



UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ODONTOLOGIA DE PIRACICABA



JOHNSON CAMPIDELI FONSECA
Cirurgião-dentista

INFLUÊNCIA DAS TEMPERATURAS DE COCÇÃO
DE CERÂMICA NA RESISTÊNCIA À TRAÇÃO E
DUREZA VICKERS DO TITÂNIO COMERCIALMENTE
PURO FUNDIDO

*Tese apresentada à Faculdade de
Odontologia de Piracicaba da
Universidade Estadual de Campinas -
UNICAMP, para obtenção do TÍTULO DE
DOUTOR EM MATERIAIS DENTÁRIOS*

PIRACICABA

2005



UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ODONTOLOGIA DE PIRACICABA





UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ODONTOLOGIA DE PIRACICABA



JOHNSON CAMPIDELI FONSECA
Cirurgião-dentista

INFLUÊNCIA DAS TEMPERATURAS DE COCÇÃO
DE CERÂMICA NA RESISTÊNCIA À TRAÇÃO E
DUREZA VICKERS DO TITÂNIO COMERCIALMENTE
PURO FUNDIDO

*Tese apresentada à Faculdade de Odontologia de
Piracicaba da Universidade Estadual de Campinas -
UNICAMP, para obtenção do TÍTULO DE DOUTOR
EM MATERIAIS DENTÁRIOS*

Orientador: Prof. Dr. Guilherme Elias Pessanha Henriques

Banca Examinadora:
Prof. Dr. Lourenço Correr Sobrinho
Prof. Dr. Luís Geraldo Vaz
Prof. Dr. Gilberto Antônio Borges
Prof. Dr. Mário Alexandre Coelho Sinhoreti
Prof. Dr. Guilherme Elias Pessanha Henriques

PIRACICABA

2005

Ficha Catalográfica

F733i Fonseca, Johnson Campideli.
Influência das temperaturas de cocção de cerâmica na resistência à tração e dureza Vickers do titânio comercialmente puro fundido. / Johnson Campideli Fonseca. -- Piracicaba, SP : [s.n.], 2005.

Orientador : Prof. Dr. Guilherme Elias Pessanha Henriques.

Tese (Doutorado) – Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Odontologia de Piracicaba.

1. Fundição. 2. Ligas metalo-cerâmicas. 3. Resistência à tração. 4. Testes de dureza. I. Henriques, Guilherme Elias Pessanha. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Odontologia de Piracicaba. III. Título.

(mg/fop)

Palavras-chave em inglês (Keywords): Dental Casting Technique; Metal Ceramic Aloys; Tensile Strength; Hardness Tests

Área de concentração: Materiais Dentários

Titulação: Doutor em Materiais Dentários

Banca examinadora: Prof. Dr. Guilherme Elias Pessanha Henriques; Prof. Dr. Lourenço Correr Sobrinho; Prof. Dr. Luís Geraldo Vaz; Prof. Dr. Gilberto Antônio Borges; Prof. Dr. Mário Alexandre Coelho Sinhoreti

Data da defesa: 27/01/2005

Dedico o presente trabalho:

A **Deus**, por mostrar-me sempre o caminho correto e seguir ao meu lado em toda a caminhada e riscos;

À **Flávia**, minha esposa, pelo amor, por manter-se firme nos momentos que estive ausente, pela paciência quando eu mesmo não a tive e por me apoiar nos meus momentos de dificuldades;

À minha filha **Vitória**, benção e razão de minha vida e merecedora de todo meu amor e dedicação;

Aos meus pais, **Antônio Robson e Sueli**, por sempre acreditar em mim, pelo amor e pela minha formação com ser humano.

Ao meu irmão **Douglas** pela dedicação, apoio e exemplo de dedicação como docente.

MUITO OBRIGADO!

AGRADECIMENTOS

À Faculdade de Odontologia de Piracicaba, da Universidade Estadual de Campinas, na pessoa do seu Diretor Prof. Dr. Thalles Rocha de Mattos Filho e seu Diretor Associado Prof. Dr. Mário Fernando de Góes;

Ao Prof. Dr. Simonides Consani, Titular da Área de Materiais Dentários da Faculdade de Odontologia de Piracicaba, da Universidade Estadual de Campinas pela sólida formação científica e exemplo de dedicação como docente;

Ao Prof. Dr. Mario Fernando de Goes, Titular da Área de Materiais Dentários da Faculdade de Odontologia de Piracicaba, da Universidade Estadual de Campinas pelas informações, ensinamentos compartilhados e amizade;

Ao Prof. Dr. Lourenço Correr Sobrinho, Titular da Área de Materiais Dentários da Faculdade de Odontologia de Piracicaba, Universidade Estadual de Campinas, pelos ensinamentos e pela ajuda incondicional nos momentos em que eu estava distante e precisei de um amigo;

Ao Prof. Dr. Mário Alexandre Coelho Sinhoreti, Associado da Área de Materiais Dentários da Faculdade de Odontologia de Piracicaba, da Universidade Estadual de Campinas pelo conhecimento, auxílio na análise estatística e por ensinar-me que o conhecimento científico e a humildade podem coexistir;

Ao Centro Universitário de Lavras - UNILAVRAS, instituição que me acolheu, me formou como profissional e possibilitou meu crescimento profissional e pessoal, bem como a Coordenação do Curso de Odontologia (Prof. Dr. Marcone Reis Luiz e Prof. Dr. Cássio Vicente Pereira) e professores que em vários momentos me auxiliaram para que eu estivesse presente em Piracicaba;

À Faculdade de Odontologia de Araraquara, da Universidade Estadual Paulista, em especial ao Prof. Dr. Luís Geraldo Vaz pelo apoio constante, bom humor, incentivo constante e concessão do uso do Laboratório de Ensaios;

Aos amigos Marcos, Ana Maria, Rosângela, Márcia, Rafael, Gilberto, Paulo Henrique, Julie, Alysson, Andresa, Danilo, Janaína e Denise pelos vários momentos agradáveis que passei e que foram essenciais para que a jornada

continuasse. Muito obrigado por existirem em minha vida e terem me ensinado tanto. Mesmo distantes, fica para mim o exemplo de cada um;

Ao Prof. Dr César Roberto de Farias Azevedo, responsável pelo Laboratório de Metalografia e Análise de Falhas do Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT) do Estado de São Paulo pela disponibilidade e grande auxílio na análise das superfícies de fratura;

À Universidade Federal de Lavras (UFLA), Departamento de Fitopatologia, em especial ao Prof. Dr. Eduardo Alves, pela concessão de uso do Setor de Microscopia Eletrônica;

Ao Prof. Almírio José Borelli, do UNILAVRAS, pelo auxílio na execução da radiografias e sua padronização;

Ao sempre amigo Marcos Blanco Cangiani por sempre estar pronto a me ajudar em tudo que precisei, pelos vários momentos de descontração e pelo exemplo como ser humano íntegro que é;

À amiga Selma A. B. Souza Segalla pelo auxílio constante e pelas palavras amigas e de ânimo sempre que eu precisei;

Ao Prof. Dr. Marcelo Ferraz Mesquita, Prof. Dr. Mauro Antônio de Arruda Nóbilo, funcionários e alunos de pós-graduação das Áreas de Prótese da FOP-UNICAMP pela convivência e auxílio sempre que necessitei;

À Baumer, em especial à pessoa do Sr. José Roberto Parpaiolli, pelo auxílio e usinagem dos corpos-de-prova;

A todos que não foram citados nominalmente e que, em algum momento, me auxiliaram.

MUITO OBRIGADO!

AGRADECIMENTO ESPECIAL

Ao **Prof. Dr. Guilherme Elias Pessanha Henriques**, Professor Associado do Departamento de Prótese e Periodontia, Área de Prótese Parcial Fixa da FOP-UNICAMP. O apoio, conhecimento e orientação passados por você hoje são pilares de minha formação como docente. Agradeço também por entender minhas limitações e ausências e confiar em mim. Obrigado por não se limitar a ser apenas orientador e ser também amigo nos vários momentos que necessitei. Serei eternamente grato por tudo!

MUITO OBRIGADO!

*Passaram os acontecimentos,
Só não passam os sonhos...
Tão reais que ninguém saberia distinguí-los
De coisas acontecidas.*

Cândido Portinari

SUMÁRIO

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	17
RESUMO	19
<i>ABSTRACT</i>	21
1- INTRODUÇÃO	23
2- REVISÃO DA LITERATURA	27
3- PROPOSIÇÃO	57
4- MATERIAL E MÉTODOS	59
4.1 Delineamento geral da pesquisa	59
4.2 Dureza Vickers	60
4.2.1 Obtenção dos corpos-de-prova	60
4.2.2 Inclusão e fundição dos padrões em cera	61
4.2.3 Fundição	62
4.2.4 Desinclusão e acabamento	63
4.2.5 Ciclos de cocção	63
4.2.6 Ensaio de dureza Vickers	64
4.3 Resistência à tração	65
4.3.1 Obtenção dos corpos-de-prova	65
4.3.2 Ciclos de cocção	68
4.3.3 Ensaio de resistência à tração	69
4.3.4 Análise de fratura	70
4.4 Análise estatística	70
5- RESULTADOS	71
5.1 Dureza Vickers	71
5.2 Resistência à tração	71
5.3 Análise de fratura	73
6- DISCUSSÃO	79
7- CONCLUSÃO	87
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	89
APÊNDICE	95

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

<i>Abreviatura ou símbolo</i>	<i>Significado</i>
α	Alfa
\emptyset	Diâmetro
μm	Micrometro
Ag	Prata
Al	Alumínio
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i> (Sociedade Americana para Testes e Materiais)
ADA	American Dental Association (Associação Dentária Americana)
ANSI	American National Standard Institute
ISO	International Standard Organization (Organização Internacional para Padronização)
Au	Ouro
C.P.	Corpo-de-prova
Cu	Cobre
Nb	Nióbio
g/cm^3	Gramas por centímetro cúbico
Co	Cobalto
Cr	Cromo
kgf	Quilograma força
kgf/cm^2	Quilograma força por centímetro quadrado
kg/mm^2	Quilograma por milímetro quadrado
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
EDX	Energy Dispersive X-ray (Energia dispersiva de raio-X)
kV	Quilovolt
mA	Miliampere
Mg	Magnésio
min	Minuto
mL	Mililitro
MPa	Megapascal
Ni	Níquel
O	Oxigênio
$^{\circ}\text{C}$	Grau Celsius
$^{\circ}\text{C/min}$	Grau Celsius por minuto
Pd	Paládio
N	Newton
atm	atmosfera
nm	nanômetro
PVC	Polivinilcloreto

rpm	Rotações por minuto
Si	Silício
Ti	Titânio
Ti c.p.	Titânio comercialmente puro
Ti-6Al-4V	Liga de titânio, alumínio e vanádio
V	Vanádio
VHN	<i>Vickers Hardness Number</i> (Número de dureza Vickers)

RESUMO

A utilização das ligas de metais não nobres para metalocerâmica tem aumentado com o passar do tempo devido às propriedades mecânicas e baixo custo das mesmas. O titânio tornou-se popular devido à sua excelente biocompatibilidade e propriedades mecânicas favoráveis. Apesar de tais vantagens, as informações sobre a influência dos ciclos de cocção das cerâmicas na dureza Vickers e resistência à tração são escassas. O objetivo do presente estudo foi: 1) avaliar a influência do ciclo de cocção da cerâmica (Vitatitankeramic) na dureza Vickers, bem como na resistência à tração (resistência à tração máxima, resistência à tração na ruptura e alongamento) do titânio comercialmente puro grau 2 fundido; 2) determinar o modo de falha nas superfícies fraturadas por meio de inspeção visual e caracterização por imagens obtidas com microscopia eletrônica de varredura (MEV). A dureza com penetrador Vickers foi medida em corpos-de-prova fundidos em formato de disco (3mm de espessura e 6mm de diâmetro) com carga de 9,08N e 5 segundos (HV1) de tempo de permanência. Os corpos-de-prova foram divididos nos seguintes grupos (n=5): DIN (sem ciclo de cocção), DBO (ciclo do *bonder*), DOP (ciclos do *bonder+opaco*), DDE (ciclos do *bonder+opaco+dentina*) e DGL (ciclos do *bonder+opaco+dentina+glaze*). Para o teste de resistência à tração foram utilizados corpos-de-prova de acordo com a norma E8M da ASTM e especificação número 5 da A.D.A. O teste foi realizado em uma máquina de ensaios mecânicos (MTS 810) com velocidade de deslocamento do atuador de 1mm/min. Os grupos (n=10) para o teste de resistência à tração foram divididos em TIN (sem ciclo de cocção), TBO (ciclo do *bonder*), TOP (ciclos do *bonder+opaco*), TDE (ciclos do *bonder+opaco+dentina*) e TGL (ciclos do *bonder+opaco+dentina+glaze*). A análise de falha foi feita por avaliação macroscópica visual e caracterização com MEV para determinar o modo predominante de fratura. Os valores originais de dureza Vickers e resistência à tração foram submetidos ao teste de análise de variância e as médias comparadas pelo teste de Tukey com 5% de nível de probabilidade. Os valores médios de dureza Vickers foram: 187,00±5,91 para DIN, 206,44±3,37 para DBO, 199,55±3,15 para DOP, 202,05±1,78 para DDE e 207,10±6,87 para DGL, com diferença significativa apenas entre o grupo DIN e os outros grupos submetidos aos ciclos de cocção da cerâmica. Os valores médios de

resistência máxima à tração (MPa) foram $494,05 \pm 54,4$ para TIN, $511,28 \pm 51,76$ para TBO, $505,46 \pm 44,76$ para TOP, $481,99 \pm 68,66$ para TDE e $493,13 \pm 33,17$ para TGL. Os valores médios de resistência à tração na ruptura (MPa) foram: $409,24 \pm 58,5$ para TIN, $411,45 \pm 42,62$ para TBO, $407,06 \pm 35,83$ para TOP, $390,26 \pm 55,96$ para TDE e $395,5 \pm 26,35$ para TGL. Os valores médios de alongamento (mm) foram: $3,07 \pm 1,04$ para TIN, $3,01 \pm 0,93$ para TBO, $2,72 \pm 0,44$ para TOP, $3,05 \pm 0,86$ para TDE e $2,72 \pm 0,89$ para TGL. Não foram encontradas diferenças significativas nos grupos quanto à resistência máxima à tração, resistência à tração na ruptura e alongamento. A dureza Vickers após os ciclos de cocção da cerâmica exibiu diferença significativa em relação ao grupo DIN. A resistência à tração máxima, resistência à tração na ruptura e alongamento não foram influenciados pelos ciclos de cocção de forma significativa. A fratura dúctil foi predominante em todos os grupos, com presença de dimples na superfície de fratura.

ABSTRACT

The application of base metal alloys in metal-ceramic crowns has increased in the past because of their mechanical properties and low cost. Titanium has become popular due to its excellent biocompatibility and favorable mechanical properties. Despite its advantages, information about the influence of porcelain firing cycle on the Vickers hardness and tensile strength is scarce. The aim of this study was: 1) to evaluate the porcelain firing cycle (Vita-titanium ceramic) influence on Vickers hardness and tensile strength, ultimate tensile strength and elongation of cast grade 2 commercially pure titanium; 2) to determine the mode of failure in fractured surfaces by macroscopic visualization and characterisation by scanning electron microscope (SEM) images. The hardness was measured with Vickers hardness tester in cast disc specimens (3mm in thickness and 6mm in diameter) with 9,08 N of load and 5 seconds (HV1) for maintenance time. The specimens were divided into the following groups (n=5): DIN (without firing cycle), DBO (bonded cycle), DOP (bonded + opaque), DDE (bonded+opaque+dentin cycles) and DGL (bonded+opaque+dentin+glaze cycles). For the tensile test, specimens according with the ASTM E8M and specification 5 A.D.A. were used. The test was performed in a mechanical testing machine (MTS 810) with a crosshead speed of 1mm/min.. For tensile test the groups (n=10) were divided into TIN (without firing cycle), TBO (bonded cycle), TOP (bonded + opaque), TDE (bonded+opaque+dentin cycles) and TGL (bonded+opaque+dentin+glaze cycles). The failure analysis was made by visual inspection and characterisation with SEM to determine the predominant fracture mode. The original values of Vickers hardness and tensile strength were subjected to analysis of variance and the mean values were subjected to Tukey's test set at 5% probability level. The mean values of Vickers hardness were: 187.00 ± 5.91 to DIN, 206.44 ± 3.37 to DBO, 199.55 ± 3.15 to DOP, 202.05 ± 1.78 to DDE and 207.10 ± 6.87 to DGL, with significant difference only between the DIN and the other groups submitted to the firing cycles. The mean values of tensile strength (MPa) were 494.05 ± 54.4 to TIN, 511.28 ± 51.76 to TBO, 505.46 ± 44.76 to TOP, 481.99 ± 68.66 to TDE and 493.13 ± 33.17 to TGL. The ultimate tensile strength (MPa) mean values were: 409.24 ± 58.5 to TIN, 411.45 ± 42.62 to TBO, 407.06 ± 35.83 to

TOP, 390.26 ± 55.96 to TDE and 395.5 ± 26.35 to TGL. The values of elongation values (mm) were: 3.07 ± 1.04 to TIN, 3.01 ± 0.93 to TBO, 2.72 ± 0.44 to TOP, 3.05 ± 0.86 to TDE and 2.72 ± 0.89 to TGL. No significant differences were found among groups regarding the tensile strength, ultimate tensile strength and elongation. The Vickers hardness after porcelain firing cycles was significantly different of DIN group. However, the tensile strength, ultimate tensile strength and elongation were not influenced by porcelain firing. Ductile fractures were predominant in all the experimental groups with the presence of dimples.

1 - INTRODUÇÃO

A utilização de metais para confecção de próteses obtidas por fundição em Odontologia tem sido uma constante nos últimos séculos. O uso em grande escala de ligas nobres que ocorreu há algum tempo foi sendo reduzido em função do alto custo das mesmas (Yilmaz & Dinçer, 1999). Ligas alternativas, baseadas em metais não nobres foram introduzidas no mercado, inicialmente sem a mesma eficácia das ligas nobres (Moffa, 1973; Fischer 2000).

Constantes melhorias nas propriedades físicas e técnicas de produção trouxeram ao mercado ligas não nobres com consideráveis propriedades e possibilidades de utilização, dentre elas as do sistema Co-Cr e Ni-Cr. Com relação à utilização de metais e ligas metálicas, foi mostrado que em 1978, somente 29% dos laboratórios de prótese utilizavam ligas de Ni-Cr e/ou Co-Cr na confecção de próteses fixas. Já em 1981, 70% dos laboratórios utilizavam tais ligas, demonstrando o crescente uso das mesmas (Haskell, 1982)

Todavia, o desajuste cervical de próteses confeccionadas com metais e ligas metálicas não nobres tem sido avaliado de forma extensiva ao longo dos anos, com resultados diversos. Dentre os prejuízos causados pelo desajuste entre a prótese e o dente preparado encontra-se com freqüência a deposição e acúmulo de biofilme, com possibilidade de cárie e doença periodontal (Nogueira Filho, 2001).

Fatores como baixa resistência à corrosão têm sido atribuídos a ligas não nobres. Ainda, reações alérgicas e possíveis alterações no corpo humano têm sido relacionadas com alguns constituintes como o níquel, berílio, cobalto e cromo (Konönen *et al.* 1995; Wataha, 2000), fomentando a busca por ligas e metais que aliem propriedades físicas favoráveis e biocompatibilidade.

O titânio, metal com vasta documentação relacionada à biocompatibilidade, possui características que tornam seu uso cada vez mais promissor em Odontologia. Foi descoberto pelo clérigo inglês William Gregor, sendo encontrado em terras negras de Cornwall. O químico alemão Martin

Klaproth, em 1795, encontrou o titânio em um tipo de mineral chamado de rutilio, sendo o referido químico responsável pela sua nomenclatura. Características como o alto ponto de fusão, baixa densidade e considerável reatividade química quando fundido fazem com que o processo de fundição do titânio seja complexo, exigindo equipamentos específicos e atmosfera inerte (Wang & Fenton, 1996; Watanabe *et al.*, 1997). Dentre as falhas de fundição, as que ocorrem com maior frequência são as porosidades internas, relacionadas com a alta contração de solidificação (Wang *et al.*, 1998; Eliopoulos *et al.*, 2004) e preenchimento incompleto do molde de revestimento (Zinelis *et al.*, 2000 Baltag *et al.*, 2002; Shimizu *et al.*, 2002;). O titânio foi inicialmente utilizado em Odontologia na confecção de implantes intra-orais em função do conjunto de propriedades físicas, biocompatibilidade e resistência à corrosão (Wang & Fenton, 1996; Cai *et al.*, 2003), exibindo ainda propriedades mecânicas semelhantes às das ligas de ouro e baixo custo (Adachi *et al.*, 1990)

Próteses fixas totalmente metálicas têm seu uso limitado devido à deficiência estética. Assim, foram buscadas técnicas que possibilitassem a confecção de uma estrutura metálica que fosse posteriormente recoberta com material estético. A introdução da técnica de recobrimento de estruturas metálicas (*copings*) com materiais cerâmicos tornou-se logo uma realidade, porém com fatores que limitavam resultados satisfatórios devido às características desfavoráveis dos materiais e escassos estudos sobre o assunto (Brecker, 1956).

Tem sido relatada na literatura a distorção de copings para prótese metalocerâmica (confeccionados em ligas de Ni-Cr e Pd-Cu) após os ciclos de queima para aplicação de cerâmicas, com prejuízo do ajuste cervical, se comparado com o obtido antes dos ciclos de queima (van Rensburg & Strating, 1984; Campbell, 1992; Gemalmaz, 1996; Fonseca *et al.*, 2003). Além da influência no ajuste cervical, os ciclos de cocção, por envolverem altas temperaturas, têm sido relacionados com alterações estruturais e conseqüentes modificações nas propriedades mecânicas e dureza de próteses fixas metalocerâmicas, especialmente naquelas constituídas por mais de um elemento. Nestas, a

distorção pode ocorrer tanto de maneira localizada nas margens da prótese (Castellani *et al.*, 1994) quanto na estrutura metálica como um todo (Bridger & Nicholls, 1981). Propriedades como resistência à tração, alongamento e dureza dos metais e ligas metálicas utilizadas na confecção de próteses metalocerâmicas apresentam relação com as tensões na união entre cerâmica e metal, influenciando no comportamento do conjunto (Togaya *et al.*, 1983).

A execução dos ciclos de cocção das cerâmicas pode ainda alterar a dureza do titânio fundido por possibilitar nova formação da camada de reação devido às altas temperaturas e contato com os gases, como citado em 1989 por Taira *et al.*. A dureza em um metal ou liga metálica pode estar relacionada com fatores que influenciam o desempenho clínico das mesmas, como por exemplo, o fato de que próteses confeccionadas com metais com alto valor de dureza não são passíveis de brunidura nas margens (Vieira, 1965; King *et al.*, 1994). Encontra-se ainda relação, mesmo que indireta, entre a dureza e resistência ao desgaste, absorção de impactos, facilidade no ajuste e polimento em próteses metálicas (King *et al.*, 1994).

Face ao exposto, fatores como as temperaturas utilizadas na sinterização da cerâmica sobre o titânio permanecem ainda pouco investigados em relação às possíveis alterações no resultado final de próteses metalocerâmicas unitárias ou parciais, bem como propriedades como resistência à tração e dureza. Assim, o presente estudo justifica-se em função do contexto abordado e da escassez de estudos sobre as alterações nas propriedades mecânicas e dureza do titânio em função da necessidade de execução de ciclos de cocção para recobrimento com cerâmica.

2 - REVISÃO DE LITERATURA

O estudo dos metais e suas propriedades auxiliam sobremaneira na avaliação dos mesmos quando solicitados por tensões. Chiaverini, em 1955, citou que o estudo do processo de deformação dos metais torna-se mais fácil quando se considera a deformação de um cristal individual. A deformação de um cristal individual dá-se através de dois mecanismos gerais: escorregamento e maclação. No escorregamento ocorre o alongamento de parte do cristal que cessa após um dado momento. Ao aumentar o esforço ocorre novo alongamento e deslocamento do cristal. Cada alongamento sucessivo do metal requer um esforço maior, sendo acompanhado pela formação de linhas. Neste tipo de fenômeno o cristal deformado adquire paulatinamente maior resistência à deformação. A maclação mecânica (figura 1) resulta quando uma lamela no interior do metal adquire, de modo simétrico e definido, nova orientação em relação ao resto do cristal. É, portanto, um mecanismo pelo qual uma porção do cristal pode mudar de orientação de reticulado em relação ao resto do cristal. Segundo o autor, os corpos-de-prova submetidos ao ensaio de resistência à tração podem exibir dois tipos de fratura: frágil e dúctil. Na fratura dúctil ocorre significativa deformação na área de fratura com redução do diâmetro, sendo denominada estricção. Já na fratura frágil ocorre reduzida estricção e a superfície de fratura apresenta-se praticamente plana.

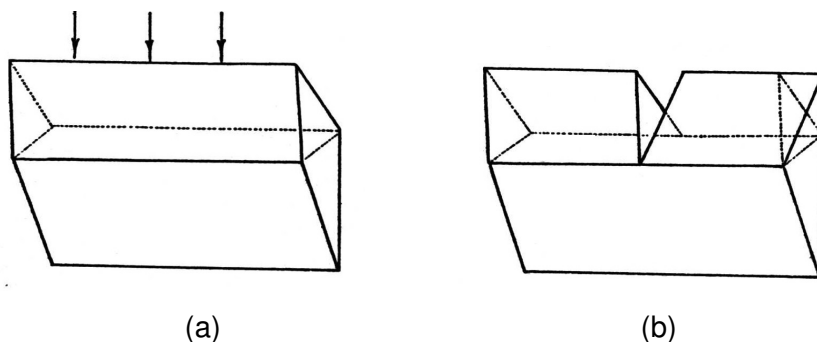


Figura 1- Representação esquemática da deformação por maclação mecânica antes (a) e depois (b) da deformação do cristal

Brecker (1956) descreveu o conceito de restaurações metalocerâmicas buscando alternativas às restaurações metaloplásticas, com resultados estéticos deficientes e de curto prazo. Alguns fatores como técnicas de preparo e características presentes tanto no metal de base quanto na cerâmica de recobrimento foram relatados pelo autor, sendo considerados de estreita relação com o sucesso deste novo tipo de restaurações estéticas.

Para que uma estrutura metálica de uma prótese fixa possa ser recoberta por cerâmica, deve-se considerar os materiais a serem usados quanto às características intrínsecas, como as propriedades físicas, bem como a interação dos materiais quando unidos. Silver *et al*, em 1960, analisaram fatores que podem influenciar o desempenho de próteses metalocerâmicas como os tipos de ligas metálicas, cerâmicas e fenômenos envolvidos no processo de sinterização da cerâmica. Os autores citaram que durante os ciclos de sinterização da cerâmica as ligas metálicas são expostas a um dos fatores mais nocivos para tal estrutura que seria o calor intenso. Ao mesmo tempo, a cerâmica exerce outras variações de forças sobre a estrutura metálica, como as forças de compressão geradas pela contração da cerâmica. Foi citado ainda que se deve ter cuidado especial para evitar que a estrutura metálica seja contaminada por metais adversos à composição original da mesma. Tal contaminação pode interagir com a liga metálica causando alterações localizadas e crescimento dos grãos sob altas temperaturas. Assim, poderão ocorrer alterações dimensionais no local contaminado, podendo alterar de forma significativa as dimensões da estrutura metálica.

Vieira, em 1965, relatou que os corpos-de-prova utilizados nos ensaios mecânicos devem apresentar forma e dimensões padronizadas para o ensaio, bem como homogeneidade e continuidade. Há de ser considerado que toda descontinuidade ou irregularidade estrutural (sulcos, orifícios, áreas de corrosão) provocará a concentração de tensões e alterações nos resultados finais. Ponderou o autor que no ensaio de resistência à tração, o valor obtido da resistência limite não deve ser superestimado, pois antes que ocorra a fratura o material já

apresentou deformação permanente, fato este indesejável em várias situações encontradas na Odontologia. Ao considerar o alongamento, o autor relacionou o mesmo com o fato de que maiores valores do mesmo em uma liga metálica mostram a possibilidade de deformá-la permanentemente sem que haja maiores chances de fratura, como desejado na confecção de próteses parciais removíveis. Ao abordar os testes de dureza, o autor citou que um valor elevado de dureza indica que a liga metálica não é passível de brunidura, sendo o teste de dureza um ótimo critério para se avaliar o resultado de um tratamento térmico em uma liga metálica.

As propriedades da porcelana odontológica foram citadas por Moffa *et al.*, em 1973, sendo a insolubilidade em fluidos orais, compatibilidade com tecidos moles, excelente resistência à abrasão, estabilidade de cor e dimensional, as principais responsáveis pelo uso deste material. Os autores ponderaram que características indesejáveis em materiais vítreos como baixos valores de resistência à tração, cisalhamento e impacto podiam ser minimizadas pela fusão destes sobre uma estrutura metálica de reforço, com propriedades mecânicas adequadas. As ligas metálicas utilizadas no passado, seguindo os autores, apresentavam resultados satisfatórios quando recobertas por cerâmica, apresentando em sua composição metais nobres como o ouro, platina e paládio. Contudo, o custo de tais ligas tornou-se alto, fomentando a busca por ligas alternativas e de menor custo, baseadas em metais não nobres e tivessem propriedades satisfatórias em relação às inicialmente lançadas no mercado.

A falha de materiais sólidos tem sido observada pelo homem há muitos anos. Em 1979 Cetlin *et al.* citaram que a análise das causas de falhas pode ser feita através de interpretação e caracterização da superfície da fratura, que se apresenta como um mapa topográfico que pode revelar a história dos eventos que precederam a falha. A fratura de metais e ligas sob cargas não cíclicas e sob temperaturas significativamente inferiores a $T_f/2$, onde T_f é a temperatura absoluta de fusão, pode ocorrer sob duas formas extremas. A primeira delas é a fratura frágil, na qual a trinca se propaga a uma velocidade que se aproxima da

velocidade de propagação do som no material, por toda a seção resistente e ocorre sem deformação plástica macroscópica e necessidade de aumento de tensões. A outra forma é a ruptura dúctil na qual a seção resistente se reduz, por deformação plástica, até redução teórica de 100% suas dimensões originais em metais puros. Pode assim ser considerada como sendo uma deformação plástica contínua levada até as últimas conseqüências. A análise macroscópica de corpos-de-prova cilíndricos, sem entalhe, submetidos à tensões de tração, pode reproduzir as características principais de superfícies de fratura dúctil, com três zonas características, a saber: (a) zona fibrosa, localizada na região do centro do corpo-de-prova, com aspecto fibroso não orientado; (b) zona radial, com marcas radiais que se iniciam na periferia da zona fibrosa; (c) zona de cisalhamento, com inclinação de aproximadamente 45° com o eixo de tração, resultado do alívio das tensões com a proximidade da superfície livre do corpo-de-prova. Quando a fratura apresenta apenas zona fibrosa e de cisalhamento é conhecida como taçacone, sendo a taça correspondente à zona fibrosa e o cone à zona de cisalhamento. A análise sob microscopia eletrônica de varredura, segundo os autores, possibilita um adequado estudo da superfície de fratura em função da grande profundidade de campo, elevado poder de resolução e larga faixa de ampliações possíveis. Uma das características micro-fractográficas mais determinantes de uma fratura dúctil é a formação e coalescência de microcavidades, formando uma superfície com cavidades hemisféricas ou parabólicas conhecidas como *dimples*. Apesar de serem característicos, os *dimples*, quando presentes, não excluem a possibilidade da fratura ter ocorrido sem deformação plástica macroscópica. Embora os orifícios relativos aos *dimples* possam se originar de defeitos pré-existentes, parece mais provável que a nucleação seja conseqüência da concentração de tensões na banda de escorregamento bloqueada por uma partícula que é aliviada pelo trincamento da partícula ou formação de um orifício na interface partícula/matriz. Contudo, o processo descrito envolve macro-inclusões (partículas de segunda fase e/ou inclusões com diâmetro superior a 1µm). Tais inclusões limitariam a ductibilidade do material, contudo não

determinam os detalhes do processo de fratura. Pela velocidade em que ocorre e ausência da necessidade de aumento de tensão, a fratura frágil pode trazer resultados catastróficos na estrutura.

Segundo Bridger & Nicholls, em 1981, os técnicos em prótese tem utilizado de modo empírico uma grande variedade de técnicas para evitar ou controlar a distorção de próteses parciais fixas quando estão sendo recobertas por cerâmica. A estrutura metálica geralmente apresenta maior desadaptação cervical após os ciclos de cocção da cerâmica. A ocorrência de tal distorção é representada por um aumento no espaço entre a restauração e o dente preparado, possibilitando a formação de um nicho para acúmulo de bactérias. Foi ainda citado pelos autores que as maiores alterações dimensionais ocorrem durante as fases de oxidação da liga metálica e glaze.

Em 1982 Haskell avaliou, dentre outros, a utilização de ligas não nobres e os custos decorrentes da mesma. Foi citado que em 1978, somente 29% dos laboratórios de prótese avaliados pelo estudo utilizavam ligas não-nobres de Ni-Cr e Co-Cr para a confecção de próteses fixas. Já em 1981, cerca de 70% dos laboratórios já faziam uso das citadas ligas não-nobres. A possibilidade de recobrimento com materiais estéticos de estruturas fundidas em titânio e suas ligas metálicas tem sido avaliada visando sua utilização clínica.

Em 1983, Togaya *et al.* descreveram que o titânio puro possui coeficiente de expansão térmica de $9,41 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ (100-400°C), valor este consideravelmente menor se comparado aos encontrados em ligas metálicas convencionais utilizadas na técnica metalocerâmica. Segundo os autores, o estudo das propriedades mecânicas dos metais e ligas metálicas é de fundamental importância. Propriedades como resistência à tração, alongamento e dureza apresentam relação com as tensões na interface entre estrutura metálica e cerâmica, influenciando seu comportamento sob tensão. Os autores utilizaram corpos-de-prova cilíndricos com 2mm de diâmetro e 40mm de comprimento para o ensaio de resistência à tração e alongamento, realizados com velocidade de deslocamento de 1mm/min em máquina universal de testes. Já os testes de

dureza Vickers foram realizados na superfície polida de placas quadradas com 10mm de lado e 2,4mm de espessura. Para o titânio puro fundido, os autores após os testes valores de 52,57kg/mm² para resistência à tração, 12,91% para alongamento e 224 para dureza Vickers. Os autores citaram valor de 10,430kg/mm² para o módulo de Young, tendo sido o mesmo obtido na literatura científica. Ponderaram os autores que, teoricamente, quanto maior o módulo de Young dos materiais, maior a tensão na interface. Concluíram os autores que o titânio puro fundido apresentou valores de resistência à tração, dureza e módulo de Young intermediários ao ouro e ligas de níquel-cromo para metalocerâmica. Contudo, o valor de alongamento para o titânio foi consideravelmente maior que os encontrados nas ligas de ouro e níquel-cromo avaliadas.

Donachie Jr., em 1984, relatou em um guia técnico importantes informações a respeito do titânio e suas ligas. O titânio é um elemento alotrópico, ou seja, existe em mais de uma forma cristalográfica. À temperatura ambiente, o titânio exibe estrutura cristalográfica do tipo hexagonal compacta, mudando quando atingida a temperatura de 883°C para cúbica de corpo centrado. Foi descrito que se deve ter especial atenção para evitar a contaminação da superfície do titânio por hidrogênio, que é mais complexa que a contaminação por oxigênio. Isto se deve ao fato de que a camada de reação formada pela ação do hidrogênio não tão visível quanto à camada formada pelo oxigênio. Segundo o autor, a usinagem do titânio e suas ligas exige cuidados especiais em função de suas características. O titânio é mau condutor de calor, devendo ser evitadas altas velocidades e pressão, pois poderiam causar aquecimento excessivo localizado e alteração da estrutura. Devido à alta reatividade do titânio, deve-se utilizar líquidos de resfriamento próprios para minimizar a reação. Além disso, o titânio pode ter a superfície facilmente danificada durante a usinagem, com a formação de microfraturas, deformação plástica, zonas afetadas pelo calor e tensão residual. Foi relatado que corpos-de-prova de titânio c.p. fundidos exibiram, à temperatura ambiente, valor de resistência à tração de 550 MPa, alongamento de 17% a 32% de redução na área da fratura.

A adaptação marginal de estruturas metálicas fundidas para confecção de prótese metalocerâmicas pode ser deteriorada durante a sinterização da cerâmica. Segundo van Rensburg & Strating, em 1984, alguns fatores podem ser relacionados como possíveis causas do desajuste das citadas estruturas como a contração das cerâmicas durante a sinterização, contaminação das ligas metálicas com redução do intervalo de fusão, crescimento dos grãos da liga, deformação plástica e escoamento da liga, redução progressiva da resiliência do metal causada pelo aumento da dureza e rigidez da cerâmica e suporte inadequado da estrutura metálica durante a sinterização da cerâmica.

Taira *et al.*, em 1989, avaliaram o Ti c.p. e ligas à base de titânio quanto à microestrutura, propriedades mecânicas e resistência à corrosão. A fundição dos corpos-de-prova foi realizada em máquina de arco voltaico e utilização de gás argônio durante o processo (Castmatic – Iwatani Co. Ltda., Osaka, Japão). A avaliação da microestrutura mostrou que o titânio comercialmente puro fundido exibiu grãos de forma dendrítica, sendo a superfície determinada como sendo toda composta por caso alfa, camada esta formada pela reação entre o titânio fundido e o revestimento. O valor médio de resistência à tração do titânio comercialmente puro foi de 415 ± 35 MPa e valor de $7,9 \pm 2,84\%$ de alongamento até fratura. Segundo os autores, o titânio fundido causa redução dos óxidos presentes no molde de revestimento. O oxigênio liberado difunde-se da superfície para o interior do titânio fundido, com alteração significativa da dureza, sendo o titânio comercialmente puro mais susceptível a tal ocorrência se comparado às ligas à base de titânio.

Adachi *et al.*, em 1990, relataram que as ligas de titânio e o titânio comercialmente puro têm sido utilizados com sucesso em aplicações biomédicas já há alguns anos. Tal fato deve-se, segundo os autores, às propriedades que apresentam como alta resistência à corrosão, baixa densidade, excelente biocompatibilidade, propriedades mecânicas semelhantes às das ligas de ouro e baixo custo. Foi ainda citado que o titânio submetido a temperaturas abaixo de 800°C e por pouco tempo forma em sua superfície uma camada de oxidação

compacta e muito aderida. Já em temperaturas maiores que a citada e com períodos maiores de tempo, ocorre a formação de uma camada de oxidação fracamente aderida e porosa.

Em 1990, Morris afirmou que as ligas metálicas para confecção de próteses metalocerâmicas estão sujeitas ao tratamento térmico durante a fundição e aplicação de cerâmica, com considerável possibilidade de alteração nas propriedades mecânicas em função de tal ocorrência. O autor afirmou então que os testes envolvendo propriedades mecânicas das citadas ligas metálicas deveriam ter como uma das variáveis o tratamento térmico que traz, dentre outros efeitos, a oxidação. No caso de metais como o titânio, a oxidação ocorre pela difusão de oxigênio, com gradual alteração nas propriedades mecânicas em função dos diferentes conteúdos de titânio e profundidade.

Os mecanismos de oxidação e fatores que influenciam na formação da camada de óxidos no titânio e suas ligas metálicas ainda não se encontram perfeitamente elucidados. Kimura *et al.*, em 1990, abordaram os efeitos da oxidação na interface entre titânio e cerâmica. Foi sugerido que as temperaturas de sinterização de cerâmicas para uso em titânio deveriam estar abaixo dos 800°C para minimizar a formação de óxidos na superfície. Concluíram os autores que o processo convencional de oxidação e degaseificação realizado em cerâmicas convencionais não é adequado para uso em restaurações de metalocerâmicas em titânio.

Voitik, em 1991, relatou importantes informações referentes ao titânio, relacionando-os com as possíveis aplicações em Odontologia. Foi relatado que o titânio comercialmente puro exhibe, resfriado a partir de sua fusão e, portanto no estado sólido à temperatura ambiente, arranjo atômico com estrutura hexagonal compacta. Em tal condição, apresenta propriedades mecânicas similares às encontradas em ligas de ouro tipo III e IV, segundo classificação da ADA. Acima da temperatura de 883°C ocorre alteração da estrutura para cúbica de corpo centrado, com aumento na resistência mecânica, porém com comportamento frágil.

Campbell & Pelletier, em 1992, abordaram o fato de que é relativamente comum a ocorrência de distorção em estruturas metálicas submetidas aos ciclos de cocção de cerâmicas. Segundo os mesmos, a literatura relativa ao assunto apresenta concordância em dois pontos principais: 1) a distorção ocorre durante a execução dos ciclos de cocção; 2) na maioria das vezes a distorção ocorre durante a fase de oxidação da liga metálica, momento este no qual a cerâmica ainda não foi aplicada. Contudo, foi descrito ainda que pequenas alterações ainda continuam a ocorrer com a execução dos ciclos de cocção subseqüentes.

As restaurações metalocerâmicas tornaram-se populares devido a fatores como estética, durabilidade e versatilidade, tanto para próteses unitárias quanto parciais fixas. Castellani *et al.*, em 1994, descreveram que os copings metálicos estão sujeitos à distorções nas margens possivelmente causadas pelas temperaturas utilizadas na cocção das cerâmicas de recobrimento. Foram citados os seguintes fatores como possíveis responsáveis por tal alteração: contração da cerâmica, tensão de cisalhamento na união entre cerâmica e metal, crescimento dos grãos do metal ou contaminação do mesmo, contaminação interna da estrutura de metal pela cerâmica. Concluíram que as próteses metalocerâmicas são mais resistentes à distorções causada pelo calor quando comparadas às próteses em cerâmica pura.

O titânio tem sido considerado como um material promissor para a confecção de próteses, apresentando propriedades mecânicas comparáveis às dos metais nobres para uso com cerâmicas. King *et al.*, em 1994, citaram que um dos requisitos básicos para um material restaurador é a capacidade de resistir às cargas oclusais dinâmicas, fenômeno este relacionado com a dureza do material. Os autores descreveram que a quantificação da dureza envolve a aplicação de uma carga com auxílio de um penetrador na superfície do material e a medida da marca deixada pelo mesmo. Ainda, foi afirmado que a dureza de um material restaurador reflete indiretamente propriedades como a possibilidade de brunidura de um metal, resistência ao desgaste e absorção de impactos, facilidade de ajuste

e polimento, os quais são difíceis de serem quantificados de modo direto. Neste estudo, foi avaliada a dureza Knoop do titânio comercialmente puro grau II (ASTM) usinado, do titânio comercialmente puro grau I (ASTM) fundido, de uma liga à base de Ni-Cr e outra à base de paládio, sendo feitas ainda medições após simulação dos ciclos de queima da cerâmica Duceratin. O valor médio de dureza para o titânio grau II usinado ($227,59 \pm 12,28$), antes dos ciclos de queima da cerâmica, foi significativamente menor se comparado ao valor obtido no grupo após a simulação da queima da cerâmica ($255,32 \pm 13,96$). De modo similar, o valor médio de dureza para o titânio grau I fundido ($168,12 \pm 21,38$), antes dos ciclos de queima da cerâmica, foi significativamente menor se comparado ao valor obtido no grupo após a simulação da queima da cerâmica ($208,93 \pm 16,03$). A liga à base de Ni-Cr exibiu valor de dureza variando entre 350 a 450 VHN. Ponderaram os autores que as implicações clínicas relacionadas com a dureza são variadas, como a manutenção do brilho de superfície e possibilidade de desgaste do dente antagonista. Segundo os mesmos, um material com baixo valor de dureza é passível de brunidura e pode mais facilmente ser desgastado com o objetivo de ajuste, enquanto materiais com altos valores de dureza são difíceis de ajustar e brunir.

Darvell *et al.*, em 1995, avaliaram os métodos de remoção de revestimento da superfície do titânio após a fundição, com enfoque especial na contaminação da superfície. Os métodos utilizados para a limpeza da superfície do titânio baseavam-se em uso de substâncias químicas para dissolução, jateamento abrasivo e desgaste. Segundo os autores, o procedimento de utilizar somente jateamento abrasivo para remoção do revestimento não possibilita a total remoção do mesmo, apresentando falha. Concluiu-se que os procedimentos para remoção de revestimento que causam menos contaminação da superfície são a utilização de soluções ácidas e desgaste com instrumentos rotatórios como brocas de carboneto de tungstênio.

Variadas pesquisas têm sido baseadas nas reações de hipersensibilidade causadas pelos materiais odontológicos, como as resinas acrílicas. Com relação

aos metais e ligas metálicas, Konönen *et al.* (1995) citaram que as reações de hipersensibilidade são comuns tanto na pele quanto na mucosa oral. Elementos como níquel, berílio, cobalto e cromo foram citados como potenciais causadores de hipersensibilidade local como gengivite e estomatite, bem como possíveis alterações sistêmicas. O titânio foi citado como uma alternativa dentre os metais não nobres para pacientes que exibissem hipersensibilidade à outras ligas metálicas.

O titânio denominado comercialmente puro contém o elemento titânio como elemento constituinte principal e elementos residuais como ferro, carbono, oxigênio, nitrogênio e outros, sendo a presença dos mesmos relacionada com o processo de produção, como citado em 1996 por Ferreira *et al.* Segundo os autores, a pureza do titânio comercialmente puro é classificada em quatro graus de acordo com a norma ASTM B 265, sendo tal classificação baseada na presença e quantidade de elementos residuais como por exemplo o oxigênio. Cerca de 75% da produção mundial de titânio é usada na indústria aeroespacial. Contudo, salientaram os autores a expansão das possibilidades de uso do titânio em situações nas quais a resistência mecânica sob condições adversas é um critério de seleção do material. Em situações de uso como turbinas de aeronaves, o material é submetido a condições desfavoráveis como altas temperaturas, com possibilidade de escoamento do material sob ação de forças. A fadiga pode também ocorrer em função do efeito da temperatura elevada e ação de cargas externas dinâmicas.

A distorção de próteses parciais fixas metalocerâmicas em função dos ciclos de cocção foi avaliada em 1996 por Gemalmaz *et al.* Segundo os autores, a distorção por ciclagem térmica relacionada aos ciclos de cocção da cerâmica tem sido atribuída a fatores como escoamento plástico e creep da liga metálica sob alta temperatura, formação de camada de oxidação na parte da prótese, redução da resiliência do metal devido à rigidez da cerâmica e suporte inadequado da prótese durante a execução dos ciclos de cocção. A perda de adaptação cervical

foi citada como a conseqüência mais comum da distorção causada pela aplicação e cocção da cerâmica sobre metal.

Apesar da utilização de baixa rotação e refrigeração com água, as superfícies de titânio abrasionadas podem permanecer contaminadas com constituintes dos abrasivos. Miyakawa *et al.*, em 1996, avaliou a contaminação de superfície do titânio com o auxílio de análise de elementos, difração de raios-X e teste de dureza Vickers. Os corpos-de-prova foram obtidos por fundição, sendo então desgastados com lixas abrasivas em equipamento para polimento metalográfico sob refrigeração com água. Os autores afirmaram que a camada formada pela reação entre o titânio fundido e as superfícies do revestimento exibem altos valores de dureza (200 a 800 VHN) devido à contaminação com oxigênio. As regiões internas das peças fundidas exibiram valores menores de dureza Vickers (160 a 180 VHN) com baixo conteúdo de oxigênio. Tais informações relacionaram-se, segundo os autores, com a hipótese de que a contaminação da superfície do titânio fundido pode exibir relação com os valores de dureza Vickers dos corpos-de-prova.

Wang & Fenton, em 1996, descreveram o desenvolvimento e propriedades do titânio, revisando a literatura relacionada com o uso deste elemento em Odontologia. Segundos os autores, o especial interesse pelo uso industrial do titânio deve-se ao conjunto de características que exhibe como excelente resistência à corrosão, baixa densidade e adequadas propriedades mecânicas. O processo metalúrgico para produção comercial de titânio foi idealizado por Wilhelm Kroll, possibilitando a obtenção de esponjas de titânio utilizando em uma das fases a redução com magnésio e sódio. O titânio comercialmente puro exhibe valor médio de dureza Vickers variando de 130 a 210, menor se comparado ao valor de 330 VHN encontrado no esmalte dental humano e de 600VHN nas cerâmicas convencionais. Os autores citaram que a dureza aumenta na superfície do titânio fundido como resultado da difusão de oxigênio, reação do titânio com o revestimento no processo de fundição e ciclagem térmica durante a aplicação e sinterização da cerâmica. Ponderaram ainda o autores que

a utilização do titânio em prótese fixa e removível encontra-se em estágio de desenvolvimento e que o uso do titânio em Odontologia ainda é reduzido em função da falta tanto de conhecimento do material pelos cirurgiões-dentistas quanto de pesquisas clínicas de longa duração sobre seu desempenho.

As normas para padronização de ensaios de resistência à tração em materiais metálicos foram publicadas em 1997 pela American Society for Testing and Materials (ASTM). Foi sugerido que, quando necessários corpos-de-prova de tamanho reduzido, estes deveriam possuir dimensões que seguissem a mesma proporção existente entre as dimensões do corpo-de-prova padrão. O uso de corpos-de-prova com diâmetro menor que 6mm estaria restrito aos casos nos quais a estrutura da qual originou o mesmo não permitisse a obtenção de tal medida. Para a fixação de corpos-de-prova de dimensões reduzidas, há a necessidade de utilizar um sistema adequado de fixação dos mesmos na máquina de testes para garantir que durante a aplicação de carga haverá distribuição uniforme da tensão de tração no sentido axial. Foi citado que o preparo inadequado de corpos-de-prova para ensaio de resistência à tração é freqüentemente a principal causa de resultados incorretos.

O'Brien, em 1997, abordou as diferenças de comportamento entre metais com comportamento frível e dúctil. Quando um metal é submetido a tensão de tração, esta pode ser decomposta em dois componentes. Um destes componentes da força tende a afastar os átomos no sentido de aplicação da força. Outro tende a causar o deslizamento dos planos de átomos em ângulo de 45° em relação ao eixo de aplicação da força. Este último componente seria o responsável pela deformação plástica ocorrida em metais submetidos à tensões de tração. Torna-se necessário um alto valor de força de tração para causar o deslizamento dos planos de átomos. Contudo, as ligações entre um átomo e outro podem ser rompidas e formadas novamente com átomos adjacentes, fenômeno este que explica o deslizamento de planos de átomos com valores menores de tensão. Certos tipos de tratamento e alterações passíveis de ocorrer em metais sob

variações térmicas (tratamentos), formação de fases e impurezas entre os grãos do metal podem dificultar o deslizamento dos planos de átomos, tornando-os mais frágeis e assim com menor capacidade de sofrer deformação plástica.

O titânio é um metal inerentemente difícil de ser fundido devido ao seu alto ponto de fusão, afinidade por gases (oxigênio, hidrogênio, nitrogênio) e alta reatividade com os elementos constituintes dos revestimentos, como citado em 1997 por Watanabe *et al.* Os autores avaliaram o efeito da diferença de pressão em uma máquina para fusão de titânio com duas câmaras na porosidade, dureza Vickers e propriedades mecânicas do Ti c.p. após fusão. Segundo os autores, o aumento da dureza na superfície do titânio fundido ocorre devido à difusão de oxigênio entre os grãos do titânio, fenômeno este que ocorre possivelmente nos estágios de fundição, solidificação e/ou resfriamento. A camada de reação formada pode, além de aumentar os valores de dureza, pode reduzir o alongamento, resistência à fadiga e aumentar a rugosidade de superfície. Para o teste de dureza Vickers foram utilizados 4 corpos-de-prova por grupo, sendo realizadas 2 indentações distanciadas em 50 μ m em cada um. O tempo de permanência do penetrador na superfície do corpo-de-prova foi de 25 segundos, sob carga de 50 gramas. O padrão de fratura foi o mesmo em todos os corpos-de-prova submetidos ao ensaio de resistência à tração, relatado pelos autores como padrão de fratura frágil na região próxima à superfície e padrão de fratura dúctil na região interior. O valor máximo de dureza Vickers foi de 550VHN, medido da superfície até aproximadamente 50 μ m de profundidade. Já em profundidades variando de 200 a 500 μ m a partir da superfície, os valores de dureza Vickers variaram de 178,3 (com desvio-padrão da média de 13,3) a 194,1 (com desvio-padrão da média de 19,2), sendo estatisticamente significativa a diferença entre os valores. Concluíram os autores que o uso de pressão de argônio de 150 Torr possibilita obtenção de peças fundidas em titânio com valores adequados de propriedades mecânicas e reduzida porosidade interna.

Vários métodos de fundição, acabamento e polimento de peças fundidas em titânio têm sido propostos em Odontologia. Contudo, escassas avaliações sobre reações físico-químicas ocorridas no titânio após fundição foram realizadas, como citado por Ferenczi *et al.* (1998). Os autores buscaram em seu estudo caracterizar por meio de técnicas complementares (MEV combinada com análise dispersiva de raio X) o titânio fundido para uso em Odontologia. Corpos-de-prova foram obtidos por fundição com arco voltaico e injeção por centrifugação sob vácuo. Após a remoção do revestimento, alguns corpos-de-prova foram jateados com partículas de óxido de alumínio e outros foram apenas submetidos ao polimento metalográfico. As imagens obtidas com auxílio de MEV das estruturas após a fundição mostraram superfícies cobertas com partículas de revestimento, as quais foram facilmente removidas com o jateamento abrasivo. Todavia, tal jateamento formou uma superfície heterogênea, com redução de algumas propriedades mecânicas como Módulo de Young e Limite de Elasticidade, se comparados com os corpos-de-prova que foram polidos metalograficamente. Concluíram os autores que não houve contaminação ou difusão de elementos do revestimento no titânio. Assim, a origem da chamada α -case pode ser atribuída ao hidrogênio, que tem a capacidade de fragilizar materiais metálicos fundidos.

McCabe & Walls, em 1998, descreveram alguns parâmetros que as ligas metálicas e metais para confecção de próteses metalocerâmicas deveriam exibir. Dentre estas foi citado que a liga metálica deveria possuir resistência à deformação permanente sob ação de altas temperaturas (*creep*) e deve ser suficientemente rígida para suportar a cerâmica devido à inerente característica de ser friável. Caso o metal não possibilite o adequado reforço, há a possibilidade de fratura da cerâmica principalmente sob cargas que levem à flexão da estrutura.

A partir da revisão das Normas ISO1562 e ISO 8891, a Associação Dentária Americana, em 1998, determinou a aceitação da norma ANSI/ADA de número 5, para ligas para fundição em Odontologia. Há na referida norma a citação de que devido ao aumento de sensibilidade dos instrumentos, os valores

relatados para o Módulo de Elasticidade (E) são difíceis de serem determinados com adequada reprodutibilidade em corpos-de-prova fundidos. Foi recomendado que os corpos-de-prova para o teste de dureza devem possuir espessura mínima de 1mm e no mínimo 2mm de largura. Baseado na norma ASTM E92, a norma número 5 da ADA recomenda a utilização do teste de dureza Vickers HV1 ou HV5, realizado na superfície dos corpos-de-prova que deverão estar preparadas com acabamento e polimento semelhantes aos utilizados em testes metalográficos. Foram recomendadas cargas de 49N (5kgf) ou 9,08N (1kgf) para a realização do teste de dureza Vickers.

O conhecimento dos metais e suas propriedades permitem, segundo Van Vlack (1998), entender as limitações dos mesmos e possibilita a busca de ajustes para melhorias específicas visando um projeto. Dentre os itens abordados, o autor descreveu que podem ocorrer em um metal tipos diferentes de fratura, principalmente a fratura dúctil e frágil. Na fratura dúctil a deformação plástica ocorre até uma redução de 100% na área de estrição. Já na fratura frágil, as partes adjacentes são separadas por tensões normais à superfície de fratura. Foi citada ainda a fratura por clivagem, na qual a fratura se desloca entre planos de átomos adjacentes, particularmente entre os que exibem poucas ligações interatômicas. Citou-se que em alguns metais submetidos à tração, ocorre o início da deformação plástica, mas o encruamento aumenta a tensão tolerável até que a resistência à ruptura seja ultrapassada. Assim, seria comum encontrar metais que sofram alguma estrição antes de romperem de forma frágil.

O uso de restaurações metalocerâmicas tem aumentado de forma considerável desde 1960, segundo Wang *et al.* (1998a). Os autores citaram que as ligas não nobres para recobrimento com cerâmica mais utilizadas atualmente pertencem aos sistemas Ni-Cr e Co-Cr. Entretanto o uso de níquel e berílio em próteses é controverso devido ao potencial alergênico e possíveis propriedades carcinogênicas dos mesmos. O uso do titânio e suas ligas metálicas tem aumentado na confecção de próteses em virtude da excelente biocompatibilidade, propriedades químicas e mecânicas e baixo custo do material. Todavia, os autores

salientaram que para aumento do uso e confiabilidade em prótese dental ainda permanecem algumas dificuldades como o processo de fundição, solda e recobrimento e adesão às cerâmicas. A sinterização das cerâmicas sobre titânio não deve exceder a temperatura de 860°C para evitar a transformação de fase, oxidação excessiva e redução de propriedades mecânicas. Para minimizar tais problemas, os autores relataram o desenvolvimento e introdução no mercado de cerâmicas específicas para aplicação sobre titânio, com alterações no coeficiente de expansão térmica.

Wang *et al.*, em 1998, avaliaram a reação do titânio fundido com os materiais utilizados como revestimento no processo de fundição. Foi considerado que há consenso entre cirurgiões-dentistas e técnicos em prótese que a fundição do titânio é mais complexa do ponto de vista técnico em relação à fundição de ligas odontológicas convencionais. Tal fato se relaciona com características intrínsecas do titânio e aumenta a possibilidade de ocorrência de falhas de fundição, maior rugosidade na superfície e maior contração de solidificação.

Um dos fatores que tornam a fundição do titânio um processo complexo relaciona-se com a alta reatividade de tal metal quando fundido e a possibilidade de redução de vários óxidos e do próprio titânio. Neste contexto, Papadopoulos *et al.* em 1999, avaliaram a zona de contaminação na superfície de fundições feitas em titânio em função do tipo de revestimento utilizado. Segundo os autores, o titânio possui alta afinidade química pelo silício, formando uma série de compostos de titânio e silício. Ao reagir com revestimentos contendo silício, o titânio passa a apresentar contaminações na superfície derivadas de tal reação química, com a ocorrência de alterações microestruturais, formação de novos compostos e conseqüente influência na corrosão e propriedades mecânicas. Tal camada de contaminação causa ainda alterações no ajuste de próteses fixas, nos valores de dureza e rugosidade, sendo a presença da mesma indesejada.

O uso com sucesso de restaurações metalocerâmicas, bem como a redução do uso de ligas nobres em função de seu alto custo foram relatados em 1999 por Yilmaz & Dinçer. Os autores afirmaram que o uso do titânio em

restaurações metalocerâmicas tem apresentado aumento em função de características como ótima resistência à corrosão, biocompatibilidade, densidade reduzida, baixa condutibilidade térmica e custo razoável por grama de material. Porém, alguns fatores dificultam seu uso como alto ponto de fusão e reatividade química com elementos como o oxigênio, hidrogênio e carbono em altas temperaturas. Para que a técnica de recobrimento do titânio com cerâmica seja realizada com êxito, os autores salientaram que fatores como correta fundição sob atmosfera não oxidante, cerâmicas com temperaturas de cocção que não ultrapassem 800°C e coeficiente de expansão térmica próximo ao do titânio ($9,6 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$) devem ser considerados.

Problemas relativos à fundição e união entre o titânio e cerâmicas são encontrados quando tal metal é utilizado para confecção de restaurações metalocerâmicas. Atsü & Berksun (2000) avaliaram com teste de resistência à flexão de três pontos a união de três cerâmicas (VitaTitankeramic, TiBond e Noritake Ti22) sobre titânio, sendo a cocção feita sob atmosfera convencional e sob atmosfera de gás argônio. Ao contrário do ocorrido nas outras cerâmicas, não houve alteração significativa da união entre titânio e a cerâmica Vitatitankeramic quando utilizada a atmosfera de argônio se comparada à convencional. A cocção em atmosfera de argônio tende a limitar a oxidação do titânio. Segundo os autores, para que se obtenha adequada união entre metal e cerâmica deverá haver compatibilidade térmica, química e mecânica entre tais materiais. Assim, avaliações clínicas em longo prazo que confirmem os resultados satisfatórios da união entre cerâmica e titânio deverão ser realizadas.

As restaurações metalocerâmicas têm sido amplamente utilizadas em Odontologia, fato este relacionado com a confiabilidade e sucesso, como citado em 2000 por Fischer. Ao autor citou que a utilização de ligas nobres foi sendo gradualmente reduzida em função do alto custo das mesmas. Foram desenvolvidas ligas metálicas nas quais o conteúdo de metais nobres foi reduzido ou mesmo ligas compostas somente por metais não nobres, com as ligas de níquel-cromo. Foi salientado no referido artigo que a presença de alguns metais

pode causar no paciente reações alérgicas. Frente à possibilidade de associar o ouro com o titânio na composição de uma liga metálica, o autor avaliou a viabilidade de desenvolvimento de uma liga de sistema binário Au-Ti. Análises mecânicas, térmicas e químicas foram realizadas em nove tipos de liga metálica experimental com variações de 0 a 10% em massa atômica no conteúdo de titânio. Para alguns corpos-de-prova foi utilizado um ciclo simulado de sinterização para cerâmica, segundo a norma ISO 9693, que consistia no aquecimento a 950°C por 15 minutos em forno apropriado. Para o ensaio de resistência à tração, foram utilizados 12 corpos-de-prova, dos quais somente seis foram submetidos à simulação de sinterização da cerâmica. No teste de dureza Vickers foram avaliados grupos constituídos por seis corpos-de-prova. Foi realizada uma indentação em cada corpo-de-prova, sendo o valor de dureza calculado pela média dos seis valores obtidos no grupo. Nas ligas com conteúdo igual ou maior que 6% de titânio, os valores de dureza Vickers foram maiores e estatisticamente significantes nos grupos com simulação da sinterização da cerâmica, sem comparados aos grupos sem simulação. Salientou o autor que diferentes condições de esfriamento podem influenciar de forma significativa a dureza e que futuras pesquisas similares deveriam ser realizadas visando o refinamento dos grãos e melhorias neste tipo de liga.

A reatividade química do titânio com o revestimento para fundição foi relatada como um dos problemas associados com mais freqüência à fundição de tal metal por Ohkubo *et al.* (2000). A formação de uma camada superficial de reação entre titânio fundido e revestimento denominada *alfa case* foi, segundo os autores, responsável pela redução da ductibilidade e resistência à fadiga de próteses parciais removíveis, bem como alteração da adaptação, desgaste e polimento de próteses fixas. Após análise da facilidade com que ligas metálicas foram desgastadas com o uso de diferentes abrasivos, os autores concluíram que o titânio comercialmente puro (grau 2 ASTM) e a liga Ti-6Al-4V foram desgastados com maior facilidade utilizando brocas para corte se comparados à liga de Co-Cr. Foi ainda avaliada a influência da presença da *alfa case* na dureza dos citados

materiais. Para o Ti c.p. grau 2, os valores médios de dureza Vickers foram 259 e 865, respectivamente para as condições de ausência e presença de *alfa case*.

A utilização do titânio tem aumentado em Odontologia devido à alta resistência à corrosão, excelente biocompatibilidade, baixa densidade e adequadas propriedades mecânicas, como citado em 2000 por Zinelis. Contudo, a ocorrência de porosidades é um defeito freqüente em fundições de titânio e suas ligas. Foi avaliado o efeito da variação de pressão e utilização dos gases Hélio, Argônio, Kriptônio e Xenônio na ocorrência de porosidades, microestrutura e propriedades mecânicas de fundições feitas em titânio comercialmente puro. A porosidade foi avaliada utilizando uma unidade de raios-x regulada à 57kV, 5mA e 0,5 segundo de tempo de exposição. Para o ensaio de dureza Vickers (VHN5) foi utilizada carga de 50N e tempo de aplicação de 5 segundos, sendo feitas duas indentações por corpo-de-prova. Obteve-se para tal ensaio valores próximos de 175 de dureza Vickers nos grupos que utilizaram o argônio, sem que houvesse diferença em função da pressão. No ensaio de resistência à tração, os grupos utilizando argônio exibiram valores de $415\pm 39\text{MPa}$ (pressão de 1atm) e $413\pm 29\text{MPa}$ (pressão de 0,5atm), sem diferença estatisticamente significativa entre os mesmos. Foi citado que a difusão de átomos de um gás inerte no interior do metal líquido durante a fusão e a retenção de tal gás durante a solidificação pode alterar de maneira significativa a dureza e outras propriedades mecânicas. Segundo o autor, os gases inertes não produzem nenhum composto intermetálico ou químico quando em contato com elementos metálicos nas citadas condições. Assim, as possíveis mudanças nas propriedades mecânicas do titânio podem ser justificadas pelo mecanismo de endurecimento por solução sólida, fenômeno este que pode ser classificado como intersticial ou substitucional. O argônio possui raio atômico maior que o do titânio (0,147nm), fato este que favorece a substituição do titânio na estrutura atômica e produção de solução sólida substitucional. Foi ainda citado que a camada de contaminação do titânio (caso α) não pode ser totalmente removida devido à perda de precisão e alta dureza da mesma (500VHN), que dificulta as etapas de desgaste. Foi observado que, apesar da relevância clínica

das propriedades mecânicas ainda não ter sido quantificada e estabelecida, altos valores de resistência, alta porcentagem de alongamento e valores médios de dureza são desejáveis.

Wataha, em 2000, revisou informações concernentes a biocompatibilidade de ligas metálicas usadas em fundições para Odontologia. O autor ponderou que a característica que deveria ser considerada de suma importância na seleção de uma liga metálica deveria ser a biocompatibilidade. Foi salientado ainda que elementos como níquel e cobalto possuem potencial relativamente alto de causar reações alérgicas e que outros elementos químicos, como o berílio, possuem potencial carcinogênico.

Pesquisas científicas têm sido realizadas com o intuito de minimizar as dificuldades técnicas da fundição do titânio e de suas ligas visando a obtenção de próteses em Odontologia. Segundo Watanabe *et al* (2000a), dentre os problemas e falhas freqüentemente encontrados nas peças fundidas estão as fundições incompletas e porosidades internas. Estes descreveram que os principais fatores que causam tais falhas são a força exercida no metal fundido, temperaturas do revestimento e metal no momento da fundição, permeabilidade do revestimento e configuração dos condutos de alimentação (*sprues*). Salientou-se que tais fatores não são únicos e podem influenciar o resultado agindo tanto de maneira isolada quanto em conjunto.

Apesar das consideráveis evoluções tecnológicas relacionadas ao processo de fundição do titânio, permanecem dificuldades para se obter fundições detalhadas e de dimensões reduzidas com precisão e constância. Watanabe *et al.*, (2000b), descreveram o funcionamento da máquina de fundição Cyclarc. Esta é constituída de duas câmaras: a superior aloja um cadinho de cobre no qual o lingote é posicionado e fundido e na câmara inferior é posicionado o bloco de revestimento. Ambas as câmaras são evacuadas, sendo então a superior preenchida com gás argônio e a fundição do lingote realizada com arco voltaico. O metal fundido passa então por uma abertura entre as câmaras sendo forçado para o interior do molde de revestimento por ação da pressão presente na câmara

superior. Os autores propuseram uma nova técnica de fundição de titânio visando melhores resultados, na qual uma lâmina metálica era interposta na abertura entre as duas câmaras, facilitando o controle da pressão e fluxo de argônio. Houve substancial melhoria na capacidade de escoamento, fato este confirmado pelos resultados utilizando dois tipo de padrão em cera.

A formação da camada de oxidação sobre o titânio dificulta de modo significativo o uso de cerâmicas para recobrimento do mesmo. Em 2001, Cai *et al.* Investigaram os efeitos de modificações na superfície do titânio fundido em relação à união entre o mesmo e cerâmica. Segundo os autores, a presença da camada de reação formada na superfície do titânio (α -case), com espessura média de 200 μ m, altera as propriedades mecânicas do mesmo, fragilizando ainda a união com as cerâmicas. Contudo, ao se considerar tal espessura, foi ponderado que caso a mesma seja integralmente removida, haveria perda significativa na precisão da fundição obtida em titânio, o que a inviabilizaria sob o ponto de vista clínico. Dentre os testes envolvidos no estudo, foram utilizados a difração de raios X para caracterização das superfícies e ensaio de dureza Vickers com 50 gramas de carga e 30 segundos de manutenção da mesma sobre o corpo-de-prova. Os maiores valores de dureza, variando de 440 a 520 VHN, foram encontrados na superfície do titânio fundido, com decréscimo significativo em profundidades a partir de 50 micrometros. Os valores médios de dureza variaram de 270 a 210 a partir de 100 até 300 μ m da superfície, sem que houvesse diferença significativa entre as técnicas de modificação de superfície testadas.

A precisão de estruturas para prótese parcial removível confeccionadas em liga de Co-Cr e Ti c.p. grau IV (Rematitan – Dentaurum) foi avaliada em 2001 por Jang *et al.* utilizando avaliação visual, radiográfica e sob microscopia de força atômica. Foi citado que devido ao contraste limitado das imagens radiográficas, a presença de poros de reduzidas dimensões é de difícil detecção. Tal fato foi comprovado pela avaliação da estrutura que foi seccionada após o exame radiográfico, sendo feita avaliação visual sob 100 vezes de aumento e verificada a presença de poros que não foram detectados no exame radiográfico. Foram ainda

citados valores variando de 390 a 540 MPa para resistência limite à tração para o Ti c.p. grau II e 22% de alongamento à fratura.

Nogueira-Filho *et al.*, em 2001, relacionaram fatores predisponentes à ocorrência de doença periodontal. Dentre tais fatores encontram-se os depósitos dentais mineralizados, margens de restaurações desadaptadas e lesões cáries não tratadas. Estes atuam como retentores de biofilme bacteriano, dificultando o controle mecânico pelos métodos comuns de higiene bucal. Poderiam assim levar ao desenvolvimento dos processos inflamatórios gengivais e do aparelho de inserção periodontal.

A avaliação da fractografia de um implante metálico utilizado em um ser humano possibilita que possíveis falhas de manufatura possam ser identificadas, bem como eventos ocorridos durante o uso do mesmo, como a fadiga estrutural. Azevedo & Hippert Jr., em 2002, realizaram a análise de falhas de implantes cirúrgicos feitos no Brasil utilizando inspeção visual dos implantes, caracterização macroscópica e microscópica, fractografia das áreas de fratura e áreas adjacentes e composição química. Uma placa para reconstrução da mandíbula fratura foi analisada, sendo evidenciada a composição, segundo norma ISO 5832-2, compatível com titânio grau I ou titânio comercialmente puro. Foi citado pelos autores que o titânio c.p. pode exibir, sob tração, redução da área em até 55%, mas a maior parte da deformação plástica não é observada próxima à área de fratura, sugerindo que a falha possa ter ocorrido por mecanismo frágil. Dentre as conclusões, os autores relataram que a fratura na referida placa ocorreu principalmente devido à fratura intergranular.

Baltag *et al.*, em 2002, avaliaram a influência da direção dos condutos de alimentação na ocorrência de porosidades em grampos de prótese parciais removíveis. Considerando as limitações do estudo, os autores descreveram os resultados sugerindo que as porosidades internas em fundições de titânio estão diretamente influenciadas pelo comportamento de escoamento, o qual pode ser controlado pela alteração na forma e posicionamento dos condutos de alimentação.

Luo *et al.*, em 2002, avaliaram a estrutura da camada de reação formada sobre o titânio fundido em uma máquina centrífuga com sistema de vácuo e pressão na câmara de fundição. Foram utilizados e montados 10 padrões em cera (20x20x1,5mm), sendo somente 5 recobertos com um produto à base de zircônio. Todos os padrões foram então incluídos utilizando revestimento aglutinado por fosfato, sendo realizados os procedimentos para realização da fundição. Após as etapas de limpeza em ultra-som, foram realizados testes de Dureza Knoop (carga de 200g) em variadas profundidades e em superfície seccionada de forma perpendicular à parte externa. Após análise em microscopia eletrônica de varredura, os autores dividiram as zonas da camada de reação em camada de sinterização, α -case, camada rica em silício, estrutura acicular e corpo de titânio. Foi citado que quando as temperaturas do molde variam entre 800°C até 850°, pode ser formada uma camada com espessura de aproximadamente 400µm que exibe valores de dureza consideravelmente maiores se comparados com a parte interna da peça fundida. Salientou-se que pode ser notado em alguns dos corpos-de-prova a presença de pequenos porosidades internas que podem ter sido geradas por fatores como contração da liga, permeabilidade do revestimento aos gases e posicionamento dos condutos de alimentação. Ainda, foi considerado que a camada de reação formada na superfície do titânio fundido não pode ser totalmente removida, seja por ação mecânica ou química, devido ao risco de perda de adaptação.

Rocha, em 2002, avaliou o efeito de tratamentos térmicos na resistência à tração e dureza Vickers do titânio comercialmente puro fundido. Foram utilizados três grupos experimentais, sendo um destes o controle, que não foi submetido a tratamento térmico. O grupo T1 foi submetido ao aquecimento a 750°C por 2 horas. Já o grupo T2 foi submetido ao aquecimento a 950°C por 1 hora e envelhecimento a 620°C por 2 horas. Ambos os tratamentos térmicos foram realizados em atmosfera de argônio, tanto durante o aquecimento quanto resfriamento. Os ensaios de resistência à tração foram realizados em máquina para ensaios mecânicos MTS modelo 810, utilizando um dispositivo para fixar os

corpos-de-prova aos mordentes da máquina. Foram realizadas ainda análise metalográfica, utilizando reagente de Kroll na superfície polida, bem como análise de fratura em fragmentos que fossem representativos de cada grupo ou condição experimental. O valor médio de resistência à tensão máxima de tração obtido no Ti c.p. sem tratamento térmico foi $537,32 \pm 29,19$ MPa, com 490,21MPa de valor mínimo e 586,39MPa de valor máximo. Os tratamentos térmicos não causaram alterações estatisticamente significativas para o citado teste. Já no teste de dureza Vickers, o grupo do Ti c.p. sem tratamento térmico exibiu valor médio de $200,26 \pm 5,43$, com 191,82 de valor mínimo e 209,17 de valor máximo. Descreveu-se que para o Ti c.p., grupo controle, houve maior ocorrência de fratura dúctil com presença de cavidades com variados tamanhos na superfície. No grupo T1 ocorreram mais fraturas mistas, com formação de cavidades características de fratura frágil e áreas de estriamento, relacionadas com fraturas do tipo frágil. Já no grupo T2 não houve a ocorrência de características de ductibilidade, pois se evidenciou fratura intergranular. Ponderou ainda o autor que nos grupos do Ti cp., houve relação entre o grupo com maior dureza e ocorrência de fratura do tipo frágil, enquanto no grupo controle e no T1 ficou evidenciada fratura dúctil e mista, respectivamente. Ainda, foi sugerido que há a possibilidade de que um material muito duro possa se tornar mais friável, podendo comprometer o desempenho clínico.

Shimizu *et al.* (2002) compararam a capacidade de preenchimento de margens delgadas simulando margens de próteses, com ângulos de 15° e 30° . Foram comparados o titânio comercialmente puro (Ti cp), ligas de titânio (Ti-6Al-7Nb e Ti-6Al-4V), ligas à base de ouro e liga de Ni-Cr. De acordo com os autores a capacidade de preenchimento do molde de revestimento utilizando liga de ouro foi melhor se comparado às demais ligas. A liga de Ni-Cr demonstrou o pior desempenho de preenchimento de margens, sendo que o titânio e suas ligas exibiram valores intermediários. Concluíram os autores que apesar do desempenho do titânio e ligas ter sido pior se comparados com a liga de ouro, os dados justificaram o uso do titânio para a obtenção de próteses.

Em 2003, Azevedo analisou a falha de uma placa em titânio comercialmente puro para osteosíntese. O exame de microestrutura revelou a presença de grãos equiaxiais alfa e lâminas intergranulares identificadas como fase beta. As placas de fixação (Baumer – São Paulo) foram avaliadas sob teste de fadiga utilizando cargas máximas de 50 e 60kN e 10Hz de freqüência. A superfície de fratura exibiu marcas de estrias em planos, estrias paralelas e fratura intergranular. Nas áreas periféricas da superfície de fratura foram formadas regiões com *dimples*, estando relacionados com sobrecarga.

O efeito do ambiente no teste de fadiga foi avaliado em 2003 por Azevedo & Santos. Foram analisadas placas de fixação óssea confeccionadas em titânio grau I, sendo as mesmas submetidas à teste de fadiga em condições experimentais diferentes (variação da temperatura, meio de imersão e condição de acabamento da placa quanto à anodização), sendo a superfície de fratura analisada por microscopia eletrônica de varredura. O deslocamento da estrutura e comportamento das ligas de titânio α (Ex.: Ti c.p.) são sensíveis à orientação dos cristais, produzindo comportamentos diversos de microfractografia, dependendo da orientação da orientação dos grãos. Foi descrito que nas superfícies de fratura, para os parâmetros utilizados, foi observada a formação de uma superfície fibrosa produzida pela fratura instável e mecanismo de ductibilidade em sobrecarga.

Cai et al., em 2003, citaram as ligas de titânio e titânio como materiais de uso extensivo em implantes ortopédicos, implantes dentais e dispositivos médicos, principalmente nas últimas décadas. Reafirmaram as dificuldades tecnológicas na fundição dos citados materiais, citando o titânio comercialmente puro como sendo material utilizado em Odontologia por mais de uma década na confecção de prótese fixas como restaurações metalocerâmicas. Os autores caracterizaram, com testes de polarização anódica, a corrosão in vitro do titânio comercialmente puro grau 2 (ASTM) e três ligas de titânio, variando também o acabamento da superfície. Dentre os resultados, citaram os autores que o acabamento da superfície pareceu ter efeito marcante sobre a corrosão dos materiais testados se comparado com a camada de reação. Relataram ainda que

todas as combinações de metais e acabamentos de superfície exibiram excelente resistência à corrosão em meio oral simulado.

Em 2003, Fonseca et al. avaliaram a adaptação cervical do titânio comercialmente puro e ligas de Ti-6Al-4V e Pd-Ag e a influência dos ciclos de cocção da cerâmica Vitatitankeric. Foram utilizados 50 dentes bovinos com preparos típicos para restaurações, sendo igualmente divididos nos grupos experimentais Ti-6Al-4V, Ti-6Al-4V com tratamento térmico (Ti-6Al-4V TT), Ti c.p., Ti c.p. com tratamento térmico (Ti c.p. TT) e Pd-Ag. O desajuste cervical foi medido com auxílio de um microscópio de mensuração (Olympus STM). Os valores médios de desajuste cervical obtidos ao final dos ciclos de cocção foram: 106,78µm para Ti-6Al-4V, 86,02µm para Ti-6Al-4V TT, 117,22µm para Ti c.p., 115,71µm para Ti c.p. TT e 98,70µm para Pd-Ag, sem que houvesse diferença estatisticamente significativa entre tais valores. O desajuste cervical dos grupos confeccionados em Ti c.p. e Ti-6Al-4V não foi influenciado de forma significativa pelo ciclo de cocção da porcelana Vitatitankeric. O grupo Pd-Ag mostrou alteração estatisticamente significativa após a cocção da porcelana para dentina e glaze.

O desgaste excessivo em materiais odontológicos restauradores pode, dentre outros efeitos deletérios, causar desarmonia oclusal. Em 2003, Iijima *et al.* avaliaram as características de desgaste da liga de Ti-6Al-7Nb e dos Ti c.p. grau 2 e 3 utilizando um teste simulado de oclusão. Os corpos-de-prova foram obtidos por meio de fundição com arco voltáico e atmosfera inerte de gás argônio. Após ensaio de dureza, foram obtidos valores médios de 169±20 para o Ti c.p. grau 2, 171±20 para o Ti c.p. grau 3 e 257±29 para a liga de Ti-6Al-7Nb, sem que houvesse diferença significativa entre os valores obtidos para os dois graus de Ti c.p. testados. Concluíram os autores que, dentre os materiais testados, a liga Ti-6Al-7Nb apresentou maior resistência ao teste de desgaste por perda de massa.

Segundo Kikuchi *et al.* (2003), a formação da camada denominada alfa case aumenta a dureza na superfície dos metais fundidos se comparada com a dureza na parte interna das estruturas fundidas. Tal aumento da dureza foi

relacionado com a difusão de gases como o oxigênio, liberados da reação entre metal fundido e material de revestimento. Os autores relacionaram ainda, que a presença de tal superfície endurecida e rugosa agiria como promotora de iniciação de fendas durante os testes de tração. Tal fenômeno ocorreu devido à incompatibilidade entre a superfície friável e a matriz interior dúctil.

Em 2003, Sadeq *et al.* avaliaram os efeitos de variáveis da união entre cerâmica e o titânio comercialmente puro grau 2 tanto fundido quanto usinado. Segundo os autores, o titânio quando fundido oxida o revestimento quando em contato com o mesmo, com liberação de átomos que se difundem no titânio formando uma camada de maior dureza conhecida como caso alfa (α case). Tal camada apresenta elevado conteúdo de oxigênio, sendo que tal camada exhibe reduzida ductibilidade e resistência à fadiga. A dureza da superfície do titânio aumenta substancialmente após a oxidação, em especial quando temperaturas próximas a 900°C são aplicadas. Os autores testaram a utilização de gás argônio durante a queima da cerâmica sobre titânio com a finalidade de minimizar a formação da camada de óxido que exhibe baixa aderência ao citado metal. Houve, a partir de tal protocolo, significativa melhoria na união entre cerâmica e titânio.

O efeito da ciclagem térmica na união de cerâmica de baixa fusão ao titânio c.p. e liga de titânio-alumínio-vanádio foi avaliado em 2003 por Tróia *et al.* Os autores citaram que o titânio e suas ligas, quando utilizados na confecção de próteses metalocerâmicas, exigem características especiais da cerâmica para que o resultado seja condizente com o uso clínico seguro. Dentre os fatores que afetam a união entre titânio e cerâmica encontram-se a formação de camada de oxidação no titânio sob altas temperaturas, aderência da camada formada com o substrato (titânio) e tensão desenvolvida na união entre os citados materiais em função da diferença de coeficiente de expansão térmica. Concluíram os autores que a união entre titânio e cerâmica é difícil de ser obtida pelo fato de que o substrato (titânio) é afetado pelos procedimentos executados previamente à aplicação da cerâmica. Assim, estudos complementares do mecanismo de união e efetividade do mesmo tornam-se necessários.

Zhu *et al.* (2003) avaliaram as alterações que a adição controlada de boro foi capaz de causar em ligas de titânio, utilizando, dentre outros, os testes de dureza Vickers e resistência à tração. Os autores ponderaram que na superfície de todas as peças fundidas foi encontrada uma camada dura e friável conhecida como α -case, com espessura próxima a 250 μ m. A superfície de todas as peças após a fundição foi então desgastada, em espessura de 500 μ m, em função da formação de tal camada e suas propriedades mecânicas desfavoráveis. O teste de dureza Vickers foi realizado utilizando 9,807N de carga e 15 segundos de permanência da carga para indentação à temperatura ambiente. O teste de tração foi realizado em temperatura ambiente, sendo que os corpos-de-prova foram fixados em dispositivo que propiciava suporte adequado, evitando assim o uso de garras pneumáticas que poderiam danificá-los e posicioná-los de maneira incorreta.

Zinelis *et al.* (2003) citaram o crescente uso de próteses fixas confeccionadas em titânio recoberto por cerâmica, principalmente em função da excelente biocompatibilidade, resistência à corrosão e adequada resistência mecânica. Contudo, alguns fatores impossibilitam o uso da maioria das cerâmicas feldspáticas convencionais sobre titânio. Segundo os autores, em temperaturas acima de 800°C, o titânio oxida rapidamente, produzindo uma camada espessa de óxidos, resultando em inadequada união entre a cerâmica e o titânio subjacente. Outro fator citado que influencia de modo significativo na manutenção da união entre cerâmica e o titânio é a grande diferença entre o coeficiente de expansão térmica do titânio e das cerâmicas convencionais. Tais fatores levaram ao desenvolvimento pelos fabricantes de cerâmicas específicas para uso sobre titânio. Previamente aos testes para avaliação do coeficiente de expansão térmica, os autores efetuaram o desgaste da superfície dos mesmos visando a remoção da α case. Ponderaram os mesmos que a espessura da α case freqüentemente é menor que 100 μ m quando o titânio é fundido e injetado em blocos de revestimentos à base de magnésio. Dentre os resultados dos experimentos,

encontra-se a conclusão de que o coeficiente de expansão térmica do titânio pode ser modificado pela adição de outros elementos e conseqüente obtenção de ligas.

Eliopoulos *et al.*, em 2004, avaliou a porosidade de fundições de titânio realizadas em quatro diferentes máquinas (Cyclarc II – Morita / Japão, Dor-A-Matic – Schutz Dental / Alemanha, Titec 201F – Orotig / Itália, EasyTi – Manfredi / Itália), sendo as três primeiras do tipo fusão por arco de plasma e injeção por diferença de pressão e a última citada do tipo fusão por indução e injeção por força centrífuga. A porosidade foi analisada com o auxílio de radiografias digitais padronizadas de corpos-de-prova retangulares (30x3x0,5mm) que foram analisadas e a porosidade calculada de modo quantitativo na imagem obtida. Segundo os autores, os poros em fundições de titânio são formados por aprisionamento de gases e contração de solidificação do metal. Uma vez que o titânio apresenta alta contração volumétrica durante solidificação (3,5%), se os procedimentos de confecção das estruturas não forem precisamente controlados, parte da contração volumétrica pode se converter em porosidade. Tais porosidades estariam relacionadas com a geometria da estrutura posicionamento dos condutos de alimentação. Para a obtenção das imagens radiográficas foram utilizados os seguintes parâmetros: 65kV, 7mA, 13cm de distância entre a fonte e o sensor, 0,8 segundo de tempo de exposição. Não houve diferença estatisticamente significativa entre as máquinas testadas, havendo uma distribuição não homogênea da porosidade nos corpos-de-prova de um mesmo grupo.

3 - PROPOSIÇÃO

O presente estudo teve como propósitos:

- Avaliar a influência dos ciclos de cocção de uma cerâmica (Vitatitankeramic) sobre a dureza Vickers e resistência à tração do titânio comercialmente puro grau 2 fundido;
- Caracterizar o tipo de fratura mediante avaliação macroscópica visual e por microscopia eletrônica de varredura.

4 - MATERIAL E MÉTODOS

4.1 DELINEAMENTO GERAL DA PESQUISA

Na presente pesquisa foram realizados nos grupos experimentais ensaios de dureza Vickers e resistência à tração.

Para realização do teste de dureza Vickers foram obtidos 25 discos de titânio comercialmente puro fundido, sendo estes aleatoriamente divididos em cinco grupos (n=5) e submetidos aos procedimentos experimentais determinados para cada grupo, como mostrado no quadro 1:

Quadro 1

Grupos e procedimento experimental para ensaio de dureza:

GRUPO	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL
DIN	CP inicial (após desinclusão e acabamento)
DBO	Ciclo de cocção do <i>bonder</i>
DOP	Ciclo de cocção do <i>bonder</i> e opaco
DDE	Ciclo de cocção do <i>bonder</i> , opaco e dentina
DGL	Ciclo de cocção do <i>bonder</i> , opaco, dentina e <i>glaze</i>

Os corpos-de-prova foram então polidos e avaliados pelo teste de dureza Vickers, sendo os dados obtidos analisados estatisticamente.

Para a realização do ensaio de resistência à tração foram obtidos cilindros de Ti c.p. fundido, sendo os mesmos usinados em torno mecânico para que tivessem a forma e dimensões adequadas para o teste. Foram então obtidos 50 corpos-de-prova, sendo os mesmos divididos aleatoriamente em 5 grupos

(n=10), sendo os mesmos submetidos aos procedimentos experimentais descritos no quadro 2:

Quadro 2
Grupos e procedimento experimental para ensaio de resistência à tensão de tração:

GRUPO	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL
TIN	CP inicial (após desinclusão e acabamento)
TBO	Ciclo de cocção do <i>bonder</i>
TOP	Ciclo de cocção do <i>bonder</i> e opaco
TDE	Ciclo de cocção do <i>bonder</i> , opaco e dentina
TGL	Ciclo de cocção do <i>bonder</i> , opaco, dentina e <i>glaze</i>

Os corpos-de-prova foram então submetidos ao ensaio de resistência à tração, sendo os valores obtidos analisados estatisticamente. As superfícies de fratura foram submetidas à análise macroscópica e caracterização de superfícies representativas do tipo de fratura por MEV.

4.2 DUREZA VICKERS

4.2.1 OBTENÇÃO DOS CORPOS-DE-PROVA

Uma matriz metálica composta por duas partes rosqueáveis, sendo uma portadora de uma perfuração com 6mm de diâmetro e 3mm de profundidade foi utilizada para obtenção dos padrões em cera.

Com a utilização de um gotejador elétrico para cera (Degudent – Dentsply DeTrey - Konstanz), a cera para padrões de fundição tipo GEO (Renfert GmbH) foi liquefeita e depositada no interior da matriz metálica aquecida, assegurando-se do

total preenchimento. Uma lâmina de vidro foi então pressionada para que a superfície da cera ficasse plana. Após o período mínimo de esfriamento de 5 minutos, a matriz era aberta e o padrão em cera cuidadosamente removido e avaliado quanto à sua integridade externa.

4.2.2 INCLUSÃO E FUNDIÇÃO DOS PADRÕES EM CERA

Conjuntos de dez padrões foram constituídos, montados e incluídos utilizando anel de silicone tamanho seis (Dentaurum J. P. Winkelstroeter KG) e base conformadora de cadinho em teflon®. O posicionamento dos padrões e condutos de alimentação (\varnothing 5mm) seguiu as recomendações do fabricante do revestimento (Dentaurum).

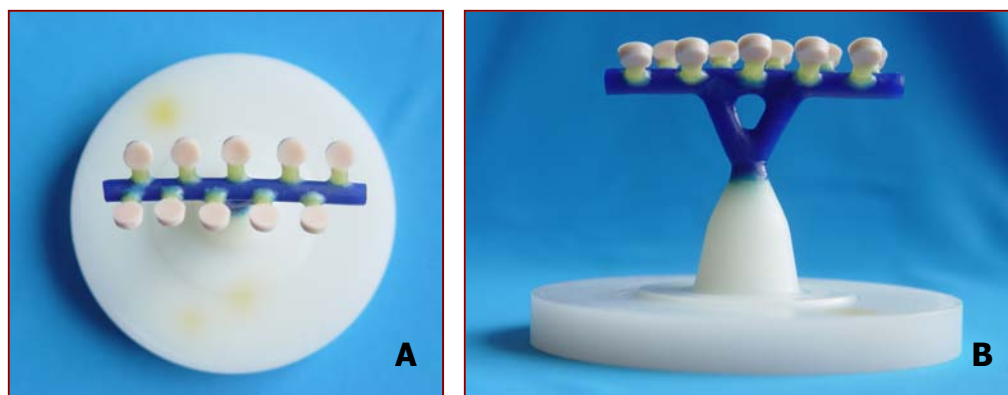


Figura 2 (A e B) – Vista superior (A) e lateral (B) do conjunto de padrões em cera, condutos de alimentação e base conformadora de cadinho

As superfícies em cera foram borrifadas com agente surfatante (Dentaurum) e deixadas secar ao ar ambiente.

O conjunto base conformadora de cadinho e padrões em cera foi posicionado no interior do anel de silicone, sendo o mesmo preenchido sob vibração com revestimento aglutinado por fosfato de amônia e magnésio Rematitan Plus, proporcionado seguindo recomendações do fabricante (40mL de

líquido Rematitan Plus para coroas/pontes e 250g de pó) e espatulado mecanicamente sob vácuo por 60 segundos. Após trinta minutos, o anel de silicone e a base conformadora de cadinho eram removidos, sendo obtido o bloco de revestimento. Decorridos 20 minutos, o bloco foi levado ao forno para realização do ciclo de aquecimento.

Para execução do aquecimento, utilizou-se um forno elétrico (Ney Dental Inc.), previamente programado com o ciclo recomendado pelo fabricante para o revestimento Rematitan Plus (Dentaurum), conforme disposto no quadro 3:

Quadro 3
Ciclos de aquecimento e esfriamento para revestimento Rematitan Plus

TEMPERATURA INICIAL (°C)	VELOCIDADE DE AQUECIMENTO / ESFRIAMENTO (°C/min.)	TEMPERATURA FINAL (°C)	TEMPO DE PERMANÊNCIA (min.)
Ambiente	5	150	90
150	5	250	90
250	5	1000	60
1000	5	430	120

Os blocos foram posicionados no forno à temperatura ambiente, com a região do cadinho voltada para baixo e em número máximo de quatro blocos por vez. Ao término do ciclo de aquecimento, procedimento que consumiu cerca de 11 horas, cada bloco foi removido do forno e imediatamente posicionado na máquina para fundição.

4.2.3 FUNDIÇÃO:

Estando o bloco de revestimento posicionado na câmara inferior da máquina de fundição Rematitan (Dentaurum), esta foi programada para utilização de pastilhas com 22g de material. Foram utilizadas pastilhas de Ti c.p. grau 2* Tritan (Dentaurum), cuja composição química aproximada expressa em porcentagem em massa corresponde a 99,5% Titânio, 0,25% Oxigênio, 0,03% Nitrogênio, 0,30% Ferro, 0,10% Carbono, 0,015% Hidrogênio e, segundo o fabricante, temperatura de fusão de 1668°C

Os ajustes no tempo de fundição e corrente elétrica foram realizados automaticamente pelo sistema do forno e o processo de fundição realizado através de aquecimento por arco voltáico sob atmosfera inerte de gás argônio.

4.2.4 DESINCLUSÃO E ACABAMENTO:

Concluído o processo de fundição, os blocos de revestimento foram esfriados imediatamente em água, seguindo as especificações do fabricante. Os conjuntos fundidos foram removidos do revestimento com auxílio de desincludor pneumático (Silfradent), sendo jateados com esferas de vidro com tamanho médio de partículas de 100µm em jateador elétrico Oxyker Dry/AM28 (F.LLI Manfred), sob pressão de 5,6kgf/cm².

Em uma das faces planas de cada disco foi utilizado o protocolo de acabamento recomendado para aplicação da porcelana Vitatitank ceramic (Vita Zahnfabrik): uso seqüencial de pontas abrasivas de óxido de alumínio Aloxin (Dentaurum), brocas para titânio Maxi Plus e Midi (Dentaurum) e jateamento com partículas de óxido de alumínio com tamanho médio de 150µm sob pressão máxima de 2,04 kgf/cm² em jateador elétrico Oxyker Dry/AM28 (F.LLI Manfred). Os discos foram então separados dos condutos de alimentação com discos de carboneto de silício.

4.2.5 CICLOS DE COCÇÃO

* Ti grau 2, de acordo com a Norma ASTM B.265-79

Os discos de cada grupo foram posicionados em uma manta cerâmica Fibertray (Renfert) e esta suspensa sobre os pinos em um suporte para cocção de cerâmica Porcelain Trays G (Vita Zahnfabrik), sendo realizados os ciclos de cocção em um forno para cerâmica Austromat M (Dekema).

Foram seguidas as temperaturas de cocção da cerâmica Vitatitankeramic (Vita Zahnfabrik), descritas no quadro 4:

Quadro 4
Ciclos de cocção para cerâmica Vitatitankeramic

CAMADAS	TEMPERATURA INICIAL (°C)	TEMPERATURA FINAL (°C)	VELOCIDADE DE AQUECIMENTO (°C/min.)	VÁCUO
<i>Bonder</i>	400	800	60	sim
Opaco	400	790	110	sim
Dentina	400	770	50	sim
<i>Glaze</i>	400	770	50	não

Após o término de cada ciclo, aguardava-se que os corpos-de-prova esfriassem até a temperatura ambiente.

4.2.6 ENSAIO DE DUREZA VICKERS:

Os discos de cada grupo tiveram as faces nas quais foi realizado o protocolo de preparo fixadas em uma placa de cera utilidade e sobre esta posicionado um tubo de PVC com 15mm de altura e 50mm de diâmetro. Os tubos foram então preenchidos utilizando resina acrílica de ativação química Vipi Flash (Dental Vipi) vertida sob vibração no interior do tubo de PVC.

Após a polimerização, o tubo foi removido da cera utilidade, limpo, e o conjunto submetido ao polimento para o ensaio de dureza Vickers. A superfície

com os discos parcialmente expostos foi regularizada com o uso de lixas de carbetto de silício na seguinte seqüência de granulação: 180, 320, 400, 600, 1200, sob constante irrigação com água e limpeza em ultra-som por 5 minutos antes da transição entre diferentes granulações. A espessura do tubo na região dos discos foi medida antes e durante a execução dos desgastes visando o polimento para assegurar que este estivesse limitado a no máximo 0,5mm.

O ensaio de dureza Vickers foi realizado no durômetro HMV-2 (Shimadzu Co.) utilizando protocolo HV1, com carga de 9,807N e tempo de aplicação de 5 segundos. Foram realizadas 4 medições na superfície de cada disco, dispostas como mostrado na figura 3B, sendo obtidas as médias entre as medições por disco.

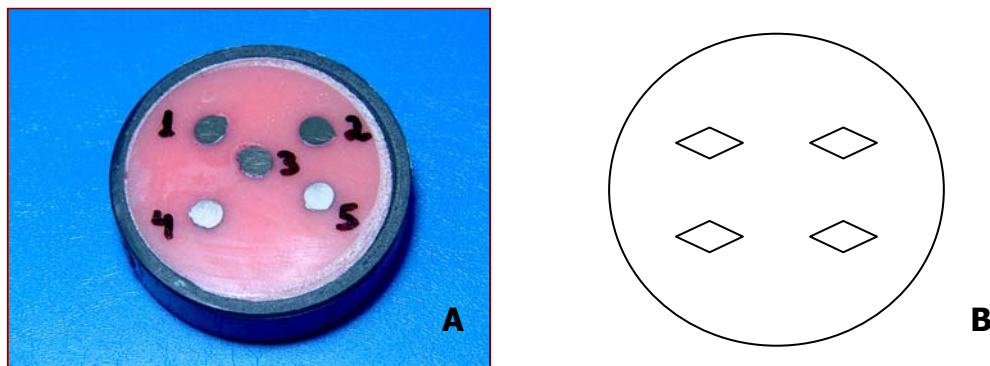


Figura 3 (A e B) - A) Imagem da posição dos discos de titânio no anel de PVC; B) Disposição das marcações para medição de dureza Vickers feitas sobre cada disco de titânio

4.3 RESISTÊNCIA À TRAÇÃO:

4.3.1 OBTENÇÃO DOS CORPOS-DE-PROVA

Três fios de cera de secção circular (\varnothing 5mm), retilíneos e com comprimento de 45mm (Babinete) foram montados em um conduto de alimentação (\varnothing 5mm) ligado à base conformadora de cadinho em teflon®, anexada ao anel de silicone tamanho seis (Dentaurum).

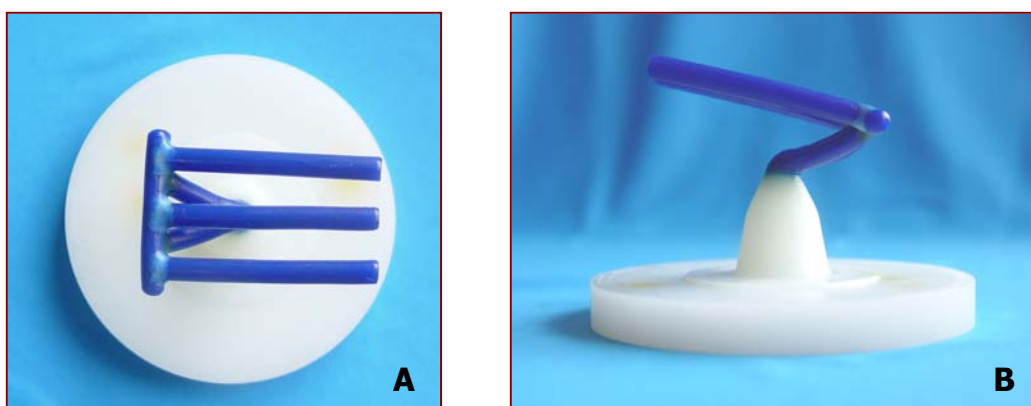
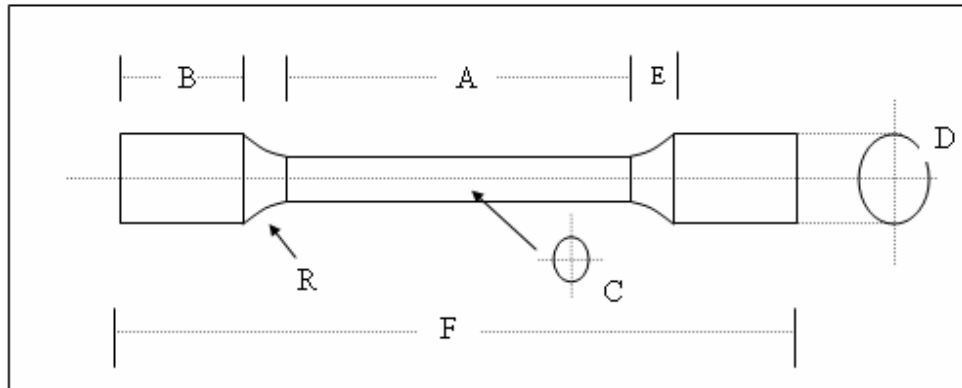


Figura 4 (A e B)– Vista superior (A) e lateral (B) do conjunto de padrões em cera, condutos de alimentação e base conformadora de cadinho

O tipo de metal, bem como o protocolo de inclusão, aquecimento e fundição foram realizados como descrito anteriormente para os corpos-de-prova para o ensaio de dureza Vickers. Foram utilizadas pastilhas de 31g. em função do volume requerido de metal. Os procedimentos de desinclusão também seguiram os descritos anteriormente.

Os cilindros de titânio fundido foram separados dos condutos de alimentação mediante corte com disco abrasivo evitando sempre o aquecimento excessivo. Foram obtidos 65 cilindros de titânio com 45 ± 1 mm de comprimento e 5mm de diâmetro.

Os cilindros foram usinados em torno mecânico, com refrigeração e velocidade de rotação adequado ao tipo de metal. Obteve-se 60 corpos-de-prova em forma de halteres, sendo ilustrado nas figuras 5 e 6:



- A** - Comprimento da secção reduzida: $20 \pm 0,1$ mm
- R** - Raio (min): 2
- B** - Comprimento das extremidades: 4mm
- C** - Diâmetro da secção reduzida: $2,5 \pm 0,1$ mm
- D** - Diâmetro nas extremidades: $4,5 \pm 0,1$ mm
- E** - Comprimento da área de migração: 3mm
- F** - Comprimento total do corpo-de-prova: 34mm

Figura 5 - Representação gráfica e dimensões dos corpos-de-prova para o ensaio de resistência à tensão de tração

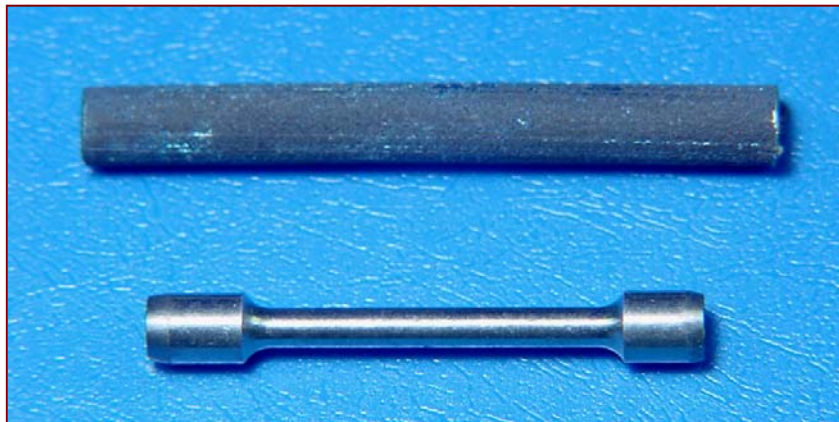


Figura 6 – Imagem do cilindro de titânio fundido e corpo-de-prova após usinagem

Os corpos-de-prova foram avaliados por meio de radiografias para a verificação da presença de poros no interior (Eliopoulos *et al.*, 2004). Foram posicionados três corpos-de-prova em cada filme periapical (Kodak Ektaspeed do grupo E) e padronizada em 10cm a distância entre a extremidade do tubo próxima ao colimador secundário e a superfície do filme. Foi utilizado de forma padronizada o tempo de exposição em 0,5 segundo, sendo os parâmetros de voltagem e miliamperagem fixos como característica do aparelho Spectro 70x Eletronic (Dabi Atlante). As películas foram reveladas manualmente com tempo de imersão no revelador de 30 segundos, à 27°C de temperatura ambiente. Após a devida fixação, as películas radiográficas secas foram analisadas quanto à presença de poros internos. Caso estivessem presentes e fossem detectadas em algum corpo-de-prova, este era descartado e substituído por outro escolhido de forma aleatória, sendo o procedimento de análise por raio-X refeito até que se obtivesse o número de 50 corpos-de-prova.

4.3.2 CICLOS DE COCÇÃO

Os ciclos de cocção foram realizados em um forno para cerâmica Austromat M (Dekema), estando todos os corpos-de-prova de um mesmo grupo posicionados a cada vez em um suporte (figura 7). Após o término de cada ciclo, aguardava-se que os corpos-de-prova esfriassem até a temperatura ambiente.



Figura 7 - Corpos-de-prova para teste de tração posicionados no suporte para realização do ciclo de cocção da cerâmica

4.3.3 ENSAIO DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO

Os ensaios de resistência à tração foram realizados em uma máquina de ensaios mecânicos MTS 810 (MTS System Corporation).

O acoplamento do corpo-de-prova aos mordentes da máquina foi feito de modo indireto utilizando um dispositivo metálico, com encaixes para receber as extremidades do corpo-de-prova e pinos nas extremidades para fixação aos mordentes.

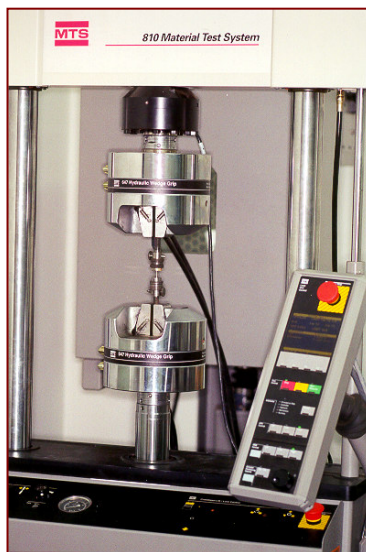


Figura 8: Vista da máquina de ensaios e garras hidráulicas

Foi utilizada velocidade de deslocamento do atuador de 1mm/min, sendo que no momento em que ocorreu a ruptura do corpo-de-prova, o sistema controlador da máquina forneceu, dentre outros dados, os valores de tensão máxima e tensão de ruptura (MPa), alongamento (mm) bem como gráfico de tensão-deformação, sendo os mesmos calculados automaticamente pelo software Test Works IV for Test Star II (MTS).

4.3.4 ANÁLISE DE FRATURA:

Após os ensaios de resistência à tração, os segmentos de cada corpo-de-prova foram analisados macroscopicamente, sob aumento de 4 vezes obtido com lupa (Bio-Art), sendo avaliadas as características da região de fratura e classificados de acordo com os seguintes aspectos (Chiaverini, 1955; Cetlin, 1979):

- Fratura dúctil:
 - Presença de deformação plástica com estrição na área de fratura
 - Presença de área sugestiva de zona fibrosa na região central da superfície de fratura
- Fratura frágil:
 - Sem deformação plástica aparente
 - Presença de marcas radiais na superfície de fratura

Foram ainda selecionados corpos-de-prova que fossem representativos dos tipos de fratura e estruturas que ocorreram com maior frequência nos grupos para que fossem analisados sob microscopia eletrônica de varredura para melhor caracterização. Utilizou-se para tal um microscópio eletrônico de varredura EVO 40 (Leo).

4.4 ANÁLISE ESTATÍSTICA:

Os valores originais obtidos no teste de resistência à tração (resistência máxima à tração e resistência à tração até ruptura) e dureza Vickers foram submetidos à análise de variância, considerando o modelo com um fator (fase de cocção da cerâmica), sendo apresentados no apêndice. Os valores médios com diferenças estatisticamente significativas foram submetidos ao teste de Tukey, considerando o nível de 5% de probabilidade.

5 - RESULTADOS:

5.1 DUREZA VICKERS:

Estão representados na tabela 1 os valores relacionados aos resultados do teste de dureza Vickers considerando as fases de queima da cerâmica Vitatitankeramic. O grupo DIN exibiu diferença estatisticamente significativa quando comparado aos demais grupos experimentais. Não houve diferença estatisticamente significativa entre os grupos DBO, DOP, DDE, DGL respectivamente relacionados com as fases de cocção do bonder, opaco, dentina e glaze.

Tabela 1
Valores mínimos, máximos e médios de dureza Vickers dos grupos experimentais em função das fases de cocção da cerâmica

GRUPO	VALOR MÍNIMO	VALOR MÁXIMO	VALOR MÉDIO	DESVIO PADRÃO
DIN	182,00	196,75	187,00 b	5,91
DBO	203,00	211,50	206,44 a	3,37
DOP	194,00	201,75	199,55 a	3,15
DDE	199,75	204,25	202,05 a	1,78
DGL	197,00	214,00	207,10 a	6,87

Valores médios seguidos de mesma letra na coluna não diferem estatisticamente pelo Teste de Tukey em nível de 5% de probabilidade

5.2 RESISTÊNCIA À TRAÇÃO:

Foram obtidas médias para os parâmetros tensão máxima de tração, tensão de tração até ruptura e alongamento a partir dos valores originais (apêndice)

Os valores relativos à tensão máxima de tração encontram-se descritos na tabela 2. Não houve diferença estatisticamente significativa entre os grupos experimentais em função das fases de cocção da cerâmica.

Tabela 2
Valores mínimos, máximos e médios de valores de tensão de tração máxima (MPa) dos grupos experimentais em função das fases de cocção da cerâmica:

GRUPO	VALOR MÍNIMO	VALOR MÁXIMO	VALOR MÉDIO	DESVIO PADRÃO
TIN	396,92	577,35	494,05 a	54,4
TBO	443,17	565,07	511,28 a	51,76
TOP	437,57	574,83	505,46 a	44,76
TDE	357,16	578,70	481,99 a	68,66
TGL	448,67	562,84	493,13 a	33,17

Valores médios seguidos de mesma letra na coluna não diferem estatisticamente pelo Teste de Tukey em nível de 5% de probabilidade

Os valores relativos à tensão de tração até ruptura encontram-se descritos na tabela 3. Considerando as fases de cocção da cerâmica e grupo inicial, não houve diferença estatisticamente significativa entre os grupos experimentais.

Tabela 3
Valores mínimos, máximos e médios de valores de tensão de tração até ruptura (MPa) dos grupos experimentais em função das fases de cocção da cerâmica:

GRUPO	VALOR MÍNIMO	VALOR MÁXIMO	VALOR MÉDIO	DESVIO PADRÃO
TIN	318,94	498,53	409,24 a	58,50
TBO	355,22	460,88	411,45 a	42,62
TOP	352,39	461,97	407,06 a	35,83
TDE	288,35	469,70	390,26 a	55,96
TGL	360,57	451,39	395,50 a	26,35

Valores médios seguidos de mesma letra na coluna não diferem estatisticamente pelo Teste de Tukey em nível de 5% de probabilidade

Encontram-se descritos na tabela 4 os valores relacionados ao alongamento ocorrido após ensaio de resistência à tração. Não houve diferença estatisticamente significativa entre os grupos experimentais em função das fases de cocção da cerâmica.

Tabela 4
Valores mínimos, máximos e médios de alongamento sob tensão de tração (mm) dos grupos experimentais em função das fases de cocção da cerâmica:

GRUPO	VALOR MÍNIMO	VALOR MÁXIMO	VALOR MÉDIO	DESVIO PADRÃO
TIN	1,45	5,18	3,07 a	1,04
TBO	1,67	4,48	3,01 a	0,93
TOP	1,91	3,38	2,72 a	0,44
TDE	1,9	4,49	3,05 a	0,86
TGL	1,19	4,05	2,72 a	0,89

Valores médios seguidos de mesma letra na coluna não diferem estatisticamente pelo Teste de Tukey em nível de 5% de probabilidade

5.3 ANÁLISE DE FRATURA:

Ao considerar os critérios citados para avaliação macroscópica, pôde-se determinar que não houve a ocorrência de fratura frágil. Assim, todas as fraturas nos grupos testados foram do tipo dúctil, havendo diferenças apenas quanto ao tipo de padrão nas superfícies avaliadas por MEV.

As superfícies de fratura representativas das características de fratura dúctil nos grupos experimentais foram caracterizadas com MEV, sendo determinadas áreas compatíveis com a visualização macroscópica da fratura.

A figura 9 representa a superfície de fratura de um corpo-de-prova do grupo TIN, ou seja, que não foi submetido aos ciclos de cocção da cerâmica.

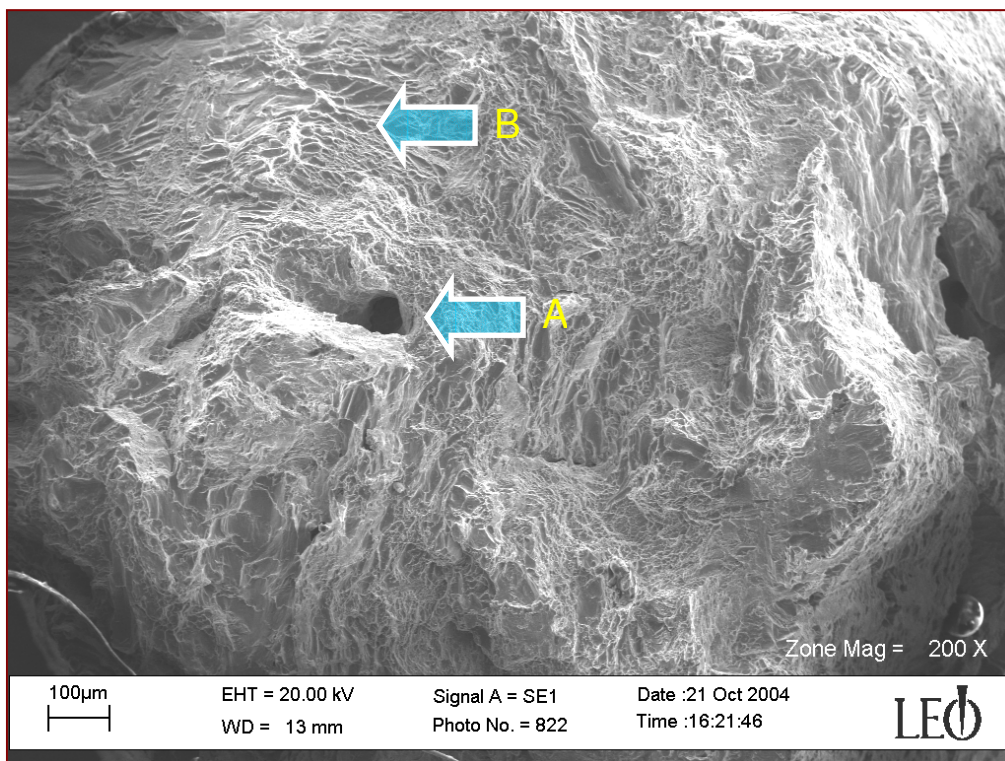


Figura 9 – Fotomicrografia da superfície de fratura de corpo-de-prova do grupo TIN (aumento de 200 vezes)

Nota-se na figura a presença de porosidade (seta A) com considerável dimensão que não foi detectada pelo exame radiográfico, fato este que também ocorreu em outros corpos-de-prova. Há a presença de variados planos de fratura e áreas sugestivas da presença de *dimples* (seta B). Tal superfície, juntamente com a análise visual macroscópica confirma a ocorrência de fratura dúctil em tal grupo.

A figura 10 é representativa de uma área característica da figura 9 porém com maior aumento. Em tal imagem a presença de *dimples* (setas) está caracterizada, indicando que o metal sofreu fratura dúctil.

Já a superfície mostrada na figura 11 é representativa dos grupos que foram submetidos aos ciclos de cocção da cerâmica. Nota-se no maior aumento visto na figura 12 a presença na região central de imagem sugestiva de clivagem ou maclação mecânica (Chiaverini, 1955).

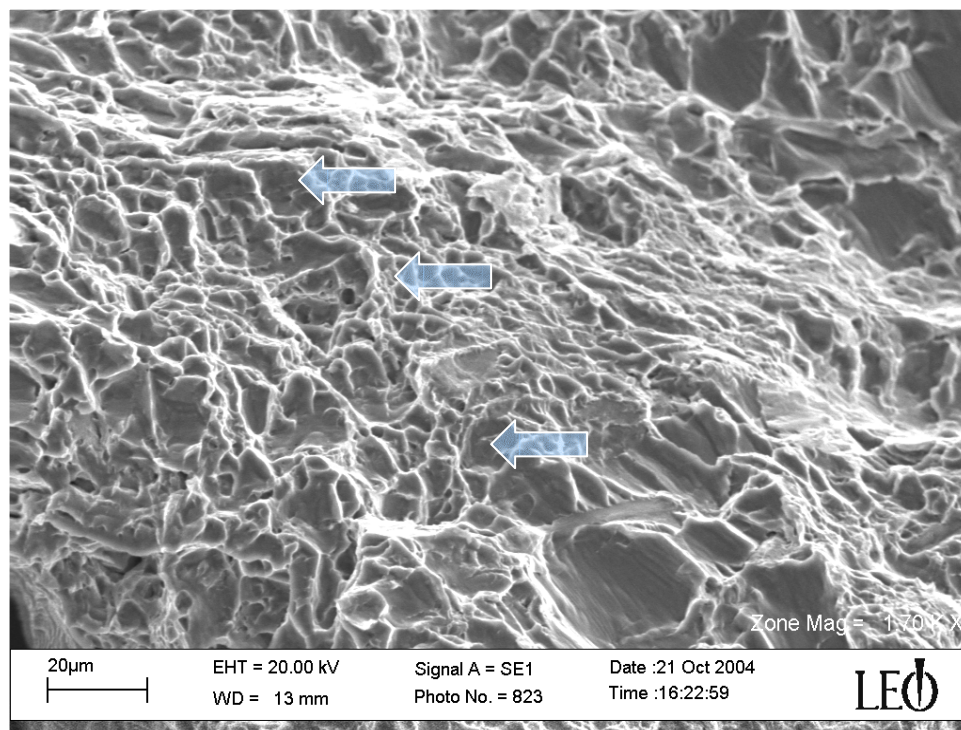


Figura 10 - Fotomicrografia da superfície de fratura de corpo-de-prova do grupo TIN, representativa da área de *dimples* (aumento de 1700 vezes)

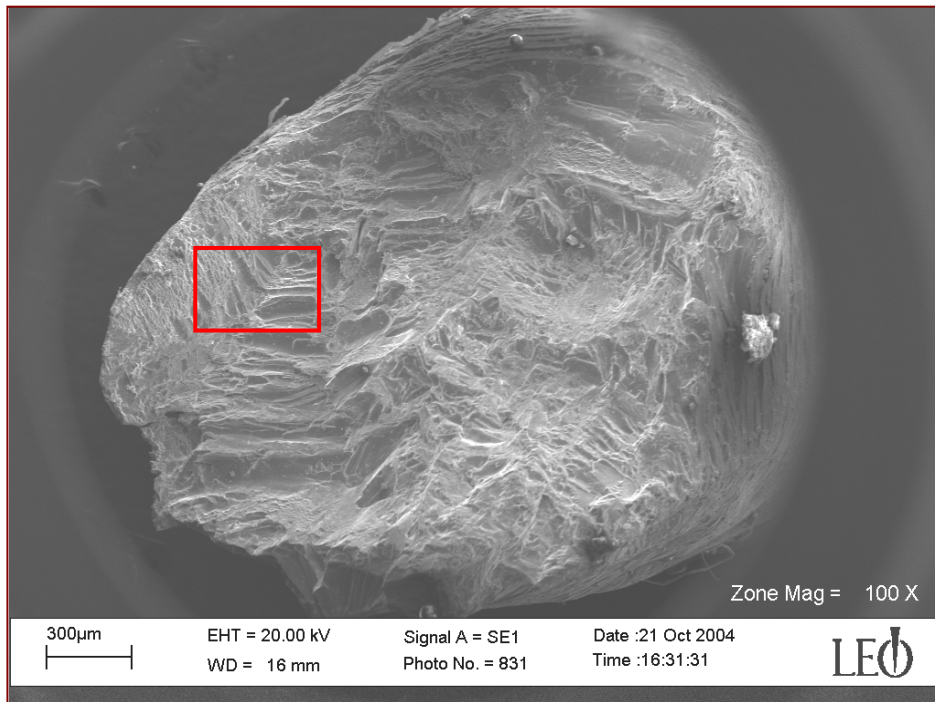


Figura 11- Fotomicrografia da superfície de fratura de corpo-de-prova do grupo TOP (aumento de 100 vezes)

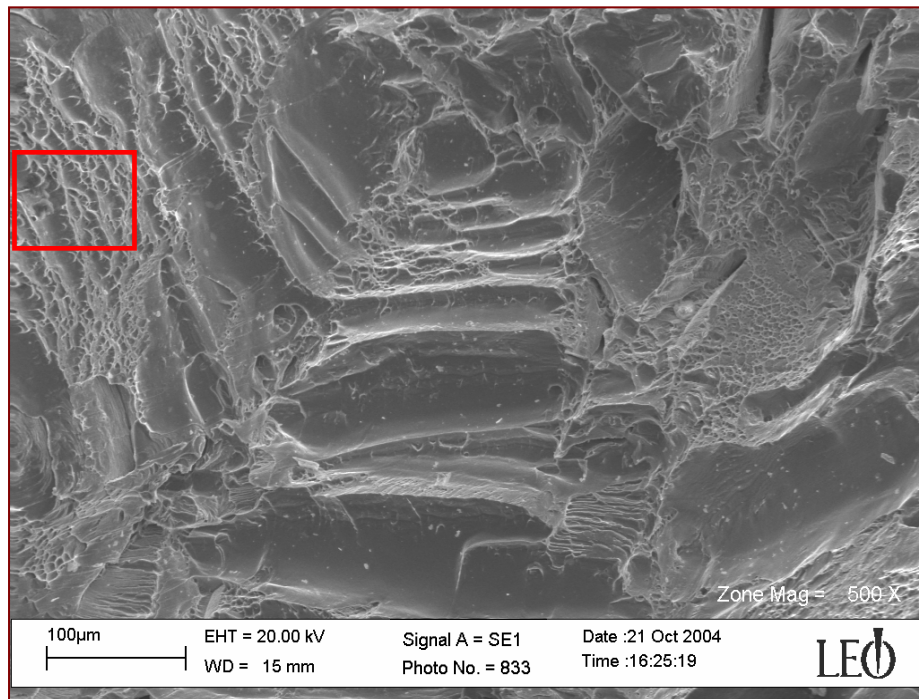


Figura 12- Fotomicrografia da superfície de fratura representativa do grupo TOP relativa à área delimitada da figura 11 (aumento de 500 vezes)

A figura 13 mostra parte da área periférica da superfície de fratura delimitada em vermelho na figura 12, podendo ser visualizadas formações características de *dimples* por cisalhamento (setas).

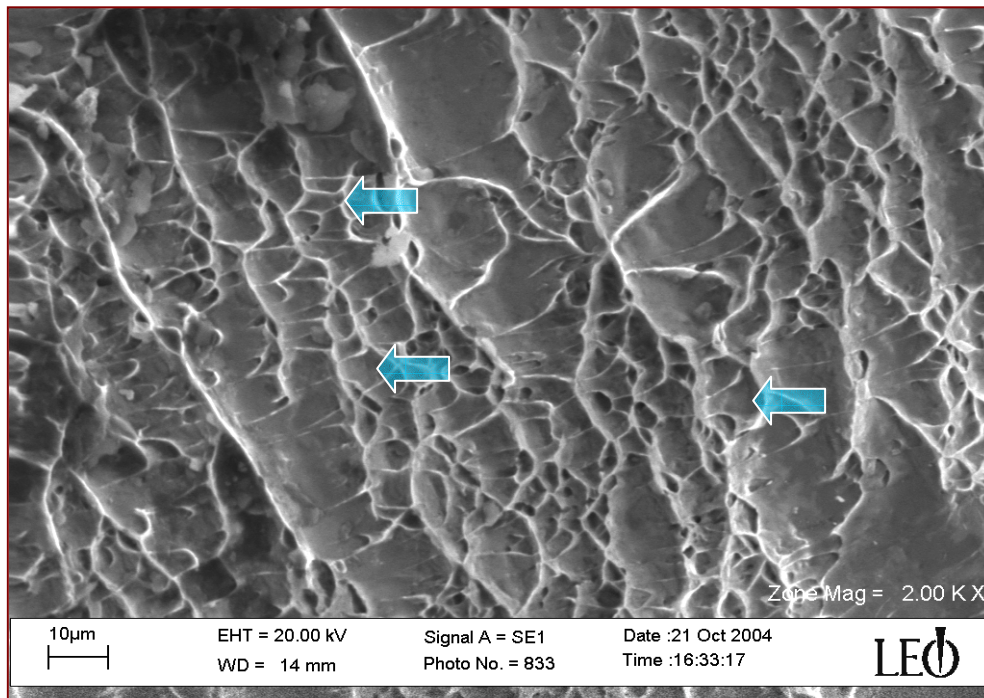


Figura 13 - Fotomicrografia da superfície de fratura do grupo TOP, relativa à área delimitada da figura 12, evidenciando áreas com *dimples* (aumento de 2000 vezes)

6- DISCUSSÃO

A utilização de altas temperaturas para a cocção da cerâmica pode alterar de modo significativo as propriedades e comportamento dos metais que constituem a subestrutura metálica, sendo recomendados estudos para a avaliação das ligas metálicas quanto às propriedades mecânicas. (Morris, 1990)

Não houve diferença estatisticamente significativa quando comparado grupo TIN (sem o ciclo de cocção / tensão máxima de tração) com os demais grupos que foram submetidos aos ciclos de cocção da cerâmica. Os valores médios de resistência à tração até ruptura não apresentaram diferença estatisticamente significativa para os grupos testados. Entretanto, como citado por Vieira, em 1965, tais valores obtidos na ruptura não devem ser superestimados pois antes que os mesmos sejam atingidos já houve deformação permanente na estrutura, fato este indesejável em várias situações clínicas como em próteses metalocerâmicas. Nestas, uma deformação permanente severa pode induzir tensões na cerâmica e até mesmo causar ruptura da mesma (McCabe & Walls, 1998). Quando comparados os valores médios de tensão máxima com os de tensão até ruptura, evidencia-se a considerável diferença entre os mesmos, sendo sempre maiores os valores de tensão máxima. Tal diferença sugere que a estrutura do titânio, mesmo após atingido o valor máximo de tração, ainda exibe capacidade de apresentar considerável escoamento, reduzindo a possibilidade de ocorrência de fratura assim que o valor de tensão máxima fosse atingido. Há de se considerar que as temperaturas utilizadas na cocção da cerâmica Vitatitankeramic não atingem valores maiores que 800°C, como Kimura *et al.*, em 1990, recomendou. Evitou-se assim que fosse atingida a temperatura de 883°C na qual ocorre a transformação da estrutura hexagonal de empacotamento compacto para cúbica de corpo centrado, o que tornaria a estrutura mais frágil (Donachie Jr., 1984; Voitik, 1991). Tal fato pode exibir relação com o fato dos ciclos de cocção da cerâmica não terem causado alterações significativas na resistência à tração.

A presença da camada de reação entre o titânio fundido e o revestimento causa o aumento da dureza na superfície (Wang & Fenton, 1996) e alteração microestrutural que influenciaram nas propriedades mecânicas (Papadopoulos *et al.*, 1999; Ohkubo *et al.*, 2000). Tais alterações ainda podem exibir diferenças em função da oxidação e difusão do oxigênio, com alteração gradual das propriedades mecânicas em função da profundidade (Morris, 1990). Há de ser observado que nos corpos-de-prova utilizados no presente estudo houve remoção da camada de reação formada na fundição em função da magnitude da usinagem que, mesmo em áreas com menor remoção de material (extremidades do corpo-de-prova), propiciou redução de cerca de 1mm em espessura a partir da superfície. Entretanto, durante os ciclos de cocção da cerâmica o titânio novamente apresenta oxidação devido às temperaturas e a presença de oxigênio no interior da mufla no forno para cerâmica. Contudo, no presente estudo, tal camada de oxidação formada pareceu não interferir na resistência à tração, pois não houve diferença estatisticamente significativa entre os grupos iniciais (somente usinados) e os grupos que foram submetidos aos ciclos de cocção e, portanto, oxidados nas citadas condições.

Buscou-se no presente estudo a utilização de corpos-de-prova que estivessem em estrita relação com as normas relacionadas ao ensaio de resistência à tração (ASTM, 1997; ADA, 1998). Assim sendo foi feita a opção de produzir os cilindros utilizando o processo de fundição adaptado para a Odontologia para que houvesse semelhança com a técnica utilizada para a produção de próteses. Os corpos-de-prova foram produzidos com usinagem em torno mecânico de precisão para que fossem padronizadas as dimensões e superfície, sendo também removida a camada de reação formada na fundição. Abona tal protocolo a citação de Vieira, em 1965, de que toda descontinuidade ou irregularidade estrutural pode provocar a concentração de tensões e alteração nos resultados finais do ensaio. Ainda, Kikuchi *et al.*, em 2003, afirmaram que a presença da camada de reação formada na superfície de corpos-de-prova em titânio (caso alfa) poderia agir como promotora de fendas em função da dureza e

rugosidade da mesma, o que traria uma incompatibilidade entre a superfície friável e a matriz interna dúctil. A presença de tal superfície endurecida pode agir como promotora de iniciação de fendas durante tensões de tração, possibilitando fratura da estrutura. Evitou-se com a usinagem controlada que fosse necessário desgaste com material abrasivo que, segundo Miyakawa *et al.* (1996), podem permanecer como contaminantes na superfície. Torna-se de suma importância citar que a usinagem foi feita por pessoal qualificado e com experiência na usinagem de titânio, metal este de extrema sensibilidade à parâmetros usados no referido processo, sendo este de difícil execução (Donachie Jr., 1984). Tais cuidados possibilitam que os dados referentes ao teste de resistência à tração sejam mais satisfatórios e confiáveis.

O alongamento em um metal ou liga metálica relaciona-se com a possibilidade do mesmo deformar-se de modo permanente sem que haja maiores chances de ocorrência de fratura (Vieira, 1965). Na confecção de próteses metalocerâmicas, o valor de alongamento de um metal pode estar relacionado com as tensões na união entre cerâmica e metal, influenciando na resistência do conjunto. Togaya, em 1983, ao abordar tal fato, citou que o titânio comercialmente puro exibiu valor de alongamento consideravelmente maior se comparado às ligas de ouro e níquel-cromo avaliadas. No presente estudo, não houve diferença estatisticamente significativa quando comparados os grupos submetidos aos ciclos de cocção da cerâmica (TBO, TOP, TDE e TGL), bem como quando estes foram comparados com o grupo TIN que não foi submetido a nenhum ciclo de cocção.

A análise de fratura macroscópica permitiu determinar que houve formação de estricção, com redução variável do diâmetro na área de fratura em todos os grupos. Em alguns corpos-de-prova houve considerável redução, estando tal fenômeno em concordância com o encontrado em 2002 por Azevedo & Hippert, que descreveram a ocorrência de até 55% de redução do diâmetro, bem como 32% de redução como descrito em 1984 por Donachie Jr. A análise macroscópica dos corpos-de-prova fraturados que compunham os grupos submetidos aos ciclos de cocção da cerâmica exibiram, porém em menor intensidade, a formação de

estricção. Abona tal ocorrência a citação de O'Brien, em 1997, na qual certos tipos de tratamento e alterações ocorridas em metais em função de variações térmicas podem dificultar o deslizamento dos planos de átomos, reduzindo a capacidade de sofrer deformação plástica. Porém, somente a ocorrência de estricção não pode ser considerada como fator determinando para que uma fratura seja classificada como dúctil.

A análise feita sob microscopia eletrônica de varredura mostrou, para o corpo-de-prova analisado (Grupo TIN) a presença de várias áreas com *dimples* característicos de fratura dúctil, comportamento este também relatado por Rocha, em 2002, ao analisar superfícies de fratura obtidas também com titânio grau 2 fundido. Contudo, a simples presença de *dimples*, caracterizados por cavidades hemisféricas ou parabólicas, não exclui a possibilidade da fratura ter ocorrido sem deformação plástica macroscópica, como citado em 1979 por Cetlin *et al.* A superfície com *dimples*, no titânio comercialmente puro, pode ser característica de área fibrosa produzida por fratura instável e mecanismo de ductibilidade em sobrecarga, como citado em 2003 por Azevedo & Santos. Já para os corpos-de-prova dos grupos que foram submetidos aos ciclos de cocção da cerâmica houve a formação de superfícies de fratura com áreas sugestivas de ocorrência de clivagem ou maclação mecânica, com fratura transgranular, sugerindo comportamento de menor ductibilidade se comparado ao grupo inicial. Segundo tal autor, apenas o corte metalográfico poderia confirmar se haveria maclas mecânicas junto à superfície de fratura. Além disso, como o modo de fratura depende da orientação dos cristais, nos casos onde existe grande diferença topográfica na superfície de fratura haveria a necessidade de exames complementares caso a opção fosse realizar a fractografia (Azevedo, 2003).

As superfícies de fratura avaliadas sob MEV não exibiram um padrão similar nas mesmas. Relaciona-se com tal observação a citação de Azevedo & Santos, em 2003, que o comportamento das ligas de titânio tipo alfa são sensíveis à relação de orientação dos cristais e esforços de tração, produzindo comportamento diversos na superfície de fratura. Ao se comparar os tipos de

fratura, pode-se afirmar que ao considerar somente a estrutura metálica, a fratura frágil traz maior prejuízo em função da rapidez com que ocorre sem que seja notada deformação plástica. Já a fratura dúctil é precedida de deformação plástica podendo em certos casos facilitar a detecção de sua eminente ocorrência. Contudo, há de ser considerado que em uma prótese metalocerâmica, qualquer deformação da estrutura metálica que exceda a resistência da cerâmica causará a fratura da mesma com a possibilidade de não haver fratura do metal.

A avaliação da dureza em um metal ou liga metálica pode estar relacionada, mesmo que de forma indireta, com fatores que influenciam no desempenho clínico das mesmas, como por exemplo a resistência ao desgaste e possibilidade de brunidura (Vieira, 1965). Obteve-se o valor médio de dureza Vickers de 187 para o grupo DIN, sendo o mesmo obtido com o Ti c.p. grau 2 antes da execução dos ciclos de cocção. Tal valor assemelha-se ao valor de 169 ± 20 de dureza Vickers obtido no Ti c.p. grau 2 em 2003, por Iijima *et al.*, sendo também semelhante ao relatado por Miyakawa *et al.*, em 1996, que variou de 160 a 180 VHN, para as regiões internas do corpo-de-prova em titânio. Segundo os autores, tais valores foram consideravelmente menores que os encontrados na superfície (de 200 a 800 VHN) pois em tal região haveria maior influência de contaminantes e ação do oxigênio.

A camada de *alfa case* encontrada na superfície de estruturas fundidas em Ti c.p. pode exibir valores de dureza Vickers maiores se comparados aos obtidos na região interna dos mesmos corpos-de-prova (Miyakawa *et al.*, 1996; Cai *et al.*, 2001; Luo *et al.*, 2002). Tal fato deve-se, dentre outros citados, à difusão do oxigênio na região intergranular que, além de alterar a dureza, pode ainda alterar outras propriedades mecânicas como a resistência à fadiga (Watanabe *et al.*, 1997). Assim, provavelmente houve remoção parcial da *alfa case* quando do acabamento para o ensaio de dureza Vickers, fato este que pode ser relacionado com a profundidade do desgaste e valores obtidos de dureza, compatíveis com tal situação. Contudo, houve diferença estatisticamente significativa quando o grupo DIN, com menor valor, foi comparado aos demais que foram submetidos aos

ciclos de cocção da cerâmica, a saber DBO, DOP, DDE e DGL. O estudo de Taira *et al.*, em 1989, corrobora com tal comportamento pois tanto os valores de dureza do Ti c.p. grau I ($168,12 \pm 21,38$) quanto do grau II ($227,59 \pm 12,28$) foram menores e apresentaram diferença estatisticamente significativa se comparados com os valores de $208,93 \pm 16,03$ para o Ti c.p. grau I e $255,32 \pm 13,96$ para o Ti c.p. grau II após simulação dos ciclos de cocção da cerâmica Duceratin. Foi ainda citado que a dureza Vickers do Ti c.p. pode apresentar variação de valores médios de 130 a 210, havendo a possibilidade de aumento na mesma em função da difusão de oxigênio, reação com o revestimento na fundição e realização dos ciclos de cocção da cerâmica, como ocorrido no referido estudo.

O vácuo formado pelo forno de cerâmica não é absoluto, o que torna possível que parte da atmosfera encontrada no ambiente ainda permaneça no interior do mesmo. Assim, há de se supor que mesmo apesar do reduzido conteúdo de oxigênio e outros gases no interior da mufla, estes ainda influenciaram e facilitaram a oxidação do titânio. Autores como Sadeq *et al.*, em 2003, salientaram que a oxidação do titânio aumenta quando temperaturas próximas à 900°C são utilizadas, com considerável aumento na dureza da superfície. Ainda, a cocção de cerâmica sobre titânio, quando realizada sob atmosfera de argônio na mufla, possibilita reduzir a oxidação e melhorar a união entre os citados materiais. Não houve diferença estatisticamente significativa quando comparados somente os grupos que foram submetidos aos ciclos de cocção da cerâmica, evidenciando que ao longo dos ciclos não houve influência significativa na dureza.

A presença da camada de caso alfa pode alterar a precisão de próteses fixas feitas em titânio fundido, podendo ainda modificar a dureza (Cai *et al.*, 2001) e rugosidade (Papadopoulos *et al.*, 1999). Contudo, a remoção da citada camada constitui um procedimento complexo devido à alta dureza da mesma (Zinelis, 2000; Zhu *et al.*, 2003), sendo a realização de tal procedimento, quer por soluções químicas ou abrasivos (Darvel *et al.*, 1995), traria considerável prejuízo à adaptação da prótese à estrutura dental devido à espessura da mesma e

conseqüente necessidade de grande desgaste (Zinelis, 2000; Luo *et al.*, 2002). Tal fato traz uma dificuldade técnica a ser avaliada pois na superfície a ser recoberta com cerâmica a remoção é possível porém seria inviável, na magnitude citada, realizá-la na superfície interna de próteses fixas. O teste de dureza Vickers realizado pautou-se nas recomendações da norma ANSI/ADA número 5 com relação à espessura mínima do corpo-de-prova para ensaio de dureza, acabamento da superfície e possibilidade de uso de parâmetros HV1 ou HV5 para os ensaios. Todavia, a relevância clínica direta das propriedades mecânicas ainda não foi quantificada e estabelecida de maneira exata, apesar de comportamentos como alta resistência mecânica e valores médios de dureza terem sido relatados como desejáveis (Fischer, 2000). Não obstante, deve-se ainda ponderar que a utilização do titânio em prótese fixa e prótese parcial removível encontra-se em desenvolvimento, sendo o uso do mesmo reduzido pela falta de conhecimento do material pelos cirurgiões-dentistas e ausência de avaliações clínicas em longo prazo (Wang & Fenton, 1996).

7- CONCLUSÃO

Em função dos resultados e limites do presente estudo, pôde-se concluir que:

1. Houve aumento significativo nos valores de dureza Vickers após os ciclos de cocção de cerâmica. Não houve diferenças entre os ciclos de cocção;
2. Os ciclos de cocção da cerâmica não influenciaram os valores de resistência a tração, considerando a resistência limite à fratura, tensão máxima e alongamento;
3. Houve predominância de fratura do tipo dúctil em todos os grupos avaliados.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS*:

1. Adachi M, Mackert Jr., Parry EE, Fairhurst CW. Oxide adherence and porcelain bonding to titanium and Ti-6Al-4V alloy. **J Dent Res** 2000; 69(6): 1230-1235.
2. American National Standard/American Dental Association. Specification No. 5: **Dental casting alloys**. Chicago: ADA; 1998.
3. American Society for Testing and Materials. E8M Standard test methods for tension testing of metallic materials [metric]. Pennsylvania: ASTM; 1997.
4. Atsü S, Berksun S. Bond strength of three porcelains to two forms of titanium using two firing atmospheres. **J Prosthet Dent**. 2000; 84(5): 567-74.
5. Azevedo CRF. Failure analysis of a commercially pure titanium plate for osteosynthesis. **Engineering Failure Analysis**. 2003; 10(2): 153-164.
6. Azevedo CRF & Hippert Jr. E. Failure analysis of surgical implants in Brazil. **Engineering Failure Analysis**. 2002; 9(6): 621-633.
7. Azevedo CRF & Santos AP. Environmental effects during fatigue testing: fractographic observation of commercially pure titanium plate for cranio-facial fixation. **Engineering Failure Analysis**. 2003; 10(4): 431-442.
8. Baltag I, Watanabe K, Kusakari H, Miyakawa O. Internal porosity of cast titanium removable partial dentures: influence of sprue direction on porosity in circumferential clasps of a clinical framework design. **J Prosthet Dent**. 2002; 88(2): 151-8.
9. Brecker, SC. Porcelain baked to gold – A new medium in prosthodontics. **J Prosthet Dent**. 1956; 6(6): 801-810.
10. Bridger DV & Nicholls JI. Distortion of ceramometal fixed partial dentures during the firing cycle. **J Prosthet Dent**. 1981; 45(5): 507-14.
11. Cai Z, Bunce N, Nunn ME, Okabe T. Porcelain adherence to dental cast CP titanium: effects of surface modifications. **Biomaterials**. 2001; 22(9): 979-86.

*De acordo com a norma da UNICAMP/FOP, baseada no modelo Vancouver. Abreviatura dos periódicos em conformidade com o MEDLINE.

12. Cai Z, Shafer T, Watanabe I, Nunn ME, Okabe T. Electrochemical characterization of cast titanium alloys. **Biomaterials**. 2003; 24(2): 213-18.
13. Campbell SD, Pelletier LB. Thermal cycling distortion of metal ceramics: part II – Etiology. **J Prosthet Dent**. 1992; 68(2): 284-89.
14. Campbell SD, Sirakian A, Pelletier LB, Giordano RA. Effects of firing cycle and surface finishing on distortion of metal ceramic castings. **J Prosthet Dent**. 1995; 74(5): 476-81.
15. Castellani D, Bacetti T, Clauser C, Bernardini UD. Thermal distortion of different materials in crown construction. **J Prosthet Dent**. 1994; 72(4): 360-6.
16. Cetlin PR, Silva PSP, Penna JA. **Análise de fraturas**. São Paulo: Associação Brasileira de Metais; 1979.
17. Chiaverini V. **Materiais de Construção - Curso de metais**. São Paulo: Universidade de São Paulo – Escola Politécnica; 1955
18. Darvell BW, Samman N, Luk WK, Clark RKF, Tideman H. Contamination of titanium castings by aluminum oxide blasting. **J Dent**. 1995; 23(5): 319-22.
19. Donachie Jr., M.J. **Titanium: a technical guide**. Metal Parks: ASM International; c1984.
20. Eliopoulos D, Zinelis S, Papadopoulos T. Porosity of cpTi casting with four different casting machines. **J Prosthet Dent**. 2004; 92(4): 377-381.
21. Ferenczi AM, Demri B, Moritz M, Muster D. Casted titanium for dental applications: an XPS and SEM study. **Biomaterials**. 1998; 19(16): 1513-15.
22. Ferreira JAM, Costa JDM, Reis PNB. Fatigue and creep in titanium grade 2. **Int. J. Fatigue**. 1996; 18(4): 227-33.
23. Fonseca JC, Henriques GEP, Correr Sobrinho L, de Goes MF. Stress-relieving and porcelain firing cycle influence on marginal fit of commercially pure titanium and titanium-aluminum-vanadium copings. **Dent Mater**. 2003; 19(7): 686-91.
24. Fischer J. Mechanical, thermal, and chemical analyses of the binary system Au-Ti in the development of a dental alloy. **J Biomed Mater Res**. 2000; 52(4): 678-86.
25. Gemalmaz D, Berksun S, Kasapoglu Ç, Alkumru HN. Distortion of metal-ceramic

- fixed partial dentures resulting from metal-conditioning firing. *Quintessence Int.* 1996; 27(3): 193-01.
26. Haskell S. State of the industry statistical survey on unit costs, materials and opinions. *Dent Lab Rev.* 1982; 57(2): 14-20.
 27. Iijima D, Yoneyama T, Doi H, Hamanaka H, Kurosaki N. Wear properties of Ti and Ti-6Al-7Nb castings for dental prostheses. *Biomaterials.* 2003; 24(8): 1519-24.
 28. Jang K, Youn S, Kim Y. Comparison of castability and surface roughness of commercially pure titanium and cobalt-chromium denture frameworks. *J Prosthet Dent.* 2001; 86(1): 93-8.
 29. Kikuchi M. *et al.* Mechanical properties and microstructures of cast Ti-Cu alloys. *Dent Mater.* 2003; 19(3): 174-81.
 30. King AW, Lautenschlager E, Chai J, Gilbert J. A comparison of the hardness of different types of titanium and conventional metal ceramics. *J Prosthet Dent.* 1994; 72(3): 314-19.
 31. Kimura H, Horng CJ, Okazaki MI, Takahashi J. Oxidation effect on porcelain-titanium interface reaction and bond strength. *Dent Mater J.* 1990; 9(1): 91-9.
 32. Konönen M, Rintanen J, Waltimo A, Kempainen P. Titanium framework removable partial denture used for patient allergic to other metals: a clinical report and literature review. *J Prosthet Dent.* 1995; 73(1): 4-7.
 33. Luo XP, Guo TW, Ou YG, Liu Q. Titanium casting into phosphate bonded investment with zirconite. *Dent Mater.* 2002; 18(7): 512-15.
 34. McCabe JF & Walls AWG. *Applied dental materials.* 8. ed. Malden: Blackwell Science; 1998.
 35. Miyakawa O, Watanabe K, Okawa S, Kanatani M, Nakano S, Kobayashi M. Surface contamination of titanium by abrading treatment. *Dent Mater J.* 1996; 15(1): 11-21.
 36. Moffa JP, Lugassy AA, Guckes AD, Gettleman L. An evaluation of nonprecious alloys for use with porcelain veneers. Part I. Physical properties. *J Prosthet*

- Dent.** 1973; 30(1): 424-31.
37. Morris HF. Properties of cobalt-chromium metal ceramic alloys after heat treatment. **J Prosthet Dent.** 1990; 63(4): 426-33.
38. Nogueira-Filho GR, *et al.* Necessidade de tratamento periodontal avaliada pelo CPITN e sua relação com a qualidade de acabamento cervical das restaurações. **Pesqui Odontol Bras.** 2001; 15(1): 51-5.
39. O'Brien WJ. **Dental materials and their selection**, 2nded. Illinois: Quintessence publishing Co; 1997.
40. Ohkubo C *et al.* The machinability of cast titanium and Ti-6Al-4V. **Biomaterials.** 2000; 21(4): 421-28.
41. Papadopoulos T, Zinelis S, Vardavoulias M. A metallurgical study of the contamination zone at the surface of dental Ti castings, due to the phosphate-bonded investment material: the protection efficacy of a ceramic coating. **J Materials Science.** 1999; 34(15): 3639-46.
42. Rocha SS. **Efeito de tratamentos térmicos na resistência à tração e na dureza Vickers do Ti c.p. e da liga Ti-6Al-4V obtidos por fundição odontológica.** [dissertação]. Araraquara: FOA/UNESP; 2002.
43. Sadeq A, Cai Z, Woody RD, Miller AW. Effects of interfacial variables on ceramic adherence to cast and machined commercially pure titanium. **J Prosthet Dent.** 2003; 90(1): 10-17.
44. Shimizu H. *et al.* Mold filling of titanium alloys in two different wedge-shaped molds. **Biomaterials.** 2003; 23(11): 2275-81.
45. Silver M., Klein G., Howard M.C. An evaluation and comparison of porcelain fused to cast metals. **J Prosthet Dent.** 1960; 10(6): 1055-64.
46. Taira M, Moser JB, Greener EH. Studies of Ti alloys for dental castings. **Dent Mater J.** 1989; 5(1): 45-50.
47. Togaya T, Suzuki M, Tsutsumi S, Ida K. An application of pure titanium to the metal porcelain system. **Dent Mater J.** 1983; 2(2): 210-19.
48. Tróia MG, Henriques GEP, Nóbilo MAA, Mesquita MF. The effect of thermal

- cycling on the bond strength of low-fusing porcelain to commercially pure titanium and titanium-aluminium-vanadium alloy. *Dent Mater*. 2003; 19(8): 790-96.
49. van Rensburg F & Strating H. Evaluation of the marginal integrity of ceramometal restorations: part II. *J Prosthet Dent*. 1984; 52(2): 210-14.
 50. van Vlack LH. *Princípios de ciência dos materiais*. São Paulo: Edgard Blücher; 1998.
 51. Vieira DF. *Propriedades dos materiais odontológicos (noções fundamentais)*. São Paulo: Editora da Universidade de São Paulo; 1965.
 52. Voitik A.J. Titanium dental castings, cold worked titanium restoration – yes or no? The realm of the titanium myth, an initial review of the available facts in the literature, and a beginning collection of clinical observation. *Trends & Techniques*. 1991; 8(10): 23-34.
 53. Zhu J, Kamiya A, Yamada T, Shi W, Naganuma K. Influence of boron addition on microstructure and mechanical properties of dental cast titanium alloys. *Material Science and Engineering A*. 2003; 339(1-2); 53-62.
 54. Zinelis S. Effect of pressure of helium, argon, krypton, and xenon on the porosity, microstructure, and mechanical properties of commercially pure titanium castings. *J Prosthet Dent*. 2000; 84(5); 575-82.
 55. Zinelis S, Tsetsekou A, Papadopoulos T. Thermal expansion and microstructural analysis of experimental metal-ceramic titanium alloys. *J Prosthet Dent*. 2003; 90(4): 332-38.
 56. Yanagida H, Matsumara H, Taira Y, Atsuta M, Shimoe S. Adhesive bonding of composite material to cast titanium with varying surface preparations. *J Oral Rehabil*. 2002; 29(2): 121-26.
 57. Yilmaz H, Dinçer C. Comparison of the bond compatibility of titanium and an NiCr alloy to dental porcelain. *J Dent*. 1999; 27(3): 215-22.
 58. Wang RR, Meyers E, Katz L. Scanning acoustic microscopy study of titanium-ceramic interface of dental restorations. *J Biomed Mater Res*. 1998; 42(4): 508-16.

59. Wang RR, Fenton A. Titanium for prosthodontic application: a review of the literature. **Quintessence Int.** 1996; 27(6): 401-8.
60. Wang RR, Welsch GE, Castro-Cedeno M. Interfacial reactions of cast titanium with mold materials. **Int J Prosthodont.** 1998; 11(1): 33-42.
61. Wataha JC. Biocompatibility of dental casting alloys: a review. **J Prosthet Dent.** 2000; 83(2): 223-34.
62. Watanabe I, Watkins JH, Nakajima H, Atsuta M, Okabe T. Effect of pressure difference on the quality of titanium casting. **J Dent Res.** 1997; 76(3): 773-79.
63. Watanabe I, Woldu M, Watanabe K, Okabe T. Effect of casting method on castability of titanium and dental alloys. **J Materials Science: Mat Medicine.** 2000a; 11(9): 547-53.
64. Watanabe K, Okawa S, Kanatani M, Nakano S, Miyakawa O, Kobayashi M. New partition technique for two-chamber pressure casting unit for titanium. **Dental Mater J.** 2000b; 19(3): 307-16.

APÊNDICE

Quadro 5 : Valores originais e médias finais (MPa) de tensão máxima de tração:

CORPO- DE- PROVA	Inicial (TIN)	Bonder (TBO)	Opaco (TOP)	Dentina (TDE)	Glaze (TGL)
CP1	490,61	550,83,	519,24	447,86	517,6
CP2	507,72	549,89	514,53	476,45	562,84
CP3	577,36	548,87	574,83	468,04	488,63
CP4	495,51	448,39	522,17	578,7	509,46
CP5	434,96	559,38	453,84	535,8	466,75
CP6	396,93	455,24	455,09	405,39	495,14
CP7	448,5	462,51	495,24	561,31	464,99
CP8	531,26	443,18	550,49	475,47	448,68
CP9	509,84	529,49	437,57	513,74	506,72
CP10	547,9	565,07	532,46	357,16	470,56
Médias	494,059	456,202	505,546	481,992	493,137

DELINEAMENTO EXPERIMENTAL: TENSÃO MÁXIMA

NOME DOS FATORES

FATOR	NOME
A	TRATAMENTO

QUADRO DA ANÁLISE DE VARIÂNCIA

CAUSAS DA VARIÇÃO	G.L.	S.Q.	Q.M.	VALOR F	PROB. > F
TRATAMENTO	4	5256.8543389	1314.2135847	0.4881	0.74707
RESÍDUO	45	121165.4394397	2692.5653209		
TOTAL	49	126422.2937786			

MÉDIA GERAL: 497.203800

COEFICIENTE DE VARIAÇÃO: 10.436 %

TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE LIGA

NÚM. ORDEM	NÚM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	2	Bonder	10	511.284961	511.284961	a	A
2	3	Opaco	10	505.545996	505.545996	a	A
3	1	Inicial	10	494.058984	494.058984	a	A
4	5	Glaze	10	493.137012	493.137012	a	A
5	4	Dentina	10	481.992041	481.992041	a	A

Médias seguidas por letras distintas diferem entre si ao nível de significância indicado

D.M.S. 5% = 66.04638

D.M.S. 1% = 80.44531

SANEST – SISTEMA DE ANÁLISE ESTATÍSTICA
Autores: Élio Paulo Zonta – Amauri Almeida Machado
Tiemi Matsuo
CÁLCULO DE ESTATÍSTICAS – ARQUIVO JCF2

CÓDIGO DO PROJETO: TESE

RESPONSÁVEL: JOHNSON C FONSECA

DELINEAMENTO EXPERIMENTAL: TENSÃO MÁXIMA

OBSERVAÇÕES NÃO TRANSFORMADAS

ANÁLISE FIXANDO O NÍVEL INICIAL DO FATOR TRATAMENTO

ESTATÍSTICAS	MPa
Num. Obs.	10
Valor Min.	396.929990
Valor Máx.	577.359990
Amplitude	180.429993
Total	4940.589800
Média	494.058990
Variância	2963.760700
D. Padrão	54.440437
D.P. Média	17.215572
Coef. Var. %	11.019015
Coef. Assim.	-0.308696
Coef. Curt.	2.306054
Mediana	501.614990
Quartil Inf.	448.500000
Quartil Sup.	531.260010
IC 5% L.S.	532.966190
IC 5% L.I.	455.151790
IC 1% L.S.	550.009580
IC 1% L.I.	438.108370

SANEST – SISTEMA DE ANÁLISE ESTATÍSTICA
Autores: Élio Paulo Zonta – Amauri Almeida Machado
Tiemi Matsuo
CÁLCULO DE ESTATÍSTICAS – ARQUIVO JCF2

CÓDIGO DO PROJETO: TESE

RESPONSÁVEL: JOHNSON C FONSECA

DELINEAMENTO EXPERIMENTAL: TENSÃO MÁXIMA

OBSERVAÇÕES NÃO TRANSFORMADAS

ANÁLISE FIXANDO O NÍVEL **BONDER** DO FATOR TRATAMENTO

ESTATÍSTICAS	MPa
Num. Obs.	10
Valor Min.	443.179990
Valor Máx.	565.070010
Amplitude	121.890015
Total	5112.850100
Média	511.285000
Variância	2679.815700
D. Padrão	51.766945
D.P. Média	16.370140
Coef. Var. %	10.124870
Coef. Assim.	-0.347349
Coef. Curt.	1.258028
Mediana	539.179990
Quartil Inf.	455.239990
Quartil Sup.	550.830020
IC 5% L.S.	548.281490
IC 5% L.I.	474.288480
IC 1% L.S.	564.487980
IC 1% L.I.	458.082030

SANEST – SISTEMA DE ANÁLISE ESTATÍSTICA
Autores: Élio Paulo Zonta – Amauri Almeida Machado
Tiemi Matsuo
CÁLCULO DE ESTATÍSTICAS – ARQUIVO JCF2

CÓDIGO DO PROJETO: TESE

RESPONSÁVEL: JOHNSON C FONSECA

DELINEAMENTO EXPERIMENTAL: TENSÃO MÁXIMA

OBSERVAÇÕES NÃO TRANSFORMADAS

ANÁLISE FIXANDO O NÍVEL OPACO DO FATOR TRATAMENTO

ESTATÍSTICAS	MPa
Num. Obs.	10
Valor Min.	437.570010
Valor Máx.	574.830020
Amplitude	137.260010
Total	5055.460000
Média	505.545990
Variância	2003.943360
D. Padrão	44.765427
D.P. Média	14.156071
Coef. Var. %	8.854868
Coef. Assim.	-0.171203
Coef. Curt.	1.929326
Mediana	516.885010
Quartil Inf.	455.090000
Quartil Sup.	532.460020
IC 5% L.S.	537.538700
IC 5% L.I.	473.553280
IC 1% L.S.	551.553220
IC 1% L.I.	459.538760

SANEST – SISTEMA DE ANÁLISE ESTATÍSTICA
Autores: Élio Paulo Zonta – Amauri Almeida Machado
Tiemi Matsuo
CÁLCULO DE ESTATÍSTICAS – ARQUIVO JCF2

CÓDIGO DO PROJETO: TESE

RESPONSÁVEL: JOHNSON C FONSECA

DELINEAMENTO EXPERIMENTAL: TENSÃO MÁXIMA

OBSERVAÇÕES NÃO TRANSFORMADAS

ANÁLISE FIXANDO O NÍVEL DENTINA DO FATOR TRATAMENTO

ESTATÍSTICAS	MPa
Num. Obs.	10
Valor Min.	357.160000
Valor Máx.	578.700010
Amplitude	221.540009
Total	4819.919900
Média	481.992000
Variância	4714.534200
D. Padrão	68.662476
D.P. Média	21.712982
Coef. Var. %	14.245564
Coef. Assim.	-0.306240
Coef. Curt.	2.305678
Mediana	475.960020
Quartil Inf.	447.859990
Quartil Sup.	535.799990
IC 5% L.S.	531.063350
IC 5% L.I.	432.920650
IC 1% L.S.	552.559200
IC 1% L.I.	411.424800

SANEST – SISTEMA DE ANÁLISE ESTATÍSTICA
Autores: Élio Paulo Zonta – Amauri Almeida Machado
Tiemi Matsuo
CÁLCULO DE ESTATÍSTICAS – ARQUIVO JCF2

CÓDIGO DO PROJETO: TESE

RESPONSÁVEL: JOHNSON C FONSECA

DELINEAMENTO EXPERIMENTAL: TENSÃO MÁXIMA

OBSERVAÇÕES NÃO TRANSFORMADAS

ANÁLISE FIXANDO O NÍVEL GLAZE DO FATOR TRATAMENTO

ESTATÍSTICAS	MPa
Num. Obs.	10
Valor Min.	448.679990
Valor Máx.	562.840030
Amplitude	114.160034
Total	4931.370100
Média	493.136990
Variância	1100.768800
D. Padrão	33.177837
D.P. Média	10.491753
Coef. Var. %	6.727915
Coef. Assim.	0.705587
Coef. Curt.	2.990132
Mediana	491.885010
Quartil Inf.	466.750000
Quartil Sup.	509.459990
IC 5% L.S.	516.848330
IC 5% L.I.	469.425630
IC 1% L.S.	527.235170
IC 1% L.I.	459.038790

Quadro 6 - Valores originais e médias finais (MPa) de resistência à tração até ruptura:

CORPO- DE- PROVA	Inicial (TIN)	Bonder (TBO)	Opaco (TOP)	Dentina (TDE)	Glaze (TGL)
CP1	395,02	440,83	424,1	364,23	414,19
CP2	420,1	445,1	415,45	387,92	451,39
CP3	497,47	442,4	461,97	376,2	391,73
CP4	397,57	362,98	420,63	469,71	408,25
CP5	350,05	448,65	363,38	430,01	373,9
CP6	318,94	364,56	368,78	325,16	396,9
CP7	361,38	370,13	396,66	450,7	373,77
CP8	430,48	355,22	441,14	386,5	360,57
CP9	422,95	423,85	352,4	423,82	406,64
CP10	498,53	460,88	426,15	288,36	377,74
Média	409,249	411,46	407,066	390,261	395,508

DELINEAMENTO EXPERIMENTAL: TENSAO DE RUPTURA

NOME DOS FATORES

FATOR	NOME
A	TRATAMENTO

QUADRO DA ANÁLISE DE VARIÂNCIA

CAUSAS DA VARIACÃO	G.L.	S.Q.	Q.M.	VALOR F	PROB. > F
TRATAMENTO	4	3451.0716936	862.7679234	0.4168	0.79748
RESÍDUO	45	93145.9431155	2069.9098470		
TOTAL	49	96597.0148091			

MÉDIA GERAL: 402.708800

COEFICIENTE DE VARIACÃO: 11.298%

TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE LIGA

NÚM. ORDEM	NÚM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	2	BONDER	10	411.460010	411.460010	a	A
2	1	INICIAL	10	409.248975	409.248975	a	A
3	3	OPACO	10	407.065967	407.065967	a	A
4	5	GLAZE	10	395.508032	395.508032	a	A
5	4	DENTINA	10	390.260986	390.260986	a	A

Médias seguidas por letras distintas diferem entre si ao nível de significância indicado

D.M.S. 5% = 57.90840

D.M.S. 1% = 70.53316

SANEST – SISTEMA DE ANÁLISE ESTATÍSTICA
Autores: Élio Paulo Zonta – Amauri Almeida Machado
Tiemi Matsuo
CÁLCULO DE ESTATÍSTICAS – ARQUIVO JCF2

CÓDIGO DO PROJETO: TESE

RESPONSÁVEL: JOHNSON C FONSECA

DELINEAMENTO EXPERIMENTAL: TENSÃO DE RUPTURA

OBSERVAÇÕES NÃO TRANSFORMADAS

ANÁLISE FIXANDO O NÍVEL INICIAL DO FATOR TRATAMENTO

ESTATÍSTICAS	MPa
Num. Obs.	10
Valor Min.	318.940000
Valor Máx.	498.530000
Amplitude	179.589996
Total	4092.490000
Média	409.248990
Variância	3422.313000
D. Padrão	58.500542
D.P. Média	18.499495
Coef. Var. %	14.294608
Coef. Assim.	0.206824
Coef. Curt.	2.197478
Mediana	408.835020
Quartil Inf.	361.380000
Quartil Sup.	430.480010
IC 5% L.S.	451.057860
IC 5% L.I.	367.440120
IC 1% L.S.	469.372340
IC 1% L.I.	349.125640

SANEST – SISTEMA DE ANÁLISE ESTATÍSTICA
Autores: Élio Paulo Zonta – Amauri Almeida Machado
Tiemi Matsuo
CÁLCULO DE ESTATÍSTICAS – ARQUIVO JCF2

CÓDIGO DO PROJETO: TESE

RESPONSÁVEL: JOHNSON C FONSECA

DELINEAMENTO EXPERIMENTAL: TENSÃO DE RUPTURA

OBSERVAÇÕES NÃO TRANSFORMADAS

ANÁLISE FIXANDO O NÍVEL **BONDER** DO FATOR TRATAMENTO

ESTATÍSTICAS	MPa
Num. Obs.	10
Valor Min.	355.220000
Valor Máx.	460.880000
Amplitude	105.660004
Total	4114.600100
Média	411.459990
Variância	1816.830690
D. Padrão	42.624302
D.P. Média	13.478985
Coef. Var. %	10.359283
Coef. Assim.	-0.300248
Coef. Curt.	1.276387
Mediana	432.340000
Quartil Inf.	364.560000
Quartil Sup.	445.100010
IC 5% L.S.	441.922490
IC 5% L.I.	380.997500
IC 1% L.S.	455.266690
IC 1% L.I.	367.653290

SANEST – SISTEMA DE ANÁLISE ESTATÍSTICA
Autores: Élio Paulo Zonta – Amauri Almeida Machado
Tiemi Matsuo
CÁLCULO DE ESTATÍSTICAS – ARQUIVO JCF2

CÓDIGO DO PROJETO: TESE

RESPONSÁVEL: JOHNSON C FONSECA

DELINEAMENTO EXPERIMENTAL: TENSÃO DE RUPTURA

OBSERVAÇÕES NÃO TRANSFORMADAS

ANÁLISE FIXANDO O NÍVEL OPACO DO FATOR TRATAMENTO

ESTATÍSTICAS	MPa
Num. Obs.	10
Valor Min.	352.399990
Valor Máx.	461.970000
Amplitude	109.570007
Total	4070.660200
Média	407.066010
Variância	1283.895140
D. Padrão	35.831490
D.P. Média	11.330910
Coef. Var. %	8.802378
Coef. Assim.	-0.213700
Coef. Curt.	1.904107
Mediana	418.040010
Quartil Inf.	368.780000
Quartil Sup.	426.149990
IC 5% L.S.	432.673860
IC 5% L.I.	381.458160
IC 1% L.S.	443.891480
IC 1% L.I.	370.240540

SANEST – SISTEMA DE ANÁLISE ESTATÍSTICA
Autores: Élio Paulo Zonta – Amauri Almeida Machado
Tiemi Matsuo
CÁLCULO DE ESTATÍSTICAS – ARQUIVO JCF2

CÓDIGO DO PROJETO: TESE

RESPONSÁVEL: JOHNSON C FONSECA

DELINEAMENTO EXPERIMENTAL: TENSÃO DE RUPTURA

OBSERVAÇÕES NÃO TRANSFORMADAS

ANÁLISE FIXANDO O NÍVEL **DENTINA** DO FATOR TRATAMENTO

ESTATÍSTICAS	MPa
Num. Obs.	10
Valor Min.	288.359990
Valor Máx.	469.709990
Amplitude	181.350006
Total	3902.610100
Média	390.261020
Variância	3132.013700
D. Padrão	55.964401
D.P. Média	17.697498
Coef. Var. %	14.340249
Coef. Assim.	-0.355243
Coef. Curt.	2.306093
Mediana	387.210020
Quartil Inf.	364.230010
Quartil Sup.	430.010010
IC 5% L.S.	430.257350
IC 5% L.I.	350.264680
IC 1% L.S.	447.777890
IC 1% L.I.	332.744140

SANEST – SISTEMA DE ANÁLISE ESTATÍSTICA
Autores: Élio Paulo Zonta – Amauri Almeida Machado
Tiemi Matsuo
CÁLCULO DE ESTATÍSTICAS – ARQUIVO JCF2

CÓDIGO DO PROJETO: TESE

RESPONSÁVEL: JOHNSON C FONSECA

DELINEAMENTO EXPERIMENTAL: TENSÃO DE RUPTURA

OBSERVAÇÕES NÃO TRANSFORMADAS

ANÁLISE FIXANDO O NÍVEL GLAZE DO FATOR TRATAMENTO

ESTATÍSTICAS	MPa
Num. Obs.	10
Valor Min.	360.570010
Valor Máx.	451.390010
Amplitude	90.820007
Total	3955.080100
Média	395.508000
Variância	694.457760
D. Padrão	26.352566
D.P. Média	8.333413
Coef. Var. %	6.662966
Coef. Assim.	0.741149
Coef. Curt.	3.058212
Mediana	394.315000
Quartil Inf.	373.899990
Quartil Sup.	408.250000
IC 5% L.S.	414.341520
IC 5% L.I.	376.674470
IC 1% L.S.	422.591580
IC 1% L.I.	368.424410

Quadro 7 - Valores originais e médias finais (mm) de alongamento:

CORPO- DE- PROVA	Inicial (TIN)	Bonder (TBO)	Opaco (TOP)	Dentina (TDE)	Glaze (TGL)
CP1	1,45	4,48	1,91	2,07	3,61
CP2	3,66	3,71	2,87	2,91	2,87
CP3	3,62	2	2,51	4,49	1,19
CP4	2,83	2,14	2,43	3,39	3,14
CP5	1,9	3,21	2,92	2,88	4,05
CP6	2,76	2,28	3,38	2,93	3,16
CP7	5,18	3,74	2,88	3,97	2,51
CP8	3,76	1,67	2,92	3,82	2,94
CP9	2,9	3,26	2,25	1,9	1,4
CP10	2,71	3,7	3,18	2,22	2,33
Média	3,077	3,019	2,725	3,058	2,72

DELINEAMENTO EXPERIMENTAL: ALONGAMENTO

NOME DOS FATORES

FATOR	NOME
A	TRATAMENTO

QUADRO DA ANÁLISE DE VARIÂNCIA

CAUSAS DA VARIÂÇÃO	G.L.	S.Q.	Q.M.	VALOR F	PROB. > F
TRATAMENTO	4	1.3152044	0.3288011	0.4420	0.77976
RESÍDUO	45	33.4750928	0.7438910		
TOTAL	49	35.7902972			

MÉDIA GERAL: 2.919800

COEFICIENTE DE VARIÂÇÃO: 29.539%

TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE LIGA

NÚM. ORDEM	NÚM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	INICIAL	10	3.077000	3.077000	a	A
2	4	DENTINA	10	3.058000	3.058000	a	A
3	2	BONDER	10	3.019000	3.019000	a	A
4	3	OPACO	10	2.725000	2.725000	a	A
5	5	GLAZE	10	2.720000	2.720000	a	A

Médias seguidas por letras distintas diferem entre si ao nível de significância indicado

D.M.S. 5% = 1.09779

D.M.S. 1% = 1.33713

SANEST – SISTEMA DE ANÁLISE ESTATÍSTICA
Autores: Élio Paulo Zonta – Amauri Almeida Machado
Tiemi Matsuo
CÁLCULO DE ESTATÍSTICAS – ARQUIVO JCF2

CÓDIGO DO PROJETO: TESE

RESPONSÁVEL: JOHNSON C FONSECA

DELINEAMENTO EXPERIMENTAL: ALONGAMENTO

OBSERVAÇÕES NÃO TRANSFORMADAS

ANÁLISE FIXANDO O NÍVEL INICIAL DO FATOR TRATAMENTO

ESTATÍSTICAS	mm
Num. Obs.	10
Valor Min.	1.450000
Valor Máx.	5.180000
Amplitude	3.730000
Total	30.770001
Média	3.077000
Variância	1.098201
D. Padrão	1.047951
D.P. Média	0.331391
Coef. Var. %	34.057549
Coef. Assim.	0.400796
Coef. Curt.	2.962331
Mediana	2.865000
Quartil Inf.	2.710000
Quartil Sup.	3.660000
IC 5% L.S.	3.825944
IC 5% L.I.	2.328056
IC 1% L.S.	4.154021
IC 1% L.I.	1.999979

SANEST – SISTEMA DE ANÁLISE ESTATÍSTICA
Autores: Élio Paulo Zonta – Amauri Almeida Machado
Tiemi Matsuo
CÁLCULO DE ESTATÍSTICAS – ARQUIVO JCF2

CÓDIGO DO PROJETO: TESE

RESPONSÁVEL: JOHNSON C FONSECA

DELINEAMENTO EXPERIMENTAL: ALONGAMENTO

OBSERVAÇÕES NÃO TRANSFORMADAS

ANÁLISE FIXANDO O NÍVEL **BONDER** DO FATOR TRATAMENTO

ESTATÍSTICAS	mm
Num. Obs.	10
Valor Min.	1.670000
Valor Máx.	4.480000
Amplitude	2.810000
Total	30.190001
Média	3.019000
Variância	0.874121
D. Padrão	0.934944
D.P. Média	0.295655
Coef. Var. %	30.968681
Coef. Assim.	-0.062436
Coef. Curt.	1.706105
Mediana	3.235000
Quartil Inf.	2.140000
Quartil Sup.	3.710000
IC 5% L.S.	3.687181
IC 5% L.I.	2.350819
IC 1% L.S.	3.979880
IC 1% L.I.	2.058120

SANEST – SISTEMA DE ANÁLISE ESTATÍSTICA
Autores: Élio Paulo Zonta – Amauri Almeida Machado
Tiemi Matsuo
CÁLCULO DE ESTATÍSTICAS – ARQUIVO JCF2

CÓDIGO DO PROJETO: TESE

RESPONSÁVEL: JOHNSON C FONSECA

DELINEAMENTO EXPERIMENTAL: ALONGAMENTO

OBSERVAÇÕES NÃO TRANSFORMADAS

ANÁLISE FIXANDO O NÍVEL OPACO DO FATOR TRATAMENTO

ESTATÍSTICAS	mm
Num. Obs.	10
Valor Min.	1.910000
Valor Máx.	3.380000
Amplitude	1.470000
Total	27.250000
Média	2.725000
Variância	0.197805
D. Padrão	0.444753
D.P. Média	0.140643
Coef. Var. %	16.321220
Coef. Assim.	-0.382507
Coef. Curt.	2.311702
Mediana	2.875000
Quartil Inf.	2.430000
Quartil Sup.	2.920000
IC 5% L.S.	3.042854
IC 5% L.I.	2.407146
IC 1% L.S.	3.182091
IC 1% L.I.	2.267909

SANEST – SISTEMA DE ANÁLISE ESTATÍSTICA
Autores: Élio Paulo Zonta – Amauri Almeida Machado
Tiemi Matsuo
CÁLCULO DE ESTATÍSTICAS – ARQUIVO JCF2

CÓDIGO DO PROJETO: TESE

RESPONSÁVEL: JOHNSON C FONSECA

DELINEAMENTO EXPERIMENTAL: ALONGAMENTO

OBSERVAÇÕES NÃO TRANSFORMADAS

ANÁLISE FIXANDO O NÍVEL **DENTINA** DO FATOR TRATAMENTO

ESTATÍSTICAS	mm
Num. Obs.	10
Valor Min.	1.900000
Valor Máx.	4.490000
Amplitude	2.590000
Total	30.580000
Média	3.058000
Variância	0.740284
D. Padrão	0.860398
D.P. Média	0.272082
Coef. Var. %	28.135962
Coef. Assim.	0.194429
Coef. Curt.	1.913077
Mediana	2.920000
Quartil Inf.	2.220000
Quartil Sup.	3.820000
IC 5% L.S.	3.672905
IC 5% L.I.	2.443096
IC 1% L.S.	3.942266
IC 1% L.I.	2.173735

SANEST – SISTEMA DE ANÁLISE ESTATÍSTICA
Autores: Élio Paulo Zonta – Amauri Almeida Machado
Tiemi Matsuo
CÁLCULO DE ESTATÍSTICAS – ARQUIVO JCF2

CÓDIGO DO PROJETO: TESE

RESPONSÁVEL: JOHNSON C FONSECA

DELINEAMENTO EXPERIMENTAL: ALONGAMENTO

OBSERVAÇÕES NÃO TRANSFORMADAS

ANÁLISE FIXANDO O NÍVEL GLAZE DO FATOR TRATAMENTO

ESTATÍSTICAS	mm
Num. Obs.	10
Valor Min.	1.190000
Valor Máx.	4.050000
Amplitude	2.860000
Total	27.200001
Média	2.720000
Variância	0.809045
D. Padrão	0.899469
D.P. Média	0.284437
Coef. Var. %	33.068714
Coef. Assim.	-0.437646
Coef. Curt.	2.332895
Mediana	2.905000
Quartil Inf.	2.330000
Quartil Sup.	3.160000
IC 5% L.S.	3.362828
IC 5% L.I.	2.077172
IC 1% L.S.	3.644421
IC 1% L.I.	1.795580

Quadro 8 - Valores originais e médias finais de dureza Vickers:

Grupo DIN					
Corpo-de-prova	1ª medição	2ª medição	3ª medição	4ª medição	Média final
1	192	182	187	192	188,25
2	189	184	180	182	183,75
3	179	183	188	187	184,25
4	186	194	202	205	196,75
5	181	179	183	185	182
Média do grupo					187
Grupo DBO					
1	202	204	210	201	204,25
2	205	203	197	207	203
3	199	204	214	215	208
4	209	207	213	217	211,5
5	200	205	208	209	205,5
Média do grupo					206,45
Grupo DOP					
1	198	200	203	201	200,5
2	201	197	204	199	200,25
3	202	207	200	198	201,75
4	197	202	205	201	201,25
5	189	195	188	204	194
Média do grupo					199,55
Grupo DDE					
1	197	196	202	204	199,75
2	199	201	205	208	203,25
3	202	197	205	204	202
4	201	206	200	197	201
5	198	202	209	208	204,25
Média do grupo					202,05
Grupo DGL					
1	208	212	198	197	203,75
2	215	212	217	205	212,25
3	211	213	209	201	208,5
4	213	215	219	209	214
5	196	193	195	204	197
Média do grupo					207,1

DELINEAMENTO EXPERIMENTAL: DUREZA

NOME DOS FATORES

FATOR	NOME
A	TRATAMENTO

QUADRO DA ANÁLISE DE VARIÂNCIA

CAUSAS DA VARIÂÇÃO	G.L.	S.Q.	Q.M.	VALOR F	PROB. > F
TRATAMENTO	4	1322.4650000	330.6162500	15.4774	0.00004
RESÍDUO	20	427.2250000	21.3612500		
TOTAL	24	1749.6900000			

MÉDIA GERAL: 200.429993

COEFICIENTE DE VARIÂÇÃO: 2.306%

TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE LIGA

NÚM. ORDEM	NÚM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	5	Glaze	5	207.100000	207.100000	a	A
2	2	Bonder	5	206.450000	206.450000	a	A
3	4	Dentina	5	202.050000	202.050000	a	A
4	3	Opaco	5	199.550000	199.550000	a	A
5	1	Inicial	5	187.000000	187.000000	b	B

Médias seguidas por letras distintas diferem entre si ao nível de significância indicado

D.M.S. 5% = 8.74317

D.M.S. 1% = 10.93412

SANEST – SISTEMA DE ANÁLISE ESTATÍSTICA
Autores: Élio Paulo Zonta – Amauri Almeida Machado
Tiemi Matsuo
CÁLCULO DE ESTATÍSTICAS – ARQUIVO JCF2

CÓDIGO DO PROJETO: TESE

RESPONSÁVEL: JOHNSON C FONSECA

DELINEAMENTO EXPERIMENTAL: DUREZA

OBSERVAÇÕES NÃO TRANSFORMADAS

ANÁLISE FIXANDO O NÍVEL INICIAL DO FATOR TRATAMENTO

ESTATÍSTICAS	VHN
Num. Obs.	5
Valor Min.	182.000000
Valor Máx.	196.750000
Amplitude	14.750000
Total	935.000000
Média	187.000000
Variância	34.937500
D. Padrão	5.910795
D.P. Média	2.643388
Coef. Var. %	3.160853
Coef. Assim.	1.013346
Coef. Curt.	2.517421
Mediana	184.250000
Quartil Inf.	182.875000
Quartil Sup.	192.500000
IC 5% L.S.	194.348618
IC 5% L.I.	179.651382
IC 1% L.S.	199.159592
IC 1% L.I.	174.840408

SANEST – SISTEMA DE ANÁLISE ESTATÍSTICA
Autores: Élio Paulo Zonta – Amauri Almeida Machado
Tiemi Matsuo
CÁLCULO DE ESTATÍSTICAS – ARQUIVO JCF2

CÓDIGO DO PROJETO: TESE

RESPONSÁVEL: JOHNSON C FONSECA

DELINEAMENTO EXPERIMENTAL: DUREZA

OBSERVAÇÕES NÃO TRANSFORMADAS

ANÁLISE FIXANDO O NÍVEL **BONDER** DO FATOR TRATAMENTO

ESTATÍSTICAS	VHN
Num. Obs.	5
Valor Min.	203.000000
Valor Máx.	211.500000
Amplitude	8.500000
Total	1032.250000
Média	206.449997
Variância	11.387500
D. Padrão	3.374537
D.P. Média	1.509139
Coef. Var. %	1.634554
Coef. Assim.	0.581477
Coef. Curt.	1.981056
Mediana	205.500000
Quartil Inf.	203.625000
Quartil Sup.	209.750000
IC 5% L.S.	210.645401
IC 5% L.I.	202.254593
IC 1% L.S.	213.392029
IC 1% L.I.	199.507965

SANEST – SISTEMA DE ANÁLISE ESTATÍSTICA
Autores: Élio Paulo Zonta – Amauri Almeida Machado
Tiemi Matsuo
CÁLCULO DE ESTATÍSTICAS – ARQUIVO JCF2

CÓDIGO DO PROJETO: TESE

RESPONSÁVEL: JOHNSON C FONSECA

DELINEAMENTO EXPERIMENTAL: DUREZA

OBSERVAÇÕES NÃO TRANSFORMADAS

ANÁLISE FIXANDO O NÍVEL OPACO DO FATOR TRATAMENTO

ESTATÍSTICAS	VHN
Num. Obs.	5
Valor Min.	194.000000
Valor Máx.	201.750000
Amplitude	7.750000
Total	997.750000
Média	199.550003
Variância	9.981250
D. Padrão	3.159312
D.P. Média	1.412887
Coef. Var. %	1.583218
Coef. Assim.	-1.366727
Coef. Curt.	3.079124
Mediana	200.500000
Quartil Inf.	197.125000
Quartil Sup.	201.500000
IC 5% L.S.	203.477829
IC 5% L.I.	195.622177
IC 1% L.S.	206.049286
IC 1% L.I.	193.050720

SANEST – SISTEMA DE ANÁLISE ESTATÍSTICA
Autores: Élio Paulo Zonta – Amauri Almeida Machado
Tiemi Matsuo
CÁLCULO DE ESTATÍSTICAS – ARQUIVO JCF2

CÓDIGO DO PROJETO: TESE

RESPONSÁVEL: JOHNSON C FONSECA

DELINEAMENTO EXPERIMENTAL: DUREZA

OBSERVAÇÕES NÃO TRANSFORMADAS

ANÁLISE FIXANDO O NÍVEL **DENTINA** DO FATOR TRATAMENTO

ESTATÍSTICAS	VHN
Num. Obs.	5
Valor Min.	199.750000
Valor Máx.	204.250000
Amplitude	4.500000
Total	1010.250000
Média	202.050003
Variância	3.168750
D. Padrão	1.780098
D.P. Média	0.796084
Coef. Var. %	0.881019
Coef. Assim.	-0.047018
Coef. Curt.	1.702363
Mediana	202.000000
Quartil Inf.	200.375000
Quartil Sup.	203.750000
IC 5% L.S.	204.263123
IC 5% L.I.	199.836884
IC 1% L.S.	205.711990
IC 1% L.I.	198.388016

SANEST – SISTEMA DE ANÁLISE ESTATÍSTICA
Autores: Élio Paulo Zonta – Amauri Almeida Machado
Tiemi Matsuo
CÁLCULO DE ESTATÍSTICAS – ARQUIVO JCF2

CÓDIGO DO PROJETO: TESE

RESPONSÁVEL: JOHNSON C FONSECA

DELINEAMENTO EXPERIMENTAL: DUREZA

OBSERVAÇÕES NÃO TRANSFORMADAS

ANÁLISE FIXANDO O NÍVEL GLAZE DO FATOR TRATAMENTO

ESTATÍSTICAS	VHN
Num. Obs.	5
Valor Min.	197.000000
Valor Máx.	214.000000
Amplitude	17.000000
Total	1035.500000
Média	207.100006
Variância	47.331249
D. Padrão	6.879771
D.P. Média	3.076727
Coef. Var. %	3.321956
Coef. Assim.	-0.515068
Coef. Curt.	1.883999
Mediana	208.500000
Quartil Inf.	200.375000
Quartil Sup.	213.125000
IC 5% L.S.	215.653305
IC 5% L.I.	198.546707
IC 1% L.S.	221.252945
IC 1% L.I.	192.947067
