Ainda segundo ZHANG & HOWES (1994), na retificação de materiais cerâmicos, o contato entre os grãos abrasivos da ferramenta e a superfície



da peça obra acarreta a presença de concentrações de tensões e deformações. O campo de tensão é geralmente composto de tensão de compressão que é superimposto por uma tensão de cisalhamento, e uma tensão de tração que é induzida por força de atrito na interface dos grãos abrasivos com a peça. Este campo de complexas tensões provocam a deformação do material pela movimentação de suas dislocações ao longo de seus planos de clivagem. A deformação pode se desenvolver em diversos estágios quando o nível de tensão aumenta. Sob o ponto de vista atômico, a deformação progressiva do material tem a sequência de deformação elástica, deslocamento e ruptura das ligações. A clivagem também pode ocorrer como consequência da movimentação de dislocações. O núcleo da clivagem está relacionado com a concentração de tensão e resulta em pulverização localizada. As microtrincas formadas tanto por rompimento das ligações atômicas como por clivagem podem chegar ao contorno de grão que faz com que a pulverização fique localizada neste grão sob tensão. Este é o regime que ZHANG & HOWES (1994) chamam de pulverização de material, o qual é ilustrada na Figura 3.5.

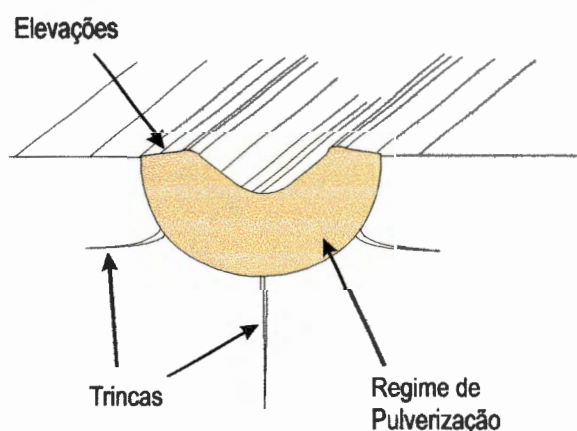


Figura 3. 5- Desenho esquemático mostrando a camada do regime de pulverização em processo de retificação com ponta única. ZHANG & HOWES (1994).

Como primeiro estágio da solicitação do material no regime de pulverização, ocorre a distorção na grade atômica ou deformação elástica. Com o aumento da tensão de cisalhamento, a movimentação de

dislocações começam ao longo dos planos de escorregamento. Com um aumento ainda maior da tensão de cisalhamento, a deformação não é maior devido ao movimento de dislocações, até a ruptura das ligações atômicas, o que resulta na pulverização dos primeiros grãos superficiais do material da peça. O processo de pulverização decresce quando o tamanho dos grãos de cerâmica diminui pela quebra das ligações atômicas do material. A tensão de cisalhamento causa pulverização enquanto que a pressão e o calor, gerada também pelo processo de retificação, resinteriza o material pulverizado, resultando assim a camada de material do regime de pulverização.

A pulverização faz com que o material pulverizado perca a ligação com o resto da peça. Este material pode ser resinterizado pelas condições de temperatura e pressão causadas pela pressão de compressão hidrostática na região de interface entre o grão abrasivo e a peça.

Os materiais cerâmicos apresentam apenas o regime de pulverização sem fratura profundas, quando a profundidade de corte é inferior ao valor crítico, antes enunciado. Porém, quanto maior o tamanho dos grãos abrasivos, maior a camada do regime de pulverização. Os valores críticos para profundidade de corte tanto na pulverização como no regime dúctil são os mesmos segundo o próprio ZHANG & HOWES (1994). O escoamento lateral do material em riscamento de ponta única de diamante causa elevações laterais ao longo do risco. Com o aumento da profundidade de corte essas elevações diminuem.

XU & JAHANMIR (1995 C) relatam e indicam em suas micrografias uma camada de material com microestrutura diferente a do resto da peça obra formada pelo riscamento, e atribuem esta camada à deformações plásticas que ocorrem durante o processo.

### 3.2.1.3 Força de retificação

Muitas foram as tentativas de estabelecer a relação entre a força de retificação, o volume de material removido e as propriedades mecânicas ou microestruturais da cerâmica. XU et al (1995 A, B, C,), XU & JAHANMIR (1995 A, B, C) afirmam que a força de retificação depende do tamanho de grão da microestrutura. XU & JAHANMIR (1995 C) também encontraram uma relação entre o volume de material removido em um único risco em função do quadrado da força e da raiz quadrada do tamanho médio de grão da microestrutura. KONDO et al (1994) por outro lado, apresentaram uma relação entre as forças de retificação e a energia de recobrimento elástico das cerâmicas. Eles chamaram de recobrimento elástico a camada de material cerâmico que sofre deformações elásticas durante o processo de identificação, e mostraram a relação linear entre a energia de recobrimento elástico e a força normal de retificação.

### 3.2.2 Geometria da retificação

Os principais parâmetros geométricos e características do processo de retificação tangencial de cerâmicas avançadas e da superfície resultante da peça foram enunciados por MAYER & FANG (1995), estão relacionadas na Figura 3.6 e são comentadas como se segue.

a) Espessura máxima estimada do cavaco. Este parâmetro depende tanto de parâmetros da máquina como do rebolo. É dele que se extrai a profundidade máxima de corte para o regime dúctil,  $h_{max}$ .

$$h_{max} = \sqrt{\frac{4V_w}{V_c C r}} \sqrt{\frac{a_e}{d_s}} \quad (3.1)$$

Nessa relação,  $h_{max}$  torna-se a profundidade máxima de corte para o grão para usinagem em regime dúctil ( $h_0=h_{max}$ ),  $C$  é o número de grãos cortantes e ativos por unidade de área da periferia do rebolo,  $r$  é a razão entre o tamanho do cavaco pela espessura do cavaco não deformado,  $V_C$  é a velocidade periférica do rebolo,  $V_W$  é a velocidade de alimentação ou velocidade da peça,  $a_e$  é a profundidade de corte do rebolo e  $d_s$  é o diâmetro do rebolo.

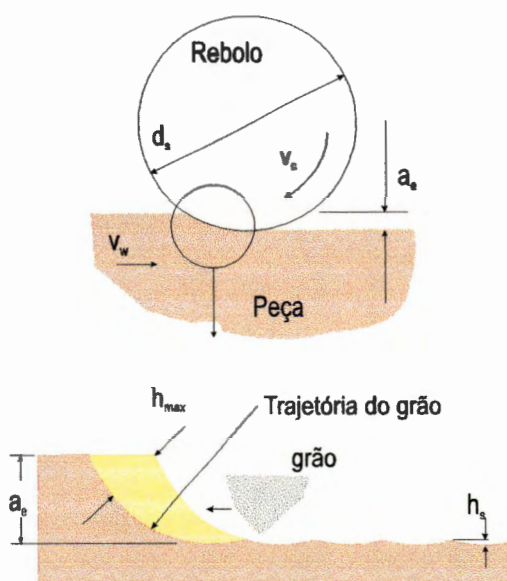


Figura 3. 6 - Ilustração do processo de retificação tangencial de superfície e das suas variáveis. MAYER & FANG (1995).

Há outra fórmula para a espessura máxima do cavaco enunciada também por MAYER & FANG, porém em um trabalho de 1994. Nesta fórmula utiliza-se o parâmetro  $L_s$  do rebolo que é a distância entre duas arestas cortantes.

$$h_{max} = 2L_s \left( \frac{V_w}{V_c} \right) \sqrt{\frac{a_e}{d_s}} \quad (3.2)$$

O próprio MAYER & FANG (1995) concluíra que a equação (3.1) é mais apropriada que a (3.2). A espessura máxima,  $h_{max}$ , calculada pela equação (3.1) é geralmente duas ordens de grandeza maior que a calculada pela (3.2). O  $h_{max}$  calculado pela equação (3.1) em geral, apresenta a mesma ordem de magnitude dos ensaios publicados, MAYER & FANG (1994).

b) Área da seção transversal do cavaco,  $a_m$ . Este parâmetro expresso pela relação (3.3) também é dependente de parâmetros da máquina do rebolo.

$$a_m = w^2 \left( \frac{V_w}{V_c} \right) \sqrt{\frac{a_e}{d_s}} \quad (3.3)$$

Na equação (3.3),  $w$  é o espaçamento teórico entre arestas cortantes. MAYER & FANG (1995) assumem que  $w = C^{-1/2}$ .

c) Altura das ondulação resultante do processo. A altura das ondulações é uma das características geométricas da superfície usinada e pode ser estimada também pelas características geométricas da máquina e do rebolo e expressa da seguinte maneira.

$$h_s = \frac{V_w^2}{4V_c^2 d_s C} \quad (3.4)$$

Dentro da teoria da transição de regime frágil para regime dúctil ocorrendo a uma determinada profundidade de corte, WARNECKE &

ROSEMBERGER (1995) sugerira a existência de dois tipos de retificação de cerâmica avançada, ambos baseados em princípios geométricos dos parâmetros de retificação.

a) Retificação *Creep-feed*: Essa retificação é caracterizada pelo cavaco ter a forma de vírgula, conforme ilustra a Figura 3.7(A). Nessa figura, no ponto A ocorre a superposição de dois arcos de ciclóides subsequentes. A profundidade de corte,  $h$ , é uma função do ângulo de rotação do rebolo,  $\phi$ . Ele tem um valor zero no ponto B e cresce quase linearmente até a espessura máxima de corte,  $h_{max}$ , no ponto M, para depois decrescer, através de uma função com forma de arco, até o ponto A, onde o grão deixa a peça.

b) Retificação *reciprocating*: A Figura 3.7(B) ilustra esse processo, onde verifica-se que os trajetos subsequentes dos grãos abrasivos não se interceptam dentro do material da peça (ponto B). A espessura máxima de corte,  $h_{max}$ , é igual a profundidade de corte selecionada,  $a_e$ . Este máximo é atingido no centro do arco e representa a profundidade de transição dúctil-frágil,  $h_0$ .

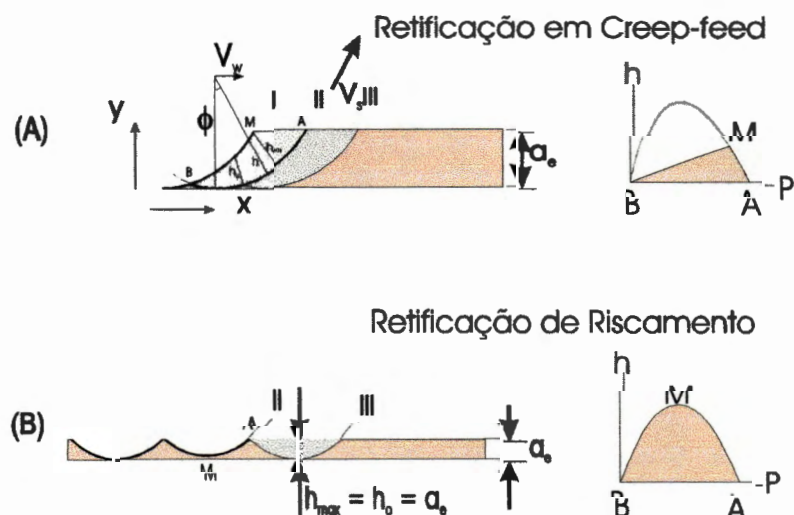


Figura 3. 7- Tipos de retificação. WARNECKE & ROSEMBERGER (1995).

WARNECKE & ROSEMBERGER (1995) fizeram esse modelo através da idealização de um rebolo com grão único. Sendo assim, ao adotar-se rebolos comuns, com diversos grãos ativos, estar-se-ia sempre na retificação *Creep-feed*, a menos que fosse imposto uma velocidade de alimentação extremamente alta.

A Figura 3.8 mostra o diagrama de profundidade de corte,  $a_e$ , contra a razão de velocidades,  $q$ . Este diagrama permite a determinação das condições de retificação em *creep-feed* e *reciprocating*, assim como determina os parâmetros que minimizam os danos correspondentes a uma determinada espessura limite. O diagrama foi baseado em um rebolo de 150mm, mas para outros diâmetros deve-se reescalar os eixos.

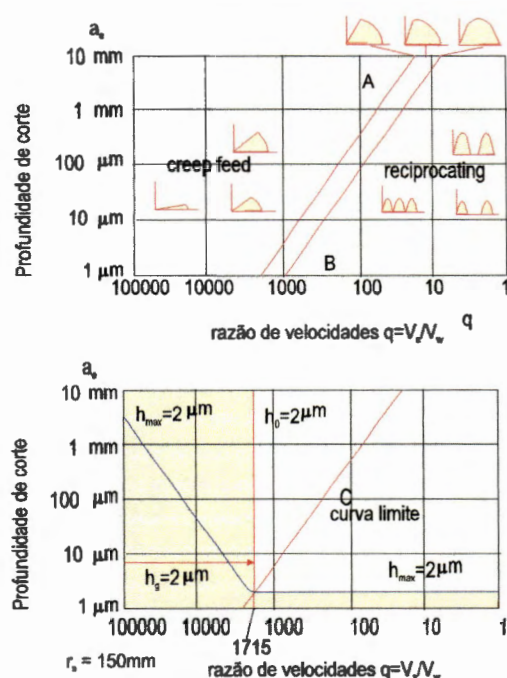


Figura 3. 8 - Diagrama de tipos de retificação. WARNECKE & ROSEMBERGER (1995)

Para WARNECKE & ROSEMBERGER (1995) as condições de retificação devem permanecer na área em destaque do diagrama. Para achar a área basta fazer  $a_e = h_0$  na região de *reciprocating*, na interseção da

ordenada  $a_e$  com a curva C e traçar uma vertical. A área abaixo de  $a_e$  e a esquerda desta vertical são as condições de corte consideradas de regime dúctil.

No diagrama dos tipos de retificação (Figura 3.8) a curva A representa a condição de usinagem na qual a espessura máxima do cavaco em forma de vírgula tem a espessura máxima de corte. A curva A pode ser expressa pela equação (3.5).

$$q = \frac{\left[ 2\pi - \arccos\left(1 - \frac{a_e}{r_s}\right) \right]}{\text{sen}\left[\arccos\left(1 - \frac{a_e}{r_s}\right)\right]} \quad (3.5)$$

Nessa figura, a curva B representa a condição de retificação recíproca em que ocorre a maior remoção em volume. Esta em regime dúctil, sem causar danos ao material. A curva B pode ser expressa pela equação (3.6).

$$q = \frac{\left[ \pi - \arccos\left(1 - \frac{a_e}{r_s}\right) \right]}{\text{sen}\left[\arccos\left(1 - \frac{a_e}{r_s}\right)\right]} \quad (3.6)$$

A curva C seria a condição *creep-feed* de maior remoção de material, porém atingindo o limite de espessura máxima de corte através de uma parábola e não de uma reta. WARNECKE & ROSEMBERGER (1995) apresentaram algumas fórmulas de recorrência baseadas no ângulo de contato do rebolo com a peça durante a retificação para o cálculo da curva C. As fórmulas não são explícitas em termos da razão de velocidades,  $q$ , e profundidade de corte,  $a_e$ , por isto não serão enunciadas.



SUBRAMANIAN et al (1990) recomendam a retificação *creep-feed* para cerâmicas quando utiliza-se grande profundidade de corte com baixa velocidade de alimentação.

### 3.2.3 Retificação de topo

A retificação de topo é conhecida também como retificação de copo onde o rebolo mantém um plano de contato com a peça. Um importante parâmetro de retificação em termos de precisão é o comprimento de contato, que é determinado pelas condições entre a ferramenta e a peça durante a usinagem. Comprimentos maiores de contato ocorrem mais frequentemente em retificação de topo dos que em retificação periférica, a qual é limitada por um comprimento de contato de alguns milímetros.

O alto fator de recobrimento do rebolo sobre a peça também é uma vantagem, pois a peça obra é usinada por um número maior de arestas cortantes durante o tempo de contato proporcionando uma melhora significativa no acabamento da superfície retificada. Tal vantagem, para KÖNIG & POPP (1989) pode ser ainda melhorada com a diminuição da rotação da peça, com o aumento da velocidade periférica do rebolo e/ou aumentando o diâmetro do rebolo. Tais condição de retificação resulta em pequenos cavacos finos e acredita-se que diminui o risco de danos à superfície tais como as microtrincas.

Outra vantagem da retificação de topo é o fato da peça cruzar o rebolo duas vezes. Como há uma orientação unidirecional para os traços da retificação, a rugosidade superficial não depende da direção de usinagem e a superfície resultante tem um acabamento de riscos cruzados. Entretanto, a taxa de remoção de material não é igualmente distribuída entre as

superfícies de fora e de dentro do plano de retificação. A maior parte do corte é feito pelo lado de fora, enquanto o lado de dentro produz cavacos menores e mais finos.

As vantagens cinemáticas deste tipo de retificação de face levam a uma alta acuracidade na dimensão final. O movimento de geração no qual o formato da peça é produzido por uma linha reta (projeção da ferramenta de diamante) torna-se mais efetiva quando a superfície é grande.

Para KÖNIG & POPP (1989) outro importante fator para determinar a eficiência de um processo é a facilidade para recondicionar a ferramenta. Usando rebolos de topo não há necessidade de refazer o perfil, porque este tem regeneração cinemática. A afiação do rebole pode ser feita por um dressador, mas é mais eficiente manter a ferramenta em condição de auto-afiação, que pode ser obtido adaptando a especificação da ferramenta, parâmetros de processo e dispositivos da máquina. Para KÖNIG & POPP (1989), na usinagem de topo é possível também produzir diferentes camadas de retificação cada qual com diferentes especificações de grãos retificadores na mesma ferramenta. Isto modificaria as condições de usinagem durante o processo.

#### **3.2.4 Retificação com fita abrasiva**

Na retificação, de um modo geral, para obtenção de superfícies melhores acabadas costuma-se efetuar a retificação em várias etapas sendo que para cada etapa ferramentas com grãos abrasivos de menor tamanho são utilizados. Processos que requerem diversas etapas de retificação com grãos muito diferentes podem ser feitos mais facilmente utilizando fitas abrasivas, pois bastaria trocar a fita abrasiva. Dificuldades tais como balanceamento e erros de concentricidade, comuns em

retificações com rebolo são eliminados com o uso de fitas abrasivas. Atualmente existem fitas abrasivas contínuas que eliminam o problema da falta de acuracidade causada pela junta das fitas.

Nas fitas abrasivas, o espaço existente entre os grãos abrasivos são rapidamente preenchidos pelas partículas removidas da peça durante a retificação. Portanto, é recomendável ter sempre uma fita nova em boas condições de usinagem para eventuais trocas inesperadas. GUO & CHAD (1995) verificaram que a utilização de fitas usadas, com os espaços entre grãos preenchidos, prejudica muito a taxa de remoção de material. Verificaram também que a velocidade de preenchimento, no caso da retificação de cerâmicas avançadas é alta. A principal vantagem das fitas sobre os rebolos é a não necessidade de dressagem ou afiação.

Para aumentar a qualidade da usinagem é possível mover a fita em movimentos oscilatórios. Com isto é possível obter uma sobreposição das trajetórias de corte dos grãos melhorando o acabamento superficial. O movimento oscilatório já foi utilizado também em rebolos tanto para metais como para cerâmicas, mas a técnica de usinagem com ou sem oscilação não leva a uma melhor acuracidade dimensional e ainda pode levar a uma deterioração da peça através de trincas, KÖNIG & POPP (1989).

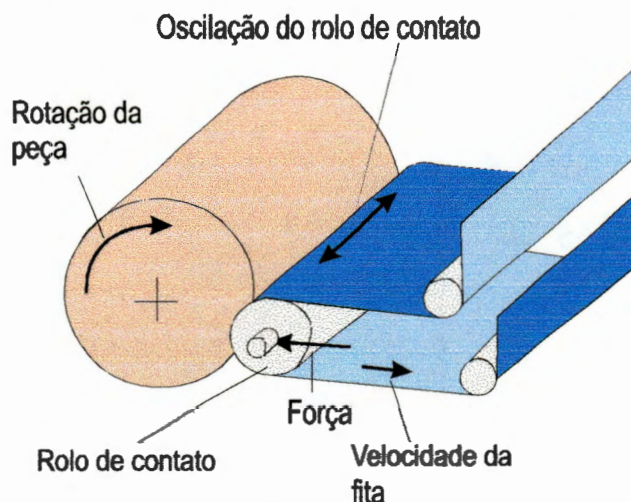


Figura 3. 9- Exemplo de usinagem com fita abrasiva, KÖNIG & POPP (1989).

### **3.2.5 Retificação com Dressagem Eletrolítica (ELID)**

Esta é uma técnica de dressagem durante a retificação que permite a remoção dos cavacos ou debris da área de usinagem permitindo assim manter a usinabilidade por períodos extremamente longos. O processo foi desenvolvido por OHMORI et al (1991) e só pode ser utilizado em rebolos de ligas metálicas. Este método é muito eficiente para a obtenção de superfícies de acabamento espelhado para praticamente qualquer tipo de material.

A dressagem do rebolo de liga metálica é feita continuamente através de processo eletrolítico durante a retificação, conforme ilustra a Figura 3.10. Neste método a formação de uma camada de substância isolante como o óxido de ferro, ocorre durante a eletrólise e este é o mecanismo que controla o aparecimento dos grãos de abrasivo na superfície do rebolo após o desgaste da camada inicial de óxido através do atrito entre o óxido e a peça a ser retificada. Com o desgaste da camada isolante o processo de eletrólise recomeça, pois a capacidade isolante da camada foi reduzida pelo desgaste da camada, como é mostrada na Figura 3.10. Este mecanismo é balanceado pelo desgaste dos grãos e da força da eletrólise. Durante o processo de retificação o mecanismo de dressagem prossegue quase continuamente. Com este processo fica mais fácil, segundo OHMORI et al (1991), controlar o desgaste da ferramenta e a força de retificação. Com isto é possível produzir superfícies espelhadas com grande eficiência, alta taxa de retificação e alto grau de estabilidade.

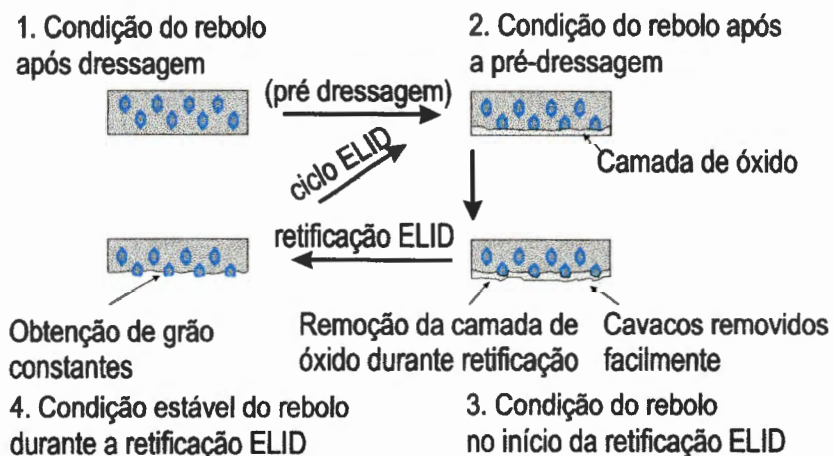


Figura 3. 10- Ilustração do mecanismo de dressagem eletrolítica em processo, (ELID) OHMORI et al (1991).

Vários materiais cerâmicos e compósitos cerâmico-cerâmico foram submetidos a este processo de retificação. Os resultados de rugosidade variaram de 5 nm a 14 nm  $R_a$  e 14 nm e 114 nm  $R_{max}$ . Para a alumina foi conseguido 11 nm  $R_a$  e 82 nm  $R_{max}$ . OHMORI et al (1991) apresentaram essa técnica de dressagem utilizando diversas tais como, retificadoras tangenciais, de topo, internas, externas e uma lapidadora.

### 3.2.6 Efeitos da retificação

A retificação é um processo de introdução de tensões no material a ser usinado devido ao fato de pressionar o grão abrasivo contra o material - XU & JAHANMIR (1995 C), ZHANG & HOWES (1994). Confirmando a natureza frágil das cerâmicas estas tensões causam trincas superficiais nas direções perpendicular e paralelas à superfície das peças - ZHANG & HOWES (1994), XU et al (1995 A, B, C), XU & JAHANMIR (A, B, C, 1996), RICHERSON (1992). As trincas perpendiculares a superfície podem ser longitudinais ou radiais ao sulco do grão abrasivo, como mostrado na Figura 3.11. As trincas paralelas a superfície são as responsáveis pela remoção de material no regime frágil, ou lascamento. As trincas radiais são resultado do

impacto ou indentação do grão e estendem-se radialmente a partir do ponto de impacto e elas não degradam tanto a resistência mecânica da peça como a trinca longitudinal. XU & JAHANMIR (1995 A) verificaram que os danos subsuperficiais causados pela retificação são caracterizados por deformações internas dos grãos com a movimentação em planos de escorregamento e trincas inter e transgranulares. Para XU et al (1995 B) ficou evidente que a profundidade média da camada danificada aumenta com o aumento da taxa de remoção do material.

XU & JAHANMIR (1994) afirmam que as bandas observadas nas micrografias indicam o escorregamento entre os planos e sempre aparecem muito junto a superfície retificada. Isto indica que são criadas diretamente pelo contato entre a superfície e o grão abrasivo de diamante, Figura 3.11.

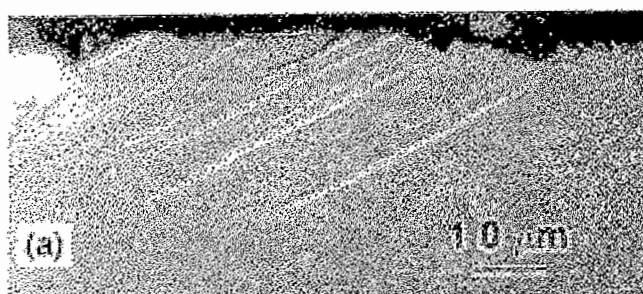


Figura 3. 11 - Danos subsuperficiais provocados em alumina após passe de 50microns de profundidade. As bandas são camadas formadas pelos planos de deslizamento. Micrografia com iluminação de Nomarski. XU & JAHANMIR (1994)

BHUSHAN et al (1995) estudaram o processo de riscamento e os danos por ele causados em camadas de material cerâmico com espessura de até 400nm. Em seu estudo afirmam que a carga crítica para haver danos na camada de material cerâmico sofre influencia da espessura da camada, ou seja, quanto mais espessa a camada, menor a carga crítica.

As peças cerâmicas são geralmente retificadas com rebolos e o efeito da sobreposição de múltiplos riscos bem como a interação de riscos

paralelos foi estudado por XU et al (1995 A, B). Segundo os seus resultados, quando os riscos são próximos entre si, há a predominância de remoção de material através do lascamento com a interação das trincas paralelas à superfície.

Apesar do riscamento causar danos mais severos que a retificação, a natureza dos danos subsuperficiais observados no riscamento e na retificação são similares - XU et al (1995 B), XU & JAHANMIR (1995 A). Estas observações, também feitas por XU et al (1995 B), sugerem que um mecanismo comum de remoção de material opera durante o riscamento e a retificação, sendo uma clássica formação de cavaco para o material de microestrutura homogênea e o arrancamento de grãos no material de microestrutura heterogênea. Sugere, também, que o processo de esclerometria pode ser usado como modelo para cerâmicas frágeis, como a de microestrutura homogênea, e para as tenazes, como as de microestrutura heterogênea.

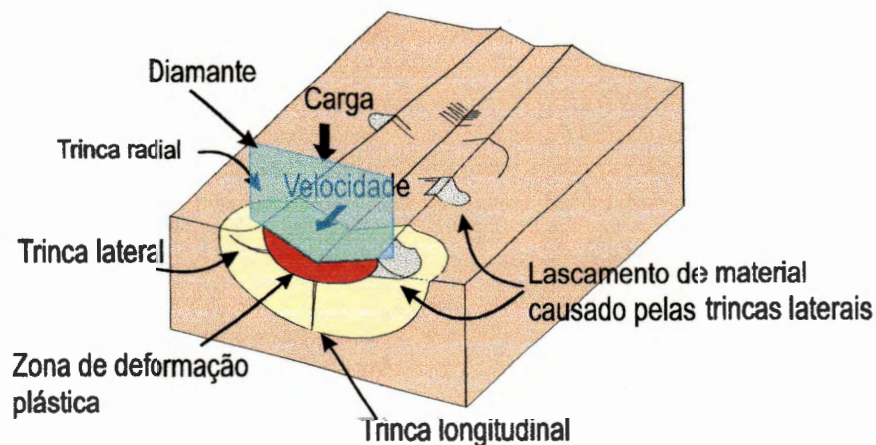


Figura 3. 12- A direção de retificação e as trincas. RUFF et al (1993)

Para as trincas longitudinais há o problema da concentração de tensões na sua extremidade. A concentração de tensão na extremidade da trinca determina a propagação desta ao longo do material. Pela regra de Griffith, pode-se aceitar que quanto maior a trinca maior a chance de propagá-la, pois maior será a concentração de tensão na extremidade da

trinca. Esta teoria foi verificada por XU et al (1995 B) no trabalho sobre a influência da microestrutura na usinabilidade das cerâmicas e sobre os danos causados na superfície pela retificação.

Portanto, quando se tensiona a peça na direção perpendicular a direção de retificação, esta apresenta, em geral, resistência mecânica menor, MAYER & FANG (1994), RICHERSON (1992). Isto se deve porque a concentração de tensão na extremidade da trinca longitudinal tende a ser maior que a da trinca radial.

Xu et al (1995 B) reportam, que após a retificação, há uma drástica diferença entre a resistência de materiais de microestrutura homogênea e heterogênea. Na menor profundidade de corte, enquanto o material homogêneo perdeu 50% de sua resistência mecânica em relação ao corpo de prova polido, o material heterogêneo permaneceu com a mesma resistência, conforme ilustra a Figura 3.13. O valor da resistência mecânica, para ambas as microestruturas, parece ser independente da profundidade de corte. Isto se deve porque na microestrutura homogênea as trincas são mais profundas que no material heterogêneo.

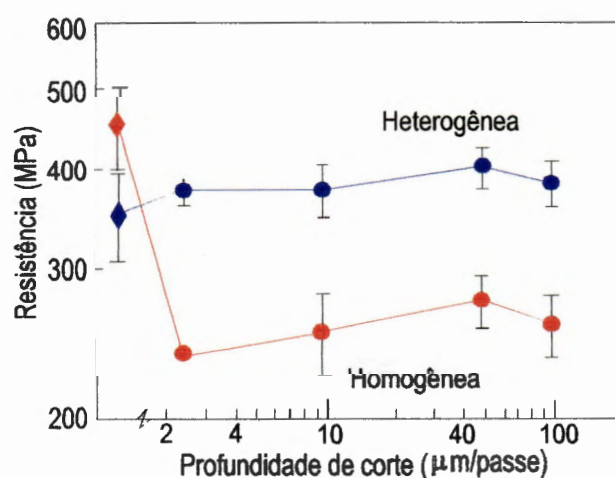


Figura 3. 13-Resistência mecânica contra a profundidade de corte em retificação para dois materiais de carbeto de silício. As barras são os desvios padrão. Os símbolos de diamante a esquerda do gráfico é a resistência dos corpos de prova polidos. XU et al (1995B).



Xu et al (1995 B) concluíram que no caso da cerâmica heterogênea, nenhuma degradação da resistência foi observada após a retificação. Os resultados basearam-se na natureza dos danos causados pela retificação que adquirem a forma de uma zona de microtrincas localizadas logo abaixo da superfície, o que é menos prejudicial a resistência mecânica, se comparada com a trinca profunda através do material homogêneo. Qualquer propagação de trincas no material heterogêneo é estabilizada pela tensão de compressão logo após a extremidade da trinca, comportamento de curva-T crescente, fazendo então a resistência do material menos susceptível aos efeitos das microtrincas induzidas pela usinagem.

Para a cerâmica homogênea, Xu et al (1995 A, C), XU & JAHANMIR (1996) explicaram o seu comportamento pela competição de dois processos que ocorrem durante a retificação assim que a profundidade de corte aumenta. Primeiro, verificou-se o aumento da magnitude da tensão residual de compressão superficial, que tenderia a aumentar a resistência mecânica. Segundo, o aumento da densidade de trincas com menor profundidade, o que diminuiu drasticamente a resistência mecânica. Já os resultados das micrografias de XU et al (1995 B) apresentaram trincas profundas que eles próprios afirmam ter influência sobre a resistência mecânica.

ZHANG & HOWES (1995), apresentaram um modelo matemático para prever a profundidade dos danos superficiais,  $\delta$ , causados a peça pelo processo de retificação. Este modelo é baseado nas condições de usinagem e em uma propriedade fragilidade da cerâmica. Esta propriedade, da cerâmica, a fragilidade, é definida como sendo a razão entre a dureza em Vickers e o módulo de tenacidade. Esse modelo é representado pela Equação 3.7.

$$\delta = \left(200 \cdot h_{max}\right)^{1/\log\left(\lambda \frac{H}{K_c}\right)} \quad (3.7)$$

Na Equação 3.7,  $h_{max}$  é definido pela Equação 3.1 e é a profundidade máxima de corte,  $H$  é a dureza em Vickers em GPa,  $K_c$  é o módulo de tenacidade em  $MN/m^{3/2}$ , e  $\lambda$  é um fator relacionado com as condições de usinagem tais como a dressagem. Esse fator foi definido por ZHANG & HOWES (1995) como valor constante de  $\lambda = 10^{-2} m^{1/2}$ . Os resultados e a conclusão de ZHANG & HOWES (1995) demonstram que há boa correlação entre os resultados experimentais de usinagem e o modelo matemático proposto.

### 3.2.7 Rebolos

A seleção do rebolo, conforme afirmam SUBRAMANIAN et al (1990), inclui o tipo de liga, tamanho de grão, granulometria e concentração de grãos. A seleção da liga inclui a dureza, rigidez, porosidade e condutividade térmica.

LAMMER (1990) afirma que a flexibilidade local do rebolo tem um efeito importante quando se considera uma região do processo de retificação. Ele cita a otimização do processo através da adoção de ligas flexíveis para reter os grãos abrasivos, pois assim o material cerâmico é protegido contra sobrecargas através da estabilização dos componentes da força normal de corte. Este requisito é encontrado nos rebolos adiamantados de liga resinóide.

Na escolha da ferramenta abrasiva, diversos parâmetros de usinagem são analisados. Segundo SPUR & WEIGMANN (1996), para que haja remoção de material é necessária que uma pressão mínima de

usinagem deve ser excedida. Quanto menor o tamanho do grão abrasivo maior será a pressão a ser exercida. Para esses autores os grãos abrasivos menores que  $35\mu\text{m}$  precisam de pressão mínima muito alta para haver remoção de material. Segundo eles, a influência do tamanho do diamante e da pressão de contato podem ser explicadas considerando as condições prevalentes em cada partícula abrasiva individualmente. A força normal exercida na cerâmica pelo rebolo, como resultado de uma determinada pressão de contato, é distribuído individualmente entre os grãos de diamante penetrantes na cerâmica. O número de grãos em contato com a cerâmica é determinado pelo tamanho do grão de diamante. Assumindo que todos os grãos abrasivos na superfície de corte da ferramenta em contato com a peça penetram na cerâmica, quando o tamanho do abrasivo é alterado, o número de arestas cortantes na cerâmica muda na proporção inversa do quadrado da diferença dos tamanhos de grão.

No caso do brunimento, SPUR & WEIGMANN (1996) verificaram que o uso de diamantes acima de  $10\mu\text{m}$  provoca um rápido aquecimento da peça e da ferramenta. Para prevenir os danos na peça e na ferramenta para estes tamanhos de grãos, eles recomendam uma pressão de contato não superior a  $2\text{N}/\text{mm}^2$ .

HIGUCHI et al (1994) por outro lado, analisaram os efeitos da lapidação sobre filmes flexíveis contendo grãos abrasivos. Suas micrografias mostram grãos cercados por espaços vazios e espaços vazios resultantes do arrancamento de grãos, conforme ilustra a Figura 3.14.

Não é possível afirmar qual é o regime de desgaste do rebolo na retificação de cerâmica pela literatura consultada, pois alguns autores dão maior ênfase ao desgaste e quebra dos grãos de diamante outros ao arrancamento. É certa apenas a necessidade de dressagens constantes e

mais frequentes, devido a dureza da peça cerâmica, no caso de rebolo de elevada dureza ou para a correção de perfil de rebolo macio.

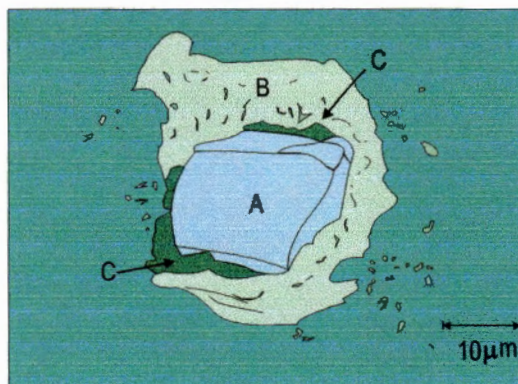


Figura 3. 14- Desenho esquemático de um grão abrasivo em um filme flexível. A-grão, B-Resina deformada, C- Vacância devido aos deslocamentos do grão. HIGUCHI et al (1994)

### 3.3 Processos de Acabamento

A lapidação e o polimento são dois processos de fabricação muito similares entre si. A distinção entre esses dois processos mais aceitável e que melhor retrata boa parte dos trabalhos pesquisados é a enunciada por CHANDRASEKAR et al (1988), FYNN & POWELL (1988) e UNITED STATES PRODUCTS Co. (1996). Eles afirmam que a lapidação caracteriza-se pela adoção de discos duros como ferro fundido, aço ou cerâmica, enquanto que o polimento caracteriza-se pela adoção de discos macios como poliuretano, chumbo ou tecido.

Outra distinção aceita entre os processos é o fato da lapidação oferecer melhor planicidade que o polimento no caso da cerâmica, enquanto que o polimento oferece menor rugosidade. Todavia, alguns artigos citam lapidações com rugosidade inferiores ao do polimento, bem como a adoção de discos macios na lapidação e duros no polimento - CHEN & SOKOI (1991).

KÖNIG & POPP (1989), FYNN & POWELL (1988), STÄHLI (1985) aceitam que o acabamento menos rugoso, polido, é produzido por grãos abrasivos engastados no disco, como ocorre no uso de tecidos, enquanto o acabamento mais rugoso, lapidado, seria produzido por abrasivos livres. MAYER & FANG (1994 e 1995), MATSUSHITA et al (1989), UEDA & SUGITA (1993), HIGUCHI et al (1994) utilizaram rebolos para lapidar superfícies de cerâmica e demonstraram sua eficiência frente a lapidação com grãos abrasivos livres.

Como os discos duros não permitem o engastamento dos grãos abrasivos e os discos macios o permitem pode-se concluir que o processo de polimento caracteriza-se pelo engastamento de grãos abrasivos em disco de material macio, enquanto a lapidação caracteriza-se pela adoção de discos duros e geralmente, mas não sempre, com grãos abrasivos soltos entre as superfícies.

### **3.4 Lapidação**

O processo de lapidação consiste de duas superfícies, o lapidador e a peça, em movimento relativo tendo entre elas o meio de lapidação constituído de um fluido e grãos abrasivos. O material é removido pela ação de inúmeras partículas abrasivas livres existentes entre o lapidador e a superfície da peça. As partículas abrasivas são roladas em uma maior ou menor extensão de acordo com a dureza e a porosidade do lapidador o que promove um amassamento da superfície da peça, conforme ilustra a Figura 3.15 - STÄHLI (1985).

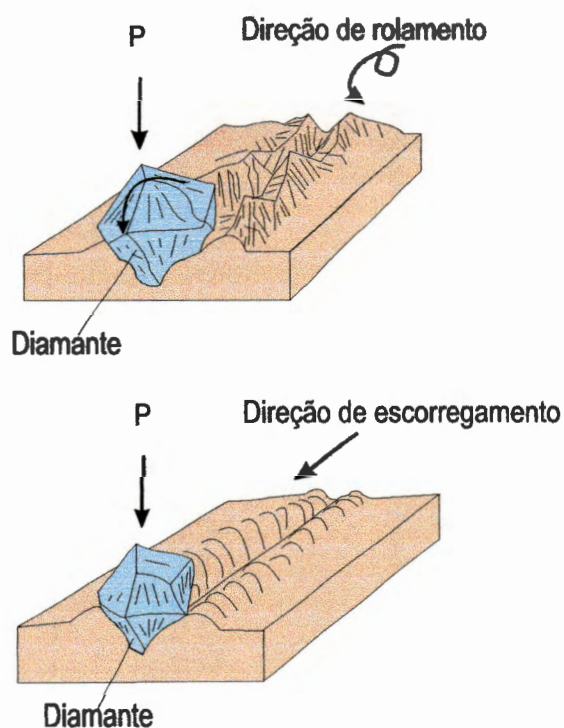


Figura 3. 15- Formas de remoção de material pela partícula de abrasivo. STÄHLI (1985).

O balanceamento entre as ações de riscar e amassar o material podem ser controladas variando-se a liberdade de rolagem das partículas. Um disco de lapidação macio permite menos rolagem que um disco duro, pois a partícula tende a se engastar. A escolha do fluido de lapidação e da força de lapidação podem também influenciar a liberdade de rolagem da partícula. Quando a partícula está completamente engastada no disco, nenhum rolamento ocorre e o resultado é o riscamento. Variando-se os parâmetros para produzir amassamento, riscamento ou uma combinação de ambos, o estado da superfície lapidada pode variar de fosca a brilhante como se estivesse polida - KÖNIG & POPP (1989), STÄHLI (1985). A lapidação pode ser caracterizada em função da ocorrência maior de rolamento ou de escorregamento dos grãos abrasivos amassando o material da peça ou dos grãos engastados riscando a peça.

### 3.4.1 Tipos de lapidação

#### 3.4.1.1 Manual

A lapidação manual vem caindo em desuso na indústria devido a dificuldade de se encontrar novos processistas hábeis e também pela baixa produtividade. Ela se baseia totalmente no conhecimento do operador. A principal característica das ferramentas de lapidação manual é sua forma levemente convexa para compensar o desgaste central - STÄHLI (1985). Este tipo de lapidação ainda é usado para joalheria, planos ópticos e alguns equipamentos de precisão e eletrônicos, FYNN & POWELL (1988)

#### 3.4.1.2 Centerless

Através deste processo, peças cilíndricas podem ser acabadas com alta acuracidade, dentro das tolerâncias especificados, com bom acabamento superficial e são obtidos bons resultados em tempos curtos de operação. A configuração da lapidação *centerless* é mostrada na Figura 3.16. A lapidação *centerless* em geral melhora a circularidade da peça. Melhores resultados podem ser conseguidos com pinças que tenham aproximadamente o mesmo diâmetro da peça - STÄHLI (1985).

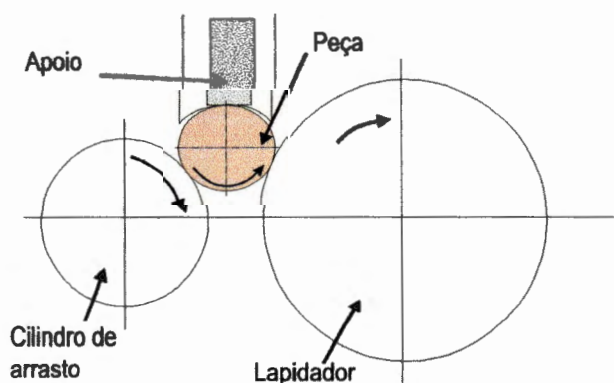


Figura 3. 16- Lapidação *centerless*. STÄHLI (1985)

### 3.4.1.3 Plana

A lapidação plana é utilizada nas mais variadas formas e aplicações. Usualmente automática, essa operação é conduzida com objetivos específicos afim de manter o controle sobre os fatores a serem avaliados, ou seja a planicidade, o paralelismo, a acuracidade e o acabamento superficial. A dependência de cada um desses fatores durante a lapidação plana é mostrada a seguir.

- a) Planicidade. Depende fortemente do disco lapidador e este depende da eficiência dos anéis condicionadores.
- b) Paralelismo das superfícies. Depende da carga aplicada.
- c) Acuracidade dimensional. O controle preciso da taxa de remoção de material é importante para manter a tolerância desejada.
- d) Acabamento superficial. Depende da dimensão e dureza do grão abrasivo, do fluido de lubrificação, da espessura do filme, do material do disco e da carga aplicada.

O sucesso da lapidação plana se deve basicamente aos anéis condicionadores, pois eles mantêm continuamente a superfície do disco lapidador em sua forma requerida. O processo de lapidação plana e os elementos de lapidação podem ser observados na Figura 3.17.

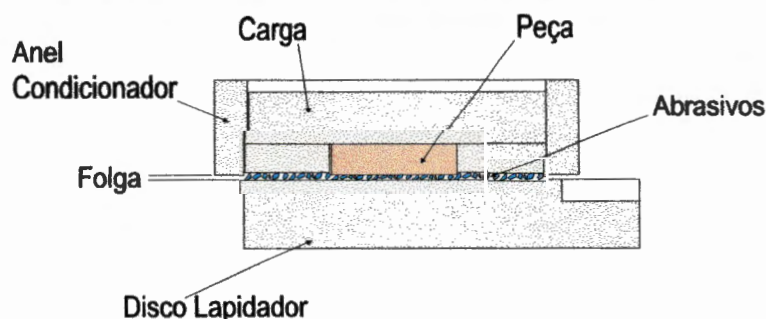


Figura 3. 17- Processo de lapidação plana e seus elementos. STÄHLI (1985)



### 3.5 Polimento

É o processo através do qual procura-se melhorar a rugosidade da peça. O polimento não é capaz de corrigir erros de forma ou dimensão.

#### 3.5.1 Polimento mecânico

Assim como a lapidação, o polimento também é efetuado com a utilização de grãos abrasivos em suspensão. Dependendo da força perpendicular aplicada e das propriedades do disco polidor, os grãos de diamante ficam temporariamente engastados no disco polidor durante a usinagem. Tanto o material removido como a qualidade da usinagem são afetados por este fenômeno de engastamento do grão abrasivo que risca a peça e que melhor caracteriza o polimento.

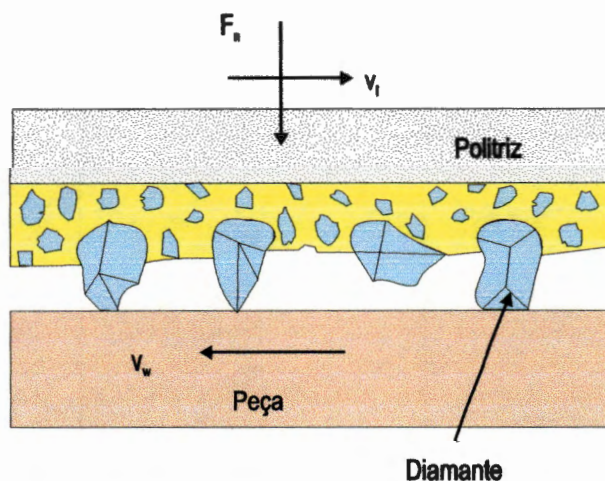


Figura 3. 18- Processo de polimento com disco. KÖNIG & POPP (1989).

Para KÖNIG & POPP (1989), se for utilizado um disco de polimento de material duro, os grãos de diamante irão predominantemente se mover por rolamento e escorregamento. Os grãos, do processo de polimento, penetram no material cerâmico assim que a força perpendicular for aplicada.

Dessa forma pequenas trincas são introduzidas na peça, causando a formação de cavacos do material que constitui a peça. Quando se usa um disco polidor macio os grãos de diamante ficam profundamente engastados no disco. Esta reação produz uma efetiva ação cortante resultante do movimento relativo entre o disco polidor e a peça obra.

Em termos de obtenção de uma qualidade superficial melhor, o segundo método de remoção de material é preferível, porque com ele é possível remover completamente os maiores picos de rugosidade deixados pelos processos de usinagem anteriores. KÖNIG & POPP (1989) citam que o acabamento superficial do SiC durante a usinagem plana é afetada pelo tipo de polidor usado. Entretanto, a rugosidade pode ser reduzida quase 7 vezes somente substituindo o polidor de aço fundido pelo de alumínio ou poliéster impregnado com poliuretano. A flexibilidade ou ductilidade do poliéster permite ao grão de diamante se engastar, prevenindo a geração de riscos pelos grão mais ressaltantes. As polidoras macias, no entanto, são inferiores para manter a acuracidade de forma. O material macio pode ser facilmente deformado quando a força perpendicular for aplicada no polidor. Como resultado, superfícies convexas de peças terão as bordas um tanto arredondadas. Em outras palavras, há uma divergência entre alto acabamento superficial e acuracidade dimensional quando se usa roda polidora macia. Por exemplo, em um teste de usinagem de SiC, o erro de planicidade chegou a aumentar quase 3 vezes. (KÖNIG & POPP (1989))

Para polidores porosos, KÖNIG & POPP (1989) afirmam que os poros na roda de diamante são muito maiores do que o diâmetro dos grãos de abrasivos. Portanto, estes poros são grandes o suficiente para alojar os grãos de diamante soltos, resultando em melhor remoção de cavaco, e ajudam a prover um melhor suprimento constante de líquido refrigerante e novos grãos de diamante.

FLAITZ & NEISSER em 1994 provaram que a concentração de abrasivo no fluido é a que mais influencia a taxa de remoção de material no polimento de materiais cerâmicos. Outro fator demonstrado que apresenta forte influência, é a pressão de polimento. Por outro lado, diversos autores também afirmam que a velocidade de corte é um fator que pouco influencia a taxa de remoção de material - UEMATSU et al (1993), OLSSON (1994), FLAITZ & NEISSER (1994).

### 3.5.2 Polimento mecano-químico

O polimento mecano-químico, conforme ilustra a Figura 3.19, utiliza reações mecano-químicas entre o grão abrasivo macio e a peça de cerâmica, em geral mais dura, para promover um acabamento superficial elevado. Esse método apresenta a vantagem de resolver alguns problemas da lapidação tradicional, como a camada superficial danificada e o aparecimento de riscos. Os parâmetros de controle desse processo são o fluido, o abrasivo, a pressão e a velocidade de polimento, sendo os três primeiros os mais influentes no processo. A velocidade tem pouca influência no processo mecano-químico.

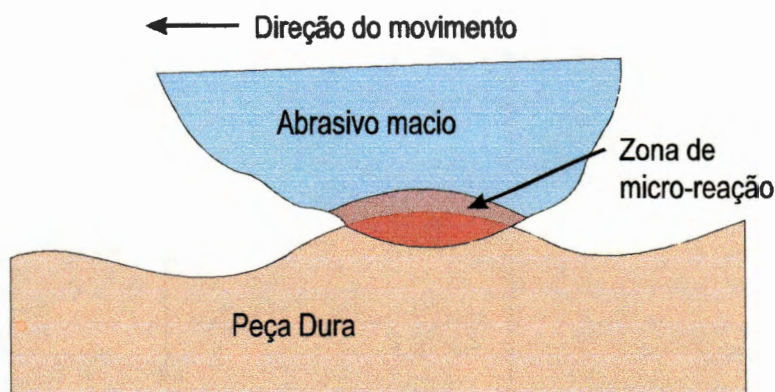


Figura 3. 19- Processo mecano-químico de polimento - UEMATSU et al (1993).

Através do processo mecano-químico de lapidação, é possível de se remover completamente as trincas deixadas pelos processos de retificação anteriores em tempo razoavelmente curto, e, segundo UEMATSU et al (1993), entre 30 e 90 segundos de usinagem. Já para, para UEMATSU et al (1993), o tempo de usinagem depende da topografia da superfície pré-retificada e não do valor de rugosidade.

### **3.6 Abrasivos**

Devido a alta dureza dos materiais cerâmicos somente dois abrasivos são indicados para a retificação, o diamante e o CBN, GARDINIER (1988). Porém pode-se usar outros tipos de abrasivos cerâmicos que sejam mais duros que a cerâmica a ser usinada, como é o caso do uso do carbeto de silício para a usinagem de alumina - UNITED STATES PRODUCT Co (1996). O CBN deve ser evitado para alguns tipos de cerâmicas devido a sua afinidade química com elas - UNITED STATES PRODUCT Co (1996). Todavia, a possibilidades de se efetuar a retificação fluido abrasiva, em particular a fluido magnética, com outros abrasivos tais como óxido de cromo, carbeto de silício e outros - UMERARA (1994). Lapidar ou polir peças cerâmicas com abrasivos do mesmo material da peça levam a tempos de usinagem muito longos quando comparados com os dois abrasivos já citados. Como exemplo pode-se citar a retificação com rebolos de alumina que provoca desgaste excessivo e desigual no rebolo provocando acabamentos indesejáveis - McEACHRON & LORENCE (1988), GARDINIER (1988), SUBRAMANIAN (1988).

A estrutura cristalina do CBN é muito similar a do diamante, como pode ser observada na Figura 3.20. Outro fator importante para os abrasivos é o plano de clivagem, pois as características da clivagem é que

determinam a capacidade de um abrasivo, ou seja, manter e regenerar arestas cortantes durante a retificação, lapidação e polimento. Esta característica muitas vezes é confundida com friabilidade. Na Figura 3.21 pode-se observar os planos de clivagem do diamante artificial, do CBN e corundum - GARDINIER (1988).

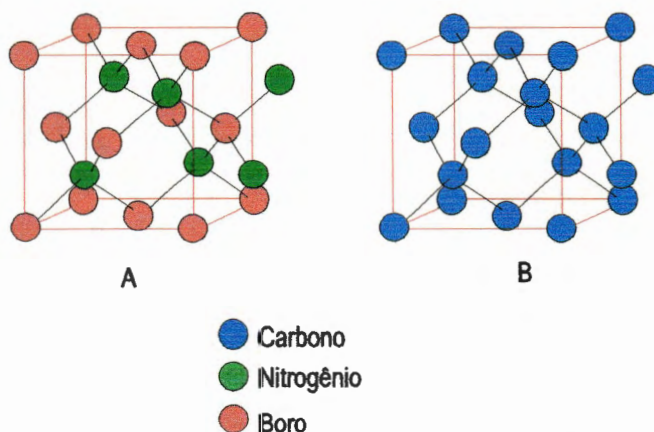


Figura 3.20- Comparação entre as estruturas cristalinas do diamante (B) e do CBN (A), GARDINIER (1988)

Uma boa comparação da dureza dos diversos abrasivos com fim de determinar qual seja o mais adequado e capaz de retificar cerâmicas e compósitos é a avaliação do módulo de resiliência, MOR, o qual é calculado pela equação (3.8).

$$MOR = \frac{\sigma_t^2}{2 \cdot E} \quad (3.8)$$

Onde  $\sigma_t$  é a tensão de ruptura e E o módulo de elasticidade do material. A partir desta equação montou-se o gráfico da Figura 3.22. (GARDINIER 1981).

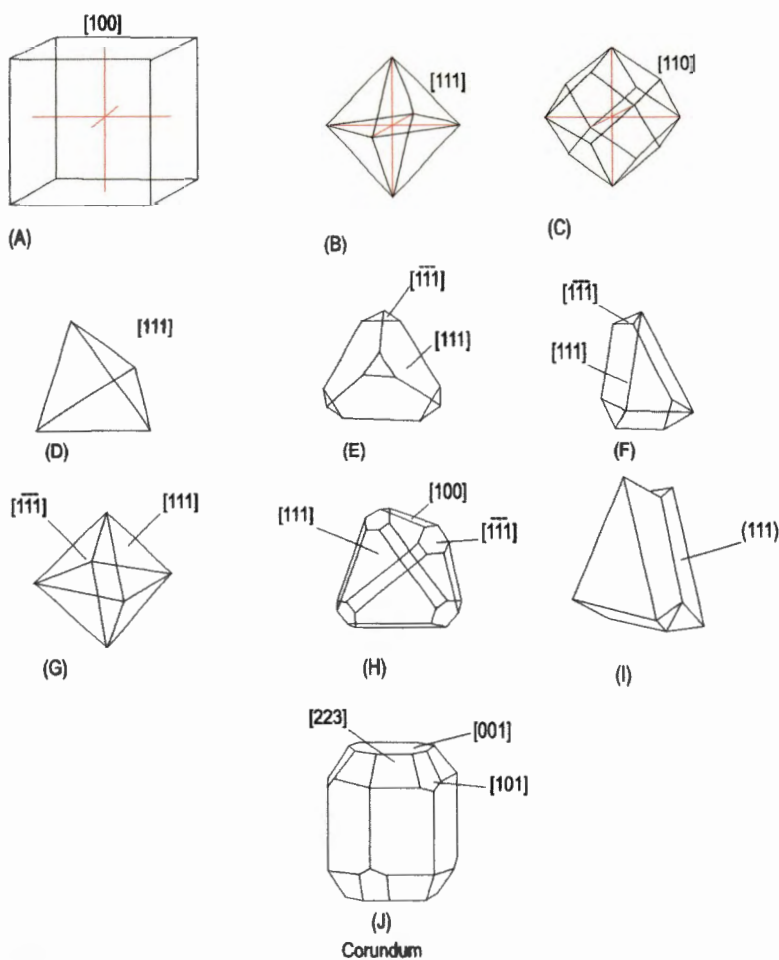


Figura 3. 21- Planos de clivagem do diamante artificial (A, B, C), CBN (D, E, F, G, H, I) e corundum (J). GARDINIER (1988).

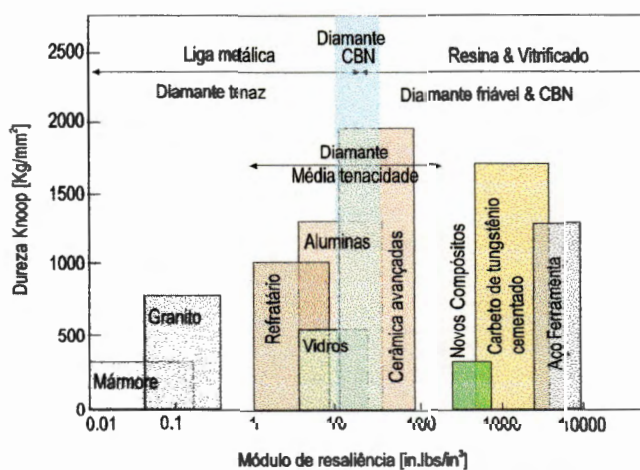


Figura 3.22 - Módulo de resiliência de vários materiais e abrasivos. GARDINIER (1988)<sup>1</sup>

1) O gráfico não foi convertido as unidades do SI por não trazer os valores para a conversão.

Os diamantes naturais são livres de impurezas metálicas que estão inevitavelmente presentes no diamante sintético. Os diamantes naturais não apresentam praticamente nenhuma susceptibilidade magnética, enquanto os diamantes sintéticos apresentam um significativo grau de magnetismo, devido aos solventes metálicos usados durante a sua síntese - JUCHEN (1988).

Durante o crescimento dos cristais de diamante sintético, dislocações e impurezas inclusas causam perdas de orientação em partes da rede cristalina. Portanto este diamante não pode ser considerado como um monocristal, mas sim um mosaico de sub-grãos, logo muito mais friável. Quando as forças de retificação, lapidação, polimento tornam-se severas, o diamante sintético tende a fraturar ao longo dos contornos destes sub-grãos, ao invés de um plano de clivagem contínuo, deixando, novas e numerosas arestas de corte afiadas expostas - JUCHEN (1988).

A definição do tamanho do grão abrasivo a ser utilizado nos processos de retificação, lapidação e polimento dependem da experiência particular do processista. Poucas são as informações sobre qual tamanho de grão deve ser usado. Outro problema enfrentado pelos processistas é a denominação *US MESH* que varia de fornecedor para fornecedor - UNITED STATES Co. (1996). A denominação *FEPA* é a que melhor indica o tamanho médio do abrasivo, mas a denominação *US MESH* ainda é muito difundida.

Uma das poucas informações existentes que pode servir como um guia para escolha do tamanho de grão a ser usado nos processos de retificação, lapidação e polimento com abrasivos em suspensão para diversos tipos de material é mostrado na Tabela 3.1, da DIAMANGEO DIAMANTES IND. LTDA. (1996).

Tabela 3. 1-Tabela dos tamanhos de pós de diamante mais utilizados na pasta diamantada e na suspensão diamantada - DIAMANGEO DIAMENTES IND. LTDA (1996).

<b>Tamanho microns</b>	<b>Denominação FEPA</b>	<b>Denominação US MESH</b>	<b>Aplicação</b>
0-1/2		60000	Polir
0-1		28000	Polir
0-2	D 1,0	14000	Polir
1-2	D 1,6	13000	Polir
1-3	D 2,5	12000	Polir
2-4	D 4,0	8000	Polir
3-6		5000	Polir
4-8	D 6,3	3000	Polir
5-10		2200	Polir / Lapidar
6-12	D 10	1800	Polir / Lapidar
9-15		1400	Polir / Lapidar
10-20	D 16	1200	Lapidar
12-22		1100	Lapidar
15-20			Lapidar / Retificar
15-25		1000	Lapidar / Retificar
20-30	D25	800	Lapidar / Retificar
22-36		700	Lapidar / Retificar
30-40	D 40	600	Retificar
36-54		500	Retificar
40-60		400/500	Retificar
54-80	D 63	325/400	Retificar
60-100		270/325	Retificar

Como regra geral para escolha de tamanho do abrasivo a ser adotado, tem-se que as granas mais grossas geralmente são utilizadas para



desbaste rápido e polimento em materiais de alta dureza enquanto que as mais finas são utilizadas para acabamentos espelhados e polimento de materiais de média dureza - FYNN & POWELL (1995). Para o caso das cerâmicas XU & JAHANMIR (1994, 1995 A, B, C, 1996), XU et al (1995 A, B, C), PADTURE et al (1995) e outros mais, usam granas de 30  $\mu\text{m}$  a 0,25  $\mu\text{m}$  para preparação de corpos de provas ou peças polidas ou lapidadas.

### 3.7 Fluidos

Segundo TOMODA & SUGAWARA (1991) é possível detectar variações no pH do fluido de lapidação de cerâmica que indiquem mudanças na condição de usinagem, tais como: pressão de lapidação, velocidade, concentração de abrasivos e o estado superficial da peça.

As influências químicas na retificação e no polimento de cerâmica têm sido frequentemente reportadas pela literatura. Diferentes mecanismos foram propostos para se estabelecer esta relação. A formação de filme de fluido superficial durante o riscamento pode diminuir a força tangencial na ferramenta permitindo que ela se aprofunde mais no material. A força crítica para formação e propagação de trincas é afetada normalmente pelo fluido. - GOLINI & JACOBS (1991), RUFF et al (1995)

GOLINI & JACOBS (1991) e RUFF et al (1995) realizaram trabalhos sobre a influência dos fluidos de usinagem sobre o polimento e a retificação, respectivamente. RUFF et al (1995) analisaram vários fluidos de retificação e verificaram que os danos e as deformações plásticas acarretadas pelo riscamento sob a influência dos fluidos e do ar não diferiram em qualidade mas em quantidade. O ar apresentou a maior profundidade de corte enquanto um dos fluidos de retificação comerciais apresentou a menor. A Figura 3.23 mostra o gráfico de força contra penetração dos três fluidos

investigados por esses autores no composto de cerâmica  $Al_2O_3$ -TiC.

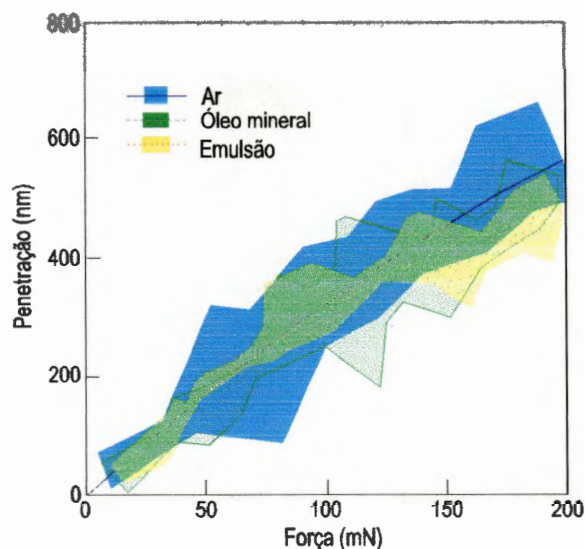


Figura 3.23- Influência do fluido no riscamento de composto cerâmico-cerâmico - RUFF et al (1995).

Nessas investigações, RUFF et al (1995) verificaram que força de riscamento é fortemente influenciada pelo fluido de corte. Os resultados conseguidos indicam que o processo mecânico-químico envolvido não é simplesmente a formação de um filme que facilitaria o deslizamento da ferramenta produzindo forças de riscamento menores. O exame da profundidade dos riscos da superfície indicou uma considerável influência do fluido de corte. Isto mostra que há uma combinação de processos químico-mecânicos envolvidos. Verificou-se também que os óleos minerais permitiram uma maior penetração da ferramenta e uma efetiva redução da dureza de riscamento. A utilização desses fluidos de corte mostrou ser necessária uma força maior para ocorrer o surgimento e crescimento de trincas.

SUBRAMANIAN et al (1990) afirmam por outro lado, que a direção, pressão e fluxo do fluido de corte é crítico em retificação de cerâmica. Esses

autores também verificaram que em alguns casos é preferível usar óleo a água com óleos emulsionáveis na retificação de cerâmicas.

Relativamente à retirada de cavacos do fluido de corte, deve-se lembrar que a maioria das cerâmicas são paramagnéticas, portanto os métodos magnéticos de coleta de cavacos não são aplicáveis. SUBRAIMANIAN et al (1990) recomendam a utilização de filtros mais finos e métodos mais apurados de filtragem como a centrifugação, a decantação e outros, para a produção de cerâmicas retificadas, pois os cavacos de cerâmica produzidos na retificação variam entre 1 e 10  $\mu\text{m}$ .

Para GOLINI & JACOBS (1991), a eficiência da remoção por regime dúctil é fortemente influenciada pelo fluido de corte que altera a tenacidade a fratura do material. Um alto grau de deformação permanente ocorre no processo e a magnitude e a profundidade das deformações dependem da granulometria do abrasivo. Além disso, uma tensão de deformação alta é produzida pela remoção dúctil, que é um processo puramente mecânico. O fato do material ser retificado em natureza dúctil ou frágil depende da dureza e da tenacidade a fratura da superfície do material usinado. Nessa investigação, a constante dielétrica da solução mostrou ter correlação com o modo de retificação. Algumas soluções apresentaram influência na dureza superficial de alguns materiais não metálicos e assim ficou provado que a taxa de remoção é influenciada pelos efeitos do meio criados pela química do fluido da solução abrasiva.

A concentração da mistura de fluidos e abrasivos usado na lapidação e no polimento devem ser escolhidas de forma criteriosa. Se for muito viscosa, o filme ficará muito espesso e as partículas, muito pequenas, não terão suas arestas suficientemente expostas para fora do filme. Se o filme for muito fino pode ser rompido e o material cerâmico entrar em contato com o disco lapidador. Um meio muito oleoso é ineficiente, pois

impede a retirada do material já removido da superfície trabalhada. Em geral, o filme de lubrificante depende do tamanho da partícula. Além disso, a escolha do fluido a ser usado influencia o tempo de produção e a qualidade final da peça acabada - STÄHLI (1985).

### **3.8 Efeitos da Lapidação e do Polimento**

A lapidação e o polimento introduzem danos na superfície dos materiais cerâmicos devido a natureza da ação de remoção de material. Estes danos são em geral na forma de tensões residuais, microtrincas, dislocações, as quais tem uma significativa e quase sempre prejudicial influência sobre as propriedades mecânicas como dureza, tenacidade e resistência, nas permeabilidades magnética, elétrica, condutividade térmica e índice de refratividade - SHARMA et al (1988), CHANDRASEKAR et al (1988), OLSSON (1994).

Quando materiais ferríticos são usados em cabeças leitoras de computadores elas são processadas por retificação, lapidação, polimento e atacadas quimicamente. A superfície ferrítica tem uma camada de material magneticamente inativo com alguns micrometros de profundidade que causa deterioração no desempenho da cabeça leitora. Para reduzir os ruídos magnéticos é necessário minimizar a tensão residual na superfície acabada. Uma exigência similar existe nas cerâmicas para aplicações eletrônicas e fotovoltaicas. Em cerâmica estrutural como a alumina e o nitreto de silício, onde o interesse é a resistência mecânica, a presença de uma zona de tensão residual de compressão profunda pode ser benéfica para melhoria da resistência mecânica da peça. A exigência, neste caso, é maximizar a profundidade da zona de tensão residual de compressão e minimizar o tamanho das trincas induzidas para garantir que estas estejam totalmente dentro da camada de tensão residual de compressão -

CHANDRASEKAR et al (1988), BHUSHAN et al (1995).

CHEN & SOKOI (1991) afirma que a lapidação e o polimento são necessários para eliminar a camada de material danificado pela retificação. Segundo CHEN & SOKOI (1991), XU & JAHANMIR (1994), RICHERSON (1992), SORNAKUMAR et al (1994) as trincas causadas na retificação podem chegar a algumas dezenas de micrometros de comprimento. Mas CHANDRASEKAR et al (1988) e SHARMA et al (1988) afirmam que o polimento e a lapidação também danificam a superfície causando trincas e deformações plásticas até 2  $\mu\text{m}$  de profundidade, e deixam tensões residuais de compressão e tração até uma profundidade de até 25  $\mu\text{m}$ . A Figura 3.24 ilustra a formação de danos provocados pela lapidação e polimento, segundo GOLLINI & JACOBS (1991).

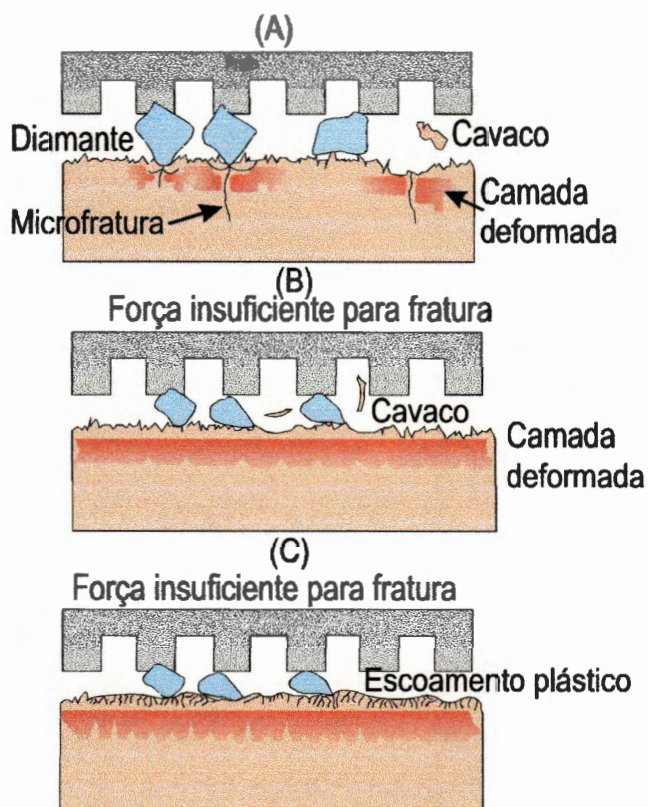


Figura 3. 24 - Mecanismo de lapidação e polimento,e a formação de danos. GOLLINI & JACOBS (1991)

Segundo CHANDRASEKAR et al (1988) a tensão residual logo abaixo da superfície lapidada é sempre de compressão, contudo no interior da cerâmica a tensão é de tração para compensar essa tensão de compressão no interior do material cerâmico.

Para CHANDRASEKAR et al (1988), a máxima tensão de compressão assim como a profundidade da zona de tensão de compressão aumentam com o aumento da pressão de lapidação ou polimento, da dureza do abrasivo, da taxa de remoção de material e do tamanho do grão abrasivo. A Figura 3.25 ilustra o efeito da pressão de lapidação sobre a distribuição de tensões residuais na superfície da cerâmica. Gráficos similares são obtidos para a dureza do abrasivo, taxa de remoção e tamanho do grão abrasivo.

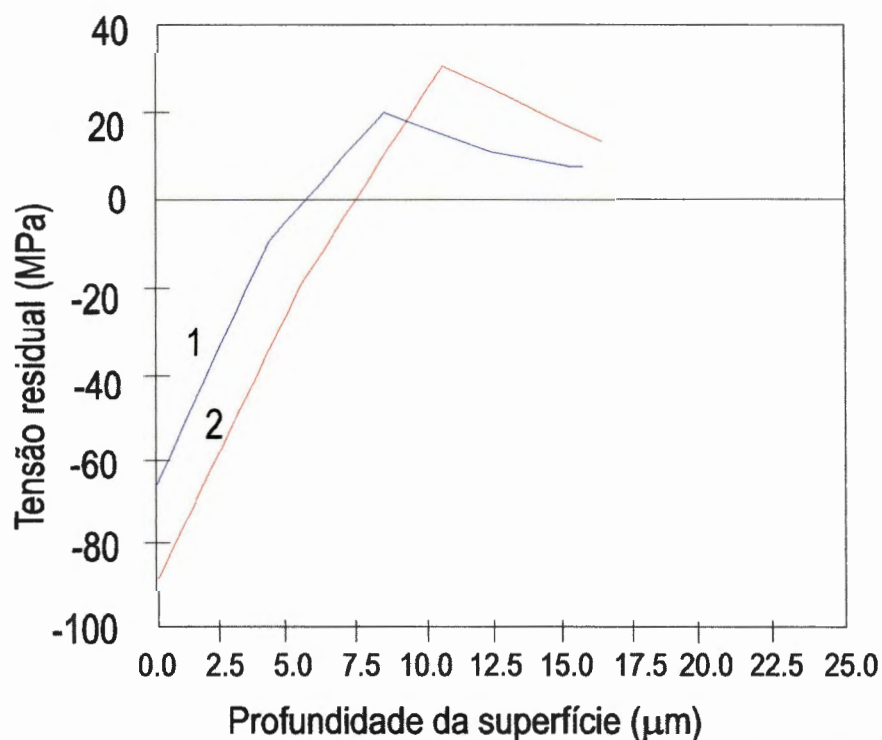


Figura 3.25- Efeito da pressão de lapidação na distribuição da tensão residual na superfície da cerâmica lapidada. 1-Pressão de 0,01MPa, 2-Pressão de 0,02MPa. CHANDRASEKAR et al (1988)

### **3.9 Usinagem Fluido-Abrasivas**

Apesar das cerâmicas avançadas serem consideradas como quimicamente inertes, a possibilidade de utilizar princípios tribo-químicos de desgaste para acelerar a remoção do material durante a usinagem e melhorar o acabamento superficial é viável - CIREL & STOLARSKI (1994), SHARMA et al (1988), UMEHARA (1994), CHILDS et al (1994).

As vantagens destes processos está relacionada com o fato de geralmente usinarem peças recém sinterizadas, sem usinagens prévias, confeccionarem até 100 peças por vez, apresentarem excelentes acabamentos superficiais e eliminarem a camada de defeitos mecânicos - SHARMA et al (1988), CIREL & STOLARSKI (1994). A principal desvantagem desse processo é o longo tempo de usinagem, geralmente acima de 30 minutos - CIREL & STOLARSKI (1994), UMEHARA (1994), CHILDS et al (1994). Porém, CIREL & STOLARSKI (1994) e SHARMA et al (1988) acreditam que este tipo de usinagem se tornará dominante no processo de usinagem de esferas e roletes de rolamento, discos magnéticos de computadores e pequenas peças planas como pastilhas.

#### **3.9.1 Retificação fluido magnética**

Esta técnica para acabamento superficial de peças cerâmicas foi desenvolvida por Umehara em 1990, afim de reduzir o custo e diminuir o tempo de usinagem de peças cerâmicas com geometria simples como esferas, planos e roletes.

Esse método fornece acabamento em lotes de 10 a 100 esferas em até três horas, segundo CHILDS et al (1994). A Figura 3.26 mostra um

esquema do processo. Conforme esse esquema, as esferas de cerâmica, recém sinterizadas, são colocadas sobre um flutuador não-ferromagnético dentro de uma cuba também feita de material não-ferromagnético, contendo fluido ferromagnético misturado com grãos abrasivos. A cuba é colocada sobre uma superfície montada com magnetos permanentes arranjados alternadamente com seus polos magnéticos. O campo magnético divergente criado no fluido gera forças de repulsão que agem nos materiais não-ferromagnéticos, como o flutuador, as esferas e os grãos abrasivos. Com um eixo cônico feito de material não-ferromagnético pressiona-se as esferas e rotaciona-se o eixo. As esferas circulam em torno do eixo e da cuba e a remoção de material ocorre através do contato entre as esferas, a cuba e o eixo.

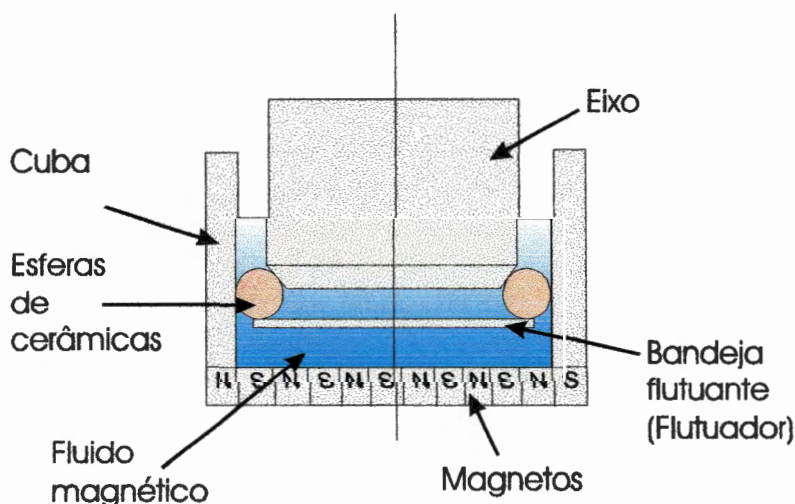


Figura 3. 26- Esquema da retificação fluido magnética de esferas de cerâmica. CHILDS et al (1994).

Durante o processo, a rigidez de contato é definida como a força de retificação aplicada dividida pelo deslocamento elástico da superfície da peça. Na retificação fluido magnética a rigidez é algumas ordens de grandeza menor, segundo UMEHARA (1994). As características desse processo de superacabamento de esferas de cerâmica são o seguintes.

- a) Vibrações e impactos produzidos entre a peça e o eixo podem ser amortecidos pelo flutuador que é suportado pelo fluido



magnético.

- b) Se as esferas forem disposta dentro da camada de grão abrasivos existentes na cuba há uma melhor remoção de material da superfície das peças.
- c) O desgaste dos grão abrasivos é reduzido devido ao efeito refrigerante do fluido magnético.
- d) Todas as arestas cortantes dos grãos abrasivos entram em contato com as peças, gerando uma melhor taxa de remoção do material.

UMEHARA (1994) afirma ainda ter conseguido como resultado de suas experiências superfícies esféricas de  $0,1 \mu\text{m } R_{\text{max}}$  e esfericidade de  $0,14 \mu\text{m}$  com apenas três horas de usinagem e superfícies, planas com rugosidade de  $0,06 \mu\text{m } R_a$  e planicidade de  $0,5 \mu\text{m}$ .

### 3.9.2 Retificação fluido-abrasiva

A retificação fluido-abrasiva é muito similar a fluido-magnética, todavia sem a utilização de magnetos e fluidos ferromagnéticos. As esferas de cerâmica recém sinterizadas são colocadas dentro de um receptáculo e movidas através de um eixo. O fluido com abrasivos e ácido, geralmente clorídrico ou fluorídrico, é bombeado para o interior do receptáculo. O movimento de rotação das peças promove a usinagem com os grãos abrasivos; o ácido tem a função de aumentar a usinabilidade da cerâmica - CIREL & STOLARSKI (1994) e SHARMA et al (1988). A Figura 3.27 ilustra esse processo.

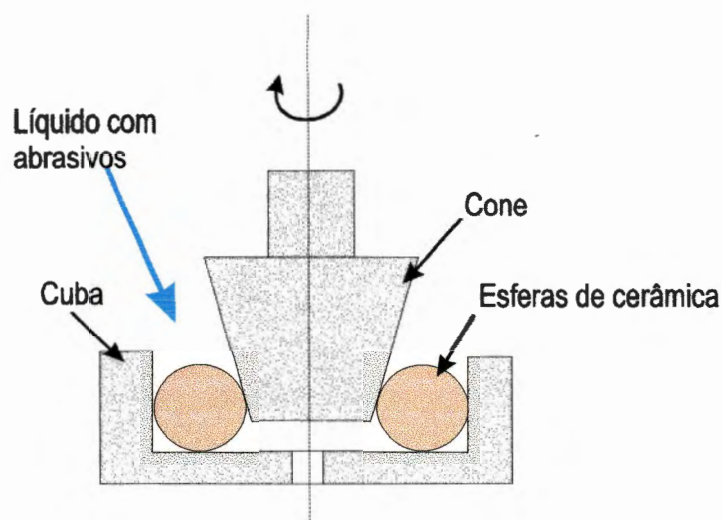


Figura 3. 27 - Processo fluido-abrasivo. CIREL & STOLARSKI (1994)

### 3.10 Usinagem por Emissão Elástica

O processo de usinagem por emissão elástica se utiliza de uma ferramenta giratória, solução abrasiva, e peça obra como ilustra a Figura 3.28. Neste processo a peça e a ferramenta ficam submersos numa cuba como a solução abrasiva. A ferramenta é feita em material macio como a borracha de poliuretano. A solução é uma mistura de água com partículas de abrasivo de  $0,05 \mu\text{m}$ . O método da emissão elástica faz uso do efeito hidrodinâmico para criar um filme lubrificante entre a superfície da peça e a ferramenta em rotação. O filme lubrificante tem espessura da ordem de  $1 \mu\text{m}$ , portanto o abrasivo tem de ser muito menor para passar neste filme de fluido. As partículas abrasivas são arrastadas para a região entre a ferramenta rotativa e a peça obra pela força de arrasto do movimento do fluido. Por causa do contato entre o abrasivo e peça obra ocorre uma usinagem atômica, ou seja, os átomos da superfície são removidos por um processo similar ao ataque químico - SU et al (1995).

O método da usinagem por emissão elástica tem sido aplicado com sucesso na confecção de espelhos. Alguns autores afirmam que o método

pode ser usado em usinagens de precisão substituindo métodos como a retificação de precisão e o torneamento com ponta de diamante. SU et al (1995) cita que as suas duas principais vantagens são, a pouca sensibilidade a variação de temperatura, e a exigência de máquinas muito menos rígidas que os demais métodos de usinagem de precisão. Suas principais desvantagens são o elevado acabamento inicial exigido para a peça ser usinada em emissão elástica ( $0,07 \mu\text{m } R_a$ ), e grandes tempos de usinagem para superfícies pequenas.

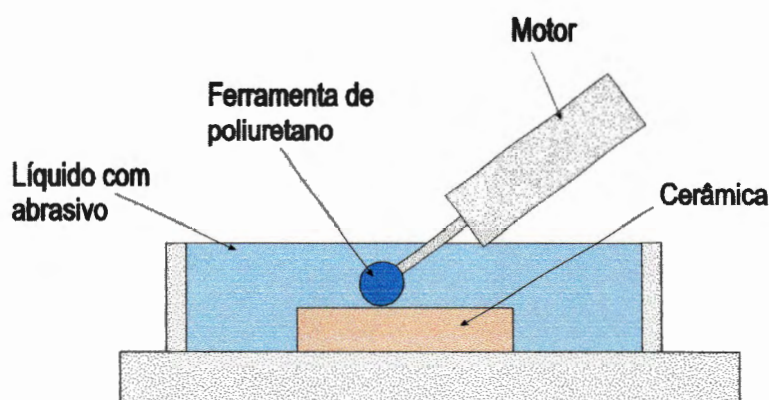


Figura 3. 28- Processo de usinagem por emissão elástica, SU et al (1995).

### 3.11 Usinagem por Ultrassom

A usinagem por ultrassom caracteriza-se pela utilização de ferramenta vibratória em alta frequência. Este movimento em alta frequência é o responsável pela remoção controlada de material. Este método de usinagem é utilizado largamente para a usinagem de furos, geralmente de pequenos diâmetros em cerâmica. Atualmente, para cerâmicas, pode-se usar ferramentas impregnadas com diamante, além das soluções abrasivas na usinagem por ultrassom. A Figura 3.29 ilustra esse processo de usinagem.

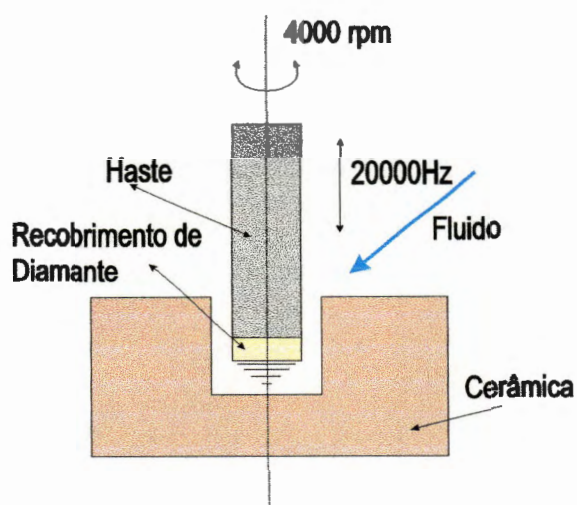


Figura 3. 29-Vista esquemática do processo de usinagem por ultra-som.

MAYER (1996) afirma que a usinagem por ultrassom geralmente não deixa trincas e tensões residuais na peça. Afirma também que em materiais cerâmicos, a eficiência do mecanismo de erosão decai com o aumento da tenacidade a fratura,  $K_{IC}$ , resultando na redução da taxa de remoção de material no caso do uso de solução abrasiva e aumento do desgaste da ferramenta vibratória .

## 4. ENSAIOS EXPERIMENTAIS

### 4.1. Formulação

Para o presente trabalho foram selecionadas duas formulações básicas de alumina com teores de 99,7% e 96%, respectivamente. Cerâmicas como a alumina constituem em uma boa opção de material em muitas aplicações de contato deslizante devido às suas propriedades mecânicas. O seu comportamento nestas aplicações pode representar o comportamento geral das cerâmicas avançadas, seja na alta dureza, fragilidade e inércia química (FORTULAN (1997)).

Para todas as moagens efetuadas foram colocados no moinho vibratório a alumina, o MgO, o etileno glicol e o silicato de sódio segundo a composição apresentada na Tabela 4.1. Após 124 horas de moagem, obteve-se 50% das partículas com diâmetro médio equivalente abaixo de 0,5  $\mu\text{m}$  com uma distribuição granulométrica obtida conforme a observada na Figura 4.1. Para adicionar o ligante, dissolveu-se o PVAL, álcool polivinílico, em água, e este foi misturado ao material cerâmico para em seguida ser transferido para o moinho de bolas para homogeneizar a mistura, a qual foi feita por via úmida com a adição de água até a completa cobertura das bolas.

Para a obtenção da alumina 96% foram colocados no moinho de bolas os elementos que constituem a mistura conforme apresentados na Tabela 4.2.

Após a moagem secou-se o material em estufa e este foi desaglomerado até passar em malha #40 *mesh* e ficar retido em malha #100 *mesh*, para melhorar a sua capacidade de compactação. O pó desaglomerado foi seco à 110°C e armazenado em recipiente fechado.

Tabela 4. 1- Composição da alumina para moagem. FORTULAN (1997)

Material	Porcentagem (%)	Peso (g)
Alumina 5SG	95,15	1500
MgO	1,85	29,16
Etileno Glicol	1,76	27,76
Silicato de sódio	2,02	31,84

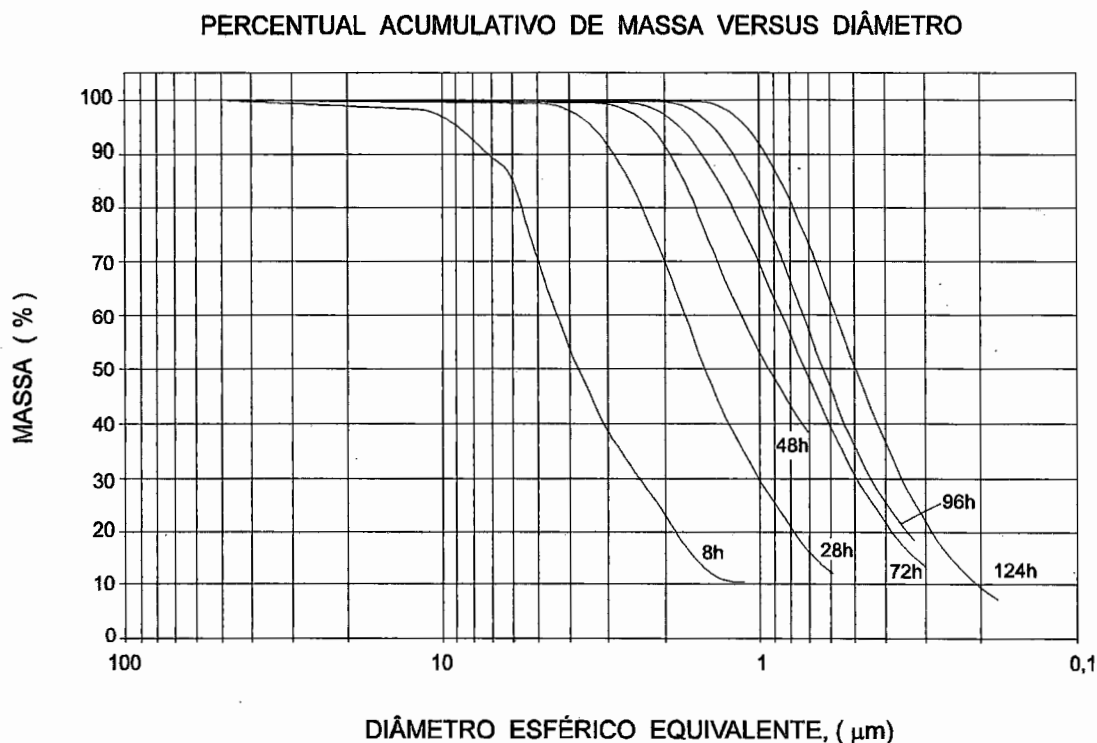


Figura 4. 1- Distribuição granulométrica obtida na moagem da alumina calcinada 5SG. FORTULAN (1997)

Quanto à alumina com percentagem 99,7%, moeu-se a a Alumina 5SG durante 124 horas em moinho vibratório com 2% em peso (30g) de etileno glicol como lubrificante e 0,3% em peso (5g) de silicato de sódio como defloculante. Obteve-se com esta moagem uma curva de distribuição granulométrica similar a da Figura 4.1. Secou-se o material em estufa e este foi desaglomerado obedecendo os mesmos critérios da alumina 96%. O pó cerâmico foi armazenado em um recipiente fechado. A formulação da alumina 99,7% utilizada é a indicada pela Tabela 4.3.

Tabela 4. 2- Composição da alumina 96%. O peso é referente a matéria prima sem beneficiamento. FORTULAN (1997)

Materiais	Alumina 96% (%)	Peso (g)
Alumina 5SG	95,15	1500
Argila São Simão	1,85	29,16
Caulim Branco Coloidal	1,76	27,76
Feldspato Potássico	2,02	31,84

Tabela 4. 3 - Composição da alumina 99,7%. O peso é referente a materia prima não processada. FORTULAN (1997)

Materiais	Alumina 99,7% (%)	Peso (g)
Alumina 5SG	99,90	1,499
MgO	0,05	3,75

#### 4.1.1 Materias primas utilizadas

##### a) Alumina Calcificada 5S-G

- Granulometria: #350 mesh

- Procedência: Alcan Alumínio do Brasil S.A.
- Lote: Silo B Lote 24
- Densidade Compactada: 1,20 g/cm<sup>3</sup>
- Área Superficial: 0,95 m<sup>2</sup>/g
- Diâmetro Esférico Equivalente: 4,08 µm

Análise Química:

Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> %	SiO <sub>2</sub> %	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> %	Na <sub>2</sub> O %	CaO %	L.O.I. % 110-1100°C	Umidade % 110°C
99,70	0,03	0,03	0,07	0,07	0,10	0,06

b) *Argila São Simão*

- Granulometria: #325
- Procedência: Minasolo Comércio e Representações Ltda
- Lote: 078/92

Análise Química:

SiO <sub>2</sub> %	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> %	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 3 %	CaO ppm	MgO %	Na <sub>2</sub> O ppm	K <sub>2</sub> O %	TiO <sub>2</sub> %	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub> %	MnO %	PF % 900°C
49,5	28,5	1,08	730	0,16	750	0,46	0,8	0,05	0,01	18,81

c) *Caulim Branco Coloidal*

- Granulometria: #325 mesh



- Procedência: Minasolo Comércio e Representações Ltda
- Densidade Real: 2,60 g/cm<sup>3</sup>
- Densidade Aparente: 2,50 g/cm<sup>3</sup>
- pH: 4,5 - 5,5
- Lote: MCP - 325

Análise Química:

SiO <sub>2</sub> %	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> %	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> %	Na <sub>2</sub> O %	K <sub>2</sub> O %	TiO <sub>2</sub> %	PF - % 900°C
45,18 a	38,76 a	0,08 a	0,05 a	0,19 a	traços	13,60 a
46,00	39,60	0,45	0,20	0,29		14,00

d) *Feldspato Potássico (Ortoclásio) K(AlSi<sub>3</sub>O<sub>8</sub>)*

- Granulometria: #325 mesh
- Procedência: Minasolo Comércio e Representações Ltda
- Lote: MCK 200
- Densidade Real: 2,57 g/cm<sup>3</sup>
- Densidade Aparente: 1,046 g/cm<sup>3</sup>
- Temperatura de fusão: 1280°C

Análise Química:

SiO <sub>2</sub> %	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> %	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> %	CaO	MgO	Na <sub>2</sub> O %	K <sub>2</sub> O %	PF - % 900°C
65,70	18,7	0,03	traços	traços	750	13,36	0,86

#### 4.1.2 Equipamentos utilizados

Para preparação da matéria prima foram empregados os seguintes equipamentos, a saber:

- sedigraph 5100 V202, da Micromeritics, para medição da distribuição granulométrica;
- moinho vibratório, revestido em poliuretano, fabricado pelo LAMAFE - EESC - USP;
- moinho de bolas, com jarro revestido em poliuretano, fabricado pelo LAMAFE - EESC - USP.

#### 4.2. Prensagem dos Corpos de Prova

Para a obtenção de corpos de prova, conforme ilustra a Figura 4.2, foram prensados 3 discos de alumina 96% e 3 de alumina 99,7%. Cada um dos corpos de prova apresentou uma massa à verde de 150g.

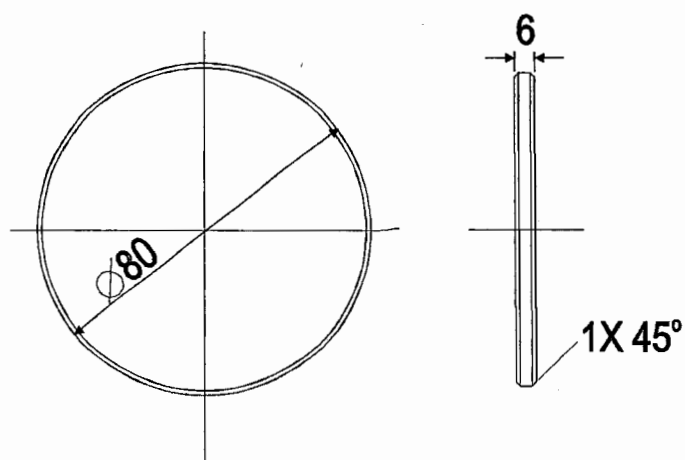


Figura 4. 2 - Corpo de prova em forma de disco.

Foram prensados também 6 corpos de prova quadrados com 35 mm de lado e espessura de 6 mm, a 35 MPa, sendo três deles de alumina 96% e outros três de alumina 99,7%, conforme ilustra a Figura 4.3.

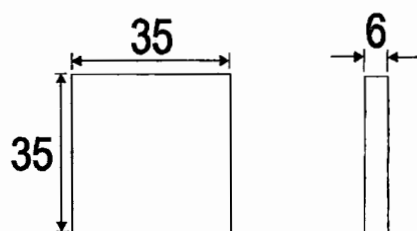


Figura 4. 3-Corpo de prova quadrado.

Após a prensagem, as peças verdes foram levadas ao forno para a retirada do ligante. A temperatura foi elevada até 1100°C através de incremento de 100°C/h, permanecendo neste patamar por 1 hora. O decréscimo de temperatura foi feito com o forno desligado.

Para a sinterização, das peças, a temperatura foi elevada até o patamar de 1610°C com um incremento de 200°C/h, permanecendo nesta temperatura por 2 horas. Após este tempo as peças foram deixadas a resfriar dentro do forno estando este desligado. Tanto os corpos de provas quadrados como os circulares apresentaram densificação aproximada de 95%, com densidade aproximada de 3,71 g/cm<sup>3</sup>, medidas através do método de imersão. Este corpos de prova já sinterizados podem ser observados na Figura 4.4.

Após a sinterização duas das peças quadradas, sendo uma de alumina 96% e outra de 99,7%, foram escolhidas para terem suas superfícies observadas em microscópio eletrônico de varredura.

#### 4.2.1 Equipamentos utilizados

Para confecção e observação dos corpos de prova foram empregados os seguintes equipamentos a saber:

- estufa, para secagem do pó cerâmico;
- molde para prensagem uniaxial
- prensa uniaxial mecânica de 10t;
- Forno EG - 1700, para sinterização;
- microscópio eletrônico - EDS 960;

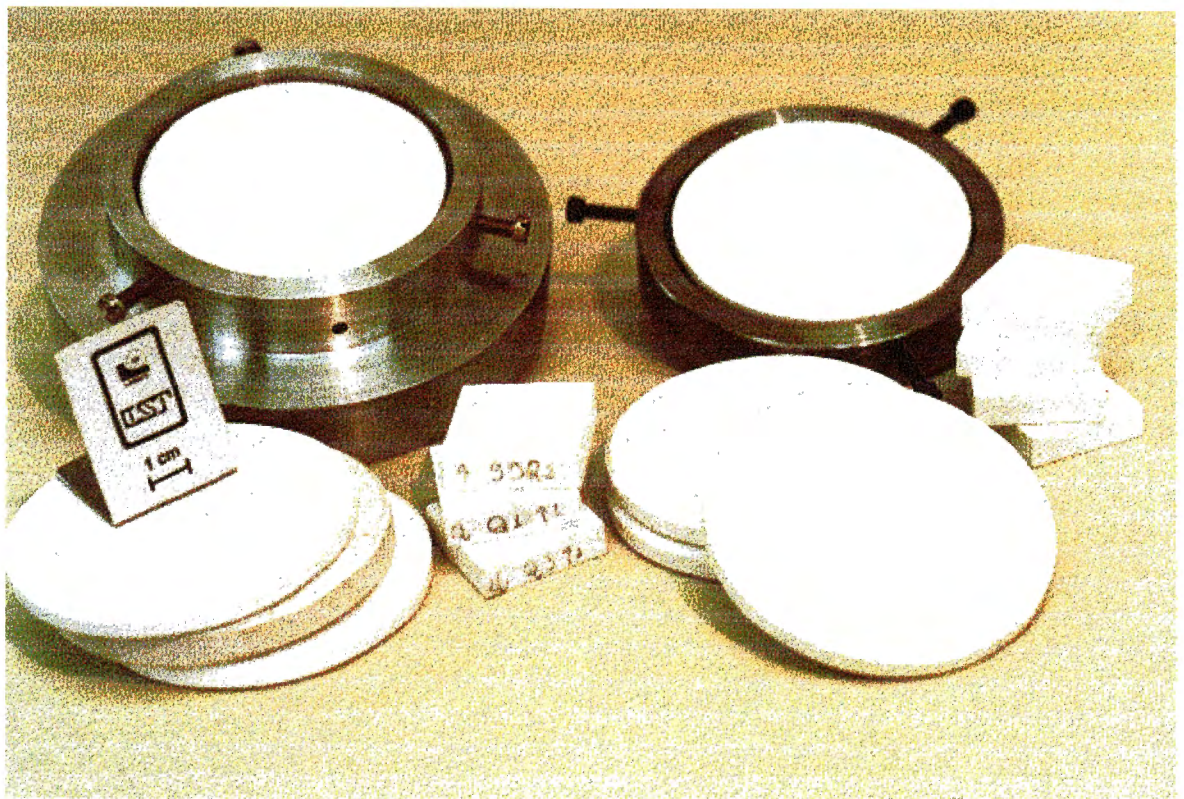


Figura 4. 4- Corpos de prova circulares e quadrados.

### 4.3. Ensaio de Retificação

A retificação dos corpos de prova foi realizada para corrigir os erros de planicidade, sendo feitos tantos passes quanto necessários para corrigir estes erros, sendo que algumas peças foram usinadas cerca de 1 mm de cada lado.

Os corpos de prova foram retificados em retificadora plana com um rebolo adiamantado fabricado pela WINTER com a especificação D91-K+1313NY-B-C75, ou seja, um rebolo com grãos de tamanho médio de  $91\mu\text{m}$ , liga resinóide e concentração de diamantes de 75%,  $0,66\text{ g/cm}^3$  ( $3\text{ KIts/cm}^3$ ), segundo a norma DIN69800.

As condições de retificação foram estabelecidas em 0,050 mm de profundidade de corte, 3,0 m/min para a velocidade da mesa, 27 m/s para velocidade periférica do rebolo e avanço transversal de 2,5 mm por passe.

A fixação dos corpos de prova em forma de disco na mesa magnética da retificadora foi feita através de um suporte de aço ABNT1020. Esse suporte, conforme apresentado na Figura 4.5, fixa a peça cerâmica por três pontos a  $120^\circ$  através de parafusos M4. O erro de paralelismo entre a face de apoio da mesa magnética e a face de apoio a peça a ser usinada é de  $7\mu\text{m}$ .

O fluido de corte utilizado na retificação das peças foi o Alkalisol-G o qual é indicado para retificação severa de materiais não ferrosos.

A rugosidade e a planicidade das peças cerâmicas de alumina foram medidas antes e depois da retificação. As observações das superfícies retificadas com microscópio eletrônico de varredura foram feitas em dois

corpos de prova quadrados, sendo um de alumina 96% e outro de 99,7% afim de verificar a textura e os danos superficiais causados pela retificação.

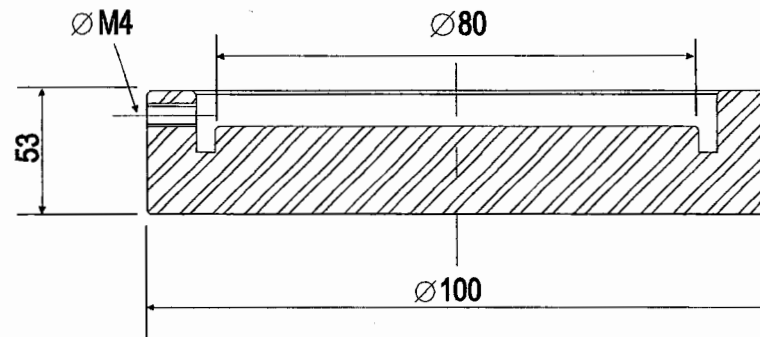


Figura 4. 5 - Suporte para retificação dos corpos de prova circulares.

#### 4.3.1. Equipamento utilizados

Para a retificação, medição e observação dos corpos de prova foram empregados os seguintes equipamentos, a saber:

- retificadora plana TRIPET MHPE 500;
- Perfilômetro Taylor - Hobson Surtronic 3P - para a medição da rugosidade;
- Microscópio eletrônico - EDS 960.
- Taylyrond 250 da Rank Taylor Hobson para a medição de planicidade.

#### 4.4 Lapidação

O processo de lapidação é utilizado para corrigir os erros de forma pequenos. Ele ser pode ser feita com abrasivos livres (pastas ou soluções) ou

abrasivos fixos (rebolos). No presente trabalho optou-se pela lapidação com abrasivos fixos (rebolos) e foram analisadas quatro composições diferentes de rebolos adiamantados, levando em conta a eficiência de usinagem e o desgaste do rebolo.

#### 4.4.1 Equipamentos

A lapidação dos corpos de prova circulares foi feita através de uma associação de uma máquina-ferramenta (furadeira) e o equipamento de ensaio propriamente, conforme ilustra a Figura 4.10. Na árvore da furadeira foi montado o cabeçote de retificação ilustrado na figura 4.7 e 4.8 e na mesa desta furadeira, a mesa giratória porta peça. A mesa giratória, parte de um equipamento de ensaio de desgaste, proporcionou a rotação necessária para a lapidação bem como alojou o suporte das peças a serem lapidadas conforme ilustra a Figura 4.6.

Essa adaptação consistiu portanto na fixação do suporte das peças no eixo de rotação da mesa giratória, estando tudo isso dentro de uma cuba plástica, conforme mostra a Figura 4.10. Com a finalidade de proteger os mancais do eixo dos respingos do fluido de corte a peça a ser lapidada foi assentada em um tecido *PA-W-PELLON* de seda sintética que serviu de apoio entre a face da peça cerâmica e a superfície de alumínio do suporte mostrado na Figura 4.6. A peça de cerâmica foi fixada em três pontos a 120° por parafusos M5.

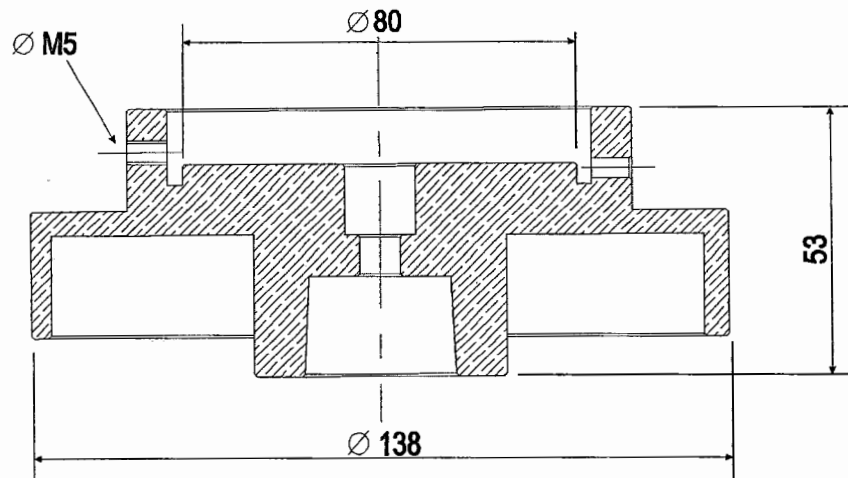


Figura 4. 6 - Suporte para lapidação dos corpos de prova circulares.

Os corpos de prova circulares foram lapidados de topo. Para tanto, um cabeçote capaz de suprir fluido de corte necessário pelo centro do rebolo de lapidação, foi construído. Durante a lapidação o fluido de corte é bombeado para o interior de uma camisa e conduzido para a zona de usinagem através de um canal feito ao longo do eixo. O rebolo é fixado ao eixo através de um parafuso furado que dá continuidade ao escoamento do fluido. Na carcaça, os retentores foram dispostos afim de restringir o fluido de corte na região central do eixo onde está localizado a entrada do canal. O cabeçote de lapidação, ilustrado nas Figuras 4.7 e 4.8, é fixado ao mandril da furadeira de coluna enquanto que a carcaça que aloja os mancais é mantida estacionária pela manqueira do fluido de lapidação. A circulação do fluido de lapidação é mantida através de uma eletrobomba modelo Plaset SRL de 32W que oferece a descarga de fluido necessária para efetuar a lapidação. A circulação do fluido de corte é feita entre duas cubas, a primeira sobre a bancada do equipamento recolhe o fluido usado na lapidação e a segunda, o reservatório, mais abaixo, que armazena o fluido a ser usado. Não foi adotado nenhum tipo de filtragem do fluido devido a natureza da eletrobomba. A Figura 4.9 ilustra o sistema de circulação de fluido, e a Figura 4.10 o sistema completo.



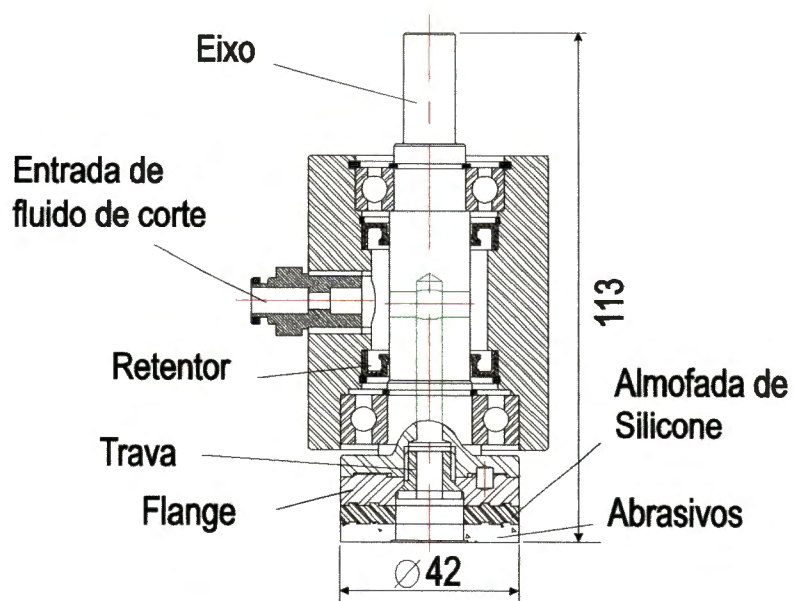


Figura 4. 7- Cabeçote de lapidação dos corpos de prova circulares.



Figura 4. 8- Detalhes do cabeçote de lapidação e rebolos.

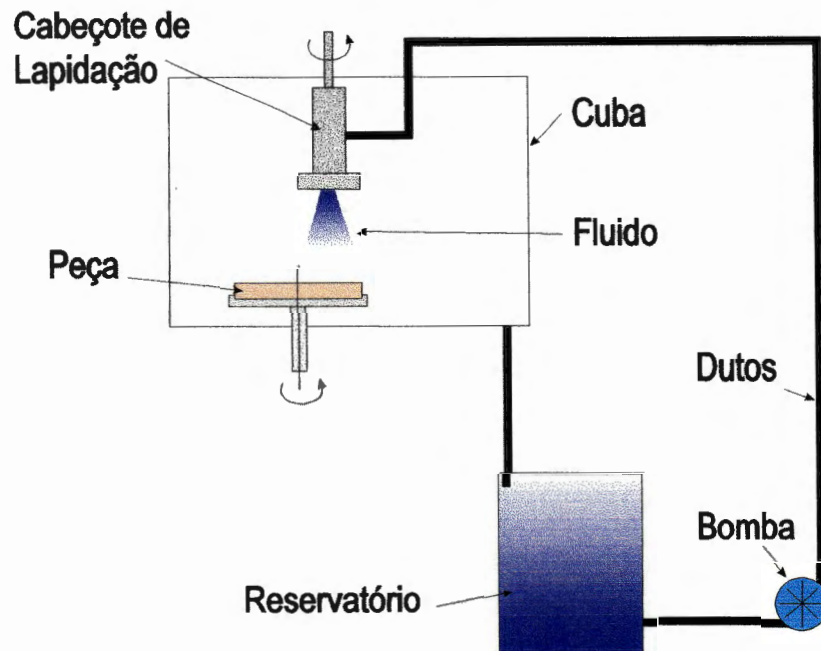


Figura 4. 9- Esquema da circulação do fluido de lapidação.

O fluido de corte usado na lapidação com rebolo é o mesmo adotado na retificação, o Alkalisol-G, cujas especificações são mostradas na Tabela 4.4.

Tabela 4. 4 - Especificações do fluido de corte Alkalisol-G.

pH	8,5-9,0
Ponto de inflamação	não medível
cor	verde
Viscosidade (copo Ford nº 4 - 20°C)	17"
Densidade - 20°C	1,02 g/cm <sup>3</sup>
Corrosão	nula
Toxidade	nula
Solubilidade	água - 1:20

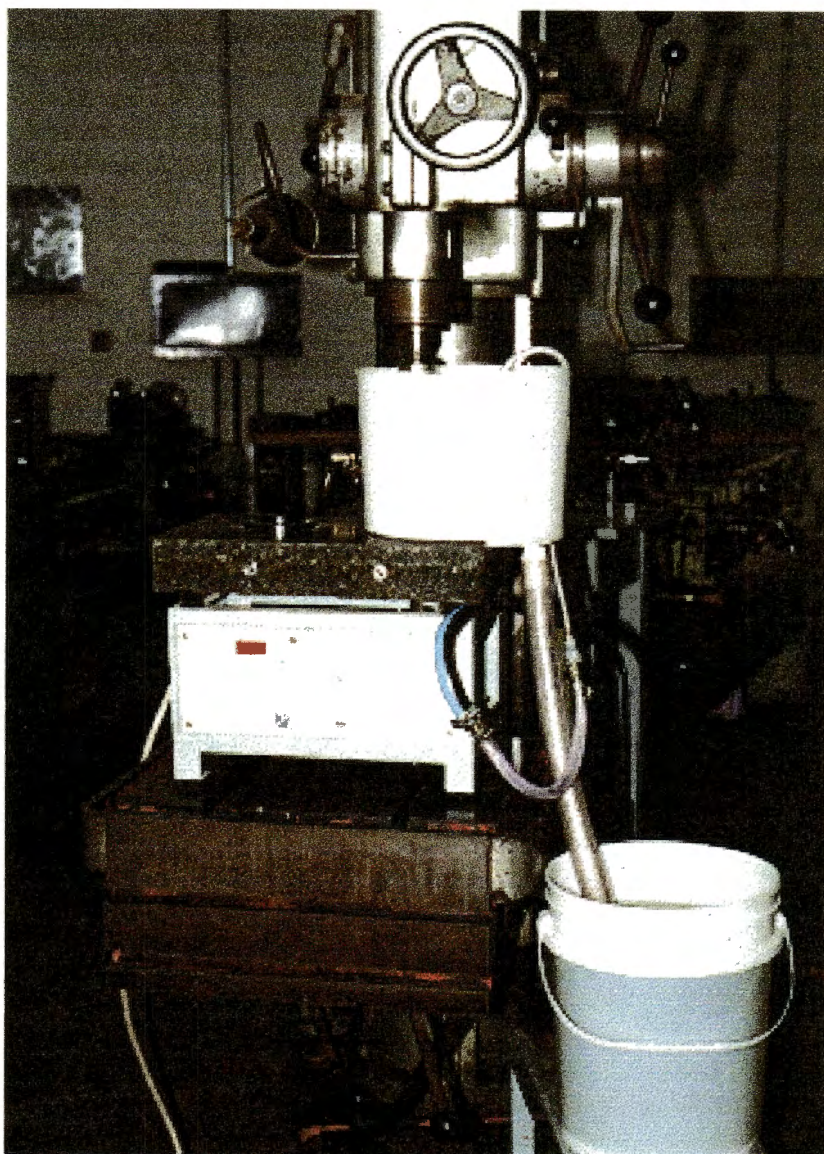


Figura 4. 10- Foto do conjunto.

#### **4.4.2 Rebolos**

Procurou-se, relativamente aos rebolos de lapidação desenvolvidos para este trabalho, avaliar a sua forma construtiva e as ligas poliméricas adotadas. Para avaliar o desempenho das 4 ligas poliméricas adotadas foi confeccionado

um rebolo de cada uma das quatro seguintes resinas poliméricas: o silicone, o poliuretano de 35 *shore A*, o poliuretano de 82 *shore A*, e a resina epóxi a base de araldite. Estas resinas foram escolhidas segundo critérios de abrasividade, dureza e moldagem. O poliuretano é notoriamente resistente a abrasão, o silicone é uma resina elastômera que aceita grandes deformações, e o epóxi é o utilizado na confecção de compósitos, tais como o granito sintético. O poliuretano com dureza 35 *shore A* utilizado é comercializado pela Uniroyal Química S/A sob o nome de Adiprene L-167. As suas propriedades físicas estão indicadas na Tabela 4.5, segundo informação do catálogo do fornecedor. O poliuretano com dureza de 82 *shore A*, é fornecido pela CYBAGEIGY e as propriedades físicas da resina, segundo o catálogo do fornecedor estão expressas na Tabela 4.6. A resina utilizada para confecção do rebolo de epóxi é a base de Araldite M e é produzida pela CIBAGEIGY. Esta resina sofre processo de endurecimento e cura com adição do endurecedor HY956. O fabricante especifica que a mistura entre a resina e o endurecedor deve ser feita na proporção de massa de 6/1. A correta proporção destes dois componentes é essencial afim de que as propriedades físicas especificadas para o material sejam atingidas. Erros na proporção dos componentes resultam na não-reação total daquele que estiver em excesso, gerando monômeros livres no meio do material, que prolongam indefinidamente o tempo de cura que, em condições normais, é estimado em 24 horas. As propriedades físicas desta resina fornecidas pelo fabricante são indicadas na Tabela 4.7.

Tabela 4. 5- Propriedades do poliuretano de 35 shore A.

Dureza Shore	35 A
Módulo a 100%, [Pa]	0,26
Módulo a 300%, [Pa]	0,49
Resistência a tração, [Pa]	0,72
Alongamento, [%]	400
Tensão ao rasgo - D-470, [Pa]	0,02
Tensão ao rasgo - Molde C, [Pa]	0,07
resiliência Bashore, [%]	40
Deformação permanente, 2hs/70°C - método B, [%]	40
Ponto de fragilidade, [°C]	-70
Peso específico [g/cm <sup>3</sup> ]	1,14

A resina de silicone utilizada é uma resina de revestimento que pode ser considerada excessivamente macia após a cura, para qualquer processo de lapidação ou polimento, pois tem um dureza da ordem de 20 shore A. Por este motivo a resina de silicone foi adotada como uma camada de acomodação entre o rebolo de resina adiamantada e a superfície da peça. Esta camada objetiva o isolamento das vibrações de baixa frequência da máquina, a correção de pequenos erros de posicionamento além de permitir um certo grau de liberdade na movimentação promovendo assim um melhor contato do rebolo com as imperfeições da peça sendo usinada. Em função dessas características foi feito um rebolo com esta resina impregnado com diamantes.

Todos os rebolos foram confeccionados com concentração de diamantes de 0,66 g/cm<sup>3</sup>. Foram utilizados diamantes artificiais da DeBeers com tamanho de grão variando entre 4 a 8 µm. Os diamantes foram fornecidos pela Master Diamond Ferramentas Diamantadas.

Tabela 4. 6 - Propriedades do poliuretano de 82 shore A

Dureza Shore	82 A
Módulo a 100% [Pa]	0,0551
Módulo a 300% [Pa]	0,1033
Resistência a tração [Pa]	0,3445
Alongamento [%]	490
Tensão ao rasgo D-470 [Pa]	0,0052
Tensão ao Rasgo- Molde C [Pa]	0,0365
Resiliência Bashore [%]	58
Deformação permanente, 22hs/70°C - Método B [%]	25
Ponto de fragilidade [°C]	-63
Peso Específico	1,07

Para dar forma aos rebolos foi adotada a técnica de moldagem. Foram feitos dois moldes de Nylon 99, um para a conformação da camada macia de silicone e outro para a conformação da camada impregnada com diamantes. O desenho do molde, da camada abrasiva e da camada de amortecimento são apresentados nas Figuras 4.11 e 4.12. A superfície da camada abrasiva apresenta ressaltos para permitir o escoamento do líquido refrigerante. Essas camadas possuem elevações e depressões para melhor se encaixarem. A adesão entre as duas camadas, a abrasiva e a amortecedora, foi feita através de um forte adesivo comercial, e ambas foram aderidas a flange suporte do rebolo, feita em aço inox SAE 316.

Tabela 4. 7- Propriedades físicas da resina epóxi.

Viscosidade inicial (cP)	3-5X10 <sup>5</sup>
Peso específico [g/cm <sup>3</sup> ]	1,68 (sic)
Volume específico [cm <sup>3</sup> /g]	0,60 (sic)
Dureza Brinell	19-21
Resistência a pressão [kgf/cm <sup>2</sup> ]	9-10
Módulo de elasticidade [kgf/cm <sup>2</sup> ]	1000-1200
Resistência a tração [kgf/cm <sup>2</sup> ]	1,3-2,3
Resistência a flexão [kgf/cm <sup>2</sup> ]	4,0-4,5
Resistência ao choque [kgf/cm <sup>2</sup> ]	1,0-2,0
Resistência ao calor (DIN 53458 GC)	40-45

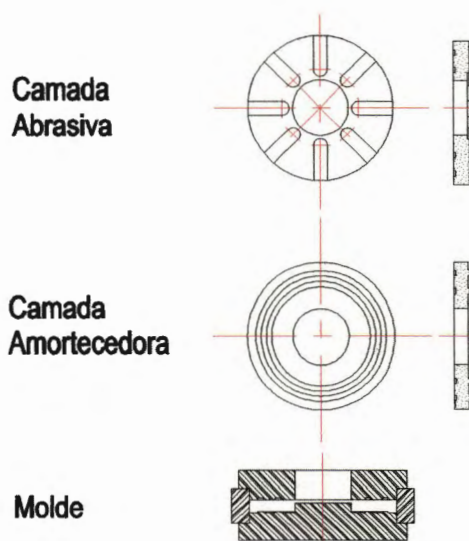


Figura 4. 11- Desenho do molde da camada de amortecimento e abrasiva.

Estes rebolos foram posteriormente montados no pequeno eixo do cabeçote e travados por um parafuso, em seguida levados a máquina-ferramenta para a lapidação.

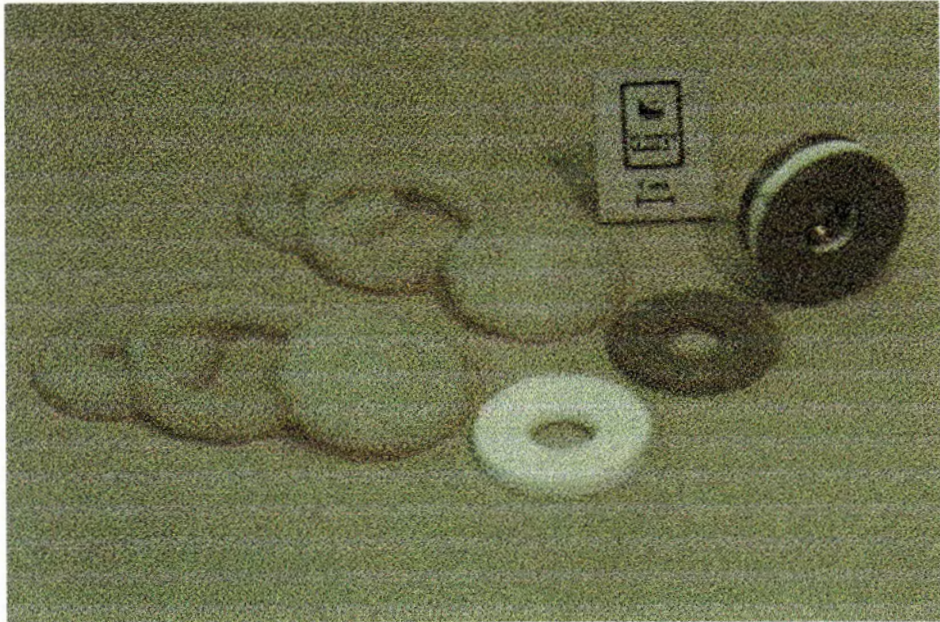


Figura 4. 12- Moldes, peças do rebolo e o rebolo montado.

#### 4.4.3 Processo de Lapidação

As condições de lapidação adotadas foram as seguintes:

- tempo de lapidação de 30 minutos em cada face,
- fluido de corte abundante,
- rotação da peça de 100 rpm,
- rotação do rebolo de 130 rpm,
- deformação de 1,5 mm por compressão no rebolo.

A pressão de lapidação foi adotada através da deformação da camada de silicone por compressão. Após encostar o rebolo na peça, ele é comprimido de encontro à peça com um deslocamento de 1,5 mm no eixo-árvore da furadeira, medido no colar. O conjunto deformado fornece uma pressão de



lapidação aceitável entre 0,05-0,10 MPa. Para verificar estes valores de compressão, o rebolo montado foi submetido a ensaios de compressão até deformar 1,5 mm, porém não ocorreu repetibilidade dos resultados destes ensaios deixando assim um intervalo de valores.

As rotações do eixo-árvore da furadeira de coluna e da peça eram concordantes. A Figura 4.14 ilustra a lapidação de um dos corpos de prova circulares utilizado nos experimentos.

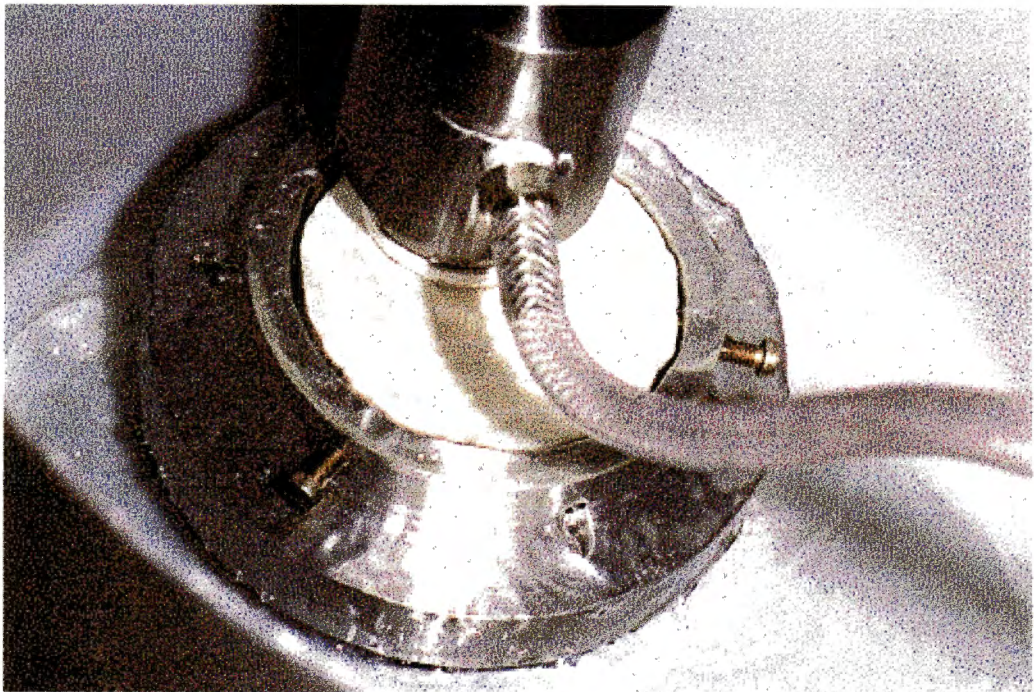


Figura 4. 13 - Lapidação de corpo de prova circular.

#### 4.4.4 Equipamento utilizado

Para a lapidação, medição e observação dos corpos de prova foram empregados os seguintes equipamentos.

- Furadeira de coluna FY-A50 da Yadoya,
- mesa giratória para os corpos de prova,
- eletrobomba Plaset SRL,
- cabeçote de lapidação projetado e construído para o ensaio.
- Microscópio óptico Zeiss Axiotech.
- Perfilômetro Taylor - Hobson Surtronic 3P.
- Taylyrond 250 da Rank Taylor Hobson, para a medição da planicidade dos corpos de prova.
- Microscópio eletrônico EDS-960.

#### 4.5 Polimento

Os corpos de prova circulares foram polidos utilizando pastas adiantadas com granulometrias de 30, 15, 9, 4, 1,  $\frac{1}{4}$   $\mu\text{m}$  fornecidas pela Christensen Roder S/A que, segundo o catálogo de vendas do fornecedor, apresentam curvas estreitas de distribuição granulométrica. Os tamanhos de grãos indicados na catálogo são os tamanhos médios de grãos de cada pasta. A escolha das granulometrias das pastas de polimento foi orientada pela literatura consultada com particular atenção às técnicas de polimento para a fabricação de próteses e de corpos de prova de testes de riscamento e flexão.

O tecido utilizado para o polimento foi o PA-W-PELLON de seda sintética produzido pela Struers. O tecido foi escolhido dentre as diversas amostras de

tecidos para ceramografia apresentadas nos catálogos consultados. O tecido foi cortado em diversos discos de 42 mm que foram aderidos a camada de silicone que por sua vez foram aderidas as flanges de metal. Este conjunto, por sua vez, foi fixado ao mesmo eixo do lapidador. O equipamento de polimento é, portanto basicamente, o mesmo da lapidação, mas sem a utilização do sistema de circulação de fluido de corte.

Para efetuar o polimento, a pasta adiamantada foi depositada uniformemente na superfície da peça a ser polida, e o tecido, pressionado contra a peça com o auxílio do lapidador. A pressão exercida sobre a peça é função do deslocamento do eixo-árvore da furadeira sobre o conjunto (camada de silicone e tecido) que deforma elasticamente a camada de silicone, gerando a pressão de usinagem. O deslocamento medido no colar da furadeira de coluna é de 1 mm. O tempo de polimento utilizado foi de 30 minutos para cada face do corpo de prova e a cada 15 minutos acrescentava-se pasta de polimento. As rotações do corpo de prova e do lapidador eram de 50 rpm e 140rpm respectivamente.

Para todas as etapas, a rugosidade foi medida em cinco regiões diferentes da peça, sendo uma medida no centro e outras quatro no raio médio da peça. A medição de planicidade foi feita somente após a última etapa de polimento.

#### **4.5.1 Equipamento utilizado**

Para a lapidação, medição e observação dos corpos de prova foram empregados os seguintes equipamentos.

- Furadeira de coluna FY-A50 da Yadoya,
- mesa giratória para os corpos de prova,
- cabeçote de lapidação projetado e construído para o ensaio.
- Perfilômetro Taylor - Hobson Surtronic 3P.
- Taylyrond 250 da Rank Taylor Hobson, para a medição da planicidade dos corpos de prova.
- Microscópio eletrônico EDS-960.

## 5. RESULTADOS

Um acompanhamento do acabamento superficial e geométrico das peças foi feito através de medições de rugosidade e planicidade, e para caracterização da topografia e observação dos danos causados as superfícies das peças cerâmicas pelos processos de usinagem abrasiva, utilizou a microscopia óptica e eletrônica de varredura.

### 5.1 Avaliação das Peças Recém Sinterizadas

As características geométricas bem como as superficiais das peças de alumina recém sinterizadas são muito variadas. As medidas de rugosidade ficaram em torno de  $0,80 \mu\text{m } R_a$ , mas houveram medidas de até  $0,35 \mu\text{m } R_a$ . Os resultados das medições das peças recém sinterizadas são mostrados na Tabela 5.1, todas com *cut-off* de 0,8 mm. Foram feitas, de um modo geral, cinco medições em cada uma das superfícies dos corpos de prova, sendo uma no centro da superfície e as outros quatro em uma distância média entre a extremidade da peça e o seu centro. Para cada superfície medida foi escolhida a média das medidas como valor representativo da rugosidade. Os erros de forma observados foram grandes, com valores de até 1 mm.

A literatura indica rugosidade entre  $1,5$  e  $3,0 \mu\text{m } R_a$  para peças não usinadas. Neste trabalho as peças conformadas e sinterizadas tiveram

rugosidade mais baixa. Porém, os erros de planicidade e paralelismo foram maiores, sendo necessária a correção dos erros geométricos através da operação de retificação.

Tabela 5. 1- Características superficiais e geométricas das superfícies das peças recém sinterizadas.

Superfície	Rugosidade [ $\mu\text{m}$ ]	Planicidade [ $\mu\text{m}$ ]
Quadrado 1- 96	0,82	250
Quadrado 2- 96	0,84	320
Quadrado 3- 96	0,79	400
Disco 1 L1 -96	0,76	>1000
Disco 1 L2 -96	0,80	>1000
Disco 2 L1 -96	0,71	>1000
Disco 2 L2 -96	0,74	>1000
Disco 3 L1 -96	0,90	>1000
Disco 3 L2 -96	0,75	>1000
Quadrado 1- 99	0,98	410
Quadrado 2 -99	0,86	710
Quadrado 3 -99	0,85	800
Disco 1 L1 -99	0,71	>1000
Disco 1 L2 -99	0,79	>1000
Disco 2 L1 -99	0,86	>1000
Disco 2 L2 -99	0,75	>1000
Disco 3 L1 -99	0,90	>1000
Disco 3 L2 -99	0,87	>1000

As micrografias efetuadas indicaram a presença de defeitos predominantes nas superfícies das peças recém sinterizadas como os

materiais agregados, riscos, inclusões, crateras, trincas e poros. Estes defeitos, em geral, não são possíveis de serem removidos completamente pelos processos abrasivos de usinagem, pois eles são resultantes do processo de sinterização ou do processamento do pó cerâmico.

As tabelas que se seguem adotam as palavras disco para os corpos de prova circulares e quadrado para os corpos de prova neste formato. L1 e L2 indicam o lado dos discos que foi medido, e os números 96 e 99 indicam a percentagem de alumina contida nos corpos de prova.

## 5.2 Avaliação das Superfícies Retificadas

Após a retificação, as superfícies apresentaram acabamento superficial igual ou pior às superfícies das peças recém sinterizadas. Os valores da rugosidade ficaram em torno de  $0,98 \mu\text{m } R_a$  na direção perpendicular a retificação e  $0,80 \mu\text{m } R_a$  na direção da retificação. Apesar deste resultado aparentemente contraditório, a rugosidade está nos valores apresentados pela literatura para a retificação (de  $0,45 \mu\text{m}$  a  $2,5 \mu\text{m } R_a$ ) nas condições de usinagem adotadas. Este acabamento superficial pobre pode ser atribuído ao mecanismo de remoção de material predominante durante a retificação e à trepidação do rebolo provocada por desbalanceamentos ou excentricidades. A Tabela 5.2 apresenta os valores do rugosidade medida nas duas direções, na direção paralela a retificação ( $\rightarrow$ ) e perpendicular a esta direção ( $\uparrow$ ). Por outro lado foi possível corrigir com a operação de retificação os erros de planicidade da superfície oriundos da sinterização dos corpos de prova.

Tabela 5. 2 - Rugosidade dos corpos de prova após a retificação.

Superfície	Ra [ $\mu\text{m}$ ] $\uparrow$	Ra [ $\mu\text{m}$ ] $\rightarrow$	Rt [ $\mu\text{m}$ ] $\uparrow$	Rt [ $\mu\text{m}$ ] $\rightarrow$
Quadrado 1- 96	1,03	0,89	6,41	4,96
Quadrado 2- 96	1,03	0,98	7,79	7,33
Disco 1 L1 -96	1,02	0,96	7,09	5,72
Disco 1 L2 -96	1,05	0,88	6,93	6,61
Disco 2 L1 -96	1,12	0,98	6,73	6,48
Disco 2 L2 -96	1,05	0,85	6,55	6,45
Disco 3 L1 -96	1,09	1,02	7,33	6,46
Disco 3 L2 -96	0,94	0,92	6,17	5,36
Quadrado 1- 99	1,24	0,75	7,78	5,75
Quadrado 2 -99	1,29	0,91	7,30	6,58
Disco 1 L1 -99	0,82	0,78	5,44	4,72
Disco 1 L2 -99	1,85	0,89	7,79	4,81
Disco 2 L1 -99	0,81	0,79	5,94	5,26
Disco 2 L2 -99	0,97	0,83	5,93	4,88
Disco 3 L1 -99	0,91	0,80	6,55	6,44
Disco 3 L2 -99	0,86	0,69	5,86	4,55

### 5.3 Avaliação da Lapidação

#### 5.3.1 Desempenho dos Rebolos

Para avaliar o desempenho dos rebolos, cada um deles foi colocado para usinar uma superfície de alumina 99,7%, durante 30 minutos. A sua atuação foi verificada visualmente durante e após a usinagem. Após a



usinagem, a melhoria introduzida na superfície era avaliada através da medição da rugosidade e do erro de planicidade.

O desempenho do rebolo de silicone foi inferior ao de todos os demais. Esse rebolo apresentou grande tendência ao rasgo durante o processo, não conseguindo portanto manter a sua integridade física durante a lapidação.

O rebolo de poliuretano de 35 shore A, por sua vez, deformou-se excessivamente impedindo um bom suprimento de fluido de corte para a lapidação. Seu desempenho foi portanto inferior ao esperado, pois em 30 minutos de lapidação nem a planicidade, nem a rugosidade foram reduzidas. O rebolo, todavia, não apresentou desgaste visível.

O rebolo de poliuretano de 82 shore A apresentou pequeno desgaste após 30 minutos de lapidação, porém a planicidade não foi melhorada e a rugosidade passou de  $0,85 \mu\text{m } R_a$  no início da lapidação para  $0,75 \mu\text{m } R_a$ .

O rebolo de epoxi foi o que apresentou o melhor desempenho. O seu desgaste foi visivelmente maior que os demais rebolos mas, em 30 minutos de lapidação ele reduziu bastante a rugosidade da superfície e, em algumas regiões do corpo de prova, esta chegou ao valor de  $0,40 \mu\text{m } R_a$ . Com esse rebolo, a planicidade teve uma pequena melhora.

Como consequência dos resultados dos testes com os rebolos, foi escolhido o de epoxi para lapidar todas as superfícies de testes dos corpos de prova. Os resultados alcançados com a lapidação utilizando o rebolo de epoxi são ilustrados pela Tabela 5.3.

### 5.3.2 Resultados das Superfícies Lapidadas

As peças quadradas não foram lapidadas pois elas foram feitas somente para a observação, em microscópio eletrônico, do resultado dos processos de sinterização e retificação. Somente as peças circulares foram lapidadas com rebolo. Deve-se notar que o Disco 2 de alumina 96% e o Disco 3 de alumina 99,7% não constam na relação de resultados da lapidação. Isto se deve aos defeitos provocados pelo processo de retificação que os danificaram excessivamente impossibilitando a sua lapidação ou tornando o processo de lapidação excessivamente difícil. A lapidação foi feita em todas os corpos de prova que estavam com condições adequadas.

A lapidação destas peças revelou os defeitos provocados pela retificação pelo surgimento de um padrão de listras opacas e reflexivas na superfície, como mostra a Figura 5.1. As listras opacas se encontravam em nível mais baixo que as reflexivas em alguns microns, demonstrando que estas listras são defeitos provocados pela trepidação durante o processo de retificação. As listras reflexivas apresentaram rugosidade baixa, de até  $0,18 \mu\text{m}$   $R_a$  ou muito próximas deste valor em algumas regiões de brilho das peças, as listras opacas apresentaram rugosidade média de  $0,82 \mu\text{m}$ . As medições de rugosidade das listras reflexivas são apresentadas na Tabela 5.3.

Foi verificada, nas medições, que a região central das peças apresentava rugosidade menor que as regiões periféricas. Isto certamente se deve ao fato das rotações do rebolo e do prato serem concordantes. Com isto, o centro do corpo de prova tem maior velocidade relativa entre a peça e o rebolo melhorando a capacidade de usinagem do processo nesta região.

Tabela 5. 3 - Rugosidade dos corpos de prova após a lapidação.

Superfície	Ra [ $\mu\text{m}$ ]	Rt [ $\mu\text{m}$ ]
Disco 1 L1 -96	0,68	8,86
Disco 1 L2 -96	0,60	8,23
Disco 3 L1 -96	0,50	5,53
Disco 3 L2 -96	0,55	5,94
Disco 2 L1 -99	0,35	3,37
Disco 2 L2 -99	0,39	3,62
Disco 3 L1 -99	0,37	4,53
Disco 3 L2 -99	0,37	3,64

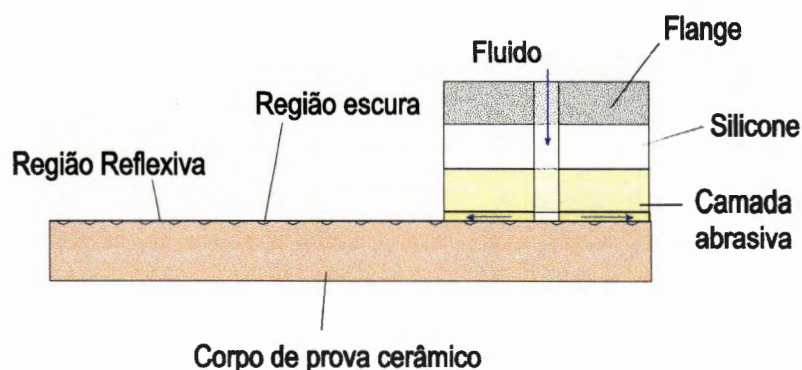


Figura 5. 1- Relevo da superfície do corpo de prova após a lapidação.

#### 5.4 Avaliação das Superfícies Polidas

Durante o processo de polimento o tecido utilizado para abrigar a parte abrasiva foi trocado diversas vezes devido ao seu excessivo desgaste e tendência ao rasgo quando sujeito a pressões mais elevadas. A maior frequência de trocas ocorreu nas pastas de 30, 15 e 9  $\mu\text{m}$ ; as pastas mais finas

tiveram o tecido trocado com menor frequência e, quando trocava-se, o tecido estava geralmente em melhores condições comparado com aquele usado com pastas mais grosseiras.

Assim como nas superfícies sinterizadas, retificadas e lapidadas, para cada superfície das peças cerâmicas foram feitas cinco medições de rugosidade sendo uma no centro e as demais no raio médio. A menor rugosidade em todas as superfícies polidas, para todas as pastas abrasivas, foi verificada sempre no centro da peça. Portanto as medidas mínimas de rugosidade mostradas nas tabelas que se seguem podem ser interpretadas como sendo as do centro das superfícies. O motivo para isto certamente é o mesmo do processo de lapidação, devida às rotações concordantes.

A superfície 2 do disco 2 de alumina 99,7% não foi polido para observação posterior em microscópio eletrônico de varredura da superfície lapidada com rebolo. Isto se deve a eliminação de dois corpos de prova por defeitos de retificação, caso isto não tivesse ocorrido seriam colocadas para observação ambas as superfícies do disco 2.

Os resultados do polimento com pasta abrasiva de 30  $\mu\text{m}$  não demonstraram nenhuma melhora significativa no acabamento superficial das peças. O polimento apenas atenuou as diferenças de rugosidade entre as regiões reflexivas e as opacas apresentando rugosidade mais uniforme nas superfícies sem as diferenças verificadas na lapidação. Porém, as peças continuaram a apresentar o padrão de listras decorrentes da retificação. Esses resultados são mostrados na Tabela 5.4, onde, os valores máximo e mínimo representam os maiores e menores valores medidos.

Tabela 5. 4 - Rugosidade resultante do polimento com pasta de 30  $\mu\text{m}$ .

Superfície	R <sub>a</sub> médio [ $\mu\text{m}$ ]	R <sub>a</sub> mínimo [ $\mu\text{m}$ ]	R <sub>a</sub> máximo [ $\mu\text{m}$ ]
Disco 1 L1 -96	0,72	0,65	0,79
Disco 1 L2 -96	0,72	0,60	0,75
Disco 3 L1 -96	0,70	0,60	0,75
Disco 3 L2 -96	0,60	0,58	0,65
Disco 2 L1 -99	0,48	0,40	0,52
Disco 3 L1 -99	0,36	0,35	0,70
Disco 3 L2 -99	0,40	0,35	0,65

Nos resultados do polimento com a pasta de 15  $\mu\text{m}$  verificou-se apenas um espalhamento maior nas medidas de rugosidade das superfícies das peças de alumina 96%, como mostrada a Tabela 5.5. As demais características das superfícies são as mesmas resultantes da pasta de 30  $\mu\text{m}$ , porém a diferença de brilho entre as regiões reflexiva e opaca diminuiu bastante. Nesta etapa de polimento confirma-se a diferença nos intervalos de valores de rugosidade da alumina 96% e alumina 99,7%, bem como a diferença nos seus valores médios.

Comparando os resultados da pasta abrasiva de 9  $\mu\text{m}$  com os resultados da pasta abrasiva de 15  $\mu\text{m}$  não verificou-se melhora significativa nas medidas de rugosidade. Porém, não foram observados mais regiões reflexiva na superfície da peça, a qual tornou-se homogênea. Os resultados do polimento com pasta abrasiva de 9  $\mu\text{m}$  são mostrados na Tabela 5.6.

Tabela 5. 5 - Rugosidade resultante do polimento com pasta de 15  $\mu\text{m}$ .

Superfície	R <sub>a</sub> médio [ $\mu\text{m}$ ]	R <sub>a</sub> mínimo [ $\mu\text{m}$ ]	R <sub>a</sub> máximo [ $\mu\text{m}$ ]
Disco 1 L1 -96	0,53	0,44	0,61
Disco 1 L2 -96	0,71	0,62	0,88
Disco 3 L1 -96	0,57	0,47	0,62
Disco 3 L2 -96	0,59	0,44	0,71
Disco 2 L1 -99	0,51	0,48	0,61
Disco 3 L1 -99	0,44	0,41	0,45
Disco 3 L2 -99	0,43	0,42	0,48

Tabela 5. 6- Rugosidade resultantes do polimento com pasta de 9  $\mu\text{m}$ .

Superfície	R <sub>a</sub> médio [ $\mu\text{m}$ ]	R <sub>a</sub> mínimo [ $\mu\text{m}$ ]	R <sub>a</sub> máximo [ $\mu\text{m}$ ]
Disco 1 L1 -96	0,67	0,65	0,73
Disco 1 L2 -96	0,59	0,53	0,78
Disco 3 L1 -96	0,58	0,51	0,66
Disco 3 L2 -96	0,63	0,52	0,77
Disco 2 L1 -99	0,60	0,43	0,76
Disco 3 L1 -99	0,42	0,37	0,51
Disco 3 L2 -99	0,42	0,30	0,45

Dando continuidade à diminuição da granulação das pastas abrasivas, verificou-se uma visível melhora das superfícies dos corpos de prova, tanto na aparência como nas medidas, após o uso da pasta de 4  $\mu\text{m}$ , apesar dos resultados das superfícies do Disco 1 de alumina 96%. Esta foi a pasta que começou apresentar resultados típicos de polimento nas superfícies cerâmicas. As medidas de rugosidade da pasta abrasiva de 4  $\mu\text{m}$  são mostradas na Tabela 5.7.

Tabela 5. 7 - Rugosidade resultante do polimento com pasta de 4  $\mu\text{m}$ .

Superfície	R <sub>a</sub> médio [ $\mu\text{m}$ ]	R <sub>a</sub> mínimo [ $\mu\text{m}$ ]	R <sub>a</sub> máximo [ $\mu\text{m}$ ]
Disco 1 L1 -96	0,61	0,29	0,71
Disco 1 L2 -96	0,89	0,35	0,95
Disco 3 L1 -96	0,47	0,27	0,52
Disco 3 L2 -96	0,42	0,33	0,49
Disco 2 L1 -99	0,33	0,27	0,37
Disco 3 L1 -99	0,32	0,29	0,39
Disco 3 L2 -99	0,34	0,24	0,39

A pasta abrasiva de 1  $\mu\text{m}$  foi a que apresentou melhor desempenho no polimento, provavelmente pelo fato do tamanho das partículas abrasivas ser menor que o tamanho médio dos grãos cristalinos da microestrutura da cerâmica, gerando com isto riscos menos profundos nos grãos cerâmicos. Observa-se pela Tabela 5.8 que as superfícies atingiram medidas de rugosidade bem menores que as apresentadas nas etapas anteriores. Em contrapartida, as peças polidas com essa pasta de 1  $\mu\text{m}$  ficaram excessivamente contaminadas pela pasta, os poros ficaram preenchidos por ela e a sua completa remoção através de solventes não foi possível.

Já com o polimento com pasta de 0,25  $\mu\text{m}$  as peças de alumina 96% não apresentaram melhora no acabamento superficial enquanto que as peças de alumina 99,7% apresentaram pequena melhora. Por sua vez, superfícies das peças de alumina 96% apresentaram um maior espalhamento nas medidas de rugosidade. Isto certamente deve ter ocorrido pela diferença de microestrutura existentes nas duas aluminas. A alumina 96% também apresentou grãos cristalinos mais grosseiros e sem uniformidade além de

contornos de grãos com fase vítrea, enquanto a alumina 99,7% não apresentou tais contornos de grão vítreos. Estas diferenças microestruturais certamente contribuíram para um resultado de acabamento inferior ao da alumina 99,7%. Boa parte das superfícies apresentaram-se melhor acabadas em relação aos resultados obtidos com a pasta abrasiva de 1  $\mu\text{m}$ . Os resultados do polimento com pasta abrasiva de 0,25  $\mu\text{m}$  são mostrados na Tabela 5.9.

Tabela 5. 8 - Rugosidade resultante do polimento com pasta de 1  $\mu\text{m}$ .

Superfície	R <sub>a</sub> médio [ $\mu\text{m}$ ]	R <sub>a</sub> mínimo [ $\mu\text{m}$ ]	R <sub>a</sub> máximo [ $\mu\text{m}$ ]
Disco 1 L1 -96	0,34	0,13	0,40
Disco 1 L2 -96	0,38	0,13	0,48
Disco 3 L1 -96	0,32	0,11	0,45
Disco 3 L2 -96	0,35	0,22	0,47
Disco 2 L1 -99	0,28	0,22	0,29
Disco 3 L1 -99	0,23	0,16	0,28
Disco 3 L2 -99	0,24	0,12	0,29

Tabela 5. 9 - Rugosidade resultante do polimento com pasta de 0,25  $\mu\text{m}$ .

Superfície	R <sub>a</sub> médio [ $\mu\text{m}$ ]	R <sub>a</sub> mínimo [ $\mu\text{m}$ ]	R <sub>a</sub> máximo [ $\mu\text{m}$ ]
Disco 1 L1 -96	0,37	0,28	0,45
Disco 1 L2 -96	0,40	0,27	0,48
Disco 3 L1 -96	0,27	0,15	0,40
Disco 3 L2 -96	0,30	0,21	0,34
Disco 2 L1 -99	0,25	0,21	0,30
Disco 3 L1 -99	0,19	0,09	0,21
Disco 3 L2 -99	0,17	0,10	0,22



### 5.5 Acabamento dos Corpos de Prova

A Figura 5.2 apresenta os resultados comparativos obtidos nos diversos estágios de acabamento dos corpos de prova usinados. Os valores indicados são os valores médios, e as barras indicam os valores extremos das leituras. Neste gráfico é possível perceber nitidamente as diferenças entre os valores da rugosidade da alumina 96% e da alumina 99,7%. Repare-se que estas diferenças começaram a ocorrer somente nos processos com abrasivos livres. As diferenças nos valores de rugosidade das duas aluminas pode ser atribuído a influência das suas respectivas microestruturas, as quais não foram verificadas com a usinagem com rebolo.

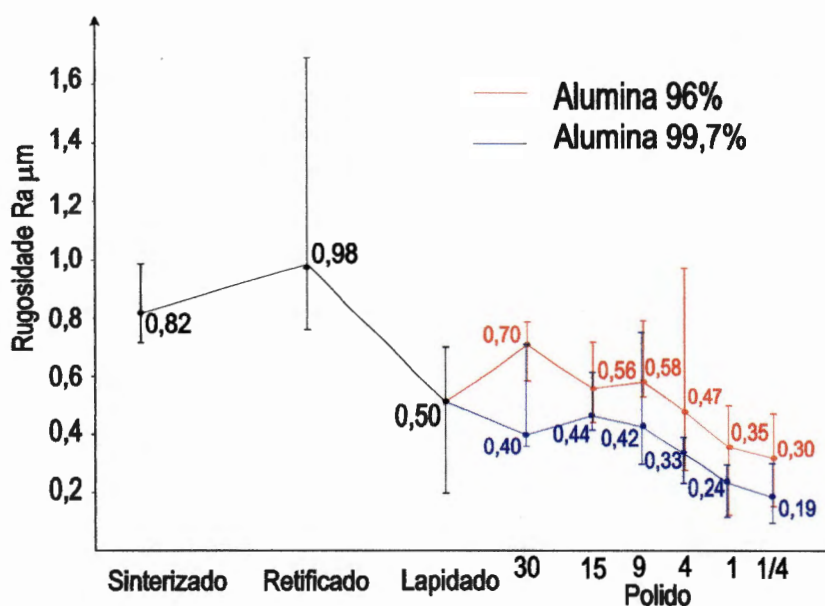


Figura 5. 2- Gráfico do acabamento superficial dos corpos de prova

## 5.6 Planicidade

Com relação à planicidade dos corpos de prova, a retificação mostrou-se eficaz na remoção dos erros de até 1 mm. A lapidação modificou a planicidade adquirida na retificação, porém as características geométricas conseguidas na lapidação não foram sistemáticas. Isto se deve a três prováveis fatores, a falta de paralelismo entre o eixo-árvore da furadeira e o eixo da mesa giratória portapeça, a acomodação da camada abrasiva sobre a peça não ser adequada e a existência de um considerável erro de batida na peça durante o seu posicionamento na mesa giratória. O polimento não apresentou influência significativa sobre a planicidade da superfície lapidada. Os resultados de planicidade dos três processos abrasivos de usinagem são apresentados para cada superfície na Tabela 5.10.

Tabela 5. 10- Planicidade após cada processo de usinagem [ $\mu\text{m}$ ].

Peça	99,7-2-	99,7-2-	99,7-3-	99,7-3-	96-1-	96-1-	96-3-	96-3-
	L1	L2	L1	L2	L1	L2	L1	L2
Retificação	5,60	4,30	10,85	9,45	10,30	15,30	11,55	7,60
Lapidação	2,50	3,60	5,25	6,50	7,60	8,65	4,95	2,70
Polimento	4,00	-	6,00	5,45	8,35	8,55	4,35	4,20

## 6. DISCUSSÃO

### 6.1 Literatura

Através da análise da literatura pesquisada, verifica-se que o regime dúctil de usinagem sem provocar danos à superfície existe somente para condições de corte de apenas alguns poucos microns de profundidade, e que somente este regime de usinagem tem a possibilidade de remover material sem causar danos à peça cerâmica. Pode-se auferir portanto que os processos abrasivos de usinagem, em geral, danificam a estrutura da cerâmica.

Apesar dos riscos na superfície das peças, resultantes da usinagem, mostrarem características de regime dúctil de remoção de material, a superfície pode estar trincada devido ao alívio das tensões provocado pela deformação plástica da usinagem dúctil. A existência, ou não, de trincas provocadas pela usinagem tem maior dependência com a capacidade da microestrutura da cerâmica suportar as tensões de deformação causadas pela usinagem em regime dúctil que a profundidade de corte neste mesmo regime de remoção de material.

A literatura retrata a influência da microestrutura na usinagem e nos danos causados pela usinagem, mostrando ser possível produzir uma microestrutura que adote os mecanismos conhecidos de aumento de tenacidade a fratura tornando os danos subsuperficiais localizados a uma

camada de apenas alguns poucos grãos cristalinos de espessura junto a superfície, e assim preservar a resistência mecânica da peça. Em outros estudos sobre a influência da microestrutura na usinagem é demonstrado que a aproximação dos resultados de riscamento de materiais cerâmicos com os resultados do riscamento de vidros pode ser considerada errônea.

## **6.2 Medidas**

As medidas mostradas no Capítulo 5 demonstram uma melhora na forma geométrica das peças nos processos de retificação e lapidação. A melhoria do acabamento superficial somente foi conseguida no polimento com a pasta de  $1\mu\text{m}$ , sendo isto, certamente, devido aos mecanismos predominantes da remoção de material em cada um dos processos abrasivos de usinagem adotados. A influência da microestrutura foi notada apenas nas medidas de rugosidade dos processos de usinagem com abrasivos livres e reflete certamente a diferença de porosidade das microestruturas.

## **6.3 Micrografias**

A micrografia eletrônica de varredura revelou-se de grande utilidade para definição do mecanismo de remoção de material predominante nos processos de usinagem abrasivos ensaiados através dos danos causados a superfície.

### 6.3.1 Superfícies sinterizadas

verificou-se após os ensaios que a superfície das peças de alumina 99,7% em geral, é uniforme, com a presença de inúmeros grãos alongados, conforme ilustra a micrografia da Figura 6.1, que mostra a textura superficial da alumina 99,7% logo após a sinterização. Não é possível notar através da Figura, mas há um desnível grande de algumas dezenas de microns entre diversos pontos dessa superfície.

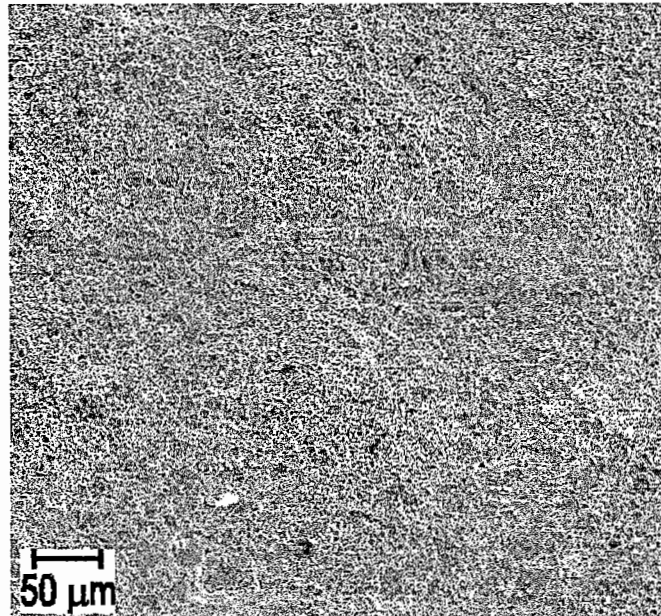


Figura 6. 1 - Textura da alumina 99,7%. 200X

Em uma ampliação maior mostrada na Figura 6.2, verifica-se a falta de uniformidade entre os grãos da superfície, alguns com mais de 30  $\mu\text{m}$  de diâmetro, porém a grande maioria com diâmetro médio de até 5 $\mu\text{m}$ , uma grande porosidade, e a presença de alguns poucos grãos hexagonais na superfície.

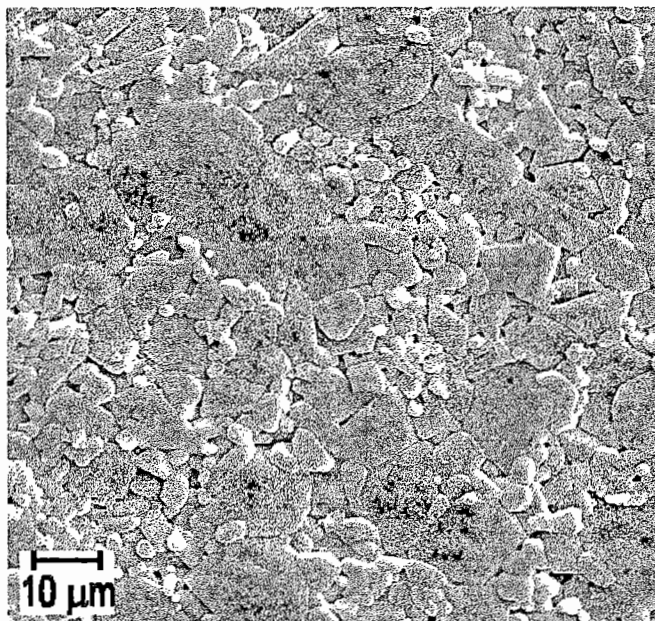


Figura 6. 2 - Deformidade dos grãos da alumina 99,7%. 1000X

Devido a alta reatividade da composição do pó cerâmico, a alumina 96% apresenta grãos mais alongados na superfície que a alumina 99,7% formando uma estrutura mais heterogênea. Estas texturas são ilustradas na Figura 6.3 que mostra a textura superficial da alumina 96%, e na Figura 6.4 que mostra os grãos disformes e a grande porosidade da peça. A Figura 6.5 mostra um conjunto de defeitos superficiais da alumina 99,7% tais como trincas, poros e heterogeneidades, as quais, em geral, são formados durante a sinterização.

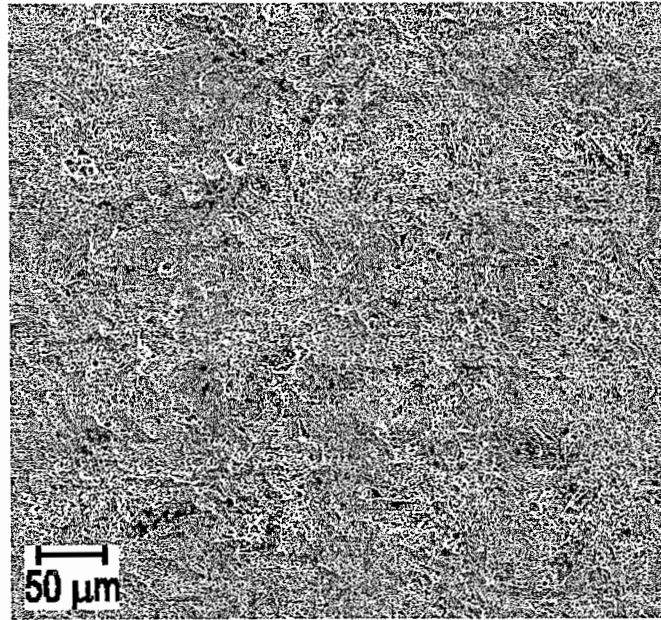


Figura 6. 3 - Superfície da alumina 96%, 200X

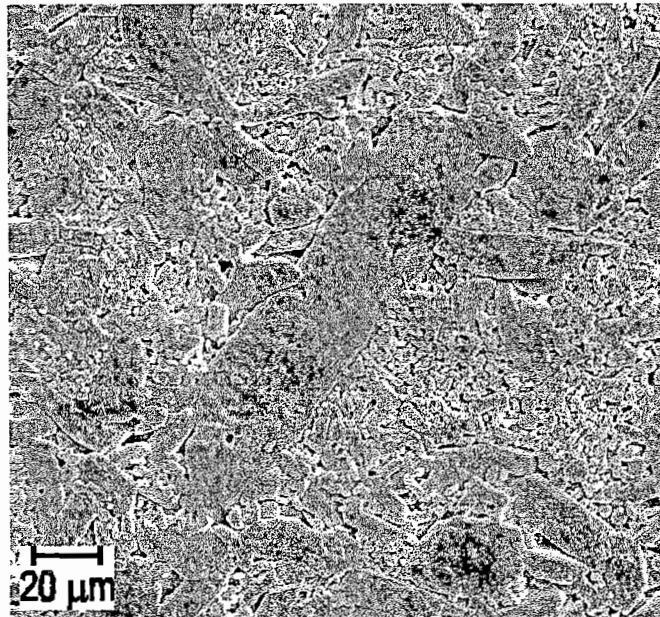


Figura 6. 4 - Deformidade dos grãos da alumina 96%. 500X

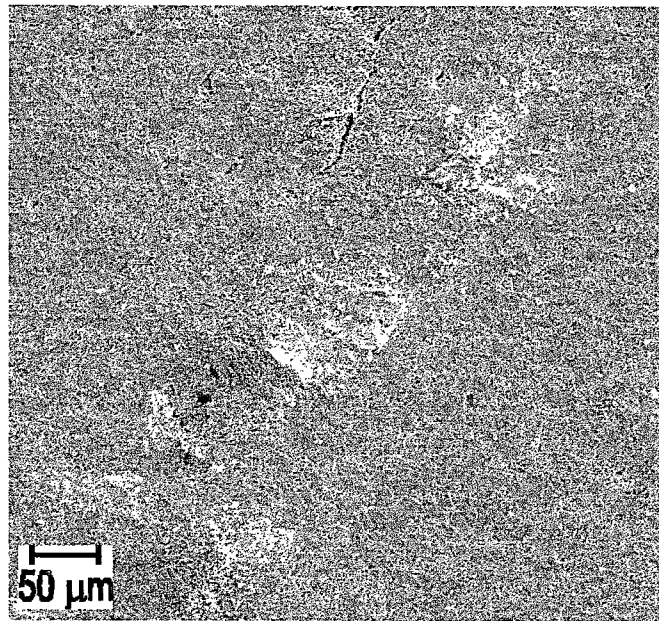


Figura 6. 5 - Conjunto de defeitos na alumina 99,7%. 200X

As trincas formadas no processo de sinterização apresentaram uma característica comum entre elas e estas ocorreram nos contornos de grãos e não através dos grãos, ou seja, eram intergranulares. A Figura 6.6, por sua vez, mostra uma trinca resultante do processo de sinterização formada provavelmente pelas tensões térmicas impostas à peça durante o processo.

As trincas estiveram presentes tanto nos corpos de prova de alumina 99,7% como nos de alumina 96%, porém foram mais evidentes e em maior número na alumina 99,7%, provavelmente devido a maior reatividade da composição da alumina 96%.



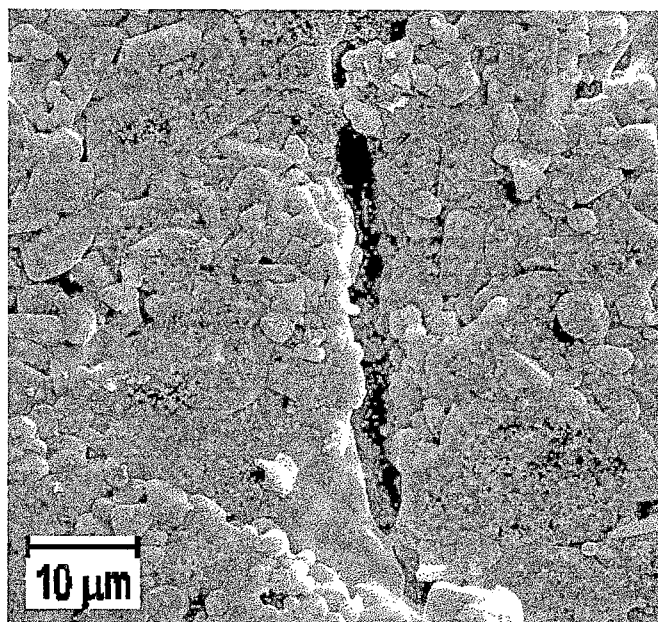


Figura 6. 6 - Trinca na superfície da peça de alumina 99,7%. 1600X

As crateras na superfície, conforme ilustra a Figura 6.7 mostram que a estrutura das camadas imediatamente abaixo da superfície são similares as da superfície.

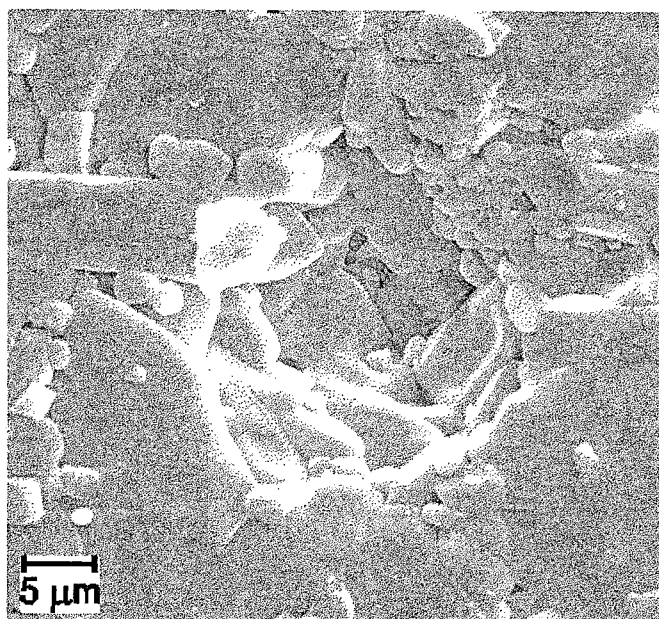


Figura 6. 7 - Cratera na superfície da alumina 99,7%. 2000X

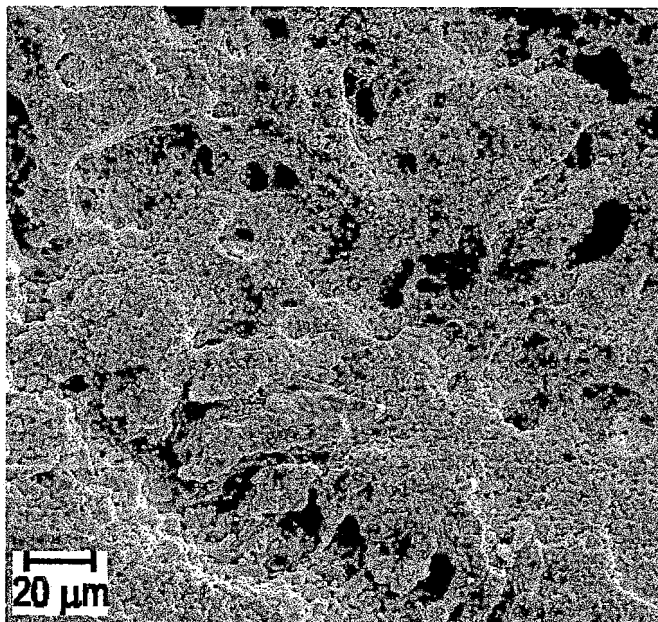


Figura 6. 8 - Estrutura porosa na superfície da alumina 96%. 500X

Já na alumina 96%, foram observados ainda defeitos na forma de estruturas porosas conforme apresenta a Figura 6.8, semelhantes a estrutura de inclusão metálica apresentada por NOGUEIRA (1992). Uma estrutura similar também foi observada após a retificação, Figura 6.23, o que reforça a hipótese de se tratar de uma impureza inclusa.

### 6.3.2 Superfícies Retificadas

A textura superficial e os riscos na superfície dos corpos de prova resultantes do processo de retificação podem ser observados na Figura 6.9, no caso a alumina 99,7%. As trilhas mais escuras estão, aparentemente, em um nível diferente que as demais partes da superfície.

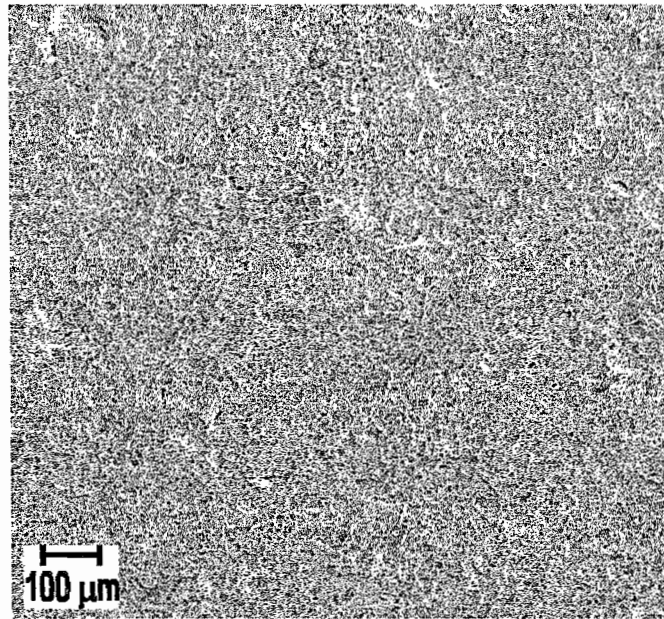


Figura 6. 9- Superfície da peça de alumina 99,7%. 100X

Uma ampliação maior sobre estas trilhas possibilita a verificação da sua estrutura, conforme ilustra a Figura 6.10. Nesta Figura, observam-se duas regiões onde a quebra e o arrancamento de grãos são evidentes, e uma região central que apresenta uma estrutura de material agregado. Foi verificado que os riscos superficiais, tanto na alumina 99,7% como na alumina 96%, são muito similares a esta estrutura. Desta micrografia verifica-se que o processo de remoção de material na retificação é feito através da quebra e o arrancamento de grãos cristalinos, mas há uma recompactação e uma leve resinterização de grãos menores de cerâmica, provavelmente pulverizados, através do campo de tensão e do calor gerado pelo atrito do grão abrasivo sobre a peça em algumas regiões. Ou seja, enquanto alguns grãos abrasivos arrancam e quebram os grãos cristalinos da superfície, outros grãos abrasivos recompactam e agregam material cerâmico à superfície da peça.

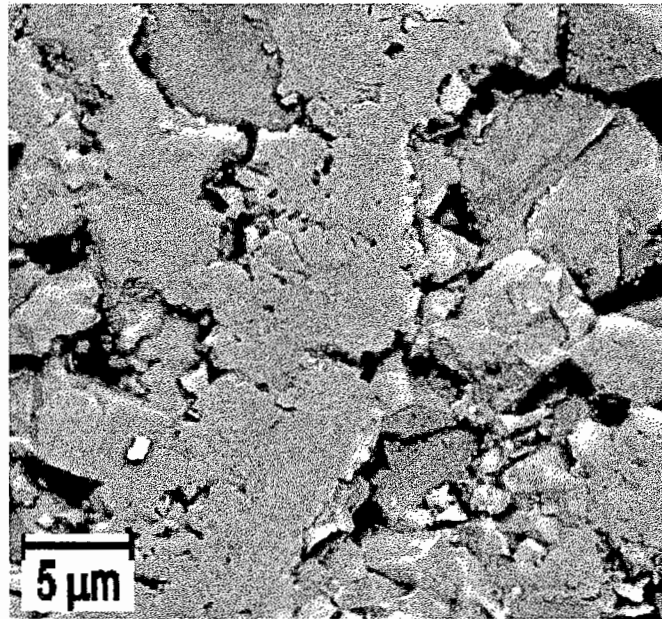


Figura 6. 10 - Estrutura de material agregado, alumina 99,7%. 3000X

Na Figura 6.11 observam-se grãos cristalinos quebrados e trincados ao redor da estrutura de material agregado que está numa região mais elevada que os grãos cristalinos quebrados. Essas estruturas de material agregado são frequentes em toda a superfície da peça. Na Figura 6.12 é possível observar esta estrutura ao lado de uma cratera, donde foi arrancada uma considerável quantidade de grãos cristalinos pela retificação. Estas crateras certamente são geradas pela retificação, pois através das observações anteriores feitas nas peças sinterizadas, verificou-se que aquelas não mostraram crateras ou poros com geometria e dimensão semelhantes a ilustrada na Figura 6.12.

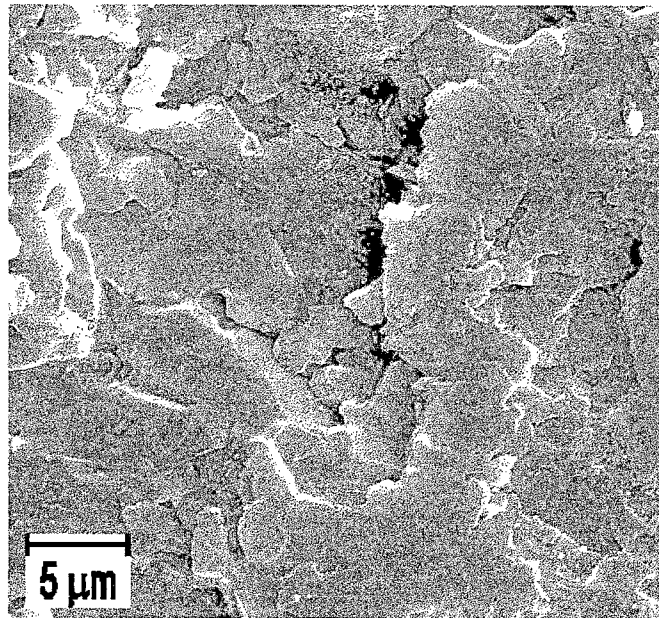


Figura 6. 11 - Outra estrutura de material agregado, alumina 99,7%. 3000X

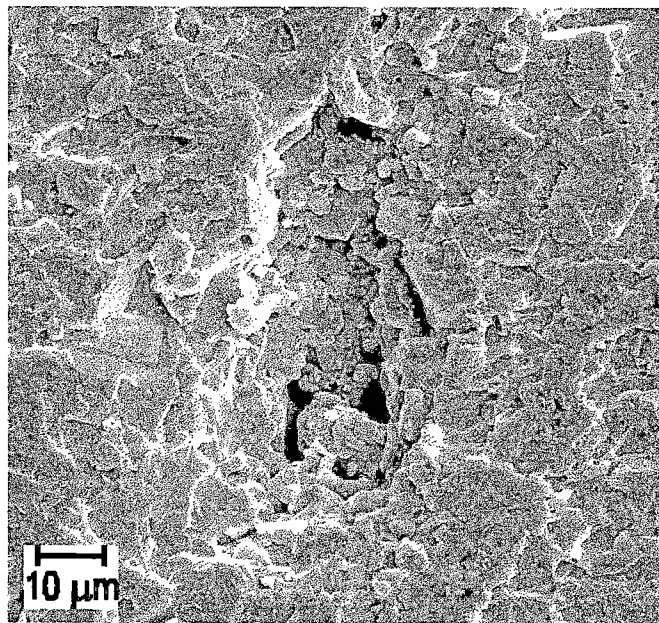


Figura 6. 12 - Cratera gerada pela retificação, alumina 99,7%.1000X

A Figura 6.13 também ilustra trilhas de material agregado bem como diversos defeitos gerados pela retificação, tais como trincas e crateras.

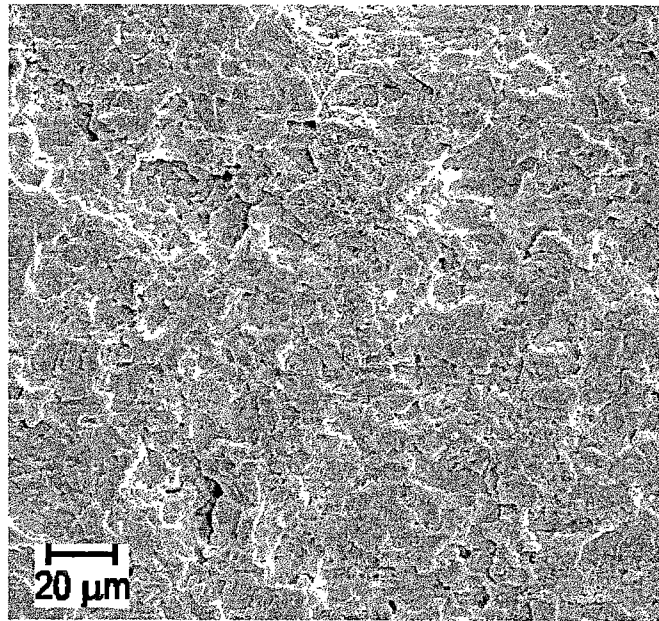


Figura 6. 13 - Defeitos entre os riscos, alumina 99,7%. 500X

Já a Figura 6.14, ilustra um grão maior cercado por trincas profundas que aflora a superfície entre duas estruturas de material agregado porém ainda incluso ao material.

Verifica-se, na Figura 6.15, a existência de partículas quase soltas no interior da trinca que se propagaram normalmente em duas direções diferentes. Este material, cercado por trincas profundas, normalmente é removido pela lapidação, conforme foi comprovado nos ensaios experimentais. Na Figura 6.16 observam-se trincas profundas e aglomerados de grãos trincados e bastante danificados praticamente desligadas do resto da peça. Notam-se também, nesta Figura, grãos trincados e praticamente soltos no canto superior direito da trinca.

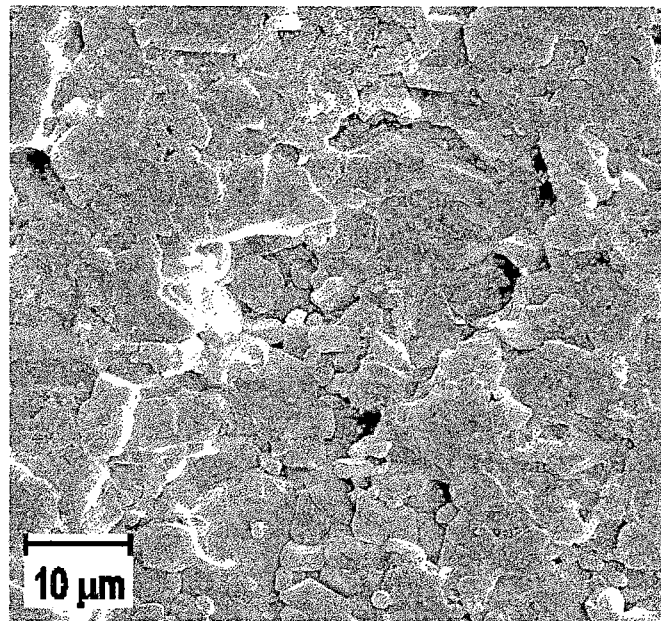


Figura 6. 14 - Partícula cercada por trincas entre duas trilhas de material agregado, alumina 99,7%. 1600X

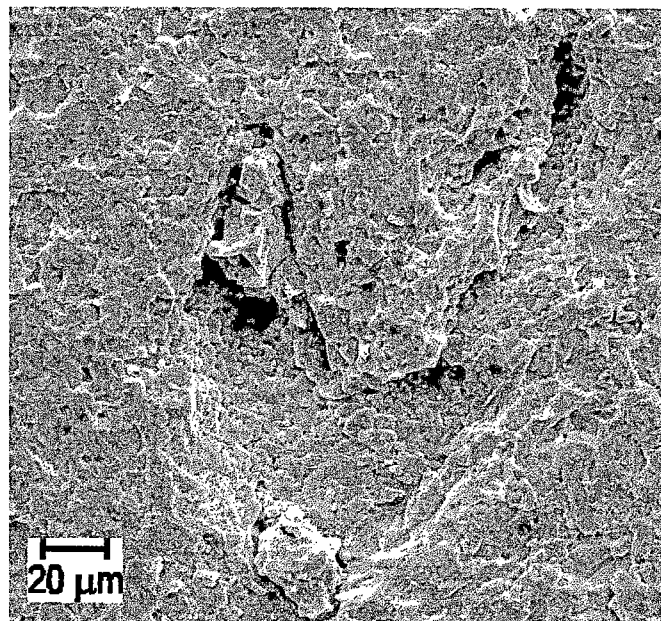


Figura 6. 15 - Trincas e crateras associadas produzidas pela retificação, alumina 99,7%. 470X

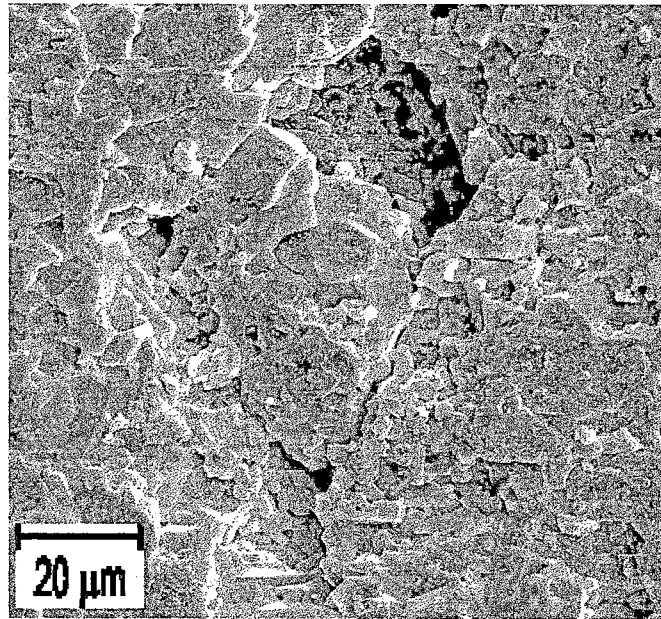


Figura 6. 16 - Grãos cercados por trincas e crateras, aparentemente solto na superfície, alumina 99,7%. 950X

A Figura 6.17 ilustra uma trinca longitudinal causada pelo processo de retificação. Nesse corpo de prova, a direção de retificação ocorreu do canto inferior direito para o superior esquerdo. Em ampliações desse tipo de defeito, como os ilustrados nas Figuras 6.18, 6.19 e 6.20, é possível notar os grãos cristalinos quebrados no interior da trinca bem como o material cerâmico inserido pela ação dos grãos abrasivos do rebolo.



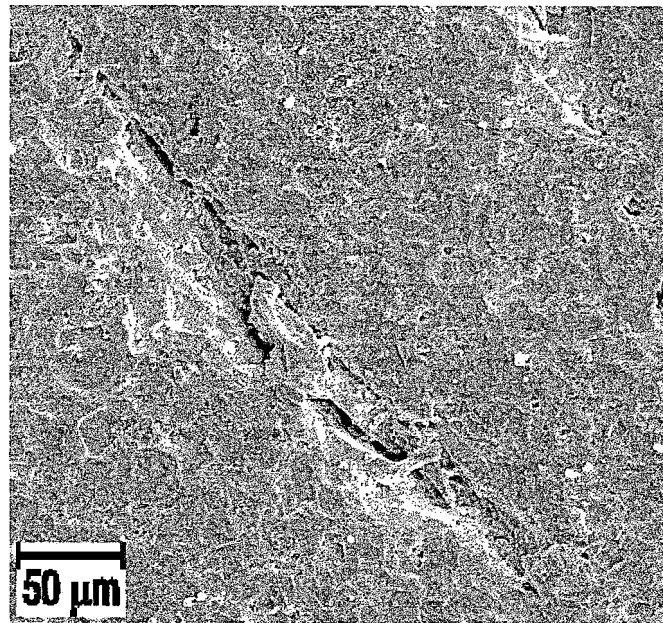


Figura 6. 17 - Trinca longitudinal típica provocada por retificação, alumina 96%. 310X

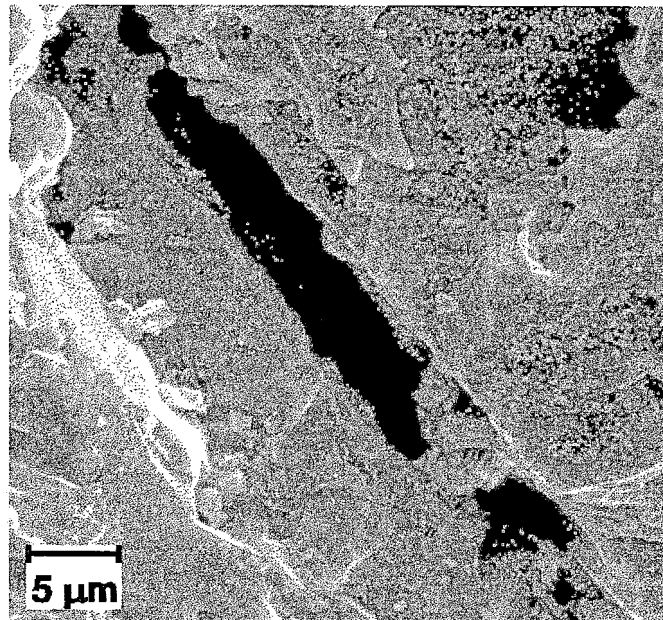


Figura 6. 18 - Detalhe da trinca da Figura 6.17, alumina 96%. 2500X

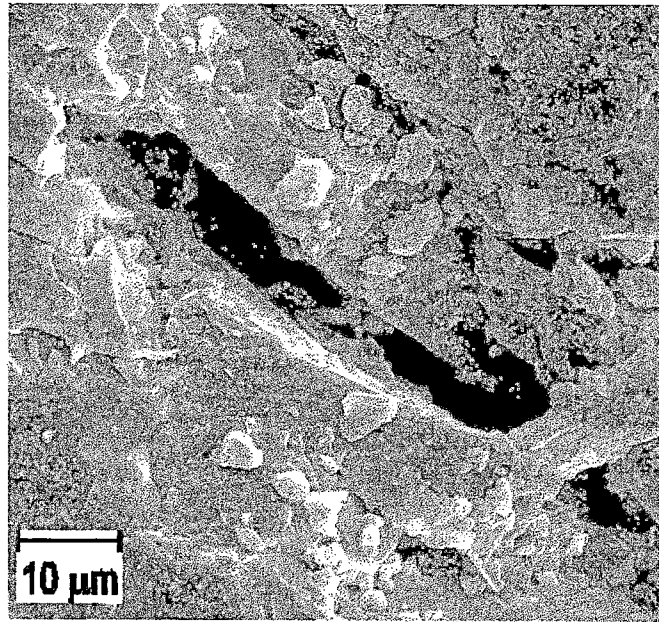


Figura 6. 19 - Detalhe do material inserido na trinca da Figura 6.17, alumina 96%. 1500X

O fato dos grãos do rebolo poderem recompactar o material removido da superfície ou mesmo inseri-lo nas trincas produzidas pela retificação é verificada na Figura 6.20. O cavaco está nitidamente encravado dentro da trinca. Este cavaco certamente esteve preso entre os grãos abrasivos do rebolo, e quando houve o esforço de um dos grãos abrasivos contra a peça os demais grãos abrasivos que o prendiam inseriram-no na trinca. Esta situação degrada ainda mais a resistência mecânica da cerâmica, pois nas trincas abertas desta forma a tensão na extremidade delas aumenta.

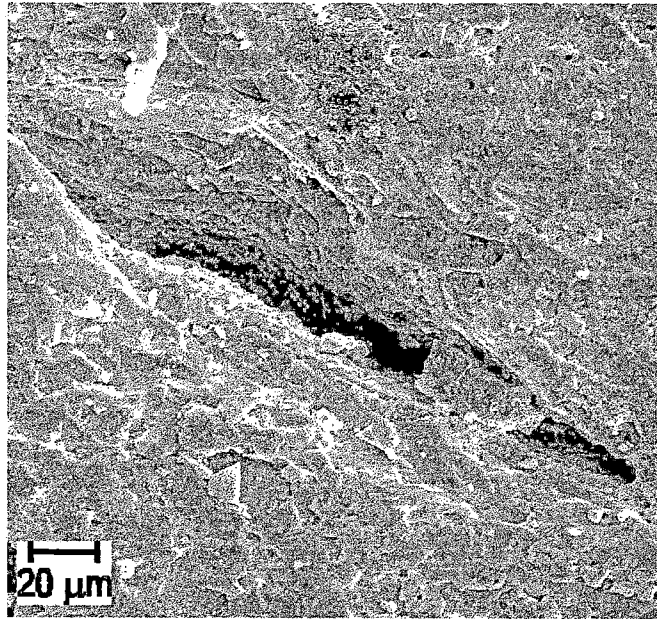


Figura 6. 20 - Trinca longitudinal profunda com material inserido, alumina 96%. 500X

Trincas profundas não ocorreram obrigatoriamente na direção longitudinal do corte de material durante a retificação. Elas podem ser perpendiculares à direção de retificação. Trincas radiais profundas provocadas pelo lascamento envolvendo um grande partícula de material são mostradas na Figura 6.21. Nessa Figura, o sentido da retificação é do canto inferior direito ao superior esquerdo. De um modo geral, as trincas são longitudinais e aparentemente não tem uma direção única de propagação, como mostra a Figura 6.22.

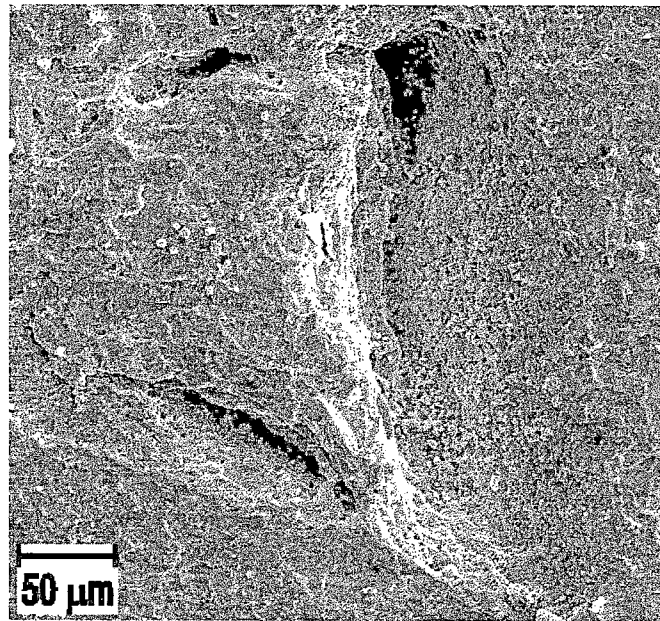


Figura 6. 21 - Trincas profundas resultantes da retificação perpendiculares à direção de retificação, alumina 96%. 300X

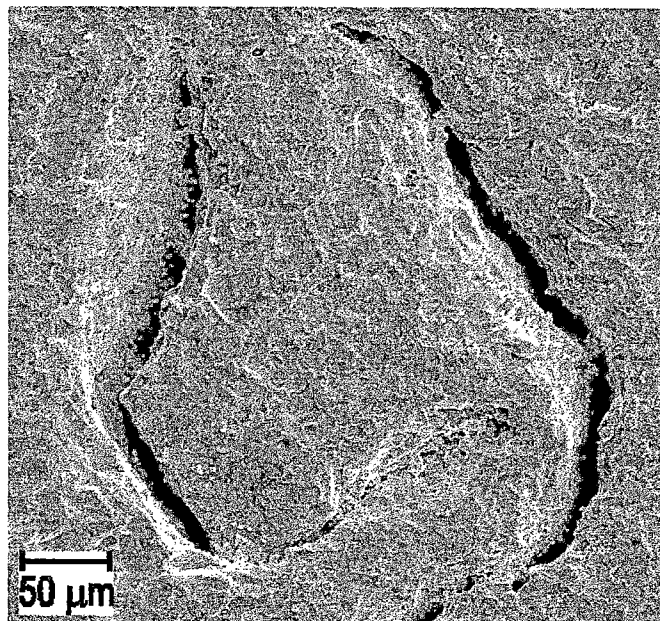


Figura 6. 22 - Trincas longitudinais cercando uma partícula, alumina 96%. 250X

A estrutura porosa na superfície da peça recém sinterizada de alumina 96%, conforme já comentada e ilustrada na Figura 6.8, reapareceu após a

retificação, na alumina 99,7%. Essa estrutura é ilustrada na Figura 6.23 e vem reforçar a hipótese de tratar-se de uma impureza inclusa resultante de algum dos processos de conformação ou preparação do pó cerâmico.

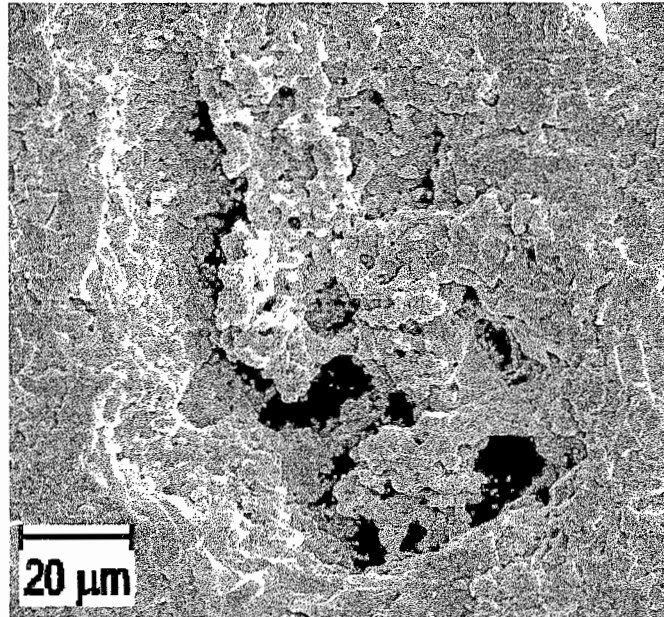


Figura 6. 23 - Provável inclusão resultante de impurezas no processo de conformação ou preparação do pó, alumina 99,7%. 750X

Apesar da rugosidade das superfícies sinterizadas e retificadas terem uma rugosidade similar, é possível verificar pelas micrografias que o perfil da superfície retificada é mais anguloso que o da superfície sinterizada. Porque o processo de retificação quebra os grãos cristalinos em planos de clivagem. Verificou-se daí que a retificação é um processo de acabamento agressivo para os materiais cerâmicos.

### 6.3.3 Superfícies lapidadas

As superfícies das peças lapidadas apresentaram duas regiões distintas, uma reflexiva e outra opaca, onde foram verificados valores diferentes de rugosidade. Na região reflexiva a rugosidade medida ficou em torno de  $0,20 \mu\text{m}$   $R_a$ , e na região opaca, em torno de  $0,80 \mu\text{m}$   $R_a$ . Entre estas regiões foi verificado um desnível de alguns microns que acarretou diferentes acabamentos e mecanismos de remoção de material. A região reflexiva da peça apresentou uma superfície lisa, Figura 6.24, com riscos cruzados típicos da usinagem abrasiva de topo atravessando poros, como mostrada na Figura 6.25. A usinagem com rebolo nesta região certamente revelou os poros antes fechados, porém não os preencheu com nenhum tipo de material. A pouca profundidade dos riscos revela que o mecanismo de remoção de material predominante neste caso certamente seja o regime dúctil, Figura 6.26.

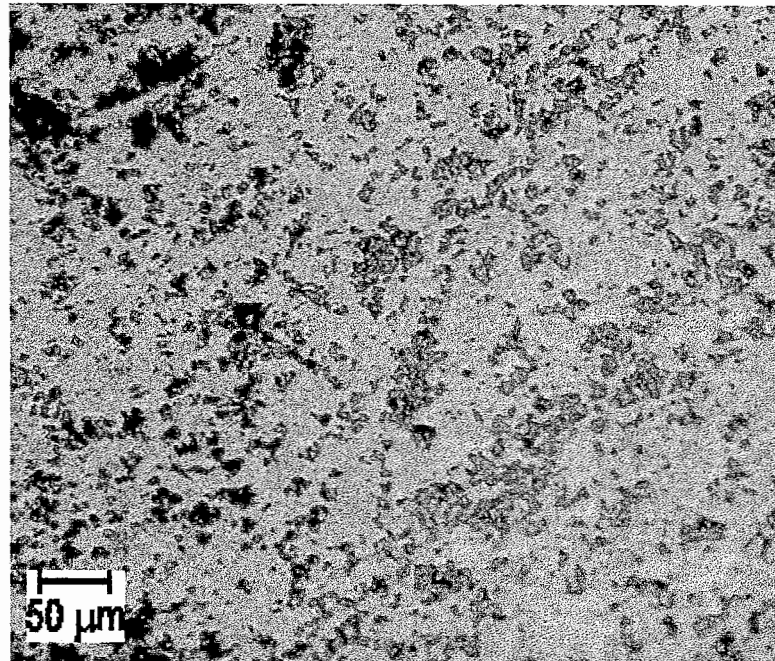


Figura 6. 24 - Região reflexiva da peça lapidada. Micrografia óptica com iluminação diferencial. Alumina 99,7%. 200X

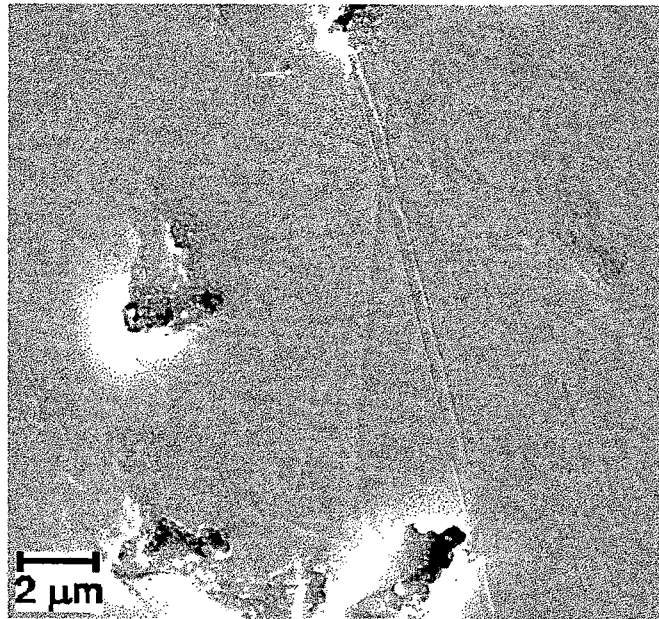


Figura 6. 25 - Riscos resultantes da lapidação com rebolo. Alumina 99,7%. 5000X

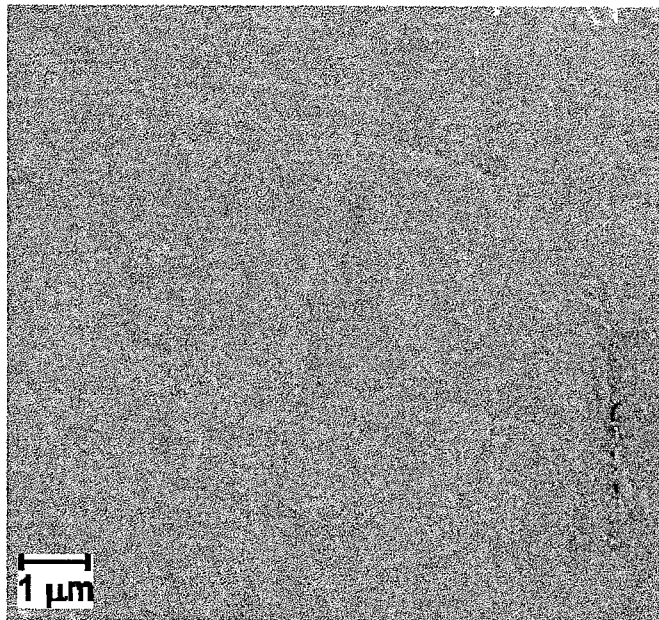


Figura 6. 26 - Riscos característicos da usinagem dúctil durante a lapidação. Alumina 99,7%. 10000X

Nas regiões opacas verifica-se a ausência das evidentes trilhas presentes na superfície retificada, Figura 6.27, porém a superfície não se apresenta lisa. A lapidação revelou novos defeitos estruturais resultantes da sinterização e que estavam encobertos, tais como poros de até  $10\mu\text{m}$  de diâmetro, Figura 6.28.

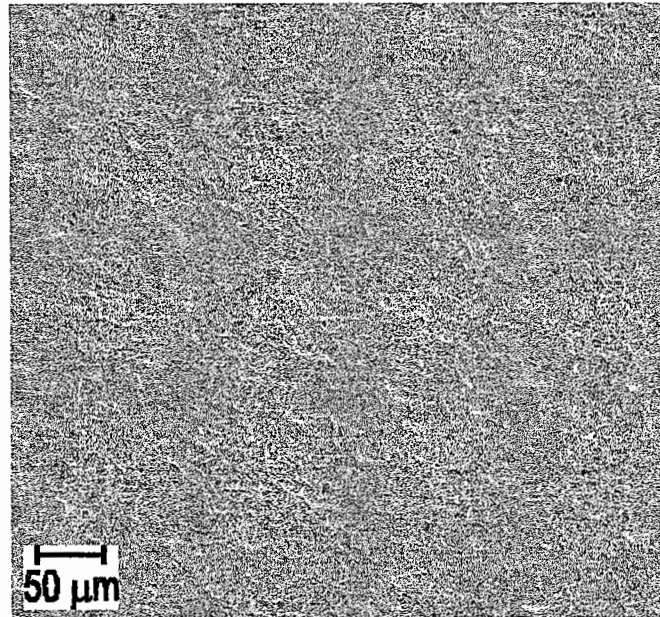


Figura 6. 27 - Região opaca da peça lapidada. Alumina 99,7%. 200X

Na região opaca não observou-se a presença de materiais agregados ou mal ligados a peça como nas Figuras 6.10, 6.11, 6.15 e 6.16, conforme ilustra a Figura 6.29. Verifica-se também a existência de vários desníveis na superfície, certamente formados pelo processo de lascamento durante a lapidação.



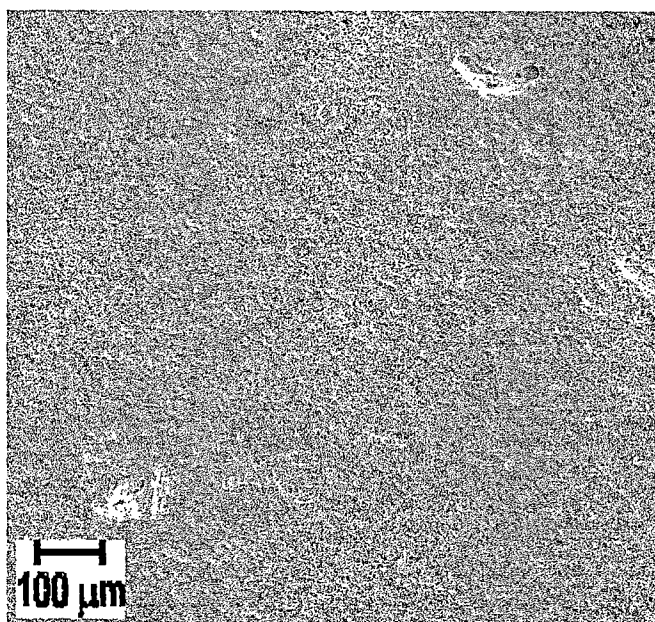


Figura 6. 28 - Defeitos estruturais revelados pela retificação e lapidação. Alumina 99,7%. 100X

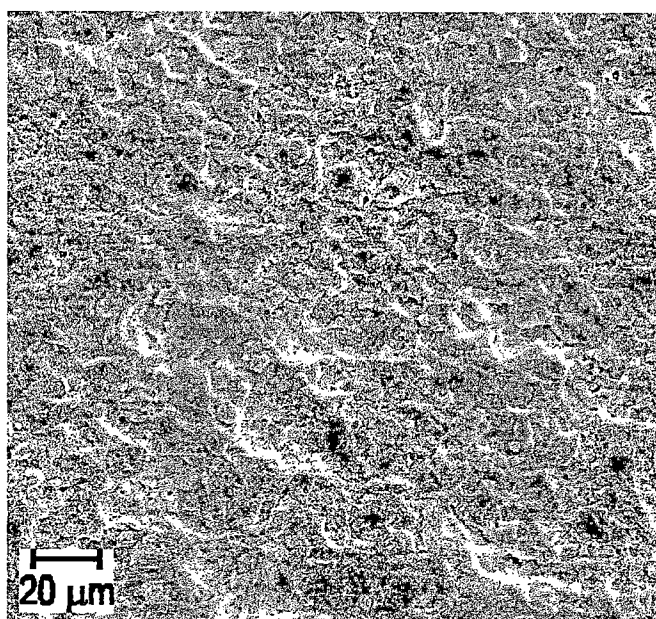


Figura 6. 29 - Detalhe da região opaca da peça lapidada. Alumina 99,7%. 500X

A Figura 6.30 corrobora com a hipótese da remoção de material por lascamento durante a lapidação. Mas, para haver lascamento com menor

profundidade de corte é necessário que o processo de remoção aproveite as trincas laterais e radiais deixadas pelo processo de retificação. Verifica-se também a ausência da estrutura de material agregado, bem como a presença de muitos grãos quebrados o que evidência a remoção de material em camadas como se o processo de desagregação do material fosse a propagação de trincas laterais, mecanismo típico da remoção de material por lascamento.

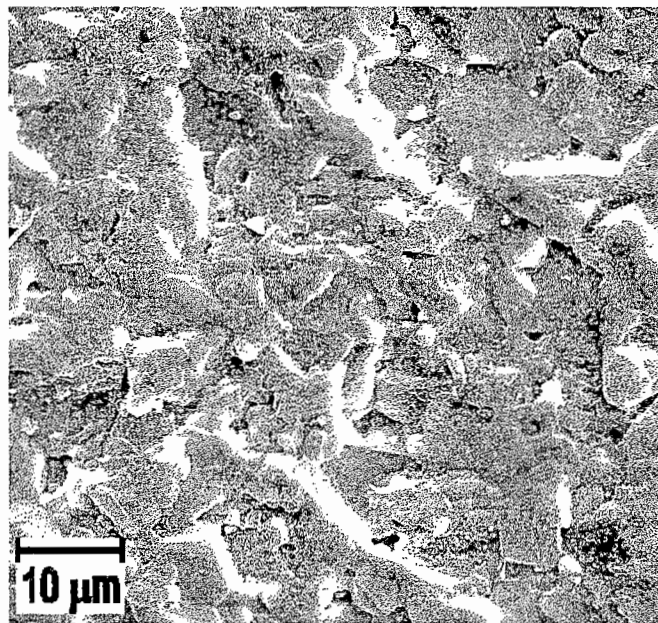


Figura 6. 30 - Superfície lapidada sem material agregado ou grãos excessivamente danificados. Alumina 99,7%. 1500X

#### 6.3.4 Superfícies polidas

O polimento dos corpos de prova foi feito com a utilização das pastas abrasivas de 30, 15, 9, 4, 1 e 0,25  $\mu\text{m}$ . Devido ao numero de corpos de prova multiplicado pelo número de etapas ser grande e as etapas serem lentas, a

observação das superfícies polidas dos corpos de prova em microscópio eletrônico por varredura foi feita somente após a última etapa (última pasta).

O polimento apresentou superfícies com riscos similares aos que a lapidação apresentou nas regiões reflexivas. Porém, a excessiva porosidade da peça impediu a melhoria do acabamento superficial, como é mostrado na Figura 6.31. A porosidade da alumina 96% resultou maior do que a da alumina 99,7%, e certamente foi esta a diferença encontrada nas medidas de rugosidade após o polimento.

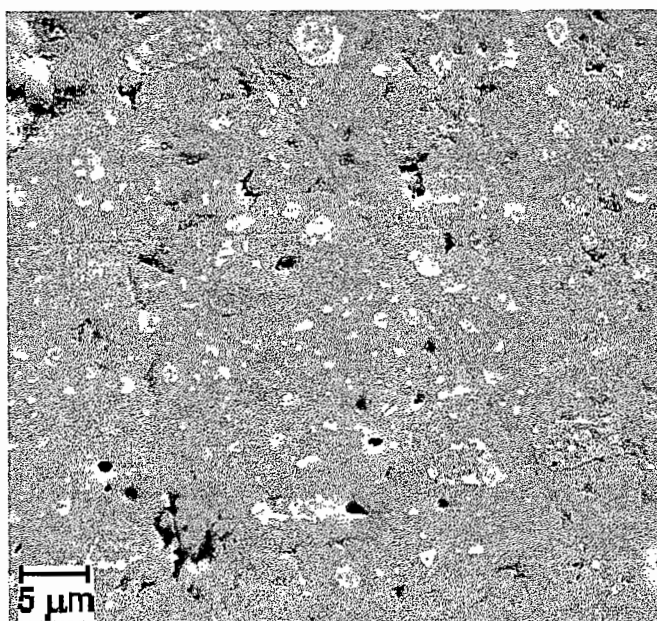


Figura 6. 31 - Riscos do polimento e o resíduo da pasta abrasiva. Alumina 99,7%. 2000X

O maior problema do polimento foi a contaminação da superfície pelas pastas abrasivas. Na Figura 6.31 e 6.32 podem ser observados a forte contaminação por pasta abrasiva nos poros. Verifica-se também nesta Figura, que os riscos resultantes do polimento são aparentemente mais rasos que os obtidos na lapidação, indicando que no polimento predomina o regime dúctil de remoção de material, conforme ilustra a Figura 6.33.

As ceras das pastas abrasivas preenchem muitos dos poros das peças cerâmicas, e em alguns casos os riscos começam ou terminam em um poro indicando que o grão de diamante ficou alojado no poro por algum tempo durante o polimento, conforme ilustra a Figura 6.33. A contaminação por pasta começou com a pasta de granulação de 9  $\mu\text{m}$ , quando foi verificado que a peça adquiria a cor da pasta que certamente preencheu os defeitos estruturais presentes na superfície tais como poros e outros defeitos gerados na sinterização, retificação e lapidação.

Nas Figuras 6.33 e 6.34 podem ser observados riscos típicos do regime dúctil de remoção de material e um poro preenchido por pasta na parte de baixo da micrografia da Figura 6.34.

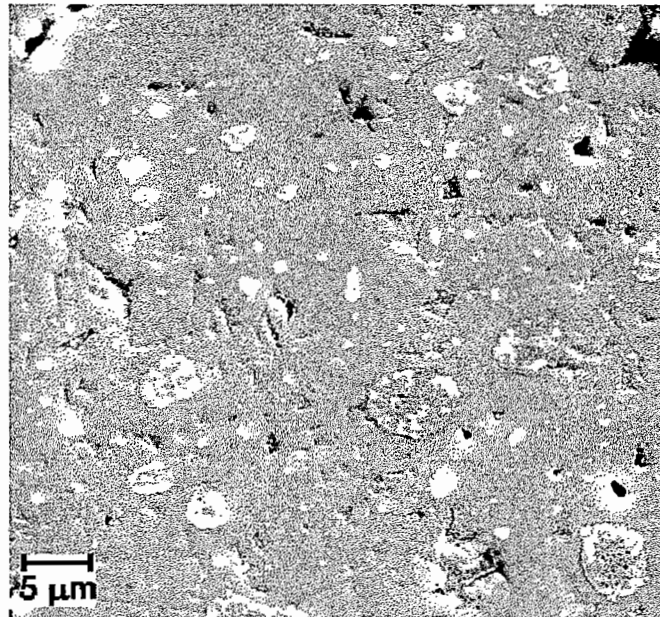


Figura 6. 32 - Poros preenchidos de cera da pasta abrasiva. 2000X

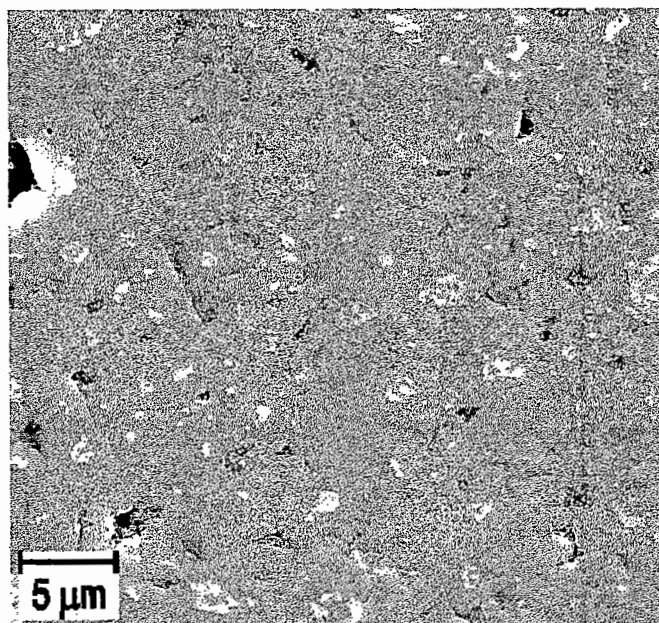


Figura 6. 33 - Riscos resultantes do polimento com características do regime dúctil. Alumina 99,7%. 3000X

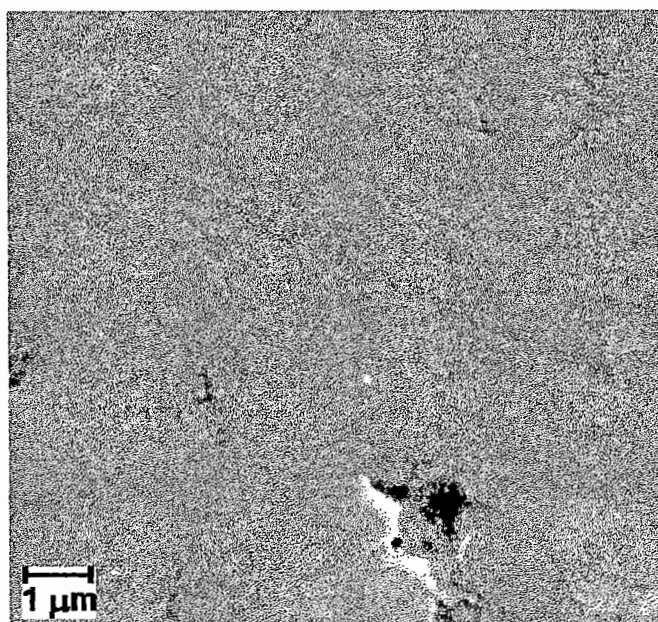


Figura 6. 34 - Riscos rasos e poro preenchido por cera. Alumina 99,7%. 10000X

## 7. CONCLUSÃO

O presente trabalho apresentou informações sobre o estado da arte em usinagem de cerâmicas e os mecanismos de remoção de material dos processos abrasivos bem como, durante a investigação desenvolveu-se uma ferramenta para a usinagem abrasiva de cerâmicas avançadas. Para cada etapa do processo de conformação e usinagem de corpos de prova de cerâmicas avançadas observaram-se problemas a serem solucionados e soluções a serem exploradas.

A sinterização produziu peças com grandes erros geométricos, até maiores que 1 mm na planicidade, exigindo uma quantidade grande de passes na retificação. Melhorias no processo de conformação e de sinterização associados a uma otimização nos corpos de prova podem levar a erros geométricos menores que necessitem menos correção pela retificação.

A retificação pode ser considerada como excessivamente agressiva às cerâmicas estruturais devido a dinâmica do processo. Isso é citado pela literatura e foi comprovado nos ensaios experimentais. No caso dos ensaios realizados, os danos podem ser atribuídos a trepidação provocada por desbalanceamento do rebolo ou em outras parte rotativas da retificadora o que resultou em riscos e trincas profundas na peça. A retificação, porém, devido à sua alta taxa de remoção de material que reduz o tempo de processamento é adequada para peças com grandes erros geométricos.

Apesar de não ter reduzido significativamente os erros de planicidade das peças, a lapidação, conforme os resultados comprovam, pode ser considerada adequada para o acabamento de cerâmicas estruturais. O sistema de abastecimento de fluido de corte e o cabeçote de lapidação mostraram-se eficientes para o processo.

A resina epoxi à base de araldite mostrou-se a mais eficiente na aplicação em rebolos para lapidação. A grande vantagem obtida dos rebolos foi a redução do tempo de processamento, pois como aceitam uma maior pressão de usinagem proporcionam uma maior taxa de remoção de material. Os rebolos não deixaram resíduos na superfície da peça para serem removidos em processos de limpeza posteriores.

As pastas abrasivas de 30,15 e 9  $\mu\text{m}$  mostraram-se mais propícias à lapidação que ao polimento. O polimento iniciou efetivamente com a pasta de 4  $\mu\text{m}$ , quando a rugosidade da peça começou a melhorar. O tecido utilizado, todavia, mostrou-se pouco propício para pressões de usinagem mais elevadas, pois nestas condições tendia ao rasgo e a liberação de fibras. O maior problema encontrado com o polimento foi a contaminação das superfícies dos corpos de prova pela pasta abrasiva, dificultando a limpeza da peça nas diversas etapas do polimento. A contaminação deveu-se ao preenchimento dos poros existentes pelas pastas nas superfícies das peças. É portanto, aconselhável o uso de rebolo para a usinagem de cerâmicas porosas, principalmente no caso de usinagem de próteses, evitando assim a presença de resíduos na superfície.

Através das micrografias foi possível observar os danos provocados pela usinagem abrasiva de cerâmicas estruturais e através deles determinar o

mecanismo de remoção de material predominante em cada processo. Na retificação predominaram o lascamento e o arrancamento de grãos; na lapidação apresentou-se a predominância do lascamento através da propagação de trincas já existentes e o regime dúctil, e no polimento verificou-se a predominância do regime dúctil.

A influência da microestrutura das cerâmicas testadas foi verificada na diferença das médias e dos espalhamentos das medidas de rugosidade entre as aluminas 96% e 99,7%. Isto certamente deve-se à influência de diferenças nos contornos de grãos, com maior quantidade de fase vítrea na alumina 96%, e na porosidade de ambas as estruturas. Estas influências só foram verificadas na usinagem com grãos abrasivos livres. Com os rebolos, as superfícies não apresentaram diferenças significativas nas medidas de rugosidade.



**BIBLIOGRAFIA**

1. BANDYOPADHYAY, G, FRENCH, W. K., 1994. Effects of powder characteristics on injection molding and burnout cracking. **American ceramic society bulletin**, v.73, n.3, March 1994, p.107-112.
2. BHUSHAN, B., GUPTA, B. K., AZARIAN, M. H., 1995. Nanoindentation, microscratch, friction and wear studies of coatings for contact recording applications. **Wear**, n.181-183, p.743-758.
3. BROOK, R. J., MACKENZIE, R.A.D., 1993. Nanocomposite materials. **Materials world**, January 1993, p.27-30.
4. CHANDRASEKAR, S., KOKINI, K., BHUSHAN, B., 1988. The effect of abrasive properties on surface finishing damage in ceramics. In: **Winter annual meeting of the American society of mechanical engineers, Intersociety symposium on machining of advanced ceramic materials and components**, New York, ASME p.33-46.
5. CHEN, C., SOKOI, S., 1991. Lapping advanced ceramics. **Materials and manufacturing processes**, v.6, n.2, p.211-226.
6. DIAMANGEIO DIAMANTES INDUSTRIAIS LTDA. Catalogo de produtos ano 1996.
7. CIREL, C., STOLARSKI T. A., 1994. Factors affecting wear of ceramic balls. **Wear**, n.172, p.191-196.
8. FLAITSZ, P. L., NEISSER, M., 1994. Polishing of substrate. **American ceramic society bulletin**, v.73, n.5, May 1994, p. 42-45.
9. FORTULAN, C.A., 1993. Estudo de injeção de cerâmica e desenvolvimento de injetora. Dissertação de mestrado defendida na EESC-USP.
10. FORTULAN, C. A., PURQUERIO, B. de M., 1996. Projeto e

- desempenho de um moinho vibratório para cerâmica avançada. **Anais do IV Congresso de engenharia mecânica norte-nordeste**, v.1, n.1, Recife, Brasil, p.237-241.
11. FOTULAN, C. A., 1997. O efeito dos métodos de injeção e de prensagem isostática de desempenho das cerâmicas estruturais: Proposta de metodologia. Tese de doutorado a ser defendida na EESC-USP.
  12. FYNN, G. W., POWELL, W. J. A., 1988. Cutting and polishing optical and electronic materials - 2<sup>nd</sup> ed. IOP Publishing Ltd, Bristol, UK.
  13. GARDINIER, C. F., 1988. Physical properties of superabrasives. **American ceramic society bulletin**, v.67, n.6, p.1006-1009.
  14. GOLINI, D., JACOBS, S. D., 1991. Physics of loose abrasive microgrinding. **Applied optics**, v.30, n.19, p.2761-2777.
  15. GUO, C., CHAND, R. H., 1995. Grindability of ceramics. 1<sup>st</sup> International machining and grinding conference. September 12-14, Dearborn, Michigan. V.1, p.123-136.
  16. GRIFFIN, E. A., MUMM, D. R., MARSHALL, D. B., 1996. Rapid prototyping of functional ceramic composites. **American ceramic society bulletin**. v.75, n.7, p.65-68.
  17. HEIMKE, G., 1987. Ceramics for osseo-integrated implants. **Advanced ceramic materials**. v.2, n.4, p.764-770.
  18. HIGUSHI, S., YI, K., SAITO, Y., HANAOKA, T., 1994. Estimations of finishing performance of lapping films based on deforming analyses of their constituents - Finishing of ceramics by diamond lapping films. **Japan society for precision engineering**, v.60, n.90, p.1252-1257.
  19. ICHIKAWA, S., ONA, H., YOSHIMOTO, I., 1993. Proposal of new lapping method for ceramic balls. **Annals of the CIRP**, v.42, n.1, p.421-424.
  20. ISHITO, C. K., 1993. Powder classification. **American ceramic society bulletin**, v.72, n.10, October 1993, p.60-63.

21. JUCHEM, H., 1988. Diamond for grinding non-metallics. **Industrial diamond review**, v.48, n.527, p.158-161.
22. KHAN, J., 1992. A lapping and polishing process to achieve high quality alumina surfaces for applications in device fabrication. **Thin solid films**, n.220, 1992, p.222-226.
23. KONDO, Y., TSUKUDA, A., TAKADA, A., OKADA, S., 1994. Grinding forces and elastic recovery in ceramic materials. **Journal of american ceramic society**, v.77, n.6, p.1653-1654.
24. KÖNIG, W., POPP, M., 1989. Precision machining of advanced ceramics. **American ceramic society bulletin**, v.68, n.3, p.550-553.
25. KOYAMA, T., NISHIYAMA, A., NIIHARA, K., 1994. Effect of grain morphology and grain size on the mechanical properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ceramics. **Journal of materials science**, v.29, p.3949-3954.
26. LAMMER, A., 1990. Ceramics after grinding. **Industrial diamond review**, v.50, n.537, p.94-98.
27. LAURENT, P., DE MELLO, J.D.B, 1991. Visualização "in situ" do processo de desgaste abrasivo de materiais cerâmicos. **Anais do XXXV congresso brasileiro de cerâmica e III Iberoamericano de cerâmica, vidro e refratários**, v.1, p.737-746.
28. MANGELS, J.A., 1994. Low-pressure injection molding. **American ceramic society bulletin**, v.73, n.5, p.37-.
29. MASTERS K., 1994. Applying spray drying to ceramics. **American ceramic society bulletin**, v.73, n.1, p.63-72.
30. MATSUSHITA, T., HARA, Y., MOTONISHI, S., 1989. Lapping technology of precise spherical bodies of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ceramics. **R&D Kobe steel engineering reports**, v.39, n.1, p.81-84.
31. MAYER, H., 1996. Machining ceramic with ultrasound and diamond. **Industrial diamond review**, v.56, n.570, p.30-32.

- 32.MAYER Jr, J. E., FANG, G. P., 1994. Effect of grit depth of cut on strength of ground ceramics. **Annals of the CIRP**, v.43, n.1, p.309-312.
- 33.MAYER Jr, J. E., FANG, G. P., 1995. Effect of grinding parameters on surface finish of ground ceramics. **Annals of the CIRP**, v. 44, n.1, p. 279-282.
- 34.McEACHRON, R. W., LORENCE, S. C., 1988. Superabrasives and structural ceramics in creep-feed grinding. **American ceramic society bulletin**, v.67, n.6, p.1031-1036.
- 35.MORGAN, J. E., SCOTT, J. A., 1992. Temperature measurement when diamond grinding ceramics. **Industrial diamond review**, v.52, n.549, p.65-69.
- 36.NOUEIRA, R. E. F. Q.,1992. Processing and properties of moulded alumina bodies. Tese de doutorado defendida em Brunel University, Inglaterra.
- 37.OHMORI, H., TAKAHASHI, I., NAKAGAWA,T., 1991. Mirror surface grinding by metal bonded super-abrasive wheel with electrolytic in-process dressing. **Proceedings of the 6th international precision engineering seminar, 2nd international conference on ultraprecision in manufacturing engineering**, v.1, p.153-165, Braunschweig, Alemanha, Ed. Springer-Verlag-Berlin.
- 38.OLSSON, M., KAHLMAN, L., NYBERG, B., 1995. Abrasive wear of structural ceramics. **American ceramic society bulletin**, v.74, n.2, February 1995, p.48-52.
- 39.PADTURE, N. P., EVANS, C. J., XU, H. H. K., LAWN, B. R., 1995. Enhanced machinability of silicon carbide via microstructural design. **Journal of american ceramic society**, v.78, n.1, p.215-217.
- 40.PANDOLFELLI, V.C., BALDO, J. B., CASARINI, J. R, 1981. Influência dos aditivos, na obtenção de aluminas com alta densidade a verde. **Cerâmica**, v.27, n.127, p.403-410.
- 41.RAE, A., STEIGER, R., 1994. Green ceramics manufacturing. **American ceramic society bulletin**, v.73, n.7, July 1994, p.58-

59.

42. RICHERSON, D. W., 1992. Modern ceramic engineering, properties, processing and use in design. Ed. Marcel Dekker, Inc. New York, EUA, p.860.
43. ROBERT, R., UHLMANN, R. E., 1986. Planos óticos. **Revista de física aplicada e instrumentação**, v.1, n.3, p.273-287.
44. da ROCHA, J. C., dos ANJOS, J. N. B., 1991. Efeito das condições de acabamento superficial (retificação) sobre o módulo de ruptura da alumina. **Anais do XXXV congresso brasileiro de cerâmica e III Iberoamericano de cerâmica, vidro e refratários**, v.1, p. 547-554.
45. RUFF, A. W., SHIN, H., EVANS, C.J., 1995. Damage processes in ceramics resulting from diamond tool indentation and scratching in various environments. **Wear**, n.181-183, p.551-562.
46. SHARMA, J. P., BRAR, A. S., NARAYAN, P. B., 1988. Residual stress on ceramic surfaces due to lapping and polishing. In: **Winter annual meeting of the American society of mechanical engineers, Intersociety symposium on machining of advanced ceramic materials and components**, New York, ASME p.25-32.
47. SCHINKER, M., DÖLL, W., 1982. Untersuchungen zur Optimierung des Materialabtrages und der Oberflächenqualität durch schnellstschneidende Diamanten in Glas. Fraunhofer - Institut für Werkstoffmechanik, Freiburg, Frunhofer-Gesellschaft p.98.
48. SORNAKUMAR, T., ANNAMALAI, V. E., KRISHNAMURTHY, R., GOKULARATHNAM, C. V., 1994. Lapping of composites of alumina and partially stabilized zirconia. **International journal of refractory metals & hard materials**, v.12, n.4, p.207-210.
49. SPUR, G., WEIGMANN, U. -P., 1996. Honing of oxide ceramics. **Industrial diamond review**, v.56, n.570, p.10-16.
50. STÄHLI Ltd, A. W., /1985/. The technique of lapping. Ed. A. W. Stähli Ltd, Pieterlen, Suíça, p.36.
51. SU, Y. -T, WANG, S. -Y, CHAO, P. -Y., HWANG, Y. -D., HSIAUT, J.

- S., 1995. Investigation of elastic emission machining process: lubrication effects. **Precision engineering**, v.17, n.3, p.164-172.
- 52.SUBRAMANIAN, K.,1988. Precision finishing of ceramic components with diamond abrasives. **American ceramic society bulletin**, v.67, n.6, p.1026-1029.
- 53.SUBRAMANIAN, K., RAMANATH, S., MATSUDA, Y. O., 1990.Precision production grinding of fine ceramics. **Industrial diamond review**, v.50, n.540, p.254-261.
- 54.SZEGVARI, A.,1994. The fine grinding of ceramics the attritors. **Interceram**, v.43, n.2, p.97-98.
- 55.TERPSTRA, R. A., PEX, P. P. A. C., de VRIES, A. H.,1995. Ceramic processing. Ed. Chapman & Hall. New York, EUA, p.217.
- 56.TING, J. M., LIN, R. Y., 1994. Effect of particle-size distribution on sintering. Part I modeling. **Journal of materials science**, v.29, p.1867-1872.
- 57.TING, J. M., LIN, R. Y.,1995. Effect of particle-size distribution on sintering. Part II sintering of alumina. **Journal of materials science**, v.30, p.2382-2389.
- 58.TOMODA, S., SUGAWARA, A., 1991. Studies on pH of lapping liquid (Part 2). In process measurements of lapping. **International journal of the japan society for precision engineering**, v.25, n.1, p.24-29.
- 59.UEDA, T., SUGITA, T.,1993. Chip formation energy in grinding, honing and superfinishing of ceramics. **Japan society of precision engineering**, v.59, n.3, p.448-454.
- 60.UEMATSU, T., SUZUKI, K., WU, M. H., SUZUKI, K., IMANAKA, O., 1993. Efficient mechanochemical polishing for silicon nitride ceramics. **NIST special publication**, n.847, p.409-413.
- 61.UMEHARA, N., 1994. Magnetic fluid grinding - a new technique for finishing advanced ceramics. **Annals of the CIRP**, v.43, n.1, p.185-188.

62. UNITED STATES PRODUCTS CO., 1996. Grinding and lapping compound. <http://mfginfo.com/mfg/lapvalve/lapartical.htm>. (26 de junho de 1996, 16:54:47), p.1-11.
63. VOUILLEMET, M., BLANC, J. J., RISSE, M., 1992. Bodies for fast-cycle sanitaryware production. **Industrial ceramics**, v.12, n.2, p.51-62.
64. XU, H. H. K., JAHANMIR, S., 1994. Simple technique for observing subsurface damage in machining of ceramics. **Journal of american ceramic society**, v.77, n.5, p.1388-1390.
65. XU, H. H. K., JAHANMIR, S., 1995A. Scratching and grinding of machinable glass-ceramic with weak interfaces and rising T-curve. **Journal of american ceramic society**, v.78, n.2, p.497-500.
66. XU, H. H. K., JAHANMIR, S., WANG, Y., 1995B. Effect of grain size on scratch interactions and material removal in alumina. **Journal of american ceramic society**, v.78, n.4, p.881-891.
67. XU, H. H. K., PADTURE, N. P., JAHANMIR, S., 1995C. Effect of microstructure on material-removal mechanisms and damage tolerance in abrasive machining of silicon carbide. **Journal of american ceramic society**, v.78, n.9, p.2443-2448.
68. XU, H. H. K., JAHANMIR, S., 1995D. Effect of grain size on scratch damage and hardness of alumina. **Journal of material science letters**, v.14, p.736-739.
69. XU, H. H. K., WEI, L., PADTURE, N. P., LAWN, B. R., YECKLEY, R. L., 1995E. Effect of microstructural coarsening on Hertzian contact damage in silicon nitride. **Journal of materials science**, v.30, p.869-878.
70. XU, H. H. K., JAHANMIR, S., 1995E. Microfracture and material removal in scratching of alumina. **Journal of materials science**, v.30, p.2235-2247.
71. XU, H. H. K., JAHANMIR, S., 1996. Transitions in the mechanism of material removal in abrasive wear of alumina. **Wear**, n.192, p.228-232.

72. WARNECKE, G., ROSEMBERGER, U., 1995. Basics of process parameter selection in grinding of advanced ceramics. **Annals of the CIRP**, v.44, n.1, p.283-286.
73. de WITH, G., SWEEGERS, N., 1995. The effect of erosional wear on strength and residual stress during shaping multilayer capacitors. **Wear**, n.188, p.142-149.
74. WOLF, K., 1995. Diamond machining of engineering ceramics. **Industrial diamond review**, v.55, n.564, p.7-14.
75. WU, X. L. K., W. J. McANANY, 1995. Acrylic binder for green machining. **American ceramic society bulletin**, v.74, n.5, May 1995, p.61-64.
76. ZARUDI, I., ZHANG, L., MAI, Y. -W., 1996. Subsurface damage in alumina induced by single-point scratching. **Journal of materials science**, v.31, p.905-914.
77. ZHANG, B., HOWES, D. T., 1994. Material-removal mechanisms in grinding ceramics. **Annals of the CIRP**, v.43, n.1, p.305-308.
78. ZHANG, B., HOWES, D. T., 1995. Subsurface evaluation of ground ceramics. **Annals of the CIRP**, v.44, n.1, p.263-266.
79. ZORZI, J. E., da JORNADA, J. A. H., MODESTO, F., WEINGAERTNER, W. L., 1995. I Seminário de tecnologia cerâmica, IV Feira de tecnologia cerâmica do Colégio Maximiliano Gaidzinski. Cocal do Sul, Santa Catarina.



## Glossário

**Acuracidade** - diferença entre uma medida e a verdadeira dimensão correspondente a ela.

**Anguloso** - característica de superfície formada por dois ou mais planos concorrentes.

**Barbotina** - suspensão aquosa de partículas cerâmicas.

**Cerâmicas Avançadas** - materiais compostos por ligações iônicas e covalentes fabricados para finalidades específicas tanto mecânicas, químicas ou elétricas.

**Cerâmicas Estruturais** - materiais compostos por ligações iônicas e covalentes fabricados para esforços estruturais.

**Curva-T** - curva gráfica que caracteriza a tenacidade a fratura de um material

**Dislocação** - defeito de rede cristalina que corresponde a falta de uma linha de átomos.

**Granulometria** - medida de espalhamento do tamanho médio dos grãos ou partículas de uma amostra.

**Precisão** - intervalo de valores das diversas medidas tiradas de uma dimensão conhecida.

**Regra de Griffith** - regra que prediz a tensão de ruptura para materiais com defeitos estruturais tais como trincas e inclusões.

**Veículo Orgânico** - fluido responsável pela fluidez de um pó em processos de conformação.