



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SERGIPE  
PRÓ-REITORIA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

# PRODUÇÃO DE PRÉ-FORMAS USINÁVEIS DE VITROCERÂMICA FELDSPÁTICA MOLDADAS POR INJEÇÃO A QUENTE

Lílian Fernanda Santos Paiva

São Cristóvão-SE,  
2010.

# **Livros Grátis**

<http://www.livrosgratis.com.br>

Milhares de livros grátis para download.



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SERGIPE  
PRÓ-REITORIA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

# PRODUÇÃO DE PRÉ-FORMAS USINÁVEIS DE VITROCERÂMICA FELDSPÁTICA MOLDADAS POR INJEÇÃO A QUENTE

Lílian Fernanda Santos Paiva

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, P2CEM, da Universidade Federal de Sergipe, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Tsuneharu Ogasawara

Co-orientador: Prof. Dr. Luis Eduardo de Almeida

São Cristóvão-SE,  
2010.



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SERGIPE  
PRÓ-REITORIA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

**BANCA EXAMINADORA:**

\_\_\_\_\_ Prof. Tsuneharu Ogasawara, D Sc.

\_\_\_\_\_ Prof. Luiz Carlos Pereira, D Sc.

\_\_\_\_\_ Dr. Vinícius Bemfica Barreira Pinto, D Sc.

**PRODUÇÃO DE PRÉ-FORMAS USINÁVEIS DE VITROCERÂMICA  
FELDSPÁTICA MOLDADAS POR INJEÇÃO A QUENTE**

Este exemplar corresponde à Redação Final da Dissertação de Mestrado defendida pela aluna Lílian Fernanda Santos Paiva, aprovada pela comissão julgadora em\_\_\_\_\_.

\_\_\_\_\_  
Presidente da Banca

São Cristóvão-SE,  
2010

“Não faz mal que seja pouco,  
o que importa é que o avanço de hoje  
seja maior que o de ontem.  
Que nossos passos de amanhã  
sejam mais largos que os de hoje.

Atuem agora e vivam o presente  
com a certeza de que neste exato instante  
está se erguendo o futuro.”

Daisaku Ikeda

Aos meus pais e irmão, Beth,  
Fernando e Sérgio.

## AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador Prof. Tsuneharu Ogasawara, por todo aprendizado e oportunidade de crescimento ao longo desta pesquisa. Seu exemplo de disciplina e perseverança permanecerá na minha vida como um grande estímulo. A verdadeira relação de mestre e discípulo só é estabelecida nos corações grandiosos.

Ao Prof. Luiz Carlos Pereira, pelos estímulos e conselhos que foram essenciais para a conclusão deste trabalho. Muito obrigada pela acolhida e pela incondicional disponibilidade.

Ao Dr. Vinícius Bemfica e à colega Fernanda Paes, pela ajuda na iniciação aos procedimentos de laboratório e coleguismo.

Ao Prof. Luis Eduardo de Almeida, por toda ajuda e contribuição.

Aos colegas Marta Duarte, Paulo Autran, Edilberto Sanches, George Gomes, Leonardo Oliveira, Emilena Moraes, Verônica Teixeira. Muito obrigada por toda ajuda e amizade.

Aos técnicos Laércio e Nelson e aos colegas Emanuel e Heleno, pela dedicação e ajuda na execução de alguns experimentos.

Ao Adalberto (MTC Robótica) e à Sara Mardegan (SEACAM), pela paciência e dedicação no decorrer do desenvolvimento da pesquisa.

Ao Luiz Pereira, por todo estímulo e imprescindível ajuda.

À Su, pela maravilhosa companhia e indispensável apoio em todas as horas. “Nunca estivemos tão perto!”

Ao João, por toda ajuda e companheirismo, e acima de tudo por ter me mostrado o caminho para a verdadeira felicidade e infalível vitória (budismo).

Aos amigos Lucianne, Beatriz, Paulo, Marcel, Lilian e Taíme, pela fiel torcida.

Aos meus pais Beth e Fernando, por toda dedicação. Apesar das saudades nunca pouparam esforços para me fazer progredir. Obrigada por tudo!

Ao meu irmão Sérgio, com quem aprendi desde muito cedo a sonhar alto e nunca desistir.

À minha querida família Paiva, por me ensinar o verdadeiro sentido do amor e apoio incondicional.

À minha amada Tia Verinha (*in memoriam*). Você estará sempre presente nas minhas conquistas.



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SERGIPE  
PRÓ-REITORIA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

## RESUMO

# PRODUÇÃO DE PRÉ-FORMAS USINÁVEIS DE VITROCERÂMICA FELDSPÁTICA MOLDADAS POR INJEÇÃO A QUENTE

Lílian Fernanda Santos Paiva

Orientador: Prof. Dr. Tsuneharu Ogasawara

A reabilitação protética do elemento dentário com excelência estética e funcional tem sido alcançada através do amplo uso de cerâmicas avançadas na odontologia. Técnicas de processamento como moldagem por injeção a quente e usinagem por CAD/CAM (*computer-aided design/computer aided manufacturing*) conferem ao material uma microestrutura com menor porosidade, além de simplificar e permitir automação de sua execução.

Com o objetivo de avaliar a superfície usinada de uma vitrocerâmica feldspática leucítica produzida a partir de matéria prima nacional, foram confeccionadas pré-formas deste material pela técnica de moldagem por injeção sob pressão a quente. Estas pré-formas têm dimensões aproximadas a da peça final com a finalidade de serem usinadas na fresadora CNC nacional de baixa rotação (MTC Robótica), auxiliada pelo *software* CAM DentMILL (SEACAM). Além disso, foram usinadas peças do mesmo material no sistema CEREC<sup>®</sup>, como forma de controle.

Para a obtenção de uma microestrutura com melhor usinabilidade, foram testadas duas metodologias de ceramização das pastilhas de vidro feldspático. A caracterização do material foi realizada por meio da difração de raios X (DRX), microscopia eletrônica de varredura (MEV), microscopia de força atômica (AFM), ensaios de nanoindentação e de tenacidade à fratura pelo método da indentação.

A partir da comparação das propriedades deste material aos dados obtidos na literatura sobre materiais similares existentes no mercado foi possível classificar o material como usinável e indicar sua aplicação na clínica odontológica reabilitadora. A simulação da usinagem das pré-formas na fresadora MTC Robótica, mesmo com dimensões aproximadas a da peça final, apresentou um tempo de usinagem muito longo (18h), o que a tornou inviável comparada aos sistemas CAD/CAM consolidados no mercado.

**Palavras-chaves:** vitrocerâmica feldspática leucítica; moldagem por injeção sob pressão a quente; usinagem CAD/CAM; usinabilidade.



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SERGIPE  
PRÓ-REITORIA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

## ABSTRACT

# HEAT-PRESS INJECTION MOLDING OF MACHINABLE FELDSPHATIC GLASS- CERAMIC PREFORMS

Lílian Fernanda Santos Paiva

Advisor: Prof. Dr. Tsuneharu Ogasawara

Aesthetic and functional excellence in dental prosthetic rehabilitation has been achieved with the increase of advanced ceramics in dentistry. Processing techniques such as heat press injection moulding and CAD/CAM (computer-aided design/computer aided manufacturing) impart decreased porosity to the microstructure, as well as simplicity and automation of the process.

In order to examine the machining surface finish of a leucite glass-ceramic produced using Brazilian raw materials, heat-pressed preforms were obtained. These preforms had dimensions close to those of the final crown infrastructure in order to allow fast and easy final matching and finish-milling by using a Brazilian milling machine (MTC Robotica), supported by DentMILL (SEACAM) CAM software. As a control and reference manufacturing process, four crown infrastructures were milled by using CEREC<sup>®</sup>-3 machine.

Aimed at achieving a machinable microstructure, two different heating schedule were tested for ceramizing the feldspathic glass ingots. X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM), atomic force microscopy (AFM), nanoindentation test and fracture toughness measurement by indentation method were used as characterization methods.

Comparison of the properties of the experimental material with those published by other investigator on similar commercial materials conducted to the conclusion that it is a machinable glass-ceramic with acceptable features for application in dental prosthetic rehabilitation. Preforms milling simulation using MTC Robotica machine conducted to the prediction of very long milling time (18h), even considering preforms possessing dimensions similar to those of the desired milling end product, a manufacturing time much greater than those found in commercial CAD/CAM dental milling machines.

**Key-words:** leucite glass ceramics; heat press injection moulding; CAD/CAM.milling, machinability.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

<b>Figura 3.1</b>	Diagrama de transformação de fase da leucita, da geometria tetragonal para cúbica a 625°C.	17
<b>Figura 3.2</b>	Gráfico da temperatura <i>versus</i> tempo para cristalização controlada de uma vitrocerâmica.	19
<b>Figura 3.3</b>	Esquema representativo de forno de prensagem por injeção a quente.	21
<b>Figura 3.4</b>	(a) Ilustração da mesa de trabalho e da tela do software CEREC®; (b) Unidade de usinagem CEREC®.	24
<b>Figura 3.5</b>	Esquema demonstrativo de uma broca diamantada.	25
<b>Figura 3.6</b>	Difração de raios X por planos de átomos (A-A' e B-B').	31
<b>Figura 3.7</b>	Esquema representativo de um microscópio de força atômica (AFM).	34
<b>Figura 3.8</b>	Desenho esquemático da geometria da superfície da amostra durante a carga máxima e após a retirada do indentador.	35
<b>Figura 3.9</b>	Diagrama de Força <i>versus</i> Deslocamento.	35
<b>Figura 3.10</b>	Esquema representativo de uma indentação.	37
<b>Figura 4.1</b>	(a) Forno do tipo mufla Analógica. (b) Cadinho a 1200 °C mergulhado em balde com gelo e água destilada.	40
<b>Figura 4.2</b>	Matriz cilíndrica de aço inox de 12 mm de diâmetro.	41
<b>Figura 4.3</b>	(a) Forno VACUMAT 40 (Vita); (b) Diagrama de queima FU1S.	42
<b>Figura 4.4</b>	(a) Forno CeramPress™ Qex (Ney); (b) Diagrama de queima FU2S.	42
<b>Figura 4.5</b>	Planilha de processamento cerâmico e caracterização das amostras.	43
<b>Figura 4.6</b>	Bloco comercial Vitablocs® Mark II para CEREC®, do tamanho I12 (10x12x15mm).	44
<b>Figura 4.7</b>	Conjunto de embutimento com modelo em cera (na cor verde) devidamente posicionado.	45
<b>Figura 4.8</b>	Refratário e êmbolo de alumina posicionado no Forno CeramPress™ Qex (Ney).	46
<b>Figura 4.9</b>	Diagrama de prensagem a quente no forno CeramPress™ Qex (Ney).	46
<b>Figura 4.10</b>	(a) Pré-forma moldada por injeção a quente sob pressão; (b) Desenho 3D em formato de nuvem de pontos (*.STL) da pré-forma	48
<b>Figura 4.11</b>	(a) Coroa de dente anterior. (b) Desenho 3D em formato de nuvem de pontos (*.STL) da coroa anterior.	48
<b>Figura 4.12</b>	Fresadora CNC de 4 eixos da MTC Robótica.	50

<b>Figura 4.13</b>	Pré-forma moldada por injeção a quente colada ao suporte metálico.	50
<b>Figura 5.1</b>	Difratograma de raios X da frita.	56
<b>Figura 5.2</b>	Difratograma de raios X do pó das pastilhas FU1S e FU2S.	57
<b>Figura 5.3</b>	Difratograma de raios X do pó das pastilhas FU1P e FU2P.	57
<b>Figura 5.4</b>	Micrografias eletrônicas de varredura das pastilhas FU1S (a) e FU2S (b).	58
<b>Figura 5.5</b>	Micrografia eletrônica de varredura da pastilha FU1S.	58
<b>Figura 5.6</b>	Micrografias eletrônicas de varredura das pastilhas FU1P (a) e FU2P (b).	59
<b>Figura 5.7</b>	Imagens das impressões deixadas pela ponta Berkovich nas matrizes de ensaio 5x5 (25 µm) das pastilhas FU1P (a) e FU2P (b).	60
<b>Figura 5.8</b>	Indentação Vickers ilustrativa da amostra FU2P.	61
<b>Figura 5.9</b>	Coroas usinadas no sistema CEREC®: (a) Amostra de FU1P; (b) Vitablocs® Mark II.	62
<b>Figura 5.10</b>	Projeto final de usinagem (*.DMPROJ) no programa DentMILL mostrado por vários ângulos.	63
<b>Figura 5.11</b>	Imagem em 2D (a) e 3D (b) da microscopia de força atômica da amostra FU1P.	65
<b>Figura 5.12</b>	Imagem em 2D (a) e 3D (b) da microscopia de força atômica da amostra FU2P.	65
<b>Figura 5.13</b>	Imagem em 2D (a) e 3D (b) da microscopia de força atômica da amostra Vitablocs® Mark II.	66
<b>Figura 6.1</b>	Gráfico comparativo do tamanho médio do cristal entre as amostras FU1S, FU2S, FU1P e FU2P.	67
<b>Figura 6.2</b>	Gráfico comparativos dos valores de $K_{IC}$ entre as amostras FU1P e FU2P.	68
<b>Figura 6.3</b>	Gráfico comparativo da fração volumétrica de cristal na matriz vítrea entre as amostras FU1S, FU2S, FU1P e FU2P.	69
<b>Figura 6.4</b>	História da evolução dos testes de usinagem em pedrão sabão: (a) 01EM, (b) 02EM, (c) 03EM e (d) 04EM.	75

## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 4.1</b>	Composição química (% em peso) do feldspato Armil.	39
<b>Tabela 4.2</b>	Quantidade de matéria-prima (% em peso) utilizada na produção de frita.	39
<b>Tabela 4.3</b>	Composição 4 da patente US 6,342,302 B1.	40
<b>Tabela 4.4</b>	Valores dos parâmetros de corte do <i>template</i> do DentMILL.	54
<b>Tabela 5.1</b>	Tamanho médio dos cristais de leucita ( $\mu\text{m}$ ) e desvios-padrão.	59
<b>Tabela 5.2</b>	Porcentagem volumétrica (% vol.) de cristais e desvios-padrão.	60
<b>Tabela 5.3</b>	Valores de dureza (GPa) e módulo de elasticidade (GPa) e desvios-padrão.	60
<b>Tabela 5.4</b>	Valores de tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ) e desvios-padrão.	61
<b>Tabela 5.5</b>	Valores de profundidade de corte crítica ( $d_c$ ).	62
<b>Tabela 5.6</b>	Valores de rugosidade média ( $R_a$ ), rugosidade média quadrática ( $R_q$ ) e desvios-padrão.	64
<b>Tabela 6.1</b>	Tabela comparativa de tamanho médio ( $\mu\text{m}$ ) e fração volumétrica (% vol.) de cristal de leucita entre as amostras FU1P e FU2P e outras cerâmicas comerciais.	69
<b>Tabela 6.2</b>	Tabela comparativa de valores de tenacidade à fratura $K_{IC}$ ( $\text{MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$ ), dureza $H$ (GPa) e módulo de elasticidade $E$ (GPa) entre as amostras FU1P e FU2P e outras cerâmicas comerciais.	70
<b>Tabela 6.3</b>	Valores de índice de fragilidade ( $B$ ) e desvios-padrão.	72
<b>Tabela 6.4</b>	Tabela comparativa dos materiais produzidos no Laboratório de Cerâmicas Dentárias da COPPE/UFRJ.	74

## Sumário

1. INTRODUÇÃO .....	14
2. OBJETIVOS.....	16
2.1. Objetivos específicos .....	16
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	17
3.1. Vitrocerâmica Feldspática Reforçada com Leucita .....	17
3.2. Prensagem por Injeção a Quente .....	20
3.3. Máquinas CNC (Controle Numérico Computacional).....	21
3.4. Usinagem CAD/CAM ( <i>Computer Aided Design/Computer Aided Manufacturing</i> ) .....	22
3.5. O Sistema CEREC® .....	24
3.6. Usinabilidade de Materiais Cerâmicos .....	25
3.6.1. Parâmetros de corte .....	27
3.6.2. Usinagem em Regime Dútil .....	29
3.7. Métodos de Caracterização.....	31
3.7.1. Difractometria de Raios X (DRX) .....	31
3.7.2. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).....	32
3.7.3. Microscopia de Força Atômica (AFM) .....	32
3.7.4. Nanoindentação.....	34
3.7.5. Tenacidade à Fratura ( $K_{IC}$ ) pelo Método da Indentação .....	37
4. MATERIAIS E MÉTODOS .....	39
4.1. Produção de Frita de Vidro Feldspático .....	39
4.1.1. Composição da Frita .....	39
4.1.2. Fusão da Batelada .....	40
4.2. Sinterização a Vácuo das Pastilhas Vitrocerâmicas.....	41
4.3. Moldagem por Injeção a Quente sob Pressão.....	44
4.3.1. Modelos em Cera .....	44
4.3.2. Método da Cera Perdida .....	45
4.3.3. Moldagem por Injeção a Quente sob Pressão .....	45
4.4. Usinagem CAD/CAM.....	47
4.4.1. Usinagem no Sistema CEREC® InLab .....	47
4.4.2. Usinagem no Sistema Experimental: DentMILL/MTC Robótica .....	47
4.4.2.1. <i>Scanner</i> 3D Spatium FMM.....	47
4.4.2.2. <i>Software</i> DentMILL.....	48
4.4.2.3. Fresadora CNC (MTC Robótica) .....	49
4.5. Técnicas de Caracterização .....	51
4.5.1. Análise de Difração de Raios X (DRX) .....	51

4.5.2.	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).....	51
4.5.3.	Ceramografia Quantitativa.....	52
4.5.4.	Ensaio de Nanoindentação.....	52
4.5.5.	Ensaio de Tenacidade à Fratura ( $K_{IC}$ ) pelo Método da Indentação .....	53
4.5.6.	Parâmetros de Usinagem.....	53
4.5.7.	Microscopia de Força Atômica (AFM) .....	54
5.	RESULTADOS.....	56
5.1.	Difração de Raios X (DRX).....	56
5.2.	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).....	58
5.3.	Ceramografia Quantitativa .....	59
5.4.	Nanoindentação .....	60
5.5.	Ensaio de Tenacidade à Fratura ( $K_{IC}$ ) pelo Método da Indentação.....	61
5.6.	Parâmetros de Usinabilidade .....	62
5.7.	Usinagem das Pré-formas.....	62
5.7.1.	No Sistema CEREC® .....	62
5.7.2.	Sistema MTC Robótica/DentMILL.....	63
5.8.	Microscopia de Força Atômica.....	64
6.	DISCUSSÃO.....	67
6.1.	Produção e Caracterização do Material.....	67
6.2.	Escolha dos Parâmetros de Usinagem.....	72
6.3.	História da Evolução do Aprendizado e do Domínio Técnico da Usinagem no Sistema DentMILL/MTC Robótica.....	74
7.	CONCLUSÕES .....	77
8.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	78
9.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	79

## 1. INTRODUÇÃO

Os constantes avanços em técnicas de processamento de materiais para restaurações em cerâmica pura possibilitaram reabilitações protéticas com excelência estética, mimetizando as propriedades ópticas do esmalte e dentina. Ainda existem certas limitações em suas propriedades mecânicas, por ser a cerâmica um material frágil que suporta minimamente deformação plástica sob tensão na temperatura ambiente.

O maior desafio atual é aliar a fabricação de baixo custo e menor tempo de execução com a garantia de qualidade no processamento do material.

Dentre os materiais utilizados na confecção de próteses parciais fixas de cerâmica pura, a vitrocerâmica feldspática leucítica apresenta características singulares, tais como: translucidez, abrasividade moderada e usinabilidade.

As biocerâmicas usináveis incluem principalmente: vitrocerâmicas contendo mica, porcelanas feldspáticas e vitrocerâmicas leucíticas, as quais possuem valores de dureza menores que os da alumina e zircônia (YIN *et al.*, 2006).

O vidro ceramizado é um material feito no formato desejado, e submetido a um tratamento térmico para induzir uma desvitrificação parcial (substituição da estrutura vítrea por meio da nucleação e crescimento de cristais). Os cristais formados durante o processo de ceramização servem para diminuir a propagação de trincas no material quando uma tensão é aplicada, portanto aumentando sua resistência à fratura (ANUSAVICE, 2005).

No caso das vitrocerâmicas feldspáticas, os cristais de leucita agem como agente tenacificador. O acréscimo de altos teores de leucita (aproximadamente 45% em peso) na vitrocerâmica provoca uma diferença de coeficiente de expansão térmica entre a leucita e o vidro, introduzindo tensões de compressão ao redor dos cristais. Estas tensões podem agir como retentoras de trincas, contribuindo para o aumento da tenacidade à fratura do material (CRAIG e POWERS, 2004).

Pode-se ainda dizer que a presença de pequenos cristais espalhados homogeneamente na matriz vítrea confere ao material uma desejada usinabilidade (BRODKIN *et al.*, 2000).

A moldagem por injeção sob pressão a quente é o modo de processamento que confere ao material melhor distribuição dos cristais e diminuição da porcentagem de poros na matriz vítrea, atribuindo-lhe melhores propriedades mecânicas (GORMAN *et al.*, 2000).

Além do processamento do material por meio da moldagem, a etapa de fabricação da restauração na sua forma final pode ser feita através da usinagem por CAD/CAM (*computer-aided design/ computer-aided manufacturing*).

Na área odontológica, esta tecnologia de usinagem baseia-se na captura da imagem por um leitor óptico ou a laser. A imagem capturada é transportada para um programa de desenho 3D, no qual o contorno do preparo e a forma da restauração são realizados. Estas informações são enviadas a uma unidade fresadora que realiza a usinagem da restauração protética em blocos de porcelana pré-sinterizados e fabricados industrialmente, sob rigoroso controle de qualidade (BUSO *et al.*, 2006).

O conceito de usinabilidade de um material cerâmico se refere à facilidade com que este pode ser desgastado por brocas diamantadas sem provocar lascas ou trincas profundas no corpo do material. Os parâmetros de corte são determinados para cada material de modo a aperfeiçoar o procedimento de usinagem.

Na usinagem de uma cerâmica comercial, Vita<sup>®</sup> Mark II (Vita Zahnfabrik), Song *et al.* (2008) utilizaram: brocas diamantadas de diâmetro 1,3 mm com granulação de 20 a 30 µm; peça de mão com rotação de 357,3 krpm; taxa de avanço de 12-36 mm.min<sup>-1</sup> e profundidades de corte de 2-20 µm. Melhor acabamento superficial e morfologia foram obtidos com menores profundidades de corte e taxa de avanço, resultando em forças de acabamento menores e alta energia específica.

Para outra vitrocerâmica comercial, a IPS ProCAD<sup>®</sup> (Ivoclar Vivadent), utilizando um motor de alta rotação (da ordem de 300 krpm), observa-se uma profundidade de corte de 10 µm e uma velocidade de avanço aceitável de 15 a 60 mm.min<sup>-1</sup> (SONG *et al.*, 2009). Tanto a Vita<sup>®</sup> Mark II, quanto a IPS ProCAD<sup>®</sup> são vitrocerâmicas feldspáticas leucíticas com diferentes frações volumétricas de cristais na matriz vítrea. Verifica-se, portanto, que há diferenças significativas nas condições de processamento para um material de mesma classe.

## 2. OBJETIVOS

O presente estudo visou atingir condições razoáveis para a usinagem por CAD/CAM de pré-formas de vitrocerâmica feldspática leucítica, modeladas por injeção a quente, para a confecção de próteses parciais fixas unitárias de dentes anteriores. A etapa de desbaste no processo de usinagem pode ser suprimida partindo-se de uma pré-forma injetada a quente, executando somente o pré-acabamento e acabamento final com brocas diamantadas e motor de baixa rotação (30.000 rpm - fresadora CNC, MTC Robótica).

Com base nos conceitos de usinagem por regime dúctil, visou-se conseguir um melhor acabamento superficial e uma camada reduzida de microtrincas introduzidas no processo de desgaste do material.

### 2.1. Objetivos específicos

- ✓ Produzir as pré-formas em vitrocerâmica feldspática para usinagem CAD/CAM;
- ✓ Caracterizar as etapas do processamento cerâmico, dentre estas: fusão do vidro, sinterização das pastilhas vitrocerâmicas, modelagem por injeção a quente e rugosidade final da peça usinada; verificar se a microestrutura final apresenta a usinabilidade almejada;
- ✓ Calcular os parâmetros ótimos de corte (profundidade de corte, velocidade de passada e velocidade de rotação) para a usinagem do material produzido através da quantificação de suas propriedades, tais como: dureza, módulo de elasticidade, tenacidade à fratura, rugosidade média da superfície usinada;
- ✓ Comparar a rugosidade média ( $R_a$ ) da superfície usinada do material experimental produzido com os valores de materiais comerciais semelhantes usinados no sistema CEREC®.

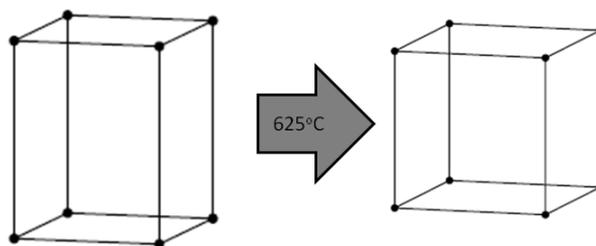
### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1. Vitrocerâmica Feldspática Reforçada com Leucita

Os feldspatos têm sido empregados no preparo de muitas porcelanas odontológicas designadas para próteses unitárias metalo-cerâmicas e muitos outros vidros e cerâmicas odontológicas. Os feldspatos de sódio e de potássio são minerais naturais compostos de alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), sílica ( $\text{SiO}_2$ ) e principalmente de óxido de sódio ( $\text{Na}_2\text{O}$ ) e potássio ( $\text{K}_2\text{O}$ ), respectivamente. Quando o feldspato de potássio é misturado a vários óxidos metálicos e queimado a altas temperaturas, pode formar cristais de leucita e uma fase vítrea que irá escoar ligeiramente. Em temperaturas de 1150 °C a 1530 °C, o feldspato sofre uma fusão incongruente resultando nos cristais de leucita e num vidro líquido (ANUSAVICE, 2005).

A leucita ( $\text{KAlSi}_2\text{O}_6$ ) foi inicialmente introduzida nas composições de cerâmicas dentais para melhorar a compatibilidade entre os coeficientes de expansão térmica das porcelanas e subestruturas metálicas. Atualmente estes cristais são usados como agente tenacificador em algumas porcelanas para restaurações de cerâmica pura (DENRY *et al.*, 1998; CATTELL *et al.*, 2005).

Na temperatura ambiente cristais de leucita têm simetria tetragonal. Quando aquecida, sua rede de estrutura tetraedral ( $\text{SiO}_4$ ), expande-se devagar até atingir uma simetria cúbica a 625 °C (Figura 3.1) (FAUST, 1963; MACKERT *et al.*, 1986; KONTONASAKI *et al.*, 2008).



**Figura 3.1** – Diagrama de transformação de fase da leucita, da geometria tetragonal para cúbica a 625°C.

A transformação da leucita da fase cúbica para tetragonal, durante o resfriamento até a temperatura ambiente, leva a uma maior contração dos cristais em relação à matriz vítrea ( $\alpha_{\text{cristal}} > \alpha_{\text{vidro}}$ ) e induz tensões tangenciais compressivas e microtrincas concêntricas ao redor dos cristais de leucita. (MACKERT e WILLIAMS, 1996; LEE *et al.*, 1997). Este fenômeno acontece quando o coeficiente de expansão térmica da segunda fase é maior que o coeficiente da matriz. Quando existem as tensões compressivas, mas as microtrincas não se formaram em grande quantidade e estão presentes em locais específicos, o material apresenta maior tenacidade à fratura (WACHTMAN *et al.*, 2009).

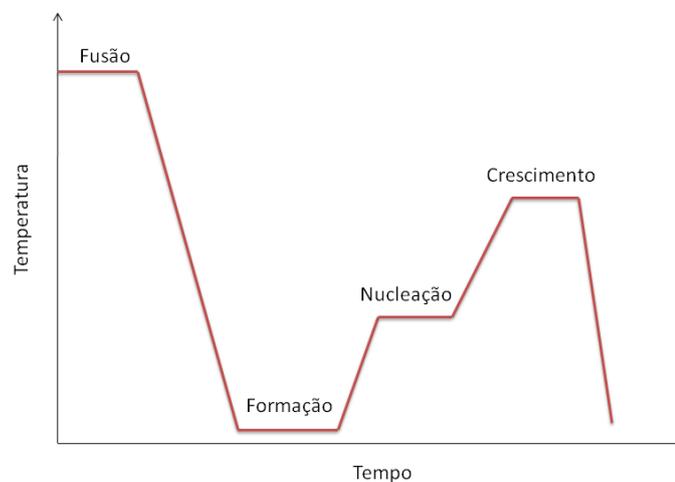
Este é, portanto, o mecanismo tenacificador das vitrocerâmicas leucíticas, pois além das tensões compressivas diminuírem a energia de propagação da trinca, os cristais e as microtrincas concêntricas geradas pela referida contração atuam como agentes deflectores na vitrocerâmica (THOMPSON, 1995; BARSOUM, 2003; GUAZZATO, 2004). Neste último caso, a tenacificação por deflecção de trincas aumenta a usinabilidade do material pelo retorno da trinca à superfície externa da cerâmica, liberando uma “partícula-cavaco” (XU *et al.*, 1996).

O aumento da tenacidade à fratura devido à deflecção de trincas depende da forma da partícula e da sua fração volumétrica na matriz, mas não do seu tamanho. Esta propriedade mecânica aumenta concomitantemente com a quantidade de partículas deflectoras até 20% em volume. A partir deste ponto, existe pouca mudança na tenacidade do material (FABER e EVANS, 1983; WACHTMAN *et al.*, 2009).

Guazzato *et al.* (2004) compararam a resistência à flexão, tenacidade à fratura e microestrutura de três vitrocerâmicas prensadas a quente (IPS Empress, IPS Empress 2 e uma cerâmica experimental) e uma cerâmica à base de alumina infiltrada por vidro (InCeram Alumina). Concluíram que um aumento na fração volumétrica de cristal na vitrocerâmica induz a um aumento na sua resistência à flexão e tenacidade à fratura. No entanto, em materiais com mesma porcentagem de cristais na matriz vítrea, outros fatores podem contribuir como a porosidade do material, e o tamanho, a forma e a orientação dos cristais.

Porcelanas feldspáticas e vitrocerâmicas leucíticas são indicadas para restaurações estéticas, tais como: veneers, inlays, onlays e coroas, por causa das suas propriedades mecânicas e óticas (YIN *et al.*, 2006).

A cristalização controlada de vidros geralmente envolve fusão, conformação e resfriamento do vidro para criar formas apropriadas ou pós que, quando tratados termicamente, experimentam a cristalização, por meio de um processo de nucleação e crescimento (Figura 3.2). Uma alta taxa de nucleação e um limitado crescimento dos cristais são desejáveis para a obtenção de uma vitrocerâmica com menor quantidade de microtrincas, melhorando a tenacidade à fratura e resistência à flexão (CATTELL *et al.*, 2001), diminuindo a abrasão do elemento antagonista, e melhorando as propriedades óticas da vitrocerâmica (CATTELL *et al.*, 2006).



**Figura 3.2** – Gráfico da temperatura *versus* tempo para cristalização controlada de uma vitrocerâmica. Adaptado de Barsoum (2003).

Para melhorar a usinabilidade das porcelanas feldspáticas, o tamanho dos cristais de leucita deve ser substancialmente reduzido (3 a 5  $\mu\text{m}$ ) e sua distribuição deve ser homogênea na matriz vítrea (BRODKIN *et al.*, 2000).

Uma maior porcentagem volumétrica de cristais na vitrocerâmica confere maior tenacidade à fratura ao material, porém resulta em maior opacidade. A espessura do material da subestrutura (*copping*) afeta suas propriedades mecânicas e óticas. No entanto, as vitrocerâmicas feldspáticas possuem translucidez suficiente para permitir a confecção de restaurações inteiras deste material (KELLY *et al.*, 1996; HEFFERNAN *et al.*, 2002).

Herrguth *et al.* (2005) analisaram o alcance de uma estética aceitável em coroas fabricadas por CAD/CAM quando comparadas com aquelas obtidas pelas técnicas de estratificação individual. A comparação foi feita com 14 pacientes que necessitavam de um

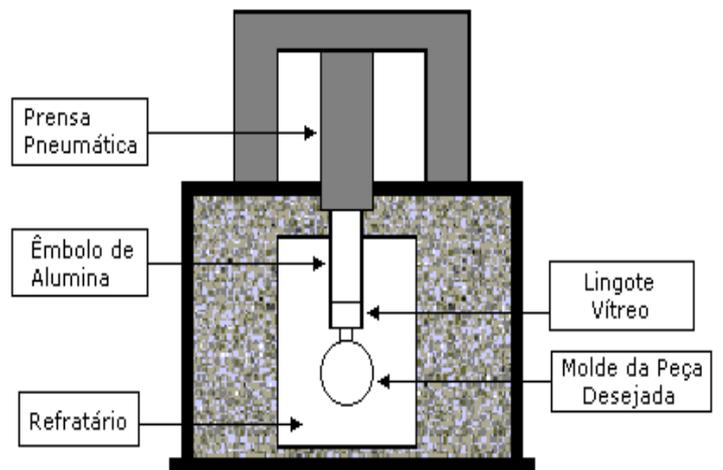
coroa unitária anterior, sendo confeccionadas para cada paciente dois tipos de coroas unitárias: uma por CAD/CAM e a outra por técnica de estratificação. Três observadores classificaram a adaptação estética das próteses em uma escala de 1 a 6 pontos. Os resultados mostraram que restaurações usinadas ou maquiadas poderiam competir com as coroas estratificadas quanto à estética. Em casos singulares as coroas estratificadas obtiveram um melhor nível de caracterização individual. Porém, as coroas usinadas ofereciam melhores propriedades mecânicas e a possibilidade de economia em tempo e custo de trabalho, apresentando estética satisfatória.

### **3.2. Prensagem por Injeção a Quente**

De acordo com Gorman e Hill (2004), um dos fatores predominantes que influenciam as propriedades mecânicas das cerâmicas é a existência de poros no interior e na superfície destas, que podem ser reduzidos utilizando o processo de moldagem a quente. Este procedimento favorece uma distribuição homogênea dos cristais na matriz vítrea, reduzindo também a quantidade de poros.

Um padrão em cera da restauração é produzido e então revestido com um material refratário. Em seguida a cera é evaporada para criar o espaço a ser preenchido pela vitrocerâmica. Por ele conter uma fração volumétrica de vidro, o material pode ser injetado a quente sob pressão em um molde usando o princípio do fluxo viscoso. A translucidez, a cor e a abrasividade da restauração vitrocerâmica leucítica resultante são semelhantes às daquelas do dente natural (GORMAN *et al.*, 2000; HÖLAND *et al.*, 2006).

A técnica utiliza um forno especial com uma prensa uniaxial pneumática (Figura 3.3). A prensagem por injeção a quente utiliza um êmbolo aquecido para conduzir a pastilha vitrocerâmica através de um canal de alimentação até o interior do molde, onde a peça formada resfria-se consolidando o formato desejado. Após o conjunto chegar à temperatura ambiente (25° C), o molde refratário (revestimento) é desgastado, liberando a peça que é removida, libertando-se do excesso de material. Em seguida, a peça é pintada e glazeada, ou recoberta com uma ou mais camadas de porcelana termicamente compatível (ANUSAVICE, 2005).



**Figura 3.3** – Esquema representativo de forno de prensagem por injeção a quente. Adaptado de Gorman *et al.* (2000).

### 3.3. Máquinas CNC (Controle Numérico Computacional)

O Controle Numérico Computacional está sendo usado em todos os tipos de máquinas, das mais simples às mais complexas. A adição de controles eletrônicos em máquinas convencionais tornou possível o aumento da produtividade da fabricação, a redução dos custos e melhoria da qualidade do produto fabricado (KRAR *et al.*, 2001).

As máquinas que usam o Controle Numérico Computacional se dividem em três subsistemas:

- Unidade de Controle (MCU – *Machine Control Unit*): é o componente central de controle do sistema CNC. Esta unidade armazena e lê os programas fornecidos pelo usuário, e passa a informação às outras unidades traduzindo os sinais eletrônicos em movimento;
- Sistema de Movimentação (*Drive System*): é composto por motores e instrumentos que irão finalmente transformar o programa CNC em movimento;
- Sistema de retroalimentação (*Feedback System*): sua função é promover o controle do movimento comparando a posição real da máquina e sua programação, e fazendo os ajustes necessários. As duas informações principais

que este sistema regula são a posição do objeto produzido e a velocidade do motor (MATTSON, 2002).

Os movimentos de uma máquina CNC são realizados com uma gama de instruções chamadas programa NC (controle numérico) que é escrita por um programador NC ou por um programa CAM. Este programa é geralmente feito com linguagem G (ISO), porém outras linguagens e códigos podem ser utilizados (MATTSON, 2002)

As linguagens de programação NC consistem em números, letras e símbolos usados para controlar uma máquina por meio de uma série de instruções codificadas que a unidade de controle (MCU) da máquina reconhece e traduz em movimentos (KRAR *et al.*, 2001).

### **3.4. Usinagem CAD/CAM (*Computer Aided Design/Computer Aided Manufacturing*)**

A necessidade de melhorar a eficiência e exatidão do programa NC foi a razão para o desenvolvimento de métodos que usam um computador para fazer a programação CNC. Desde os anos 70 a tecnologia CAD/CAM teve um importante papel por adicionar o aspecto visual ao processo de programação (SMID, 2003).

Todo computador é constituído por: *hardwares* (parte física do computador, ou seja, é o conjunto de componentes eletrônicos, circuitos integrados e placas), *softwares* (programas, rotinas e linguagens simbólicas que controlam o funcionamento do *hardware*), dispositivos de entrada (teclado, *mouse*, *scanner* etc.) e dispositivos de saída (impressora, caixa de som, etc) (SKOOG *et al.*, 2002).

A tecnologia CAD/CAM consiste na produção assistida por funções de suporte que um computador pode oferecer para o completo sucesso do processo de fabricação. Dentre os suportes possíveis, pode-se citar:

- CAD - *computer aided design*: o desenho assistido por computador usa métodos computacionais para desenvolver modelos geométricos do produto em forma tridimensional;

- CAM – *computer aided manufacturing*: a fabricação assistida por computador remete a um *software* que desenvolve um programa NC para usinagem e outras aplicações do processo (RAO, 2004).

O digitalizador ou *scanner* é o dispositivo de entrada mais frequentemente usado em programas CAD. Ele é usado para converter a localização física de um objeto em valores de coordenada para a construção exata do arquivo em 3D (RAO, 2004).

Todo programa de computador tem um formato digital próprio. Normalmente programas do mesmo gênero se comunicam entre si através da conversão vetorial dos formatos de arquivos. Desta forma é possível integrar o programa CAM para a importação de um projeto desenhado ou digitalizado por um programa CAD (PALAORO, 2007).

Os sistemas CAM trabalham tendo como base modelos matemáticos provenientes do sistema CAD. Com estes modelos os sistemas geram um arquivo de caminho de ferramenta por meio do pós-processador (*software* que gera o programa do comando específico da máquina). Por meio dos sistemas de CAM é possível transferir todas as coordenadas para que a máquina CNC efetue a usinagem da peça. Quanto maior a precisão do desenho gerado no CAD, maior será a precisão dos caminhos de ferramenta gerados pelo CAM e conseqüentemente uma peça de maior qualidade (MATTSON, 2002).

Os sistemas CAD/CAM (*computer-aided design/ computer-aided manufacturing*) foram inicialmente utilizados para a fabricação de coroas e pontes combinados à infraestrutura de titânio, cobertos por porcelanas de baixa fusão. Atualmente, tanto cerâmicas como alumina e zircônia, quanto vitrocerâmicas feldspáticas podem ser fresadas segundo esta tecnologia (ÁLVAREZ-FERNANDÉZ *et al.*, 2003).

A técnica de CAD/CAM remove parte substancial das etapas do processamento cerâmico da responsabilidade do laboratório dental. Desta forma, a microestrutura do material pode ser controlada pelo fabricante, sob condições de padrão de qualidade. Muitas propriedades físicas e óticas importantes são diretamente dependentes da sua microestrutura, e esta, por sua vez, relacionada à técnica utilizada no processamento da cerâmica. O fabricante, portanto, tem a possibilidade de produzir um material de qualidade superior ao de um laboratório dental (KELLY *et al.*, 1996).

### 3.5. O Sistema CEREC®

O primeiro sistema a ser utilizado e comercializado de forma viável foi o CEREC® (CERamic REConstruction), desenvolvido por Morman e Brandestini, em 1980, na Universidade de Zurique, Suíça (MORMANN, 2004). De acordo com a informação transmitida pela marca, CEREC® significa atualmente *Chairside Economical Restorations Esthetic Ceramic* (SIRONA, 2010).

Neste sistema é efetuada uma leitura ótica sem contato com o preparo do dente. O método de medição utilizado é o da triângulação ativa, com uma resolução de 25 µm. A imagem 3D gerada é então transferida para um computador, no qual o programa CAD do sistema permite realizar o desenho da estrutura (Figura 3.4a). A linha de acabamento é detectada automaticamente, podendo ser modificada também de forma manual, e é posteriormente executada na máquina de fresagem do mesmo sistema (Figura 3.4b). Esta unidade apresenta duas brocas diamantadas que cortam a estrutura em quatro eixos de trabalho e com uma reprodutibilidade de corte de aproximadamente 30 µm (SIRONA, 2004).

O CEREC® é um sistema CAD/CAM fechado, ou seja, oferece todo o sistema de produção. A vantagem de um sistema aberto é a possibilidade de poder escolher o sistema CAM mais adequado aos propósitos, pois é possível transmitir o arquivo CAD para outro computador (TINSCHERT *et al.*, 2004).



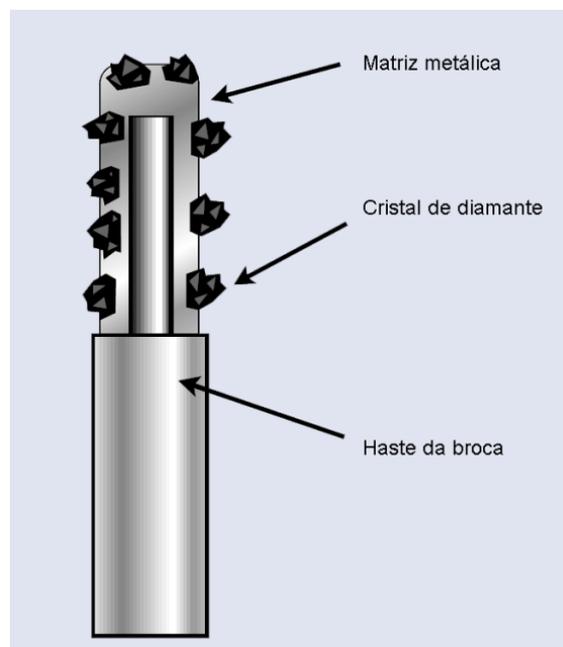
**Figura 3.4** – (a) Ilustração da mesa de trabalho e da tela do software CEREC®; (b) Unidade de usinagem CEREC®. Fonte: SIRONA, 2004.

O sistema permite a produção de vários tipos de restaurações dentárias, como: *onlays*, *inlays*, coroas parciais, facetas e coroas totais, para regiões anteriores e posteriores, numa única sessão (MORMANN, 2004).

### 3.6. Usinabilidade de Materiais Cerâmicos

Processos abrasivos são a escolha natural para usinagem e acabamento de materiais duros (MARINESCU *et al.*, 2006). A usinagem abrasiva utiliza ferramentas diamantadas (Figura 3.5) para o desgaste da superfície (HWANG *et al.*, 1999).

As brocas diamantadas possuem uma ou mais camadas de partículas de diamantes aderidas a uma haste. Esta haste é geralmente fabricada de aço inoxidável, ou outras ligas resistentes. Na parte ativa da broca os cristais de diamantes naturais ou sintéticos são aderidos por eletrodeposição (SIEGEL e VON FRAUNHOFER, 1998).



**Figura 3.5** – Esquema demonstrativo de uma broca diamantada. Adaptado de Siegel e von Fraunhofer (1998).

Materiais cerâmicos são frágeis e, ao contrário dos materiais metálicos, apresentam pouca deformação plástica quando da aplicação de uma carga até sua fratura. Por esta razão espera-se que o mecanismo de usinagem abrasiva de materiais cerâmicos envolva principalmente a fratura frágil. A análise microscópica de superfícies usinadas de alumina policristalina de alta densidade com broca diamantada mostrou regiões que sofreram fratura frágil. No entanto, há evidência de deformação plástica: riscos ao longo da direção de usinagem. Este fenômeno sugeriu que tanto o regime frágil como o regime dútil têm importante papel no processo de usinagem de cerâmicos (BIFANO *et al.*, 1988).

Outro modelo é baseado na suposição de que o material cerâmico é amolecido por altas temperaturas nos pontos de usinagem, portanto se tornando plasticamente deformável. Na realidade, é provável que ocorra simultaneamente os dois regimes de usinagem. A transição é determinada pelo tamanho da camada da zona de deformação plástica causada pelo contato da ferramenta com o material (MARINESCU *et al.*, 2007)

A usinabilidade de um material pode ser facilmente classificada qualitativamente como a facilidade de cortá-lo, porém, quantificar este fenômeno é considerado um desafio (TSITROU *et al.*, 2007).

Os detalhes do processo de remoção de material são determinados pela natureza da partícula abrasiva (forma, força, tamanho, etc.), pelas propriedades mecânicas da cerâmica (dureza, módulo de elasticidade, tenacidade à fratura, etc.), pela magnitude das forças de interação entre a ferramenta e a peça, pela natureza do ambiente (lubrificantes, líquidos refrigerantes, etc) (SONG *et al.*, 2008).

As propriedades mecânicas e microestruturais do material são importantes para determinar sua usinabilidade. Uma alta porcentagem volumétrica de cristal na vitrocerâmica a torna mais usinável e com parâmetros de corte mais próximos ao do esmalte natural (GEGAUFF *et al.*, 1989; JEDYNAKIEWICZ e MARTIN, 2001).

A dureza é um parâmetro importante como um indicador de usinabilidade da cerâmica. Geralmente, quanto menor a dureza, melhor a usinabilidade. O aumento da tenacidade à fratura, que neste caso pode ser atribuída à maior deflexão de trincas, também tem influência positiva (EVANS e MARSHALL, 1981; XU *et al.*, 1996)

Vários parâmetros têm sido sugeridos para a medida da “usinabilidade”, tais como desgaste da ferramenta, rugosidade superficial, força de corte, energia de corte, velocidades de corte etc. Uma abordagem interessante para a quantificação da usinabilidade do material foi proposta inicialmente por Lawn e Marshall (1979). É um simples índice de fragilidade ( $B$ ) que pode ser derivado da dureza ( $H$ ) e da resistência à fratura ( $K_{IC}$ ) do material:

$$B = \frac{H}{K_{IC}}, \quad \text{Eq. (3.1)}$$

onde  $H$  é a dureza (GPa), e  $K_{IC}$  é a tenacidade à fratura do material ( $\text{MPa}\cdot\text{m}^{-1/2}$ ) (BOCCACCINI, 1997)

Uma usinagem eficiente de cerâmicas avançadas requer parâmetros operacionais selecionados para otimizar a taxa de remoção de material, mantendo a integridade da superfície (SONG *et al.*, 2009).

A presença de mica nas vitrocerâmicas confere ao material uma melhor usinabilidade (YIN *et al.*, 2006). Com este intuito, Costa (2009) produziu e caracterizou um material compósito de vidro feldspático com 10 e 20% de mica moscovita. Foi observada a melhoria da estabilidade da mica no compósito, e os valores de tenacidade à fratura do material foram significativamente maiores que as vitrocerâmicas usináveis encontradas no mercado.

Duas abordagens para avaliar a usinabilidade do material são possíveis: por meio dos mecanismos de fratura por indentação e por meio da usinagem. Esta última investiga os mecanismos de usinagem, envolvendo tipicamente as medidas dos parâmetros de corte e observação no microscópio eletrônico da superfície usinada e das lascas provenientes deste processo. (MALKIN e HWANG, 1996).

### 3.6.1. Parâmetros de corte

Cada material requer diferentes parâmetros de corte para sua usinagem, que basicamente são: velocidade de rotação ( $v_s$ ), velocidade de avanço de corte ( $v_w$ ) e profundidade por passada de corte ( $d$ ) (MARINESCU *et al.*, 2007).

Experimentos que induziam abrasão em alumina evidenciaram neste material deformação plástica, trincas laterais e produção de lascas. Para profundidade de corte menor que 1  $\mu\text{m}$ , somente observou-se deformação elástica. Para profundidade de corte de 1 a 3,5  $\mu\text{m}$ , observou-se a deformação plástica e partículas finamente removidas. Em profundidades de corte maiores que 10  $\mu\text{m}$ , trincas laterais se desenvolveram radialmente a partir do plano de usinagem. A profundidades de corte maiores, observou-se produção de lascas e fratura em grande escala (BI *et al.*, 1988).

O acabamento superficial é um indicador de precisão e qualidade do processo de usinagem de uma peça. A rugosidade ideal muitas vezes não é alcançada devido ao aparecimento de defeitos na superfície da peça, que são produzidos principalmente durante o processo de fabricação. A seleção adequada dos parâmetros do processo é extremamente importante, pois são estas condições que determinam a qualidade da superfície e a precisão dimensional da peça usinada (NÚÑEZ *et al.*, 1999; BENARDOS e VOSNIAKOS, 2003)

Puertas Arbizu e Luis Pérez (2003) demonstraram utilizando métodos matemáticos e estatísticos que a rugosidade final do material usinado está relacionada com os parâmetros de usinagem. Os autores concluíram que a profundidades de corte e taxas de avanço constantes, o aumento da velocidade de corte melhora o acabamento superficial final da peça.

A partir da metodologia de superfície de resposta (RSM), Dabnun *et al.* (2005) avaliaram a rugosidade média da superfície ( $R_a$ ) considerando a variação simultânea da velocidade de corte, da profundidade de corte e da velocidade de avanço no processo de usinagem de uma vitrocerâmica usinável (Macor). Baseados em experimentos de usinagem e em modelos matemáticos, deduziram que:

$$R_a = 17,750(V^{-0,03028} f^{0,94372} d^{0,1135}) \quad \text{Eq.(3.2)}$$

onde  $R_a$  é a rugosidade média da superfície ( $\mu\text{m}$ ), enquanto  $V$ ,  $f$  e  $d$  são velocidade de corte ( $\text{m.mim}^{-1}$ ), velocidade de avanço ( $\text{mm.rev}^{-1}$ ) e profundidade de corte (mm), respectivamente. Esta equação indica que a velocidade de avanço é o fator de maior influência na rugosidade final da usinagem, seguido da profundidade de corte e da velocidade de corte.

Em estudo semelhante, Chen *et al.* (2007) também concluíram que, para uma vitrocerâmica de fluoroflogopita, a velocidade de avanço foi o fator de maior influência durante o processo de usinagem.

Na usinagem de uma cerâmica comercial, Vita<sup>®</sup> Mark II (Vita Zahnfabrik, Germany), Song *et al.* (2008) utilizaram: brocas diamantadas de diâmetro 1,3 mm com granulação de 20 a 30  $\mu\text{m}$ ; motor com rotação de 357,3 krpm; taxa de avanço de 12-36  $\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$  e profundidades de corte de 2-20  $\mu\text{m}$ . Melhor acabamento superficial e morfologia foram obtidos com menores profundidades de corte e taxa de avanço, resultando em forças de acabamento menores e alta energia específica.

Para outra vitrocerâmica comercial, a IPS ProCAD<sup>®</sup> (Ivoclar Vivadent), utilizando um motor de alta rotação (da ordem de 300 krpm), observa-se uma profundidade de corte de 10  $\mu\text{m}$  e uma velocidade de avanço aceitável de 15 a 60  $\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$  (SONG *et al.*, 2009).

Quando um material cerâmico é usinado, trincas são introduzidas na sua superfície e logo abaixo desta (HAHN e LÖST, 1991; KELLY *et al.*, 1991; HARVEY e KELLY, 1996; YIN *et al.*, 2006; WATCHMAN *et al.*, 2009). As trincas induzidas pelo processo de usinagem tendem a se propagar pelo corpo do material quando são submetidas a tensões no ambiente bucal, o que pode ser decisivo na fratura destas restaurações. A possibilidade de fratura pode ser minimizada pelo acabamento final da superfície (XU *et al.*, 1998; SONG *et al.*, 2008), pela ligação a um substrato ou pela cimentação adesiva ao dente (JEDYNAKIEWICZ e MARTIN, 2001), pelo tratamento térmico pós-usinagem (DENRY *et al.*, 1999), ou aplicação de vidrados ou *glazer* (CHEN *et al.*, 1999; SU *et al.*, 2008).

Porcelanas de recobrimento geralmente têm baixos coeficientes de expansão térmica e, por esta razão, não são indicadas para o uso com porcelanas reforçadas com leucita para restaurações de cerâmica pura (DENRY *et al.*, 1998).

### **3.6.2. Usinagem em Regime Dútil**

A energia específica de usinagem é dissipada principalmente por escoamento dútil, ou seja, por deformações elásticas e plásticas, mesmo sabendo que a maior parte da remoção do material ocorreu por fratura frágil (MALKIN e HWANG, 1996, HWANG e

MALKIN, 1999; HWANG *et al.*, 1999). O aumento exacerbado da energia específica em profundidades de corte muito pequenas caracteriza um regime de usinagem dútil. Portanto, as energias específicas para acabamento final são significativamente maiores que as de usinagem convencional de cerâmicos e vidros, que são em torno de  $10 \text{ J/mm}^3$  a  $800 \text{ J/mm}^3$  (SONG *et al.*, 2008).

Enquanto a penetração ocorre no material frágil, o deslocamento elástico é seguido pela deformação plástica e fratura. Um fator central na determinação do modo do acabamento (regime dútil *versus* frágil) é a profundidade de penetração ou de corte da ferramenta (SONG *et al.*, 2008).

Materiais frágeis podem ser removidos por regime dútil quando a profundidade de corte da ferramenta for menor que a profundidade de corte crítica ( $d_c$ ), associada ao módulo de elasticidade  $E$ , à dureza  $H$  e à tenacidade à fratura  $K_c$  do material. De acordo com esta abordagem, a profundidade de corte crítica para a Vita<sup>®</sup> Mark II é de  $0,24 \mu\text{m}$  (BIFANO *et al.*, 1991).

A usinagem em regime dútil para cerâmicos evita danos na subestrutura do material. O aspecto negativo da introdução desta usinagem na odontologia será o aumento dos custos devido a menores taxas de usinagens, portanto maior tempo, e o uso de sistemas de usinagem de alta-precisão (YIN *et al.*, 2006).

Uma maneira possível de induzir o regime dútil e também atingir altas taxas de remoção do material é utilizando ferramentas de alta rotação, porém a precisão geométrica pode ficar comprometida (MALKIN e HWANG, 1996).

Uma alternativa para a fabricação de restaurações cerâmicas em formas complexas é a usinagem da cerâmica a verde (GCM = *green ceramic machining*), na qual aglomerados não-sinterizados de pós cerâmicos são usinados por CAD/CAM para dar uma forma superdimensionada compensando a contração volumétrica durante a subsequente sinterização. Os defeitos introduzidos na superfície de um material usinado são amenizados com o tratamento térmico pelo qual a peça é submetida após a usinagem a verde, suprimindo a aplicação de vidrados ou *glazer* após a usinagem por CAD/CAM convencional. Os parâmetros de corte utilizados em uma máquina CNC para tal procedimento são: rotação entre 3000-12000 rpm e avanço de corte  $14 \text{ mm}\cdot\text{seg}^{-1}$  (SU *et al.*, 2008).

### 3.7. Métodos de Caracterização

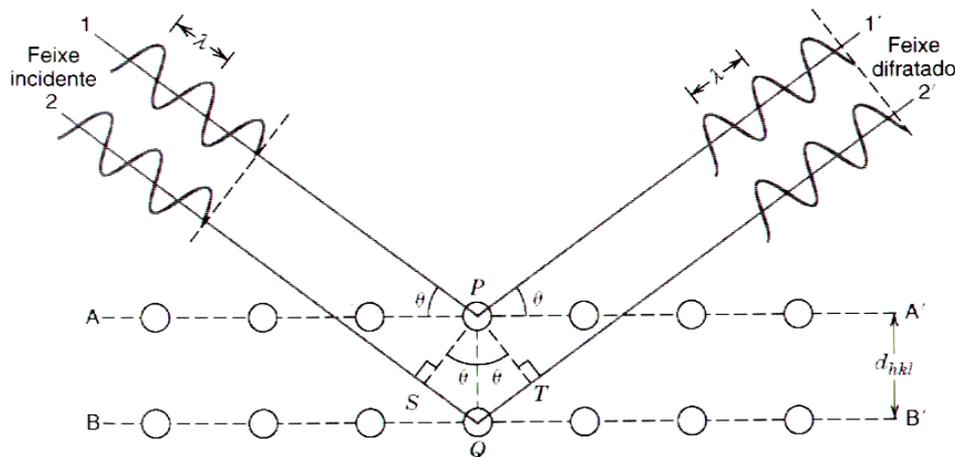
#### 3.7.1. Difratometria de Raios X (DRX)

A difratometria de raios X é usada para determinações da estrutura cristalina e do espaço interplanar. Um feixe de raios X direcionados sobre um material cristalino pode experimentar difração (interferência construtiva) como resultado da sua interação com uma série de planos atômicos paralelos (Figura 3.6), de acordo com a lei de Bragg:

$$\lambda = 2d \sin\theta, \quad \text{Eq. (3.3)}$$

onde  $\lambda$  é o comprimento de onda da radiação,  $d$  é a distância interplanar e  $\theta$  é o ângulo de incidência. O espaçamento interplanar é uma função dos índices de Miller e do(s) parâmetro(s) da rede cristalina, assim como da estrutura cristalina (CALISTER, 2006).

Se a lei de Bragg não for satisfeita, então a interferência será de natureza não-construtiva e irá produzir um feixe de difração com intensidade muito baixa (CALISTER, 2006)



**Figura 3.6** – Difração de raios X por planos de átomos (A-A' e B-B').

Fonte: CALISTER (2006).

Os métodos de raios X de pó estão baseados no fato de que o padrão de difração de raios X é único para cada substância cristalina. Assim, se é encontrada uma concordância exata entre o padrão produzido pela amostra desconhecida e o de uma amostra conhecida,

então a identidade química da amostra desconhecida pode ser atribuída (SKOOG *et al.*, 2002)

### **3.7.2. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)**

A resolução da microscopia óptica (método clássico) é limitada por efeitos de difração à ordem de grandeza do comprimento de onda da luz. Atualmente, informações sobre as superfícies com resolução consideravelmente melhor são obtidas por três técnicas: a microscopia eletrônica, a microscopia de tunelamento e a microscopia de força atômica (SKOOG *et al.*, 2002)

Na microscopia eletrônica de varredura, a superfície de uma amostra a ser examinada é varrida com um feixe de elétrons, e este feixe refletido (ou retroespalhado) é coletado e então mostrado à mesma taxa de varredura sobre um tubo de raios catódicos. A imagem na tela, que pode ser fotografada, representa as características da superfície da amostra (CALISTER, 2006).

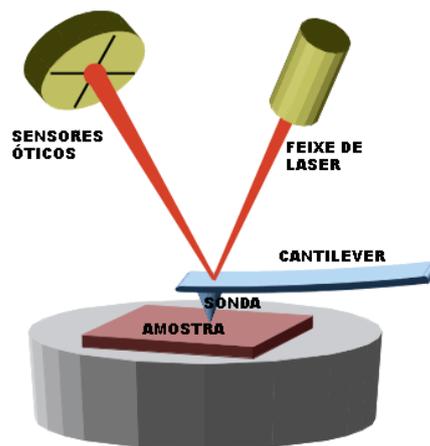
Vários tipos de sinais são produzidos por uma superfície neste processo, incluindo elétrons espalhados, secundários e Auger, fótons de fluorescência de raios X e fótons de várias energias (SKOOG *et al.*, 2002).

### **3.7.3. Microscopia de Força Atômica (AFM)**

O AFM (*atomic force microscope*) é um tipo de microscópio de varredura por sonda. No sistema de microscopia de força atômica uma agulha é localizada na extremidade de uma haste delgada, espelhada e flexível (*cantilever*) sobre a qual é incidido um feixe de laser, e refletido sobre sensores óticos que estabelecem uma posição de referência. O sistema de varredura faz uso de uma base confeccionada em cerâmica piezoelétrica, sobre a qual é posicionada a amostra (Figura 3.7). Por um circuito de realimentação a amostra é movimentada fazendo com que o acompanhamento da agulha desloque o feixe luminoso

gerando linhas correspondentes ao perfil em análise. A sensibilidade deste método permite medir deslocamentos inferiores a 0,1 nm (BERNARDES FILHO *et al.*, 1998).

As forças de interação entre os átomos da sonda e os da superfície são de vários tipos, mas fundamentalmente resumem-se a forças atrativas de van der Waals e forças repulsivas que provêm do princípio de exclusão de Pauli e que agem quando a ponta aproxima-se muito da superfície e começam a se repelir. Esta repulsão eletrostática enfraquece a força atrativa à medida que a distância diminui e acaba anulando-a quando a distância entre átomos é da ordem de alguns ângstroms (da ordem da distância característica de uma união química). Quando as forças se tornam positivas, podemos dizer que os átomos estão em contato e as forças repulsivas acabam por dominar (ZANETTE, 2002).



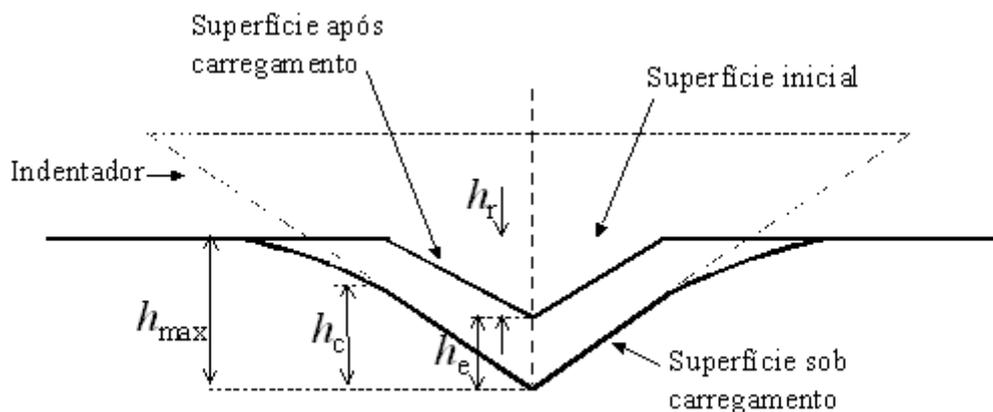
**Figura 3.7** – Esquema representativo de um microscópio de força atômica (AFM).

É comum considerar três modos distintos de funcionamento do AFM: modo de contacto, modo intermitente (*tapping*) e modo de não-contacto. Quando se pretende analisar materiais mais maleáveis e facilmente deformáveis pela ponta, como é o caso de materiais biológicos, polímeros, amostras muito rugosas, utiliza-se muito frequentemente o modo intermitente. Neste caso a ponta oscila a uma dada frequência (da ordem de KHz) com uma grande amplitude e contacta a superfície da amostra ao fim de um ciclo de oscilação. Quando forças de interação ou gradientes de força se estabelecem entre a ponta e amostra a amplitude da oscilação é atenuada (ZANETTE, 2002).

O descritor estatístico mais empregado no conceito de rugosidade é o valor médio dos desvios das alturas dos diferentes pontos da topografia em relação à altura média dos pontos, chamado de  $R_a$ . Juntamente com seu desvio médio quadrático, ou seja, a rugosidade RMS ( $R_q$ ), estes descritores são as duas equações básicas na caracterização da rugosidade de uma superfície (BERNARDES FILHO *et al.*, 1998).

#### 3.7.4. Nanoindentação

Esta técnica consiste em fazer penetrar uma ponta de diamante no material, controlando e registrando a carga e a profundidade de penetração que é feita em escala nanométrica. Como ilustrado na figura 3.8, numa superfície indentada por uma ponta carregada com uma força  $P$ , o indentador tem profundidade de penetração  $h_{max}$ . Nessa profundidade ocorre deformação elástica e plástica, levando à formação de uma impressão, com profundidade de contato,  $h_c$ . Quando a ponta é descarregada, somente a porção elástica do deslocamento  $h_e$  é recuperada (OLIVER e PHARR, 1992)



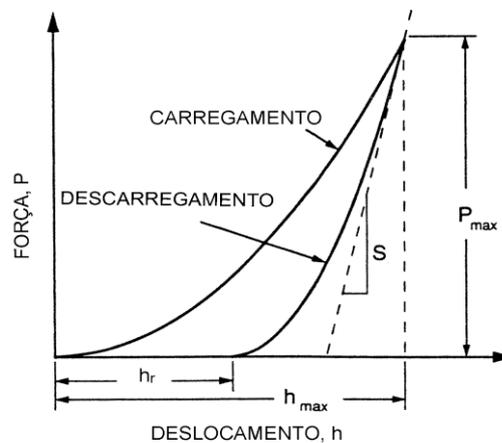
**Figura 3.8** – Desenho esquemático da geometria da superfície da amostra durante a carga máxima e após a retirada do indentador.  $h_c$ - profundidade de contato;  $h_{max}$ - profundidade da superfície em situação de carga máxima;  $h_r$ - profundidade da impressão residual e  $h_e$ - deslocamento elástico durante a descarga

Uma vez conhecida a profundidade de contato  $h_c$  (também conhecida por profundidade plástica) e a geometria da ponta do indentador, determina-se a área projetada  $A$  e a área da indentação quando  $P = P_{max}$  (OLIVER e PHARR, 1992).

Estes dados colocados num diagrama força-deslocamento descrevem curvas denominadas carregamento-descarregamento e servem para caracterizar as amostras (Figura 3.9) (OLIVER e PHARR, 1992).

A técnica de nanoindentação permitiu determinar a dureza  $H$  e o módulo de elasticidade  $E$ . Foi utilizado o método Oliver e Pharr, cuja teoria está bem estabelecida e sugere as vantagens da indentação instrumentada (OLIVER e PHARR, 1992; PETIT *et al.*, 2007).

A carga ( $P$ ) do indentador, a tenacidade de contato ( $S$ ), a profundidade de contato corrigida ( $h_c$ ) e a área de contato projetada ( $A$ ) são os parâmetros necessários para a obtenção do módulo de elasticidade  $E$  e dureza  $H$  dos materiais (PETIT *et al.*, 2007).



**Figura 3.9** – Diagrama de Força *versus* Deslocamento:  $S$  é a tenacidade de contato,  $P_{max}$  é a força máxima aplicada,  $h_{max}$  é a profundidade da superfície em situação de carga máxima;  $h_r$  é a profundidade da impressão residual. Gráfico adaptado de Oliver e Pharr (1992).

A rigidez  $S$  pode ser determinada pela curvatura inicial da curva de descarregamento:

$$S = \left( \frac{dP}{dh} \right) P_{max}, \quad \text{Eq. (3.4)}$$

onde  $P_{max}$  é a força máxima aplicada (MANTE *et al.*, 1999).

A profundidade de contato  $h_c$  é menor que a profundidade de penetração total ( $h$ ) do indentador, e a profundidade corrigida é obtida a partir da seguinte relação:

$$h_c = h - \varepsilon \left( \frac{P}{S} \right), \quad \text{Eq. (3.5)}$$

onde  $\varepsilon$  é a constante geométrica associada à forma do indentador. Para a ponta tipo Berkowich piramidal de três lados  $\varepsilon = 0,75$  (MANTE *et al.*, 1999).

A dureza  $H$  é obtida da relação:

$$H = \frac{P}{A}, \quad \text{Eq. (3.6)}$$

onde a área projetada  $A$  é expressa como uma função da forma:

$$A = 24,5 h_c^2 + \sum_{i=0}^7 C_i h_c \left( \frac{1}{2^i} \right). \quad \text{Eq. (3.7)}$$

Os coeficientes  $C_i$  da Equação 3.7 são determinados teoricamente para cada tipo de ponta de diamante (MANTE *et al.*, 1999).

O módulo de elasticidade do material  $E_s$  pode ser calculado como segue:

$$E_r = \left[ \frac{(1-\nu_s^2)}{E_s} + \frac{(1-\nu_i^2)}{E_i} \right]^{-1}, \quad \text{Eq. (3.8)}$$

onde  $E_i$  e  $\nu_i$  são o módulo de elasticidade e o coeficiente de Poisson para o indentador de diamante ( $i$ ), e  $E_s$  e  $\nu_s$  são os coeficientes do material de ensaio. Como o módulo de elasticidade determinado diretamente da curva força-profundidade de contato é um módulo misto ( $E_r$ ) composto pelo indentador e material testado, esta variável presente na equação 3.8 pode ser calculada pela seguinte fórmula (MANTE *et al.*, 1999):

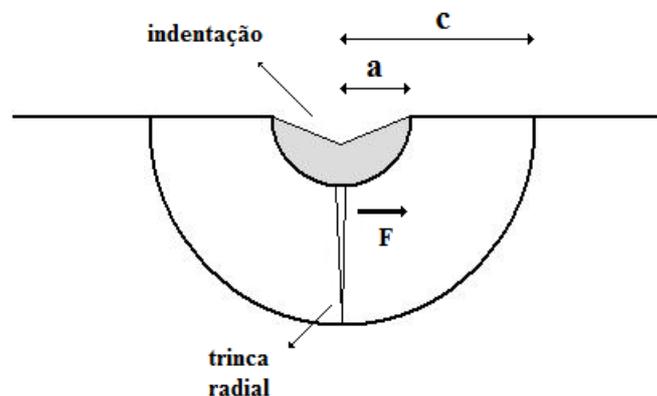
$$S = \frac{2}{\sqrt{\pi}} E_r \sqrt{A}. \quad \text{Eq. (3.9)}$$

### 3.7.5. Tenacidade à Fratura ( $K_{IC}$ ) pelo Método da Indentação

Além de provocar a deformação plástica, a indentação de uma superfície cerâmica também pode induzir a formação de trincas. A relevância destas trincas deve-se ao fato de que seu efeito pode ser usado para calcular a tenacidade à fratura do material (WACHTMAN *et al.*, 2009)

O método da indentação para cálculo de tenacidade à fratura pode ser usado de diversas formas para determinar o fator de intensidade de tensão crítico ( $K_{IC}$ ). Apesar deste método não ser a forma mais confiável de se determinar a tenacidade à fratura do material, implicando em uma margem de erro de até 10% (SCHERRER *et al.*, 1998), este ensaio vem ganhando adeptos pela sua praticidade e facilidade de preparação das amostras (GORMANN *et al.*, 2000; BARSOUM, 2003; CESAR *et al.*, 2008; KONTONASAKI *et al.*, 2008; GONZAGA *et al.*, 2008).

Dentre as técnicas independentes do tamanho da trinca, existem 3 métodos: direto, indireto e modificado. O método direto leva em consideração somente as trincas radiais. Cada uma destas é modelada como uma trinca semicircular de raio  $c$  carregada por forças centrais  $F$  (Figura 3.10). Este tipo de carregamento induz uma tensão na trinca que é proporcional a  $c^{-3/2}$ , e diminui com o aumento da trinca. Para uma trinca pequena inicial,  $K_I$  é maior que  $K_{IC}$  e a tendência é que se igualem quando a trinca para de crescer. Desta forma, o tamanho final da trinca, medido logo depois que o indentador é descarregado, é relacionado com  $K_{IC}$  (WACHTMAN *et al.*, 2009).



**Figura 3.10** – Esquema representativo de uma indentação:  $a$  - impressão do indentador,  $c$  - trincas formadas a partir desta,  $F$  – força atuando na trinca. Adaptado de Wachtman *et al.* (2009).

Anstis *et al.* (1981) foram os primeiros a estudar a tenacidade à fratura de materiais cerâmicos através de técnicas de indentação Vickers. Para calcular o valor de  $K_{IC}$ , os autores concluíram que:

$$K_{IC} = 0,016 \left( \frac{E}{H} \right)^{1/2} \left( \frac{P}{c^{3/2}} \right), \quad \text{Eq. (3.10)}$$

onde  $E$  é o módulo de elasticidade (GPa),  $H$  é a dureza Vickers (GPa),  $P$  é a carga de indentação (N) e  $c$  média das medidas das trincas radiais (m).

## 4. MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1. Produção de Frita de Vidro Feldspático

#### 4.1.1. Composição da Frita

O presente estudo baseou-se no processamento de uma vitrocerâmica feldspática reforçada com leucita a partir de matéria prima nacional, cujo principal componente é o feldspato da Mineração Armil (Tabela 4.1), proveniente da região Borborema-Seridó (RN/PB). A este feldspato foram adicionadas quantidades apropriadas de óxido de alumínio ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), carbonato de sódio ( $\text{Na}_2\text{CO}_3$ ), carbonato de potássio ( $\text{K}_2\text{CO}_3$ ), bórax ( $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$ ) e óxido de cério ( $\text{CeO}_2$ ) (Tabela 4.2) para reproduzir a composição 4 da patente US 6,342,302 B1 (Tabela 4.3).

Dentre as composições estudadas por Barbato (2007), foi escolhida para este trabalho a composição que fundisse a uma temperatura relativamente baixa ( $1200\text{ }^\circ\text{C}$  por 3 h) e possuísse menor tamanho de cristal de leucita nas pastilhas sinterizadas.

**Tabela 4.1** – Composição química (% em peso) do feldspato Armil.

Feldspato Armil	$\text{SiO}_2$	$\text{Al}_2\text{O}_3$	$\text{Na}_2\text{O}$	$\text{K}_2\text{O}$	$\text{Fe}_2\text{O}_3$
% em peso	66	20	5,9	5,5	0,07

**Tabela 4.2** - Quantidade de matéria-prima (% em peso) utilizada na produção de frita.

Matéria prima	Feldspato	$\text{Al}_2\text{O}_3$	$\text{Na}_2\text{CO}_3$	$\text{K}_2\text{CO}_3$	Bórax	$\text{CeO}_2$
% em peso	77,71	2,65	7,80	8,70	2,50	0,65

**Tabela 4.3** – Composição 4 da patente US 6,342,302 B1.

	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	K <sub>2</sub> O	Na <sub>2</sub> O	B <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	CeO <sub>2</sub>
<b>% em peso</b>	56,5	20	11,2	10,5	1,0	0,1	0,7

(STEIDL *et al.*, 2002).

#### 4.1.2. Fusão da Batelada

Cada batelada de 20 gramas da matéria-prima foi homogeneizada e cominuída em moinho de bolas por 24 h. Em seguida, o pó foi vertido em cadinho refratário de alumina e levado a um forno do tipo mufla AN1509 (ANALÓGICA) (Figura 4.1a) a 1200 °C por 3 h, com taxa de aquecimento de 10 °C.min<sup>-1</sup>. Após a fusão do seu conteúdo, o cadinho foi mergulhado em balde com gelo e água destilada, ocorrendo a vitrificação do material (Figura 4.1b).

**(a)****(b)**

**Figura 4.1** – (a) Forno do tipo mufla Analógica. (b) Cadinho a 1200 °C mergulhado em balde com gelo e água destilada.

A frita resultante deste processo foi cominuída em um moinho almofariz/pistilo MA 590 (Marconi) até atingir granulometria inferior a 45 µm, alternando-se moagem e peneiramento com peneira de aço inox de 325 malhas (Tyler).

#### 4.2.Sinterização a Vácuo das Pastilhas Vitrocerâmicas

Para a confecção das pastilhas ceramizadas, 2 gramas de frita moída foram prensadas uniaxialmente em matriz cilíndrica de aço inox de 12 mm de diâmetro (Figura 4.2). Utilizou-se uma prensa hidráulica uniaxial P10 ST (Bovenau) aplicando 86,7 MPa (1 Ton) durante 2 segundos.



**Figura 4.2** – Matriz cilíndrica de aço inox de 12 mm de diâmetro.

O estudo da cinética da cristalização de cristais de leucita na matriz vítrea feldspática efetuado por Fonseca (2010) mostrou que a temperatura de nucleação de cristais de leucita nas partículas da frita na presente pesquisa está ao redor de 250 °C, considerando taxa de aquecimento de 10 °C.m<sup>-1</sup> e patamar de 30 min. Desta forma, para aumentar a taxa de nucleação de cristais no processo de ceramização a vácuo, foram testadas duas metodologias para verificar a diferença entre a porcentagem volumétrica e tamanho dos cristais.

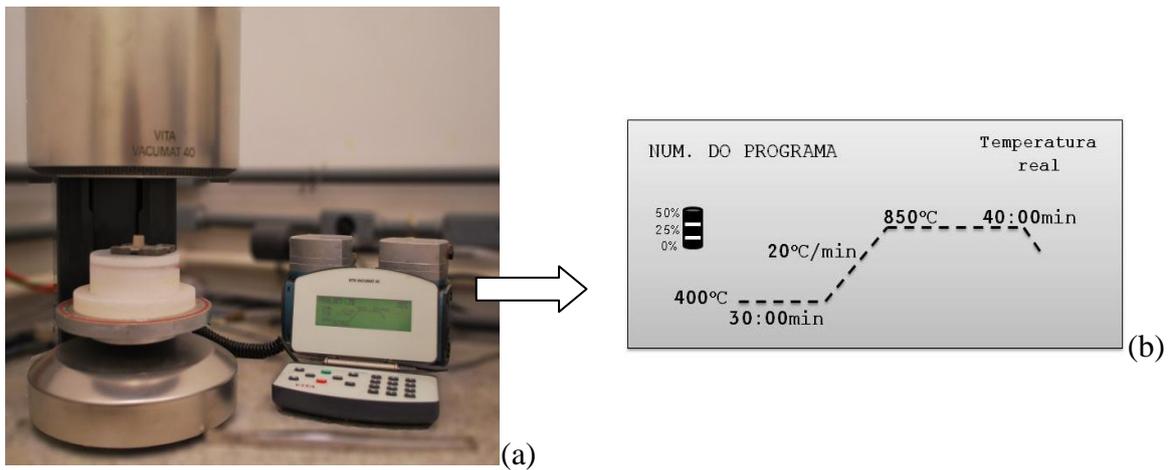
Os blocos de frita prensada foram submetidos a duas metodologias, a saber:

(1) FU1 - Ao forno VACUMAT 40 (Vita), mostrado na figura 4.3a, 22 pastilhas foram ceramizadas iniciando com patamar de 30 min a 400 °C e, em seguida, alcança a temperatura de 850 °C com taxa de aquecimento de 20 °C.min<sup>-1</sup>, onde permanece em patamar de 40 min, sob vácuo iniciado a 400 °C, conforme ilustra o diagrama de queima mostrado na figura 4.3b.

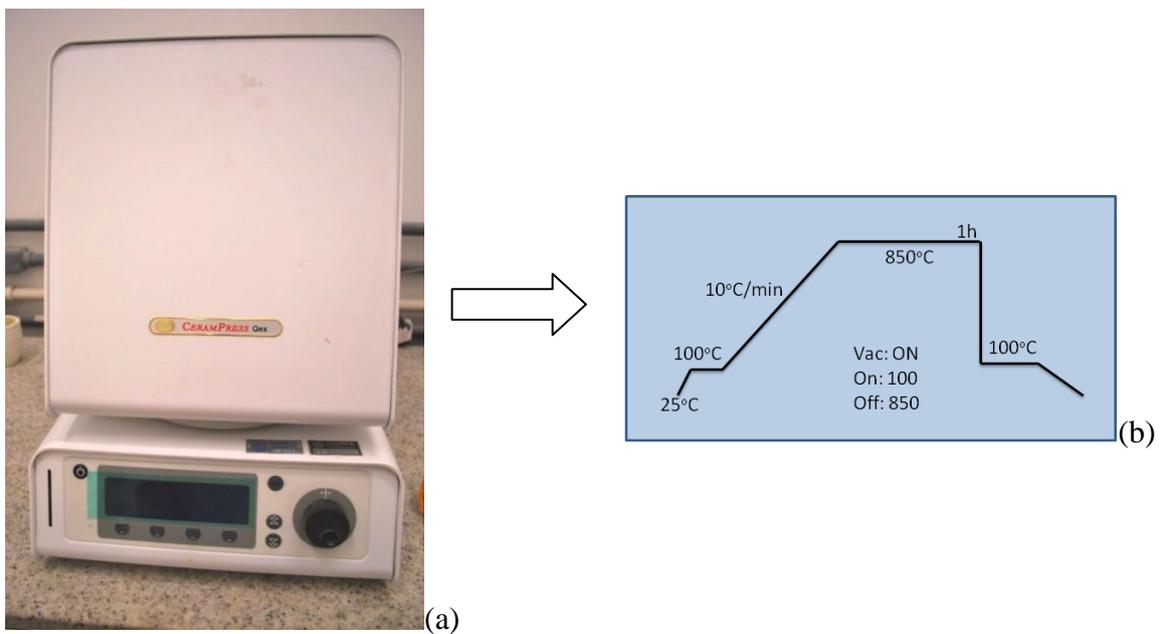
(2) FU2 - Ao forno CeramPress™ Qex (Ney), mostrado na figura 4.4a, com taxa de aquecimento de 10 °C.min<sup>-1</sup>, 22 pastilhas foram ceramizadas a 850 °C durante

1 h, sob vácuo iniciando a partir de 100 °C , conforme ilustra o diagrama de queima mostrado na figura 4.4b.

As pastilhas dos respectivos grupos foram chamadas de FU1S e FU2S (Figura 4.5).



**Figura 4.3** – (a) Forno VACUMAT 40 (Vita); (b) Diagrama de queima FU1S.



**Figura 4.4** – (a) Forno CeramPress™ Qex (Ney); (b) Diagrama de queima FU2S.

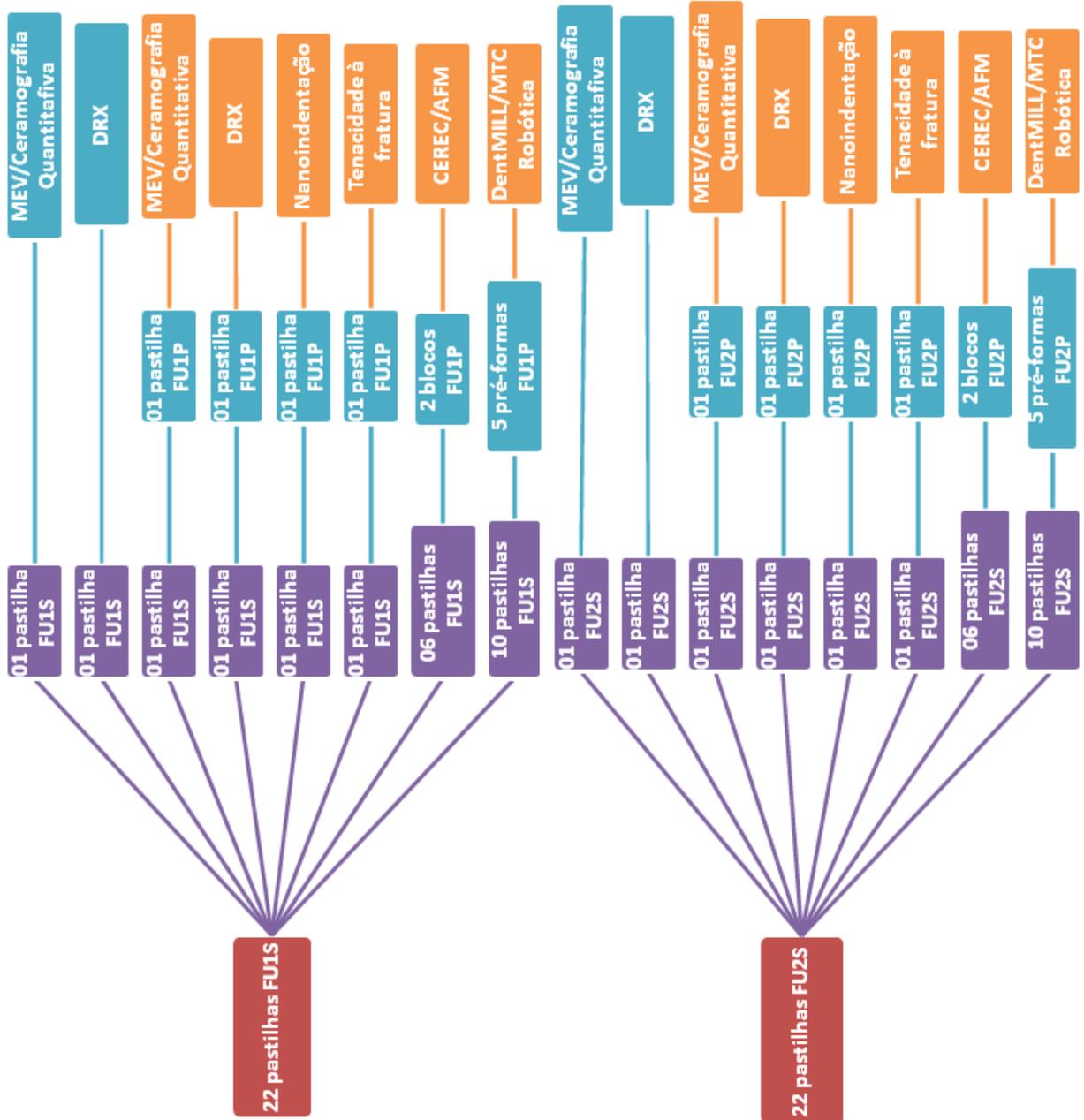


Figura 4.5 – Planilha de processamento cerâmico e caracterização das amostras.

### 4.3. Moldagem por Injeção a Quente sob Pressão

#### 4.3.1. Modelos em Cera

Foram confeccionados 4 modelos de blocos para usinagem no sistema CEREC® (Item 4.4.1) e 10 modelos de pré-formas para teste de usinagem no sistema DentMILL/MTC Robótica (Item 4.4.2).

O primeiro modelo da pré-forma a ser reproduzida foi confeccionado primeiramente em vitrocerâmica por prensagem a quente, e usinagem manual por motor de alta rotação (KaVo) e brocas diamantadas (KG Sorensen®) para se obter a forma final. O preparo do modelo da pré-forma teve como objetivo o formato de uma peça com dimensões aproximadas a da peça final de usinagem, para que a etapa do desbaste fosse reduzida ao máximo.

O modelo usinado foi incluído em silicone de adição Elite Double 8 (Zhermack®), preparada na proporção de 1:1 conforme a especificação do fabricante, resultando no molde para a moldagem do modelo em cera da pré-forma. Da mesma forma foi confeccionado o molde para modelagem do bloco comercial Vitablocs® Mark II para CEREC®, do tamanho I12 (10x12x15mm), ilustrado na figura 4.6.



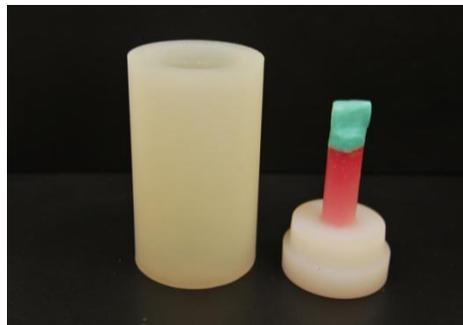
**Figura 4.6** - Bloco comercial Vitablocs® Mark II para CEREC®, do tamanho I12 (10x12x15mm).

Em seguida, usando os moldes supracitados foram reproduzidos os modelos em cera, usando cera para enceramento GEO classic (Renfert®), para manufatura dos moldes refratários utilizados na moldagem por injeção sob pressão a quente.

#### 4.3.2. Método da Cera Perdida

Os modelos em cera foram embutidos em revestimento refratário Belgo<sup>®</sup>, utilizando a proporção 30 gramas de pó, 2,7 gramas de água destilada e 2,7 gramas de líquido Belgo<sup>®</sup>, como indicado pelo fabricante. A mistura formada foi homogeneizada manualmente por 15 seg e no espatulador a vácuo por 20 seg. Em seguida, foi depositada no conjunto de embutimento (anel estabilizador, base de *sprue* e anel nivelador), já com o modelo em cera devidamente posicionado (Figura 4.7). Este conjunto foi deixado em repouso por 30 min para que ocorresse a cura do material, ao que seguiu a desmoldagem do refratário.

O êmbolo de alumina utilizado na prensagem e o revestimento refratário foram encaminhados ao forno do tipo mufla EDG3P-S/3000 (EDG Equipamentos). Com uma taxa de aquecimento de 20 °C.min<sup>-1</sup>, o forno atingiu a temperatura de 850 °C na qual permaneceu por um período de 45 min, e desta forma ocorreu a eliminação da cera e o pré-aquecimento do êmbolo.



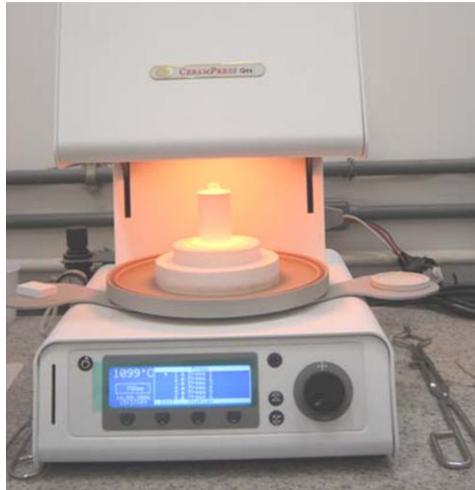
**Figura 4.7**– Conjunto de embutimento com modelo em cera (na cor verde) devidamente posicionado.

#### 4.3.3. Moldagem por Injeção a Quente sob Pressão

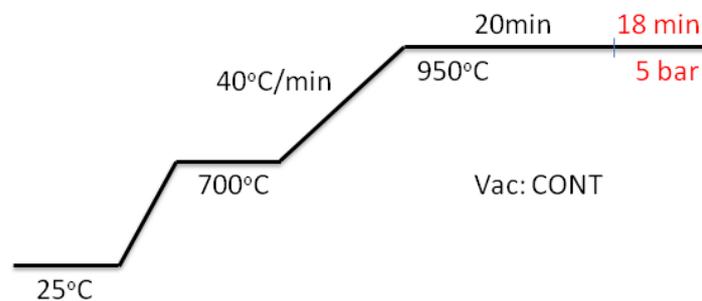
O conjunto composto pelo revestimento refratário, êmbolo de alumina e pelas pastilhas de fritas ceramizadas foi encaminhado ao forno CeramPress<sup>TM</sup> Qex (Ney), conforme ilustrado na figura 4.8. Com temperatura inicial de 700 °C, o forno seguiu rampa de aquecimento de 40 °C.mim<sup>-1</sup> até patamar de 950 °C, no qual permaneceu por 20 min.

Após este ciclo, a prensagem ocorreu a 950 °C por 18 min, com pressão de 5 bar (Figura 4.9).

Após o processo de prensagem a quente, o revestimento e o êmbolo de alumina foram retirados do forno e resfriados em temperatura ambiente. A remoção do revestimento foi realizada por jateamento de micro-esferas de alumina (100 µm), com pressões de 6 e 2 bar, no revestimento e próximo à peça vitrocerâmica, respectivamente.



**Figura 4.8** – Refratário e êmbolo de alumina posicionado no Forno CeramPress™ Qex (Ney).



**Figura 4.9** – Diagrama de prensagem a quente no forno CeramPress™ Qex (Ney).

## 4.4. Usinagem CAD/CAM

### 4.4.1. Usinagem no Sistema CEREC® InLab

Com o auxílio do software CEREC® 2.20 R1510 (*Sirona Dental Systems GmbH, Bensheim, Alemanha*) foi gerado um arquivo de imagem 3D no formato da coroa a ser usinada. Finalizado o projeto no *software* e definida a dimensão da restauração final, o sistema envia os dados para a unidade de usinagem CEREC® por meio de ondas de rádio.

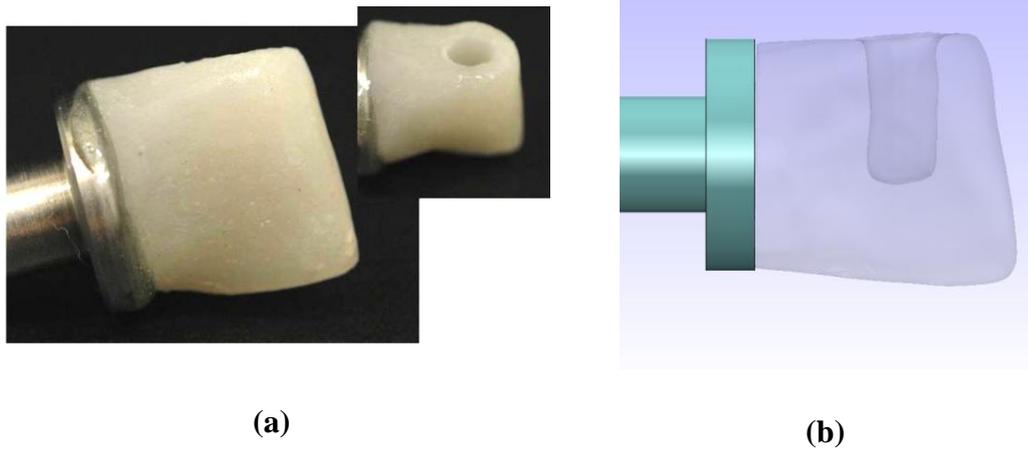
Foram usinadas 4 coroas, a partir de 4 blocos moldados por injeção a quente (FU1P e FU2P) e, para fins comparativos, 1 coroa a partir de um bloco Vitablocs® Mark II. Este trabalho foi realizado na Odontoclínica do Exército Brasileiro, na cidade do Rio de Janeiro.

### 4.4.2. Usinagem no Sistema Experimental: DentMILL/MTC Robótica

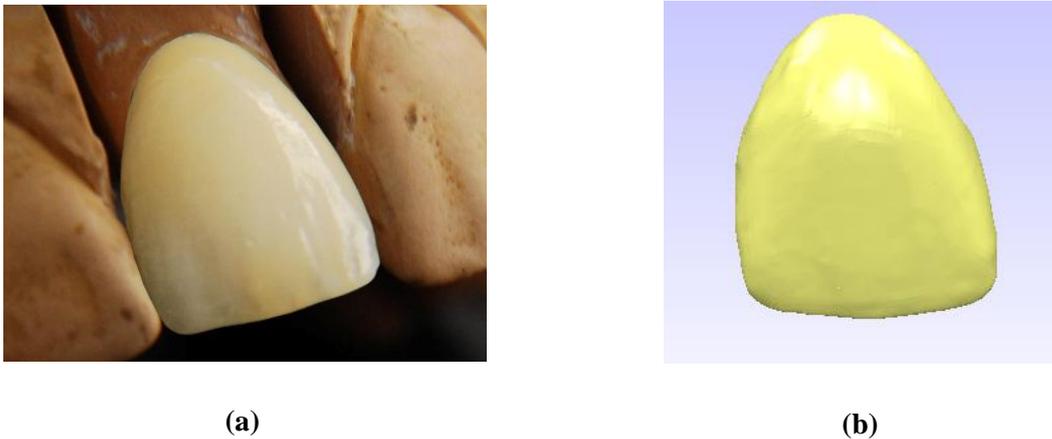
#### 4.4.2.1. Scanner 3D Spatium FMM

O Spatium FMM 3D *Scanner* é um digitalizador 3D óptico de alta resolução, baseado na tecnologia de projeção de luz estruturada desenvolvida pela Spatium Tecnologia 3D Ltda. Um projetor de padrões, combinado a câmeras de alta resolução, é capaz de digitalizar com precisão qualquer geometria. Este scanner pode ser facilmente adaptável a diversas aplicações como engenharia reversa, inspeção de qualidade, análises computacionais (CAE – *computer aided engineering* - e CAD) e arquivamento digital de objetos (SPATIUM TECNOLOGIA 3D, 2008).

Os desenhos CAD da pré-forma moldada por injeção a quente sob pressão (Figuras 4.10a e 4.10b) e da peça ativa de usinagem (Figuras 4.11a e 4.11b) foram adquiridos a partir do Scanner 3D da Spatium. O *software* Spatium FORMA 4.0 auxiliou na aquisição da nuvem de pontos e exportou um arquivo de saída (*output*) \*.GPD, que foi o arquivo de entrada (*input*). para o *software* Geomagic® Studio. Neste programa foi realizado o processamento das imagens e posterior conversão dos dados adquiridos em um novo arquivo de saída \*.STL, também no formato de nuvem de pontos.



**Figura 4.10** – (a) Pré-forma moldada por injeção a quente sob pressão; (b) Desenho 3D em formato de nuvem de pontos (\*.STL) da pré-forma.



**Figura 4.11** – (a) Coroa de dente anterior. (b) Desenho 3D em formato de nuvem de pontos (\*.STL) da coroa anterior.

#### 4.4.2.2. Software DentMILL

O DentMILL é um *software* CAM desenvolvido pela SEACAM, que tem uma interface gráfica auto-explicativa e de fácil uso, direcionada para utilização por dentistas e técnicos de laboratório dental.

Os arquivos de saída do Geomagic® Studio (\*.STL) foram importados pelo DentMILL como arquivos de entrada. Em seguida, foi delineado o projeto (\*.DMPROJ) a ser usinado e o programa calculou os percursos da ferramenta, ou percursos de usinagem

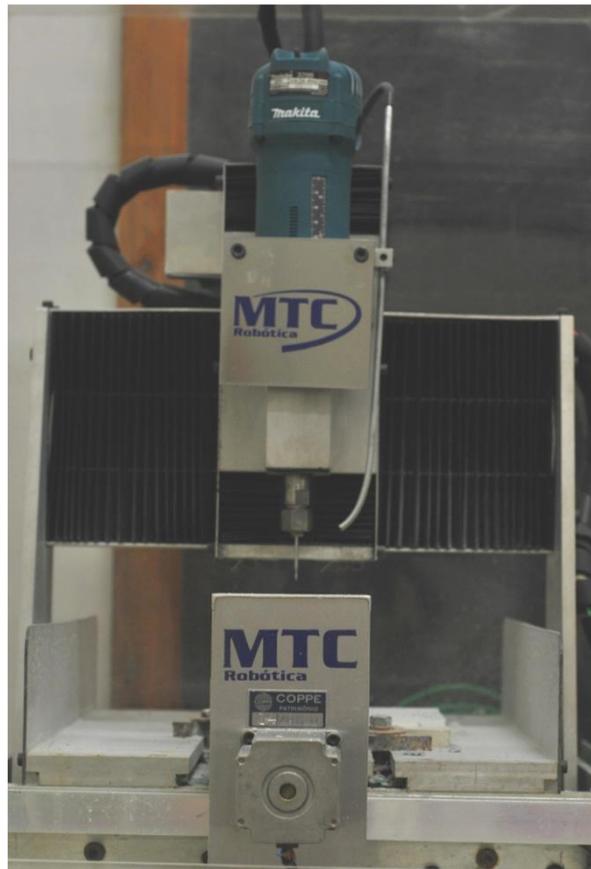
(\**TAP*), a serem lidos pela máquina CNC, ou seja, o programa NC (*output* do DentMILL). Para do cálculo do programa, as informações das características da ferramenta e dos parâmetros de corte são introduzidas no *software* por outro *input* chamado *template* (\*.MAC).

A SEACAM adéqua a linguagem do programa NC às necessidades do cliente. Neste caso, foi utilizada a linguagem G (G-code/ISO) por ser a linguagem de programação adequada para o comando MACH, utilizado pela máquina MTC Robótica.

#### **4.4.2.3. Fresadora CNC (MTC Robótica)**

A fresadora MTC Robótica é uma máquina CNC de usinagem vertical de 4 eixos (X, Y, Z e A) e dimensões 240 mm x 270 mm x 150 mm (Figura 4.12). Sua precisão é de 0,02 mm, motor de corte AC de 530 W a 1800 W – 30.000 rpm ajustável, e motor de passo de 784 N (80 kgf) por eixo ou mais.

As pré-formas foram coladas a um suporte metálico com cola epóxi (Araldite<sup>®</sup> Hobby – Brascola) (Figura 4.12). Este conjunto é encaixado nas garras do eixo A de usinagem, enquanto a broca diamantada esférica (PM7, KG Sorensen<sup>®</sup>) de 3 mm de diâmetro é fixada no eixo Z de usinagem.



**Figura 4.12** – Fresadora CNC de 4 eixos da MTC Robótica.



**Figura 4.13** – Pré-forma moldada por injeção a quente colada ao suporte metálico.

## 4.5. Técnicas de Caracterização

### 4.5.1. Análise de Difração de Raios X (DRX)

Foi utilizado o Difratorômetro de Raios X modelo XRD-6000 da Shimadzu, radiação  $\text{CuK}\alpha = 1,54178 \text{ \AA}$ , com contagem de passo de  $2\theta = 1^\circ$  por segundo e coletado de  $5$  a  $80^\circ 2\theta$ .

O banco de dados PCPDFWin foi utilizado a fim de analisar os difratogramas obtidos.

### 4.5.2. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A microscopia eletrônica de varredura foi realizada em amostras sinterizadas e prensadas a quente para verificar o tamanho, a morfologia e quantidade de cristais na sua microestrutura. As amostras analisadas foram :

- a) Amostra sinterizada do grupo FU1 (FU1S);
- b) Amostra sinterizada do grupo FU2 (FU2S);
- c) Amostra moldada por injeção a quente derivada das pastilhas FU1S (FU1P);
- d) Amostra moldada por injeção a quente derivada das pastilhas FU2S (FU2P).

As amostras foram polidas em lixas d'água com granulometria de 100, 200, 400, 600 e 1200, e em disco de feltro com pasta de alumina de 1 e 2  $\mu\text{m}$ .

Com a finalidade de observar a microestrutura do material, foi necessário o ataque químico da superfície com ácido fluorídrico (HF) a 2% durante 15 segundos (CESAR *et al.*, 2005). Desta forma, os cristais foram expostos na superfície analisada das amostras. Posteriormente estas foram metalizadas com ouro e ligadas ao suporte com cola prata.

Foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura Zeiss DSM 940 dotado de um detector EDX Link e um sistema automático de análise de imagens Kontron (LABMIC/PEMM/COPPE/UFRJ). A voltagem utilizada foi de 20 kV, modo elétron secundário e modo de alto vácuo.

### 4.5.3. Ceramografia Quantitativa

Foi realizada a ceramografia quantitativa das 4 amostras supracitadas (Item 4.5.2), a partir de 3 micrografias (superior, centro e inferior) de cada. O tamanho médio do cristal e a porcentagem volumétrica da fase cristalina foi medida utilizando o programa de análise de imagem *Image J* 1.42q (NIH, 2009). Considerando a relação estereológica, determinouse que a fração de área de cristais medida em secção planar é igual a sua fração volumétrica (KURZYDLOWSKI & RALPH, 1995).

A partir dos dados obtidos foi realizada uma Análise de Variância simples (ANOVA) para tamanho médio de grão e porcentagem volumétrica das amostras de forma independente.

### 4.5.4. Ensaios de Nanoindentação

A técnica de nanoindentação permitiu determinar a dureza  $H$  e o módulo de elasticidade  $E$  das pastilhas injetadas a quente FU1P e FU2P.

As amostras foram retificadas em lixas d'água com granulometria de 100, 200, 400, 600 e 1200, e polidas em disco de feltro com pasta de alumina de 1 e 2  $\mu\text{m}$ , e posteriormente metalizadas com ouro para facilitar a visualização no microscópio do equipamento.

O equipamento usado foi o Nano G200, Nano Instruments MTS (PEMM/COPPE/UFRJ). Para cada amostra foram realizadas 25 indentações, em matriz de ensaio 5x5 (25  $\mu\text{m}$ ). A ponta utilizada foi do tipo Berkovich XP que possui forma piramidal de três lados e a mesma razão entre profundidade e área projetada que o indentador Vickers. A força máxima aplicada foi de 500 mN em todos os ensaios. O coeficiente de Poisson foi igual a 0,30 e a sílica foi o material de referência.

#### 4.5.5. Ensaio de Tenacidade à Fratura ( $K_{IC}$ ) pelo Método da Indentação

Para estes ensaios foi utilizado um microdurômetro Leitz Durimet 2 com carga de 19,6 N (2 kgf) por 30 seg, executando de 5 a 10 indentações em cada pastilha FU1P e FU2P (ANSTIS *et al.*, 1981). Foi seguido o protocolo utilizado por Costa (2009) a termos de comparação.

Os critérios de seleção das indentações foram: (a) presença de somente 4 trincas emanando das extremidades da indentação; (b) não ocorrer lascas ou ramificações (SCHERRER *et al.*, 1998)

Uma câmera fotográfica digital (Coolpix-950,Nikon) foi acoplada à ocular do microdurômetro, obtendo-se o registro fotográfico das indentações logo após a retirada do indentador. A partir destas imagens, foram medidos os valores de  $c$  para efetuar o cálculo da tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ), baseando-se na equação 3.10 desenvolvida por Anstis *et al.* (1981). A razão  $E/H$  foi obtida a partir do ensaio de nanoindentação (Item 4.5.4).

A partir dos dados obtidos foi realizada uma Análise de Variância simples comparando o valor médio de  $K_{IC}$  das amostras.

#### 4.5.6. Parâmetros de Usinagem

Segundo Bifano *et al.* (1991), a profundidade de corte crítica, ou seja, profundidade de corte abaixo da qual um material é usinado em regime dútil, pode ser calculada pela seguinte equação:

$$d_c = 0,15 \left(\frac{E}{H}\right) \left(\frac{K_c}{H}\right)^2, \quad \text{Eq. (4.1)}$$

onde  $E$  é o módulo de elasticidade,  $H$  é a dureza e  $K_c$  é a tenacidade à fratura do material (NGOI e SREEJITH, 2000; SONG *et al.*, 2008).

Os parâmetros de usinagem foram escolhidos para o teste da máquina MTC Robótica com o material experimental baseando-se inicialmente nos dados da literatura para

usinagem de vitrocerâmicas comerciais semelhantes (SONG *et al.*, 2008; SONG *et al.*, 2009).

O *template* utilizado no cálculo do percurso de usinagem (programa NC) baseou-se nos dados:

(a) geometria da ferramenta, ou seja, formato da parte ativa (esférica) e diâmetro da parte ativa (3 mm) e tamanho da haste;

(b) valores dos parâmetros de usinagem (Tabela 4.4).

**Tabela 4.4** – Valores dos parâmetros de corte do *template* do DentMILL.

Velocidade de corte (rpm)	Velocidade de Avanço (mm.min <sup>-1</sup> )	Profundidade de Corte (µm)
30.000	15	1

#### 4.5.7. Microscopia de Força Atômica (AFM)

O equipamento usado foi um microscópio JPK *Instruments*<sup>®</sup> (PEMM/COPPE/UFRJ). As imagens foram obtidas em temperatura e ar ambientes, com uma varredura em regiões de 10x10 µm<sup>2</sup>. Foi utilizado o modo intermitente com pontas (*cantilevers*) de sílica recoberta por alumina na sua parte superior. A frequência de ressonância da ponta foi 57,209 kHz, e a constante elástica de 2,8 N.m<sup>-1</sup>.

Foram analisadas 2 amostras de cada grupo experimental (FU1P e FU2P), e uma amostra de Vitablocs<sup>®</sup> Mark II. Em cada amostra foram efetuadas 5 varreduras em regiões distintas.

O tratamento das imagens e obtenção dos perfis foi realizado com o aplicativo *SPM Image Processing 3.2.5* (JPK *Instruments*<sup>®</sup>). Inicialmente foi subtraído um ajuste polinomial de grau 2 para cada perfil de linha da figura 2D independentemente, e em seguida foram calculados através do histograma os valores de rugosidade média  $R_a$  e de rugosidade média quadrática  $R_q$  (RMS).

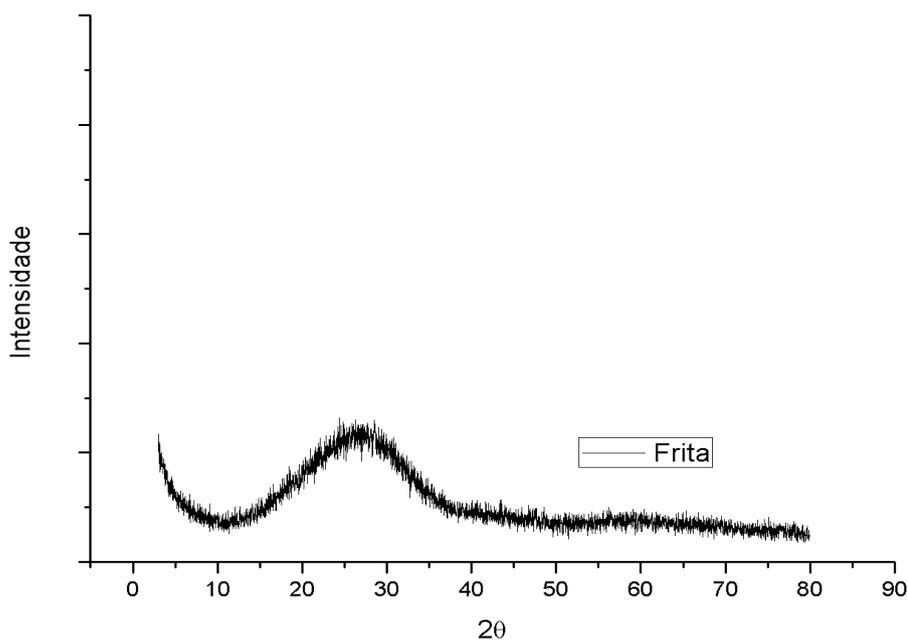
Foi realizada uma Análise Variância simples entre os grupos FU1P, FU2P e Vitablocs<sup>®</sup> Mark II considerando a rugosidade média ( $R_a$ ) como variável.

## 5. RESULTADOS

### 5.1. Difração de Raios X (DRX)

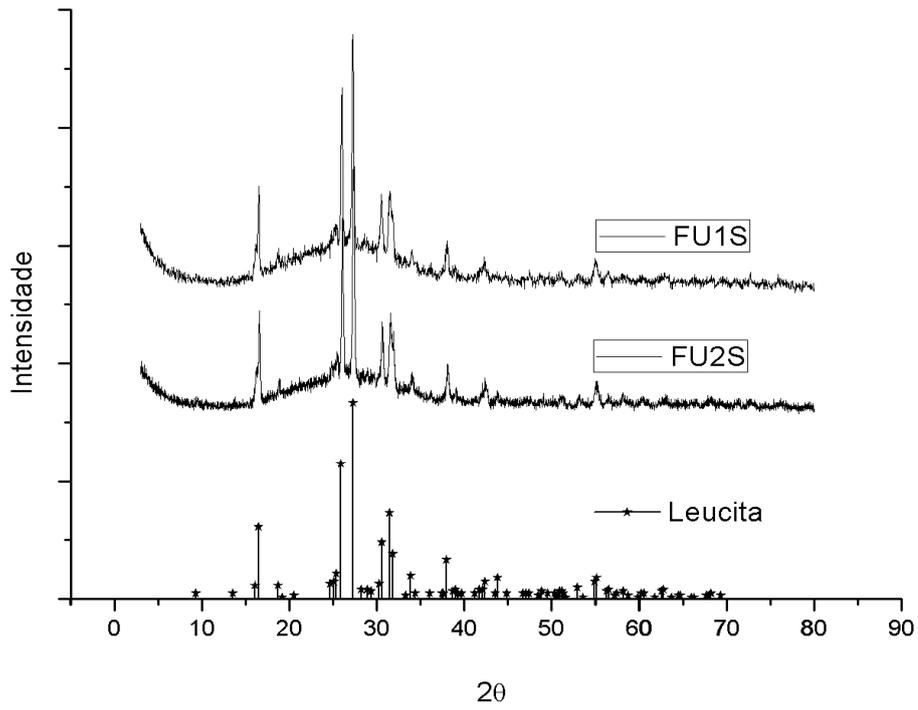
Foram realizadas as análises dos pós obtidos a partir de todas as fases do processamento do material utilizado. A difração de raios X foi realizada para confirmar se a frita apresentava-se completamente amorfa, e se as pastilhas sinterizadas e prensadas a quente apresentavam a leucita como única fase cristalina.

A partir da análise por difração de raios X (Figura 5.1) da frita preparada, observou-se a presença de um halo amorfo centrado entre 15 e 35 graus  $2\theta$ , caracterizando um material não-cristalino, evidenciando a completa fusão do vidro.

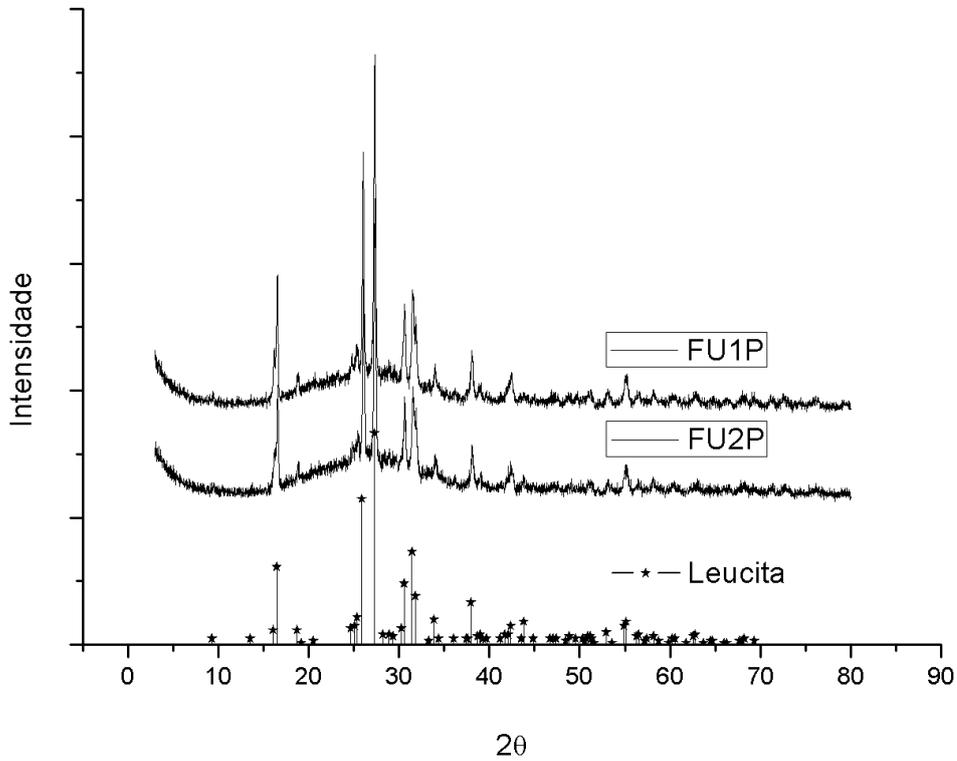


**Figura 5.1** – Difratograma de raios X da frita.

Nas figuras 5.2 e 5.3 encontram-se os difratogramas de raios X das pastilhas sinterizadas (FU1S e FU2S) e moldadas por injeção a quente (FU1P e FU2P), respectivamente, apresentando em ambos os casos os picos mais intensos coincidentes com a ficha cristalográfica da leucita tetragonal (n<sup>o</sup> 38-1423 PCPDFWin).



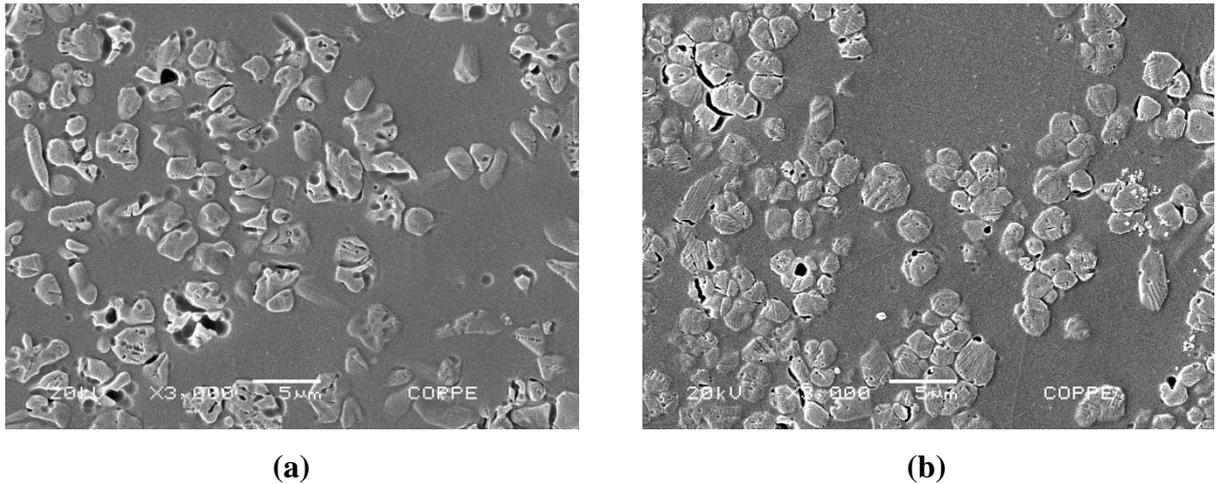
**Figura 5.2** – Difratoograma de raios X do pó das pastilhas FU1S e FU2S.



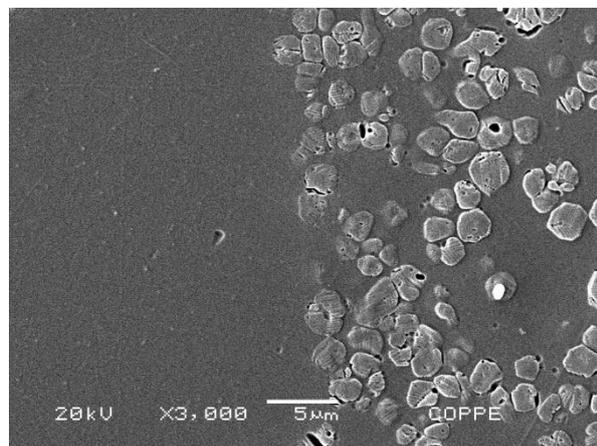
**Figura 5.3** – Difratoograma de raios X do pó das pastilhas FU1P e FU2P.

## 5.2. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

As análises do MEV das pastilhas FU1S e FU2S, ilustradas respectivamente pelas figuras 5.4a e 5.4b, indicam a presença de cristais com morfologia esferoidal em meio a uma matriz vítrea, a presença de poros e algumas microtrincas ao redor dos cristais.



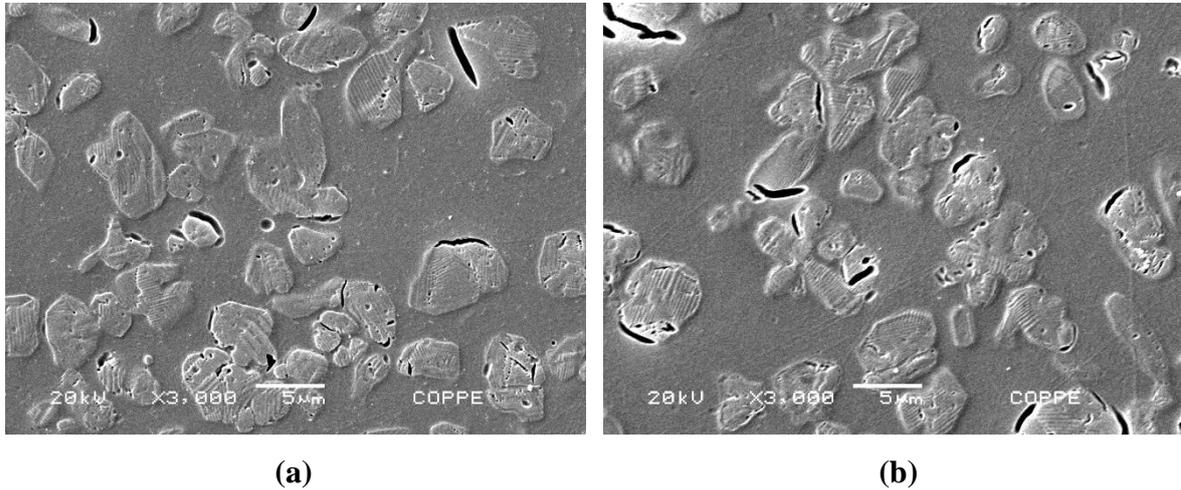
**Figura 5.4** – Micrografias eletrônicas de varredura das pastilhas FU1S (a) e FU2S (b).



**Figura 5.5**- Micrografia eletrônica de varredura da pastilha FU1S.

A figura 5.5 mostra uma micrografia eletrônica de varredura da pastilha sinterizada FU1S que sugere a não homogeneidade dos cristais na matriz vítrea.

As figuras 5.6a e 5.6b apresentam as micrografias eletrônicas de varredura das pastilhas FU1P e FU2P indicando a presença de cristais esferoidais distribuídos homogeneamente pela matriz vítrea, e de microtrincas ao redor dos cristais. As imagens também sugerem a presença do fenômeno de maclagem nos cristais de leucita.



**Figura 5.6** – Micrografias eletrônicas de varredura das pastilhas FU1P (a) e FU2P (b).

### 5.3. Ceramografia Quantitativa

O tamanho médio de cristal de cada amostra e sua respectiva porcentagem volumétrica foi calculado a partir da análise das imagens de micrografia eletrônica de varredura das mesmas. As tabelas 5.1 e 5.2 reúnem estes dados.

A Análise de Variância simples (ANOVA) entre os 4 grupos (FU1S, FU2S, FU1P e FU2P) foi realizada considerando o tamanho médio do cristal e a fração volumétrica, variando de forma independente. Ao nível significância de 5% ( $P \leq 0,05$ ), nenhuma variável foi estatisticamente significativa, com valores de  $P=0,44$  para tamanho médio de cristal, e  $P=0,15$  para fração volumétrica.

**Tabela 5.1** – Tamanho médio dos cristais de leucita ( $\mu\text{m}$ ) e desvios-padrão.

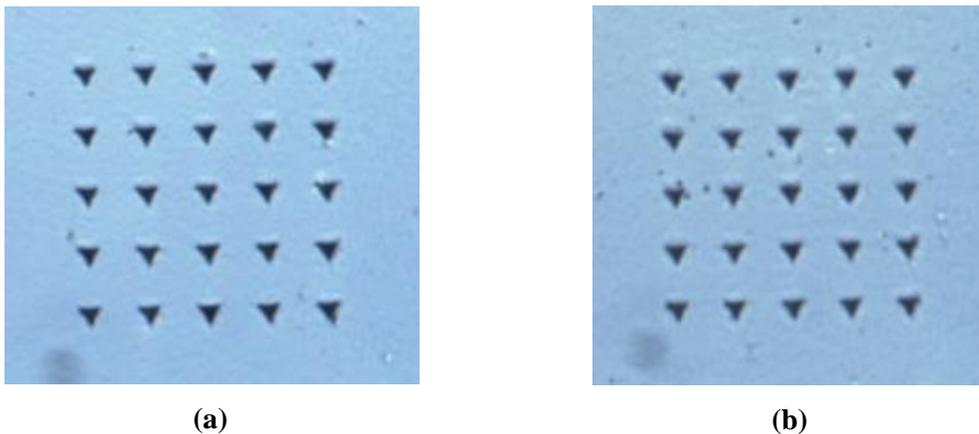
Amostra	Tamanho médio ( $\mu\text{m}$ )	Amostra	Tamanho médio ( $\mu\text{m}$ )
FU1S	$2,7 \pm 0,52$	FU1P	$3 \pm 0,5$
FU2S	$3,1 \pm 0,21$	FU2P	$3,5 \pm 0,9$

**Tabela 5.2** – Porcentagem volumétrica (% vol.) de cristais e desvios-padrão.

Amostra	% vol.	Amostra	% vol.
FU1S	40,1 ±3	FU1P	33,3 ±6,9
FU2S	40,7 ±2,2	FU2P	39,1 ±2

#### 5.4. Nanoindentação

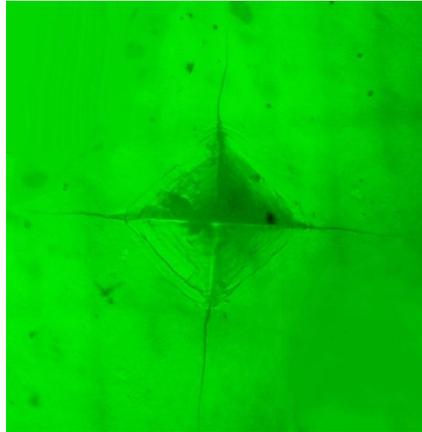
O ensaio de nanoindentação realizado nas amostras FU1P e FU2P (Figuras 5.7a e 5.7b) permitiu calcular a dureza ( $H$ ) e módulo de elasticidade ( $E$ ) de cada pastilha, que estão dispostos na tabela 5.3.

**Figura 5.7** – Imagens das impressões deixadas pela ponta Berkovich nas matrizes de ensaio 5x5 (25  $\mu$ m) das pastilhas FU1P (a) e FU2P (b).**Tabela 5.3** – Valores de dureza (GPa) e módulo de elasticidade (GPa) e desvios-padrão.

Amostra	Módulo de Elasticidade $E$ (GPa)	Dureza $H$ (GPa)
FU1P	64,9 ±0,9	6,6 ±0,1
FU2P	63 ±0,5	6,5 ±0,1

### 5.5. Ensaio de Tenacidade à Fratura ( $K_{IC}$ ) pelo Método da Indentação

A figura 5.8 apresenta uma indentação Vickers dentro do critério de seleção para a medição de trincas ( $2c$ ) nas amostras.



**Figura 5.8** – Indentação Vickers ilustrativa da amostra FU2P.

O cálculo de  $K_{IC}$  segundo Anstis *et al.* (1981), de acordo com a equação 3.10, estão dispostos na tabela 5.4.

**Tabela 5.4** – Valores de tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ) e desvios-padrão.

Amostra	$K_{IC}$ (MPa m <sup>0,5</sup> )
FU1P	1,1 ±0,2
FU2P	1 ±0,1

A ANOVA entre os grupos FU1P e FU2P foi realizada considerando a tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ) como variável. Ao nível de significância de 5% ( $P \leq 0,05$ ), a diferença das médias calculadas de  $K_{IC}$  para as duas amostras não foi estatisticamente significativa, com valor de  $P=0,18$ .

## 5.6. Parâmetros de Usinabilidade

O cálculo da profundidade de corte crítica ( $d_c$ ) para o regime de usinagem dútil, segundo a equação 4.1, estão dispostos na tabela 5.5.

**Tabela 5.5** – Valores de profundidade de corte crítica ( $d_c$ ).

Amostra	$d_c$ ( $\mu\text{m}$ )
FU1P	0,04
FU2P	0,03

## 5.7. Usinagem das Pré-formas

### 5.7.1. No Sistema CEREC®

A usinagem dos blocos produzidos com FU1P e FU2P no tamanho I12 no sistema CEREC® ocorreu com sucesso. O tempo de usinagem do bloco cerâmico sob as condições especificadas no software do CEREC® foi cerca de 15 min para cada coroa. Nas figuras 5.9a e 5.9b estão imagens comparativas de coroas usinadas do material experimental FU1P e da Vitablocs® Mark II.



(a)



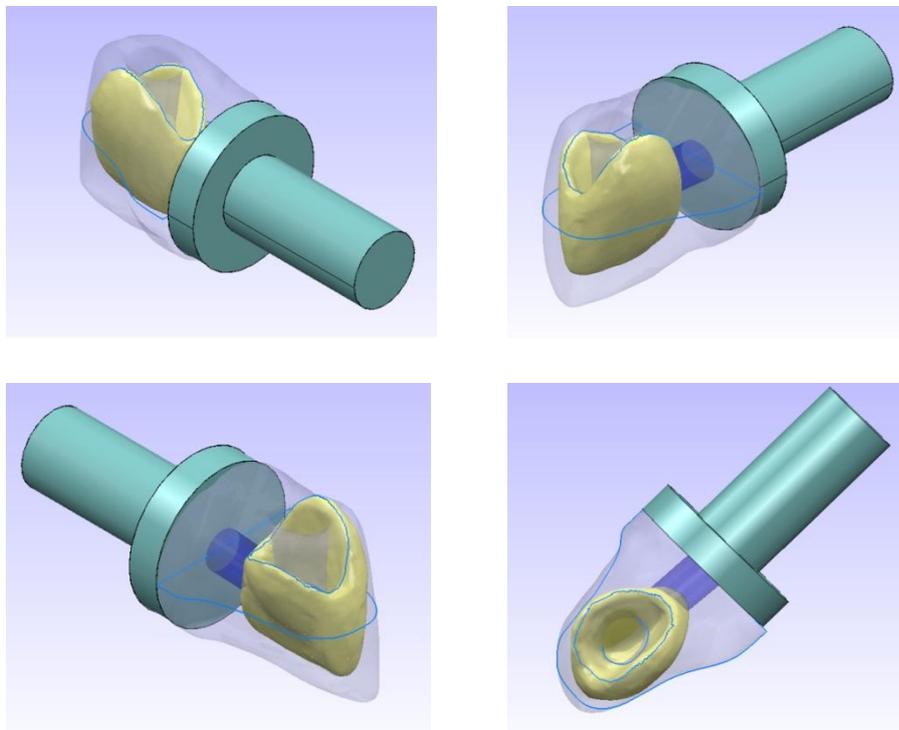
(b)

**Figura 5.9** – Coroas usinadas no sistema CEREC®: (a) Amostra de FU1P; (b) Vitablocs® Mark II.

As coroas produzidas com FU1P e FU2P apresentaram defeitos na sua superfície, devido a bolhas formadas no processamento do material.

### 5.7.2. Sistema MTC Robótica/DentMILL

As nuvens de pontos importadas (*input*) para o programa DentMILL foram organizadas em um projeto de usinagem da pré-forma segundo a imagem da Figura 5.10.



**Figura 5.10** – Projeto final de usinagem (\*.DMPROJ) no programa DentMILL mostrado por vários ângulos.

A simulação da usinagem no *software* DentMILL, depois de calculado o programa NC do projeto proposto, ocorreu com sucesso e com tempo de usinagem estimado para 18 h.

Após os primeiros 45 min de usinagem de uma peça experimental FU1P na máquina MTC Robótica, o material sofreu uma aplicação excessiva de carga em um ponto específico da peça e fraturou. Foi verificado que a máquina não estava respondendo corretamente aos percursos de usinagem calculados pelo DentMILL até o último momento da pesquisa.

Além do problema de ajuste entre os programas do sistema DentMILL/MTC Robótica relatado, a peça ativa que deveria estar sendo delineada até o momento da fratura, não apresentou as dimensões esperadas.

### 5.8. Microscopia de Força Atômica

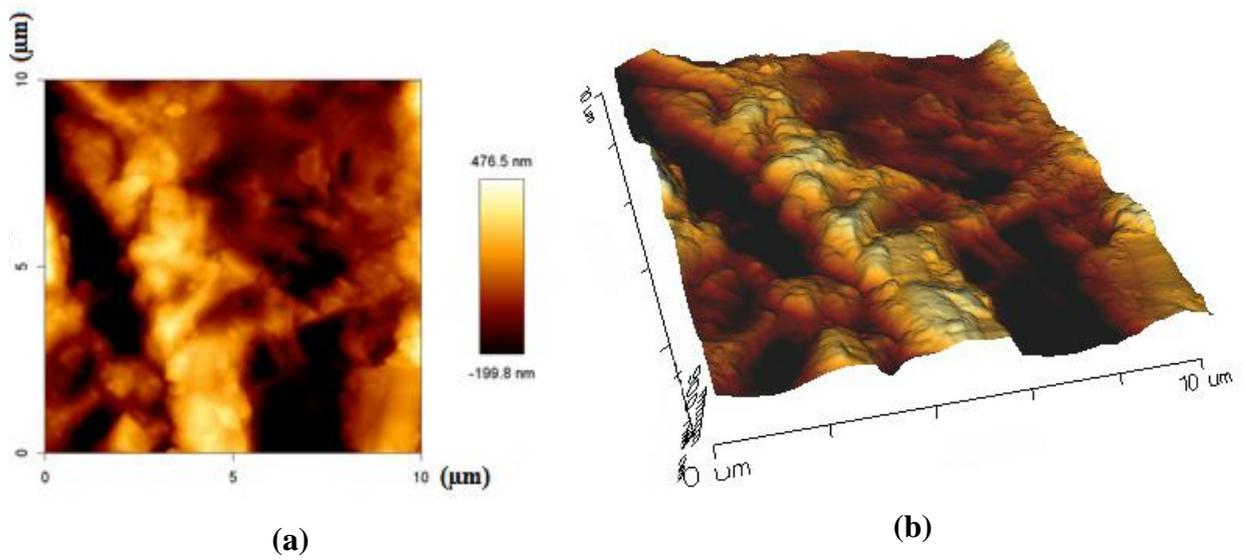
A análise do histograma traçado a partir da micrografia de força atômica possibilitou o cálculo de valores de rugosidade média  $R_a$  e rugosidade média quadrática  $R_q$  para amostras dos dois grupos experimentais (FU1P e FU2P) e sua comparação à amostra da vitrocerâmica Vitablocs<sup>®</sup> Mark II. Estes valores encontram-se dispostos na tabela 5.6.

**Tabela 5.6** – Valores de rugosidade média ( $R_a$ ), rugosidade média quadrática ( $R_q$ ) e desvios-padrão.

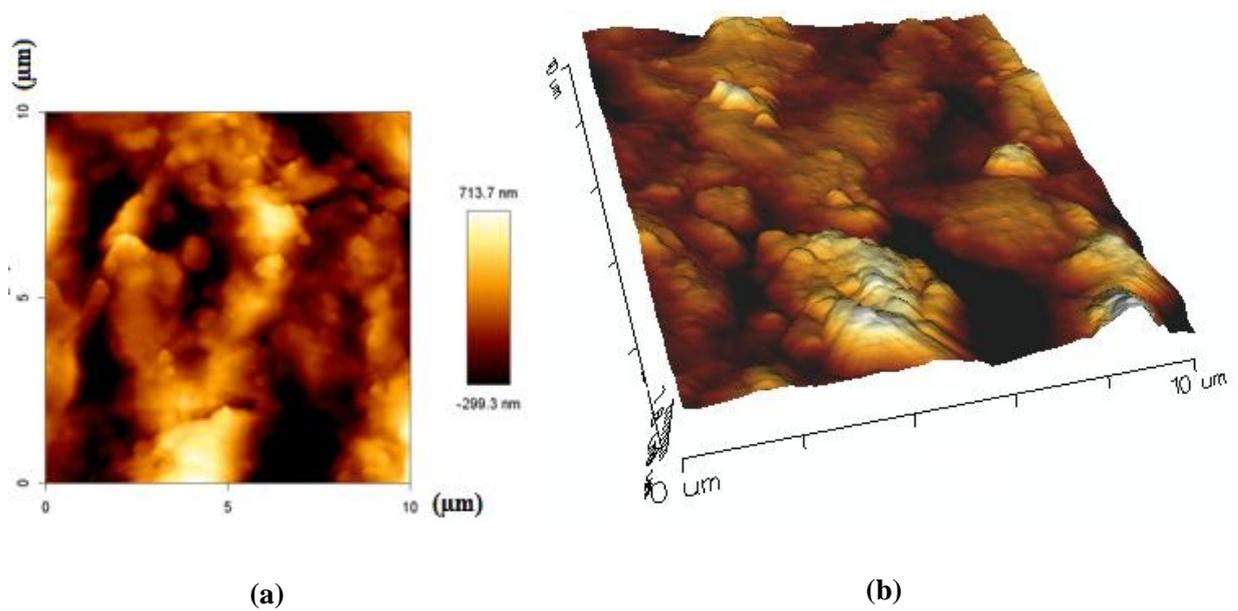
Amostra	$R_a$ (nm)	$R_q$ (nm)
Vitablocs <sup>®</sup> Mark II	169,9 ±48,5	213 ±59,4
FU1P	169 ±49,3	215,5 ±64,2
FU2P	171,4 ±9,3	225,1 ±9,9

A Análise de Variância simples entre os grupos FU1P e FU2P foi realizada considerando a rugosidade média  $R_a$  como variável. Ao nível de significância de 5% ( $P \leq 0,05$ ), a diferença das médias da rugosidade  $R_a$  entre as duas amostras experimentais (FU1P e FU2P) e a amostra da Vitablocs<sup>®</sup> Mark II não foi estatisticamente significativa, com valor de  $P=0,99$ .

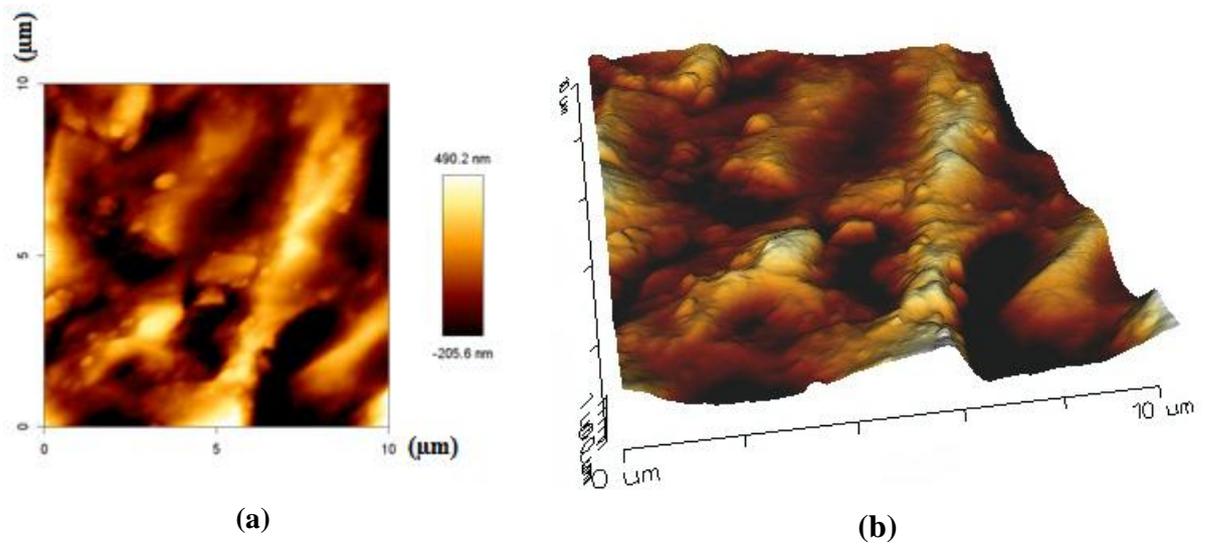
As figuras 5.11, 5.12 e 5.13 apresentam as imagens em 2D e 3D obtidas por microscopia de força atômica para as amostras analisadas.



**Figura 5.11** – Imagem em 2D (a) e 3D (b) da microscopia de força atômica da amostra FU1P.



**Figura 5.12** – Imagem em 2D (a) e 3D (b) da microscopia de força atômica da amostra FU2P.



**Figura 5.13** – Imagem em 2D (a) e 3D (b) da microscopia de força atômica da amostra Vitablocs<sup>®</sup> Mark II.

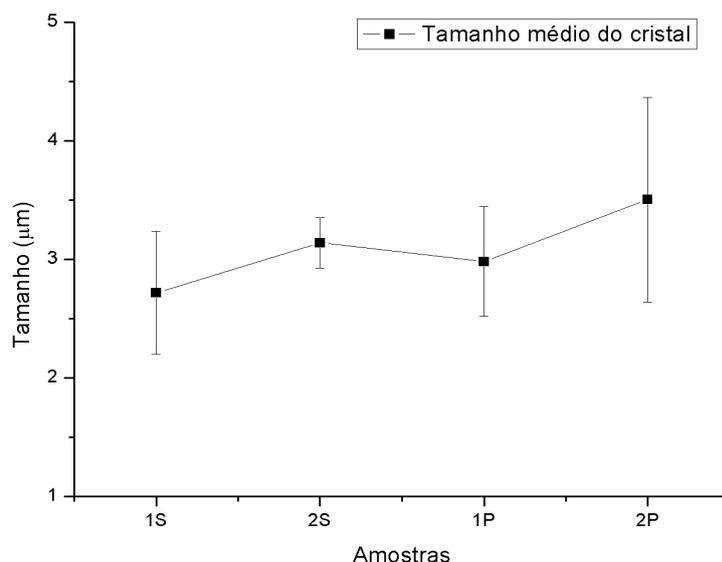
## 6. DISCUSSÃO

### 6.1. Produção e Caracterização do Material

A investigação das propriedades do material experimental por meio de sua caracterização (DRX, MEV e ensaios mecânicos) possibilitou o melhor entendimento de suas respostas ao processo de usinagem CAD/CAM.

A comparação com materiais semelhantes fornecidos comercialmente e sua aplicação para usinagem em sistema CAD/CAM comercial (CEREC<sup>®</sup>) foram válidos como parâmetros de confiabilidade do processo de produção do mesmo.

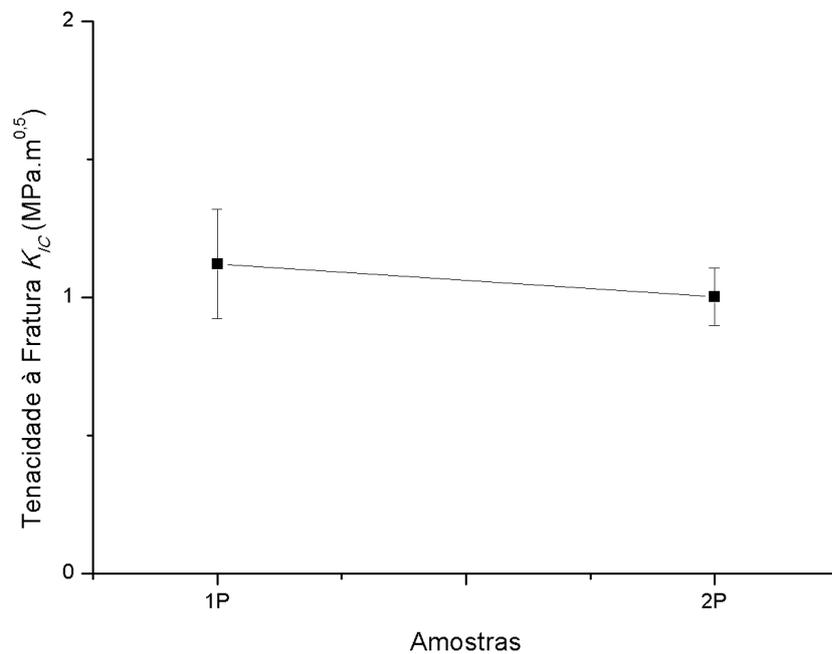
As duas metodologias adotadas para a ceramização das pastilhas FU1S e FU2S, com o objetivo de aumentar a taxa de nucleação de cristais a partir da composição da frita sugerida por Barbato (2007), não obteve um resultado estatisticamente significativo ( $P > 0,05$ ). Houve, no entanto, uma redução do tamanho médio do cristal entre FU2S e FU1S, como visualizado na figura 6.1. Esta tendência se repete entre os grupos FU2P e FU1P, ou seja, após a moldagem por injeção a quente sob pressão.



**Figura 6.1** – Gráfico comparativo do tamanho médio do cristal entre as amostras FU1S, FU2S, FU1P e FU2P.

É possível perceber também que a homogeneidade do tamanho dos cristais, indicada pelo desvio padrão do tamanho médio de cristal em cada grupo, é maior para a amostra FU1P.

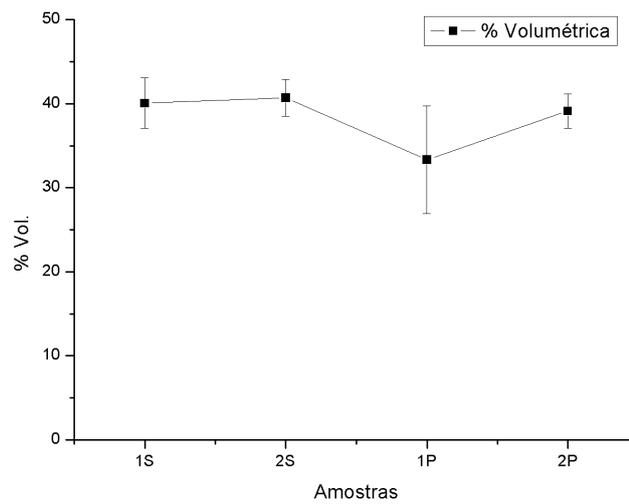
No gráfico da figura 6.2 estão comparados os valores de  $K_{IC}$  para as duas metodologias propostas. Seguindo a tendência do tamanho médio de cristal, o valor de  $K_{IC}$  é maior para o grupo FU1P que apresentou menor e mais homogêneo tamanho médio de cristal. A análise ANOVA realizada entre os valores de  $K_{IC}$  dos dois grupos FU1P e FU2P mostrou que a diferença não é estatisticamente significativa ( $P > 0,05$ ).



**Figura 6.2** – Gráfico comparativos dos valores de  $K_{IC}$  entre as amostras FU1P e FU2P.

Alguns autores afirmam que a tenacidade à fratura do material não depende do tamanho médio do seu cristal, mas sim da sua geometria e fração volumétrica na matriz (FABER e EVANS, 1983; WATCHMAN *et al.*, 2009). Por outro lado, Brodtkin *et al.* (2000) sugerem que para melhorar a usinabilidade das porcelanas feldspáticas, o tamanho dos cristais de leucita deve ser substancialmente reduzido (3 a 5  $\mu\text{m}$ ) e sua distribuição deve ser homogênea na matriz vítrea.

A diferença entre a fração volumétrica de cristal na matriz vítrea entre as amostras derivadas das duas metodologias aplicadas (Figura 6.3) mostrou-se estatisticamente insignificante ( $P > 0,05$ ). Além disso, os valores observados indicam uma quantidade de leucita esperada para vitrocerâmicas feldspáticas com finalidade odontológica (STEIDL *et al.*, 2002). A tabela 6.1 compara os dados obtidos de tamanho médio e fração volumétrica de cristal através da ceramografia quantitativa com os dados da literatura.



**Figura 6.3** - Gráfico comparativo da fração volumétrica de cristal na matriz vítrea entre as amostras FU1S, FU2S, FU1P e FU2P.

**Tabela 6.1** – Tabela comparativa de tamanho médio ( $\mu\text{m}$ ) e fração volumétrica (% vol.) de cristal de leucita entre as amostras FU1P e FU2P e outras cerâmicas comerciais.

Vitrocerâmicas	Tamanho médio de cristal ( $\mu\text{m}$ )	Fração volumétrica (% vol.)
FU1P	$3,0 \pm 0,5$	$33,3 \pm 6,3$
FU2P	$3,5 \pm 0,9$	$39,1 \pm 2$
IPS Empress <sup>®</sup> I (Ivoclar) (Guazzato <i>et al.</i> , 2004)	1,7	$36 \pm 1,2$
Vitablocs <sup>®</sup> Mark II (Vita Vident <sup>™</sup> , 2001)	4	$\approx 30$
IPS Empress ProCAD <sup>®</sup> (Ivoclar Vivadent <sup>™</sup> , 2006)	1 – 5	35 - 45

Apesar da diferença não significativa do tamanho médio de cristal e da fração volumétrica entre as duas metodologias, de acordo com os resultados de Fonseca (2010), o aumento do tempo de patamar na temperatura de máxima taxa de nucleação pode induzir à diminuição do tamanho do cristal no material, potencializando a sua usinabilidade; e ao aumento da sua fração volumétrica, melhorando a tenacidade à fratura (CATTELL *et al.*, 2001).

**Tabela 6.2** – Tabela comparativa de valores de tenacidade à fratura  $K_{IC}$  (MPa.m<sup>0,5</sup>), dureza  $H$  (GPa) e modulo de elasticidade  $E$  (GPa) entre as amostras FU1P e FU2P e outras cerâmicas comerciais.

Vitrocerâmicas	$K_{IC}$ (MPa.m <sup>0,5</sup> )	$H$ (GPa)	$E$ (GPa)
FU1P	1,1 ±0,2	6,6 ±0,1	64,9 ±0,9
FU2P	1 ±0,1	6,5 ±0,1	63 ±0,5
IPS Empress® (Ivoclar) (Gorman <i>et al.</i> , 2000; Dela Bona <i>et al.</i> , 2004; Gonzaga <i>et al.</i> , 2008)	≈1,3	≈6,7	≈76
Vitablocs® Mark II (Vita Vident™, 2001)	2,2 ±0,1	6,4 ±0,2	63 ±0,5
IPS Empress ProCAD® (Ivoclar Vivadent™, 2006)	1,3	6,2	62

A evidência do fenômeno de maclagem observado nas imagens de MEV para os dois grupos (Figura 5.6), de acordo com Guazzato (2004), é uma expressão da deformação dos cristais resultante das tensões compressivas geradas pela diferença do coeficiente de expansão térmica entre os cristais e a matriz vítrea (THOMPSON, 1995; MACKERT e WILLIAMS, 1996; LEE *et al.*, 1997; BARSOUM, 2003; WACHTMAN *et al.*, 2009).

A função das microtrincas nas vitrocerâmicas é contraditória. Tem sido proposto que as microtrincas podem contribuir para o aumento da deflexão de trincas, aumentando a resistência à flexão e tenacidade à fratura do material (THOMPSON *et al.*, 1995). Porém, se aglomerados de cristais estão presentes, estas microtrincas tendem a coalescer, formando trincas maiores e causando a diminuição destas propriedades mecânicas (MACKERT e WILLIAMS, 1996). Guazzato *et al.* (2004) acrescentam que o processo de moldagem a quente sob pressão distribui os cristais homogeneamente na matriz, evitando o fenômeno

citado, e contribuindo para melhorar as propriedades mecânicas do material. As análises das imagens de MEV do presente estudo sugerem a presença de maior quantidade de microtrincas após a moldagem sob pressão a quente, mas também indicam que os cristais estão mais homoganeamente distribuídos.

Os valores de  $K_{IC}$ ,  $H$  e  $E$  estimados para as amostras FU1P e FU2P comparados com os valores de cerâmicas comerciais (tabela 6.2), sugere que mesmo o tamanho de cristal e fração volumétrica sendo semelhantes às vitrocerâmicas do mercado (IPS Empress<sup>®</sup> I, IPS ProCAD<sup>®</sup> e Vitablocs<sup>®</sup> Mark II), os valores de  $K_{IC}$  são menores. A grande quantidade de poros presentes no volume do material experimental pode ter contribuído para a queda dos seus valores de tenacidade à fratura. Gonzaga *et al.* (2008) chamaram atenção para o fato de que o forno de prensagem deve seguir rigorosamente calibrado, pois a temperatura de injeção tem influência na porosidade, na dureza e na tenacidade à fratura do material.

O estudo da tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ) como um dado acessório para o cálculo de parâmetros de usinagem do material justificou o uso do método da indentação para este fim. Outra justificativa seria a necessidade de comparação com os dados de estudos já realizados (GORMANN *et al.*, 2000; CESAR *et al.*, 2008; KONTONASAKI *et al.*, 2008; GONZAGA *et al.*, 2008; COSTA, 2009). Sabe-se que para valores mais confiáveis é preciso seguir ensaios de tenacidade à fratura que sejam normatizados pela ASTM (*American Society for Testing Materials*) ou por uma organização semelhante.

A partir do índice de fragilidade proposto por Lawn e Marshall (1979), segundo a equação 3.1., Boccaccini (1995) sugeriu que materiais com boa usinabilidade possuíssem valores menores que  $B \approx 4,3 \mu\text{m}^{-1/2}$ . Os valores de  $B$  para os materiais experimentais FU1P e FU2P utilizando a mesma abordagem, disposto na tabela 6.3, indicam que estes materiais não são facilmente usináveis. Porém, sabe-se que atualmente existem materiais usináveis no mercado com composição e propriedades mecânicas semelhantes aos materiais produzidos na pesquisa (IPS ProCAD<sup>®</sup> e Vitablocs<sup>®</sup> Mark II).

**Tabela 6.3** – Valores de índice de fragilidade ( $B$ ) e desvios-padrão.

Amostra	Índice de Fragilidade $B$ ( $\mu\text{m}^{-1/2}$ )
FU1P	$6 \pm 0,9$
FU2P	$6,9 \pm 0,6$

Visto que a rugosidade média  $R_a$  da superfície é utilizada como indicador de precisão e qualidade do processo de usinagem de uma peça (NÚÑEZ *et al.*, 1999; BENARDOS e VOSNIAKOS, 2003; DABNUN *et al.*, 2005; CHEN *et al.*, 2007), os valores médios de  $R_a$  das peças FU1P e FU2P (Tabela 5.6) usinadas em um sistema CAD/CAM já bem consolidado no mercado, o CEREC<sup>®</sup>, podem servir como parâmetros de acabamento superficial esperado pós-usinagem para este material.

## 6.2. Escolha dos Parâmetros de Usinagem

Song *et al.* (2008 e 2009) salientaram que além da usinabilidade do material, a influência dos parâmetros de corte da máquina, do ambiente de usinagem e das características da ferramenta de corte são de grande importância no processo de usinagem. Uma usinagem eficiente de cerâmicas avançadas requer parâmetros operacionais selecionados para otimizar a taxa de remoção de material, mantendo a integridade da superfície.

Os valores muito baixos de profundidade de corte crítica para as amostras FU1P e FU2P, 0,04 e 0,03  $\mu\text{m}$ , respectivamente, tornaram inviáveis o cálculo de um percurso de usinagem em regime dútil com a rotação máxima que a máquina MTC Robótica permitia, pois este teria tempo de usinagem muito elevado.

Almejando atingir um tempo de usinagem menor, foi testada uma profundidade de corte de 1  $\mu\text{m}$ , somada a uma velocidade de avanço  $f$  de 15  $\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$ . Esta velocidade de avanço  $f$  foi escolhida baseada no menor valor de  $f$  relatado por Song *et al.* (2009) para a usinagem da vitrocerâmica IPS ProCAD<sup>®</sup>. Mesmo utilizando estes valores de parâmetros de corte na expectativa de uma usinagem mais rápida, o percurso de usinagem feito pelo

*software* DentMILL calculou o tempo estimado para a usinagem de 18h, o que inviabiliza sua concorrência com os sistemas CAD/CAM do mercado, que têm tempo de usinagem da ordem de minutos.

Durante a tentativa de usinagem, além do problema de ajuste entre os programas do sistema DentMILL/MTC Robótica, a peça ativa que deveria estar sendo delineada até o momento da fratura, não apresentou as dimensões esperadas, sugerindo o desprendimento de lascas da superfície do material. Isto sugere que os parâmetros de corte escolhidos para teste ainda não estão adequados para o material.

De acordo com os resultados obtidos, Yin *et al.* (2006) sugeriram que o aspecto negativo da introdução da usinagem dútil na odontologia seria o aumento dos custos devido a menores taxas de usinagens, portanto maior tempo, e o uso de sistemas de usinagem de alta-precisão.

Song *et al.* (2009) executaram os testes de usinagem em materiais semelhantes com motores de rotação cerca de 10 vezes maiores (300 krpm) que aquelas permitidas pela máquina MTC Robótica (30 krpm).

O sistema DentMILL/MTC Robótica pode ser viável para usinagens a verde ou para usinagem de materiais com melhor usinabilidade, como por exemplo as vitrocerâmicas contendo mica. A microestrutura das vitrocerâmicas feldspáticas não permite que estas sejam usinadas à verde, pois não existe grão para que ocorra a pré-sinterização do material.

A partir das abordagens de usinabilidade adotadas (índice de fragilidade e profundidade de corte crítica), pode-se perceber que para a obtenção de uma material mais facilmente usinável é necessário aumentar a sua tenacidade à fratura, assim como diminuir a sua dureza.

O compósito de vidro feldspático com mica moscovita, produzido e caracterizado no Laboratório de Cerâmicas Dentárias da COPPE/UFRJ por Costa (2009), apresenta grande potencial de usinabilidade. O valor de profundidade de corte crítica calculado para este material é de aproximadamente 1,28  $\mu\text{m}$ , o que contrasta bastante com os valores encontrados para a vitrocerâmica pura FU1P (0,04  $\mu\text{m}$ ).

**Tabela 6.4** – Tabela comparativa dos materiais produzidos no Laboratório de Cerâmicas Dentárias da COPPE/UFRJ.

Vitrocerâmica	E/H	K <sub>IC</sub> (MPa.m <sup>0,5</sup> )	d <sub>c</sub> (µm)
FU1P	≈9,8	≈1	≈0,04
Compósito com mica (COSTA, 2009)	≈7,7	≈9	≈1,28

### 6.3. História da Evolução do Aprendizado e do Domínio Técnico da Usinagem no Sistema DentMILL/MTC Robótica.

Dentre os sistemas CAD/CAM para usinagem de cerâmicas dentais existentes no mercado atualmente, poucos são os sistemas abertos, ou seja, que permitem que o usuário altere os parâmetros de acordo com suas necessidades. Exemplos de alguns sistemas abertos são: Cybaman, Seacam, 3SHAPE Dental Systems, Yenadent D40, DATRON Dynamics, Heiz, Sistema CUBO e BRAVO (INP).

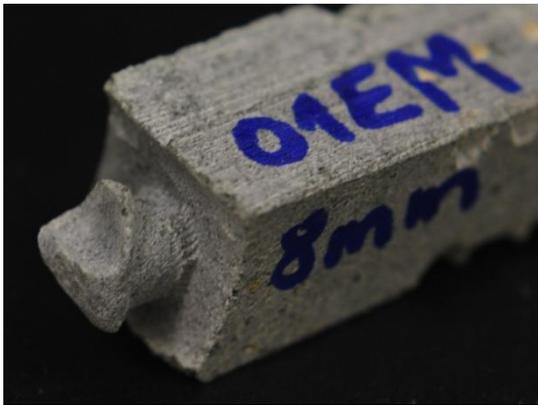
O presente estudo foi além da facilidade de ter um sistema CAD/CAM aberto, e tentou combinar os serviços de um software CAM (DentMILL, Seacam) a uma máquina CNC nacional (MTC Robótica). O desenvolvimento técnico do sistema foi, portanto, um desafio no âmbito da usinagem do material produzido. O software CAM ofereceu por meio da sua interface gráfica a facilidade do planejamento de um programa NC. Porém, o ajuste da correta leitura e execução deste programa na máquina CNC exigiu tempo e preparo do suporte técnico oferecido pela empresa MTC Robóticas. A usinagem em 5 ou 6 eixos, ideal para a produção de restaurações dentárias, precisou ser adaptada para a correta leitura do programa NC.

Neste contexto, a usinagem completa de uma coroa dentária foi concluída em pedra sabão, mas não houve tempo hábil para tentativas de usinagem nas pré-formas vitrocerâmicas experimentais, que se mostrou de difícil usinagem diante das condições prestadas pela máquina CNC.

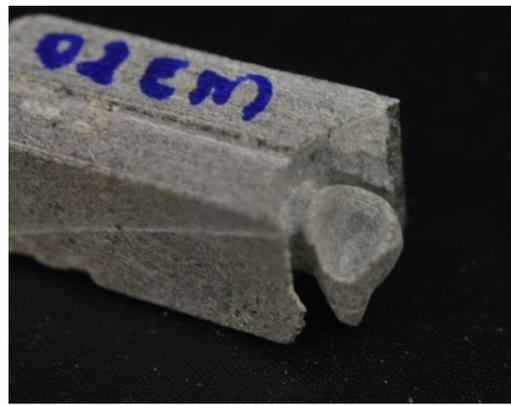
Foram realizados testes em pedra sabão para a usinagem de uma coroa dentária. Todos os blocos foram usinados com broca diamantada modelo PM HP 703 (KG Sorensen<sup>TM</sup>). A

história da evolução dos testes e as condições sob as quais foram realizados seguem descritas abaixo:

- 01EM: pino com 8 mm de diâmetro, o material foi usinado na horizontal e a usinagem ocorreu em 47 min (úmido) (Figura 6.4a);
- 02EM: pino com 6 mm de diâmetro, usinagem começou a partir da cavidade e ocorreu em 35:27 min (à seco) (Figura 6.4b);
- 03EM: pino com 4 mm de diâmetro, começou a partir da cavidade e aos 20 min o pino fraturou (à seco) (Figura 6.4c);
- 04EM: pino com 5 mm de diâmetro, usinagem começou a partir da cavidade e ocorreu em 39:42 min (à seco) (Figura 6.4d).



(a)



(b)



(c)



(d)

**Figura 6.4**– História da evolução dos testes de usinagem em pedra sabão: (a) 01EM, (b) 02EM, (c) 03EM e (d) 04EM.

Outra questão a ser considerada é que no caso de coroas unitárias anteriores, a face frontal (labial) da coroa deve ser posicionada para o pino (no caso dos testes de usinagem com pedra sabão com diâmetro mínimo de 5 mm, mas numa vidrocerâmica feldspática leucítica tendo resistência mecânica maior poderá eventualmente ser de 4 mm). Após uma usinagem bem sucedida nesta configuração, basta um simples corte com disco diamantado para separar a coroa do seu suporte de usinagem e a seguir efetuar leve acabamento manual na região onde ficava o pino (ou pescoço).

Com um pino de 3 mm de diâmetro e a coroa unitária anterior com a face frontal (labial) posicionada perpendicularmente ao pino, os testes feitos com pedra sabão mostraram que o momento (força vezes braço de alavanca) foi superior à capacidade do pino (ou pescoço) em suportar o esforço de usinagem, e a peça fraturou antes de completar o primeiro lado da usinagem. Com um pino de diâmetro maior ou igual a 5 mm possivelmente teria sido possível completar a primeira parte, virar a peça 180° e iniciar a usinagem da segunda parte. Todavia, nesta posição a coroa completaria a usinagem apenas parcialmente e detalhes importantes da coroa teriam que ser usinados manualmente após a separação da peça a partir do suporte de usinagem. Esta operação, numa vidrocerâmica feldspática leucítica seria demasiado penosa para tornar a proposta aceitável comercialmente.

Diante do exposto, uma conclusão importante destes testes de usinagem com pedra sabão é que a pré-forma de vidrocerâmica feldspática leucítica moldada pela injeção a quente sob pressão deverá ser produzida com a sua face frontal (labial) voltada para o pino (ou pescoço) e que diâmetros de pino maiores do que 3 mm (do projeto original) devem ser usados (possivelmente algo como 4 mm de diâmetro), a ser determinado na prática.

Concluindo, pode-se assinalar que o domínio técnico da máquina de usinagem disponível no Laboratório de Digitalização 3D e CAD/CAM do PEMM/COPPE/UFRJ (consistindo de uma fresadora CNC de 4 eixos da MTC Robótica [operada com comando MACH] e Software DentMILL da Seacam/Delcam) já alcançou um estágio bastante promissor, sobretudo para usinagem de coroas dentais de compósito de mica moscovita-vidro feldspático leucítico. Naturalmente, a consolidação da tecnologia buscada ainda demandará muito trabalho nos próximos 12 a 24 meses.

## 7. CONCLUSÕES

- ✓ A usinagem em regime dútil para a vitrocerâmica feldspática leucítica produzida no presente estudo (cujos valores de profundidade de corte crítica  $d_c \approx 0,04 \mu\text{m}$ ) torna inviável, custoso e muito demorado o processo de usinagem, devido à limitação de velocidade de corte oferecida pela máquina CNC MTC Robóticas (30 krpm);
- ✓ As pré-formas em vitrocerâmica feldspática leucítica com matéria prima nacional foram sinterizadas e moldadas por injeção a quente com sucesso, apresentando propriedades físicas e mecânicas semelhantes às cerâmicas equivalentes do mercado (IPS ProCAD<sup>®</sup>, Vitablocs<sup>®</sup> Mark II). Porém, a presença de bolhas indica a possibilidade de se obter um material mais denso e resistente, caso seja melhorada as condições de injeção sob pressão a quente;
- ✓ Apesar das condições não permitirem a usinagem do material experimental no sistema DentMILL/MTC Robóticas (30 krpm), este material foi usinado com sucesso pelo sistema CEREC<sup>®</sup> (300 krpm), pois a rugosidade média  $R_a$  da superfície usinada foi semelhante às da Vitablocs<sup>®</sup> Mark II;
- ✓ A evolução técnica do sistema DentMILL/MTC Robóticas permitiu a usinagem de uma coroa dentária em pedra sabão (material usinável), e a partir desta surge a possibilidade de sucesso na usinagem de cerâmicas com maior potencial de usinabilidade.

## 8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- ✓ Explorar melhores condições de ceramização da pastilha vitrocerâmica feldspática produzida, utilizando-se dos estudos de cinética de cristalização da leucita desenvolvido em paralelo a esta pesquisa no Laboratório de Próteses Dentárias PEMM/COPPE/UFRJ;
- ✓ Explorar melhores condições de injeção sob pressão a quente para a vitrocerâmica feldspática leucítica produzida com matéria prima nacional, por meio da caracterização da viscosidade do material;
- ✓ Sistematizar os estudos do processo de usinagem por meio de técnicas que utilizam a rugosidade média  $R_a$  como controle de qualidade do processo, como por exemplo a metodologia de superfície de resposta (RSM) e sua associação com métodos matemáticos para otimizar a usinagem no sistema DentMILL/MTC Robóticas para cada material;
- ✓ Estudar a usinagem do compósito de vidro feldspático-mica moscovita no sistema DentMILL/MTC Robóticas.

## 9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ÁLVAREZ-FERNANDÉZ, M. A.; PEÑA-LOPEZ, J. M.; GONZÁLEZ-GONZÁLEZ, I. R.; OLAY-GARCÍA, M. S. Características generales y propiedades de las cerâmicas sin metal. **RCOE**, v. 8, n. 5, p. 525-546, 2003.
- ANSTIS, G. R.; CHANTIKUL, P.; LAWN, B. R. MARSHALL, D. B. A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness: I direct crack measurements. **J Am Ceram Soc.**, n. 64, p.533-8, 1981.
- ANUSAVICE, K. J. **Phillips, materiais dentários**. 11ª ed. Rio de Janeiro: Elsevier, 764 p. 2005.
- BARBATO, C. N. **A fusão e caracterização de fritas para fabricação de uma vitrocerâmica feldspática reforçada com leucita**. Dissertação de Mestrado. Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE/PEMM, 73 p. 2007.
- BARSOUM, M. W. Mechanical properties: fast fracture. In: **Fundamentals of ceramics**, New York: Taylor & Francis Group, 589 p. 2003.
- BENARDOS, P. G.; VOSNIAKOS, G.C. Predicting surface roughness in machining: a review. **Int J Mach Tool Manufac**, v. 43, p. 833-844, 2003.
- BERNARDES FILHO, R.; ASSIS, O.B.G.; PESSOA, J.D.C. Relação entre parâmetros de rugosidade obtidos por microscopia de força atômica e por microscopia eletrônica de varredura. **Rev Bras Aplic Vac**, v. 17, n. 2, 1998.
- BI, Z.; TOKURA, H.; YOSHIKAWA, M. Study on surface cracking of alumina scratched by single-point diamonds. **J. Mater. Sci.**, v. 23, p. 3214-24, 1988.
- BIFANO, T. G.; DOW, T. A.; SCATTERGOOD, R. O. Ductile-regime grinding: a new technology for machining brittle materials. **ASME J. Eng. Ind.**, v. 113, p. 184-189, 1991.
- BIFANO, T. G.; DOW, T. A.; SCATTERGOOD, R. O. **Ductile-regime grinding of brittle materials**. In: Manufacturing Engineering, Germany: Springer, pp. 72–77, 1988.
- BOCCACCINI, A. R. Machinability and brittleness of glass-ceramics. **J Mater Process Tech**, n. 65, p. 302-304, 1997.
- BRODKIN, D; PANZERA, C.; PANZERA, P. **Machinable leucite-containing porcelain compositions and methods of manufacture**. US Patent, n. 6133174, 2000.

- BUSO, L.; BOTTINO, M. A.; MIYASHITA, E. Cerec 3. In: DIBB, L. L.; SADDY, M. S. **Atualização clínica em odontologia: estética e prótese**. São Paulo: Artes Médicas, cap. 20, p. 466-492, 2006.
- CALLISTER, W. D. **Fundamentos da ciência e engenharia de materiais: uma abordagem integrada**. 2 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2006. 702 p.
- CATTELL, M. J.; CHADWICK, T. C.; KOWLES, J. C.; CLARKE, R. L.; LYNCH, E. Flexural strength optimisation of a leucite reinforced glass ceramic. **Dental Materials**, v.17, n. 1, p. 21-33, 2001.
- CATTELL, J. M.; CHADWICK, T. C.; KNOWLES, J. C.; CLARKE, R. L. The crystallization of an aluminosilicate glass in the  $K_2O-Al_2O_3-SiO_2$  system. **Dental Materials**, v. 21, p. 811-822, 2005.
- CATTELL, J. M.; CHADWICK, T. C.; KNOWLES, J. C.; CLARKE, R. L.; SAMARAWICKRAMA, D. Y. D. The nucleation and crystallization of fine grained leucite glass-ceramics for dental applications, **Dental Materials**, v. 22, p. 925-933, 2006.
- CESAR, P. F.; YOSHIMURA, H. N.; MIRANDA JÚNIOR, W. G.; OKADA, C. Y. Correlation between fracture toughness and leucite content in dental porcelains. **J Dent**, v. 33, p. 721-729, 2005.
- CESAR, P. F.; SOKI, F. N.; YOSHIMURA, H. N.; GONZAGA, C. C.; STYOPKIN, V. Influence of leucite content on slow crack growth of dental porcelains. **Dental Materials**, v. 24, p. 1114-1122, 2008).
- CHEN, H. Y.; HICKEL, R.; SETCOS, J. C.; KUNZELMANN, K. H. Effects of surface finish and fatigue testing on the fracture strength of CAD/CAM and pressed-ceramic crowns. **J Prosthet Dent**, v. 82, n. 4, p. 468-475, 1999.
- CHEN YAO; YU AIBING; JIA DAWEI, ZHAO NAN. Cutting force model of glass ceramic based on response methodology. **Journal of Rare Earths**, v. 25, p. 337, 2007.
- COSTA, F. P. F. **Produção e caracterização de compósito de vidro feldspático-moscovita para prótese dentária**. Dissertação de Mestrado. Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE/PEMM, 72 p. 2009.
- CRAIG, R. G.; POWERS, J. M. **Materiais Dentários Restauradores**. 11ª ed. São Paulo: Santos, 2004.
- DABNUN, M. A.; HASMI, M. S. J.; EL-BARADIE, M. A. Surface roughness prediction model by design of experiments for turning machinable glass-ceramic (Macor). **J Mater Process Tech**, v. 164-5, p. 1289-93, 2005.

- DENRY, I. L.; HOLLOWAY, J. A.; ROSENSTIEL, S. F. Effect of ion exchange on the microstructure, strength, and thermal expansion behavior of a leucite-reinforced porcelain. **J. Dent. Res.**, v. 77, n. 4, p. 583-566, 1998.
- DENRY, I. L.; HOLLOWAY, J. A.; TARR, L. A. Effect of heat treatment on microcrack healing behavior of a machinable dental ceramic. **J Biomed Mater Res (Appl Biomater)**, v. 48, p. 791-796, 1999.
- EVANS, A. G.; MARSHALL, D. B. Fundamentals of friction and wear of materials. Ed. RIGNEY, D. A. **American Society of Metals**, p. 439-52, 1981.
- FABER, K. T.; EVANS, A. G. Crack deflection processes. 1. Theory. **Act. Metall.**, v. 31, n. 4, p. 565-76, 1983.
- FAUST, G.T. Phase transformation in synthetic and natural leucite. **Schweiz Miner Petrogr Mitt**; v.43, p. 165-95, 1963.
- FONSECA, M. D. **Cinética da cristalização de vidrocerâmica feldspática reforçada com leucita. Dissertação de Mestrado.** Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE/PEMM, 73 p. 2010.
- GEGAUF, A. G.; ROSENSTIEL, S. F. The seating of one-piece and soldered fixed partial dentures. **J Prosth Dentis**, v. 62. n. 3, p. 292-7, 1989.
- GONZAGA, C. C.; CESAR, P. F.; OKADA, C. Y.; FREDERICCI, C.; BENEDEUCE NETO, F.; YOSHIMURA, H. N. Mechanical properties and porosity of dental glass-ceramics hot-pressed at different temperatures. **Materials Research**, v. 11, n. 3, p. 301-6, 2008.
- GORMAN, C. M.; HILL, R. G. Hot-pressed ionomer glass-ceramics. Part II: mechanical property evaluation. **Dental Materials**, v. 20, p. 252-261, 2004.
- GORMAN, C. M.; MCDEVITT, W. E.; HILL, R. G. "Comparison of Two Heat-Pressed All-Ceramic Dental Materials", **Dental Materials**, v. 16, pp. 389-395, 2000.
- GUAZATTO, M.; ALBAKRY, M.; RINGER, S. P.; SWAIN, M. V. Strength, fracture toughness and microstructure of a selection of all-ceramic materials. Part I. Pressable and alumina glass-infiltrated ceramics. **Dental Materials**, n. 20, p. 441-448, 2004.
- HAHN, R.; LÖST, C. Grinding of ceramics materials. In: MOERMANN, W. H. **International symposium on computer restorations.** Berlin: Quintessence Publishing Company, p. 623-32, 1991.
- HARVEY, C. K.; KELLY, J. R. Contact damage as failure testing of all-ceramic restorations. **J. Prosthodont.**, v. 5, p. 95-100, 1996.

- HERGUFF, M.; WICHMANN, M.; REICH, F. The aesthetics of all-ceramic veneered and monolithic CAD/CAM crowns. **Journal of Oral Rehabilitation**, v. 32, p. 747–752, 2005.
- HEFFERNAN, M. J.; AQUILINO, S. A.; DIAZ-ARNOLD, A. M.; HASLTON, D. R.; STANFORD, C. M.; VARGAS, M. A. Relative translucency of six all-ceramic systems. Part I: core materials. **J Prosthet Dent**, v. 88, p. 4-9, 2002.
- HÖLAND, W.; RHEINBERGER, V.; APEL, E.; HOEN, C. V.; HÖLAND, M.; DOMMANN, A. D. *et al.* Clinical applications of glass-ceramics in dentistry. **J Mater Sci Mater Med.**, v.17, p. 1037-1042, 2006.
- HWANG, T. W.; MALKIN, S. Grinding mechanisms and energy balance for ceramics. **J Manuf Sci Eng.**, v. 121, p. 623-31, 1999.
- HWANG, T. W.; EVANS, C. J.; MALKIN, S. Size effect for specific energy in grinding of silicon nitride. **Wear**, v. 225-229, p. 862-867, 1999.
- IVOCLAR VIVADENT AG. **Scientific documentation IPS Empress CAD®**. Liechtenstein, 39 p. Nov. 2006.
- JEDYNAKIEWICZ, N. M.; MARTIN, N. The effect of surface coating on the bond strength of machinable ceramics. **Biomaterials**, n.22, p. 749-752, 2001.
- KELLY, J. R.; LÜTHY, H.; GOUGOULAKIS, A.; POBER, R. L.; MÖRMANN, W. H. Machining effects on feldspathic porcelains and glass-ceramic: fractographic analysis. In: MOERMANN, W. H. **International symposium on computer restorations**. Berlin: Quintessence Publishing Company, p. 253-73, 1991.
- KELLY, J. R.; NISHIMURA, I.; CAMPBELL, S. D. Ceramics in dentistry: Historical roots and current perspectives. **J Prosthet Dent**, v. 75, p. 18-32, 1996.
- KONTONASAKI, E.; KANTIRANIS, N.; PAPADOPOULOU, L.; CHATZISTAVROU, X.; KAVOURAS, P.; ZORBA, T. *et al.* Microstructural characterization and comparative evaluation of physical, mechanical and biological properties of three ceramics for metal-ceramic restorations. **Dental Materials**, n. 24, p. 1362-73, 2008.
- KRAR, S.; GILL, A., SMID, P. **CNC simplified lab manual**. New York: Industrial Press Inc. 38 p., 2001.
- LAWN, B. R.; MARSHALL, D. B. Hardness, toughness, and brittleness: an indentation analysis. **J Am Ceram Soc.**, v. 62, n. 7-8, 1979.
- LEE, H.H.; KON, M.; ASAOKA, K. Influence of modification of Na<sub>2</sub>O in a glassy matrix on the strength of leucite containing porcelains. **Dent Mater J**, v. 16, p.134-43, 1997.

- MACKERT, J.R.; BUTTS, M. B.; MORENA, R.; FAIRHURST, C.W. The effect of the leucite transformation on dental porcelain expansion. **Dental Materials**, v. 2, p. 32-6, 1986.
- MACKERT, J.R.; WILLIAMS, A.L. Microcracks in dental porcelain and their behavior during multiple firing. **J Dent Res**, v. 75, p.1484-90, 1996.
- MALKIN, S.; HWANG, T. W. Grinding mechanisms for ceramics. **Annals of the CIRP**, v. 45, n. 2, p. 569-80, 1996.
- MANTE, F.K.; BARAN, G.R.; LUCAS, B. Nanoindentation studies of titanium single crystals. **Biomaterials**, v. 20, p. 1051-1055, 1999.
- MARINESCU, I.D.; HITCHINER, M.; UHLMANN, E.; INASAKI, I. **Handbook of machining with grinding wheels**. Boca Raton: CRC Press, v. 7; 607p. 2007.
- MATTSON, M. **CNC programming: principles and applications**. Albany: Delmar. 435 p., 2002.
- MORMANN, W. H. The origin of the Cerec method: a personal review of the first 5 years. **Int J Comput Dent**, v. 7, n. 1, p. 11-24, 2004.
- NGOI, B. K. A.; SREEJITH, P. S. Ductile regime finish machining – a review. **Int J Adv Manuf Technol**, v. 16, p.547-550, 2000.
- NÚÑEZ, P. J.; LUIS, C. J.; SEBASTIÀN, M. A. Metodología para la optimización de la medida de la rugosidad superficial por el método de evaluación del perfil. **IMHE**, v. 5, p. 92-95, 1999.
- OLIVER, W.C.; PHARR, G.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. **J Mater Res**, v. 7, p. 1564-1583, 1992.
- PALAURO, M. J. **Curso Básico DataCAD 12**. Porto Alegre: Editora Graphics. 262 p., 2007.
- PETIT, F.; VANDENEDE, V.; CAMBIER, F. Relevance of instrumented micro-indentation for the assessment of hardness and Young's modulus of brittle materials. **Mater Sci Eng A**, v. 456, p. 252-260, 2007.
- PUERTA ARBIZU, I.; LUIS PÉREZ, C. J. Surface roughness prediction by factorial design of experiments in turning processes. **J Mater Process Tech**, v. 143-144, p. 390-396, 2003.
- RAO, P. N. **CAD/CAM: principles and applications**. 2 ed. TMH, 756 p. 2004.
- SCHERRER, S. S.; DENRY, I. L.; WISKOTT, H. W.A. Comparison of three fracture toughness testing techniques using a dental glass and a dental ceramic. **Dental Materials**, v. 14, p. 246-55, 1998.

- SIEGEL, S. C.; VON FRAUNHOFER, A. Dental cutting: the historical development of diamond burs. **JADA**, v.129, p. 740-5, Jun 1998.
- SIRONA DENTAL SYSTEMS GmbH. **CEREC 3 - CEREC Scan - Instruções de uso de la Unidad de tallado**. 1-54. 2004.
- SIRONA DENTAL SYSTEMS GmbH. The Dental Company. **CAD/CAM Systems** [citado em 2010 Jan 20]. Disponível em: <http://www.sirona.com>
- SKOOG, D. A.; HOLLER, F. J.; NIEMAN, T. A. trad. CARACELI, I. *et al.* **Princípios de análise instrumental**. 5 ed. Porto Alegre: Bookman, 2002. 836 p.
- SMID, P. **CNC programming handbook: a comprehensive guide to practical to CNC programming**. 2. Ed. New York: Industrial Press Inc, 491 p. 2003.
- SONG, X.; YIN, L.; HAN, Y.; WANF, H. Micro-fine finishing of a feldspar porcelain for dental prostheses. **Medical Engineering & Physics**, v. 30, p. 856–864, 2008.
- SONG, X.; YIN, L.; HAN, Y. In-process assessment of dental cutting of a leucite-reinforced glass-ceramic. **Medical Engineering & Physics**, v. 31, p. 214-220, 2009.
- SPATIUM TECNOLOGIA 3D. **SPATIUM FMM 3D Scanner: Manual do usuário**. Fevereiro 2008.
- STEIDL, J.; ASSMANN, S. **Ceramic dental restoration**. US Patent, n. 6342302 B1, 2002.
- SU, B.; DHARA, S.; WANG, L. Green ceramic machining: a top-down approach for the rapid fabrication of complex-shaped ceramics. **Journal of the European Ceramic Society**, v. 28, n. 11, p. 2109-2115, 2008.
- THOMPSON, J. Y.; ANUSAVICE, K. J.; BALASUBRAMANIAM, B.; MECHOLSKY, J. J. Effect of microcracking on the fracture toughness and fracture surface fractal dimension of lithia-based glass—ceramics. **J Am Ceram Soc**, n. 78, p. 3045—9, 1995.
- TINSCHERT, J.; NATT, G.; HASSENPFUG, S.; SPIEKERMANN, H. Status of current CAD/CAM technology in dental medicine. **Int J Comput Dent**, v. 7, n. 1, p. 25-45, 2004.
- TSITROU, E. A.; NORTHEAST, S. E.; NOORT, R. V. Brittleness index of machinable dental materials and its relation to the marginal chipping factor. **Journal of Dentistry**, v. 35, p. 897-902, 2007.
- WATCHMAN, J. B.; CANNON, W. R.; MATTHEWSON, M. J. Overview of toughening mechanisms in ceramics. In: **Mechanical properties of ceramics**, 2 ed. Danvers: John Wiley & Sons, 2009.

- VIDENT VITA. **Vitablocs Mark II for CEREC: Materials science and clinical studies**. Canada. 2002.
- YIN, L.; SONG, X. F.; SONG, Y. L.; HUANG, T.; LI, J. An overview of in vitro abrasive finishing & CAD/CAM of bioceramics in restorative dentistry. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, v. 46, p. 1013-1026, 2006.
- XU, H. H. K.; SMITH, D. T.; JAHANMIR, S. Influence of microstructure on indentation and machining of dental glass-ceramics. **J Mater Res**, v.11, n. 9, p. 2325-37, 1996.
- XU, H.H.K.; JAHANMIR, S. Effect of microstructure on damage tolerance in grinding dental glass-ceramics. **J. Mater Res**, v. 13, n. 8, Ago 1998.
- ZANETTE, S.I. **Microscopia de Força Atômica**, In: *Anais da IV Escola do CBPF*, Rio de Janeiro, p. 1-42, 2002.

# Livros Grátis

( <http://www.livrosgratis.com.br> )

Milhares de Livros para Download:

[Baixar livros de Administração](#)

[Baixar livros de Agronomia](#)

[Baixar livros de Arquitetura](#)

[Baixar livros de Artes](#)

[Baixar livros de Astronomia](#)

[Baixar livros de Biologia Geral](#)

[Baixar livros de Ciência da Computação](#)

[Baixar livros de Ciência da Informação](#)

[Baixar livros de Ciência Política](#)

[Baixar livros de Ciências da Saúde](#)

[Baixar livros de Comunicação](#)

[Baixar livros do Conselho Nacional de Educação - CNE](#)

[Baixar livros de Defesa civil](#)

[Baixar livros de Direito](#)

[Baixar livros de Direitos humanos](#)

[Baixar livros de Economia](#)

[Baixar livros de Economia Doméstica](#)

[Baixar livros de Educação](#)

[Baixar livros de Educação - Trânsito](#)

[Baixar livros de Educação Física](#)

[Baixar livros de Engenharia Aeroespacial](#)

[Baixar livros de Farmácia](#)

[Baixar livros de Filosofia](#)

[Baixar livros de Física](#)

[Baixar livros de Geociências](#)

[Baixar livros de Geografia](#)

[Baixar livros de História](#)

[Baixar livros de Línguas](#)

[Baixar livros de Literatura](#)  
[Baixar livros de Literatura de Cordel](#)  
[Baixar livros de Literatura Infantil](#)  
[Baixar livros de Matemática](#)  
[Baixar livros de Medicina](#)  
[Baixar livros de Medicina Veterinária](#)  
[Baixar livros de Meio Ambiente](#)  
[Baixar livros de Meteorologia](#)  
[Baixar Monografias e TCC](#)  
[Baixar livros Multidisciplinar](#)  
[Baixar livros de Música](#)  
[Baixar livros de Psicologia](#)  
[Baixar livros de Química](#)  
[Baixar livros de Saúde Coletiva](#)  
[Baixar livros de Serviço Social](#)  
[Baixar livros de Sociologia](#)  
[Baixar livros de Teologia](#)  
[Baixar livros de Trabalho](#)  
[Baixar livros de Turismo](#)