UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ODONTOLOGIA DE PIRACICABA

UNICAMP

ADÉRICO SANTANA GUILHERME

CIRURGIÃO - DENTISTA

INFLUÊNCIA DA RUGOSIDADE SUPERFICIAL APÓS POLIMENTO ELETROLÍTICO OU CONVENCIONAL SOBRE A RESISTÊNCIA À FADIGA DO TITÂNIO COMERCIALMENTE PURO E LIGA TITÂNIO ALUMÍNIO VANÁDIO

TESE APRESENTADA À FACULDADE DE ODONTOLOGIA DE PIRACICABA DA UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS, PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE DOUTOR EM CLÍNICA ODONTOLÓGICA - ÁREA DE PRÓTESE DENTAL

PIRACICABA – SP
2001

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL

ADÉRICO SANTANA GUILHERME
CIRURGIÃO - DENTISTA

INFLUÊNCIA DA RUGOSIDADE SUPERFICIAL APÓS POLIMENTO ELETROLÍTICO OU CONVENCIONAL SOBRE A RESISTÊNCIA À FADIGA DO TITÂNIO COMERCIALMENTE PURO E LIGA TITÂNIO ALUMÍNIO VANÁDIO

Este exemplar foi devidamente corrigido, de acordo com a Resolução CCPG-036/83
Data 14 / 02 / 02
Orientador

TESE APRESENTADA À FACULDADE DE ODONTOLOGIA DE PIRACICABA DA UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS, PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE DOUTOR EM CLÍNICA ODONTOLÓGICA - ÁREA DE PRÓTESE DENTAL.

ORIENTADOR: PROF. DR. GUILHERME ELIAS PESSANHA HENRIQUES

BANCA EXAMINADORA:

RICARDO ALEXANDRE ZAVANELLI
MAURO DE MELO
MAURO ANTÔNIO DE ARRUDA NÓBILO
LOURENÇO CORRER SOBRINHO
GERSINEI CARLOS DE FREITAS
MARCELO FERRAZ MESQUITA

PIRACICABA – SP
2001

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE

FICHA CATALOGRÁFICA

G944i
G945i

Guilherme, Adérico Santana.
Influência da rugosidade superficial após polimento eletrolítico ou convencional sobre a resistência à fadiga do titânio comercialmente puro e da liga titânio alumínio vanádio. / Adérico Santana Guilherme. -- Piracicaba, SP: [s.n.], 2001.
xv, 147p. : il.
Orientador : Prof. Dr. Guilherme Elias Pessanha Henriques.
Tese (Doutorado) – Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Odontologia de Piracicaba.

1. Metais. 2. Titânio. 3. Prótese dentária. 4. Materiais Dentários. I. Henriques, Guilherme Elias Pessanha. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Odontologia de Piracicaba. III. Título.

Ficha Catalográfica Elaborada pela Bibliotecária Marilene Girello CRB / 8 – 6159, da Biblioteca da Faculdade de Odontologia de Piracicaba / UNICAMP.

UNICAMP

FACULDADE DE ODONTOLOGIA DE PIRACICABA
UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS

A Comissão Julgadora dos trabalhos de Defesa de Tese de DOUTORADO, em sessão pública realizada em 10 de Dezembro de 2001, considerou o candidato ADÉRICO SANTANA GUILHERME aprovado.

1. Prof. Dr. GUILHERME ELIAS PESSANHA HENRIQUES _____

2. Prof. Dr. RICARDO ALEXANDRE ZAVANELLI _____

3. Prof. Dr. MAURO DE MELO _____

4. Prof. Dr. MAURO ANTONIO DE ARRUDA NOBILO _____

5. Prof. Dr. LOURENCO CORRER SOBRINHO _____

DEDICATÓRIA

Ao criador da vida, por absolutamente tudo, pois sem ***Ele*** esta não tem sentido.

À ***minha mãe,*** que nos momentos difíceis, pôde compartilhar, com sua generosidade, amor e fé nesta árdua tarefa.

A ***Roberta Carvalho M. de Oliveira***, por toda dedicação e paciência, pela contribuição nas diferentes etapas. Quero continuar e retribuir. **Sempre....**

Aos meus filhos ***Franciane Carla e Aurélio***, dádiva maior que Deus poderia ter me concedido. Seus carinhos e afeto alicerçaram a inspiração e alento para alcançarmos os nossos objetivos.

"Quando a gente sonha sozinho, não passa de um sonho:
Quando a gente sonha junto, é a realidade que começa".

D. HÉLDER CÂMARA

Meu especial agradecimento

Ao ***Prof.Dr. Guilherme Elias Pessanha Henriques***, merecedor da designa "Mestre", pelo enriquecido saber e busca incansável de novos conhecimentos, sempre incentivando e acreditando no valor do homem e da cultura, proporcionando, assim, a inovação da ciência. A você, que sempre acreditou e fez este momento tornar-se realidade na minha vida, transformando o ideal em realização, meus sinceros agradecimentos.

Meus agradecimentos

Ao ***Prof.Dr. Mauro Antonio de Arruda Nóbilo***, pela presteza, amizade e motivação, sempre atento às minhas considerações e com senso crítico profissional exemplar. Muitíssimo gratificado.

Ao ***Prof.Dr. Antônio Fernando Martorelli de Lima,*** pela atenção e apoio à minha profissão.

Ao colega ***Ricardo Alexandre Zavanelli***, pela atenção, empenho, dedicação, e que, diante das dificuldades surgidas durante a fase experimental desta pesquisa, soube contornar com extrema sabedoria e interesse. Meu muito obrigado.

"Sábio é o homem que conhece alguma coisa sobre tudo, e tudo sobre alguma coisa.
O mais sábio é aquele que estuda como se fosse viver eternamente, e vive como se fosse morrer amanhã".

Anônimo

À Faculdade de Odontologia da Universidade Federal de Goiás (FO-UFG) e colegas de magistério, agradeço de coração o apoio concedido.

À Faculdade de Odontologia de Piracicaba da Universidade Estadual de Campinas, meus sinceros agradecimentos pelo aprendizado.

À Coodenadoria de Pós-Graduação da Faculdade de Odontologia de Piracicaba da Universidade Estadual de Campinas (FOP -UNICAMP), na pessoa da Prof. Dra. Altair A. Del Bel Cury, Coordenadora Geral, pela acolhida e oportunidade oferecida.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES), pela valiosa contribuição financeira e pela confiança. Absolutamente agradecido.

Ao Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas (FEM–UNICAMP), pela disponibilidade e empréstimo da máquina de ensaios.

Aos professores do Departamento de Prótese e Periodontia da FOP-UNICAMP, que sempre prezaram por um relacionamento amigo e sincero. Aos Professores Doutores da FOP–UNICAMP, Luiz André Freire Pimenta, Luiz Roberto Marcondes Martins, Francisco José de Souza, Roger William Fernandes Moreira, pelo incentivo e agradável convivência.

Às bibliotecárias Heloísa Maria Ceccotti e Marilene Girello, e ao Técnico de Informática, Marco Antonio Romano da FOP-UNICAMP, pela paciência e atenção.

Aos colegas do curso de Pós-Graduação em Clínica Odontológica da FOP – UNICAMP (Juvenil, Joane, Edwin, Alexandre, Sidnei, Henrique, José Renato, Rafael, Maurício, Marco Antonio, Andréia, Samira, Tatiana, Liliane, Viviane, Almenara, Juliana, Bruno e Manoel), pelos momentos convividos.

Às senhoras Joselena Casati Lodi e Maria Cecília Gregório Gomes , Técnicas dos Laboratórios de Prótese da FOP-UNICAMP, pela amizade e desprendimento.

"É melhor lançar-se à luta em busca do triunfo, mesmo expondo-se ao insucesso, que forma na existência com os pobres de espírito, que nem gozam muito, nem sofrem muito, e vivem nessa penumbra cinzenta sem conhecer vitória e nem derrota".

ROOSEVELT

SUMÁRIO

CAPÍTULO	PÁGINA
LISTAS DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	1
RESUMO	3
ABSTRACT	5
1. INTRODUÇÃO	7
2. REVISÃO DA LITERATURA	17
3. METODOLOGIA	85
3.1. MATERIAIS	85
- LIGAS METÁLICAS À BASE DE TITÂNIO	85
- PEDRAS MONTADAS, LIXAS, PASTA E ESCOVAS PARA POLIMENTO	90/91
3.2. MÉTODO	86
- CONFECÇÃO DAS AMOSTRAS	86
- PROCESSO DE FUNDIÇÃO	88
- DESINCLUSÃO E ANÁLISE RADIOGRÁFICA	89
- ACABAMENTO	90
- POLIMENTO CONVENCIONAL	91
- POLIMENTO ELETROLÍTICO	92
- AVALIAÇÃO DA RUGOSIDADE	93
- ENSAIO DE RESISTÊNCIA À FADIGA	94
-ANÁLISE POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA	97
- ANÁLISE ESTATÍSTICA	97
4. RESULTADOS	99
5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	109
6. CONCLUSÃO	121
7. APÊNDICE	123
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	139

LISTAS DE ABREVIATURAS / SÍMBOLOS

ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	SIGNIFICADO
°	Grau;
%	Por cento
° C	Grau Celcius;
° C/min	Grau Celsius por minuto;
±	Mais ou menos;
α	Alfa;
β	Beta;
Au	Ouro;
A.D.A.	Associação Dentária Americana;
Ag	Prata;
Be	Berílio;
C	Carbono;
C/	Com;
cm	Centímetro;
cm^3	Centímetro cúbico;
Co	Cobalto;
Co.	Companhia;
Cr	Cromo;
Dr.	Doutor;
D.M.S.	Diferença Mínima Significante;
EUA	Estados Unidos da América;
Etc	E as demais coisas (abreviatura de "etecetera");
Et al.	E outros (abreviatura de et alii);
F	Flúor;
Fe	Ferro;
G	Grama;
G/cm^3	Grama por centímetro cúbico;
Ga	Gálio;
G/cm^2	Grama por centímetro quadrado;
H	Hidrogênio;
Ir	Irídio;
Kg	Quilograma;
Kgf	Quilograma-força;
Kv	Quilovolts;
Ltda.	Limitada;
M	Molar;
MA	Miliamper;
Min	Minuto;
ML	Mililitro;

ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	SIGNIFICADO
mm	Milímetro;
mm/min	Milímetro por minuto;
MM	Milimolar;
M.E.V.	Microscópio Eletrônico de Varredura;
Mo	Molibdênio;
MPa	Mega pascal;
mV	Milivolts;
nº	Número;
Na	Sódio;
N	Nitrogênio;
Nb	Nióbio;
NBR	Norma Brasileira
Ni	Níquel;
ηm	Nanômetro;
Num.	Número;
O	Oxigênio;
Os	Ósmio;
Pd	Paládio;
ppm	Parte por milhão;
PPR	Prótese parcial removível;
Prof.	Professor;
Pt	Platina;
P<0,05	Probabilidade menor que 5 por cento;
p>0,05	Probabilidade maior que 5 por cento;
Repet.	Repetição;
Rh	Ródio;
RMF	Restauração metálica fundida;
Ru	Rutênio;
r.p.m.	Rotação por minuto;
S/	Sem;
Ta	Tântalo;
Trat.	Tratamento;
Ti2	Titânio grau 2;
Ti c.p.	Titânio comercialmente puro
Ti-6Al-4V	Liga de titânio, alumínio e vanádio;
μm	Micrometro;
VHN	Número de dureza Vickers;
Zn	Zinco.

RESUMO:

A qualidade superficial está diretamente ligada ao desempenho em fadiga de estruturas metálicas. Heterogeneidades superficiais remanescentes do acabamento e polimento ou provocadas por agentes corrosivos afetam substancialmente a vida média das estruturas. A indefinição quanto ao correto protocolo de polimento de artefatos de titânio, além da possibilidade deste metal ser afetado pelo meio bucal fizeram com que os propósitos deste estudo fossem: avaliar a rugosidade superficial de amostras obtidas em titânio comercialmente puro (Ti c.p.) e liga de titânio-alumínio-vanádio (Ti-6Al-4V), submetidas ao polimento convencional ou eletrolítico; correlacionar os resultados da rugosidade com a resistência à fadiga, mediante ensaio cíclico de flexão e comparar os resultados do ensaio mecânico das amostras na presença de saliva artificial fluoretada. Quarenta amostras para cada material, semelhantes a halteres, com 2,3 mm de diâmetro na porção central foram obtidas por fundição (Rematitan – Dentaurum J.P. Winkelstroeter KG – Pforzhein – Alemanha). O polimento convencional foi executado como preconizado pelo fabricante e o eletrolítico, a partir de uma fonte elétrica de corrente contínua e imersão em solução eletrolítica contendo 5% de ácido fluorídrico, 35% de ácido nítrico e 60% de água destilada. A rugosidade superficial – Ra (em μm) – foi realizada em rugosímetro digital (SurfCorder SE 1700 – Kosaka Ltd – Tóquio – Japão) e ensaio de resistência à fadiga, numa máquina de ensaios universal (MTS – Test Star II). Os valores numéricos de rugosidade e ciclos prévios à fratura foram sujeitos à análise de variância e as médias significativas comparadas pelo teste de Tukey ($p < 0,05$). Verificou-se que: para ambos os materiais, o polimento eletrolítico trouxe valores de rugosidade superficial significativamente menores que o polimento convencional; independente do polimento utilizado, a rugosidade superficial

da liga Ti-6Al-4V foi significativamente menor que a do Ti c.p.; não houve diferença significativa no desempenho em fadiga dos materiais avaliados ao ar livre; a liga Ti-6Al-4V não foi influenciada pela ação do meio de armazenagem enquanto que o desempenho do Ti c.p. foi significativamente menor quando solicitado sob ação do meio; e, para os valores de rugosidade obtidos, não houve correlação entre o desempenho em fadiga e a rugosidade.

PALAVRAS – CHAVE: 1. Metal; 2.Titânio; 3.Prótese Dental; 4. Fadiga

ABSTRACT:

Surface roughness of metallic components influences their fatigue properties. Surface heterogeneous after finishing and polishing or caused by corrosive agents affects the life of metallic structures. The lack of definition on the correct titanium polishing protocol and the possibility of a negative effect of fluoride on the titanium surfaces motivated this study, which evaluated the surface roughness of commercially pure titanium (cp Ti) and Ti-6Al-4V alloy submitted to conventional and eletrolitic polishing; the possible correlation of surface roughness and fatigue life using a fatigue strength test; and the influence fluoride environment on fatigue strength. Forty haltered-shape rods 2.3 mm in diameter were cast for each metal in Rematitan-System (Rematitan-Dentaurum J.P.Winkelstroeter KG-Germany). Conventional polishing was performed according to manufacturer`s instructions and electrolytic polishing was carried out with a continuous eletric current source and immersion in a solution containing 5% of fluoride acid, 35% of nitric acid and 60% of distilled water. Surface roughness values - Ra (μm) - were obtained after three measurements using a digital surface roughness measuring instrument (SurfCorder SE 1700-Kosaka Ltd – Tokyo – Japan). Fatigue strength was performed with an universal testing machine (MTS –Test Star II). After failure, the cycles before failure were recorded and fracture surfaces were examined under scanning electron microscopy (SEM). The surface roughness values and cycles prior to failure were submitted to the analysis of variance (ANOVA) and values with significant differences were evaluated using Tukey's multiple comparison test with 5% ($p<0.05$) of probability level. The surface roughness was significantly lower after electrolytic polishing than after conventional polishing; after polishing, the surface roughness of Ti-6Al-4V alloy was significantly lower than cp Ti;

when tested in air without a storage media, there were no significant differences in fatigue strength for both materials; the Ti-6Al-4V alloy was not influenced by storage environment, while the performance of cp Ti was significantly lower when solution was presented. The correlation between surface roughness and fatigue performance was not valid.

Key Words: 1. Metal; 2. Titanium; 3. Dental prosthesis; 4. Fatigue

1- INTRODUÇÃO:

Desde o início de sua existência, o homem se empenhou em dominar em proveito próprio o meio material e a evolução processou-se de tal sorte a proporcionar o conhecimento e o domínio de materiais e técnicas. Durante séculos, o manejo dos materiais foi tratado de forma empírica e sujeita a falhas, considerado como marco para a ciência aplicada o final do século XIX (FERREIRA *et al.*, 1998).

No início do século XX, os materiais metálicos tornaram-se disponíveis para utilização em procedimentos odontológicos restauradores. Sua introdução deu-se graças ao desenvolvimento de um método que forçava porções de metal liquefeito para o interior de moldes refratários obtidos a partir de esculturas em cera, caracterizando a técnica da cera perdida (TAGGART, 1907). Tornou-se possível assim, a confecção de restaurações fundidas e o método foi reconhecido pela comunidade odontológica, que passou a utilizá-lo para a obtenção de coroas, incrustações e trabalhos de maior complexidade, como as armações de próteses parciais removíveis.

As ligas metálicas inicialmente utilizadas na confecção das restaurações fundidas continham, invariavelmente, ouro e platina, que

proporcionavam resultados biológicos e mecânicos adequados. A compatibilidade do ouro ao meio bucal era exaltada. Todavia, seu alto custo tornou-se um agravante para a manufatura de restaurações complexas. Tornou-se necessário o desenvolvimento de ligas alternativas compostas de metais básicos que pudessem adequar-se às técnicas de manufatura até então conhecidas e, ao mesmo tempo, apresentar as propriedades das ligas nobres e semi-nobres, com custo relativamente menor.

Deste modo, conforme afirmaram ASGAR, 1970; KELLY & ROSE, 1983; PHILLIPS, 1993, na década de 30, as ligas de metais básicos foram introduzidas na Odontologia. Desde então, as ligas de níquel-cromo e cobalto-cromo tornaram-se formulações crescentemente populares, sendo consideradas sob o aspecto de peso, resistência e custo, vantajosas em relação às ligas áureas.

Todavia, limitações no emprego de ligas alternativas contendo níquel e berílio foram impostas, por persistirem dúvidas sobre a segurança biológica em relatos de sensibilidade e toxicidade (MOFFA *et al.*, 1977; BLANCO-DALMAU,1982; JONES *et al.*,1986). Deste momento em diante, despertou-se a atenção dos pesquisadores na busca de materiais alternativos de maior compatibilidade biológica, sendo que, na década de

70, o titânio foi introduzido na confecção de artefatos protéticos como coroas e aparelhos parciais removíveis (IDA *et al.*, 1980).

Desde os anos 50, o titânio era utilizado pela indústria aeroespacial (LAUTENSCHLAGER & MONAGHAN, 1993), sendo exaltado por ser abundantemente encontrado na natureza - correspondendo a 0,6% do total de elementos químicos presentes na crosta terrestre - e apresentando meios de extração acessíveis sob o ponto de vista econômico. O crescente emprego do titânio na Odontologia sustentou-se às custas de sua excelente biocompatibilidade em tecidos duros e moles, tornando-o elemento de eleição na fabricação de implantes aloplásticos (PARR *et al.*, 1985; LAUTENSCHLAGER & MONAGAN, 1993; BERGMAN, 1995; CRAIG, *et al.*, 1996; TABORELLI *et al.*, 1997).

O titânio pode ser fundido em combinação com uma ampla variedade de elementos com a finalidade de alterar suas propriedades físicas e mecânicas (VALLITTU & LUOTIO, 1996). Dentre as várias formulações para obtenção de ligas, o sistema titânio-alumínio-vanádio (Ti-6Al-4V) é o mais utilizado, devido às melhores propriedades físicas e mecânicas em relação ao titânio comercialmente puro (Ti c.p.) (99,8 % de titânio). Além de apresentar maior resistência à flexão (890 MPa, contra 390 MPa do Ti c.p.), possui uma maior dureza (350 VHN contra 160 VHN, respectivamente),

bem como um coeficiente de expansão térmica ligeiramente maior (11.8x10-6°C contra 11.4x10-6°C respectivamente) (WANG & FENTON, 1996).

A utilização do titânio para infra-estruturas de próteses parciais removíveis à grampo é enaltecida em função de sua alta resistência mecânica e baixo peso específico, o que propicia ótima relação resistência-peso e desempenho mecânico do Ti c.p. semelhante aos das ligas de ouro tipo IV, e liga titânio alumínio vanádio com propriedades similares as ligas de Ni-Cr e Co-Cr (BLACKMAN *et al.*, 1991; HUMMEL *et al.*, 1994; AFZALI *et al.*, 1995). A baixa condutividade térmica e o baixo custo, são aspectos que, da mesma forma, merecem créditos (BERG,1996).

Embora as propriedades mecânicas tornem o titânio e ligas derivadas propícios à confecção de artefatos protéticos, há desvantagens para a fundição odontológica convencional, como alto ponto de fusão (próximo a 1700°C) e alta reatividade química (TAIRA *et al.*,1989; CRAIG *et al.*, 1996; MIYAKAWA *et al.*, 1996). Soma-se ao fato, a acusação de susceptibilidade a alterações superficiais no meio oral, onde os compostos químicos, umidade constante e pH imperam como agravadores (CANAY & ÖKTEMER, 1992).

Fatores ambientais da cavidade bucal, agindo sobre a superfície dos metais, contribuem para o aparecimento da corrosão (SHELL, 1937; YOUSSEF, 1989), que aliada às solicitações cíclicas às quais são submetidas as estruturas protéticas, pode predispor ao fracasso por fadiga. O fato é particularmente válido para as estruturas de próteses parciais removíveis, que de uma maneira geral, apresentam a fadiga como a sua principal causa de fracasso. A flexão dos grampos de retenção, seja durante a inserção e remoção das próteses, seja pela própria dinâmica mastigatória, aliada à faculdade agressora do meio oral, predispõem ao fracasso por fadiga (FIORI, 1983; VALLITTU & KÖKKÖNEN, 1995; CRAIG, *et al.*, 1996; MORRIS, *et al.*, 1976; HENRIQUES, *et al.*, 1997).

Irregularidades superficiais pré-existentes ou formadas pela ação do meio agem paralelamente ao fenômeno, reduzindo a vida em fadiga da estrutura. Segundo DIETER, 1981 e SOUZA, 1974, o fenômeno da fadiga se inicia na superfície do material, sendo responsável por 90% das falhas mecânicas de estruturas metálicas em serviço, estando intimamente relacionado à presença de heterogeneidades superficiais que tendem a agir como nucleadores de iniciação de trincas.

Alguns metais possuem a capacidade de produzir um revestimento superficial protetor e contínuo motivado por uma reação de oxidação,

protegendo-os da ação do meio (JAARDA, 1995). O titânio, devido à camada de óxidos que se forma instantânea e espontaneamente em sua superfície, tem alta resistência à corrosão sob condições estáticas. No entanto, a camada de óxidos pode estar sujeita a ataques corrosivos superficiais e localizados, determinados por agentes químicos, induzindo à instabilidade da camada superficial, principalmente mediante tensões (LUCAS & LEMONS, 1992), desencadeando o aparecimento de irregularidades superfiais (KÖNÖNEN *et al.*, 1995; JOHANSSON & BERGMAN, 1995; WANG & FENTON, 1996; FERREIRA *et al.*, 1998) sendo que as soluções fluoretadas enquadram-se nesta categoria de agentes químicos.

As soluções fluoretadas em concentrações contendo mais de 20 ppm de íons fluoretos e pH abaixo de 6 ou 7 são consideradas modificadoras da atividade eletro-química da superfície do titânio (SIIRILÄ & KÖNÖNEN, 1991; KÖNÖNEN *et al.*,1995;). Por sua vez, segundo ZAVANELLI *et al.*, 2000, o meio bucal composto por saliva por si só, fluoretada ou não, tem efeito direto sobre a redução da vida em fadiga, tanto em amostras fundidas em titânio comercialmente puro, quanto na liga titânio alumínio vanádio, a qual se mostrou mais resistente ao fenômeno que o Ti c.p.

Os procedimentos de acabamento e polimento são considerados de capital importância e quaisquer que sejam os trabalhos restauradores, devem ser perfeitamente polidos. Uma superfície rugosa e irregular não é somente desconfortável, mas permite o aprisionamento de alimentos e acúmulo de placa bacteriana (PHILLIPPS, 1993). SEDEJ, em 1968, e DINELLI *et al.*, 1972, afirmaram que a resistência à corrosão dos metais podia ser aumentada com o polimento da superfície. Além disto, de modo geral, quanto pior o acabamento superficial, menor o limite de fadiga, já que estão diretamente relacionados (FERREIRA *et al.*, 1998).

As técnicas de acabamento e polimento da maioria das ligas utilizadas em Odontologia definem-se e baseiam-se em normas estabelecidas e elaboradas às custas de pesquisas em ligas comercialmente disponíveis. Neste contexto, PHILLIPS, 1993; LAUTENSCHLAGER & MONAGHAN, 1993, consideraram as ligas de metais básicos mais duras, difíceis de cortar, de usinar e acabar quando relacionadas com outras ligas. Em relação ao processo de acabamento e polimento, mencionam ser necessário a utilização de dispositivos duros, em alta velocidade, para que se consiga cortar, alisar e poli-las.

O chamado polimento eletrolítico é um método utilizado como auxiliar no árduo procedimento de acabamento e polimento de ligas alternativas. O

método consiste no emprego de uma unidade elétrica e uma solução eletrolítica específica, resultando em alterações químicas na superfície do metal imerso, por dissociação de íons (VIEIRA, 1967). GALVELE, 1980 e KAJIMOTO *et al.*, em 1981, consideraram o procedimento como facilitador em aumentar a resistência à corrosão da liga a ele submetida, muito embora tenham classificado o lustro final da superfície de ligas de cobre e alumínio inferior àquele obtido pelo método mecânico convencional.

Embora o polimento eletrolítico seja um método rotineiro e coadjuvante na obtenção de superfície polida em estruturas fundidas em ligas de cobalto-cromo-molibdênio, é apenas citado como possível de ser utilizado no titânio e suas ligas (LAUTENSCHLAGER & MONAGHAN, 1993), sem que se tenha avaliado seu real benefício. A especulação justifica-se pelo fato do acabamento e polimento de estruturas em titânio serem procedimentos de difícil execução e de protocolo ainda incerto. Neste aspecto, relevam-se os fatos do titânio apresentar a camada de óxidos superficial que o diferencia de outras ligas quanto à obtenção de brilho especular, além da transformação de fase cristalina ocorrida em temperaturas próximas a 883 °C (situação possível de ser alcançada durante o acabamento de estruturas metálicas), a qual induz a alterações no comportamento mecânico (LAUTENSCHLAGER & MONAGHAN, 1993).

Considerando que a qualidade da superfície rege o desempenho da estrutura em fadiga, sendo o meio um agravante do desempenho mecânico, além da indefinição quanto ao correto protocolo de acabamento e polimento de artefatos em titânio, assim como o efeito do banho eletrolítico como auxiliar destes procedimentos, são propósitos deste estudo:

1. Avaliar e comparar a rugosidade superficial de amostras obtidas em titânio comercialmente puro (Ti c.p.) e liga titânio alumínio vanádio (Ti-6Al-4V), submetidas ao polimento convencional e polimento utilizando banho eletrolítico;

2. Correlacionar os resultados da rugosidade superficial com a resistência à fadiga mediante ensaio cíclico de flexão;

1. Comparar os resultados do ensaio mecânico com amostras ensaiadas na presença de saliva artificial fluoretada.

2 - REVISÃO DA LITERATURA:

TAGGART, em 1907, apresentou um método revolucionário para a confecção de restaurações metálicas fundidas (R.M.F.) em Au. confeccionou um padrão em cera que era provado e ajustado diretamente na boca do paciente. Esse padrão foi eliminado por calor e o Au era fundido com uma chama de óxido nitroso. Ressaltou as vantagens do novo método, como a diminuição do tempo e a possibilidade de confecção de peças complexas.

SHELL, em 1937, estudou algumas ligas metálicas, observando as reações químicas e eletrolíticas do contato destas com a saliva. Constatou processos de corrosão e os atribuiu à presença de oxigênio no meio oral, à evolução de irregularidades na superfície da liga e à pigmentação proveniente de alimentos e medicamentos.

BRAGA, em 1959, conceituou corrosão como a conseqüência do ataque da superfície metálica pelo meio que a envolvia, afirmando que o manchamento que precedia o fenômeno, poderia provocar a passivação de algumas ligas. Afirmou que, o polimento das restaurações poderia ser considerado preventivo contra a corrosão.

Um levantamento relativo às propriedades mecânicas de ligas de Co-Cr-Mo e sua relação com o planejamento das próteses parciais removíveis foi feito por BATES, 1965. Diversas propriedades foram analisadas, como o limite proporcional, onde verificou-se que as ligas de Au submetidas ao tratamento térmico poderiam alcançar 5.624kg/cm^2, contra 4.218kg/cm^2 das ligas de Co-Cr-Mo, o que contrariava a maioria das publicações até então. Verificou-se também que o limite proporcional obtido no teste de tração mostrava resultados inferiores àqueles avaliados em flexão. Verificou que o limite proporcional era influenciado pela seção transversal das estruturas, sendo que as de formato cilíndrico registravam valores maiores. Afirmou que, este fato era de grande importância para a confecção dos grampos, que durante tensão de flexão, mostravam concentração de esforços na porção fixa, levando a fraturas, fenômeno amenizado pela seção circular ou semicircular, com espessura decrescente da porção fixa para a extremidade. Afirmou ainda que, as estruturas em Co-Cr-Mo apresentavam a metade da flexão registrada pelas ligas de Au. Verificou que três foram os fatores de influência no planejamento dos grampos: propriedades mecânicas das ligas; formato do grampo (comprimento, curvatura, seção transversal e angulação do corpo para a extremidade); e flexão do grampo causada por áreas retentivas. Com relação ao comprimento do grampo, verificou que este era diretamente proporcional à flexão. Constatou, também, que a espessura e a largura do grampo eram grandezas

inversamente proporcionais à flexão e que a curvatura reduzia esta propriedade. As ligas de Au, suportando maior flexão, podiam ser utilizadas em áreas de maior retenção. Relativo às fraturas por fadiga, o autor verificou que seu limite estava acima do limite proporcional. Entretanto, o fato poderia ocorrer, já que no período de dez anos, ocorriam no mínimo 5 x 10^6 ciclos. Nas ligas de Au, o limite de fadiga estava mais próximo do limite proporcional e a porosidade reduzia este limite, em ambas as ligas. Afirmou que ligas de Co-Cr-Mo apresentavam menores valores de ductilidade que as ligas áureas, sendo esta propriedade significantemente influenciada por porosidade, não sendo modificadas mecanicamente.

Em 1966, BATES realizou um estudo relativo a fraturas de próteses parciais removíveis, avaliando o esforço funcional em infra-estruturas de Co-Cr-Mo. Analisou separadamente os esforços aplicados a cada um dos componentes de uma infra-estrutura. Afirmou que durante a mastigação, uma prótese removível estava sujeita à movimentação no plano horizontal e vertical. A primeira foi causada pelas forças laterais de mastigação, que tendiam a deslocar a estrutura, havendo resistência dos grampos de oposição e retenção. O esforço dependia do grau de retentividade ao qual o grampo estava sujeito e das propriedades mecânicas da liga. Dependendo do comprimento e proporção largura – espessura, o grampo podia ser deformado permanentemente na inserção, mas a trinca por fadiga em

fundições perfeitas era improvável. Contudo, ajustes mecânicos a frio e erros de fundição podiam conduzir a fraturas por fadiga. A movimentação no plano vertical, causada pela própria natureza dos alimentos, que tendiam a deslocar a prótese, conduzia a esforços nos grampos de retenção, que atuavam impedindo tal fenômeno. Neste caso, como o esforço estava distribuído em vários dentes e como clinicamente, raras foram as fraturas em grampos de oposição, possivelmente o limite proporcional não foi alcançado, não havendo fratura por fadiga (acima do limite proporcional). Constatou que existiam divergências quanto à espessura desejável dos conectores e que os esforços submetidos à barra lingual estavam em torno da metade do limite proporcional das ligas de Co-Cr-Mo, portanto, abaixo do limite de fadiga. Em contrapartida, os esforços submetidos pelos grampos de oposição estavam bem próximos do limite proporcional e conseqüentemente, do limite de fadiga. Imperfeição no desenho do grampo, poderia conduzir a fraturas. Além disto, considerando que uma infra-estrutura, durante um período de dez anos, podia se submeter a um número de ciclos igual a 5×10^6, a colocação e remoção de uma prótese fazia com que um grampo fosse submetido a um número relativamente baixo de ciclos, correspondente a 30.000. Concluiu que enquanto as barras linguais estavam sujeitas a baixos esforços em grande número de ocasiões, os grampos sofriam condições opostas, ou seja, de grandes esforços e baixo número de ciclos.

VIEIRA, em 1967, afirmou que, quando a energia elétrica era transportada de um condutor para outro diverso, a diferença de substância que se formava provocava uma descontinuidade na condução da corrente, resultando em fenômenos importantes. Citou como exemplo, a passagem de corrente elétrica de um condutor elétrico para um condutor eletrolítico ou iônico, provocando a transformações de espécies químicas. O fato se aplicava às reações químicas verificadas nas superfícies dos metais, quando estes estavam em contatos com eletrólitos (líquidos iônicos formados por ácidos, bases e sais dissolvidos num líquido dielétrico, como a água), caracterizando o fenômeno da eletrólise. O fenômeno foi entendido como a dissociação iônica, mediante corrente elétrica. Em metais, a passagem de íons para o eletrólito dava-se continuamente, até que a tendência dos íons metálicos da solução depositarem no metal ou dissolverem estes, fosse contrabalanceada. Ainda, verificou a alteração superficial de ligas metálicas sujeitas a agentes como ar, água, saliva, soluções ácidas e alcalinas e denominou estas alterações como corrosão. Certificou que a magnitude da corrosão dependia da natureza do metal, da composição e estrutura das ligas, da natureza dos agentes químicos presentes no meio e da variação da temperatura.

SEDEJ, em 1968, afirmou que a corrosão dos metais dependia da composição e da natureza das ligas e que a resistência destas ligas à corrosão podia ser aumentada com o polimento da superfície.

Em 1969, ASGAR *et al.* informaram que para a obtenção de uma prótese parcial removível, as ligas necessitavam ter não somente propriedades físicas adequadas, mas superfícies lisas e precisão dimensional. Portanto, os revestimentos necessitavam ter a expansão de compensação da contração térmica das ligas. Outras variáveis, tais como a reação da liga com o revestimento durante o processo de fundição, podiam causar rugosidade superficial, necessitando de polimento excessivo, o que diminuía o tamanho da estrutura fundida. O acabamento final podia ser afetado pela cera utilizada na escultura, a qual podia adicionar elementos contaminantes ao sistema. O mesmo ocorria com a atmosfera em que a liga foi aquecida e fundida. Neste estudo, avaliaram quatro ligas, três métodos de confecção de canais de alimentação, dois tipos de cera, duas temperaturas de fusão e duas direções diferentes de preenchimento do molde. Os resultados da pesquisa mostraram que a variável que mais influenciou as propriedades foi o desenho dos canais de alimentação, que se relacionava com microporosidades. O canal de alimentação do tipo horizontal proporcionou os melhores resultados. Também sob o ponto de vista clínico, seria ele o mais desejável para a obtenção de fundições sem

defeitos, já que a mesma quantidade de metal utilizado na confecção do corpo de prova seria utilizada nas fundições odontológicas.

Em 1970, novamente ASGAR relatou que as ligas de Co-Cr-Mo foram introduzidas na Odontologia em 1933 por Erdle e Prange. Naquela época, seu uso para confecção de próteses parciais removíveis foi muito comum. No transcorrer do tempo, devido aos vários problemas técnicos inerentes a estas ligas, seu uso tornou-se limitado. Desde seu aparecimento, novas ligas tinham sido formuladas, contudo ainda existiam três desvantagens para seu emprego: 1) grampos fraturavam durante o uso, em um tempo relativamente curto; 2) devido à alta dureza e pouco alongamento, qualquer ajuste necessário era difícil e consumia tempo do profissional; 3) devido à dureza, o dente podia ser desgastado facilmente. Segundo o autor, a fratura ocorria não apenas devido à baixa resistência, mas sim à falta de ductilidade. Os efeitos da variação na composição e nas propriedades de ligas metálicas foram analisados. Dois conjuntos básicos de ligas foram formulados: um deles composto de 37,5% de Co, 37% de Ni e 25% de Cr e outro, com quantidades iguais de Co,Cr, Ni, além do Fe. A estes dois conjuntos básicos foram adicionados outros elementos em várias concentrações. Observou-se que as ligas desenvolvidas não diferiram muito das demais, a não ser no conteúdo de Mo e C. Esses dois elementos apresentaram pronunciado efeito na resistência e limite de escoamento. O

baixo conteúdo de Mo e Carbono reduziu a dureza e a resistência à tração. A variação na porcentagem de elementos básicos como o Cr, Co e Ni teve efeito sobre as propriedades das ligas. Suas vantagens podiam ser resumidas nesta ordem: 1) os grampos das próteses parciais removíveis podiam durar mais; 2) a dureza reduzida facilitou os desgastes e, combinada com alto alongamento, facilitou os ajustes; 3) o desgaste nos dentes naturais podia ser reduzido.

ALARCON, em 1971, submeteu algumas ligas básicas à ação de meios corrosivos, após terem sido polidas eletroliticamente. Algumas delas foram retiradas do meio em que estavam e esfregadas com pano de linho. Verificou que as ligas deixadas no meio corrosivo, apresentavam dissolução de superfície, enquanto as que foram esfregadas com pano de linho não apresentavam corrosão. Concluiu que, a corrosão, enquanto superficial, podia ser evitada através do polimento.

DINELLI *et al.*, em 1972, estudando o galvanismo e a corrosão de três ligas metálicas em eletrólito contendo solução salina de cloreto de sódio a 1%, indicaram o polimento como sendo um método capaz de atenuar tais ocorrências.

Foi relatado por SOUZA , em 1974, que um material não se rompia com uma carga menor do que a carga máxima atingida, quando submetido a esforços estáticos. Porém, quando eram aplicados esforços dinâmicos, repetidos ou flutuantes a um material metálico, o mesmo poderia se romper com uma carga bem inferior à carga máxima. Assim, um metal romperia-se por fadiga quando a tensão cíclica aplicada a ele tivesse uma flutuação suficientemente grande e seria maior que um valor característico de cada metal, denominado limite de fadiga. Porém, nem todos os materiais metálicos apresentavam um limite de fadiga definido. O trabalho mostrou que os três possíveis ciclos de tensões para o ensaio de fadiga foram do tipo regular, isto é, repetitivos ou alternados e com todas as características constantes. Um ciclo de tensão foi a menor parte da função tensão/tempo, sendo periódico e identicamente repetido. Ressaltou que uma superfície mal acabada poderia conter irregularidades que, como se fossem entalhes, aumentavam a concentração de tensões, resultando em tensões residuais que tendiam a diminuir a resistência à fadiga do material. Esta dependência foi causada pelo fato de que praticamente todas as rupturas por fadiga começavam na superfície do metal. Enfatizou-se que a velocidade de ensaio era praticamente desprezível e que o meio exercia uma ação significativa, sendo que uma ação corrosiva superposta à tensão cíclica ocasionava redução pronunciada nas propriedades de fadiga dos metais, sendo maior que a causada pela corrosão isoladamente. A variação da

tensão modificava o comportamento do material. A sobretensão (ensaio em tensão acima do limite de fadiga, menor que o necessário para rompê-lo seguido por menor tensão, ainda superior ao limite de fadiga) causava redução da vida em fadiga, enquanto que a subtensão (ensaio a uma tensão abaixo do limite de fadiga durante longo período de ciclos seguido por elevação de tensão, maior que este limite) conduzia ao aumento do número de ciclos até a fratura, fenômeno provavelmente causado pelo encruamento localizado nos locais de possível nucleação de trincas. Segundo o autor, a fratura por fadiga ocorria em etapas distintas: 1-nucleação da trinca; 2-propagação da trinca; e 3-ruptura da peça ou corpo de prova. A ruptura era sempre acompanhada de deformação plástica localizada principalmente em cantos vivos, entalhes, inclusões, vazios internos pré- existentes, pites de corrosão e contornos de grãos. Uma vez iniciada a trinca, ela se propagava macroscopicamente e de maneira descontínua em um plano situado em ângulo reto com o plano das tensões principais atuantes no corpo de prova.

As regiões de máxima concentração de estresse foram investigadas em modelos de braço de grampos afilados e não afilados em 1976, por MORRIS *et al.* Compararam essa região de máxima concentração de estresse com as áreas de freqüente quebra de grampo. Utilizaram vinte e cinco diferentes padrões de grampos retos pré- fabricados, sendo que

negativos de gesso foram preparados. Os negativos foram secionados em intervalos de 1, 5, 10 e 15 mm a partir da extremidade e a espessura dos grampos era determinada através de um microscópio mensurador. Aos autores, pareceu provável que os grampos afilados estariam mais propensos a eventual falha por fadiga após uso clínico prolongado do que os grampos não afilados. Levantaram a hipótese teórica de que as falhas dos grampos não estão apenas em função do desenho, mas também de outras variáveis, tais como porosidades, irregularidades superficiais, inclusões e fadiga.

Em 1977, MOFFA *et al.* comentaram a respeito de efeitos alérgicos da liga de níquel, atribuindo a este metal a responsabilidade pela maior parte das dermatites alérgicas de contato, sendo que as reações alérgicas são mais comuns quando outros metais encontram-se associados ao níquel. Afirmaram ainda que ligas de metais não preciosos estão sendo empregadas com grande freqüência e este aspecto é um fator preocupante.

LEWIS em 1978 avaliou fracassos de infra-estruturas de próteses parciais removíveis durante o uso clínico. Coletou 41 infra-estruturas fraturadas em serviço, documentando se eram próteses superiores ou inferiores, a liga utilizada nas fundições (identificação nem sempre possível), localização do sítio de fratura, que incluía presença de vazios e

porosidade, evidência de fratura por fadiga e as dimensões da seção transversal no ponto fraturado. A avaliação foi conduzida com auxílio de um microscópio. Verificou que muitas das falhas, ocorreram devido à presença de vazios e porosidade. Verificou também fraturas por falha de tração, detectadas devido à textura rugosa da superfície da fratura. Falhas por trinca de fadiga foram encontradas e evidenciadas pela textura lisa e plana da superfície de fratura e muitas falhas ocorriam devido à deficiência de material no corpo da estrutura fraturada. Nas infra-estruturas inferiores, falhas ocorriam na barra lingual, no ponto divisório entre as porções fixas e móveis da prótese parcial removível. Em estruturas superiores, a fratura da barra palatina era característica, devido à maior concentração de esforços. Fraturas devido a diferenças abruptas de seções transversais também foram detectadas. Insuficiente espessura do corpo do material, devido a procedimentos inadequados de enceramento e acabamento, certamente contribuíram com as falhas. Porosidade e vazios promoviam redução da área de seção transversal, causando redução de resistência da estrutura em serviço e concentração de esforços, que agiam como sítios de propagação de fraturas.

Em 1979, novamente LEWIS realizou um estudo com o objetivo de examinar a microestrutura de áreas de porosidade detectadas radiograficamente, assim como verificar se outras áreas de porosidade

existiam, e de alguma forma, não eram vistas pelo exame radiográfico. Os resultados evidenciaram três formas distintas de porosidade: 1) espaços vazios de contornos bem definidos, que podem ser observados claramente no exame radiográfico, e que pareciam estar relacionados com gases contaminantes do meio ambiente; 2) agregação esférica irregular de cavidades individuais, a qual tendia a ser pequena e isolada na região periférica, mas tornava-se mais larga e interligada em direção à região central. Estas agregações estavam relacionadas à radiolucidez detectável na maioria dos exames radiográficos de próteses parciais removíveis e ocorriam em locais de mudança acentuada na área de seção transversal; 3) agregação limitada de pequenas cavidades isoladas, as quais provavelmente não eram detectadas radiograficamente. A existência dessas agregações não era dependente de mudanças nas áreas de seção transversal, mas, sim, parecia ser uma conseqüência inevitável do modo dendrítico de cristalização. Pelos resultados obtidos, concluiu que durante o desenho das próteses parciais removíveis, assim como na confecção dos canais de alimentação, uma aplicação geral dos princípios envolvidos em solidificação unidirecional iria reduzir a possibilidade do desenvolvimento de porosidade, devido à contração do metal. Como eram inevitáveis as mudanças acentuadas nas áreas de seção transversal nos desenhos de prótese parcial removível, existia o potencial para o aparecimento de porosidade em locais específicos. As concentrações de tensões tendiam a

ocorrer nestas regiões, de tal forma que a área porosa podia passar a agir como um local para o início da propagação da fenda, com a fadiga ocorrendo como a última forma de falha. As pequenas áreas de porosidade, mas generalizadas, iriam ocorrer independentemente do desenho do sistema e se presentes em locais estratégicos, poderiam levar à falha. Os efeitos de difusão de gases, agindo em associação com os efeitos de contração, podiam ser minimizados evitando-se o superaquecimento da liga durante a fusão e realizando o processo de fundição em espaço de tempo o mais curto possível.

IDA *et al.*, em 1980, investigaram as propriedades do Ti e de suas ligas, avaliando suas aplicações para uso odontológico. Afirmaram que o Ti apresenta uma fundição dificultada, dada pela reatividade química em altas temperaturas, reação com o cadinho e devido à facilidade de oxidação. Contudo, uma nova máquina de fundição denominada "Castmatic" foi desenvolvida e a fundição do Ti puro e suas ligas tornou-se exeqüível. O Ti puro e outras ligas, que incluíam o Ni, Co, Cr ou Alumínio como composições binárias ou ternárias foram preparadas e fundidas neste trabalho. A fusibilidade e as propriedades mecânicas do Ti foram tão boas quanto as das ligas de Co-Cr e Ni-Cr. Algumas ligas de Ti também mostraram propriedades suficientes para a utilização como ligas

odontológicas. Coroas e pontes de Ti, que nunca haviam sido usadas neste âmbito, foram passíveis de inclusão e fundição.

GALVELE, em 1980, classificou o processo de corrosão segundo o meio ambiente, em química e eletrolítica. Química referia-se ao processo ocorrido quando havia combinação direta de elementos metálicos e não metálicos. Eletrolítica ou eletroquímica, quando estava presente um fluxo de corrente elétrica. Segundo este autor, a corrosão podia ser retardada e até evitada, através da formação de uma película de óxido, que isolava o metal do meio ambiente.

Em 1981, DIETER discorreu sobre a fadiga dos metais, afirmando que um metal submetido a tensão repetida ou flutuante, romper-se-ia a uma tensão muito inferior àquela necessária para ocasionar fratura devido à aplicação de uma carga estática. Assim, as falhas mecânicas decorrentes destas condições de carregamento dinâmico eram chamadas falhas por fadiga, em virtude de serem observadas geralmente após um período considerável de serviço. Contudo, afirmou que, não existia uma variação marcante na estrutura de um metal que tenha se rompido por fadiga, que pudesse servir como indício para nossa compreensão das razões que levaram à ocorrência da fadiga. Relatou que o fenômeno de fadiga tornou-se progressivamente importante à medida que a tecnologia desenvolveu um

número maior de equipamentos, tais como automóveis, aviões, compressores, bombas e turbinas, sendo que a fadiga era responsável por pelo menos 90% das falhas de serviço relativas a causas mecânicas. A fadiga dava origem a uma fratura de aparência frágil, sem a existência de deformação macroscópica na fratura. A superfície de fratura, em escala macroscópica, quase sempre ocorria na mesma direção da tensão principal de tração. Uma falha por fadiga podia ser reconhecida a partir do aspecto da superfície de fratura, que apresentava uma região lisa decorrente da fricção que se verificava entre as superfícies durante a propagação da trinca através da seção do material e uma região áspera com rompimento de forma dúctil, quando a seção transversal já não era capaz de suportar a carga aplicada. A falha por fadiga ocorria geralmente num ponto de concentração de tensão, como um canto vivo ou um entalhe, ou ainda num concentrador de tensão metalúrgica, como uma inclusão. Afirmou que são três os fatores necessários para causar falha por fadiga: uma tensão de tração máxima suficientemente alta, uma variação ou flutuação na tensão aplicada suficientemente grande e um número de ciclos de aplicação da tensão também grande. O método básico de apresentação dos dados experimentais de fadiga era através da curva S-N, onde era lançada em gráfico a tensão (S) contra o número de ciclos necessários para a fratura (N). A curva S-N estava relacionada com falhas de fadiga para números grandes de ciclos ($N>10^5$). Dessa forma, a tensão era elástica, mas o metal

se deformava plasticamente de forma localizada. Para tensões maiores, a vida em fadiga decrescia progressivamente. As características estruturais da fadiga levaram à divisão do processo nos seguintes estágios: 1- iniciação da trinca, que incluía o desenvolvimento inicial dos danos causados pela fadiga; 2- crescimento da trinca em banda de deslizamento, relativo ao aprofundamento da trinca inicial nos planos de alta tensão cizalhante (estágio I de crescimento de trinca); 3- crescimento da trinca nos planos de alta tensão de tração (estágio II de crescimento de trinca); e 4- ruptura final estática, quando a trinca atingia um tamanho tal que a seção transversal não suportava a carga. A presença de um concentrador de tensões no material, como um entalhe ou vazios internos, diminui seriamente a resistência à fadiga e uma das formas de se minimizar essa falha seria a obtenção de um projeto cuidadoso com fabricação e usinagem adequada. A diminuição da resistência podia advir também de rugosidades superficiais ou de concentradores metalúrgicos como poros, inclusões e superaquecimento local. Afirmou que a ação simultânea de tensões cíclicas e ataque químico era conhecida como fadiga-corrosão e este ataque causaria o aparecimento de "pits" que atuariam como entalhes e reduziriam a resistência à fadiga. Quando a corrosão e fadiga atuavam simultaneamente, o ataque químico acelerava a taxa de propagação das trincas em fadiga. Discorreu também sobre o fenômeno de sobretensionamento, em que um corpo de prova era ensaiado por um certo

número de ciclos , inferior à fratura, porém de tensão acima do limite de fadiga e posteriormente ensaiados até a fratura em outra tensão, causando uma diminuição da vida em fadiga. Por outro lado, se o corpo de prova era ensaiado abaixo do limite de fadiga, permanecendo sem se romper por um grande número de ciclos, denominava-se subtensionamento, que conduzia a um aumento no limite de fadiga ou no aumento do número de ciclos de tensão necessários para a ruptura. Para melhorar o desempenho em fadiga, devia-se diminuir os concentradores de tensões através da utilização de corpos de prova lisos e polidos.

O polimento eletrolítico ou eletropolimento foi descrito por KAJIMOTO *et al.*, em 1981, como sendo uma técnica que aumenta a resistência à corrosão da liga metálica a ele submetida, embora o lustro final da superfície seja inferior àquele obtido no método mecânico de polimento. O polimento eletrolítico foi capaz de eliminar pontos ativos que favorecem o início do processo de corrosão devido à dissolução de uma camada de metal. Afirmaram que, a resistência à corrosão dos metais polidos eletroliticamente era maior do que no caso dos metais polidos habitualmente.

BLANCO-DALMAU, em 1982, relatou que o Ni é um dos metais que mais causam dermatite alérgica de contato, principalmente nas mulheres,

fato relacionado ao modo e padrão de corrosão, os quais produzem reação inflamatória nos tecidos. Afirmou que era responsabilidade do clínico determinar, antes do tratamento, se o paciente era ou não alérgico ao Ni, recomendando inclusive testes de contato. A avaliação devia englobar o nome, a idade, histórias de alergias, medicação, dosagem e reação.

KELLY & ROSE, em 1983, realizaram uma revisão da literatura considerando cinco tópicos referentes a ligas não preciosas: constituintes, propriedades físicas, biocompatibilidade, adesão à porcelana e aspectos de corrosão. Constataram que as ligas não-preciosas podiam ser fundidas com acuidade aceitável. Em adição, essas ligas possuíam alta resistência e propriedades de fusão que as tornavam elegíveis, como a maior rigidez e estabilidade térmica da subestrutura de porcelana, especialmente nos casos de várias restaurações. A porcelana unida a essas ligas era menos friável na região interproximal. Os pacientes sentiam-se mais confortáveis devido à transmissão térmica diminuída. Algumas dessas ligas eram menos ativas galvanicamente que o Au. Porém, os procedimentos laboratoriais requeriam maior precisão que as ligas de Au, principalmente durante as fundições. Alguns componentes como o Ni causavam reações alérgicas e os pacientes deviam ser consultados sobre sensibilidade a tal metal.

Em 1983, em FIORI afirmou que as próteses parciais removíveis, que constituíam-se de uma estrutura metálica, com grampos de retenção posicionados em áreas retentivas, grampos de oposição e estrutura acrílica, sofriam constante deflexão durante sua inserção e remoção, assim como durante a própria dinâmica mastigatória, sendo particularmente afetadas pelo fenômeno de fadiga. Considerou que a reabilitação com prótese parcial removível propunha a substituição dos dentes perdidos através de mecanismos retentivos e estabilizadores que permitiam ao próprio paciente, retirá-la, sem causar prejuízos aos elementos biológicos a ela diretamente vinculados. Isto decorria da elasticidade conferida aos grampos de retenção, que impediam que a prótese se movimentasse no sentido gengivo-oclusal e permitia sua retirada e reposicionamento. Segundo o autor, a quantidade de retenção do dente pilar mostrava-se como uma variável dependente da distância de ação retentiva do grampo de retenção e do ângulo de retenção oferecido pela área retentiva do dente considerado. A distância de ação do grampo de retenção era dada pelo seu percurso ao deslizar sobre a superfície vestibular do dente pilar, desde o seu contato inicial até o seu posicionamento final. Esta distância apresentava duas partes: uma expulsiva (contato inicial até o assentamento final) e a outra retentiva (completo assentamento). Afirmou que, o ângulo de ação retentiva devia ser calculado, e quando se apresentasse muito acentuado, devia-se

utilizar grampos com grande elasticidade ou ser diminuído o grau de retentividade.

PARR *et al.*, em 1985, levaram à tona os aspectos importantes do Ti e suas ligas. Relataram propriedades singulares como força, resistência à fratura, biocompatibildade e resistência à corrosão. Relataram ainda que o Ti estava presente de forma abundante na crosta terrestre, e que a maior parte do metal extraído era convertido em pigmento para tinta, sendo apenas cerca de 5 a 10% usado como metal. Uma transformação de fase ocorria a 882°C. Constatou-se que o Ti existia em três formas: alfa, beta e alfa-beta. A adição de elementos como o vanádio e o alumínio produzia uma solução sólida verdadeira. O vanádio estabilizava a fase beta, e o alumínio estabilizava a fase alfa. O Ti era amplamente usado na indústria devido a propriedades como resistência à corrosão, dada pela formação instantânea de uma capa protetora na superfície. Concluíram que, a corrosão localizada e irregularidades superficiais podiam levar à quebra do filme óxido protetor.

Em 1986, BEN-UR Z *et al.* descreveram as causas clínicas e laboratoriais de fraturas de infra-estruturas de próteses parciais removíveis à base de Co-Cr-Mo. Afirmaram que as próteses removíveis podiam fraturar por uma das seguintes causas: 1) propriedades mecânicas da liga; 2)

deficiência na execução da fase laboratorial; 3) desenho inadequado da infra-estrutura; 4) procedimentos inadequados executados pelo dentista; 5) falta de cuidado ou abuso do paciente; 6) fadiga do metal. Dentre as causas de fraturas provenientes das propriedades mecânicas da liga, citaram o aumento da friabilidade causada pelo manganês e silício utilizados como desoxidantes e pelo aumento no conteúdo de carbono causado pela fonte de calor utilizada; diminuição da ductilidade devido ao aumento do conteúdo de carbono. Dentre as causas relacionadas com a deficiência de execução laboratorial, citaram a porosidade causada por inclusão de gás oriundo do maçarico ou por contração de fundição em áreas espessas da infra-estrutura devido à insuficiência de metal, que reduzia drasticamente as propriedades mecânicas, induzindo a fraturas. Citaram também, dentre as causas de fratura, os ângulos agudos presentes na infra-estrutura e as torções e tratamento térmico resultantes de acabamento e polimento. Outras causas, tais como dimensões inadequadas dos grampos (relação largura/espessura de 2mm), ajustes realizados mecanicamente pelo profissional e falta de cuidado por parte do paciente em colocar e remover a prótese, também seriam responsáveis pelas fraturas.

Em 1986, JONES *et al.* relataram que as mulheres apresentavam maior incidência de dermatite de contato relacionada ao Ni (31,9%), provavelmente devido à sensibilização ao Ni contido nas jóias. Advogaram

que a potencial resposta alérgica podia ser evitada através da utilização de outros metais.

YOUNG *et al.*, em 1987, avaliaram o efeito de três desenhos de condutos de alimentação sobre a fundibilidade relativa de três ligas usualmente utilizadas na confecção de restaurações metalocerâmicas: Ag-Pd, Ni-Cr e Au-Pd. Demonstraram que a fundibilidade da liga, que era a habilidade para reproduzir os detalhes do padrão de cera, era um fator crítico para o sucesso da restauração, sendo esta, afetada por muitos fatores, os quais incluíam a seleção da liga, a técnica e o desenho dos condutos, o material de inclusão, o procedimento de eliminação da cera e o processo de fundição. Realizaram um total de 45 fundições, usando uma malha de poliéster com 24 x 30 x 0,3 mm de diâmetro como padrão. Foram confeccionados quinze desenhos de condutos seguindo o modelo de Runner (um conduto primário e dois condutos saindo deste e unidos à malha), 15 segundo Reservoir (2 condutos plásticos pré fabricados com reservatórios redondos unidos à malha) e 15 segundo Russeau (uma barra principal angulada em 70º, com 2 condutos unidos à malha). Os padrões eram incluídos em revestimento fosfatado e fundidos. Após a fundição, os blocos eram desincluídos e jateados com óxido de alumínio (50 μm) para remover os resíduos. O número total de quadrados fundidos eram verificados, contados e registrados. Com qualquer uma das três ligas

usadas, o desenho segundo o modelo de Rousseau teve o melhor desempenho. Afirmaram que a formação de ângulos vivos devia ser evitada em qualquer tipo de desenho.

BESSING *et al.*, em 1987, avaliaram a corrosão de quatro ligas alternativas, sendo duas de Ag-Pd e duas com baixo conteúdo de Au. As análises foram realizadas utilizando-se três salivas: duas naturais com pH 7,2 e pH 7,7 e uma artificial com a seguinte composição: NaCl-0,4g; KCl-0,4g; NaOHM-1,25ml; $CaCl_2 2H_2O$-0,221g (1,5mM); NaH_2PO_4-0,124g (0,9mM); Na_2S-0,005g; e 1g Uréia. Concluíram que, com exceção da liga tipo III, um pré-tratamento térmico apresentava influência decisiva sobre a corrosão.

TAIRA *et al.*, em 1989, investigaram as propriedades mecânicas, a estrutura metalúrgica e a resistência à corrosão do Ti fundido e de ligas selecionadas para avaliar sua utilidade. Hastes de 12,7 mm de Ti puro e hastes de 6,35 mm da liga Ti-6Al-4V foram obtidas (Kobe). Estas hastes eram cortadas em várias peças de 10mm de comprimento e fundidas numa atmosfera de argônio num formato de lingote. Os lingotes de outras ligas selecionadas, tais como Ti-15V, Ti-20Cu, e Ti-30Pd foram preparados de maneira similar com a fundição de quantidades iguais de Ti puro e outros elementos metálicos juntos. Uma máquina de fundição "Castmatic" (Iwatani)

foi usada para preparar os lingotes de Ti e suas ligas. Esse processo envolveu o derretimento em gás argônio sob um cadinho de cobre, pressurizado entre duas câmaras. O processo de fundição era automático e ficava pronto entre 2 a 3 minutos. Foi conduzida uma radiografia das superfícies polidas. Os espécimes após procedimento de polimento foram testados numa máquina de ensaios universal (Instron) numa velocidade de 0,635 mm/min. A força e o alongamento foram monitorados para determinar o módulo de elasticidade e o limite de resistência à tração. Em seguida, os discos fundidos eram cortados na metade, montados em moldes acrílicos e polidos para análise da microdureza Vickers. O ensaio de corrosão eletroquímica foi conduzido sobre a superfície de uma amostra polida e em solução salina isotônica com dois pH diferentes. O potencial era mensurado após trinta minutos. Observou-se que as ligas de Ti puro tinham propriedades mecânicas similares às ligas de Au do tipo IV. O baixo módulo de elasticidade provinha suficiente força retentiva requerida pelos grampos de próteses parciais removíveis ou pelo uso ortodôntico Os resultados sugeriram que as ligas de Ti apresentavam características promissoras para uso odontológico.

CURY, em 1989, reavaliou o uso de dentifrícios fluoretados, tendo em vista o crescente aumento destes produtos no mercado brasileiro. Relatou que a escovação só atinge seu objetivo se for realizada com dentifrício

fluoretado. Afirmou que o pH de uma solução de suspensão de dentifrícios fluoretados (uma parte) em saliva humana estipulada (três partes) foi de no mínimo 7,74 e no máximo 9,14. Concluiu que houve um avanço considerável nas formulações e que os dentifrícios apresentavam diferentes potenciais de prevenção.

YOUSSEF, em 1989, estudou a rugosidade superficial de duas ligas de cobre-alumínio polidas eletroliticamente e pelo método convencional. Ambas foram conservadas em solução de saliva artificial por um ano. O autor concluiu que a armazenagem em saliva provocou alterações superficiais nas duas ligas e que o polimento normal forneceu às mesmas uma superfície mais lisa que o polimento eletrolítico. Definiu que, antes da existência da corrosão, uma fase inicial de perda de brilho, caracterizada por manchamento e deslustre acontece na superfície das restaurações metálicas, estas características envolvem alterações de cor na superfície do metal por perda ou alteração do polimento ou ainda, aparecimento de nódoas ou manchas na superfície, sem perda de substância. As manchas e o surgimento do deslustre originam-se de pigmentos bacterianos, da ação de substâncias químicas que contenham ferro, mercúrio, enxofre e sulfetos ou mesmo de alimentos. De acordo com o autor, deslustre e machamento podem ser considerados precursores da corrosão.

Em 1989, HAMANAKA *et al.* propuseram-se a desenvolver uma nova máquina de fundição para o Ti e ligas de Ni-Ti, examinando algumas características após as fundições. A máquina consistia de uma câmara superior de fusão e uma inferior com um sistema de pressão a vácuo com argônio. Os princípios eram baseados numa máquina prévia de fundição, (Castmatic), com alguns detalhes diferentes. Nessa máquina, a possibilidade de reação entre o metal e o molde era diminuída. Os dois tipos de cadinhos desenvolvidos provaram ser muito úteis na prevenção de macrodefeitos internos nas fundições. Com isto as propriedades mecânicas e a fusibilidade do Ti puro foi melhorada. As ligas de Ni-Ti puderam ser fundidas sem que houvesse perda das características de efeito memória ou super elasticidade. Com isso, afirmaram que, podia-se fundir essas ligas com técnicas e revestimentos convencionais.

BLACKMAN *et al.*, em 1991, utilizaram um sistema de fundição baseado na força centrífuga com ambiente inerte para medir as mudanças que ocorriam durante a confecção de uma estrutura parcial removível. Dezenove fundições foram mensuradas nos planos vertical e horizontal e comparadas com uma liga de Ni-Cr (Ticonium) de estudos prévios. Os dados demostraram variações dimensionais em ambos os planos, com um máximo de contração horizontal de 2,6% e expansão vertical de 1,8%. As mensurações anteriores resultaram em médias praticamente neutras. As

mudanças dimensionais encontradas nas fundições de Ti eram similares às encontradas em outros metais utilizados para estruturas de próteses parciais removíveis.

Ainda em 1991, SIIRILÄ & KÖNÖNEN estudaram o efeito dos fluoretos tópicos aplicados oralmente sobre pilares de conexão, através do controle da concentração de fluoretos e da freqüência de escovação. Trinta e seis amostras foram confeccionadas a partir do Ti grau 1. Em seguida, foram polidas eletroliticamente por 15 minutos com ácido perclórico a uma temperatura de –30 °C. Após isto, 24 amostras foram utilizadas para ensaios de imersão e 12 para testes de escovação. Foram utilizadas: pasta dental (Elmex e Sensodyne), gel dental (Elmex) e verniz fluoretado (Duraphat). A duração das imersões foi de 1, 3 e 6 dias para todos os materiais e 14 dias adicionais para uma das pastas (Elmex). As amostras foram submetidas à análise em microscópio óptico e em microscópio eletrônico de varredura. Os resultados mostraram que o principal fator de deterioração para o Ti parecia ser a escovação, porém uma exposição prolongada aos fluoretos não era recomendada.

PRÖBSTER *et al.*, em 1992, descreveram as alterações superficiais ocorridas no Ti, causadas pelos agentes profiláticos que continham fluoretos. As amostras de Ti grau 2 foram fundidas nas dimensões de

aproximadamente 30 x 5 x 2 mm, e após o jateamento, cerca de 0,5 mm da superfície era removida com brocas de tungstênio para assegurar a completa remoção da camada alfa. Os agentes profiláticos usados foram: três géis fluoretados neutros (Oral B Flúor-Gel, Septogel e Blendamed Flúor-Gel); um aminoflúor gel (Elmex Fluid); duas soluções de fluoreto de sódio (Oral B e Fluocal); uma solução de aminoflúor e um verniz (Duraphat). As amostras foram armazenadas em temperatura ambiente de 25°C por 1, 5 e 10 minutos. Foi determinado o pH dos preparados, bem como foi analisada a rugosidade superficial, além de análises em microscópio eletrônico de varredura. Afirmaram que, apenas os compostos do ácido fluorídrico causavam defeitos superficiais em estruturas de Ti, não ocorrendo o mesmo com as soluções neutras como as de fluoreto de sódio. Afirmaram que o pH da solução tinha maior influência sobre a superfície do Ti do que a própria concentração de íons fluoretos.

Em 1992, COHEN & BOURDAIRON determinaram quantitativamente, a ionização cinética do Ti em vários meios eletrolíticos, incluindo géis dentais comerciais contendo fluoretos. O método experimental de análise da corrosão eletroquímica, permitia a avaliação do comportamento corrosivo do Ti puro (implante de Branemark) e da liga Ti-6Al-4V (Cezus) em diferentes soluções eletrolíticas, tais como a solução de Ringer ou gel dentário fluoretado (Fluorgel). A análise confirmou a excelente resistência à corrosão

do Ti em solução fisiológica; por outro lado, foi evidenciado que os géis dentais contendo fluoretos, que constituem-se de preparados ácidos, eram significantemente prejudiciais com relação ao processo de corrosão do Ti. Além disso, a degradação da camada de TiO_2 induzida pelo gel dental (Fluorgel) podia até inibir o processo de osseointegração.

Avaliando a biodegradação dos trabalhos restauradores metálicos, LUCAS & LEMONS, em 1992, relataram que suas propriedades dependiam da composição e do estado metalúrgico, das condições de superfície, dos aspectos mecânicos, do ambiente local e sistêmico. Apresentaram a susceptibilidade dos vários sistema metálicos (ligas nobres, semi-nobres e não nobres) em várias formas de biodegradação, com ênfase à corrosão. A resistência à corrosão das ligas nobres e semi nobres, que continham Au, Ag, Cu, Pt, Pd e Zn, devia-se à alta estabilidade termodinâmica. Já as ligas não nobres, compostas por Ni, Co, Cu, Fe e Ti, não eram tão estáveis termodinamicamente, e sua resistência à corrosão estava relacionada com a formação de uma delgada película protetora de óxidos sobre a superfície do metal. Apesar de resistentes à corrosão em condições estáticas devido a essa camada de óxidos, o Ti e suas ligas podiam estar sujeitos a ataques superficiais localizados, causando instabilidade desta camada passivadora, principalmente em situações de tensões ou de sobrecarga. Sob estas

condições, a camada podia ser removida, resultando na liberação de fragmentos e íons metálicos.

Em 1992, CANAY & ÖKTEMER compararam o comportamento corrosivo de 13 ligas em solução de saliva artificial. Os grupos incluíam ligas com alto conteúdo de Au, baixo conteúdo de Au, Ag-Pd e Ni-Cr. Descreveram a corrosão como sendo uma deterioração do material pela ação agressiva do ambiente (atmosfera e fluidos orais). As ligas eram fundidas em forma de discos com 5 mm de diâmetro e 2 mm de espessura e um contato elétrico era estabelecido. O potencial de corrosão era determinado pelo registro nos espécimes em intervalos de 5 minutos. Cinco espécimes de cada liga eram analisados por método eletroquímico. Observaram que a nobreza da liga foi um fator predominante no desempenho corrosivo, sendo as ligas de Ni-Cr as mais susceptíveis. As ligas de Ag-Pd possuíam alta resistência à corrosão e devido ao baixo custo estavam bem indicadas para as restaurações dentárias.

PHILLIPS, em 1993, discorreu sobre as ligas para fundição odontológica, esclarecendo que a designação "nobre" identificava os elementos em termos de sua estabilidade química, e a designação "preciosa" indicava, meramente, o valor intrínseco do metal. Metais nobres como o Au, Pt, Pd, Ag, Rh, Ru e Ir também eram considerados preciosos,

porém nem todo metal precioso era nobre. Os quatro primeiros eram os mais importantes para a odontologia e apresentavam uma estrutura cristalina cúbica de faces centradas. Esses metais apresentavam 10,4 (Ag), 12,02 (Pd), 19,3 (Au) e 21,45g/cm^3 (Pt) de densidade; tinham respectivamente 961, 1552, 1063 e 1769 °C como ponto de fusão; tinham respectivamente 19,7, 11,1, 14,2 e 8,9 x 10^{-6}/ °C como coeficiente de expansão térmica; e tinham módulo de elasticidade ou módulo de Young: 71.000, 112.400, 80.000 e 147.000 MPa, respectivamente. Ressaltou que quanto mais alto fosse o ponto de fusão, maior seria o módulo de elasticidade. Outra terminologia citada pelo autor, referiu-se aos metais básicos, que eram usados para proteger uma liga da corrosão e atuar no endurecimento. Após a introdução do método de cera perdida por TAGGART em 1907, a técnica tornou-se um sucesso imediato e desde então outras ligas como o Ni-Cr e o Co-Cr, introduzidas na década de 1930 para próteses removíveis, tornaram-se formulações crescentemente populares, sendo comparadas com as ligas de Au do tipo IV. A vantagem óbvia dessas ligas baseava-se no fato de serem leves em peso, apresentarem resistência e custo reduzido. A ductilidade relativamente baixa dessas ligas era um dos fatores mais deficientes, pois sendo ligas duras, eram difíceis de cortar, de usinar e de acabar. O limite de escoamento do Co-Cr era de 710 e 690 MPa para o Ni-Cr e 493 MPa para o Au tipo IV. O módulo de elasticidade era maior que o das ligas de Au tipo IV.

O autor relatou que o Ni era um potente agente sensibilizante e tinha potencial carcinogênico. A designação alternativa, identificava as ligas que não se enquadravam nas especificações números 5 e 14 da A.D.A.. Essas ligas eram mais moles e dúcteis e, portanto, mais fáceis de cortar e polir.

WIIG *et al.*, em 1993, examinaram a interação de espécimes de Ti em soluções fluoretadas em diferentes níveis de pH e com variações na concentração de flúor. As amostras foram expostas à solução fluoretada a 2%, por 3 meses, com o experimento sendo conduzido à temperatura de 37ºC. A corrosão foi estimada pela perda de peso dos espécimes, com microscopia eletrônica de varredura, potencial do eletrodo e resistência à polarização eletroquímica. Os resultados demonstraram que as soluções contendo fluoretos causavam corrosão do Ti, o mesmo não ocorrendo com a solução controle de NaCl a 0,9%. A taxa de corrosão aumentou com a diminuição do pH e com o aumento da concentração de fluoretos. Na solução mais agressiva estudada, 0,2% NaF com um pH de 2,5, a superfície tornou-se áspera e perdeu coloração após poucos dias de exposição. Concluíram que, em pH neutro, o Ti manteve uma aparência metálica lisa, porém foi detectada uma perda em forma de rede devido à corrosão.

Em 1993, HERO *et al.* avaliaram em que extensão o molde de revestimento podia ser afetado em fundições de Ti, levando a porosidades.

Um enfoque especial foi dado ao efeito da pressão do argônio, ao orifício de escape, à permeabilidade do revestimento sobre o molde de preenchimento e à validez das fundições. A fundição do Ti foi realizada em uma máquina com duas câmaras. A câmara superior de fundição era preenchida com argônio, enquanto na inferior criava-se um vácuo de 1,33 MPa. Alcançado o ponto de fusão, o Ti fluía através de um portal no cadinho forçado pela pressão do argônio. O experimento envolveu a produção de 5 grupos. No grupo A, escapes verticais foram unidos a cada componente da prótese e fundiu-se com uma pressão de 0,006 MPa.; no grupo B, cinco escapes foram usados e a pressão foi de 0,053 MPa; no grupo C nenhum escape foi usado e a pressão foi de 0,006 Mpa. Os padrões A, B e C foram cobertos com óxido de zircônio e incluídos em revestimento Bellavest T. No grupo D, foram unidos escapes verticais e no grupo E os padrões não tinham escape. O revestimento usado no grupo D e E foi o Titavest CB. Nestes grupos, a pressão foi de 0,006 MPa. Uma determinação qualitativa foi feita através de uma inspeção visual. Já as porosidades foram verificadas em aparelho de raios X. Observaram que os moldes sem orifícios de escape produziram as fundições mais perfeitas. A precisão das fundições realizadas sob uma pressão de 0,006 MPa foi significantemente maior do que com 0,053 MPa. No entanto, a despeito da presença ou ausência de saídas de escape, todos os moldes foram preenchidos completamente.

A descrição de um método simples para a inspeção de porosidade em artefatos protéticos de Ti foi realizada por WANG & BOYLE, em 1993, que afirmaram que a aplicação do Ti e suas ligas em implantes e próteses tinha aumentado drasticamente devido à sua excelente biocompatibilidade, resistência à corrosão e propriedades físicas desejáveis. Ressaltaram uma vantagem sem igual do Ti e suas ligas, com relação ao peso leve, com uma densidade moderadamente baixa (4,2 gm/cm^3) em comparação com as ligas de Co-Cr (8,9 gm/cm^3) e Au (19,3 gm/cm^3). A baixa densidade das ligas de Ti permitia que os raios X passassem através das coroas e das estruturas parciais removíveis de Ti com maior facilidade do que nas outras ligas convencionais. As porosidades tinham representado um sério problema, principalmente se incidissem nos grampos e áreas de assentamento, podendo resultar em falhas e custos adicionais. Foi relatado que a espessura de 1,2 mm era requerida para um grampo ou conector maior. Assim, o tamanho, a forma e a localização de porosidades internas indetectáveis das estruturas metálicas podiam facilmente ser examinadas através do método que se segue: 1-colocação de um filme oclusal sobre uma superfície plana; 2-antes da prova da estrutura metálica, colocação desta sobre o filme oclusal; 3-configuração de uma máquina de raios X a 90kV, 25mA com tempo de exposição de 0,30 segundos; 4-manutenção do cone a uma distância de 10 cm da estrutura; 5-exposição do filme e processamento da radiografia de forma usual.

Em 1993, LAUTENSCHLAGER & MONAGHAN traçaram um perfil das propriedades do Ti, bem como suas vantagens e desvantagens, relatando um futuro próximo brilhante com relação ao uso odontológico em artefatos protéticos, fios ortodônticos, limas endodônticas e outros. Segundo os autores, pesquisas adicionais eram necessárias para aperfeiçoar as técnicas de união Ti-cerâmica, a resposta biológica e as técnicas de fundição, que eram extremamente críticas e deviam ser seguidas com rigor sob pena de contaminar o material. Ressaltaram que o Ti era abundante na crosta terrestre, compreendendo cerca de 0,6%, sendo milhões de vezes mais abundante do que o Au e com processo de extração mais barato. No entanto, ele não existia naturalmente em seu estado elementar, mas na forma de TiO_2 (rutile) ou $FeTiO_3$ (ilmenite). Suas propriedades, como peso leve, baixa densidade ($4,5g/cm^3$), módulo de elasticidade comparável ao do Au, combinado com alta resistência, fazia do Ti e suas ligas um dos materiais com as maiores proporções resistência/peso, perdendo apenas para a fibra de vidro e outros polímeros altamente reforçados. O Ti passava por uma transformação da fase α (hexagonal) para fase β (estrutura cristalina cúbica de corpo centrado) a 883°C, e permanecia nessa forma cristalográfica até a fusão a 1672°C. Podia ser fundido com uma ampla variedade de elementos para alterar suas propriedades e melhorar o desempenho em altas temperaturas, aperfeiçoar a resistência, a solda e o acabamento. Elementos como Al, Ga, Sn, e elementos intersticiais como C,

O, e N, tanto sozinhos como em conjunto, podiam estabilizar a fase α, resultando em bom desempenho em altas temperaturas. Elementos como V, Nb, Ta, e Mo estabilizavam a fase β, a qual tendia a ser completamente maleável. Há ligas como a Ti-6Al-4V, cuja composição à temperatura ambiente é tal que suporta a mistura das fases α e β. Afirmaram que o Ti é um metal com baixa condutividade térmica (0,16 cal.cm/seg contra 0,71 para o Au), significando que o calor não é dissipado rapidamente, devendo-se assim, tomar cuidados no momento do acabamento. Destacaram que na Odontologia, o Ti tornou-se um elemento de escolha na fabricação de implantes aloplásticos substitutos a dentes ausentes, haja vista sua excelente biocompatibilidade em tecidos moles e duros. Esta biocompatibilidade devia-se à formação de uma camada passivadora à base de óxido de Ti, inerte ao ataque eletroquímico, muito bem aderida ao metal de origem e que permitia o íntimo contato de biomoléculas. Muitas ligas metálicas, incluindo as ligas do sistema Co-Cr, também eram protegidas por tal camada de óxido, entretanto, a camada que se formava sob o Ti, parecia ser especialmente inerte ao ataque eletrolítico.

A influência da rugosidade superficial de componentes para implantes sobre a microbiologia da placa sub e supragengival foi avaliada por QUIRYNEN, *et al.*, em 1993. Em nove pacientes utilizando próteses fixas sobre implantes osseointegrados, dois transmucosos foram substituídos por

um sem uso (convencional) ou por um rugoso, ambos de Ti. Após três meses de higiene oral habitual, amostras de placa foram retiradas para análise em microscopia de contraste e cultura. Supragengivalmente, os transmucosos rugosos desenvolveram significantemente menos microorganismos tipo cocos, indicando placa mais madura. Subgengivalmente, as superfícies mais rugosas cultivaram 25 vezes mais bactérias. Patologias periodontais subgengivais estavam mais relacionadas com o tipo de higiene que com o tipo de superfície do transmucoso.

RUSSEL *et al.,* em 1993, chamaram a atenção para o fato de que os dispositivos para a higiene bucal podiam danificar a lisura superficial de "abutments" e estruturas em titânio. Salientaram que superfícies lisas podiam reduzir a adesão de bactérias. Citaram que, com o aumento da utilização do titânio na Odontologia, os métodos de manutenção das estruturas e a seqüência de polimento eram especialmente relevantes. Obtiveram 30 discos com 12mm de diâmetro e 3mm de espessura a partir de titânio comercialmente puro. As amostras foram jateadas com óxido de alumínio de 110 μm a 4.218kg/cm^2. Duas amostras, do total de 30, foram submetidas a uma de quinze diferentes seqüências de polimentos. Foi demonstrado que alguns tipos convencionais de protocolos de polimentos utilizados em Odontologia não forneciam superfícies adequadas ao titânio e que podia acontecer a contaminação superficial por alguns tipos de discos

de borracha, se a limpeza com ultra-som não fosse eficaz. Esta contaminação parecia estar associada à tendência do metal em se deformar.

HUMMEL *et al.*, em 1994, compararam a força retentiva de grampos circunferenciais confeccionados pelas ligas Ti-6Al-4V (Bio-Ti) e Co-Cr (Vitallium). Os grampos de Ti foram fundidos para uma área retentiva de 0,03 mm. Já os grampos de Co-Cr foram fundidos para uma área retentiva de 0,01 mm, já que foram clinicamente contra-indicados para áreas retentivas. Cinco espécimes de cada liga foram fundidos e adaptados em modelos de Co-Cr com retenção apropriada. O modelo e os grampos foram modificados para padronizar a trajetória de inserção. A força retentiva inicial foi mensurada com uma máquina de ensaios universal (Instron) e com velocidade de 10 mm/min. Cada grampo foi removido e assentado 500 vezes e a força retentiva era mensurada, com os grampos sendo apertados e ajustados. O ciclo foi repetido cinco vezes. Como era esperado, a força retentiva dos grampos de Ti (1,56 ± 0,28 N) foi significantemente maior do que os valores para os grampos de Co-Cr (0,48 ± 0,18 N). A diminuição na força retentiva para os grampos de Ti (média de 12,7 ± 5,6%) foi significantemente inferior à dos grampos de Co-Cr (36,2 ± 26,6%). Estes

fatos indicaram que a liga de Ti era adequada para a utilização em artefatos removíveis e podia até mesmo ser preferencial às de Co-Cr.

Numa revisão da literatura, QUIRYNEN, em 1994, atestou que muitas bactérias somente podem sobreviver se ficarem aderidas a superfícies duras, como dentes, materiais restauradores, implantes dentais ou próteses. A aderência das bactérias ocorre em quatro fases: transporte para a superfície, adesão inicial com estágio reversível ou irreversível, adesão por interação específica e colonização. Durante este processo, a rugosidade e energia da superfície são de suma importância. A redução da rugosidade da superfície resulta num drástico retardamento da formação e maturação da placa. Embora a rugosidade e energia de superfície atuem conjuntamente, a influência da rugosidade é dominante. A importância de ambos os parâmetros justificam a necessidade de superfícies lisas, prevenindo a formação de placa e ocorrência de inflamação gengival.

BERGMAN, em 1995, em seu manual de fundição de peças dentais confeccionadas em Ti, fez considerações acerca deste assunto. Relatou que uma liga contendo 99,5% de Ti, também denominada de Ti comercialmente puro, passava por uma transformação de estrutura cristalina hexagonal compacta (fase alfa) para uma estrutura cúbica de corpo centrado (fase beta) a 883°C. Esta mudança de estrutura cristalina,

segundo o autor, estava diretamente relacionada com as propriedades do metal. A temperatura de transformação de fase podia ser aumentada ou diminuída pela adição de certos elementos. Desta forma, foi possível estabilizar a fase requerida por um certo campo de aplicação. O Ti era um metal muito reativo, mas a delgada película que se formava instantaneamente e espontaneamente sobre sua superfície em contato com o ar, o transformava de uma condição ativa para passiva. A película de óxido era razoavelmente protetora contra o ataque químico. Contudo, soluções ácidas que foram redutoras por natureza, ambientes com alto poder oxidante e a presença de íons fluoretos diminuíam a qualidade protetora da película de óxido e o fenômeno corrosivo podia ocorrer. Assim, o Ti apresentava uma resistência à corrosão dependente da estabilidade e do poder de reparação da camada de óxido na superfície e a presença de íons fluoretos reduzia esta natureza protetora. Foi ressaltado pelo autor que apenas os agentes profiláticos com fluoretos ácidos afetavam a superfície do Ti e não as soluções de fluoretos de sódio neutro.

Em 1995, JOHANSSON & BERGMAN avaliaram o efeito do tratamento de superfície e do tamanho da área de eletrodo sobre a corrosão a partir da interação do Ti com amálgama convencional e amálgama com alto teor de cobre, em solução salina com e sem a adição de íons fluoretos. Espécimes cilíndricos de amálgama com 4 mm de diâmetro foram

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE

confeccionados e armazenados por 1 semana a 37°C. Espécimes cilíndricos com um diâmetro de 4 e 9 mm foram confeccionadas em Ti comercialmente puro em uma máquina de duplicação e numa máquina de descarga elétrica. Também foram obtidos espécimes de Ti fundidos a partir de outro sistema (Cyclarc). Os espécimes de amálgama e Ti foram montados em cilindros de polímero com um furo no centro e unidos com cola epoxi dual (Araldit). Dois eletrólitos foram usados, ambos contendo 0,15M (0,9% de NaCl) e foi adicionado NaF a um dos eletrólitos. Após cinco minutos foi registrado a corrente com um medidor de pH. Depois, o eletrodo era conectado a um amperímetro e a corrente era mensurada após 10 minutos por vinte horas. Foi observado que o amálgama convencional sofreu maior corrosão que o amálgama com alto teor de cobre e a introdução de íons fluoretos na solução salina tornou o potencial do Ti mais ativo e evidenciou a corrosão do Ti em contato com o amálgama com alto teor de cobre. Afirmaram que os fluoretos afetavam a atividade eletroquímica do Ti.

KÖNÖNEN *et al.*, em 1995, observaram microscopicamente o comportamento do Ti comercialmente puro em soluções tópicas de fluoretos usadas em odontologia preventiva, frente à formação de fendas e rachaduras de corrosão sob tensão. Os espécimes apresentavam dimensões de 100 x 7 x 0,2 mm e foram torneados a frio numa redução em

cerca de 88% em espessura com tratamento térmico a 800°C por 30 minutos em alto vácuo. Todos os espécimes foram primeiramente polidos mecanicamente e em seguida, eletroliticamente. As amostras foram flexionadas para criar um formato de "U" com raio de curvatura de 30mm, sendo colocados em solução fluoretada de aminoflúor com 1,25% de íons flúor e com pH de 5,5. Um total de 24 amostras foram mantidas na solução a 37°C por 1, 5, 10 e 20 dias. Três espécimes de cada tipo foram usados em cada período. Para avaliar a fragilidade do Ti comercialmente puro, três espécimes foram fraturados mecanicamente após vinte dias de exposição à solução e comparados com a superfície de três espécimes não expostos sob o exame em microscópio eletrônico de varredura. As exposições provocaram rachaduras locais e exposições mais longas causaram aumento no número e comprimento das fendas. Havia pelo menos dois mecanismos envolvidos neste processo, que foram denominados dissolução anódica local e embricamento de hidrogênio. A deformação localizada nos espécimes flexionados podia levar à ruptura da camada de óxido e os íons fluorídricos reforçaram a quebra desta camada protetora por meio da formação de complexos solúveis de Ti, resultando numa dissolução anódica local e formação de trincheiras. Conseqüentemente, cátions foram absorvidos e a precipitação de complexos frágeis podia ocorrer nessas trincheiras, induzindo à nucleação e propagação de rachaduras dentro do Ti. Segundo os autores, a superfície de fratura das amostras de Ti puro

submetidas à ação de fluoretos mostrava uma morfologia de fratura por clivagem, ao contrário da fratura dúctil ocorrida em amostras não expostas. Isto podia indicar que havia forte influência do meio no mecanismo de fratura, concluindo que as soluções fluoretadas induziam à formação de rachaduras e que o tratamento térmico podia ser útil, uma vez que diminuía o nível de tensões residuais produzido durante a fabricação.

O propósito de uma revisão de literatura feita por QUIRYNEN & BOLLEN, em 1995, foi avaliar a influência da rugosidade superficial e da energia livre da superfície no processo de adesão bacteriana. Verificaram que estudos "*in vitro*" e "*in vivo* " ressaltaram a importância destas variáveis na formação de placa supragengival. Superfícies rugosas promoveriam a formação e a maturação da placa e superfícies com alta energia reteriam mais fortemente a placa, selecionando bactérias específicas. Embora estas variáveis se relacionassem entre si, a influência da rugosidade superficial superava a da energia da superfície. Para o meio subgengival, onde a sobrevivência bacteriana era mais fácil, a importância da rugosidade superficial reduzia-se drasticamente. Na placa supragengival, a presença de superfícies mais polidas minimizavam a formação de placa e reduziam a ocorrência de cáries e periodontite.

Ainda em 1995, VALLITTU & KÖKKÖNEN avaliaram a resistência à fadiga de algumas ligas dentárias comercialmente disponíveis, utilizadas para fabricar próteses parciais removíveis. Os tipos comerciais de metais utilizados neste estudo incluíram cinco tipos de ligas de Co-Cr, Ti comercialmente puro, uma liga de Ti (Ti-6Al-4V) e uma liga de Au do tipo IV. Padrões de cera de grampos semicirculares foram incluídos de acordo com as instruções do fabricante de cada liga. As ligas de Co-Cr eram liqüefeitas por indução ou com chama de oxigênio-propano e fundidas com aparato baseado na força centrífuga. As ligas de Ti foram fundidas com aparelho à vácuo e pressão (Castmatic). A liga de Au foi fundida em centrífuga espiral. Alguns grampos de Au passaram por tratamento térmico a 300ºC por trinta minutos, seguido por um rápido resfriamento. Os grampos foram jateados com óxido de alumínio. Para detectar possíveis porosidades, os grampos de Ti eram radiografados antes do ensaio. Os grampos foram divididos em dois grupos: ativados e não ativados. A ativação foi de 0,5 mm de deformação permanente. O ensaio usava uma deflexão constante de 0,6 mm em intervalos de 300 milisegundos e o número de ciclos requeridos para fraturar o grampo foi registrado automaticamente. Realizou-se análise em microscópio eletrônico de varredura nos locais de fratura. Os resultados mostraram diferenças estatisticamente significantes para os diferentes metais, os quais podiam levar à perda de retenção da prótese parcial removível e subseqüente fratura do grampo. Estimaram a vida média do

grampo de uma prótese parcial removível, que inclinava cerca de 10 vezes ao dia, significando que durante um ano, 3.600 deflexões ocorriam. Assim, uma fratura podia inativar o grampo após aproximadamente 7 anos de uso. Segundo os autores, a mastigação afetava a inclinação e devia ser considerada. Paradoxalmente, embora os espaços verificados radiograficamente nos grampos de Ti puro ocorressem em menor número, a resistência à fadiga foi menor do que com a liga Ti-6Al-4V. Como significado clínico deste estudo, considera-se que a ativação dos grampos de Co-Cr e Au prolonga a sobrevida da peça. Já a ativação dos grampos de Ti deve ser evitada.

SYVERUD *et al.*, em 1995, avaliaram a qualidade de fundições de Ti puro e compararam com as confeccionadas a partir da liga Ti-6Al-4V. Cinco próteses padronizadas, incluindo duas coroas cilíndricas com margens agudas e três pônticos, foram incluídas em revestimento à base de MgO-Al_2O_3 e fundidas em uma máquina com pressão à vácuo e com duas câmaras: uma superior que abrigava um cadinho de cobre e um eletrodo de tungstênio, e uma inferior, com o revestimento. Foram avaliadas as imperfeições da fundição, bem como a densidade e as porosidades. Em adição, as microestruturas eram analisadas em microscópio eletrônico de varredura. A estrutura final foi satisfatória, sendo que as margens das ligas apresentaram-se mais grosseiras e incompletas do que as de Ti puro. A

presença de poros internos foi rara para o Ti puro em relação à liga de Ti-6Al-4V.

Em 1995, JAARDA, discorrendo sobre preparo de superfície do implante, relatou que a formação de óxidos de Ti foi um fator significativo na osseointegração. Esta camada era considerada parte integrante do implante, sendo que sua espessura e composição, podiam ter efeitos profundos no processo de osseointegração. A camada de óxido mais comum era TiO_2, sendo que TiO e TiO_3 também foram encontrados na superfície dos implantes. A exposição da superfície do Ti ao ar resultava na formação desta camada de óxidos inicial com aproximadamente 1,0 ηm. Espessuras variadas já haviam sido encontradas (3 a 20 ηm) mas a espessura ideal ainda era desconhecida.

AFZALI *et al.*, em 1995, compararam as propriedades mecânicas de grampos confeccionados em Ti (grau 2, com 99,5% Ti), em Ni-Cr (Ticonium) e fundidos com Co-Cr (Nobilium). Oito grampos de próteses parciais removíveis foram confeccionados com 10 mm de comprimento para o Ni-Cr, dez com 15 mm de comprimento para o Ti e Co-Cr. Uma máquina de ensaios universal (Instron) foi usada para flexionar os grampos a 0,25 e 0,50 mm. A carga em quilograma-força e a deformação do grampo foram registrados. Médias e desvio padrão foram calculados e uma análise de

variância foi aplicada para determinar as diferenças. A força (em Kgf) requerida para produzir a primeira deformação do grampo a 0,25 mm foi: 410 ± 17 (15mm em Ti), 800 ± 109 (15mm em Co-Cr), 1172 ± 85 (10mm em Ni-Cr), 1273 ± 64 (10mm em Ti), e 1700 ± 246 (10mm em Co-Cr). Para produzir uma deflexão de 0,50 mm, as forças requeridas foram: 801 ± 36 (15mm - Ti), 1500 ± 166 (15mm - Co-Cr), 2100 ± 148 (10mm - Ni-Cr), 2330 ± 87 (10mm - Ti) e 2800 ± 101 (10mm - Co-Cr). Deformação permanente não foi observada nos espécimes de Ti. Os grampos de Ti foram consistentes em suas propriedades mecânicas. Sua flexibilidade foi intermediária entre o Ni-Cr e Co-Cr. Afirmaram que, o Ti podia ser um material superior para a fundição de grampos de próteses parciais removíveis.

Em 1996, BERG analisou a opinião dos cirurgiões-dentistas a respeito do comportamento clínico e alguns outros aspectos associados com o uso de restaurações protéticas confeccionadas à base de Ti. Desde 1988 até 1995, mais de 10.000 unidades de coroas e próteses removíveis de Ti foram confeccionadas por um único laboratório da Noruega. Um questionário foi endereçado a 72 clínicos. Sete cirurgiões-dentistas não responderam ao questionário e um o entregou incompleto, relatando pouca experiência para responder às questões. As restaurações foram fundidas

em uma máquina com atmosfera de argônio (Ohara). Segundo o autor, o comportamento clínico relatado foi amplamente satisfatório, com uma vantagem principal relacionada ao baixo custo comparado com as restaurações convencionais, embora houvesse alguns problemas técnicos e estéticos.

BOLLEN *et al.*, em 1996, examinaram os efeito do alisamento intra-oral de superfícies de transmucosos de implantes ósseointegrados. Foram avaliados 6 pacientes candidatos a sobre-próteses inferiores suportada por dois implantes ósseointegrados conectados a dois diferentes transmucosos aleatoriamente distribuídos: um convencional, de Ti usinado, com medida da rugosidade equivalente a 0,2µm (em Ra) e outro, de cerâmica extremamente polida, cujo Ra era de 0,06µm. Após três meses de exposição intra-oral, amostras de placas supra e subgengivais dos dois transmucosos foram comparadas em microscopia de contraste. Parâmetros clínicos como profundidade de sondagem, retração gengival e sangramento à sondagem foram registrados periodicamente em cada transmucoso. Após 12 meses as amostras de placa supra e subgengival foram cultivadas em meio anaeróbio e aeróbio. Os mesmos parâmetros clínicos do período de três meses foram novamente avaliados. A cultura aeróbia mostrou uma maior proporção de microrganismos Gram negativos na flora subgengival dos transmucosos mais rugosos. Clinicamente, os transmucosos mais lisos

mostraram um aumento na profundidade de sondagem entre os 3 e 12 meses, e mais sangramento à sondagem. Afirmaram que, a redução dos valores de rugosidade média (em Ra) em níveis abaixo de 0,2µm não teria impacto na composição da flora bacteriana.

TOUMELIN-CHEMLA *et al.*, em 1996, verificaram as condições em que o meio eletrolítico tinha influência sobre a corrosão do Ti. Ressaltaram que a corrosão foi causada pela ionização metálica, que em termos de tensão de dissolução e potencial característico, ocorria quando uma amostra metálica era colocada numa solução eletrolítica. Foi estudado o comportamento do Ti em cinco diferentes meios que seguem: solução fisiológica (9,0g NaCl, 0,4g KCl, 0,2g $CaCl_2$-$6H_2O$, 0,2g $NaHCO_3$, 1000ml água destilada, com pH 7), gel odontológico fluoretado (Fluogel - 0,553g NaF, 1,126g NH_4F, 0,553g K e pH 5,5), solução de Ringer com adição de fluoretos (20mL de solução de Ringer, 0,2g NaF, 0,2g NH_4F e pH 6,75), solução de Ringer não fluoretada com adição de ácido láctico para obter um pH igual a 4 e solução fluoretada de Ringer acidificada pelo ácido láctico (pH 5,5). O formato das amostras de Ti foi definido pelo método de análise voltamétrico. A corrente de corrosão (I_{cor}) foi mensurada pela determinação da resistência linear de polarização (R_p). Foi evidenciada a excelente resistência do Ti em soluções fisiológicas e confirmada a ação significantemente nociva dos géis dentários contendo fluoretos em meio

ácido, com relação ao processo corrosivo do Ti. Assim, chamaram a atenção quanto ao uso dos géis profiláticos com pH ácido.

Em 1996, VALLITTU & LUOTIO avaliaram o efeito da cobertura com Co-Cr fundido sobre uma barra de Ti grau 2 em relação à resistência à fadiga e dureza de superfície do Ti. A liga de Co-Cr utilizada (Wironit) apresentava 64%Co, 28%Cr, e 5% Mo, tendo sido fundida sobre barras de Ti circulares com 1,5mm ± 0,04mm de diâmetro, compostas por 99,77%Ti, 0,02%C, 0,07%Fe, 0,012N_2, 0,12%O_2 e H_2< 20ppm. O Co-Cr foi fundido pelo método convencional da cera perdida. O ensaio de resistência à fadiga foi conduzido com as barras de Ti sendo flexionadas 0,5mm em intervalos de 300 milisegundos. A máquina registrava automaticamente o esforço requerido para causar fratura por fadiga, sendo a superfície de fratura examinada em microscópio eletrônico de varredura. A dureza Vickers era determinada por três leituras em cada espécime. Segundo os autores, o Co-Cr diminuiu consideravelmente a resistência à fadiga do Ti. A superfície fundida aumentou a dureza superficial do Ti. Estes problemas podiam restringir o uso do método se as próteses fossem afetadas por forças que causassem flexões.

WANG & FENTON, em 1996, realizaram uma revisão da literatura sobre as aplicações do Ti em aparelhos protéticos. Relataram uma

perspectiva com relação ao Ti, considerando sua abundante presença na crosta terrestre e descrevendo o grande interesse da indústria naval e aeroespacial, dado pela excelente resistência e baixo peso. Relataram as propriedades físicas e mecânicas, afirmando que elas podiam variar com a adição de outros elementos, como O, N e Fe. A resistência variava entre 240 a 890 MPa; a densidade era 4,5g/cm^3; a microdureza de 210 Vickers era favorável; tinha alta ductilidade, baixa condutividade térmica, módulo de elasticidade comparável ao das ligas de Au, resultando em próteses mais confortáveis e funcionais, e ainda, baixo custo (US$ 22 a 27 por kg). Foi considerado que a resistência à corrosão era excelente e dependente da formação de uma película de óxido de Ti na superfície. Os autores indicaram a presença de alguns problemas, como a baixa fusibilidade e porosidades, relatados na literatura. A substituição das ligas nobres pelas ligas de Ti seria um processo lento e seu uso ainda era baixo devido à falta de conhecimento entre os clínicos e à ausência de estudos longitudinais *"in vivo"*. Concluíram que a utilização do Ti na área de prótese dependeria de pesquisas e testes clínicos para comparar a sua efetividade como um material equivalente ou superior aos metais existentes. Concluíram que, o futuro do titânio na Odontologia, parecia promissor.

CARVALHO *et al.*, em 1996, avaliaram *in vitro* os dentifrícios fluoretados comercializados no Brasil, utilizando um teste de reatividade

com o esmalte e de ciclagens de des-remineralização. Adquiriram vinte dentifrícios fluoretados, os quais foram codificados e testados. Observaram que a concentração de flúor solúvel foi de no mínimo 556 e no máximo 1.468 ppm. Relataram que todos os produtos analisados continham flúor com atividade.

Em 1996, CRAIG verificou que as forças normais de mastigação estavam entre 3,1 e 12,9 kg. Para pacientes portadores de próteses parciais removíveis, o maior valor obtido era 23,5 kg e o menor, 6,6 kg, com média de 11,5 kg. Atestou que pacientes portadores de próteses fixas registravam o equivalente a 37% da dentição natural, ocorrendo maior decréscimo em usuários de aparelhos removíveis. Definiu fratura por fadiga como sendo devido à redução de resistência causada pela aplicação de esforço repetido. Como exemplo de materiais odontológicos sujeitos a esforços repetidos durante a mastigação, citou os grampos de próteses parciais removíveis. Ensaios de resistência à fadiga consistiam em submeter amostras a esforços alternados abaixo do limite proporcional. Valores de resistência à fadiga pareciam não se relacionar com as propriedades mecânicas. O tamanho e a forma dos grãos na estrutura metálica foram provavelmente fatores importantes na resistência à fadiga, já que as fraturas desenvolviam-se a partir de pequenos defeitos que cresciam através dos grãos. Em algumas ocasiões podia-se determinar a resistência à fadiga através da

aplicação de esforços superiores ao limite proporcional do material, correspondendo ao efeito produzido pela inserção de uma prótese parcial removível. Verificou que aplicações de esforços alternados de flexão, produzidos durante a mastigação, podiam se aproximar de 300.000 por ano, enquanto que esforços maiores, como os necessários para inserção e remoção dos aparelhos protéticos, provavelmente eram inferiores a 1.500 por ano. Afirmou que no desenho da restauração, foi importante o conhecimento do esforço suportável para um número de ciclos não limitado, denominado limite de fadiga. Quando o esforço foi suficientemente alto, a estrutura iria fraturar com um número de ciclos limitado, ocorrendo o oposto na medida em que o esforço reduzia-se, até um número infinito de ciclos antes da ocorrência de fratura. A prótese devia ser desenhada de maneira a tornar os esforços de fadiga inferiores ao limite de fadiga. Ainda como parte desta abordagem, considerou que, Co, Cr e Ni estavam presentes em aproximadamente 90% das ligas de Co-Cr-Mo existentes no comércio. O Cr foi responsável pela resistência à oxidação, tornando a liga difícil de fundir em concentrações superiores a 30%. O Co aumentava o módulo de elasticidade, a resistência e a dureza. O C foi efetivo em aumentar a dureza. O Mo contribuía na elevação da resistência. Concentração de aproximadamente 1% de Be reduzia a temperatura da zona de fusão em 100 °C. Sílica e magnésio foram adicionados para aumentar a fluidez e fundibilidade. Afirmou que, existia similaridade nas propriedades das

diversas ligas existentes no mercado, embora havendo diferentes composições. Além da porcentagem de elementos como o carbono, oxigênio e nitrogênio, variáveis de fundição como temperatura do molde, temperatura da liga e tamanho dos condutos de alimentação traziam variações significativas nas propriedades. Afirmou que as temperaturas elevadas de fusão exigiam fontes de calor como maçarico à oxigênio e acetileno. A contração de fundição, da ordem de 2,3%, exigia utilização de revestimentos fosfatados ou aglutinados por silicatos. A dureza elevada (aproximadamente um terço maior que das ligas de Au), requeria utilização de procedimentos como o polimento eletrolítico, que removiam pequena quantidade da superfície (alguns ângstrons), expondo uma nova superfície, mais lisa que as áreas rugosas de fundição. Segundo o autor, a porcentagem de alongamento destas ligas era influenciada pela presença de porosidade, enquanto que para o limite de escoamento, módulo de elasticidade e resistência à tração, este efeito foi limitado. Ratificou que o estado da superfície do metal era fator de extrema importância na corrosão, já que a composição superficial foi quase sempre diferente da do corpo. Afirmou que a massa de íons foi liberada na razão de três vezes mais quando as estruturas estavam sob atrito em meio corrosivo em comparação com a presença do meio isoladamente. Com relação às propriedades do Ti e de suas ligas, afirmou que a formação da camada de óxido era a base para a resistência à corrosão e biocompatibilidade e que essa camada

apresentava uma espessura na ordem de ângstrons, formando-se em aproximadamente 10^{-9} segundos após a exposição ao oxigênio. Relataram que o Ti tornou-se o chamado "material de escolha" para a Odontologia devido à sua resistência à degradação eletroquímica, resposta biológica favorável, peso leve, baixo módulo de elasticidade, baixa densidade e alta resistência. O Ti c.p. estava disponível em quatro graus ou classes que variavam de acordo com o conteúdo de oxigênio (0,18 a 0,40%). Estas concentrações, aparentemente moderadas, apresentavam um efeito substancial sobre as propriedades mecânicas e físicas do material. Ressaltou que à temperatura ambiente, o Ti tinha uma forma, denominada fase alfa, e que sob aquecimento a 883 °C, havia uma mudança para fase beta. Em geral, o Ti alfa era soldável, porém de difícil manuseio ou trabalho. Já o Ti beta era maleável, sendo usado desta forma para fins ortodônticos. Ligas alfa - beta foram resistentes e maleáveis à temperatura ambiente, porém difíceis de soldar. Tratamentos térmicos e termoquímicos podiam refinar a microestrutura após fundição e aperfeiçoar as propriedades. Afirmou que, o alto ponto de fundição (1700 °C) e a reatividade química eram fatores que afetavam o processo de fundição. Devido ao alto ponto de fusão, procedimentos especiais de fundição, ciclos de resfriamento, materiais de inclusão e equipamentos apropriados foram requeridos para prevenir sua contaminação. O Ti reagia com elementos gasosos como o hidrogênio, nitrogênio e oxigênio, particularmente em temperaturas

elevadas (acima de 600 °C). Como conseqüência, qualquer manipulação do Ti em temperaturas elevadas devia ser executada em ambiente controlado. Sem a utilização de um ambiente inerte, sua superfície era contaminada com o "caso alfa" e uma camada enriquecida e endurecida de oxigênio com 100μm de espessura era formada, resultando numa diminuição da resistência e ductilidade do material. Afirmou que dentre as ligas de Ti, o sistema Ti-6Al-4V era o mais utilizado, estando nos estágios iniciais de pesquisas e não tendo seu uso implementado devido à ausência de trabalhos clínicos extensos. Relatou ainda, que observações de coroas fundidas em Ti, revelaram porosidade superficial de até 75μm de profundidade, as quais não eram removidas pelos procedimentos de acabamento e polimento e fendas de até 100μm nas margens. Ambos os defeitos poderiam ser catastróficos para estes materiais sensíveis à técnica de manipulação.

Um estudo de MIYAKAWA *et al.*, em 1996, investigou a contaminação de superfícies de titânio submetidas ao desgaste. Mencionaram que o titânio havia sido exaltado por sua alta resistência à corrosão e excelente biocompatibilidade, mas por outro lado, foi mantido com ressalvas devido ao alto ponto de fusão e alta reatividade química em altas temperaturas. Citaram ser necessário o estabelecimento de técnicas de acabamento para o material, sendo este, de difícil desgaste devido à sua plasticidade,

tenacidade, baixa condutividade térmica e reatividade em altas temperaturas. Para o estudo, placas de titânio com 1,4 x 16 x 18mm foram confeccionadas e polidas com pontas de papel abrasivo de carbeto de silício e sob refrigeração e, com escova de camurça e pasta de óxido de ferro (Fe_2O_3). Posteriormente, realizou-se análise dos elementos químicos, quando encontrados depósitos contaminantes de até 30 µm, oriundos da composição dos abrasivos, sendo que esta contaminação foi atribuída a sua reatividade química e dureza. Quando a amostra foi polida com escova de camurça e pasta de óxido de ferro (Fe_2O_3), os contaminantes foram eliminados e obteve-se uma superfície lisa e brilhante. Quando da contaminação desta superfície, o conteúdo de titânio foi aparentemente reduzido em 10% e substituído por silício e oxigênio. Além destes, outros elementos químicos faziam parte destes contaminantes, como o ferro, cromo e cálcio, aumentando a dureza da superfície, avaliada pelo teste de dureza de Vickers. Afirmaram não poder precisar se o oxigênio contaminante era oriundo da água da refrigeração ou do adesivo que aglutinava o abrasivo ao papel das pontas de polimento. Entretanto a contaminação da superfície do titânio poderia influenciar negativamente sua resistência à corrosão bem como a sua biocompatibilidade. Afirmaram que foram necessárias técnicas de acabamento mais eficientes para ampliar o uso do titânio na Odontologia.

As observações clínicas em dez casos de próteses parciais removíveis confeccionadas em Ti e Co-Cr-Mo durante um período de 2 anos realizadas em 1997 por THOMAS *et al.* foram relatadas e comparadas. As amostras foram constituídas de 5 próteses maxilares e 5 mandibulares. Os desenhos incluíam 27 retentores e 26 apoios oclusais. Cada paciente foi instruído a usar uma das próteses por 2 semanas, seguidas por 2 semanas usando a outra. Após isto, os pacientes foram instruídos a usarem apenas a prótese confeccionada em Ti e para retornar a cada 6 meses para verificações. Após 2 anos, as observações finais foram feitas e um segundo questionário foi administrado. Os espécimes fraturados foram recolhidos para uma análise subseqüente em M.E.V. Afirmaram que, a tecnologia de fundição para o Ti encontrava-se no estágio final de desenvolvimento e aplicações promissoras tinham sido reveladas. O estudo evidenciou uma aceitação favorável, contudo, apoios oclusais e grampos podiam fraturar dentro do período de 2 anos de uso, com uma taxa de sobrevivência de 91%. Encontraram 64% de preferência e 55% de conforto para as próteses confeccionadas em Ti em relação as de Co-Cr-Mo.

TABORELLI *et al.*, em 1997, realizaram uma investigação acerca das propriedades físico-quimicas e biológicas de superfícies de titânio após diferentes tipos de tratamento aos quais as peças foram submetidas.

Primeiramente, afirmaram que os implantes de titânio eram cobertos por uma camada superficial de óxidos de aproximadamente 2 a 6 nm de espessura, que contribuía para a resistência à corrosão e biocompatibilidade. Citaram que o sucesso dos implantes dentais estava condicionado à morfologia da superfície das peças, considerando, sobre tudo, a rugosidade. Amostras em titânio comercialmente puro foram confeccionadas e submetidas a quatro diferentes tratamentos: polimento com pó de óxido de alumínio; polimento com pó de óxido de alumínio seguido de ataque ácido com solução de HCl/H_2SO_4; jateamento com granulações grandes (0,25 a 0,5 mm) seguido de ataque ácido de HCl/H_2SO_4; e jateamento seguido de "spray"de plasma de titânio. Após o tratamento das amostras, avaliou-se a rugosidade superficial e a composição química. Com relação à rugosidade superficial, avaliada em uma área de 20 µm x 20 µm, verificou-se que nas amostras submetidas ao polimento, a lisura de superfície era maior, comparada à lisura verificada nas amostras dos outros grupos. Com relação à composição química, investigada após os diferentes tratamentos, esclareceram que as superfícies de todas as amostras mostraram composição química similar, sendo que esta similaridade relacionava-se com a alta estabilidade da camada superficial de óxidos. Citaram a importância de se investigar outros tipos de tratamento às estruturas de titânio, para se alcançar características ideais de rugosidade.

Em 1997, HENRIQUES *et al.* avaliaram a influência dos procedimentos de refusão sobre a resistência à fadiga de ligas de Co-Cr. Foram utilizadas três ligas à base Co-Cr (Steldent, Dentorium e Biosil) com propriedades químicas e mecânicas parecidas. Vinte amostras cilíndricas com 40 mm de comprimento e 1,7 mm de diâmetro foram produzidas para cada liga. Destas, dez foram obtidas com liga exclusivamente nova e as demais pela mistura de 50% de liga nova e previamente fundida. Os padrões foram incluídos e fundidos com gás acetileno e oxigênio em uma máquina de fundição com força centrífuga. Dez espécimes novos e dez refundidos foram submetidas ao processo de soldagem. O ensaio de fadiga foi conduzido em uma máquina de ensaios cíclicos (Amsler), com os espécimes sendo submetidos a um carregamento de 1kg e fletidos a 2 graus de cada lado. Os ciclos requeridos para causar a fratura por fadiga eram registrados e as superfícies fraturadas observadas em microscópio eletrônico de varredura (M.E.V). Observaram que a adição de 50% de liga nova à 50% de liga previamente fundida não comprometia o desempenho. O processo de soldagem diminuiu a resistência à fadiga em ambas as condições, liga nova e refundida, devendo ser considerado como um procedimento temporário.

BRIDGEMAN *et al.*, em 1997, determinaram as características dos grampos de Ti e de suas ligas comparando-as com grampos de Co-Cr e

avaliaram se estes materiais eram alternativas apropriadas para aplicações em prótese parciais removíveis. Afirmaram que o módulo de elasticidade do Ti era menor do que o do Co-Cr, resultando num aumento de resiliência e tornando-o parecido com as ligas de Au. Esta propriedade permitia que os grampos fossem colocados em áreas retentivas mais profundas, pois o Ti era menos rígido do que o Co-Cr. A flexibilidade do grampo afetava a retenção e a função da prótese parcial removível. Se o material fosse muito flexível, o grampo poderia não prover retenção suficiente se a estrutura fosse baseada nos princípios usados para ligas de Co-Cr. Assim, verificaram se o Ti e suas ligas provinham força retentiva suficiente após três anos de uso clínico simulado e se as mudanças na força retentiva estariam relacionadas com porosidades, defeitos de fundição ou outra degradação do metal. Foram utilizados três materiais: Ti comercialmente puro, uma liga de Ti (Ti-6Al-4V) e uma liga de Co-Cr. Os grampos de Co-Cr foram usados como controle, por ser esta liga, padrão para a confecção de estruturas removíveis. Foram projetadas duas áreas de retenção, sendo uma com 0,25 mm e outra com 0,75 mm, representando uma situação clínica comum e uma condição de dificuldade, respectivamente. Seis grampos circunferenciais de cada material foram preparados. O desenho do grampo foi modificado para padronizar a trajetória de inserção e remoção. Cada grampo era fundido com um apoio mesial, plano guia mesial, braço de oposição lingual, braço de retenção e plano guia distal. A força necessária

para remover o grampo adaptado era mensurada por uma máquina de testes universal (Instron). Em seguida, os grampos foram ciclados 500 vezes simulando inserção e remoção. Após o uso clínico simulado, a força de remoção era mensurada para determinar a redução na quantidade de retentividade remanescente. O ciclo foi repetido 10 vezes para simular 3 anos de uso clínico. Para avaliar os defeitos de fundição e para detectar porosidades, cada grampo foi radiografado numa técnica similar à de Wang & Boyle. O filme foi processado de forma habitual e a quantidade de porosidades foi taxada de acordo com uma escala de 1 a 4. Um microscópio eletrônico de varredura (M.E.V.) foi usado para evidenciar a fadiga sobre os grampos, principalmente na área de conectores menores. Segundo os autores, a perda geral de retenção para os grampos de Ti puro e Ti-6Al-4V foi menor do que para os grampos de Co-Cr. As observações ao microscópio eletrônico evidenciaram rachaduras confinadas na camada superficial, portanto não sendo provável de causar deformação permanente. Afirmam que o Ti puro e suas ligas eram apropriados para aplicações em aparelhos removíveis a longo prazo, principalmente em áreas bem retentivas.

Objeto de uma revisão de literatura realizada por BOLLEN *et al.* em 1997, a rugosidade superficial de superfície duras presentes na cavidade oral foi estudada quanto à capacidade melhor em reter placa bacteriana.

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL

Foram incluídos estudos em dentes naturais, transmucosos em titânio para implantes, amálgama, ouro, resina composta, resina acrílica, ionômero de vidro, ionômeros modificados e cerâmicas. Com relação aos transmucosos de implantes em titânio, afirmaram que cuidados especiais deveriam ser tomados quando do uso de sistemas abrasivos ou agentes profiláticos fluoretados, já que os mesmos conduziam a um aumento significativo nos valores de rugosidade superficial. Atestaram que quando transmucosos com Ra de 0,81µm eram comparados com outros de rugosidade equivalente a 0,35µm, os mais rugosos cultivavam 20 vezes mais bactérias subgengivalmente. Entretanto, quando o Ra estava abaixo de 0,2µm, nenhuma diferença significativa foi notada na quantidade e patogenicidade bacteriana. Verificaram que 0,2µm seria um patamar nos valores de rugosidade, sendo que, abaixo disto, nenhum impacto na retenção bacteriana poderia ser esperado.

FERREIRA *et al.*, em 1998, afirmaram que desde o início da sua existência, o homem sempre se empenhou em dominar em seu proveito, o meio material. Durante milênios, contudo, o processo tecnológico realizou-se às custas de experiências empíricas e de erros, podendo-se afirmar que somente a partir de fins do século XVIII, a tecnologia tornou-se uma ciência aplicada. Discorreram sobre a fadiga dos biomateriais, afirmando que era uma alteração estrutural progressiva, localizada e permanente, que ocorria

em materiais solicitados com tensões e deformações cíclicas e que podia resultar em trincas ou fratura após certo número de ciclos. Assim, todos os dispositivos odontológicos estariam sujeitos à fadiga, pois o próprio processo mastigatório era cíclico. O aço e as ligas de Ti possuíam um limite abaixo do qual não ocorria o fenômeno de fadiga. Assim, era possível determinar a vida de uma prótese, ou seja, o número de ciclos até a fratura. Ocorreria diminuição da resistência à fadiga, quando houvesse a presença de um meio corrosivo, fenômeno denominado fadiga-corrosão. Afirmaram que vida em fadiga e resistência à fadiga eram grandezas estatísticas, sendo normalmente associadas a uma certa confiabilidade. Os autores relataram também o formato do corpo de prova e o polimento, que devia ser livre de entalhes e de aspecto espelhado. Entalhes levavam à concentração de tensões, diminuindo a vida em fadiga. Relataram também que quanto pior fosse o acabamento, menor seria o limite de fadiga.

ZAVANELLI *et al.*, em 2000, avaliaram, compararam e analisaram a vida em fadiga do Ti c.p. e da liga Ti-6Al-4V em diferentes meios de armazenagem (sem a presença de meios; em saliva artificial; e, em saliva artificial fluoretada). Utilizaram trinta amostras para cada um dos materiais, com geometria semelhante a halteres, obtidas por fundição odontológica, em máquina de fundição à vácuo (Rematitan). O ensaio de resistência à fadiga foi conduzido numa máquina de ensaios universal (MTS), com carga

30% abaixo do limite de escoamento a 0,2% de deformação. Após a fratura, o número de ciclos foi registrado e a superfície de fratura analisada sob M.E.V. Os resultados indicaram que a liga Ti-6Al-4V obteve 21.269 ciclos, contra 19.157 ciclos para o Ti c.p., e na presença das soluções, esse número diminuiu drasticamente, sugerindo provável reação dos meios com os metais. Verificaram que a liga Ti-6Al-4V obteve os maiores valores médios de resistência à fadiga, porém sem diferença estatisticamente significante em relação ao Ti c.p., independente da presença dos meios de armazenagem. A presença das soluções de armazenagem diminuiu a resistência à fadiga para ambos os materiais, com diferença estatisticamente significante em relação às amostras ensaiadas sem a presença dos meios. A solução de saliva artificial fluoretada pareceu mais agressiva, entretanto, não houve diferença estatística em relação à solução de saliva artificial.

Em 2000, HENRIQUES estudou comparativa e longitudinalmente a deformação plástica de grampos e a rugosidade superficial de infra-estruturas confeccionadas em titânio comercialmente puro e liga de titânio alumínio vanádio após período de seis e doze meses de uso relacionando estes resultados com estruturas fundidas em liga à base de cobalto cromo molibdênio. Foram avaliadas 31 próteses parciais removíveis de um total de 42 próteses confeccionadas, divididas aleatoriamente entre os três materiais

envolvidos. A rugosidade superficial foi avaliada anteriormente à instalação das próteses, e após, 6 meses e 12 meses de sua utilização. A deformação plástica de sistemas de grampos foi calculada em porcentagem de alteração linear entre suas extremidades, mediante a comparação da distância inicial com a obtida após os períodos de uso, empregando um microscópio comparador equipado com escala micrométrica digital. Os resultados da rugosidade superficial em estruturas de titânio comercialmente puro e liga de titânio alumínio vanádio indicaram menor rugosidade na medida em que o tempo de avaliação prolongava-se, registrando valores iniciais entre 0,32 a 0,37µm e após o uso, entre 0,23 e 0,26µm. Já após 6 meses de avaliação, as estruturas em titânio comercialmente puro tornaram-se semelhantes estatisticamente àquelas com maior lisura superficial fundidas em cobalto cromo molibdênio, que não apresentaram alterações longitudinais significativas, mostrando valores entre 0,22 a 0,17µm. Conforme a investigação, mesmo após 12 meses, estruturas fundidas em liga de titânio alumínio vanádio apresentaram valores superiores àqueles obtidos na liga cobalto cromo molibdênio, porém não diferentes dos obtidos em titânio comercialmente puro. Quanto à deformação plástica dos sistemas de grampos, embora numericamente as estruturas em titânio alumínio vanádio registrassem 0,54% de formação contra 0,06% das obtidas em titânio comercialmente puro após 12 meses de uso, não foram verificados valores que diferiram estatisticamente entre os materiais envolvidos.

3– METODOLOGIA:

3.1 – MATERIAIS:

Neste trabalho foram utilizados os seguintes materiais:

3.1.1-Ligas metálicas à base de titânio, conforme Tabela 3.1.

TABELA 3.1

METAIS, FABRICANTES E COMPOSIÇÃO QUÍMICA:

METAIS	FABRICANTES	COMPOSIÇÃO QUÍMICA* (%)
TITÂNIO COMERCIALMENTE PURO (TRITAN)	Dentaurum J.P. Winkelstroeter KG – Pforzheim – Alemanha **	98,5% Ti; 0,25% O_2; 0,03% N; 0,30% Fe; 0,10% C e 0,015% H
Ti-6Al-4V	Brodene Dahl – A/S – Oslo - Noruega ***	Ti: bal.; Al: 6,15%; V: 4,08% 0,026% C; 0,21% Fe; 0,009%N;

*INFORMAÇÃO DO DISTRIBUIDOR
** DISTRIBUÍDA NO BRASIL POR MEDENTAL COMERCIAL LTDA
***DISTRIBUÍDA NO BRASIL POR VILLARES METAIS S/A

3.2. MÉTODOS:

3.2.1 - CONFECÇÃO DAS AMOSTRAS:

3.2.1.1 – PADRÕES EM CERA:

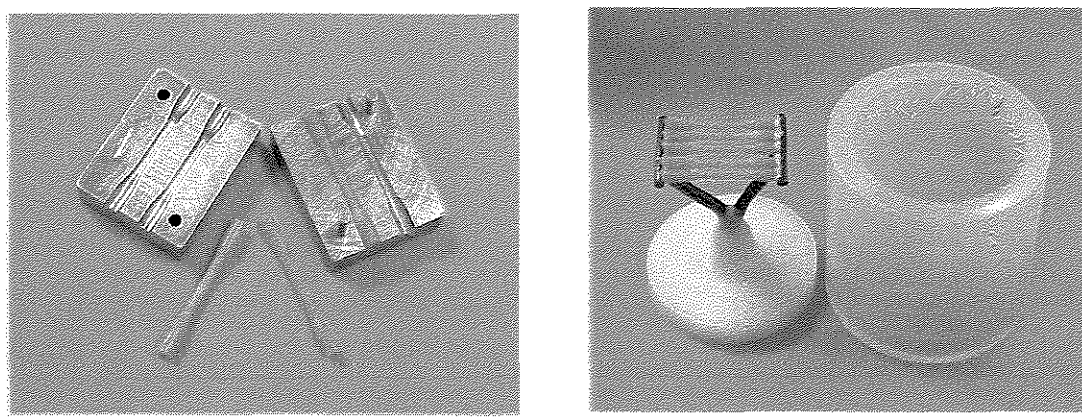
Foi utilizada uma matriz metálica bipartida contendo duas cavidades padronizadas, de formato cilíndrico semelhante a halteres, sem ângulos vivos, medindo 35mm de comprimento por 2,5mm de espessura na parte central e 4mm de diâmetro nas extremidades (FIG. 3.1 A).

Uma porção de cera 7 foi liquefeita e vertida na matriz previamente isolada e aquecida. Após a solidificação da cera, a matriz era aberta e os padrões obtidos (FIG. 3.1 A), sendo examinados quanto à uniformidade e ausência de falhas.

3.2.1.2 – INCLUSÃO DOS PADRÕES EM REVESTIMENTO:

As extremidades dos padrões foram adaptadas perpendicularmente a cilindros pré fabricados de cera de 4 mm de diâmetro. Outros dois cilindros de 5 mm de diâmetro eram adaptados aos primeiros, evitando a formação de ângulos vivos nas intersecções (YOUNG, *et al.*, 1987) (FIG. 3.1 B). Os cilindros foram unidos à base cônica de anel de silicone para inclusão (FIG. 3.1 B) e o conjunto, contendo cinco padrões, foi pulverizado com líquido

umectante (Waxit, Degussa AG – Hanau – Alemanha) e deixado à temperatura ambiente para secagem.



(A) **(B)**

FIGURA 3.1 – (A): MATRIZ METÁLICA BIPARTIDA E AMOSTRAS EM CERA **(B):** POSICIONAMENTO DOS PADRÕES EM CERA E CONJUNTO UNIDO À BASE DO ANEL DE INCLUSÃO

O revestimento (Rematitan Plus – Dentaurum J.P. Winkelstroeter KG – Pforzheim – Alemanha) era proporcionado de acordo com as instruções do fabricante (40mL de líquido e 250 gramas de pó) e espatulado mecanicamente a vácuo por 60 segundos em um espatulador elétrico (Multivac 4 - Degussa AG – Hanau – Alemanha). Após a manipulação, a massa foi vazada sob vibração e deixada à temperatura ambiente até o endurecimento, momento em que o anel era removido.

3.2.1.3 – PROCESSO DE FUNDIÇÃO:

Após 40 minutos do início da manipulação do revestimento, o bloco endurecido, com o cadinho voltado para baixo, foi colocado em um forno elétrico (7000 – 5P, EDG Equipamentos e Controles Ltda – São Carlos - SP), previamente programado, conforme Tabela 3.2.

TABELA 3.2

PROGRAMA PARA TEMPERATURA, VELOCIDADE E PATAMAR DE AQUECIMENTO PARA O REVESTIMENTO REMATITAN PLUS.

PROGRAMA	TEMPERATURA FINAL (°C)	VELOCIDADE DE AQUECIMENTO (°C/min)	PATAMAR DE AQUECIMENTO (min)
CICLO 1	150	5	90
CICLO 2	250	5	90
CICLO 3	1000	5	60
CICLO 4	430	5	120

Transcorrido o período de aquecimento, a máquina de fundição (Rematitan – Dentaurum J.P. Winkelstroeter KG – Pforzheim – Alemanha) foi configurada para 31 gramas de material. A máquina de fundição era constituída por uma câmara superior de fundição e outra inferior, responsável pelo vácuo. As câmaras comunicavam-se por um orifício, mantido vedado por anel cerâmico colocado sobre a base formadora de cadinho no bloco de revestimento imediatamente à fundição (HAMANAKA *et al.*, 1989; HERO *et al.*, 1993; SYVERUD *et al.*,1995). Para a fusão das pastilhas, o gás argônio e a corrente elétrica eram automaticamente

acionados na câmara superior, assim com o vácuo, na inferior. As amostras em titânio comercialmente puro e titânio alumínio vanádio eram obtidas seguindo-se os mesmos procedimentos, utilizando cadinhos distintos para ambos os materiais.

3.2.1.4 – DESINCLUSÃO E ANÁLISE RADIOGRÁFICA:

Após a fundição, o bloco era imediatamente esfriado em água, por recomendação do fabricante. Na seqüência, foi fraturado manualmente e o conjunto metálico, removido. As amostras eram desincluídas do revestimento com um desinclusor pneumático (Silfradent – F.LLI Manfred – Itália) e jateadas com microesferas de vidro em jateador elétrico (Oxyker Dry /AM 28 – F.LLI Manfred – Sofia - Itália) regulado com pressão de 5,6 kg/cm^2.

Radiografias das amostras foram obtidas, para evidenciação de defeitos internos, seguindo o método preconizado por WANG & BOYLE, 1993, com filme periapical (Ektaspeed Plus – Estman Kodak Company – Rochester – EUA), num aparelho de raios X (General Eletric Company – Modelo 1000 Housing – 46137660/010 – Milwaukee – EUA). A configuração do aparelho foi de 90kV, 25mA e o tempo de exposição se deu a 0,8 segundos. O cone foi mantido a uma distância de 10 cm da estrutura e o processamento das radiografias foi realizado de forma usual. As amostras

com defeitos ou vazios internos evidenciados pelo exame radiográfico, assim como entalhes ou defeitos externos detectados por exame visual, foram desprezadas (FIG. 3.2).

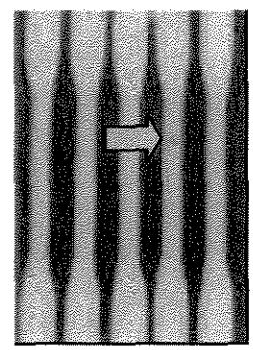


FIGURA 3.2 – RADIOGRAFIA DA AMOSTRA APÓS DESINCLUSÃO
SETA – VAZIO INTERNO

3.2.1.5. - ACABAMENTO:

Após a desinclusão e limpeza, os condutos laterais foram removidos e as amostras individualizadas com disco de óxido de alumínio (Dentaurum J.P. Winkelstroeter KG – Pforzheim – Alemanha). Em seguida, foram jateadas com óxido de alumínio com partículas de 150μm e pressão de 5,6kg/cm^2 , num jateador elétrico (Oxyker Dry / AM 28 - F.LLI Manfred – Sofia - Itália).

Utilizaram-se pedras montadas (Dentaurum J.P. Winkelstroeter KG – Pforzheim – Alemanha) adaptadas a motor de baixa rotação (181 A - Kavo - Joinvile - SC) para a eliminação de excessos grosseiros localizados na superfície das amostras, utilizando-se refrigeração em água. Em seguida,

cada amostra foi adaptada num torno elétrico de baixa rotação e acabada com lixas para metal de granulação decrescente (36, 40, 50, 80, 100 e 120) (K246 – Norton – Guarulhos - SP), consumindo em média, 5 minutos para cada lixa. O diâmetro de cada amostra foi aferido durante o processo, com paquímetro digital (AM33 – Starrett – Piracicaba - SP) até que se atingisse 2,3mm na porção central.

3.2.2 – POLIMENTO CONVENCIONAL:

Após o acabamento, 20 amostras em titânio comercialmente puro e outras 20, na liga titânio alumínio vanádio foram polidas em toda extensão, utilizando-se inicialmente discos de borracha na seqüência de cores marrom e azul respectivamente (Dentaurum J.P. Winkelstroeter KG – Pforzheim – Alemanha) montados em mandril e adaptados a motor de baixa rotação, consumindo em média três minutos. Posteriormente, empregou-se escova para polimento tipo Chunkin movimentada em torno elétrico de bancada (Nevoni - São Paulo -SP) e impregnada com pasta para polimento de titânio (Tiger Brillant - Dentaurum J.P. Winkelstroeter KG - Pforzheim - Alemanha). Finalizados os procedimentos, o diâmetro das amostras foi novamente certificado mediante uso de paquímetro digital.

3.2.3 – POLIMENTO ELETROLÍTICO:

O polimento eletrolítico foi realizado noutras 20 amostras fundidas em titânio comercialmente puro e 20 na liga titânio alumínio vanádio. O procedimento foi conduzido utilizando-se uma fonte elétrica de corrente contínua, ajustada em 4 V e corrente variada entre 0 a 2 A. Para tal, utilizou-se haste de tungstênio de 2mm de diâmetro como cátodo, sendo a amostra, o ânodo, presos, respectivamente aos pólos negativo e positivo da fonte elétrica. Tanto a haste de tungstênio como a amostra foram imersas em solução eletrolítica contento: 5% ácido fluorídrico, 3 g NaCl, 35% ácido nítrico e 60% de água destilada (LAUTENSCHLAGER & MONAGHAN, 1993). O procedimento foi conduzido por 5 minutos (FIG.3.3).

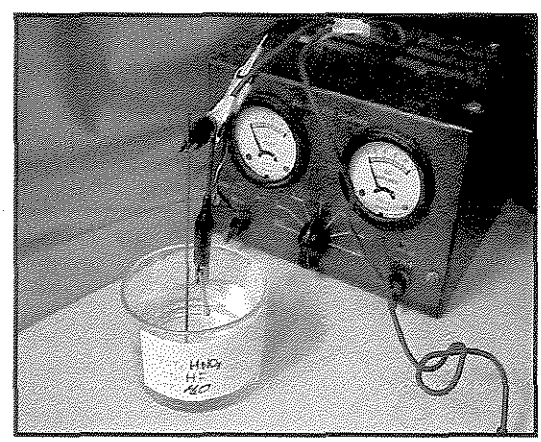


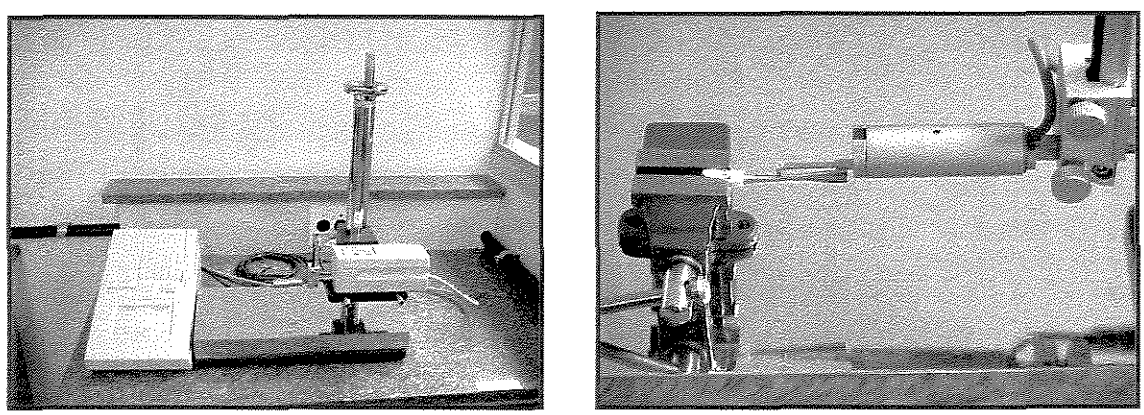
FIGURA 3.3 – CONFIGURAÇÃO PARA BANHO ELETROLÍTICO, CONTENDO FONTE ELÉTRICA, ELETRODOS E SOLUÇÃO

Após o procedimento, o polimento foi finalizado com discos de borracha (Dentaurum J.P. Winkelstroeter KG – Pforzheim – Alemanha) de granulação azul em baixa rotação e escova para polimento tipo Chunkin

impregnada com pasta para polimento de titânio (Tiger Brillant - Dentaurum J.P. Winkelstroeter KG - Pforzheim - Alemanha).

3.2.4- AVALIAÇÃO DA RUGOSIDADE SUPERFICIAL:

Os valores de rugosidade superficial foram obtidos por um rugosímetro digital (SurfCorder SE 1700 – Kosaka Laboratory Ltd – Tóquio – Japão) (FIG.3.4).



(A) **(B)**

FIGURA 3.4 – (A): RUGOSÍMETRO; **(B):** AMOSTRA PRESA À MORSA METÁLICA E SENDO AVALIADA PELA SUA PONTA SENSORA.

Para a leitura, empregou-se uma morsa metálica que permitiu o posicionamento perpendicular da amostra em relação à ponta sensora em cinzel (FIG. 3.4). Obteve-se três leituras paralelamente ao longo eixo da amostra. O equipamento foi configurado para filtro Gaus (cut-off 0,8), comprimento de leitura de 2,4µm (e-length de três vezes o cut-off) e percurso total de leitura de 3,1µm (correspondente a duas vezes o

comprimento de leitura, 0,1 µm de intervalo e 0,5 µm de pré- leitura). A impressão representativa do perfil superficial foi obtida pelo cálculo das médias aritméticas (Ra) entre picos e vales, sendo os valores tabelados para posterior análise estatística.

3.2.5 - ENSAIO DE RESISTÊNCIA À FADIGA:

Previamente ao ensaio de resistência à fadiga, três amostras de cada material contendo mesma geometria e dimensões foram ensaiadas para a determinação do limite de escoamento mediante ensaio de flexão, traçando-se curvas de carregamento pelo deslocamento (Vide Apêndice–7, FIG.7.1 a 7.6, págs.133-135). Obteve-se uma média dos três ensaios e estimou-se o limite de escoamento a 0,2% do deslocamento.

Para o ensaio de resistência à fadiga, estabeleceu-se como critério padrão um carregamento 30% inferior ao limite de escoamento calculado para cada material (ZAVANELLI *et al.*, 2000). A freqüência do ensaio foi de 10 Hz e o carregamento de 5 kgf para o Ti puro e 6 kgf para a liga Ti-6Al-4V (Vide Apêndice–7, FIG. 7.7, pág.136). As amostras foram então, submetidas aos ensaios de fadiga, sendo solicitadas à flexão em uma máquina servo-hidráulica (MTS - Materials Testing System - 10 toneladas, Test Star II) configurada com razão de carga igual a 0,1. Uma das extremidades da amostra era presa ao mordente fixo superior e a outra, ao mordente

oscilatório inferior, mantendo-se em 29 mm, o percurso de oscilação entre as extremidades (FIG. 3.5), traçando-se curvas de carregamento pelo deslocamento (Vide Apêndice–7, FIG. 7.8 e 7.9, pág.137).

O número de ciclos até a ocorrência da fratura e as curvas oriundas do carregamento cíclico foram registrados pela máquina de ensaio (Apêndice – FIG. 7.7, pág. 136) e tão logo fosse verificada a fratura, as seções eram reagrupadas para posterior análise em microscopia eletrônica de varredura (M.E.V.) (ZAVANELLI *et al.*, 2000).

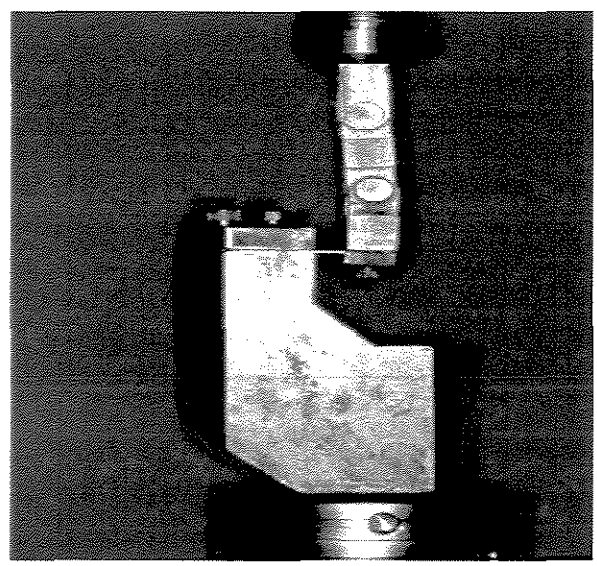


FIGURA 3.5- AMOSTRA POSICIONADA NO DISPOSITIVO DA MÁQUINA DE ENSAIOS UNIVERSAL.

O ensaio de fadiga utilizando a solução de saliva artificial fluoretada como meio de armazenagem, cuja composição está descrita na Tabela 3.3, foi realizado com o auxílio de um dispositivo plástico cilíndrico medindo 120

mm x 120 mm, acoplado ao mordente oscilatório inferior da máquina de ensaios universal, permitindo a completa imersão da amostra ao meio (FIG. 3.6). A solução de saliva era substituída a cada dois ensaios.

TABELA 3.3

COMPOSIÇÃO QUÍMICA DA SOLUÇÃO DE SALIVA ARTIFICIAL FLUORETADA:

SOLUÇÃO	COMPOSIÇÃO QUÍMICA (para 1000 mL)*
SOLUÇÃO DE SALIVA ARTIFICIAL FLUORETADA**	NaCl-0,4g; KCl-0,4g; NaOHM-1,25mL; $CaCl_2 2H_2O$-0,221g (1,5mM); NaH_2PO_4-0,124g (0,9mM); Na_2S-0,005g; NaF-2,223 (1000ppm) e1g Uréia, com Ph=7 (ajustado)

*INFORMAÇÃO DO DISTRIBUIDOR
**SEGUNDO BESSING *et al.*, 1987

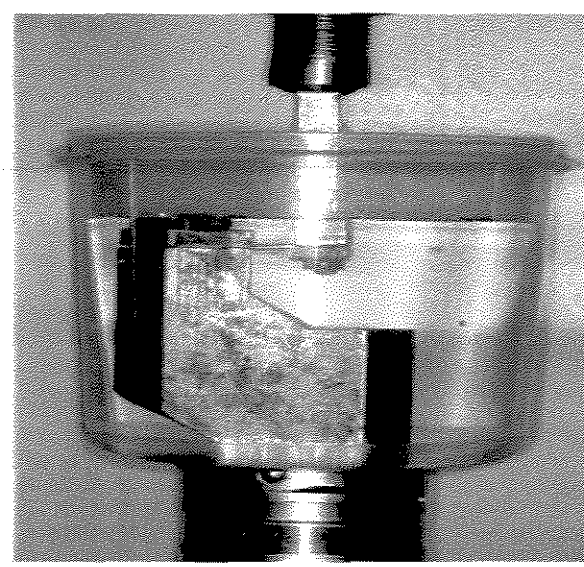


FIGURA 3.6- DISPOSITIVO PLÁSTICO CILÍNDRICO ADAPTADO AO MORDENTE INFERIOR

3.2.6 – ANÁLISE POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA:

Após a ruptura, a área externa e a superfície de fratura de amostras aleatoriamente selecionadas e representativas dos grupos experimentais foram analisadas em Microscópio Eletrônico de Varredura (M.E.V.) (Jeol – JXA 840 A – Electron Probe Microanalyser – Japão) em diferentes aumentos, sendo obtidas fotografias da área externa e das superfícies fraturadas (Vide Resultados–4, FIG.4.5 e 4.6, págs.107 e 108). Microanálises por energia dispersiva de raios X (EDX) foram conduzidas para evidenciação dos elementos constituintes (VALLITTU & KÖKKÖNEN , 1995; VALLITTU & LUOTIO, 1996; HENRIQUES *et al.* , 1997; BRIDGEMAN *et al.*, 1997).

3.2.8 – ANÁLISE ESTATÍSTICA:

Para o cálculo estatístico da rugosidade superficial, foi considerada como unidade experimental a média dos três valores de rugosidade – Ra (em μm). Os valores correlativos às amostras em titânio alumínio vanádio e titânio comercialmente puro submetidas ao polimento convencional e eletrolítico foram sujeitos a análise de variância com esquema fatorial, sendo estes: Liga e Polimento e a interação destes. Nesta condição, as

médias significativas foram testadas pelo teste de Tukey com nível de significância 5% ($p<0,05$), assim como o desvio padrão. As médias foram transformadas segundo raiz de X + 0 (Vide Apêndice 7 – Tabelas 7.5 a 7.8, págs.127 e 128).

Para o cálculo estatístico da fadiga, foram considerados como unidade experimental os valores originais do número de ciclos até a fratura após ensaio cíclico de flexão, com ou sem a influência da saliva artificial fluoretada. Os valores obtidos correlativos à liga titânio alumínio vanádio e titânio comercialmente puro foram submetidos a análise de variância com esquema fatorial, sendo estes: Ligas, Polimentos, Meios e a interação destes. Médias significativas foram testadas utilizando-se o teste de Tukey com nível de significância 5% ($p<0,05$), bem como o desvio padrão. Empregou-se também a transformação das médias segundo raiz de X + 0 (Vide Apêndice 7 – Tabelas 7.13 a 7.15, págs.131 e 132).

Para se medir o grau de associação entre as variáveis fadiga e rugosidade, foi feito um estudo de regressão linear residual, que se baseou na exclusão dos efeitos associados ao modelo da análise de variância (Vide Apêndice 7 – Tabela 7.16, pág.132).

4 - RESULTADOS

4.1 – Rugosidade

Para o cálculo estatístico da rugosidade superficial, foi considerada como unidade experimental a média dos três valores de rugosidade – Ra (em µm). Os valores (Vide Apêndice-7; Tabelas 7.1 a 7.4) correlativos às amostras em titânio alumínio vanádio e titânio comercialmente puro submetidas ao polimento convencional e eletrolítico foram submetidos à análise de variância com esquema fatorial, sendo estes: Liga e Polimento e a interação destes. A interação Liga x Polimento não apresentou diferenças estatisticamente significativas, enquanto que os fatores Liga e Polimento diferiram estatisticamente ao nível de 5% de probabilidade, pelo teste F (Vide Apêndice-7;Tabelas 7.5 e 7.6). Nesta condição, as médias significativas foram testadas pelo teste de Tukey com nível de significância de 5%. Os dados obtidos a partir da análise estatística estão contidos nas Tabela 4.1 e na FIG. 4.1.

TABELA 4.1

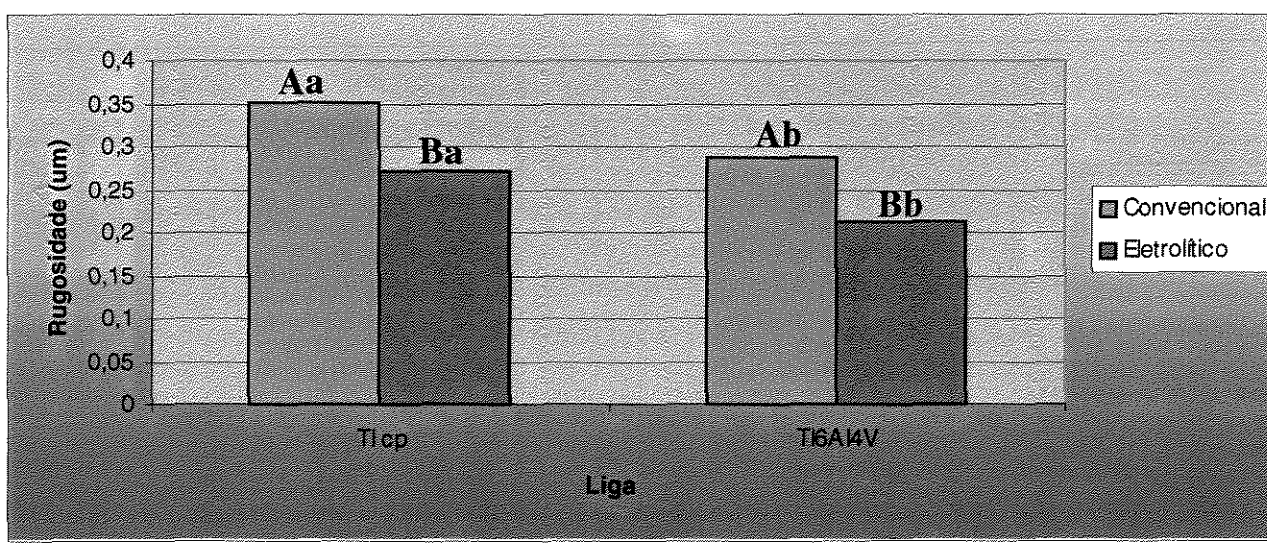
MÉDIAS ORIGINAIS E DESVIOS-PADRÃO DA RUGOSIDADE SUPERFICIAL PARA TITÂNIO COMERCIALMENTE PURO E TITÂNIO ALUMÍNIO VANÁDIO (µm).

LIGA	POLIMENTOS		
	Convencional	Eletrolítico	MÉDIA
Ti c.p.	0,35 (0,05)	0,27 (0,06)	**0,31 a**
Ti-6Al-4V	0,28 (0,08)	0,21 (0,04)	**0,25 b**
MÉDIA	**0,32 A**	**0,24 B**	

MÉDIAS SEGUIDAS DE LETRAS DISTINTAS (MAIÚSCULAS NA HORIZONTAL E MINÚSCULAS NA VERTICAL)) DIFEREM ENTRE SI PELO TESTE DE TUKEY (p<0,05). (VALORES ENTRE

PARÊNTESES CORRESPONDEM AO DESVIO PADRÃO. PARA FINS DE ANÁLISE ESTATÍSTICA OS DADOS FORAM TRANSFORMADOS SEGUNDO RAIZ X.

Observa-se que o titânio comercialmente puro apresenta média de rugosidade significativamente maior que a média para a liga titânio alumínio vanádio. A FIG. 4.1 ilustra as comparações de médias listadas na Tabela 4.1.



MÉDIAS SEGUIDAS DE LETRAS DISTINTAS (MAIÚSCULAS COMPARANDO POLIMENTO DENTRO DE CADA LIGA E MINÚSCULAS COMPARANDO LIGA DENTRO DE CADA POLIMENTO) DIFEREM ENTRE SI PELA ANÁLISE DE VARIÂNCIA ($p<0,05$).

FIGURA 4.1 Rugosidade média em função do tipo de liga e polimento

A comparação de médias de polimento revela que a média de rugosidade no polimento convencional é maior que a média de rugosidade do polimento eletrolítico, havendo diferenças estatisticamente significativas entre ambos.

As estatísticas descritivas de rugosidade nas ligas estudadas, bem como da rugosidade nos polimentos estão expressos no Apêndice (Tabelas 7.7 e 7.8).

4.2 – Fadiga

Para o cálculo estatístico da fadiga, foram considerados como unidade experimental os valores originais do número de ciclos até a fratura após ensaio cíclico de flexão, com ou sem a influência da saliva artificial fluoretada. Os valores obtidos (Vide Apêndice-7; Tabelas 7.9 a 7.12), correlativos à liga titânio alumínio vanádio e titânio comercialmente puro foram submetidos à análise de variância com esquema fatorial, sendo estes: Ligas, Polimentos, Meios e a interação destes (Vide Apêndice-7; Tabelas 7.13 e 7.14).

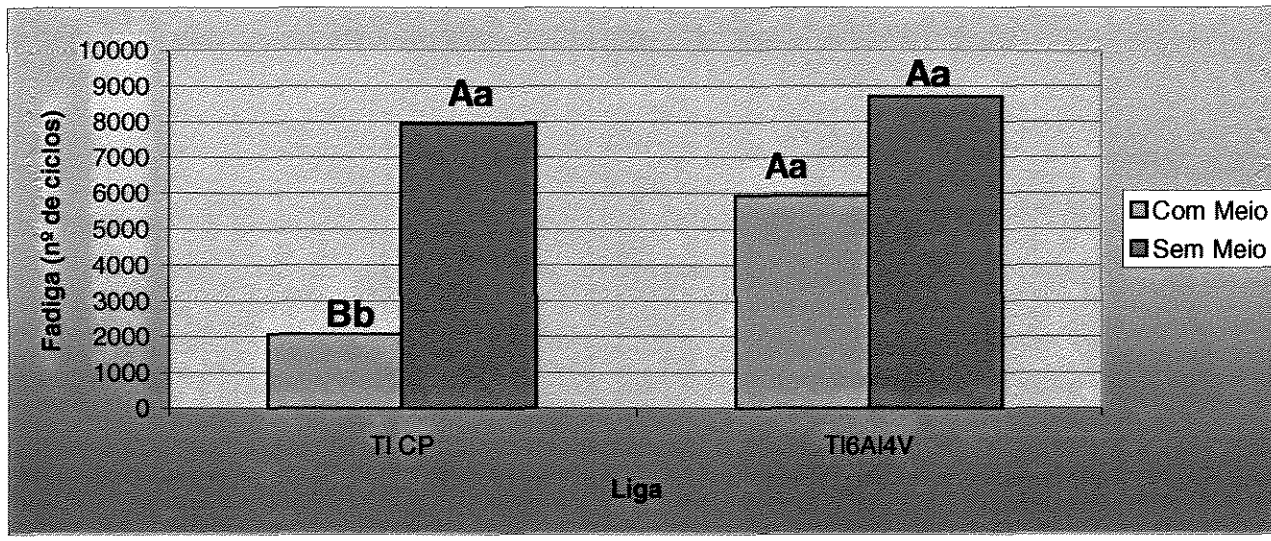
Como foi estabelecido um nível de significância de 5%, conclui-se que os efeitos principais de Ligas e Meios são significativos, bem como a

interação entre os fatores Ligas e Polimentos. Nesta situação, como o efeito da interação é significativo, há necessidade do desdobramento da interação e descarta-se a informação de que os efeitos dos fatores principais envolvidos na interação são significativos. Assim, nesta condição, médias significativas foram testadas utilizando o teste de Tukey com nível de significância 5%. Os dados obtidos a partir da análise estatística estão contidos nas Tabela 4.2 e nas Figuras 4.2 e 4.3.

TABELA 4.2
MÉDIAS ORIGINAIS E DESVIOS-PADRÃO DO NÚMERO DE CICLOS ATÉ A FRATURA PARA O TITÂNIO COMERCIALMENTE PURO E PARA A LIGA TITÂNIO ALUMÍNIO VANÁDIO COM E SEM INFLUÊNCIA DA SALIVA ARTIFICIAL FLUORETADA

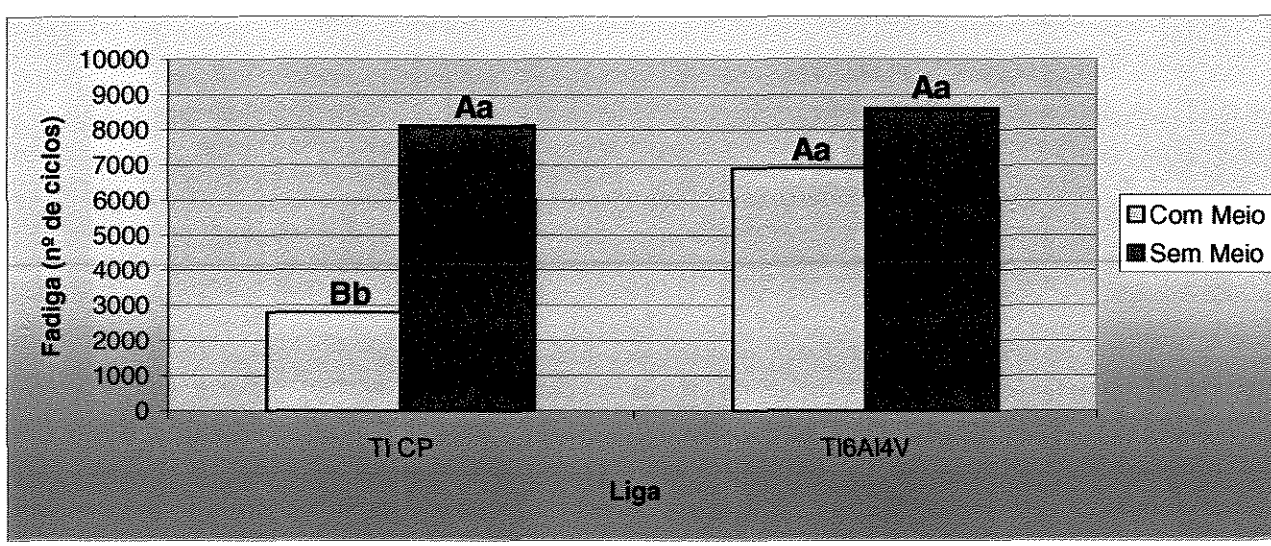
POLIMENTO	MEIO	LIGA	
		Ti c.p.	Ti-6Al-4V
CONVENCIONAL	COM	2083,60 (933,99) **Bb**	5940,50 (2195,85) **Aa**
	SEM	7946,90 (2065,35) **Aa**	8711,60 (3094,15) **Aa**
ELETROLÍTICO	COM	2806,40 (1968,29) **Bb**	6901,90 (3108,59) **Aa**
	SEM	8129,30 (3679,42) **Aa**	8609,90 (5682,71) **Aa**

MÉDIAS SEGUIDAS DE LETRAS DISTINTAS (MAIÚSCULAS NA HORIZONTAL E MINÚSCULAS NA VERTICAL DENTRO DE CADA TIPO DE POLIMENTO) DIFEREM ENTRE SI PELO TESTE DE TUKEY ($p<0,05$).VALORES ENTRE PARÊNTESES CORRESPONDEM AO DESVIO PADRÃO. PARA FINS DE ANÁLISE ESTATÍSTICA OS DADOS FORAM TRANSFORMADOS SEGUNDO RAIZ X.



MÉDIAS SEGUIDAS DE LETRAS DISTINTAS (MAÚSCULAS COMPARANDO MEIO DENTRO DE CADA LIGA E MINÚSCULAS COMPARANDO LIGA DENTRO DE CADA MEIO) DIFEREM ENTRE SI PELO TESTE DE TUKEY (p<0,05).

FIGURA 4.2 Fadiga média em função da liga com saliva e sem saliva para polimento convencional



MÉDIAS SEGUIDAS DE LETRAS DISTINTAS (MAÚSCULAS COMPARANDO MEIO DENTRO DE CADA LIGA E MINÚSCULAS COMPARANDO LIGA DENTRO DE CADA MEIO) DIFEREM ENTRE SI PELO TESTE DE TUKEY (p<0,05).

FIGURA 4.3. Fadiga média em função da liga com saliva e sem saliva para polimento eletrolítico

As Figuras 4.2 e 4.3 ilustram as comparações de médias listadas na Tabela 4.2.

As amostras ensaiadas sem a presença da solução de saliva artificial fluoretada mostraram médias de resistência à fadiga maiores em número de ciclos, porém sem diferirem estatisticamente. Quando as ligas foram ensaiadas na presença da saliva artificial fluoretada, ocorreu uma diminuição no número de ciclos, influenciando negativamente no desempenho das mesmas. Através dos testes, observa-se ainda que há diferenças entre as médias verdadeiras de fadiga dos tratamentos COM e SEM MEIO da liga titânio comercialmente puro. Também há diferenças significativas entre as médias de fadiga das ligas titânio comercialmente puro e titânio alumínio vanádio mas, somente COM MEIO.

As estatísticas descritivas de fadiga nas ligas estudadas, bem como, a influência do meio de armazenagem, são apresentados na Tabela 15 (Vide Apêndice-7).

4.3 – Associação entre Fadiga e Rugosidade

Para se medir o grau de associação entre as variáveis fadiga e rugosidade, foi feito um estudo de regressão linear residual, que se baseou na exclusão dos efeitos associados ao modelo da análise de variância.

A Figura 4.4 ilustra a dispersão dos resíduos somados a 8000 para eliminar os valores negativos, e incluem a equação linear obtida através da técnica de regressão.

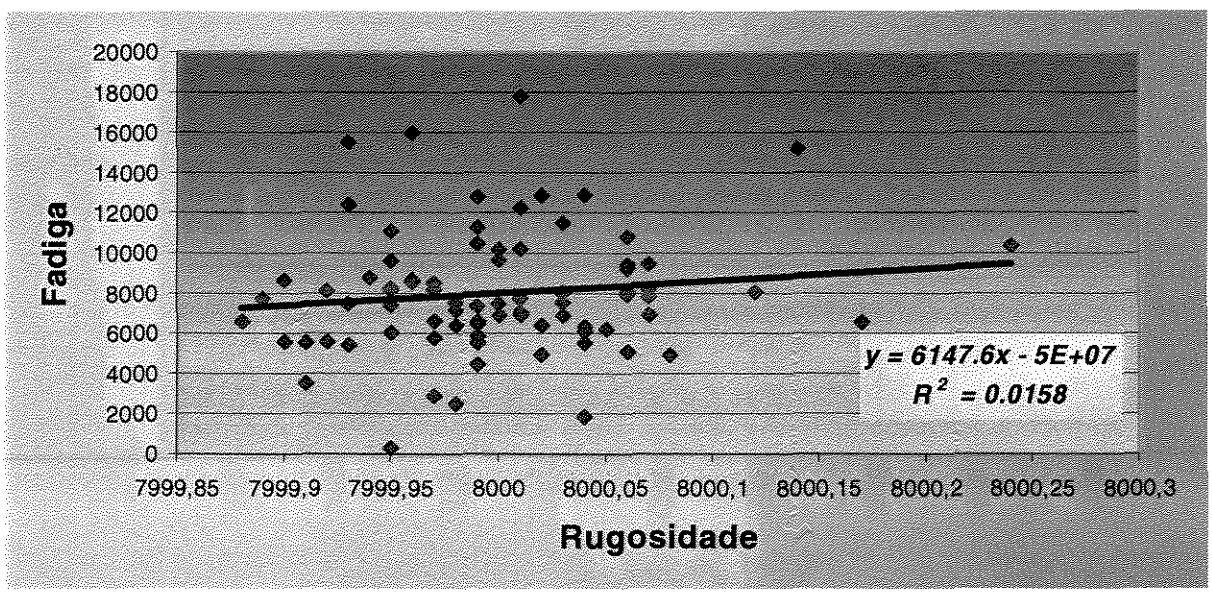


FIGURA 4.4: Ilustração gráfica do diagrama de dispersão de pontos relacionando a rugosidade e a fadiga

Observa-se que há uma grande dispersão dos pontos e que o coeficiente de determinação do modelo é extremamente baixo, indicando um baixo grau de associação entre as variáveis. O quadro de análise de variância para o modelo de regressão revela que não há indícios para se afirmar que exista relação linear entre as variáveis fadiga e rugosidade (Vide Apêndice; Tabela 7.16).

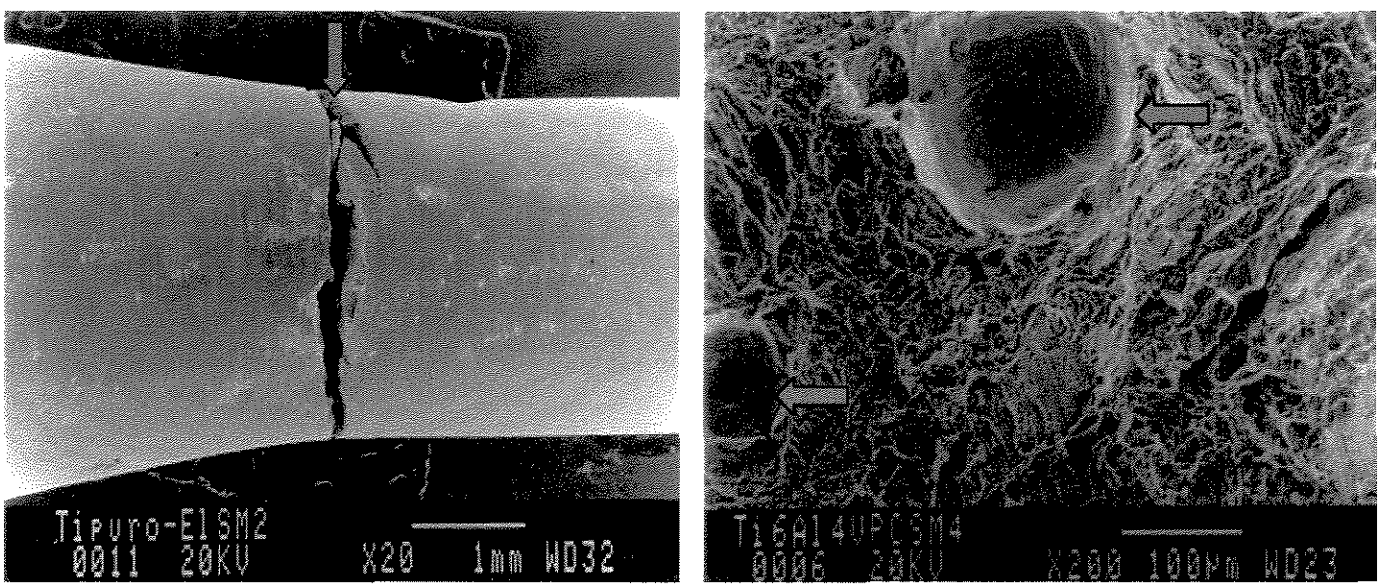
4.4 – Observação das Fotografias por Microscopia Eletrônica de Varredura

As Figuras 4.5 e 4.6 são fotografias obtidas por Microscópio Eletrônico de Varredura (M.E.V.) (Jeol JXA-840 – Electron Probe Microanalyser – Japão) após o teste de resistência à fadiga.

A Figura 4.5 **(A)** mostra o aspecto lateral da fratura após o ensaio mecânico de amostra em Ti c.p. submetida ao polimento eletrolítico e ensaiada sem influência da solução de saliva artificial fluoretada. Na Figura 4.5 **(B)**, observa-se a superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V submetida ao polimento convencional e ensaiada sem a influência da solução, podendo ser evidenciados vazios internos.

A Figura 4.6 identifica a superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V após polimento eletrolítico e ensaiada sob influência da solução e evidencia a

ação do meio. A presença de elementos químicos da solução foi detectada pela micro-análise EDX.



(A) **(B)**

FIGURA 4.5: – FOTOGRAFIAS POR M.E.V. : (A) ASPECTO LATERAL DA FRATURA POR FADIGA DE AMOSTRA EM Ti C.P. COM POLIMENTO ELETROLÍTICO E SEM MEIO (SETA) FRATURADA APÓS 8.000 CICLOS SOB AUMENTO DE 20 VEZES; (B) SUPERFÍCIE DE FRATURA DE AMOSTRA NA LIGA Ti-6AL-4V COM POLIMENTO CONVENCIONAL E SEM MEIO FRATURADA APÓS 8.660 CICLOS, EVIDENCIANDO VAZIOS INTERNOS (SETAS) SOB AUMENTO DE 200 VEZES

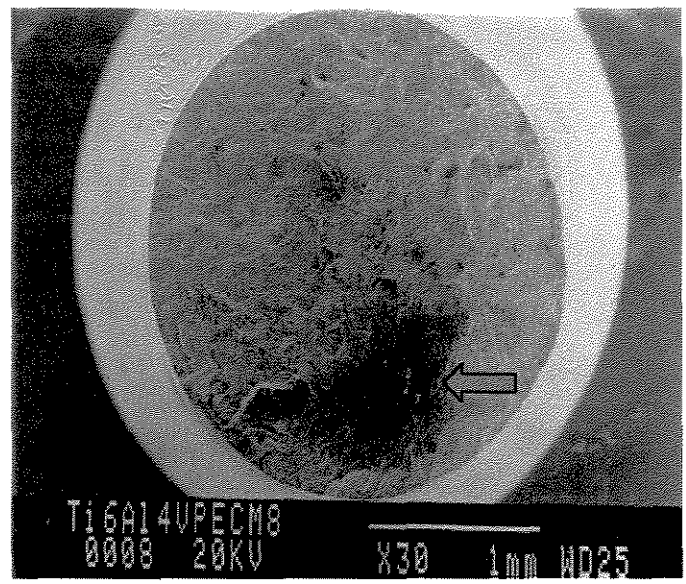


FIGURA 4.6: – FOTOGRAFIA POR M.E.V DA SUPERFÍCIE DE FRATURA DE AMOSTRA NA LIGA Ti-6AL-4V COM POLIMENTO ELETROLÍTICO E SOB INFLUÊNCIA DO MEIO FRATURADA APÓS 6.421 CICLOS, EVIDENCIANDO A AÇÃO DO MEIO ARMAZENADOR E PRESENÇA DE ELEMENTOS DO MEIO POR ANÁLISE DE EDX (SETA) SOB AUMENTO DE 30 VEZES.

5 – DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Apesar das aplicações do titânio para uso odontológico condicionarem margens desejáveis e seguras à confecção de aparelhos protéticos (WAKABAYASHI & AL, 1997), apresentam desvantagens para a fundição odontológica convencional, como alta zona de fusão (± 1700°C) e alta reatividade química (IDA *et al.*, 1980; TAIRA *et al.*, 1989; LAUTENSCHLAGER & MONAGHAN, 1993; BERGMAN, 1995; WANG & FENTON, 1996; CRAIG, 1996). A reatividade química em altas temperaturas predispõe à formação de uma camada espessa de óxidos de difícil remoção pelos procedimentos de acabamento e polimento convencionais.

Procedimentos de acabamento e polimento fazem parte do protocolo de finalização dos trabalhos restauradores, bem como da etapa laboratorial do término das estruturas metálicas das próteses. Esta fase possibilita a obtenção de superfície mais regular, uniforme e menos rugosa (BRAGA, 1959; RUSSEL *et al.*, 1993; PHILLIPS, 1993; QUIRYNEN, 1993-1994; BOLLEN *et al.*, 1996). Entretanto, heterogeneidades superficiais remanescentes pós-acabamento e polimento comprometem a morfologia das estruturas, permitem a aderência bacteriana (BRAGA, 1959; RUSSEL *et al.*,1993; QUIRYNEM, 1993,1994; QUIRYNEN & BOLLEN, 1995;

BOLLEN *et al.*, 1996; BOLLEN *et al.*, 1997) e comungam do processo de corrosão (YOUSSEF, 1989; PHILLIPPS, 1993).

Desde que as infra-estruturas metálicas de próteses fixas sobre dentes ou implantes e principalmente as próteses parciais removíveis, quando em uso na cavidade bucal são afetadas pelo fenômeno de fadiga, a vida média das estruturas pode ser, substancialmente, reduzida pela qualidade superficial (SOUZA, 1974; DIETER, 1981; SYVERRUD, *et al.*, 1995; HENRIQUES *et al.*, 1997, FERREIRA, *et al.*,1998). O fenômeno de fadiga, além de influenciado pela área de seção transversal, comprimento e largura das estruturas, propriedades intrínsecas do material e esforços dinâmicos, é acelerado pelas irregularidades remanescentes na superfície (MORRIS, *et al.*,1976; FIORI, 1983; VALLITTU & KÖKKÖNEN, 1995; CRAIG, *et al.*, 1996; HENRIQUES, *et al.*, 1997), geralmente avaliadas por ensaios de resistência à fadiga.

Ao estudar a qualidade superficial de amostras acabadas em titânio comercialmente puro e liga titânio-alumínio-vanádio pelo estudo da rugosidade superficial, observou-se que o Ti.c.p. apresentou média de rugosidade (0,31μm) significativamente maior que a média da liga Ti-6Al4V (0,25μm)(Tabela 4.1 e FIG. 4.1, págs. 99 e 100).

Na tentativa de se aperfeiçoar as características superficiais das estruturas metálicas e conseqüentemente o desempenho em fadiga, buscam-se métodos auxiliares ou que otimizem o rendimento de técnicas de polimento conhecidas. O polimento eletrolítico é um destes procedimentos. Considerado como auxiliar ao protocolo de polimento, é utilizado amplamente nos laboratórios comerciais sobre estruturas obtidas a partir de ligas básicas. O método possibilita a remoção de pequena quantidade da superfície da estrutura - alguns ângstrons (VIEIRA, 1967; JOHANSSON & BERGMAN, 1995) - expondo uma nova superfície, mais lisa que as áreas rugosas de fundição (CRAIG, *et al.*, 1996), sendo considerado como um artifício para aumentar a resistência das ligas à corrosão (SEDEJ, 1969; ALARCON, 1971; DINELLI, 1972; KAJIMOTO *et al.*, 1981).

Quando confrontadas as técnicas de polimento, verificou-se valor médio de rugosidade de Ra 0,24µm para o polimento eletrolítico e de Ra 0,32µm para o polimento convencional, resultados estes, estatisticamente diferentes (Tabela 4.1 e FIG. 4.1, págs. 99 e 100). Embora o procedimento não seja, até então, recomendado pelo fabricante, os resultados dele advindos parecem corroborar os resultados de LAUTENSCHLAGER & MONAGHAN, 1993. Os autores, embora não tenham avaliado a técnica, afirmaram que os aspectos da superfície do titânio poderiam ser melhorados com o polimento eletrolítico, proporcionando melhor lisura da

superfície. Devido à dureza elevada do titânio - aproximadamente um terço maior que das ligas de Au (CRAIG *et al.*, 1996), o polimento eletrolítico, além de eficiente, pode facilitar o árduo trabalho até a obtenção de lisura e brilho superficiais. Os defeitos ou riscos deixados pelas lixas provavelmente são minimizados, otimizando os procedimentos de polimento e resultando numa superfície mais lisa.

Todavia, soluções bucais fluoretadas são tidas como modificadoras da atividade eletroquímica do titânio, tornando-o propenso a sofrer ataques corrosivos localizados (BESSING, *et al.*, 1987; BERGMAN, 1990; JOHANSSON & BERGMAN, 1995; TOUMELIN *et al.*, 1996). KÖNÖNEN *et al.*, 1995, afirmaram que o titânio era susceptível ao ataque corrosivo em soluções contendo mais de 20 ppm de flúor. A ocorrência era acentuada quando se aumentava a concentração de fluoretos e principalmente, quanto menores fossem os pHs das soluções (COHEN & BOURDAIRON, 1992; WIIG *et al.*, 1993). Para PRÖBSTER *et al.*, 1992, o pH assumia maior influência sobre a superfície do titânio do que a própria concentração de íons fluoretos.

Além disto, a resistência à corrosão do titânio e suas ligas parece ser influenciada pelo tipo de solicitação das estruturas e carregamentos cíclicos parecem ter efeito dominante (LUCAS & LEMONS, 1992). Sob esforços

cíclicos de fadiga, no entender de ZAVANELLI *et al.*, 2000, o meio bucal composto pela saliva, teria o mesmo efeito deletério sobre o desempenho dos artefatos em titânio que as soluções contendo fluoretos.

Buscando verificar a hipótese da ação do meio bucal, tentou-se simular condições clínicas de grande agressividade, como as oriundas da ação superficial de soluções fluoretadas sobre artefatos protéticos fixos e removíveis. Reproduziram-se assim, situações oriundas dos primeiros instantes da escovação dental mediante ação de solução de saliva artificial com pH 7 e contendo 1.000 ppm de íons fluoretos (CURY, 1989; CARVALHO *et al.*, 1996) simultaneamente à ação de carregamento cíclico por ensaio de fadiga - aos moldes do que ocorre com estruturas protéticas verdadeiras. Os efeitos desta situação foram avaliados pela comparação com resultados obtidos numa situação simulada de ausência do meio. Considerou-se que o uso de agentes profiláticos acidulados tópicos sobre estruturas de próteses parciais removíveis fosse fato de ocorrência pouco provável.

Simulou-se assim, a deflexão de grampos de próteses parciais removíveis e verificou-se que as amostras de Ti c.p. ensaiadas sem a influência do meio apresentaram valores médios de resistência à fadiga de cerca de 8.000 ciclos, enquanto que a liga Ti-6Al-4V, 8.660 ciclos, sem

diferenças estatísticas entre ambos. Os resultados obtidos opõem-se aos dados de VALLITTU & KÖKKÖNEN, 1995 para o Ti c.p., onde encontraram valores inferiores e próximos a 4.500 ciclos até a fratura.

Quando comparada à resistência à fadiga das amostras ensaiadas na presença da saliva artificial fluoretada com aquelas solicitadas sem influência do meio (Tabela 4.2 e Figuras 4.2 e 4.3, págs.102 e 103), verificou-se que o Ti c.p. apresentou valores inferiores e diferentes estatisticamente (2.445 ciclos na presença do meio, contra os 8.038 ciclos obtidos livre do meio). Já a liga Ti-6Al-4V, embora o meio tenha tido valores reduzidos, estes se mantiveram semelhantes estatisticamente (6.421 na presença da saliva artificial fluoretada, contra 8.660 ciclos com o meio ausente).

Os resultados obtidos no presente estudo corroboram os relatos da literatura, evidenciando uma diminuição no número de ciclos até a fratura quando a solução foi utilizada, fato particularmente incidente nas amostras em Ti c.p.. Além do efeito sobre a superfície, pode ter ocorrido um fenômeno denominado fadiga-corrosão, já relatado por FERREIRA *et al.*, em 1998. Neste caso, ter-se-ia um efeito combinado dos fenômenos de fadiga - devido ao carregamento cíclico - e da corrosão - devido à presença da solução fluoretada (ZAVANELLI *et al.*, 2000).

O fenômeno da fadiga é ocasionado por tensões, sendo estas classificadas como: tensões alternadas (máxima e mínima iguais); tensões flutuantes (máxima e mínima diferentes); e tensões de sobrecarga periódicas imprevisíveis. As tensões podem ser inferiores ou superiores ao limite de escoamento do material ensaiado, sendo os ensaios de fadiga denominados de alto ou baixo ciclo, respectivamente (SOUZA, 1974; DIETER, 1981; HENRIQUES *et al.*, 1997). No presente estudo, foi estabelecido um critério para determinar o limite de escoamento a partir de ensaios prévios de flexão. Determinou-se o limite de escoamento em uma deformação de 0,2%, e a carga utilizada nos ensaios de resistência à fadiga ficou 30% abaixo do limite de escoamento calculado (Vide Apêndice - FIG.7.7, pág.136), ou seja, realizou-se um ensaio de fadiga de alto ciclo, buscando uma simulação dos fenômenos envolvidos na dinâmica mastigatória e na colocação e remoção das próteses removíveis (ZAVANELLI *et al.*, 2000).

Seria desejável que os grampos das próteses parciais removíveis sofressem deflexões durante a mastigação e durante a inserção e remoção do aparelho, sem que ocorressem deformações permanentes. Entretanto, o que se verifica na clínica é uma redução proporcional da retenção e estabilidade destes aparelhos (VALLITTU & KÖKKÖNEN, 1995), indicando

que o limite de escoamento dos grampos é excedido e que estes componentes são submetidos à fadiga de baixo ciclo. Em adição, os ajustes mecânicos a frio promovidos pelos técnicos e cirurgiões-dentistas podem levar a uma redução na vida em fadiga e causar falha prematura da estrutura (HENRIQUES *et al.*, 1997), já que a solicitação para a promoção da deformação plástica desejada excederia o limite de escoamento, fenômeno descrito por SOUZA, 1974, e DIETER, 1981, como sobretensionamento.

O processo de fundição, embora considerado procedimento tecnologicamente dominado, ainda é passível de falhas que redundam na formação de defeitos nas estruturas obtidas, dispondo-se sobre diversas formas: vazios internos, fendas, trincas, descontinuidades e irregularidades superficiais. Os vazios e heterogeneidades não são detectados por exame visual ou por métodos acessíveis aos profissionais da área odontológica. No entanto, o titânio e as ligas dele derivadas, devido ao baixo número atômico e conseqüentemente, ao baixo peso específico, apresentam baixo grau de radiopacidade, comparativamente às demais ligas odontológicas. O método de inspeção radiográfica, como o utilizado neste estudo, mostrou-se eficiente na exclusão de amostras eventualmente comprometidas por defeitos de magnitude tal que puderam ser visíveis (FIG.3.2, pág.90).

Contudo, o fenômeno de fadiga, por sua complexidade e certa confiabilidade associadas, é sensível a alterações dimensionais, geométricas e presença de defeitos. A alta variabilidade encontrada nos resultados talvez esteja relacionada às pequenas alterações geométricas e dimensionais de uma amostra para outra após o acabamento e polimento ou pela presença de defeitos não detectados pelo exame radiográfico. Estes dados são condizentes à prática clínica que raramente estima com precisão a vida média dos artefatos protéticos.

As fotografias por microscopia eletrônica de varredura na área de fratura evidenciam a trinca por fadiga (FIG. 4.5 - A, pág. 107). Em aumento de 200 vezes, defeitos internos podem ser identificados na superfície de fratura, ratificando os dados do ensaio mecânico. (FIG. 4.5 – B, pág. 107). A superfície de fratura de amostra ensaiada sob ação do meio de armazenagem revela áreas aparentemente afetadas por corrosão (FIG. 4.6, pág.108). Pela microanálise por difração de raios X, a presença de elementos químicos constituintes da solução fluoretada pode ser detectada entre os componentes da liga (FIG. 4.6, pág.108). Os resultados do ensaio mecânico sob influência do meio parecem ser ratificados pela ação da solução fluoretada no interior da trinca por fadiga, propiciando a falha precoce (FIG. 4.6, pág.108).

A partir do ensaio de resistência à fadiga, é possível estimarmos a vida de um artefato protético, bem como melhorar seu desempenho e qualidade (ZAVANELLI *et al.*, 2000). Segundo CRAIG *et al.*, 1997, os esforços alternados de flexão necessários para a inserção e remoção dos aparelhos protéticos são inferiores a 1.500 ciclos por ano. Por outro lado, a estimativa realizada por VALLITTU & KÖKKÖNEN, em 1995, advoga que o grampo de um artefato protético removível curva-se 10 vezes ao dia, significando que o grampo é afetado por cerca de 3.600 deflexões por ano. Por estas estimativas, pode-se supor que as infra-estruturas metálicas de próteses removíveis confeccionados em titânio permaneçam em serviço por 2 anos e meio a 7 anos. No entanto, a performance das próteses removíveis se dá sob condições onde a presença do meio é inevitável. Nesta abordagem, mediante a ação da saliva artificial fluoretada, pode-se estimar o uso das próteses sem a ocorrência de fraturas por 2 a 6 anos.

O fenômeno da fadiga está intimamente relacionado à superfície da estrutura. A construção de estruturas de próteses necessita de propriedades físicas apropriadas e precisão dimensional, como também de superfícies devidamente polidas. Deste modo, quanto pior o acabamento superficial, menor é o limite de fadiga (ASGAR, 1969; FERREIRA *et al.*, 1998). A fase de acabamento e polimento do titânio – um pobre condutor térmico - é

crucial. O calor gerado durante pode não se propagar rápida e homogeneamente em toda estrutura (LAUTENSCHLAGER & MONAGHAN , 1993). Como resultado, uma transformação da fase - de alfa para beta – pode vir a ocorrer, modificando as propriedades físicas do material, fenômeno descrito por BERGMAN, 1990; LAUTENSCHLAGER & MONAGHAN, 1993; CRAIG *et al.*, 1997.

Espera-se que: melhor polimento, maior desempenho em fadiga. Entretanto, a suposição nesta investigação, não foi válida, não havendo indícios da existência de relação linear entre rugosidade e fadiga – pelo menos para os valores de rugosidade obtidos (FIG. 4.4, pág. 105 e Vide Apêndice - Tabela 7.16, pág.132). A qualidade superficial semelhante entre as amostras provavelmente não tenha sido capaz de sensibilizar os resultados no ensaio mecânico.

6 – CONCLUSÃO

Tendo em vista os fatores avaliados neste estudo e considerando os resultados obtidos da rugosidade superficial, da resistência à fadiga e a associação entre as variáveis, pôde-se concluir que:

6.1 O polimento eletrolítico trouxe valores de rugosidade superficial significativamente menores que o polimento convencional tanto para o Ti c.p. como para a liga Ti-6Al-4V;

6.2 A rugosidade superficial da liga Ti-6Al-4V foi significativamente menor que a do Ti c.p., independente do polimento utilizado;

6.3 Sem a influência do meio, não houve diferença significativa no desempenho em fadiga para ambos os materiais;

6.4 A liga Ti-6Al-4V não foi influenciada pela ação do meio fluoretado. Já o desempenho do Ti c.p. foi significativamente menor quando solicitado mediante ação do meio;

6.5 Para os valores de rugosidade obtidos, não se determinou correlação entre o desempenho em fadiga e a rugosidade superficial após diferentes polimentos.

7- APÊNDICE

7.1 – VALORES ORIGINAIS DE RUGOSIDADE

TABELA 7.1

VALORES ORIGINAIS DE RUGOSIDADE SUPERFICIAL MÉDIA (em μm) DAS AMOSTRAS EM TITÂNIO COMERCIALMENTE PURO APÓS POLIMENTO CONVENCIONAL

N. DA AMOSTRA	Ra 1	Ra 2	Ra 3	MÉDIA
01	0,3181	0,2770	0,4460	**0,3472**
02	0,2863	0,3772	0,5688	**0,4108**
03	0,3915	0,3077	0,3131	**0,3374**
04	0,3828	0,3295	0,2085	**0,3069**
05	0,3471	0,3449	0,3652	**0,3524**
06	0,2562	0,3024	0,2793	**0,2793**
07	0,3289	0,3786	0,2801	**0,3292**
08	0,3869	0,2405	0,2770	**0,3014**
09	0,3435	0,4554	0,3995	**0,3994**
10	0,3752	0,7484	0,4316	**0,5184**
11	0,3872	0,2949	0,3258	**0,3359**
12	0,2897	0,3760	0,3949	**0,3535**
13	0,3481	0,2937	0,3209	**0,3209**
14	0,3916	0,3070	0,3838	**0,3608**
15	0,2417	0,2681	0,4066	**0,3055**
16	0,3076	0,2747	0,2911	**0,2911**
17	0,3175	0,3269	0,2939	**0,3128**
18	0,3326	0,3736	0,3531	**0,3531**
19	0,3254	0,4603	0,2715	**0,3524**
20	0,4057	0,5913	0,4338	**0,4770**

TABELA 7.2

VALORES ORIGINAIS DE RUGOSIDADE SUPERFICIAL MÉDIA (em μm) DAS AMOSTRAS EM TITÂNIO COMERCIALMENTE PURO APÓS POLIMENTO ELETROLÍTICO

N. DA AMOSTRA	Ra 1	Ra 2	Ra 3	MÉDIA
01	0,3255	0,2758	0,4217	**0,3410**
02	0,2103	0,1991	0,2001	**0,2032**
03	0,3592	0,3145	0,2621	**0,3120**
04	0,2608	0,3106	0,2857	**0,2857**
05	0,2513	0,2503	0,2357	**0,2457**
06	0,3670	0,2511	0,3648	**0,3277**
07	0,2946	0,3104	0,2912	**0,2987**
08	0,1264	0,1359	0,2841	**0,1822**
09	0,2907	0,2316	0,2611	**0,2611**
10	0,2302	0,2909	0,2606	**0,2605**
11	0,3333	0,2772	0,3198	**0,3101**
12	0,1232	0,1790	0,1511	**0,1511**
13	0,1656	0,1445	0,1807	**0,1636**
14	0,1527	0,1741	0,6939	**0,3401**
15	0,2814	0,2391	0,2372	**0,2526**
16	0,3154	0,2747	0,3406	**0,3102**
17	0,1119	0,1841	0,2640	**0,1867**
18	0,3113	0,4130	0,3127	**0,3457**
19	0,3575	0,3166	0,3371	**0,3370**
20	0,3109	0,3345	0,2574	**0,3009**

TABELA 7.3

VALORES ORIGINAIS DE RUGOSIDADE SUPERFICIAL MÉDIA (em μm) DAS AMOSTRAS DA LIGA TITÂNIO ALUMÍNIO VANÁDIO APÓS POLIMENTO CONVENCIONAL

N. DA AMOSTRA	Ra 1	Ra 2	Ra 3	MÉDIA
01	0,2311	0,1790	0,2515	**0,2205**
02	0,2079	0,1826	0,1942	**0,1949**
03	0,2827	0,2128	0,2169	**0,2374**
04	0,2849	0,1970	0,5621	**0,3480**
05	0,5236	0,3296	0,4266	**0,4266**
06	0,3116	0,2372	0,2390	**0,2626**
07	0,3809	0,2297	0,3501	**0,3202**
08	0,4277	0,2422	0,2622	**0,3107**
09	0,2744	0,1711	0,2804	**0,2419**
10	0,2932	0,3071	0,3942	**0,3315**
11	0,2670	0,2266	0,3555	**0,2830**
12	0,2160	0,1522	0,1901	**0,1861**
13	0,2518	0,1453	0,1553	**0,1841**
14	0,3253	0,1522	0,1773	**0,2183**
15	0,5245	0,5151	0,5423	**0,5273**
16	0,4427	0,1553	0,2309	**0,2763**
17	0,2835	0,2231	0,5453	**0,3506**
18	0,4004	0,2200	0,2694	**0,2966**
19	0,2862	0,2048	0,3931	**0,2947**
20	0,2644	0,2486	0,2523	**0,2551**

TABELA 7.4

VALORES ORIGINAIS DE RUGOSIDADE SUPERFICIAL MÉDIA (em μm) DAS AMOSTRAS DA LIGA TITÂNIO ALUMÍNIO VANÁDIO APÓS POLIMENTO ELETROLÍTICO

N. DA AMOSTRA	Ra 1	Ra 2	Ra 3	MÉDIA
01	0,1689	0,2446	0,2703	**0,2279**
02	0,1758	0,2059	0,1680	**0,1832**
03	0,2667	0,2875	0,0674	**0,2072**
04	0,2318	0,3178	0,2748	**0,2748**
05	0,2360	0,2025	0,2380	**0,2255**
06	0,1731	0,1440	0,1721	**0,1631**
07	0,2195	0,1945	0,2095	**0,2078**
08	0,2260	0,1642	0,1372	**0,1758**
09	0,2999	0,2025	0,2633	**0,2552**
10	0,3239	0,3034	0,2512	**0,2928**
11	0,1924	0,1725	0,1487	**0,1712**
12	0,2833	0,1330	0,2695	**0,2283**
13	0,2449	0,1950	0,1408	**0,1936**
14	0,1337	0,1272	0,1305	**0,1304**
15	0,2070	0,3127	0,1672	**0,2290**
16	0,2247	0,1832	0,2503	**0,2196**
17	0,2088	0,2022	0,1843	**0,1984**
18	0,3851	0,2250	0,2048	**0,2717**
19	0,3193	0,2190	0,1775	**0,2386**
20	0,1780	0,1612	0,1634	**0,1675**

7.2 – DELINEAMENTO EXPERIMENTAL (RUGOSIDADE):

OBSERVAÇÕES TRANSFORMADAS

SEGUNDO RAIZ DE (X+0)

TABELA 7.5
NOME DOS FATORES

FATOR	NOME
A	LIGA
B	POLIMENTO

TABELA 7.6
QUADRO DE ANÁLISE DE VARIÂNCIA PARA A VARIÁVEL RUGOSIDADE TRANSFORMADA PELA FUNÇÃO LOGARITMO DE ACORDO COM O MODELO ADEQUADO PARA EXPERIMENTOS EM FATORIAL COM DOIS FATORES

Variável Dependente:	T_Rugosi	Log 10 (Rugo)	(mμ)		
Causas da Variação	G.L.	S.Q.	Q.M.	VALOR F	Pr > F
LIGAS	1	0,19324720	0,19324720	19,80	**0,0001****
POLIMENTO	1	0,30219314	0,30219314	30,96	**0,0001****
LIGA*POLIMENTO	1	0,00001699	0,00001699	0,00	0,9668^{ns}
RESÍDUO	76	0,74172452	0,74172452		
Corrected Total	**79**	**1,23718185**			

R^2: 0,400473 **C.V.: -17,37458**

TABELA 7.7

MÉDIA, DESVIO PADRÃO E ERRO PADRÃO DA RUGOSIDADE OBSERVADA NAS LIGAS ESTUDADAS

LIGAS	N OBS	MÉDIA	DESVIO PADRÃO	ERRO PADRÃO
TICP	40	0,3115300	0,0735358	0,0116270
Ti6Al4V	40	0,2507000	0,0756229	0,0119570

TABELA 7.8

MÉDIA, DESVIO PADRÃO E ERRO PADRÃO DA RUGOSIDADE OBSERVADA NOS POLIMENTOS ESTUDADOS

LIGAS	N OBS	MÉDIA	DESVIO PADRÃO	ERRO PADRÃO
CONVENCIONAL	40	0,3202950	0,0788790	0,0124719
ELETROLÍTICO	40	0,2419350	0,0604413	0,0095566

TABELA 7.9
VALORES ORINAIS DO NÚMERO DE CICLOS ATÉ A FRATURA PARA O TITÂNIO PURO E PARA A LIGA Ti-6AL-4V APÓS POLIMENTO CONVENCIONAL SEM A PRESENÇA DA SALIVA ARTIFICIAL FLUORETADA:

AMOSTRA	TITÂNIO PURO	Ti-6Al-4V
1	12731	6143
2	7882	6266
3	5782	10325
4	7338	11539
5	10099	15910
6	7420	7324
7	7466	8721
8	8088	7097
9	6155	6750
10	6508	7041

TABELA 7.10
VALORES ORINAIS DO NÚMERO DE CICLOS ATÉ A FRATURA PARA O TITÂNIO PURO E PARA A LIGA Ti-6AL-4V APÓS BANHO ELETROLÍTICO SEM A PRESENÇA DA SALIVA ARTIFICIAL FLUORETADA:

AMOSTRA	TITÂNIO PURO	Ti-6Al-4V
1	7948	18390
2	15655	9126
3	5652	11876
4	10316	8647
5	3030	7528
6	9353	916
7	7658	5043
8	3648	16588
9	10578	2464
10	7455	5521

TABELA 7.11
VALORES ORINAIS DO NÚMERO DE CICLOS ATÉ A FRATURA PARA O TITÂNIO PURO E PARA A LIGA Ti-6AL-4V APÓS POLIMENTO CONVENCIONAL COM A PRESENÇA DA SALIVA ARTIFICIAL FLUORETADA:

AMOSTRA	TITÂNIO PURO	Ti-6Al-4V
1	476	4411
2	1567	3521
3	2278	6592
4	1841	10334
5	2337	8304
6	2849	4516
7	2657	7341
8	3729	5670
9	981	4997
10	2121	3719

TABELA 7.12
VALORES ORINAIS DO NÚMERO DE CICLOS ATÉ A FRATURA PARA O TITÂNIO PURO E PARA A LIGA Ti-6AL-4V APÓS BANHO ELETROLÍTICO COM A PRESENÇA DA SALIVA ARTIFICIAL FLUORETADA:

AMOSTRA	TITÂNIO PURO	Ti-6Al-4V
1	7692	7566
2	1382	3847
3	2519	1391
4	4253	4485
5	1949	11747
6	915	11127
7	2920	4424
8	3022	4011
9	1724	10411
10	1688	10010

7.3– DELINEAMENTO EXPERIMENTAL (FADIGA):

OBSERVAÇÕES TRANSFORMADAS

SEGUNDO RAIZ DE (X+0)

TABELA 7.13
NOME DOS FATORES

FATOR	NOME
A	LIGA
B	POLIMENTO
C	MEIO

TABELA 7.14

QUADRO DE ANÁLISE DE VARIÂNCIA PARA A VARIÁVEL FADIGA TRANSFORMADA PELA FUNÇÃO RAIZ QUADRADA DE ACORDO COM O MODELO ADEQUADO PARA EXPERIMENTOS EM FATORIAL COM TRÊS FATORES

Variável Dependente:	**T_Fadiga**	**Raiz Quadrado (Fadiga)**	**(Kgf)**		
Causas da Variação	**G.L.**	**S.Q.**	**Q.M.**	**F**	**Pr > F**
LIGAS	1	5107,06574902	5107,06574902	13,50	**0,0005****
POLIMENTOS	1	29,29676023	29,29676023	0,08	0,7816
MEIOS	1	13846,01229763	13846,01229763	36,59	**0,0001****
LIGAS*POLIMENTOS	1	53,82562877	53,82562877	0,14	0,7072
LIGAS*MEIOS	1	4176,51554221	4176,51554221	11,04	**0,0014****
POLIMENTOS*MEIOS	1	302,93668089	302,93668089	0,80	0,3739
LIGAS*POLIMENTOS*MEIOS	1	4,75128084	4,75128084	0,01	0,9111
RESIDUO	72	27242,48056934	378,36778569		
Corrected Total	79	50762,88450893			

R^2: 0,463339 **C.V.: 25,63712**

TABELA 7.15

MÉDIA, DESVIO PADRÃO E ERRO PADRÃO DA FADIGA OBSERVADA

				DESVIO PADRÃO	ERRO PADRÃO
LIGAS	MEIOS	N Obs	MÉDIA		
TICP	COM MEIO	20	2445,00	1544,62	345,3868159
	SEM MEIO	20	8038,10	2905,53	649,6970667
Ti6Al4V	COM MEIO	20	6421,20	3007,01	672,3876216
	SEM MEIO	20	8660,75	4453,59	995,8521579

TABELA 7.16

ANÁLISE DE VARIÂNCIA PARA O MODELO DE REGRESSÃO LINEAR RESIDUAL DE FADIGA EM FUNÇÃO DE RUGOSIDADE

CAUSA DE VARIAÇÃO	GL	SOMA DE QUADRADOS	QUADRADOS MÉDIOS	F	PROB > F
Modelo Linear	1	31083	31083	1,447	**0,2327**
Resíduo	78	1.68E6	21486		
Total	**79**	**1,71E 6**			

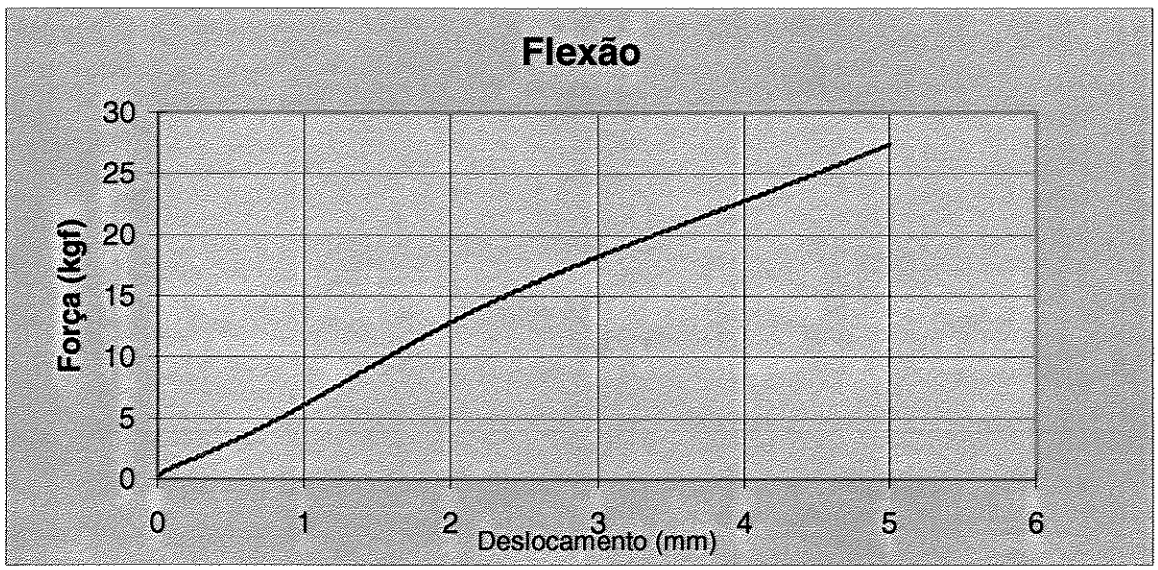


FIGURA 7.1 – 1º. ENSAIO DE FLEXÃO DA LIGA Ti-6Al-4V

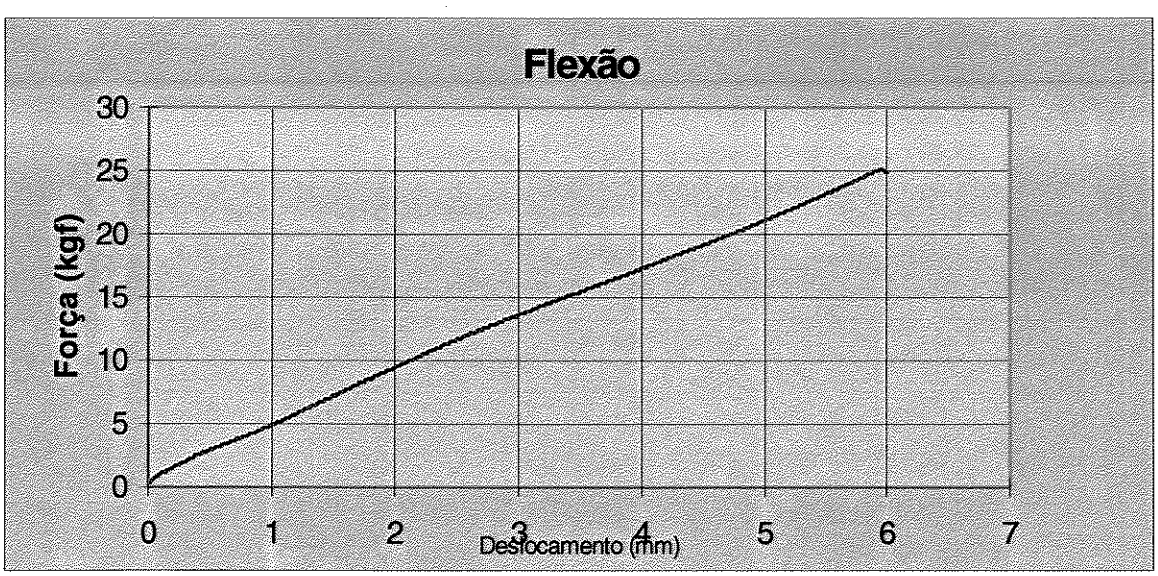


FIGURA 7.2 – 2º. ENSAIO DE FLEXÃO DA LIGA Ti-6Al-4V

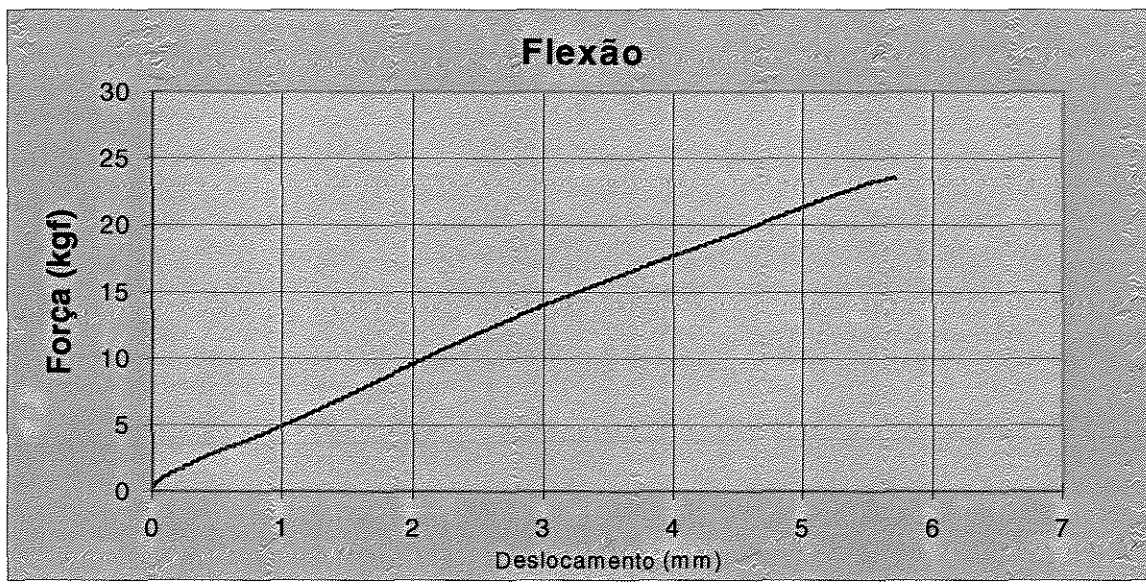


FIGURA 7.3 – 3º. ENSAIO DE FLEXÃO DA LIGA Ti-6Al-4V

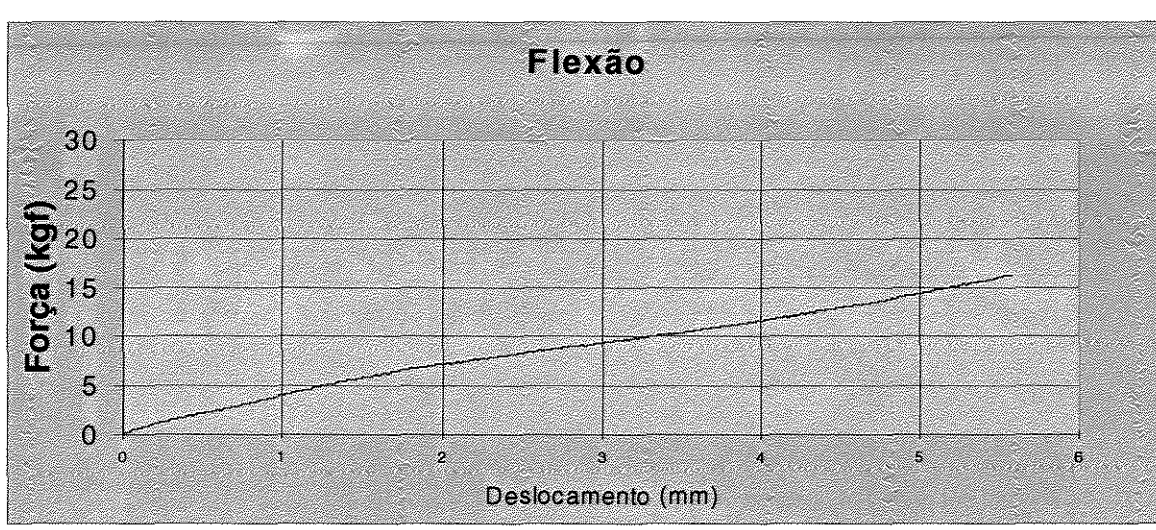


FIGURA 7.4 – 1º. ENSAIO DE FLEXÃO PARA O Ti.C.P.

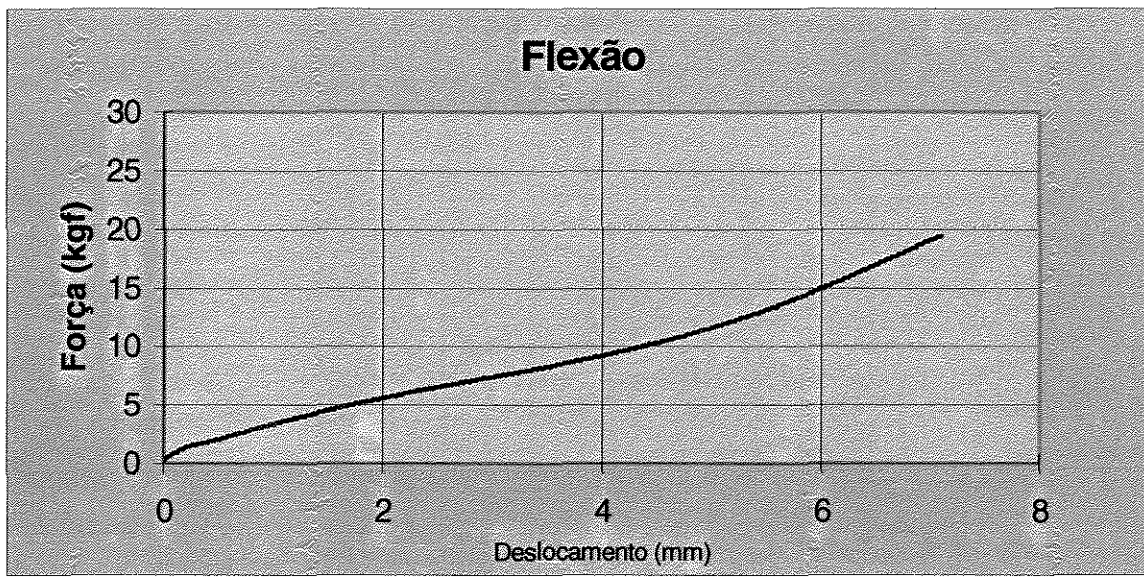


FIGURA 7.5 – 2º. ENSAIO DE FLEXÃO PARA O Ti.C.P.

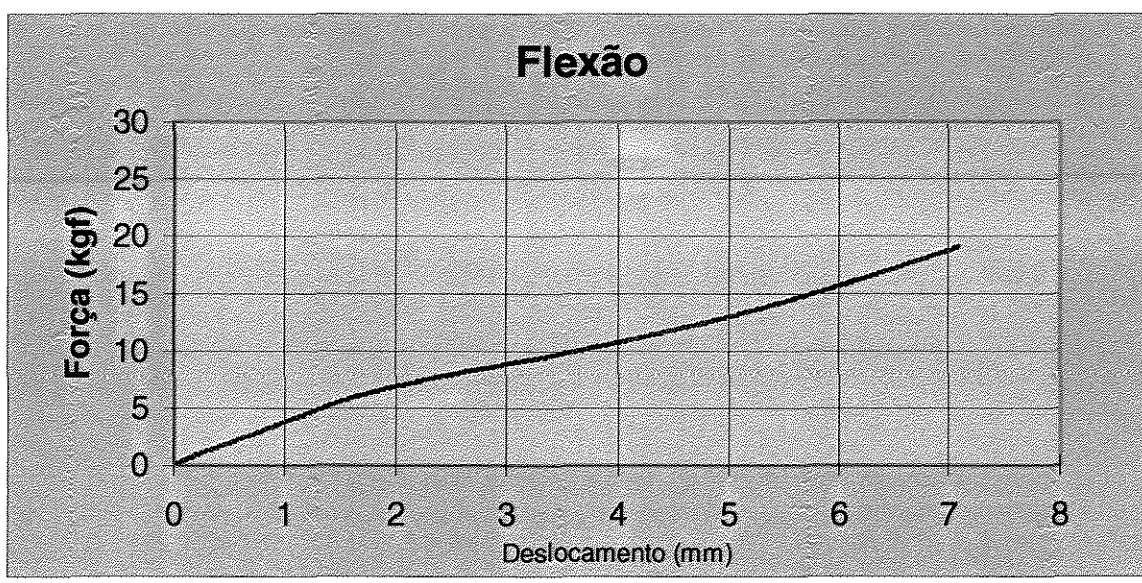


FIGURA 7.6 – 3º. ENSAIO DE FLEXÃO PARA O Ti.C.P.

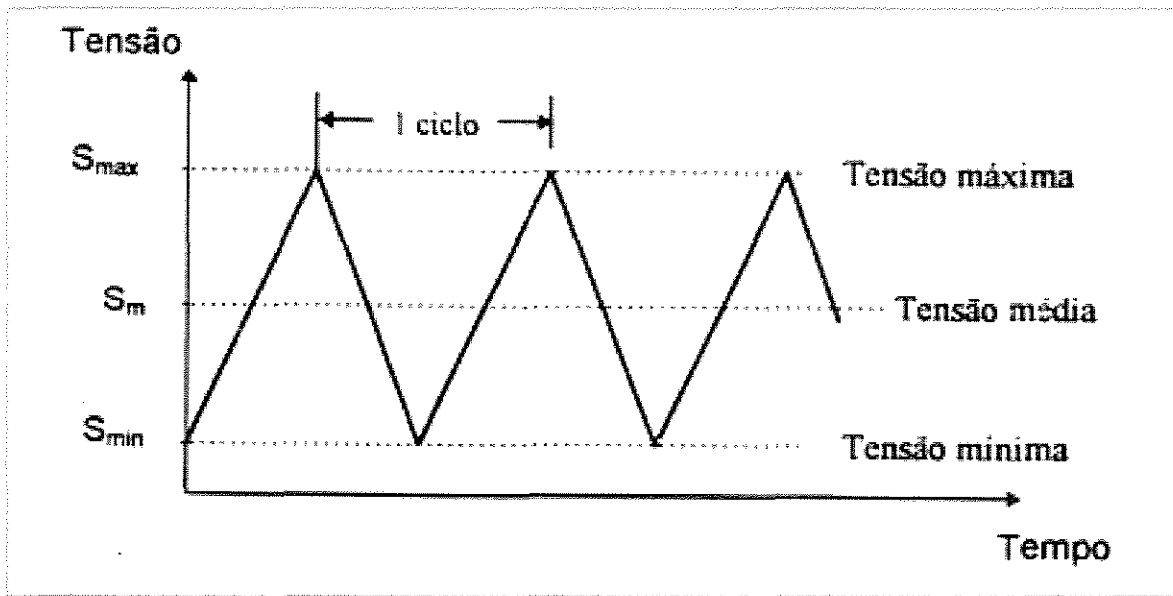


FIGURA 7.7 – VARIAÇÃO ESQUEMÁTICA DA TENSÃO EM FUNÇÃO DO TEMPO, EM UM CARREGAMENTO CÍCLICO (TESTE DE FADIGA)

Observação: Nesta Figura, a tensão varia de um valor mínimo (S_{min}) até um valor máximo ($S_{máx}$). No processo mastigatório um ciclo significa uma única mordida, sendo que normalmente a tensão mínima é igual a zero.

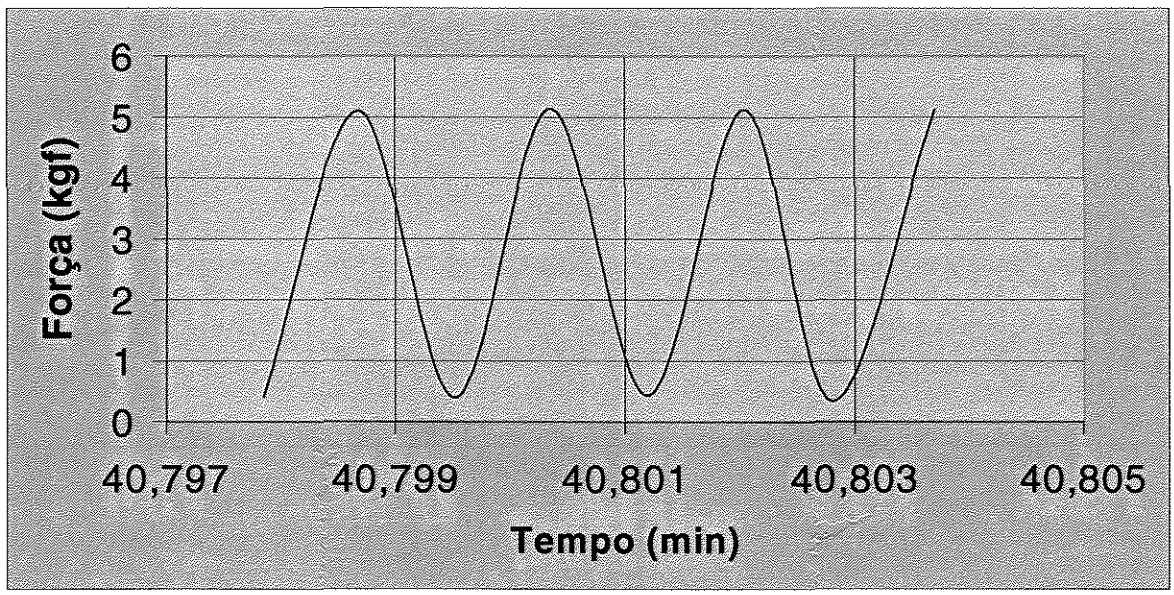


FIGURA 7.8- ENSAIO DE FADIGA DO Ti.C.P. APÓS POLIMENTO CONVENCIONAL SEM INFLUÊNCIA DO MEIO

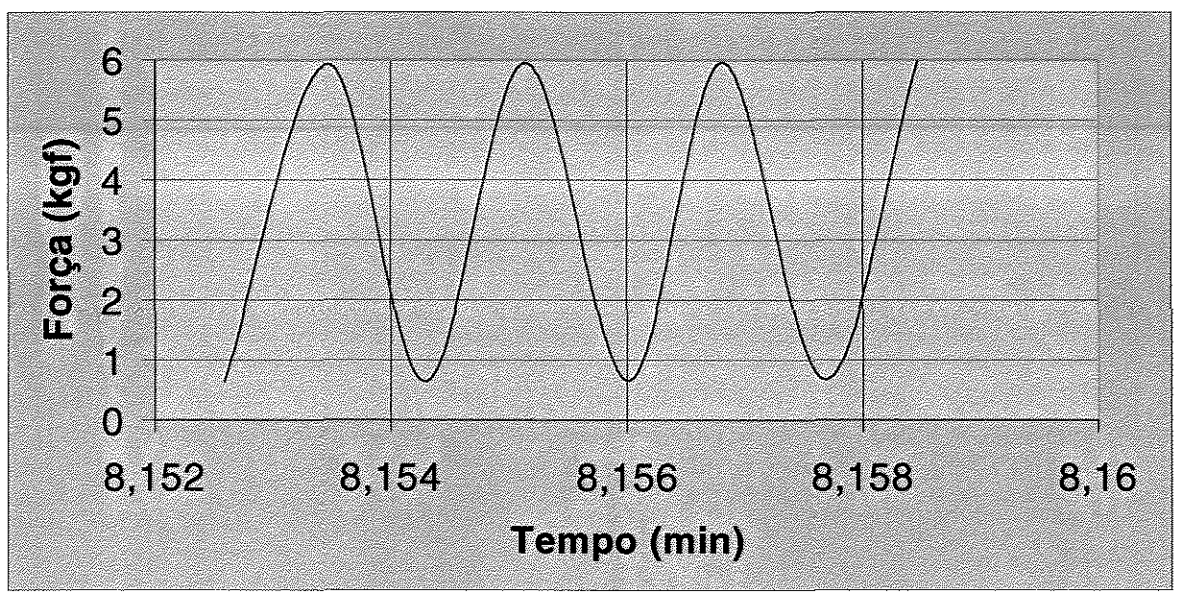


FIGURA 7.9 – ENSAIO DE FADIGA DA LIGA Ti 6A4V APÓS POLIMENTO CONVENCIONAL SEM INFLUÊNCIA DO MEIO

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS*

1. ALARCON, C.R. ***Contribuição para o estudo da corrosão de algumas ligas metálicas não áureas para fundições dentárias.*** São Paulo, 1971. 91p. Tese (Doutorado) – Faculdade de Odontologia, Universidade de São Paulo.

2. AFZALI, D., MARIC, B., FENTON, A. Titanium RPD clasp perfomance. ***J Dent Res***, Washington, v.74, p.227, 1995. [Abstract, 1723]

3. ASGAR, K. A new alloy for partial denture. ***J Prosthet Dent***, Saint Louis, v.23, n.1, p.36-43, July 1970.

4. _____. *et al.* Effect of casting conditions on physical properties of some experimental partial denture alloys. ***J Biomed Mater Res***, New York, v.3, n.3, p.409-423, Sept. 1969.

5. BATES, J.F. Studies related to the fracture of partial dentures. The functional strain in cobalt-chromium dentures a preliminary report. ***Br Dent J***, London, v.120, n.2, p.79-83, Jan. 1966.

6. _____. The mechanical properties of the cobalt chromium alloys and their relation to partial denture design. ***Br Dent J***, London, v.119, n.9, p.389-396, April. 1965.

7. BEN-UR, Z. *et al.* The fracture of cobalt-chromium alloy removable partial dentures. ***Quintessence Int***, Berlin, v.17, n.12, p.797-801, Dec. 1986.

* De acordo com a NBR-6023 de 1989, da Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT). Abreviaturas de periódicos de conformidade com a Base de Dados MEDLINE.

8. BERG, E. Dentist's opinions on aspects of cast titanium restorations. ***J Dent***, Oxford, v.25, n.2, p.113-117, Jan. 1996.

9. BERGMAN, M. ***Cast titanium in dental constructions.*** Malmö : DPNOVA AB, 1995. [Manuals, 10]

10. BESSING, C., BERGMAN, M., THORÉN, A. Potentiodynamic polarization analysis of gold and silver-palladium alloys in three different media. ***Dent Mater***, Oxford, v.3, n.3, p.153-159, June 1987.

11. BLACKMAN, R., BARGHI, N., TRAN, C. Dimensional changes in casting titanium removable partial dentures. ***J Prosthet Dent***, Saint Louis, v.65, n.2, p.309-315, Feb. 1991.

12. BLANCO-DALMAU, L. The nickel problem. ***J Prosthet Dent***, Saint Louis, v.48, n.1, p.99-101, July 1982.

13. BOLLEN, C.M., LAMBRECHTS, P., QUIRYNEN, M. Comparison of surface roughness of oral hard materials to the thereshold surface roughness for bacterial plaque retention: A review of the literature. ***Dent Mater***, Oxford, v.13, n.7, p.258-269, 1997.

14. _____. *et al.* The influence of abutment surface roughness on plaque accumulation and peri-implant mucosistis. ***Clin Oral Implants Res***, Copenhagen, v.7, n.3, p.201-211, Sept. 1996.

15. BRAGA, R.T. Correntes elétricas na cavidade oral causadas por obturações metálicas. ***Na Fac Nac Odontol Brasil***, Rio de Janeiro, v.12, p.176-180, 1959.

16. BRIDGEMAN, J.T. *et al.* Compararion of titanium and cobalt-chromium removable partial denture clasps. ***J Prosthet Dent***, Saint Louis, v.78,

n.2, p.187-193, Aug. 1997.

17. CANAY, S., ÖKTEMER, M. In vitro corrosion behavior of 13 prosthodontic alloy. ***Quintessence Int***, Berlin, v.23, n.4, p.279-287, Apr. 1992.

18. CARVALHO, A.S. *et al.* Avaliação de dentifrícios fluoretados. ***RGO***, Porto Alegre, v.44, n.1, p.17-21, jan./fev. 1996.

19. COHEN, F., BOURDAIRON, G. Corrosive properties of odontologic fluoride containing gels against titanium. ***J Dent Res***, Washington, v.71, p.525, 1992. [Abstract, 81]

20. CRAIG, R.G. (Ed.) ***Restorative dental materials.*** 10th ed. Saint Louis : Mosby, 1996. p.56-103, 408-436, 500-551.

21. CURY, J.A. Dentifrícios fluoretados no Brasil. ***RGO***, Porto Alegre, v.37, n.2, p.139-142, mar./abr. 1989.

22. DIETER, G.E. ***Metalurgia mecânica.*** 2.ed. Rio de Janeiro : Guanabara Koogan, 1981. Cap.12, p.345-384.

23. DINELLI, W. *et al.* Galvanismo e corrosão na cavidade oral. ***Rev Fac Farm Odontol Araraquara***, Araraquara, v.6, n.2, p.195-201, 1972.

24. FERREIRA, I., COSTA, N.G., TOKIMATSU, R.C. ***Biomateriais*** : fadiga dos metais. [s.l. : s.n.], 1998. p.32-34.

25. FIORI, S.R. ***Atlas de prótese parcial removível.*** São Paulo : Panamed, 1983. Cap.2, p.49-74.

26. GALVELE, J.R. ***Introduccion a la corrosion de metales.*** Buenos Aires: Comission Nacional de Energia Atômica, 1968. *Apud* KONISHI, R.N. ***Comportamento eletroquímico de ligas metálicas restauradoras. Efeitos de ligas, brunidura e tempo. Estudo "in vivo" e "in vitro".*** Araraquara, 1980. 104p. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Odontologia de Araraquara, Universidade Estadual Paulista.

27. HAMANAKA, H. *et al.* Dental casting of titanium and Ni-Ti alloys by a new casting machine. ***J Dent Res***, Washington, v.68, n.11, p.1529-1533, Nov. 1989.

28. HENRIQUES, G.E.P. ***Desempenho clínico de infra-estruturas de próteses removíveis em titânio comercialmente puro, ligas de titânio alumínio vanádio e cobalto cromo: a deformação plástica de grampos e rugosidade superficial.*** Piracicaba, 2000. 143p. Tese (Livre Docência) – Faculdade de Odontologia de Piracicaba, Universidade Estadual de Campinas.

29. _____. *et al.* Soldering and remelting influence on fatigue strength of Co-Cr alloys. ***J Prosthet Dent***, Saint Louis, v.78, n.2, p.146-152, Aug. 1997.

30. HERO, H., SYVERUD, M., WAARLI, M. Mold filling and porosity in castings of titanium. ***Dent Mater***, Oxford, v.9, n.3, p.15-18, Jan. 1993.

31. HUMMEL, K.S. *et al.* Retentive force of titanium versus Co-Cr RPD clasps. ***J Dent Res***, Washington, v.73, p.287, 1994. [Abstract, 1483]

32. IDA, K., TSUTSUMI, S., TOGAYA, T. Titanium and titanium alloys for dental casting. ***J Dent Res***, Washington, v.59, p.985, 1980. [Abstract, 397]

33. JAARDA, M.J. Preparo de superfície. *In:* WORTHINGTON, P., LANG, B.R. (Ed.) ***Osseointegração na odontologia.*** Chicago : Quintessence, 1995. Cap.3, p.27-30.

34. JOHANSSON, B.I., BERGMAN, B. Corrosion of titanium and amalgam couples: effect of fluoride, area size, surface preparation and fabrication procedures. ***Dent Mater***, Oxford, v.11, n.1, p.41-46, Jan. 1995.

35. JONES, T.K. *et al.* Dental implications of nickel hypersensitivity. ***J Prosthet Dent***, Saint Louis, v.56, n.4, p.507-509, Oct. 1986.

36. KAJIMOTO, Z.P., MARQUART, M., SIMONETTI, E.L. Eletropolimento "Duracast MS". ***Rev Paul Odontol***, São Paulo, v.3, n.1, p.10-20, 1981.

37. KELLY, J.R., ROSE, T.C. Nonprecious alloys for use in fixed prosthodontics: a literature review. ***J Prosthet Dent***, Saint Louis, v.49, n.3, p.363-370, Mar. 1983.

38. KÖNÖNEN, M.H., LAVONIUS, E.T., KIVILAHTI, J.K. Observations on stress corrosion craking of commercially pure titanium in topical fluoride solution. ***Dent Mater***, Oxford, v.11, n.4, p.269-272, July 1995.

39. LAUTENSCHLAGER, E.P., MONAGHAN, P. Titanium and titaninum alloys as dental materials. ***Int Dent J***, London, v.43, n.3, p.245-253,

June 1993.

40. LEWIS, A.J. A metallographic evaluation of porosity occuring in removable partial denture castings. ***Aust Dent J***, St Leonards, v.24, n.6, p.408-411, June 1979.

41. _____. Failure of removable partial denture castings during service. ***J Prosthet Dent***, Saint Louis, v.39, n.2, p.147-149, Sept. 1978.

42. LUCAS, L.C., LEMONS, J.E. Biodegradation of restaurative metallic systems. ***Adv Dent Res***, Washington, v.6, p.32-37, Sept. 1992.

43. MIYAKAWA, O. *et al.* Surface contamination of titanium by abrading treatment. ***Dent Mater J***, Tokyo, v.15, n.1, p.11-21, June 1996.

44. MOFFA, J.P., BECK, D., HOKE, A.W. Allergic response to nickel containing dental alloys. ***J Dent Res***, Washington, v.56, p.B78, 1977. [Abstract, 107]

45. MORRIS, H. *et al.* Stress distribution within circunferencial clasp arms. ***J Oral Rehabil***, Oxford, v.3, n.4, p.387-394, Oct. 1976.

46. PARR, G.R., GARDNER, L.K., TOTH, R.W. Titanium: the mystery metal of implant dentistry. Dental materials aspects. ***J Prosthet Dent***, Saint Louis, v.54, n.3, p.410-414, Sept. 1985.

47. PHILLIPPS, R.W. ***Skinner materiais dentários.*** 9.ed. Rio de Janeiro : Guanabara Koogan, 1993. Cap.20, p.208-222.

48. PRÖBSTER, L., LIN, W., HUTTEMMANN, H. Effect of fluoride prophylatic agents on titanium surfaces. ***Int J Oral Maxillofac Implants***, Lombard, v.7, p.390-394, 1992.

49. QUIRYNEN, M., BOLLEN, C.M. The influence os surface roughness and surface-free energy on supra-and subgingival plaque formation in man. A review of the literature. ***J Clin Periodontol***, Copenhagen, v.22, n.1, p.1-14, 1995.

50. _____. The clinical meaging of the surface roughness and the surface free energy of intra-oral hard substrata on the microbiology of the supra and subgengival plaque: results of in vitro and in vivo experiments. ***J Dent Res***, Washington, v.22, n.1, p.13-16, Oct. 1994.

51. _____. *et al.* An in vivo study of the influence of the surface roughness of implants on the microbiology of supra and subgingival plaque. ***J Dent Res***, Washington, v.72, n.9, p.1304-1309, Sept. 1993.

52. RUSSEL, M.M, MAY, K.B., RAZZOOG, M.E. Polishing sequence for titanium using dental armamentarium: a pilot study. ***Implant Dent***, Baltimore, v.2, n.2, p.117-121, Summer 1993.

53. SEDEJ, R. Corrosion of dental alloys and thermal treatment. ***Zobozdrav Vestn***, Ljubljana, v.23, n.6, p.163-176, 1968.

54. SHELL, J.S. Obey the law of metals: chemical and electrochemical reaction of alloys. ***Dent Survey***, Minneapolis, v.13, p.1409-1414, 1937.

55. SIIRILÄ, H.S., KÖNÖNEN, M. The effect of oral topical fluorides on the surface of commercially pure titanium. ***Int J Oral Maxillofac Implants***, Lombard, v.6, n.1, p.50-54, Spring 1991.

56. SOUZA, S.A. ***Ensaios mecânicos de materiais metálicos.*** 4.ed. São

Paulo: E. Blücher, 1974. Cap.8, p.130-156.

57. SYVERUD, M., OKABE, T., HER, H. Casting of Ti-6Al-4V alloy compared with pure Ti in an Ar-arc casting machine. ***Eur J Oral Sci***, Copenhagen, v.103, n.5, p.327-330, May 1995.

58. TABORELLI, M. *et al.* Influence of surface treatments developed for oral implants on the physical and biological properties of titanium. ***Clin Oral Implants Res***, Copenhagen, v.8, n.3, p.208-216, June 1997.

59. TAGGART, W.H. A new and accurate method of making gold inlay. ***Dent Cosmos***, Philadelphia, v.49, p.1117-1119, 1907.

60. TAIRA, M., MOSER, J.B., GREENER, E.H. Studies of Ti alloys for dental castings. ***Dent Mater***, Oxford, v.5, n.1, p.45-50, Jan. 1989.

61. THOMAS, C.J., LECHNER, S., MORI, T. Titanium for removable dentures. II. Two year clinical observations. ***J Oral Rehabil***, Oxford, v.24, n.6, p.414-418, June 1997.

62. TOUMELIN-CHEMLA, F., ROULLET, F., BOURDARION, G. Corrosive properties of fluoride-containing odontologic gels against titanium. ***J Dent***, Oxford, v.24, n.1, p.109-115, Jan.1996.

63. VALLITTU, P.K., KÖKKÖNEN, M. Deflection fatigue of chromium, titanium and gold alloy cast denture clasp. ***J Prosthet Dent***, Saint Louis, v.74, n.4, p.412-419, Oct. 1995.

64. _____., LUOTIO, K. Effect of cobalt-chromium alloy surface casting on resistance to deflection fatigue and surface hardness of titanium. ***Int J Prosthodont***, Lombard, v.9, n.6, p.525-531, Nov. 1996.

65. VIEIRA, D.F. ***Metais & ligas metálicas.*** 2.ed. São Paulo : E. Blücher, 1967. Cap.6, p.151-161.

66. WAKABAYASHI, N., AL, M. A short-term clinical follow-up study of superplastic titanium alloy for major connectors of removable partial dentures. ***J Prosthet Dent***, Saint Louis, v.77, n.6, p.583-587, June 1997.

67. WANG, R.R., BOYLE, A.M. A simple method for inspection of porosity in titanium castings. ***J Prosthet Dent***, Saint Louis, v.70, n.3, p.275-276, Sept. 1993.

68. _____., FENTON A. Titanium for prosthodontic applications: A review of the literature. ***Quintessence Int***, Berlin, v.27, n.6, p.401-408, Oct.1996.

69. WIIG, P., ELLINGSEN, J.E., VIDEM, K. Corrosion of titanium by fluoride. ***J Dent Res***, Washington, v.72, p.195, 1993. [Abstract, 735]

70. YOUSSEF, M.N. ***Estudo da rugosidade superficial de ligas de cobre-alumínio polidas eletrolítica e mecanicamente e armazenadas em saliva artificial.*** São Paulo, 1989. 65p. Tese (Doutorado) – Faculdade de Odontologia, Universidade de São Paulo.

71. YOUNG, H.M., COFFEY, J.P., CASWELL, W. Sprue design and its effect on castability of ceramometal alloy. ***J Prosthet Dent***, Saint Louis, v.57, n.2, p.160-164, Feb. 1987.

72. ZAVANELLI, R.A. *et al.* Corrosion-fatigue life of commercially pure titanium and Ti-6Al-4V alloys in different storage environments. ***J Prosthet Dent***, Saint Louis, v.84, n. 3, p.274-279, Sept. 2000.