

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ODONTOLOGIA DE PIRACICABA**

**GUILHERME ELIAS PESSANHA HENRIQUES  
CIRURGIÃO-DENTISTA**

**RESISTÊNCIA À FADIGA DE LIGAS  
DO SISTEMA Co-Cr, SUBMETIDAS OU NÃO  
A PROCEDIMENTOS DE REFUSÃO E SOLDAGEM**

**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**

**PIRACICABA - S.P.  
1995**

*Est exemplar  
foi devidamente  
confirmando  
o P.O. / 036/83  
Provisório 15 de agosto de 1995*

*Henriques*

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ODONTOLOGIA DE PIRACICABA**

**GUILHERME ELIAS PESSANHA HENRIQUES  
CIRURGIÃO-DENTISTA**

**RESISTÊNCIA À FADIGA DE LIGAS  
DO SISTEMA Co-Cr, SUMETIDAS OU NÃO  
A PROCEDIMENTOS DE REFUSÃO E SOLDAGEM**

**ORIENTADOR: PROF. DR. SIMONIDES CONSANI - FOP/UNICAMP**

**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**

UNIDADE	73C
N.º CHAMADA	UNICAMP
	H395
V.	Ex.
TOMBO DE	6718
PROC.	66796
C	D
PREÇO	R\$ 17,00
DATA	12/96
N.º CDD	

CM-00083618-2

## FICHA CATALOGRÁFICA:

Elaborada pela Biblioteca da  
Faculdade de Odontologia de Piracicaba - UNICAMP

Pessanha Henriques, Guilherme Elias

Resistência à fadiga de ligas de Co-Cr, submetidas ou não a procedimentos de refusão e soldagem / Guilherme Elias Pessanha Henriques - Piracicaba : SP : [s.n.], 1995.

128f. : il.

Orientador : Simonides Consani.

Tese (doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Odontologia de Piracicaba.

1. Prótese dentária parcial removível. 2. Ligas. 3. Fadiga de metais  
4. Solda e soldagem. I. Consani, Simonides. II. Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Odontologia de Piracicaba. III. Título

19.CDD -617.69

-617.695

## ÍNDICE PARA CATÁLOGO SISTEMÁTICO

1. Prótese dental 617.69

2. Dentaduras, coroas, pontes 617.695



FACULDADE DE ODONTOLOGIA DE PIRACICABA



A Comissão Julgadora dos trabalhos de Defesa de Tese de Doutorado, em sessão pública realizada em 30/11/95, considerou o candidato aprovado.

1. Simonides Consani

*Simonides Consani*

2. Frederico Andrade e Silva

*Frederico Andrade e Silva*

3. Saide Sarckis Domitti

*Saide Sarckis Domitti*

4. João Manoel Domingos de Almeida Rollo

*João Manoel Domingos de Almeida Rollo*

5. Wellington Dinelli

*Wellington Dinelli*

*Agradecimentos*

*Ao Prof. Doutor Frederico Andrade e Silva,*  
Livre Docente da Área de Prótese Fixa e Escultura Dental da FOP - UNICAMP,  
por toda amizade, incentivo e compreensão;

*Ao Prof. Doutor Saide Sarcis Domitti,*  
Titular da Área de Prótese Total da FOP - UNICAMP,  
pela amizade e confiança.

*Meu especial agradecimento*

**Ao Prof. Doutor Simonides Consani,**  
Titular da Área de Materiais Dentários da FOP - UNICAMP,  
não somente pela honra de tê-lo como mestre e orientador,  
mas pelos ensinamentos, disponibilidade e incentivo  
dedicados à minha formação profissional.

*Meus agradecimentos*

*Ao Prof. Doutor João Manoel Domingos de Almeida Rollo,*  
Adjunto do Departamento de Engenharia de Materiais da  
Escola de Engenharia de São Carlos - USP,  
pelas valiosas sugestões propostas e pelo empréstimo da máquina de ensaios;

*Ao Prof. Doutor Luiz Antônio Ruhnke,*  
Titular da Área de Materiais Dentários da FOP - UNICAMP,  
pelo empréstimo do torno mecânico;

*À Profa. Doutora Marinéia de Lara Haddad,*  
Assistente do Departamento de Entomologia da ESALQ - USP,  
pela competente elaboração da análise estatística;

*Ao Engenheiro Mecânico Marcos Blanco Cangiani,*  
Técnico Especializado da Área de Materiais Dentários da FOP - UNICAMP,  
pelo cálculo do ângulo de curvatura para o ensaio de fadiga e  
colaboração na confecção das amostras;

*À Sra. Sueli Duarte de Oliveira Soliani,*  
Bibliotecária Chefe da Biblioteca da FOP - UNICAMP,  
pela preciosa orientação nas referências bibliográficas;

*Ao Sr. Adário Cangiani,*  
Técnico Especializado da Área de Materiais Dentários da FOP - UNICAMP,  
pela elaboração das matrizes e do material fotográfico da análise fractográfica;

*À Sra. Selma A. B. de Souza,*  
Técnica da Área de Materiais Dentários da FOP - UNICAMP,  
pela colaboração no uso do laboratório de Materiais Dentários;

*Ao Sr. Pedro Justino,*  
Técnico Especializado do C.R.A. da FOP - UNICAMP,  
pelo auxílio na elaboração do material fotográfico;

*As empresas Labor Dental Ltda. e Degussa S.A.,*  
pela concessão gratuita das ligas metálicas avaliadas;

Aos colegas da  
Área de Prótese da FOP - UNICAMP,  
*Marcelo, Mauro e Wilkens,*  
pelo companheirismo e agradável convivência;

Aos colegas do  
Cursos de Pós-Graduação em Clínica Odontológica e  
Materiais Dentários da FOP - UNICAMP.

## SUMÁRIO:

LISTAS	1
1-LISTA DE TABELAS	2
2-LISTA DE FIGURAS	5
3-LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	6
RESUMO	8
1-INTRODUÇÃO	10
2-REVISÃO DA LITERATURA	14
3-PROPOSIÇÃO	61
4-METODOLOGIA	64
4.1-MATERIAIS	64
4.1.1-LIGAS METÁLICAS À BASE DE Co-Cr	64
4.1.2-LIGAS METÁLICAS À BASE DE Co-Cr PARA SOLDAGEM	64
4.1.3-REVESTIMENTO PARA FUNDIÇÃO	65
4.2-MÉTODO	65
4.2.1-DELINEAMENTO EXPERIMENTAL	65
4.2.2-CONFEÇÃO DAS AMOSTRAS	66
4.2.3-OBTENÇÃO DAS AMOSTRAS REFUNDIDAS	70
4.2.4-OBTENÇÃO DAS AMOSTRAS SOLDADAS	70
4.2.5-ENSAIO DE RESISTÊNCIA À FADIGA	75
4.2.6-ANÁLISE FRACTOGRÁFICA	75
4.2.7-ANÁLISE ESTATÍSTICA	76
5-RESULTADOS	77
6-DISSCUSSÃO DOS RESULTADOS	89
7-CONCLUSÃO	97
8-APÊNDICE	99
9-SUMMARY	117
10-REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	119

LISTAS

## LISTAS:

### I - LISTA DE TABELAS:

<b>TABELAS:</b>	<b>FOLHA:</b>
4.1 - Ligas metálicas, fabricantes e composição química;	64
4.2 - Liga de solda, fabricante e composição química;	64
4.3 - Revestimento, fabricante e composição química;	65
4.4 - Ligas metálicas, condição avaliada e número de amostras;	65
5.1 - Médias de resistência à fadiga das ligas metálicas, na condição de novas e refundidas, livres do procedimento de soldagem;	78
5.2 - Médias de resistência à fadiga das ligas metálicas, na condição de novas, submetidas ou não ao procedimentos de soldagem;	80
5.3 - Médias de resistência à fadiga das ligas metálicas, na condição de refundidas, submetidas ou não ao procedimento de refusão;	81
5.4 - Médias de resistência à fadiga das ligas metálicas, na condição de novas e refundidas, submetidas ao procedimento de soldagem;	83
8.1 - Valores originais do número de ciclos até a fratura para a liga Steldent;	101
8.2 - Valores originais do número de ciclos até a fratura para a liga Dentorium;	102
8.3 - Valores originais do número de ciclos até a fratura para a liga Biosil;	103
8.4 - Nome dos fatores;	104
8.5 - Análise de variância;	104
8.6 - Teste de Tukey para médias de liga;	104
8.7 - Teste de Tukey para médias de liga dentro de s/solda do fator tipo;	104
8.8 - Teste de Tukey para médias de liga dentro de c/solda do fator tipo;	105
8.9 - Teste de Tukey para médias de liga dentro de nova do fator forma;	105
8.10 - Teste de Tukey para médias de liga dentro de refund. do fator forma;	105
8.11 - Teste de Tukey para médias de liga dentro de liga dentro de s/solda do fator tipo e nova do fator forma;	105
8.12 - Teste de Tukey para médias de liga dentro de s/solda do fator tipo e refundida do fator forma;	106

<b>TABELAS:</b>	<b>FOLHA:</b>
8.13 - Teste de Tukey para médias de liga dentro de c/solda do fator tipo e nova do fator forma;	106
8.14 - Teste de Tukey para médias de liga dentro de c/solda do fator tipo e refundida do fator forma;	106
8.15 - Teste de Tukey para médias de tipo;	106
8.16 - Teste de Tukey para médias de tipo dentro de Steldent do fator liga e nova do fator forma;	107
8.17 - Teste de Tukey para médias de tipo dentro de Steldent do fator liga e refundida do fator forma;	107
8.18 - Teste de Tukey para médias de tipo dentro de Dentorium do fator liga e nova do fator forma;	107
8.19 - Teste de Tukey para médias de tipo dentro de Dentorium do fator liga e refundida do fator forma;	107
8.20 - Teste de Tukey para médias de tipo dentro de Biosil do fator liga e nova do fator forma;	108
8.21 - Teste de Tukey para médias de tipo dentro de Biosil do fator liga e refundida do fator forma;	108
8.22 - Teste de Tukey para médias de forma;	108
8.23 - Teste de Tukey para médias de forma dentro de Steldent do fator liga e s/solda do fator tipo;	108
8.24 - Teste de Tukey para médias de forma dentro de Steldent do fator liga e c/solda do fator tipo;	109
8.25 - Teste de Tukey para médias de forma dentro de Dentorium do fator liga e s/solda do fator tipo;	109
8.26 - Teste de Tukey para médias de forma dentro de Dentorium do fator liga e c/solda do fator tipo;	109
8.27 - Teste de Tukey para médias de forma dentro de Biosil do fator liga e s/solda do fator tipo;	109
8.28 - Teste de Tukey para médias de forma dentro de Biosil do fator liga e c/solda do fator tipo;	110
8.29 - Nome dos fatores;	110
8.30 - Análise de variância;	110
8.31 - Teste de Tukey para médias de liga;	110
8.32 - Teste de Tukey para médias de liga dentro de s/solda do fator tipo;	111
8.33 - Teste de Tukey para médias de liga dentro de c/solda do fator tipo;	111

<b>TABELAS:</b>	<b>FOLHA:</b>
8.34 - Teste de Tukey para médias de liga dentro de nova do fator forma;	111
8.35 - Teste de Tukey para médias de liga dentro de refund. do fator forma;	111
8.36 - Teste de Tukey para médias de liga dentro de liga dentro de s/solda do fator tipo e nova do fator forma;	112
8.37 - Teste de Tukey para médias de liga dentro de s/solda do fator tipo e refundida do fator forma;	112
8.38 - Teste de Tukey para médias de liga dentro de c/solda do fator tipo e nova do fator forma;	112
8.39 - Teste de Tukey para médias de liga dentro de c/solda do fator tipo e refundida do fator forma;	112
8.40 - Teste de Tukey para médias de tipo;	113
8.41 - Teste de Tukey para médias de tipo dentro de Steldent do fator liga e nova do fator forma;	113
8.42 - Teste de Tukey para médias de tipo dentro de Steldent do fator liga e refundida do fator forma;	113
8.43 - Teste de Tukey para médias de tipo dentro de Dentorium do fator liga e nova do fator forma;	113
8.44 - Teste de Tukey para médias de tipo dentro de Dentorium do fator liga e refundida do fator forma;	114
8.45 - Teste de Tukey para médias de tipo dentro de Biosil do fator liga e nova do fator forma;	114
8.46 - Teste de Tukey para médias de tipo dentro de Biosil do fator liga e refundida do fator forma;	114
8.47 - Teste de Tukey para médias de forma;	114
8.48 - Teste de Tukey para médias de forma dentro de Steldent do fator liga e s/solda do fator tipo;	115
8.49 - Teste de Tukey para médias de forma dentro de Steldent do fator liga e c/solda do fator tipo;	115
8.50 - Teste de Tukey para médias de forma dentro de Dentorium do fator liga e s/solda do fator tipo;	115
8.51 - Teste de Tukey para médias de forma dentro de Dentorium do fator liga e c/solda do fator tipo;	115
8.52 - Teste de Tukey para médias de forma dentro de Biosil do fator liga e s/solda do fator tipo;	116
8.53 - Teste de Tukey para médias de forma dentro de Biosil do fator liga e c/solda do fator tipo;	116

## **II - LISTA DE FIGURAS:**

<b>FIGURAS:</b>	<b>FOLHA:</b>
4.1 - Conjunto para inclusão e anel de inclusão;	67
4.2 - Usinagem das amostras em torno mecânico;	69
4.3 - Usinagem das extremidades para soldagem;	71
4.4 - Dispositivo acrílico relacionador para soldagem;	72
4.5 - Bloco de revestimento para soldagem;	74
4.6 - Máquina de ensaios cíclicos;	76
5.1 - Médias de resistência à fadiga das ligas metálicas na condição de novas e refundidas, livres do procedimento de soldagem;	79
5.2 - Médias de resistência à fadiga das ligas metálicas na condição de novas, submetidas ou não ao procedimentos de soldagem;	80
5.3 - Médias de resistência à fadiga das ligas metálicas na condição de refundidas, submetidas ou não ao procedimentos de soldagem;	82
5.4 - Médias de resistência à fadiga das ligas metálicas na condição de novas e refundidas, submetidas ao procedimento de soldagem;	83
5.5 - Fotomicrografia por microscopia eletrônica de varredura da liga Biosil nova, sem solda, fraturada com 6.617 ciclos (aumento de 50 X);	84
5.6 - Fotomicrografia por microscopia eletrônica de varredura da liga Dentorium nova, sem solda, fraturada com 4.467 ciclos (aumento de 100 X);	85
5.7 - Fotomicrografia por microscopia eletrônica de varredura da liga Stel-dent refund., sem solda, fraturada com 4.414 ciclos (aumento de 50 X);	85
5.8 - Fotomicrografia por microscopia eletrônica de varredura da liga Stel-dent refund., sem solda, fraturada com 2.308 ciclos (aumento de 100 X);	86
5.9 - Fotomicrografia por microscopia eletrônica de varredura da liga Stel-dent refundida, com solda, fraturada com 248 ciclos (aumento de 50 X);	86
5.10 - Fotomicrografia por microscopia eletrônica de varredura da liga Biosil refundida, com solda, fraturada com 1.251 ciclos (aumento de 500 X);	87
5.11 - Fotomicrografia por microscopia eletrônica de varredura da liga Biosil refundida, com solda, fraturada com 5.268 ciclos (aumento de 50 X);	87
5.12 - Fotomicrografia por microscopia eletrônica de varredura da liga Dentorium nova, com solda, fraturada com 1.024 ciclos (aumento de 50 X).	88

### III - LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS:

<b>ABREVIATURAS E SIGLAS:</b>	<b>SIGNIFICADO:</b>
%	por cento;
°	grau;
° C	grau Celcius;
±	mais ou menos;
α	ângulo de curvatura;
A.D.A.	Associação Dentária Americana;
arctg	arco tangente;
Be	berílio;
C	carbono;
c/	com;
cm	centímetro;
Co	cobalto;
Co.	companhia;
Cr	cromo;
Dr.	doutor;
D.M.S.	diferença mínima significativa;
et al.	et alli;
Fe	ferro;
G.L.P.	gás liquefeito de petróleo;
kg	kilograma;
kgf	kilograma força;
kg/cm <sup>2</sup>	kilograma por centímetro quadrado;
Ltda.	Limitada;
µm	micrometro;
mm	milímetro;
Mo	molibdênio;
NBR	Norma Brasileira;
nº	número;
Ni	níquel;
nm	nanometro;
m <sup>3</sup> /h	metro cúbico por hora;
N/mm <sup>2</sup>	Newton por milímetro quadrado;
Num.	número;

**ABREVIATURAS E SIGLAS:**

p<0,05

p>0,05

Pb

Prof.

P. V. C.

Repet.

r.p.m.

s/

S.A.

Si

Sn

tg

trat.

U.S.A.

**SIGNIFICADO:**

probabilidade menor que 5 por cento;

probabilidade maior que 5 por cento;

chumbo;

professor;

poli-vinil cloreto rígido;

repetições;

rotação por minuto;

sem;

Sociedade Anônima;

silício;

estanho;

tangente;

tratamento;

Estados Unidos da América.

1. *Introduction*

2. *Methodology*

RESUMO

## **RESUMO:**

O objetivo deste trabalho foi avaliar a resistência à fadiga das ligas do sistema Co-Cr (Steldent, Dentorium e Biosil), utilizadas na condição de novas e refundidas, submetidas ou não ao procedimento de soldagem convencional.

Para cada uma das ligas avaliadas, quarenta amostras cilíndricas com diâmetro de 1,7 mm foram obtidas por fundição odontológica, utilizando maçarico à oxigênio e acetileno. Vinte amostras foram obtidas com liga nova e outras vinte pela mistura de partes iguais de liga nova e liga previamente fundida.

O procedimento de soldagem foi realizado em vinte amostras de cada uma das ligas, dez novas e dez refundidas. No processo, foi utilizada liga de solda à base de Co-Cr, fundida por meio de maçarico à oxigênio e gás (G.L.P.). Foi padronizada uma distância de 0,3 mm entre as extremidades das amostras a serem soldadas, as quais foram usinadas para obtenção de geometria cônica (ponta de lápis).

O ensaio de resistência à fadiga foi conduzido numa máquina de cargas cíclicas AMSLER (Alfred J. Amsler & Co. - Shaffhausen - Schaweis - Switzerland), regulada com carregamento constante de tração de 1 kg, com as amostras solicitadas à flexão por ciclo oscilatório de 2º para cada lado. Após a fratura, o número de ciclos era registrado e a superfície de fratura analisada sob microscopia eletrônica de varredura (M.E.V.).

Com base nos resultados obtidos, verificamos que: 1-Na condição de novas, a liga Biosil mostrou-se superior estatisticamente às ligas Steldent e Dentorium, as quais foram semelhantes estatisticamente entre si; 2- Para as três ligas ensaiadas na condição de novas, as amostras submetidas ao procedimento de soldagem foram estatisticamente semelhantes e inferiores às livres de solda; 3-Quando refundidas, a liga Steldent foi semelhante estatisticamente às ligas Dentorium e Biosil, a qual mostrou superioridade estatística em relação à liga Dentorium; 4- Para as três ligas ensaiadas na condição refundidas, as amostras submetidas ao procedimento de soldagem foram estatisticamente semelhantes e inferiores às livres de solda; 5-Não houve diferenças estatisticamente significantivas entre as amostras obtidas pela fusão de partes iguais de liga nova e liga refundida e aquelas oriundas exclusivamente de liga nova, soldadas ou não.

- 1-Prótese dentária parcial removível;
- 2-Ligas;
- 3-Fadiga de metais;
- 4-Solda e soldagem.

## INTRODUÇÃO

## 1 - INTRODUÇÃO:

No Brasil, a média de dentes cariados ou com extração indicada, na faixa etária de 20 a 24 anos, segundo **PINTO**<sup>52</sup>, 1993, é de 5,2 por pessoa. A perda deste elevado número de elementos dentais possibilita a incidência de espaços protéticos extensos, muitas vezes com indicação para próteses parciais removíveis.

Este tipo de reabilitador protético muco-dento-suportado é composto de uma infra-estrutura metálica (conectores e retentores) e de uma supra-estrutura acrílica (sela e dentes artificiais). Até a década de vinte, a infra-estrutura era confeccionada em liga de ouro. O preço elevado deste elemento no mercado internacional propiciou o desenvolvimento de ligas alternativas compostas de metais não nobres, almejando as propriedades físico-químicas desejáveis das ligas áureas e as técnicas de manufaturas de aparelhos protéticos até então desenvolvidas.

Na tentativa de substituir as ligas de ouro na confecção de infra-estruturas de próteses parciais removíveis, **ERDLE & PRANGE**<sup>29</sup>, em 1929, desenvolveram técnicas de fundição odontológica para uma liga à base de Co-Cr (Estelita), utilizada na indústria automobilística, nomeando-a Vitallium.

Mais tarde, em 1943, **PAFFENBARGER et al.**<sup>51</sup> compararam as ligas de Co-Cr existentes no mercado com as ligas de ouro e mostraram que estas ligas alternativas apresentavam propriedades como resistência à corrosão, dureza, resistência mecânica e à abrasão semelhantes ou até mesmo superiores às das ligas de ouro sendo, portanto, passíveis de substituí-las.

Apresentando a liga à base de Co-Cr Vitallium como possível substituta das ligas de ouro na confecção de infra-estruturas de aparelhos protéticos parciais removíveis, **SMITH**<sup>54</sup>, em 1948, aconselhou o emprego do maçarico à oxigênio e acetileno como fonte de calor, já que a temperatura da zona de fusão girava em torno de 1.370 °C e do revestimento especial aglutinado por silicato de etila, como forma de compensar a grande contração real de fundição inerente a estas ligas (**EARNSHAW**<sup>25</sup>, 1958).

Em 1949, **LANE**<sup>42</sup> constatou que as fundições com ligas de Co-Cr, eram cinco vezes mais numerosas do que as confeccionadas com ligas de ouro, provavelmente devido a algumas vantagens destas sobre as ligas áureas, como: melhor tolerância dos tecidos orais; manutenção do brilho e superfície polida; peso

específico de 8,9, contra 16,9 das ligas de ouro (alta resistência em estruturas delgadas); baixo custo; elevada dureza (manutenção do brilho sob situação de abrasividade); e, elevada rigidez (indicadas em situações clínicas diversas).

Em 1956, **EARNSHAW**<sup>26</sup> analisou metalograficamente as ligas de Co-Cr, encontrando uma estrutura dendrítica formada por uma matriz composta de solução sólida de Co-Cr, envolvida por ilhas de carbonetos. Confirmou a necessidade da utilização de fontes de calor elétricas ou maçarico à oxigênio e acetileno, assim como de revestimento aglutinado por fosfato de amônia e magnésio ou silicato de etila, como meio de compensar a grande contração de fundição e de evitar a ocorrência de porosidades. Alguns anos mais tarde, **LEWIS**<sup>44</sup>, em 1978, verificou que a estrutura dendrítica, semelhante a galhos de árvores, era devido às grandes variações de composição e de pontos diferentes de fusão entre os vários metais envolvidos no sistema. A presença de carbonetos após a solidificação, segundo **STRANDMAN**<sup>56</sup>, 1976, seria a responsável pela melhoria de inúmeras propriedades mecânicas das ligas de Co-Cr.

Um fato importante a ser considerado diz respeito ao procedimento, bastante difundido entre os técnicos, de reutilização das sobras de ligas de ouro fundidas, cujas variações nas propriedades mecânicas do remanescente obtido não são perceptíveis. Assim, desde que o desenvolvimento de novas técnicas e a utilização de ligas metálicas não nobres surgiram à partir do conhecimento adquirido com as ligas de ouro, os profissionais extrapolaram o procedimento de reutilização de sobras fundidas para as ligas à base de metais alternativos, dentre elas, as de Co-Cr.

Assim sendo, segundo **BOMBONATTI et al.**<sup>14</sup>, 1968, depois da refusão as ligas de Co-Cr podem sofrer aumento no grau de deformação permanente, talvez devido a uma alteração na composição. Para **HARCOURT**<sup>37</sup>, 1962, ocorre diminuição na resistência e fluidez com o aumento do número de refusões, o que seria compensado pela adição de 50 % de liga nova à liga previamente fundida. Já, de acordo com **HESBY et al.**<sup>41</sup>, 1980, as ligas de Co-Cr podem ser refundidas até quatro vezes, sem que ocorram alterações significativas em suas propriedades.

Apesar de possuir propriedades físicas desejáveis, as infra-estruturas dos aparelhos protéticos parciais removíveis podem falhar devido à ocorrência de fraturas. Autores como **HARCOURT**<sup>35</sup>, 1961; **MORRIS et al.**<sup>48</sup>, 1976; **LEWIS**<sup>45</sup>, 1978; **NOORT & LAMB**<sup>50</sup>, 1984; e, **BEN-UR et al.**<sup>12</sup>, 1986, descreveram que as

fraturas são decorrentes de defeitos estruturais (porosidades impostas por técnicas e fundição ou por inclusão de gases provenientes do maçarico), de ajustes mecânicos a frio, falta de cuidado do usuário na colocação e remoção dos aparelhos e má arquitetura da infra-estrutura metálica.

**EARNSHAW**<sup>27</sup>, 1961, acredita que muitos dos fracassos por fraturas ocorridos em infra-estruturas de aparelhos protéticos parciais removíveis são devido a trincas por fadiga metálica. Segundo **BATES**<sup>10</sup>, 1965, inclusões de fases e porosidades tendem a reduzir drasticamente a resistência à fadiga de infra-estruturas em Co-Cr.

Portanto, as situações onde ocorrem fraturas ou onde existe a necessidade da adaptação de conectores semi-rígidos de precisão em infra-estruturas metálicas, podem ser resolvidas com os procedimentos de soldagem, utilizados nas estruturas de ouro e que de acordo com **MUENCH**<sup>49</sup>, 1971, possuem resistência satisfatória. Por outro lado, nem sempre as soldagens em ligas alternativas são bem aceitas pelo meio científico. Autores, como **TOWNSEND et al.**<sup>62</sup>, 1983, afirmam que um terço das amostras em Co-Cr falham após terem sido soldadas, muitas delas, durante a manipulação prévia aos ensaios de resistência mecânica. Em contrapartida, **GUSTAVSEN et al.**<sup>33</sup>, 1989, mostraram que não existem diferenças na resistência a fraturas entre estruturas à base de Co-Cr submetidas ou não à soldagem.

De acordo com **ANGELINI et al.**<sup>2</sup>, 1989, o uso excessivo de fundente é o responsável pela considerável fonte de defeitos na união soldada, os quais promovem drástica redução nos valores de resistência. Ainda, segundo **HAWBOLT & MacENTEE**<sup>39</sup>, 1983, os defeitos estruturais dentro de uniões soldadas assumem a mais alta significância quando sob esforços cíclicos do que sob cargas estáticas.

Como visto, são evidentes as controvérsias existentes no meio odontológico com respeito à refusão de sobras de ligas previamente fundidas e da utilização dos procedimentos de soldagem de estruturas à base de Co-Cr fraturadas. Por estas razões, julgamos pertinente verificar a resistência à fadiga de ligas à base de Co-Cr, novas ou refundidas, submetidas ou não ao procedimento de soldagem.

## 2-REVISÃO DA LITERATURA

## 2 - REVISÃO DA LITERATURA:

Em 1943, **PAFFENBARGER et al.**<sup>51</sup> realizaram um trabalho onde descreveram diversas ligas utilizadas para restaurações odontológicas. Com relação às ligas de Co-Cr, concluíram que a proporção ideal para obtenção de valores satisfatórios de resistência, dureza, resistência à abrasão e perda de brilho era de 70 % de cobalto e 30 % de cromo, sendo que o aumento no conteúdo de cromo para proporções além de 30 %, ocasionava formação de composto intermetálico, tornando a liga excessivamente friável. Verificaram que elementos como o molibidênio, tungstênio e carbono também estavam presentes, sendo o último, responsável pela melhoria das propriedades mecânicas da liga. Confirmaram a necessidade de materiais e técnicas especiais para a fundição, como revestimento aglutinado por sílica ou fosfato e fontes de calor para temperaturas elevadas. Quando comparadas com as ligas de ouro, as ligas de Co-Cr apresentavam valores menores para resistência à tração, limite de escoamento e alongamento, embora com valores maiores no que dizia respeito à dureza e módulo de elasticidade. Considerando os tratamentos térmicos, as ligas estudadas mostravam comportamentos diferentes ao das ligas de ouro, não sendo passíveis de serem modificadas mecanicamente por estes artificios.

Em 1948, **SMITH**<sup>54</sup> efetuou um trabalho com a liga Vitallium, afirmando que esta era composta de 65% de cobalto, 30% de cromo e 5% de molibidênio. O autor demonstrou que a temperatura de fusão da liga estava em torno de 1.370 °C, aconselhando o emprego do maçarico à oxigênio e acetileno para sua fusão; o uso de fundente especial, como forma de impedir a oxidação; e, revestimento à base de silicato de etila, para o procedimento de fundição.

Em 1949, **LANE**<sup>42</sup> realizou uma retrospectiva das ligas metálicas odontológicas. Com relação às ligas de Co-Cr, o autor constatou que estas fundições eram cinco vezes mais numerosas do que as confeccionadas com as ligas de ouro. Atestou que os critérios desejáveis para a substituição do ouro por Co-Cr incluíam: poucas dificuldades técnicas de utilização; propriedades químicas que não produzissem efeitos patológicos ao operador e ao paciente e que possibilitassem

resistência à desintegração no meio bucal; propriedades físicas como resistência, temperatura de fusão, coeficiente de expansão térmica e condutividade térmica satisfatórias; e, custo baixo e disponibilidade em situações de emergências mundiais. O autor citou como vantagens destas ligas sobre as ligas áureas: melhor tolerância dos tecidos orais; manutenção do brilho e superfície polida; peso específico de 8,9 contra 16,9 das ligas de ouro, o que possibilitava alta resistência em estruturas delgadas; baixo custo; elevada dureza, que conduzia à manutenção do brilho sob situação de abrasividade; e, elevada rigidez, estando indicadas em situações clínicas diversas. Como desvantagens, o autor citou: necessidade de equipamentos caros e específicos; menor ductilidade que as ligas de ouro; impossibilidade de tratamento térmico; maior módulo de elasticidade; temperatura de fusão mais elevada e maior contração de fundição na solidificação, exigindo uso de revestimentos especiais; e, difícil acabamento e polimento. O autor ressaltou que o conteúdo de cromo era responsável pela resistência à oxidação; o carbono, ligeiramente solúvel na solução sólida de cobalto e cromo, era responsabilizado pelas propriedades mecânicas e resistência à corrosão; a presença de tungstênio tendia a estabilizar a liga, tornando as propriedades mecânicas mais uniformes de uma fundição para outra; o berílio agia como redutor da temperatura de fusão; o nitrogênio, presente em pequenas porcentagens, atuava semelhantemente ao carbono; a presença de magnésio tornava o comportamento da liga mais estável, implicando em mais resistência e ductilidade; e, que a substituição de porcentagens de cobalto por níquel, reduzia o custo, elevando os valores de ductilidade. O autor afirmou, ainda, que o tamanho granular destas ligas estava diretamente relacionado com a temperatura do molde e do metal, ocorrendo aumento no tamanho granular, tornando a liga mais fraca e dúctil. Ligas de diferentes tamanhos granulares apresentavam variação de 50% na ductilidade e pequena variação na resistência. Variações na temperatura tinham efeito adicional sobre o espaçamento de carbonetos. Um aumento da temperatura do molde, conduzia ao aumento do espaçamento entre carbonetos, sendo que a variação na temperatura da liga não afetava este fenômeno. O espaçamento entre carbonetos alterava a ductilidade, pouco agindo sobre a resistência do material. O autor concluiu que em se considerando apenas o custo, não havia razão de se substituir uma liga nobre por uma não nobre.

Em 1956, **EARNSHAW**<sup>26</sup> efetuou uma coletânea de dados com relação às ligas de Co-Cr, confirmando que estas ligas formavam uma solução sólida de aproximadamente 70 % de cobalto e 30 % de cromo, podendo haver limitada substituição do cobalto por níquel, conduzindo, desta forma, a uma diminuição na temperatura de fusão. Estas ligas eram compostas por 5 % de carboneto de tungstênio e molibidênio, sendo que o conteúdo de carbono presente, exercia efeito crítico sobre a dureza e resistência. Segundo o autor, as ligas de Co-Cr consistiam de uma estrutura dendrítica formada pela matriz composta de solução sólida de Co e Cr, envolvida por pequenas ilhas de carbonetos. A medida em que o conteúdo de carbono aumentava, a estrutura interdendrítica de carbonetos tornava-se contínua e demasiadamente friável; a medida em que o tamanho destas ilhas de carbonetos aumentava, sem que ocorresse continuidade entre elas, maior era a resistência; e, a medida em que o espaçamento entre elas aumentava, maior era a ductilidade. Com o aumento no tamanho granular, ocorria diminuição na resistência e aumento na ductilidade. Quando comparadas com as ligas de ouro, as ligas de Co-Cr possuíam menor resistência à tração e à fadiga e maior módulo de elasticidade, sendo mais susceptíveis à deformação permanente. Possuíam aproximadamente a metade do peso específico, além de maior dureza e resistência à abrasão. Estas ligas apresentavam alta temperatura de fusão e grande contração de fundição. Contudo, necessitavam de revestimento aglutinado por fosfato ou silicato, devido a liberação de compostos sulfúricos quando o sulfato de cálcio era utilizado como aglutinante do revestimento, levando à ocorrência de porosidades. Para a fusão da liga, devia ser utilizada chama redutora de maçarico à oxigênio e acetileno, ocorrendo, desta forma, pequeno aumento no conteúdo de carbono que conduzia ao aumento na resistência mecânica. Porém, o super-aquecimento na fusão da liga, promovia aumento granular e diminuição nas propriedades físicas. Para a fusão, podiam ser utilizados também o arco de carbono ou argônio, forno com resistência de carboneto de silício ou indução de alta frequência. Devido à técnica de fundição exigir equipamento específico e controle de diversas condições, a utilização das ligas de Co-Cr limitava-se a técnicos especializados.

Em 1958, **EARNSHAW**<sup>25</sup> definiu como contração de fundição aparente, a máxima contração que podia ocorrer durante a fundição de uma

determinada liga. Afirmou que a contração térmica da liga durante a solidificação, era compensada pela adição de metal líquido fornecido pelos condutos de alimentação e câmara de compensação, cuja contração aparente era igual à contração da liga quando do resfriamento a partir da temperatura de *solidus* para a temperatura ambiente. Definiu também como contração real de fundição, aquela que realmente ocorria durante o processo. Constatou que a contração real era menor que a contração aparente, devido a fatores como a fricção no entrelaçamento entre a liga e a superfície do molde que podia ocasionar distorções no processo, principalmente nos primeiros estágios do resfriamento, momento em que a liga apresentava-se com alta ductilidade. Outro fator seria a solidificação prematura de porções da fundição, responsável pela contração, que seria compensada pelo metal líquido fornecido pelos condutos e porções não solidificadas. O autor definiu também como contração final de fundição como sendo a diferença entre a contração real de fundição e a compensação provida pela expansão do revestimento. O autor determinou a contração real de fundição de ligas de Co-Cr (Wisil, Croform, Nobilium, Svedion e Virillium), utilizando um dispositivo que consistia de um tubo de aço inoxidável de 6,98 cm de diâmetro por 6,35 cm de altura. Duas perfurações com roscas internas diametralmente opostas foram executadas nas paredes do tubo, providas de tampões maciços rosqueáveis de 1,65 cm de diâmetro por 2,51 cm de comprimento. Outros dois tampões com orifícios internos foram confeccionados com dimensões idênticas aos primeiros, porém com orifícios internos onde eram acopladas hastes de 0,31, 0,63 ou 0,95 cm de diâmetro por 6,35 cm de comprimento. Ao tubo metálico foi adaptada uma base formadora de cadinho de formato cônico. Foram utilizados dois tipos de revestimento (Baker e Virillium), cujos moldes foram aquecidos às temperaturas de 500 e 600 °C, seguido pelo resfriamento à temperatura ambiente, antes do procedimento de fundição. O autor concluiu que a contração real de fundição era afetada pela resistência do revestimento, onde quanto maior a rugosidade superficial do molde, menor a contração da liga. Outro fato seria a dimensão da fundição, onde padrões com menor volume, portanto com menor área de superfície, apresentavam maior contração.

Em 1958, TAYLOR *et al.*<sup>60</sup> avaliaram as propriedades físicas de seis ligas comerciais à base de Co-Cr, em amostras com formato de halteres, apresentando 12 a 24 passos de roscas nas extremidades. O método de enceramento e fundição

seguiu os normalmente utilizados em laboratórios de produção. O ensaio de resistência à tração foi conduzido em um aparelho pendular regulado à velocidade de 0,05 cm por minuto. A deformação foi avaliada por um extensômetro ótico Tuckerman. Os autores avaliaram, além da resistência à tração, o módulo de elasticidade, limite de escoamento e alongamento. A dureza Rockwell das amostras foi determinada, com auxílio de um durômetro. Para a determinação da temperatura de *liquidus* foi usado um par termo-elétrico de platina. Os autores verificaram que o módulo de elasticidade situava-se em 2.003.550 kg/cm<sup>2</sup>, aproximadamente o dobro do das ligas de ouro. Verificaram que o limite de escoamento estava em torno de 4.921 kg/cm<sup>2</sup> e a resistência à tração, em torno de 738 kg/cm<sup>2</sup>. Os autores verificaram, ainda, variações nas propriedades entre as diferentes ligas ensaiadas e entre as diferentes amostras de uma mesma liga, obtidas de fontes distintas. Estas variações, segundo eles, eram resultado de fatores como aquecimento, posição e arranjo dos condutos de alimentação e técnicas de fundição. Além dos fatores citados, a tendência à formação de grãos grandes e de diâmetros próximos aos das amostras, com orientações distintas e com possibilidade de apresentarem anisotropia, eram fenômenos que podiam causar resultados discrepantes. Além disto, os autores notaram valores de dureza mais elevados na porção central das amostras, em comparação com as extremidades, talvez devido ao tratamento mecânico conferido durante o ensaio de tração ou devido a diferenças estruturais nas duas regiões, ocasionada por diferentes velocidades de resfriamento. Os valores baixos de alongamento podiam ser insuficientes para causar tratamentos mecânicos nestas ligas, exceto na região mais próxima à fratura, reforçando o raciocínio de que as diferenças nos valores de dureza eram causadas pela distribuição de grãos e micro-constituintes. Além disto, os autores concluíram que as amostras podiam ser avaliadas quanto a dureza, após terem sido solicitadas em ensaios de tração, sem que erros fossem induzidos. Finalmente, com 60 % de cobalto, a temperatura de *liquidus* girava em torno de 1.404 a 1.454 °C, sendo que com 43,5 %, em torno de 1.290 °C.

Em 1960, **HARCOURT**<sup>36</sup> avaliou as alterações sobre a estrutura de ligas de Co-Cr fundidas, causadas pelas diferentes composições da mistura oxigênio e acetileno e pelas diversas distâncias entre a extremidade do maçarico e a liga. Para isto, utilizou dois tipos de amostras confeccionadas com a liga Croform 4: uma

medindo 1,90 por 1,27 por 0,07 cm e a outra, medindo 1,90 por 0,19 por 0,38 cm. Os padrões foram incluídos em anel metálico forrado com amianto, utilizando revestimento à base de silicato de etila. Três tipos de chama foram utilizadas no estudo: chama neutra, contendo uma mistura de 1,75 kg/cm<sup>2</sup> de oxigênio e 3,51 kg/cm<sup>2</sup> de acetileno; chama carborizante contendo 1,40 kg/cm<sup>2</sup> de oxigênio e 3,51 kg/cm<sup>2</sup> de acetileno e chama oxidante contendo 2,10 kg/cm<sup>2</sup> de oxigênio e 3,51 kg/cm<sup>2</sup> de acetileno. Cada tipo de mistura de chama foi avaliada de acordo com a distância mantida entre a extremidade do maçarico e o cadinho (5, 8 e 10 cm). Foram utilizados cadinhos especiais com pares termo-elétricos que permitiam a verificação da temperatura da liga em cada fundição. Em todas as fundições foi utilizada máquina de fundição com centrífuga vertical. Foram realizadas avaliações quanto à ocorrência de porosidades através de raios X, além de fotomicrografias, após polimento metalográfico, das secções obtidas em todas as amostras. O autor concluiu que: a inclusão de gases podia ser evitada pelo posicionando adequado da chama do maçarico, que devia estar a 10 cm de distância; os efeitos das chamas carborizante e neutra sobre a estrutura das fundições eram influenciadas pela distância da chama até o cadinho; e, as porosidades eram prevenidas evitando inclusão de partículas de revestimento, além de óxidos e fuligem no cadinho.

Em 1961, ASGAR & PEYTON<sup>4</sup> determinaram as propriedades físicas de ligas de Co-Cr assim como a influência de variáveis de fundição, relacionando os resultados com a micro-estrutura. Os autores confeccionaram hastes com formato de halteres com a liga Stellite 21, medindo 3,49 cm de comprimento por 0,22 cm ± 0,025 cm de diâmetro, contendo 12 a 24 saliências nas extremidades. Para o processo de fundição, utilizaram revestimento aglutinado por fosfato e máquina de fusão eletrolítica com pirômetro óptico acoplado. Após o término da fundição, o molde de revestimento era deixado resfriar à temperatura ambiente, quando as amostras eram desincluídas e jateadas. Os ensaios de alongamento, foram feitos em máquina de teste universal, regulada com velocidade de 0,05 cm por minuto e equipada com extensômetro para verificação da deformação. Após a fratura, as amostras foram analisadas metalograficamente. Os autores avaliaram as seguintes condições: 1) metal fundido a 1.426,7 °C com temperatura

do molde a 871,11 °C e deixado resfriar à temperatura ambiente em ar; 2) metal fundido a 1.426,7 °C com temperatura do molde a 704,44 °C e deixado resfriar à temperatura ambiente em ar; 3) metal fundido a 1.537,8 °C, molde a 871,11 °C e resfriamento em temperatura ambiente; 4) condição igual ao item número 1, com tratamento térmico em forno a 871,11 °C por 1 hora e resfriamento rápido. Os autores avaliaram também as variações no comprimento das amostras, constituindo assim os seguintes grupos, todos eles com temperatura da liga a 1.426,7 °C e temperatura do molde a 871,11 °C: 5) amostras com 3,17 cm; 6) com 0,95 cm; 7) com 0,63 cm; e 8) com 0,31 cm. Na última condição avaliada (grupo 9), os autores modificaram o grupo número 3, alterando a temperatura da liga para 1.648,9 °C, mantendo a do molde em 871,11 °C. Os autores concluíram que não ocorriam grandes variações na resistência à tração das amostras quando variavam a temperatura da liga, a temperatura do molde e o comprimento das amostras; a presença de micro-porosidades nas fundições não alterava significativamente a resistência à tração, apenas o alongamento; a utilização de temperaturas maiores na fusão da liga conduziam a um aumento no alongamento; ocorria um comprometimento superficial nas amostras fundidas em temperaturas elevadas, devido à reação ocorrida com o revestimento; e, que o tratamento térmico não melhorava as propriedades físicas da liga, ocorrendo uma alteração na aparência superficial das amostras.

Ainda em 1961, **ASGAR & PEYTON**<sup>5</sup> também avaliaram os efeitos da micro-estrutura sobre as propriedades físicas de ligas de Co-Cr. Confeccionaram 120 amostras com a liga de Co-Cr Stellite 21, de acordo com as recomendações da A.D.A., utilizando revestimento aglutinado por fosfato. As condições avaliadas por eles foram: 1) metal fundido a 1.426,7 °C com temperatura do molde a 871,1 °C e resfriamento à temperatura ambiente; 2) metal fundido a 1.426,7 °C, molde a 704,44 °C e resfriamento à temperatura ambiente; 3) metal fundido a 1.537,8 °C, molde a 871,11 °C e resfriamento à temperatura ambiente; 4) igual a condição número 1, com tratamento térmico das amostras em forno a 871,11 °C por 1 hora e resfriamento rápido em água. Após a verificação das propriedades físicas, as amostras foram analisadas metalograficamente e avaliadas as possíveis causas das fraturas. Os autores concluíram que: a micro-estrutura e as micro-porosidades tinham um efeito pronunciado sobre as propriedades físicas da

liga; amostras contendo carbonos esféricos e descontínuos apresentavam os maiores valores de alongamento, enquanto que amostras contendo carbonos contínuos ou áreas eutéticas mostravam redução nesta propriedade; e, maiores temperaturas de fusão resultavam na ocorrência de carbonos esféricos e descontínuos, aumentando o alongamento das amostras.

Em 1961, **HARCOURT**<sup>35</sup> analisou metalograficamente amostras fraturadas de estruturas de Co-Cr, cortando as secções que incluíam as áreas de fratura. As amostras foram analisadas em microscopia ótica, sendo posteriormente polidas metalograficamente, avaliadas quanto à ocorrência de inclusões, contração e porosidade, sendo, então, fotografadas. Foram posteriormente atacadas eletroliticamente e avaliadas no que diz respeito à fase de carbono, tamanho de grãos e estrutura dendrítica. O autor concluiu que: 1) em muitos casos, os defeitos na estrutura das fundições conduziam a fraturas; 2) o tamanho granular variava consideravelmente entre uma área de estrutura fina e outra de estrutura espessa; 3) muitas fraturas ocorriam no apoio oclusal, na junção com os braços do grampo; e, 4) os apoios oclusais tornavam-se mais resistentes a fraturas, quando eram confeccionados com secção esférica de diâmetro maior.

Ainda em 1961, **EARNSHAW**<sup>27</sup> avaliou a resistência à fadiga de uma liga de Co-Cr (Croform 4), em amostras medindo 3 mm de largura, 1 mm de espessura e 13 mm de comprimento. Os padrões de cera foram incluídos em revestimento aglutinado por silicato de etila e as fundições foram efetuadas com a liga à temperatura de 1.450 °C e o molde a 1.150 °C. Neste estudo foi utilizado um dispositivo que mantinha as amostras presas por uma das extremidades, enquanto a outra era movimentada ciclicamente. As amostras foram mantidas imersas em água a  $37 \pm 1$  °C, para que o comportamento da liga durante o teste fosse equivalente ao comportamento clínico. A deflexão das amostras foi avaliada através de um extensômetro acoplado à extremidade móvel, sendo submetida a 1.000 ciclos por minuto. Foram utilizadas trajetórias de 0,3 a 1,1 mm, sendo a deflexão calculada por um extensômetro e a solicitação das amostras, calculada por um dinamômetro, ambos, acoplados à máquina de ensaios. O teste foi conduzido através de deflexões flutuantes ao invés de constantes, simulando as condições bucais. Segundo o autor, muitas vezes

a solicitação excedeu o limite de escoamento do material, causando deformação permanente à amostra. O autor concluiu que eram obtidos valores elevados de resistência no início dos movimentos cíclicos, devido a liberação de esforços induzidos pelo jateamento de areia ou devido ao escoamento plástico das camadas externas das amostras, fenômenos que aumentavam os verdadeiros valores de fadiga em quantidades iguais àqueles liberados. Verificou, também, que ocorria um endurecimento da liga perto dos 2.812 kg/cm<sup>2</sup>, considerado o verdadeiro valor de resistência à fadiga, que não podia ser excedido.

Em 1962, **HARCOURT**<sup>37</sup> determinou as influências das refusões sobre as propriedades físicas de ligas de Co-Cr. Confeccionaram padrões de cera em forma de halteres para teste de resistência à tração, medindo 3,49 cm de comprimento. Um grupo de três padrões foi unido a um cone de metal de 5,08 cm de diâmetro, que provia um conduto de alimentação de 0,64 cm, sendo posteriormente incluídos em revestimento. Após a inclusão, os blocos de revestimento eram aquecidos em forno até a temperatura de 1.000 °C e fundidas com a liga de Co-Cr Croform 4, líquida através de maçarico à oxigênio e acetileno. A temperatura da liga fundida foi verificada por intermédio de um par termo-elétrico acoplado ao cadinho. O botão e conduto de alimentação remanescentes da fundição foram cortados em secções menores, possibilitando refusões até a 13ª geração. As fraturas ocorridas no teste de alongamento eram examinadas metalograficamente e fotomicrografadas. O autor concluiu que ocorria dificuldade de fusão das ligas após grande número de fundições, o que diminuía a fluidez e resistência. Tais ocorrências podiam ser evitadas pela adição de no mínimo 50 % de liga nova à liga previamente fundida.

Em 1962, **ASGAR & PEYTON**<sup>6</sup> observaram o comportamento de diferentes ligas de Co-Cr e ligas de ouro, quando submetidas a esforços de flexão. Devido a diferenças na velocidade de resfriamento, a qual poderia alterar a micro-estrutura da periferia, as amostras fundidas foram usinadas até as dimensões requeridas. Após a obtenção das dimensões adequadas, as amostras foram incluídas em material plástico e acabadas com sucessivas granulações de lixas de papel e polidas com escovas de pano. As amostras em Co-Cr foram atacadas eletroliticamente em solução de 2 % de ácido crômico como eletrólito. As amostras confeccionadas em

ouro foram condicionadas com uma mistura de cianeto de potássio e solução de persulfato de amônia. Após acabamento, polimento e condicionamento superficial, as amostras foram ensaiadas em um aparelho de micro-flexão de três pontos (Flinn), dois laterais, de apoio e um central, de execução de esforço. Os autores verificaram que a matriz das ligas de Co-Cr era dúctil, ao contrário das áreas eutéticas, que apresentavam características frágeis. As fraturas eram sempre iniciadas pelas fases eutéticas. Verificaram também que nas amostras que continham quaisquer tipos de porosidades, as fraturas eram iniciadas por estas áreas e que nas amostras livres destes defeitos, as fraturas iniciavam-se no limite granular. Com relação às ligas de ouro, os autores verificaram que não havia início de fraturas detectável, mas sim uma desintegração das amostras, devido a valores mais elevados de alongamento, em comparação com as ligas de Co-Cr.

Em 1963, **BATES**<sup>8</sup> realizou um estudo onde avaliou diversos aspectos de desenhos de grampos fundidos para próteses parciais removíveis, assim como as propriedades físicas das ligas, em amostras de secção retangular, medindo 1,52 por 2,54 por 30 mm de comprimento. Numa extremidade foi confeccionada uma pequena marca, onde um fio de aço inoxidável foi adaptado para a verificação da deflexão através de um microscópio comparador. O autor verificou que o desvio padrão era, no mínimo, igual ao dobro do verificado para as ligas de ouro, indicando uma grande variação nas propriedades ensaiadas. O autor avaliou também a deflexão dos grampos no limite proporcional, utilizando amostras como as anteriormente descritas, contudo, com 10 mm de comprimento e diferentes raios de curvatura. A máxima deflexão encontrada foi 0,170 mm, sendo um valor extremamente baixo, que podia comprometer a retenção dos grampos e exercer demasiada pressão nos dentes suportes. Verificou também que um aumento na curvatura, determinava uma diminuição na deflexão, fato compensado pelo aumento no comprimento do grampo.

**HARCOURT**<sup>34</sup>, em 1964, avaliou a variação na velocidade de resfriamento, após solidificação, além do efeito de tratamentos térmicos nas propriedades físicas de ligas de Co-Cr. Desta forma, confeccionou amostras com forma de halteres, indicados para avaliação de resistência à tração, medindo 3,49 cm de comprimento. Um grupo de três amostras foi incluído em revestimento,

aquecido até a temperatura de 1.000 °C. A fusão foi obtida com maçarico à oxigênio e acetileno, mantido afastado 10 cm da liga (Stellite). Além da avaliação da resistência à tração e da análise da micro-estrutura, foi também avaliado o tamanho granular e o tamanho das células. Os tratamentos impostos às amostras foram: grupo I - resfriamento: a) resfriamento rápido do molde em água; b) resfriamento lento sobre bancada, por 15 minutos; c) resfriamento lento sobre bancada, por 60 minutos; e, d) resfriamento lento em forno, por 24 horas; grupo II - aquecimento: a) liberação de esforços por aquecimento em forno até 850 °C, manutenção por 30 minutos e resfriamento lento no forno; b) envelhecimento com manutenção em forno por 5 horas a 850 °C; c) tratamento de solução por manutenção a 1.260 °C por 15 minutos seguido por resfriamento em ar; e, d) envelhecimento após tratamento de solução por 5 horas a 850 °C. O autor concluiu que o resfriamento rápido do molde contendo as fundições, reduzia a resistência à tração e aumentava a porcentagem de alongamento. O resfriamento lento, aumentava a resistência à tração e diminuía a porcentagem de alongamento. Tratamentos térmicos por aquecimento, provocavam aumento acentuado da resistência à tração e diminuição da porcentagem de alongamento. O resfriamento sobre bancada por 15 minutos, seguido de resfriamento rápido em água, promovia o melhor balanço entre as propriedades físicas avaliadas. A variação da micro-estrutura tinha relação com o tratamento térmico imposto. Nenhum dos tratamentos causava variações nas dimensões das fundições e o procedimento de polimento aumentava a dureza e a resistência à abrasão de fundições submetidas à tratamento térmico por aquecimento.

Em 1965, **CARTER & KIDD**<sup>16</sup> avaliaram a influência de variáveis de fundição sobre as dimensões e o acabamento de ligas de Co-Cr. Utilizaram padrões laminados em cera com formato em "U", medindo 22 mm na base, 25 mm de altura e 12 mm de extremidades, sendo de 10 mm a distância entre elas, obtidos a partir de matriz metálica. Os padrões apresentavam espessura de 0,4, 0,8 e 1,31 mm. Obtiveram também, padrões em forma de halteres, para confecção de amostras para avaliação de resistência à tração. Os anéis de fundição, medindo 70 mm de altura por 82 mm de diâmetro de base, eram ligeiramente expulsivos para auxiliar a remoção do molde. Os autores utilizaram revestimento espatulado manualmente e à vácuo. A temperatura de aquecimento foi elevada em 5° C por minuto até 970° C, utilizando a liga Springhard.

Para a fundição, foi utilizada fonte elétrica de calor, equipada com pirômetro à base de platina e revestido com sílica fundida, que possibilitava a verificação do efeito de variações de temperatura de fusão da liga sobre a contração. As medições das fundições eram realizadas com auxílio de um microscópio comparador e as dimensões prévias dos padrões, comparadas para determinação da contração. A rugosidade superficial das fundições era avaliada com auxílio de um rugosímetro Talysurf. Os autores verificaram que a contração era menor quanto era utilizada temperatura menor de fundição. Verificaram, também, que o aumento da temperatura de fundição resultava no aumento da rugosidade superficial. Os resultados indicaram, além disto, que quanto maior era a área superficial do padrão, maior a rugosidade superficial da fundição, talvez devido ao maior conteúdo de calor destas estruturas, que causariam fraturas da superfície do revestimento. Outro fato observado foi que o aumento da temperatura do molde resultava no aumento da rugosidade superficial. Concomitantemente, verificaram que ocorriam maiores aumentos dimensionais nas fundições, quando comparadas com os padrões, no momento em que utilizavam temperaturas mais elevadas na fusão da liga, sendo esta elevação independente das dimensões prévias. Quando o aumento de temperatura ocorria no molde, provocava aumento das dimensões das fundições. A geometria do molde também foi avaliada, utilizando anéis ou expulsivos ou de paredes paralelas, não ocorrendo diferenças entre eles. O posicionamento dos padrões no molde também foi avaliado, posicionando-os vertical ou horizontalmente, sendo que o último, trazia ligeiro aumento dimensional das fundições. Os autores concluíram que tanto a temperatura do molde como a da liga durante a fusão, deviam ser as mais baixas possíveis, além dos padrões serem o mais delgado possível.

Em 1965, **CARTER & KIDD**<sup>17</sup> avaliaram as influências de variáveis de fundição sobre a micro-estrutura e propriedades mecânicas em liga de Co-Cr. Confeccionaram amostras com formato de halteres com a liga Springhard, medindo 12,5 mm de comprimento por 3,2 mm de espessura, que foram submetidas ao teste de resistência à tração em máquina de teste universal. Os autores obtiveram fragmentos de amostras utilizadas no teste de resistência à tração, realizaram o polimento, ataque da superfície com ácido crômico a 2 % e observaram as amostras em microscópio ótico. Os autores verificaram que a diminuição da

temperatura de fusão do metal de 1.650 °C para 1.450 °C, ocasionava um aumento na resistência à tração das amostras, além de aumento na contração de fundição, diminuição do tamanho granular e obtenção de uma superfície mais lisa. Verificaram que a diminuição na temperatura do molde de 970 °C até a temperatura ambiente produzia um aumento na resistência à tração, aumento na contração de fundição, diminuição do conteúdo de carbono e tamanho granular e superfície mais lisa. Com a diminuição na secção transversa das amostras, ocorria diminuição no conteúdo de carbono e tamanho granular, aumento da resistência à tração e obtenção de superfície mais lisa.

Em 1965, **HARCOURT & COTTERILL**<sup>38</sup> avaliaram a utilização de fusão por indução elétrica em ligas nova e refundida à base de Co-Cr, comparando os resultados obtidos em relação à fusão por maçarico à oxigênio e acetileno. Os autores confeccionaram amostras em forma de halteres, medindo 3,49 cm de diâmetro. O bloco de revestimento com os padrões foi aquecido em forno até a temperatura de 1.000 °C. A fusão da liga (Croform 4) foi obtida em aparelho Willians de indução de alta frequência e a zona de fusão foi determinada por dois operadores: um utilizava filtros de vidro escuro, observando a luz difusa oriunda das margens da liga e o outro, avaliava-a por intermédio de um pirômetro, calibrado para 1.450 °C. Análises metalográficas, incluindo tamanho de grãos e avaliação de inclusões também foram conduzidas. A liga foi refundida 12 vezes e analisada quanto a composição após 3, 6 e 12 fundições. Para avaliar a interferência da atmosfera, dois grupos de teste foram delineados: um, utilizando atmosfera de gás argônio e outro, gás acetileno, introduzidos no cadinho enquanto a liga estava sendo fundida. Os autores concluíram que: a indução de alta frequência produzia maior número de variações no tamanho granular, demonstrando que tamanhos menores diminuíam as propriedades mecânicas, talvez devido à presença de complexos de carbono; a resistência à tração e o limite de escoamento não diferiam significativamente quando da utilização de indução elétrica ou maçarico à oxigênio e acetileno, desde que não houvesse excessivas refusões; e, a fusão com indução elétrica em atmosfera inerte ou redutora, melhoravam as propriedades físicas das primeiras fusões.

Em 1965, **BATES**<sup>9</sup> realizou um levantamento relativo às propriedades mecânicas de ligas de Co-Cr e sua relação com o planejamento das próteses parciais removíveis. Analisou diversas propriedades, como o limite proporcional, onde verificou que as ligas de ouro submetidas ao tratamento térmico poderiam alcançar 5.624 kg/cm<sup>2</sup>, contra 4.218 kg/cm<sup>2</sup> das ligas de Co-Cr, o que contrariava a maioria das publicações até então. Verificou também que o limite proporcional obtido no teste de tração mostrava resultados inferiores àqueles avaliados em flexão. O autor verificou ainda, que o limite proporcional era influenciado pela secção transversa das estruturas, sendo que as de formato cilíndrico, registravam valores maiores. Segundo o autor, 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 secção circular ou semi-circular, com espessura decrescente da porção fixa para a extremidade. O autor afirmou que as estruturas em Co-Cr apresentavam a metade da deflexão fornecida pelas ligas de ouro. Verificou que três eram os fatores de influência no planejamento dos grampos: propriedades mecânicas das ligas; formato do grampo (comprimento, curvatura, secção transversa e angulação do corpo para a extremidade); e, deflexão do grampo causada por áreas retentivas. Com relação ao comprimento, verificou que este era diretamente proporcional à deflexão do grampo. Constatou, também, que a espessura e a largura do grampo eram grandezas inversamente proporcionais à deflexão e que a curvatura reduzia esta propriedade. As ligas de ouro suportando maior deflexão, podiam ser utilizadas em áreas de maior retenção. No que tange a fraturas por fadiga, o autor verificou que este limite estava acima do limite proporcional, entretanto, este fato poderia ocorrer, já que no período de dez anos, ocorriam no mínimo  $5 \times 10^6$  ciclos. Nas ligas de ouro, o limite de fadiga estava mais próximo do limite proporcional e que as porosidades reduziam este limite, em ambas as ligas. O autor afirmou que ligas de Co-Cr apresentavam menores valores de ductilidade que as ligas áureas, sendo esta propriedade significativamente influenciada por porosidades, não sendo modificadas mecanicamente.

Em 1965, **BATES**<sup>10</sup> realizou um estudo relativo a fraturas de próteses parciais removíveis através da determinação do limite de fadiga por flexão. Foram confeccionadas amostras com formato em halteres, semelhante às amostras para resistência à tração, mas com metade das dimensões originais. As amostras foram

incluídas em revestimento e fundidas com liga de Co-Cr (Croform) à temperatura de 1.050 °C, utilizando máquina de indução elétrica. Os anéis de fundição foram deixados resfriar à temperatura ambiente. As amostras foram examinadas quanto ao peso específico, comparando-as a lingotes quentes; quanto ao número e superfícies de inclusões, mediante a análise em microscópio Vickers; quanto a metalografia, analisando o tamanho de grãos e distribuição de carbono; e, finalmente, quanto a rugosidade de superfície, utilizando rugosímetro Talysurf. Para a avaliação da resistência à fadiga, as amostras foram submetidas a até  $5 \times 10^6$  ciclos com carga de até  $21 \times 10^3$  kg/cm<sup>2</sup>, em máquina de ensaios cíclicos, sendo acondicionadas em 100 % de umidade relativa e a 37 °C ou à temperatura ambiente. O esforço máximo foi calculado pela seguinte fórmula:  $P \times L / b \times d^3$ , onde  $P$  correspondia à força,  $L$  ao comprimento e  $b$  e  $d$ , referiam-se às dimensões da amostra. O autor concluiu que a resistência era menor quando as amostras estavam estocadas em meio corrosivo (37 °C e 100 % umidade relativa) e que os valores obtidos estavam acima do limite proporcional das ligas de Co-Cr, sugerindo que as estruturas com elas confeccionadas apenas fracassavam se houvesse ocorrência de inclusões ou porosidades.

Em 1965, **ELBERT & RYGE**<sup>28</sup> avaliaram o efeito de tratamentos térmicos sobre a dureza de ligas de Co-Cr (Ticonium). Confeccionaram padrões em cera medindo 1 por 9 por 15 mm, obtendo doze amostras em cada fundição e utilizando pares termo-elétricos e potenciômetro para controle de temperatura do molde e da liga, no momento da fusão. Amostras das mesmas fundições no estado bruto de fusão foram ensaiadas para determinação da dureza. Os tratamentos térmicos avaliados foram executados em forno, sob diferentes condições de tempo e temperatura. Quatro das 32 amostras confeccionadas, foram posicionadas em forno à temperatura de 500 °C por 15 minutos. Na remoção, duas delas foram imediatamente imersas em água e duas permaneceram resfriando sobre bancada. A temperatura do forno foi elevada em mais 100 °C e assim sucessivamente, até a temperatura máxima de 1.200 °C. Outros tratamentos foram conduzidos a 700 °C, com variações no tempo de permanência no forno. As amostras foram incluídas em resina e posteriormente avaliadas num aparelho de microdureza (Kentron). Os autores concluíram que não existiam valores de dureza com diferenças estatisticamente significantes entre

amostras no estado bruto e obtidas na mesma fundição. Verificaram que as propriedades ótimas eram obtidas com tratamento térmico a 700 °C, durante 30 minutos, enquanto que os valores mais baixos, eram obtidos quando a temperatura de tratamento aproximava-se da temperatura de *solidus* (próximo a 1.000 °C).

Em 1966, BATES<sup>11</sup> realizou um estudo relativo a fraturas de próteses parciais removíveis, avaliando o esforço funcional em infra-estruturas de Co-Cr. O autor 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. O primeiro era causado 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 que 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 eram as fraturas em grampos de oposição, possivelmente o limite proporcional não era alcançado, não havendo fratura por fadiga (acima do limite proporcional). O autor constatou que existiam divergências quanto à espessura desejável dos conectores. Utilizou extensômetros de silício conectados diretamente a um osciloscópio, em quatro pacientes distintos. O autor verificou que os esforços submetidos à barra lingual estavam em torno da metade do limite proporcional das ligas de Co-Cr, portando, abaixo do limite de fadiga. Em contrapartida, os esforços submetidos aos 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, poderia se submeter a um número de ciclos igual a  $5 \times 10^6$ , a colocação e remoção de uma prótese, fazia com que um grampo pudesse se submeter a um número relativamente baixo de ciclos, correspondente a 30.000. O autor 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.

Em 1966, **ALLAN & ASGAR**<sup>1</sup> verificaram a reação de ligas de Co-Cr com o revestimento. Utilizaram revestimento aglutinado por fosfato (Ceramigold) e líquido recomendado, selecionando os seguintes estágios para análise por refração de raio X: 1 - pó do revestimento; 2 - revestimento após o endurecimento; 3 - revestimento durante a queima; e, 4 - camada verde formada como produto de reação do revestimento utilizado com duas ligas avaliadas, Stellite 31 e 21. Durante o exame microscópico, verificaram três diferentes produtos de reação: camada verde, predominante; composto marrom avermelhado de cristais não aderidos; e, camada cinza, bastante delgada e posicionada entre a camada verde e o metal. Amostras de revestimento, contendo os produtos de reação foram incluídas em resina acrílica, polidas até a obtenção de uma superfície plana e analisadas quanto à composição. Para avaliarem se a resistência em altas temperaturas (união sílico-fosfato) era atingida a 280 °C, três amostras foram preparadas para cada temperatura - possíveis pontos de reação - e testadas quanto a resistência à compressão. Os autores concluíram que a camada verde, formava-se imediatamente à superfície do metal e continha muitos dos elementos metálicos disponíveis na liga. Verificaram que manganês e cromo difundiam-se rapidamente para fora e eram encontrados na camada verde. Da mesma forma, ocorria com o cobalto, no entanto, não na mesma proporção com que este estava presente na liga metálica. Verificaram que as áreas marrons avermelhadas mostravam uma reação do cromo e manganês com cálcio (presente como impureza).

Em 1968, **ASGAR & ALLAN**<sup>3</sup> estudaram a micro-estrutura e propriedades físicas de ligas para próteses parciais removíveis. Os autores utilizaram as ligas à base de Co-Cr Vitallium e Stellite 21, classificadas como tipo I, e as ligas Nobilium, liga experimental Martin e Ticonium 50, classificadas como tipo II. Utilizaram ainda, ligas à base de aço inoxidável Vicking Steel 17-4 e Vicking Steel 17-7, classificadas como tipo III. Além disto, utilizaram nesta investigação, ligas modificadas, onde grande conteúdo de cobalto foi substituído por níquel, ferro ou ambos, sendo elas a Ticonium 100 e Multnet. Foram confeccionadas amostras em hastes para ensaio de tração, de acordo com a especificação número 14 da A.D.A.,

incluídas em revestimento aglutinado por silicato de etila e fundidas ao ar, após aquecimento até 871,1 °C. A liga Ticonium 100, foi incluída em revestimento aglutinado por sulfato de cálcio e as ligas Vitallium e Stellite 21, foram fundidas utilizando atmosfera de gás argônio. As superfícies das amostras no estado bruto de fusão foram analisadas e limpas previamente aos ensaios. Utilizaram a máquina de ensaios universal Riehle para determinação da resistência máxima à tração, limite de escoamento e alongamento. Após os ensaios, as amostras fraturadas foram incluídas em material plástico para exame metalográfico, utilizando duas secções de cada uma das hastes, uma delas imediatamente após a área de fratura e outra, de secção longitudinal. Após incluídas, as amostras foram polidas utilizando carboneto de silício durante o acabamento mais fino, além de alumina em rodas de polimento. As amostras foram atacadas superficialmente e analisadas quanto a distribuição de carbonetos e aparência de outras fases, sendo os achados, correlacionados com as propriedades físicas. Os autores concluíram que o tamanho granular de todas as ligas era grande. Verificaram que em algumas ocasiões, diferenças nas propriedades encontradas, não concordavam com as descritas pelos fabricantes, isto devido a recomendações de técnicas de fundição inapropriadas. Concluíram que mais estudos eram necessários para determinação de variáveis significantes de técnicas de fundição, além de ser necessária a verificação das ligas mais apropriadas para uso odontológico.

Em 1968, **BOMBONATTI et al.**<sup>14</sup> avaliaram a influência de refusões sobre a resistência a flexões sucessivas de ligas de Co-Cr (Vitallium, Dentallium e Stern). Foram confeccionadas amostras de forma cilíndrica medindo 1,5 mm de diâmetro por 4,5 cm de comprimento, utilizando ligas novas ou que sofreram 1, 2 ou 3 refusões. Para a avaliação da resistência a flexões sucessivas foi utilizada uma máquina Amsler. No ensaio, as amostras eram presas por suas extremidades e submetidas a uma carga de tração constante de 1 kg, sendo a seguir forçadas a um movimento oscilatório, ficando uma das extremidades livre. As oscilações eram realizadas em ângulos de 7 ° para ambos os lados, sendo assim dobradas sobre um mordente fixo de 0,5 mm de raio de curvatura. A avaliação dos resultados foi realizada computando-se o número de flexões sucessivas até a ruptura das amostras. Os autores concluíram que todas as ligas analisadas sofriam alterações em sua resistência a flexões sucessivas quando submetidas a uma ou mais fusões, ocorrendo

diferenças entre as ligas envolvidas. Na primeira refusão, todas as ligas tinham um aumento pronunciado na resistência a flexões sucessivas, podendo este aumento intensificar o grau de deformação permanente, e, que com as refusões, parecia existir uma alteração na composição das ligas originais, não sendo recomendável a utilização exclusiva de ligas que já tenham sido fundidas previamente.

Em 1971, **MUENCH**<sup>49</sup> avaliou as propriedades mecânicas decorrentes de soldagem de ligas odontológicas com baixo conteúdo de ouro (35, 45 e 55%). Para a avaliação da resistência das uniões soldadas, confeccionou hemi-seções correspondentes a metade de corpos de prova de formato em halteres. Estas amostras eram mantidas alinhadas por meio de cera e incluídas em revestimento. Após a presa do revestimento, o bloco era colocado sobre bico de Bunsen para desidratação, secagem e aquecimento. A soldagem seguiu os procedimentos usados rotineiramente. Após 3 minutos do término da soldagem, o bloco foi resfriado em água. Dois tipos de soldas foram utilizadas: ligas de ouro 18 e 20 quilates. Do total de 24 amostras, metade foi submetida a tratamento térmico endurecedor a 400°C por 15 minutos. Como meio de avaliar a influência do aquecimento sobre as ligas durante a soldagem, o autor determinou a dureza Brinell de todas as amostras, em locais distantes da região soldada. O autor concluiu que: o tratamento térmico endurecedor não influíu a resistência à tração das uniões; o tipo de solda não influenciava a resistência; a liga contendo 35% de ouro apresentava resistência menor que as demais; o tratamento térmico endurecedor e o tratamento conferido pelo processo de soldagem não coduzia à maior dureza das amostras; e, que durante o processo de soldagem, com resfriamento lento do revestimento, as ligas avaliadas sofriam tratamento térmico endurecedor e aumento de resistência à tração.

Em 1974, **BERGMAN et al.**<sup>13</sup> compararam algumas propriedades químicas e físicas das ligas de Co-Cr Niranium NN (sem níquel) e Vitallium. Para obtenção das amostras, os autores utilizaram revestimento aglutinado por silicato de etila, seguindo as recomendações dos respectivos fabricantes para os ciclos de aquecimento. Utilizaram uma máquina de fundição Temp-co-matic e maçarico à oxigênio e acetileno. Dez amostras de cada liga foram resfriadas em água por 15 minutos e a outra metade por 60 minutos, logo após a fundição. As amostras

continham dois formatos distintos: para análise química e microscópica, retângulos de 6 por 6 por 3 mm e para ensaio de resistência à tração, amostras com formato em halteres, segundo a especificação número 14 da A.D.A. Duas amostras das confeccionadas para análise química e microscópica foram avaliadas quimicamente, sendo as demais, incluídas em resina, condicionadas com solução de ácido crômico a 2 % seguida por solução de permanganato alcalino e submetidas a espectometria por absorção atômica. O conteúdo de carbono foi avaliado por combustão. As amostras destinadas ao ensaio de resistência, foram inspecionadas por raio X em dois planos perpendiculares e ensaiadas em máquina Zwick Zugprüfungsmachine, regulada com velocidade de 20 mm por minuto. Os gráficos de deformação foram anotados e as superfícies de fratura foram colocadas juntas para determinação da porcentagem de alongamento. Ensaio de dureza Vickers foi realizado em cada uma das amostras destinadas ao ensaio de resistência mecânica. Micro-estruturalmente, os autores verificaram a estrutura dendrítica típica, tamanho e forma granular uniformes. Diferentes tipos de formação de carbonetos foram evidenciados, alguns irregulares ou de formato esférico e descontínuo. Zonas eutéticas escuras foram, algumas vezes, detectadas próximas ao limite granular. Não verificaram diferenças no tamanho granular entre as duas ligas e entre os dois tempos de resfriamento, embora as amostras resfriadas por 15 minutos, tivessem mostrado menor quantidade de zonas eutéticas e carbonetos mais descontínuos e esféricos. Algumas estruturas carboníticas mostraram coloração marrom (provavelmente contendo cobalto e molibidênio), outras variaram de amarelo claro para escuro (cobalto e molibidênio) e finalmente, outras que variaram de vermelho ao verde ou de amarelo ao azul (contendo cobalto, cromo e molibidênio). Os autores concluíram que não havia diferenças entre as ligas em termos das propriedades físicas, químicas e micro-estruturas estudadas. Concluíram também, que após 60 minutos de resfriamento, o exame microscópico revelava aumento de zonas eutéticas ao redor dos limites granulares, podendo conduzir a alterações nas propriedades mecânicas, principalmente o alongamento.

Em 1974, LAUTENSCHLAGER *et al.*<sup>43</sup> estudaram alguns dos fatores que determinavam a resistência de uniões soldadas, como o tamanho da área de solda, velocidade de deformação e perfeição da interface metal-liga de solda, tentando sugerir meios para melhorar as características de resistência. Para tal,

utilizaram hastes de aproximadamente 25 mm de comprimento, obtidas pela técnica de fundição por eliminação de cera, com uma das seguintes ligas metálicas: latão, liga de solda com 60% Pb e 40% Sn, 4 ligas de ouro para fundição e 2 ligas de ouro para soldagem, de diferentes graus de pureza. As amostras foram ensaiadas quanto a resistência à tração em uma máquina de teste universal Instron. Após a determinação das propriedades dos materiais separadamente, os autores conduziram os testes de resistência das uniões resultantes de combinações das ligas. Foram confeccionadas soldas em hastes de latão com 3 mm de diâmetro por 25 mm de comprimento, após acabamento e polimento das extremidades, utilizando liga de solda composta de 60% Pb e 40 % Sn, por intermédio de ferro elétrico e fundente não ácido. Para o procedimento de soldagem, as amostras foram posicionadas em um bloco em forma de "V", confeccionado em revestimento, sendo que para o teste de tração, foram posicionadas em máquina de teste universal Instron. Outros testes foram conduzidos em amostras confeccionadas com uma das 4 ligas de ouro utilizadas no trabalho, variando as ligas de solda, que se apresentavam com dois níveis de pureza. Os autores concluíram que uniões soldadas delgadas eram críticas, devido a grande concentração de porosidades. Em uniões soldadas com liga de ouro, devido à semelhança de constituintes, a resistência era influenciada pelas propriedades do material e pelas uniões livres de porosidades. Verificaram, também, que as uniões soldadas apresentavam aumento na resistência se houvesse uma grande diferença na composição entre os materiais envolvidos.

Em 1974, **SOUZA**<sup>55</sup> afirmou que um metal rompia-se por fadiga quando a tensão cíclica aplicada a ele tivesse uma flutuação suficientemente grande, sendo maior que um valor característico de cada metal, denominado limite de fadiga, podendo ser utilizados no ensaio, a própria peça ou um protótipo, produtos acabados ou corpos de prova usinados. Pequenas variações nas dimensões dos corpos de prova quase não altevam os resultados dos ensaios. Grandes amostras apresentavam limite de fadiga mais baixos, devido ao gradiente de tensões. A fadiga era bastante influenciada pela concentração de tensões. A superfície mal acabada, contendo irregularidades atuantes como entalhes, aumentavam a concentração de tensões, resultando em tensões residuais que diminuíam a resistência à fadiga. As rupturas por fadiga, praticamente, começavam na superfície, já que a aplicação de cargas de flexão

ou torção induziam a tensões máximas nesta região. A influência do acabamento superficial era maior quanto mais alto fosse o limite de resistência do material. Para as condições de ensaio em laboratório, o efeito da velocidade de aplicação dos ciclos de carga era praticamente desprezível. O meio de armazenagem exercia efeito pronunciado devido à ação corrosiva e modificação estrutural. A variação de tensão durante o ensaio, modificava o comportamento do material. A sobretensão (ensaio em tensão superior ao 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. 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, sendo que as duas primeiras tomavam praticamente todo o tempo do ensaio. A ruptura era sempre acompanhada por deformação plástica localizada principalmente em cantos vivos, entalhes, inclusões, vazios, trincas 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.

Em 1976, **STRANDMAN**<sup>56</sup> avaliou a influência de diferentes conteúdos de carbono sobre as propriedades mecânicas de ligas de Co-Cr. As amostras utilizadas apresentavam formato de halteres, medindo 50 mm de comprimento total, 8 mm de diâmetro nas extremidades e 8 mm de comprimento por 4 mm de diâmetro em sua porção central. Para avaliar a influência da variação do conteúdo de carbono foram utilizadas chamas com 48 a 56 % de acetileno. Após a fundição, os condutos de alimentação foram cortados e medidas de níveis de carbono e dureza, realizados nas secções. As amostras foram ensaiadas em máquina de tração e a deformação e o alongamento de cada uma foram avaliados, assim como a superfície de fratura, que foi examinada metalograficamente. O autor concluiu que: 1) quando o conteúdo de carbono aumentava, também aumentavam a dureza, o limite de escoamento e a resistência à tração, ocorrendo diminuição no

alongamento da liga; 2) o aumento nas propriedades mecânicas podia ser considerado benéfico; 3) a diminuição no alongamento limitava a utilização da liga em Odontologia; e, 4) o método de fundição utilizado, não aumentava o conteúdo de carbono na liga.

Ainda em 1976, **STRANDMAN**<sup>57</sup> avaliou a influência de tratamentos térmicos sobre ligas de Co-Cr. As amostras foram tratadas termicamente através de um dos três tipos de procedimentos: por envelhecimento a altas temperaturas, tratamento de solução (até dissolução do precipitado na matriz) e isotérmico (após tratamento de solução sem resfriamento lento intermediário até uma temperatura onde ocorria precipitação de fase super-saturada). Para o tratamento térmico por envelhecimento, utilizou aquecimento das amostras após fundição e resfriamento lento até 1.000, 1.050 e 1.200 °C por 0,25, 0,50, 1,0, 2,0, 4,0 e 8,0 horas; até 900 °C por 0,50, 1,0, 2,0, 4,0 e 8,0 horas e, finalmente, até 600, 700, 800 e 1.100 °C por 1,0, 2,0, 4,0 e 8,0 horas. Para o tratamento isotérmico, realizou o tratamento de solução a 1.200 °C por 8,0 horas, aquecendo assim as amostras por 1,0, 2,0, 4,0 e 8,0 horas a 800, 900 e 1.000 °C. Devido ao processo de oxidação ocorrido a 1.200 °C, o tratamento isotérmico foi também conduzido em atmosfera não oxidante de hidrogênio. Após os tratamentos realizados, as amostras foram avaliadas quanto à dureza superficial e quanto a metalografia. Para a avaliação das propriedades mecânicas após os tratamentos térmicos, os ensaios foram realizados após tratamento por envelhecimento a 800 °C por 8,0 horas, tratamento de solução a 1.200 °C por 8,0 horas ou tratamento de solução a 1.200 °C por 8,0 horas, seguido por tratamento isotérmico a 800 °C por 8,0 horas. O autor concluiu que quando a liga era aquecida a temperaturas superiores a 700 °C, ocorriam mudanças na estrutura dos carbonetos, conduzindo a alterações nas propriedades físicas; as mudanças ocorridas nas propriedades mecânicas, eram despresíveis para a Odontologia; e, estabilidade das propriedades mecânicas a temperaturas inferiores a 600 °C, permitia que as ligas de ouro fossem utilizadas para soldagem de infra-estruturas de próteses removíveis, sendo passíveis de tratamento térmico, sem danos à fundição de Co-Cr.

Novamente em 1976, **STRANDMAN**<sup>58</sup> estudou a influência de diferentes chamas de oxigênio e acetileno sobre o conteúdo de carbono em ligas de Co-Cr. Para isto, confeccionou amostras medindo 8 mm de diâmetro por 30 mm de comprimento, segundo as recomendações do fabricante para o proporcionamento e procedimento de vazamento do revestimento. Os moldes permaneceram em forno a 1.000 ° C por aproximadamente 210 minutos. Após as fundições, o molde foi deixado resfriar, o revestimento fraturado e as amostras acabadas com escova de aço, sendo posteriormente jateadas. O autor avaliou as seguintes condições: a) o conteúdo de carbono da liga, da maneira como ela foi encontrada no comércio, para tecer comparações com as variáveis utilizadas; b) verificou se o conteúdo de carbono no cadinho interferia no conteúdo de carbono da liga, aquecendo o cadinho por 120 segundos com chama oxidante, cobrindo-o com uma camada espessa de fuligem e procedendo a fundição da liga; c) avaliou se a mistura de gás da chama interferia no conteúdo de carbono da liga, quando esta era injetada no molde logo após a fusão, utilizando chamas com conteúdos crescentes de acetileno e decrescentes de oxigênio; d) avaliou a influência da mistura de gás da chama sobre o conteúdo de carbono, aquecendo a liga por 30 ou 60 segundos após a fusão; e) avaliou novamente a condição d, aquecendo a liga por 90 e 120 segundos para chamas contendo 39, 48 e 52 % de acetileno e por 90, 120 e 150 segundos para chama contendo 59 % de acetileno; f) avaliou se refusões interferiam no conteúdo de carbono, fundindo a mesma liga de duas a cinco vezes e utilizando chamas contendo 48 e 52 % de acetileno; g) avaliou se diferentes volumes de liga interferiam no conteúdo de carbono, fundindo 5, 15, 25, 35, 45 e 50 gramas de liga; e, h) avaliou se diferentes posições da chama alteravam o conteúdo de carbono, aumentando a distância do maçarico para o cadinho progressivamente de 40 para 55 e 70 mm. Em todas as circunstâncias, o conteúdo de carbono foi medido pelo método volumétrico de gás e a análise da micro-estrutura foi realizada para todas as condições avaliadas. O autor concluiu que o conteúdo de carbono no cadinho não alterava o da liga; quando porções oxidantes da chama eram utilizadas, o conteúdo de carbono da liga não era alterado durante o processo de fundição; quando excesso de acetileno presente na chama entrava em contato com a liga, ocorria aumento no conteúdo de carbono da mesma; o conteúdo de carbono ficava estável quando liga refundida era misturada

com liga nova; quando havia excesso de acetileno na chama, a variação de carbono na liga era determinada pela secção da chama utilizada.

Em 1976, **STRANDMAN & GLANTZ**<sup>59</sup> avaliaram a influência de variações na composição da chama de oxigênio e acetileno sobre os procedimentos de fundição de ligas de Co-Cr. No estudo, foram utilizadas chamas com composição entre 39 a 59 % de acetileno. Em todas as misturas foi utilizada a velocidade de escoamento de gás no maçarico de 1,77 a 1,78 m<sup>3</sup>/h. A estrutura característica das chamas foi determinada por meio de filmes negativos coloridos tomados em laboratório. Foi utilizada a liga de Co-Cr Wizil, cuja composição foi avaliada por absorção atômica. A capacidade de aquecimento das chamas utilizadas foi verificada por pares termo-elétricos posicionados nos cadinhos, pré-aquecidos em forno a 1.000 °C, distantes 40 mm da ponta do maçarico e utilizando 4 pepitas de liga. Em um dos experimentos, a capacidade de aquecimento das misturas utilizadas foi verificada variando-se a distância do maçarico ao cadinho de 55 a 70 mm; em outro, a velocidade de fusão da liga foi verificada por meio de um cronômetro. Os ensaios realizados foram: 1) velocidade de fusão com pré-aquecimento do cadinho até 1.000 °C e utilização de chamas de 48 a 56 % de acetileno, usando 2, 3, 4, 5, 6, 7, 9 ou 10 pepitas de liga; 2) velocidade de fusão com cadinhos com e sem pré-aquecimento, utilizando chamas de 48 a 50 % de acetileno com e sem uso de fundente; e, 3) velocidade de fusão com cadinhos pré aquecidos, utilizando chamas com 48, 52 e 54 % de acetileno, variando-se a distância do maçarico ao cadinho. Os autores concluíram que a velocidade de aquecimento da liga era governada pela temperatura da secção da chama, pela tendência à oxidação das secções da chama, e, pela temperatura inicial do cadinho. Quando era utilizada a chama redutora, a velocidade de aquecimento dependia da temperatura da chama, e com chama oxidante, ocorria diminuição na velocidade de fusão devido a formação de uma camada de óxidos; com pré-aquecimento do cadinho, a chama tinha pouca importância e sem pré-aquecimento do cadinho, a escolha da chama era importante para que ocorresse rápida fusão; ocorria rápido aquecimento da liga com utilização de chama oxidante e cadinho pré-aquecido, com pouca influência sobre as propriedades da liga; o

aumento na quantidade de liga não produzia efeito sobre a velocidade de aquecimento; a utilização de fundente tinha pouca influência sobre a velocidade de aquecimento da liga; e, finalmente, o aumento das distâncias entre o maçarico e base do cadinho, resultava num aumento no tempo de fusão.

Em 1976, **MORRIS *et al.***<sup>48</sup> avaliaram a distribuição de esforços em braços de grampos circunferenciais de próteses parciais removíveis, determinando a região de maior concentração de esforços e comparando esta área com aquelas de maior incidência de fraturas. Padrões pré-fabricados foram incluídos em gesso, e os moldes negativos foram seccionados em diferentes intervalos a partir da extremidade, para a avaliação da angulação dos diversos modelos, que totalizavam 25. O grau de angulação (diferença de espessura entre a área de união com o corpo da prótese e a extremidade do grampo) variou entre 0,015 a 0,045, sendo que alguns padrões mostraram valores entre 0,020 e 0,030. Os autores utilizaram dois métodos para determinação da distribuição de esforços. O primeiro deles, consistiu de padrões confeccionados em material fotoelástico obtidos com diferentes angulações: 1 - sem angulação; 2 - angulação moderada (0,030); e, 3 - extremamente angulado (0,050). Estes padrões foram montados em um aparelho fotoelástico de bancada, sendo submetidos de 0,4 a 1,79 kg de tensão. O segundo método, usado para determinação do esforço máximo de cisalhamento, consistiu de análise numérica com aplicação de fórmula matemática de determinação de esforço, em vários pontos do grampo. Os autores verificaram que os padrões sem angulação apresentavam melhor distribuição de esforços que os angulados. Verificaram também que concentração de esforços desfavoráveis podiam causar a fratura do grampo, quando outros fatores, como porosidades estivessem conjugados. Outro dado encontrado, refere-se ao esforço máximo de cisalhamento, reduzido em padrões sem angulação alguma. Verificaram que a medida em que a angulação do padrão acentuava-se, a concentração de esforços aumentava, dirigindo-se à extremidade. Finalmente, os autores verificaram que o esforço máximo de tração em um grampo aproximava-se de 346,89 kg/cm<sup>2</sup>, portando bem acima da resistência máxima à tração da liga de Co-Cr, conduzindo ao raciocínio de que a fratura de grampos não era apenas uma função do desenho, mas também de variáveis como porosidades, irregularidades superficiais e fadiga.

Em 1978, LEWIS<sup>44</sup> realizou um trabalho explicativo sobre os fundamentos da cristalização dendrítica. Amostras para o teste de resistência à tração confeccionadas em Ni-Cr (liga Ticonium Premium 100) e Co-Cr (liga Vitallium) foram examinadas metalograficamente, logo após serem atacadas com solução aquosa de ácido nítrico, ácido acético glacial ou ácido crômico. O autor citou que durante o resfriamento das ligas ocorria a formação de núcleos de cristalização a partir de ligações atômicas, processo conhecido por nucleação. O espaço compreendido entre os núcleos ou grãos cristalinos recebia o nome de fronteiras gralunares. Como as ligas envolvidas no estudo eram complexas por apresentarem variações composicionais e diferentes pontos de fusão para cada um dos metais envolvidos, o fenômeno que realmente ocorria era denominado cristalização dendrítica, devido à formação de uma estrutura semelhante a galhos de árvores dentro do espaço conhecido como núcleo ou grão cristalino. As ligas de Ni-Cr e Co-Cr apresentavam estrutura dendrítica após solidificação, podendo mostrar variações nas dimensões dendríticas - responsáveis pelas propriedades físicas da liga - quando ocorriam alterações nas técnicas de fundição.

Ainda em 1978, LEWIS<sup>45</sup> avaliou fracassos de infra-estruturas de próteses parciais removíveis durante o uso clínico. O autor coletou 41 infra-estruturas fraturadas em serviço, documentando se eram próteses superiores ou inferiores, a liga utilizada nas fundições (indentificação nem sempre possível), localização do sítio de fratura, que incluía presença de vazios e porosidades, evidência de fratura por fadiga e as dimensões da secção transversa no ponto fraturado. A avaliação foi conduzida com auxílio de um estéreo-microscópio. O autor verificou que muitas das falhas, ocorreram devido à presença de vazios e porosidades. Verificou também fraturas por falha de tração, detectadas devido à textura rugosa da superfície de 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 secções transversas também eram detectadas. Insuficiente espessura do corpo do material, devido a procedimentos

inadequados de enceramento e acabamento, certamente contribuíam com as falhas. As porosidades e vazios promoviam redução da área seccional, causando redução de resistência da estrutura em serviço e concentração de esforços, que agiam como sítios de propagação de fraturas.

Em 1979, **MORRIS et al.**<sup>47</sup> determinaram o efeito do tratamento térmico sobre as propriedades e micro-estrutura das ligas Vitallium (Co-Cr), Dentillium (Fe-Cr), Durallium (Co-Cr-Ni) e Ticonium 100 (Cr-Ni). Para isto, fundiram 50 hastes com dimensões fornecidas pela especificação número 14 da A.D.A., seguindo recomendações dos fabricantes, numa máquina de fusão por indução elétrica. Cinqüenta amostras de cada liga foram divididas aleatoriamente em 5 grupos, um deles como controle (sem tratamento térmico) e os outros submetidos às temperaturas de 1.300, 1.600, 1.900 e 2.200 °C por 15 minutos e imediato resfriamento em água. Todas as amostras foram avaliadas em máquina de teste universal Instron, utilizando conjuntamente um extensômetro com capacidade para 454 gramas. Também foram calculados o limite de escoamento, máxima resistência à tração, módulo de elasticidade e porcentagem de alongamento. Para cada liga e condições ensaiadas, áreas de 3 hastes fraturadas foram analisadas metalograficamente, realizados testes de dureza Knoop e atacadas eletroliticamente. Com os resultados obtidos, os autores concluíram que: 1) os mais altos valores eram obtidos sem tratamento térmico; 2) tratamento térmico em ligas de prótese parcial removível resultava em redução na resistência e valores variados de alongamento, devendo-se evitar aquecimento prolongado durante a soldagem, além de aquecimento ao rubro durante acabamento e polimento; e, 3) a liga Durallium era a mais afetada pelas condições do tratamento térmico.

Em 1979, **RASMUSSEN et al.**<sup>53</sup> investigaram a resistência à tração de uniões soldadas em ligas de ouro e ouro-paládio, variando as distâncias entre as partes a serem unidas. Utilizaram hemi-seções de amostras com formato em halteres. Cada uma, apresentava 12 mm de comprimento total, uma extremidade maior, contendo 4,5 mm de diâmetro por 2,5 mm de comprimento, uma extremidade menor, de 5 mm de comprimento por 2,5 mm de diâmetro e uma porção intermediária, apresentando 4 mm de comprimento por 3,2 mm de diâmetro. Um total de 120 hemi-seções foram

incluídas de acordo com as recomendações das ligas de ouro tipo III e ouro-paládio, utilizadas no estudo. Um dispositivo indexador era utilizado, possibilitando o relacionamento uni-axial das hemi-seções e a variação das distâncias entre elas. Variações na centricidade entre as hemi-seções soldadas eram removidas mecanicamente. O procedimento de soldagem para as amostras em liga de ouro, baseou-se no aquecimento em forno até 815,5 °C, remoção e colocação em bloco de soldagem. As porções foram aquecidas pela chama proveniente do maçarico para combustão de gás e ar até a obtenção de coloração avermelhada, momento em que a liga de solda foi posicionada, até seu escoamento pelo recesso. Após esta conduta, o conjunto foi resfriado sob bancada por 5 minutos, seguido por resfriamento rápido em água. Algumas amostras em liga de ouro-paládio foram soldadas da mesma maneira que as ligas de ouro, sendo que outras, foram soldadas em forno a 871,1 °C. Dez amostras de cada liga foram preparadas para uma das condições de afastamento avaliadas: 0,13, 0,5 e 1,0 mm. O ensaio de resistência à tração conduziu-se em uma máquina de ensaios universal Instron, regulada com velocidade de 13 mm por minuto até a ruptura, sendo as superfícies de fratura, analisadas fotograficamente. Os autores discutiram que a resistência de uniões soldadas respaldava-se em cinco fatores: molhabilidade da solda, resistência dos metais a serem soldados, geometria da união, lacunas e inclusão de fundente, além da espessura da liga de solda na área de união. Relativo a molhabilidade da liga de solda, os autores destacaram que quanto maior a temperatura da solda, menor a tensão superficial e melhor a capacidade de umedecimento da área a ser soldada. Em contrapartida, em distâncias maiores dos metais a serem soldados, a baixa tensão superficial tendia a causar o completo escoamento da solda, devido à força de gravidade, sendo indicadas as ligas de menores temperaturas de fusão. Os autores enfatizaram que a máxima resistência de uniões soldadas eram obtidas em ligas mais resistentes e que a liga de solda devia cobrir a maior área de superfície possível para obtenção de uniões mais resistentes, além de haver ausência de ângulos vivos na área de solda, que tendiam a localizar esforços e iniciar o processo de fratura. A superfície do metal a ser soldado deveria apresentar-se livre de óxidos ou impurezas, substâncias dissolvidas pelo fundente, que se utilizado em excesso, tendia a ser incluído na área de solda, reduzindo a resistência. A presença de lacunas não eram de responsabilidade exclusiva do fundente, podendo ser causadas por pequenas distâncias para escoamento da solda e expansão térmica do

metal a ser soldado. Todavia, afirmaram que distâncias pequenas tendiam a reduzir o escoamento da solda, principalmente naquelas com menores temperaturas de fusão. Os autores concluíram que nas ligas de ouro havia um aumento da resistência com o aumento da distância entre as porções a serem soldadas; as ligas de ouro-paládio, a resistência das uniões com pequenas distâncias obtidas em forno e com distâncias maiores obtidas com maçarico, não apresentavam superioridade estatística; as uniões obtidas por maçarico eram superiores às obtidas em forno; e, que as diferenças nos valores de resistência, eram devido a fatores como molhabilidade da solda, inclusões de fundente ou lacunas, variação da distância entre as porções a serem soldadas e resistência da liga metálica.

Em 1980, **HESBY *et al.***<sup>41</sup> avaliaram a dureza, resistência à tração e porcentagem de alongamento de uma liga de Co-Cr (Ticonium), durante quatro gerações de fundições de acordo com a especificação número 14 da A.D.A.. Os padrões em cera foram confeccionados em molde pré-fabricado, pintados com revestimento aglutinado por gesso e incluídos em anel. Após 1 hora, o anel foi levado ao forno frio até que a temperatura de 732 °C fosse alcançada, para a eliminação da cera e expansão do revestimento. Em cada fundição foram utilizadas 5,45 gramas de liga, fundida através de cadinho de resistência elétrica e injetada no molde por centrifugação. Após o resfriamento do bloco de revestimento, as amostras foram desincluídas e limpas com óxido de alumínio. O teste de tração foi realizado em máquina de teste universal Instron, com auxílio de um microscópio comparador para avaliação da porcentagem de alongamento, sendo também determinada a dureza por penetrômetro. O conduto de alimentação e a haste para o teste de tração foram refundidos, totalizando ao fim do trabalho, quatro ciclos de fundições e quatro gerações de amostras. Os autores concluíram que não havia diferenças nas propriedades físicas da liga ao longo de quatro gerações de fundição e que o metal podia ser refundido, pelo menos, por quatro vezes.

Em 1981, **MacENTEE *et al.***<sup>46</sup> examinaram as resistências à tração e ao cisalhamento de uniões feitas em amostras de uma liga de Co-Cr, por soldagem com liga de alta fusão. Para o teste de resistência à tração, os autores confeccionaram

96 cilindros com a liga Vitallium (Cr-Co-Mo), medindo 40 mm de comprimento por 3 mm de diâmetro, fundidas e soldadas pelas extremidades, para que quatro hastes fossem obtidas, contendo cada uma, 12 soldas. Para o teste de cisalhamento, foram confeccionadas amostras retangulares medindo 40 mm de comprimento, 3,8 por 1,5 mm no centro e 1,5 por 2,0 mm nas extremidades. As uniões foram obtidas por ajuda de um dispositivo que mantinha as amostras distantes 0,25 mm. Os testes de tração e cisalhamento foram conduzidos em máquina de teste universal Instron e as soldas foram realizadas com maçarico à oxigênio e acetileno. O excesso de solda foi removido, provendo uniformidade às amostras. Para avaliarem os efeitos do meio sobre a resistência, as amostras foram submetidas a uma das seguintes situações: 50 ou 150 horas em ar e 50 ou 150 horas em saliva artificial, que foi mantida circulante através das amostras estaticamente posicionadas. Após os períodos de tempo descritos, as amostras foram removidas do meio, seccionadas em sua porção média e analisadas com estereo-microscópio. Os autores concluíram que o meio corrosivo não afetava a resistência das uniões; a resistência obtida nestas uniões confeccionadas em liga de Co-Cr eram mais resistentes que as obtidas com liga de ouro tipo III; e, ocorreu difusão atômica evidente nos pontos onde a resistência era mais elevada.

Em 1981, **DIETER**<sup>24</sup> afirmou que a trinca por fadiga ocorria quando uma metal era submetido a tensão repetida ou flutuante com ruptura em tensão muito inferior àquela necessária para ocasionar fratura quando da aplicação de carga estática. As falhas por fadiga, em virtude de carregamento dinâmico, eram observadas após período de serviço considerável, não ocorrendo variação marcante na estrutura que pudesse servir de indício para compreensão das razões da ocorrência. Nos dias atuais, a fadiga era responsável por 90 % das falhas de serviço relativas a causas mecânicas. O fenômeno dava origem a uma fratura frágil, sem existência de deformação macroscópica na fratura. A superfície de fratura em escala macroscópica era quase sempre normal à direção da tensão principal, podendo ser reconhecida a partir do aspecto da superfície, a qual se apresentava lisa, decorrente da fricção que se verifica entre as superfícies durante a propagação da trinca e uma região áspera, na qual a peça se rompia de maneira dúctil, quando a secção transversal já não era capaz

de suportar a carga aplicada. O progresso da **fratura** era freqüentemente indicado por uma série de anéis que se desenvolviam do ponto de início da trinca para o interior da secção. A falha ocorria geralmente num ponto de concentração de tensão, tal como um canto vivo, um entalhe ou uma concentração de tensão metalúrgico como uma inclusão. Segundo o autor, eram três os fatores básicos para causar a falha por fadiga: uma tensão máxima suficientemente alta; uma variação ou flutuação na tensão aplicada suficientemente alta; e, um número de ciclos de aplicação da tensão suficientemente grande. Além destas, existiam outras variáveis como a concentração de tensão, corrosão, temperatura, sobrecarga, estrutura metalúrgica, tensões residuais e tensões combinadas, que tendiam a alterar as condições de ocorrência da fadiga. As tensões flutuantes que podiam ocasionar a fadiga são: ciclo de tensões alternadas, produzida por uma máquina de fadiga de viga rotativa, sendo as tensões máxima e mínima iguais (tração positiva e compressão negativa); ciclo de tensões flutuantes, com carga máxima e mínima diferentes; e, ciclo de tensões de sobrecargas periódicas imprevisíveis. As falhas por fadiga estavam relacionadas com um grande número de ciclos, geralmente maior que  $10^5$  ciclos. Nestas condições a tensão era elástica, mas o metal se deformava plasticamente de maneira localizada. Para tensões maiores, a vida em fadiga decrescia progressivamente. Limite de resistência à fadiga era descrito como o sendo a tensão limite que o material podia suportar um número infinito de ciclos sem se romper. Para determinação do limite de resistência à fadiga, eram necessários de 8 a 12 corpos de prova, ensaiados em diferentes tensões, ocorrendo uma grande dispersão nos valores observados de número de ciclos para a fratura. As características estruturais da fadiga, permitiam a divisão do processo nos seguintes estágios: 1- iniciação da trinca, incluindo o desenvolvimento inicial dos danos causados por 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 em banda de tração, envolvendo o crescimento de uma trinca bem definida em direção normal à tensão de tração máxima (estágio II de crescimento de trinca); e, 4 - ruptura final estática, ocorrendo quando a trinca atingia um tamanho tal que a secção transversa não podia mais suportar a carga. A propagação da trinca de fadiga era normalmente transgranular. As trincas de fadiga geralmente iniciavam-se numa superfície lisa. Nas raras oportunidades em que a trinca

princiava no interior do material, sempre existia uma interface envolvida. A resistência à fadiga diminuía consideravelmente devido a presença de um concentrador de tensão no material, como um entalhe ou um buraco, ou seja, devido a descontinuidades geométricas. O redutor de resistência podia advir também de rugosidade da superfície ou concentradores metalúrgicos como porosidades, inclusões e super-aquecimento local. Segundo o autor, o tamanho da amostra influiu na resistência a fadiga, sendo menor quanto maior fosse o tamanho, devido a maior área superficial e devido ao gradiente de tensões. A indução de tensão residual compressiva existente num ponto da superfície, diminuía a probabilidade de ocorrer falha por fadiga neste ponto, provavelmente porque a superfície era uma fonte de baixa resistência. Dentre os métodos de indução de tensão residual compressiva estava o jateamento da superfície. A ação simultânea de tensão cíclica e ataque químico era conhecida como fadiga por corrosão. O ataque superficial induzia o aparecimento de pites que atuavam como entalhes e causavam redução da resistência à fadiga. No entanto, o ataque corrosivo simultâneo com o carregamento em fadiga, conduzia a uma redução ainda superior à corrosão prévia sem ação de tensões, devido ao aumento na taxa de propagação da trinca. O autor definiu como sobretensionamento o processo pelo qual um corpo de prova virgem era ensaiado por certo número de ciclos, inferior à fratura, porém de tensão acima do limite de fadiga e posteriormente ensaiado até a fratura em outra tensão. Este fenômeno conduzia a uma redução da vida em fadiga à tensão de ensaio. Por outro lado, se um corpo de prova era ensaiado abaixo do limite de fadiga, permanecendo sem se romper por um grande número de ciclos, sendo posteriormente ensaiado a uma tensão maior, era denominado de subtensionamento, que conduzia ao aumento no limite de fadiga ou no aumento do número de ciclos de tensão necessários para a ruptura, acima do esperado para corpos virgens.

Em 1983, **HAWBOLT & MacENTEE**<sup>39</sup> verificaram os efeitos de cargas de fadiga sobre uniões soldadas, realizadas em liga de Ni-Cr. Utilizaram 60 hastes de 2 mm de diâmetro, fundidas com a liga Biobond de acordo com as recomendações do fabricante. Pares destas hastes foram alinhadas uni-axialmente, através de um dispositivo que as mantinham 0,3 mm distantes entre si. Para o procedimento de soldagem, utilizaram maçarico à oxigênio e acetileno e liga de

solda à base de metais preciosos de baixa fusão. Após o resfriamento lento do conjunto, as extremidades das hastes foram submetidas ao teste de fadiga, sob carga de tração cíclica de 60 ciclos por minuto. As amostras foram então divididas em três grupos: grupo I - utilizando 45% do limite de escoamento; grupo II - 65% e grupo III - 80%. As superfícies fraturadas foram examinadas com microscópio eletrônico de varredura para determinação dos detalhes do processo de fratura. Os autores concluíram que os defeitos estruturais dentro das uniões soldadas assumiam a mais alta significância na resistência à fadiga sob cargas cíclicas do que sob cargas estáticas. Concluíram também que uniões soldadas de boa qualidade podiam ser obtidas em ligas alternativas, utilizando liga de solda à base de ouro, suportando, inclusive, esforços de fadiga, similares às que ocorriam em condições clínicas. Ainda, as forças mastigatórias, raramente excediam os 6,9 kg, ficando em torno de 1,6 kg, com 17,5 minutos diários de contato oclusal e taxa de 120 ciclos por dia. Segundo eles, uma solda de boa qualidade podia suportar  $4,5 \times 10^6$  ciclos ou aproximadamente 117 anos de atividade, enquanto que uma solda ineficiente suportaria apenas 6 meses. Devido a estes fatores, sugeriram que as causas de fraturas eram devido a esforços elevados, porém, infreqüentes.

Em 1983, **HAWBOLT et al.**<sup>40</sup> avaliaram a resistência à tração e aparência microscópica de amostras de três ligas de metais básicos Ultratek (Ni-Cr-Be); Biobond (Ni-Cr) e Neobond II (Co-Cr), soldadas com ligas de alta e baixa fusões. Oito cilindros, medindo 20 mm de comprimento por 2 mm de diâmetro foram soldados pelas extremidades de modo a ser obtida uma amostra de cada uma das ligas, contendo, no mínimo seis áreas de soldas. Duas amostras foram confeccionadas utilizando liga de solda de alta fusão Willians e outras duas, com liga de baixa fusão Willians. Durante o processo de soldagem, foi utilizado um dispositivo que mantinha as extremidades dos cilindros distantes 0,4 mm entre si, usando fundente e chama de oxigênio e acetileno. Após a soldagem, as amostras foram deixadas em temperatura ambiente até o completo resfriamento e o excesso de solda foi lentamente desgastado, até que o diâmetro de 2 mm do bastão cilíndrico fosse restabelecido. Para a avaliação dos efeitos da corrosão, uma amostra de cada combinação liga - liga de solda foi imersa em saliva artificial por 150 horas. Outras amostras foram armazenadas em meio ambiente, por igual período. Em

seguida, as amostras foram tracionadas em máquina de teste universal Instron e as superfícies fraturadas examinadas em estereo-microscópio. Os autores concluíram que: 1) o meio corrosivo não afetava a resistência das ligas de solda, ambas apresentando resistência semelhante, tanto em saliva quanto em ar; 2) ligas de alta temperatura apresentavam maior inclusão de óxidos e ligas de baixa temperatura, maior porosidade por aprisionamento de gases; e, 3) as ligas de Ni-Cr eram acabadas com maior facilidade e produziam uniões de melhor qualidade.

Ainda em 1983, **TOWNSEND et al.**<sup>62</sup> determinaram a resistência à tração de várias combinações de liga e liga de solda. Utilizaram no estudo as ligas alternativas Unibond, Ceramalloy II, Biobond, Rexillium III e Biocast. Foram feitas fundições com formato de meia barra, utilizando revestimento fosfatado e fusão do metal por indução elétrica. Tanto a eliminação de cera dos padrões, quanto as fundições, foram realizadas de acordo com as recomendações dos fabricantes. As fundições foram deixadas resfriar até a temperatura ambiente, sendo então, desincluídas. As amostras a serem soldadas, foram acabadas para que as extremidades permanecessem perpendiculares ao longo eixo das amostras e jateadas com óxido de alumínio de 50  $\mu\text{m}$ . As barras foram, então, alinhadas em um dispositivo e unidas com cera em bastão. Uma distância de 0,330 mm foi obtida entre as extremidades, através do uso de um espaçador. As amostras foram incluídas em revestimento para soldagem e a cera eliminada com água fervente. As ligas de solda utilizadas foram: Unibond (liga de alta fusão) e pasta fundente Ceramalloy (alta fusão), liga de solda de alta fusão Jeneric, Rx NNP pré-soldagem e Biobond NC pré-soldagem. As amostras incluídas foram pré-aquecidas em forno, cobertas com fundente e soldadas com maçarico à gás e oxigênio. Cinco barras de cada liga foram soldadas com cada uma das ligas de solda citadas. As amostras foram usinadas a um diâmetro uniforme e examinadas quanto a ocorrência de falhas, anteriormente ao teste de tração em máquina de teste universal Instron. As barras foram, finalmente, examinadas em microscópio binocular de baixa potência. Os autores afirmaram que a alta variabilidade dos dados obtidos, inviabilizaram a análise estatística. Concluíram que, sob condições controladas de distância, inclusão e soldagem, mais de um terço das amostras falharam, muitas delas, durante a manipulação e antes mesmo de serem testadas. Concluíram também que havia a necessidade de se melhorar a aplicação de

calor, controlar a oxidação e desenvolver novos métodos e materiais. Segundo eles, o procedimento utilizado ainda não era seguro.

Também em 1983, **BRUDVIK & NICHOLLS**<sup>15</sup> avaliaram a resistência de uniões soldadas à base de ligas de Co-Cr, utilizando combinações de técnicas e ligas para soldagem. Para a obtenção das amostras em forma de hastes foram utilizadas as ligas Ticonium 100 e Vitallium, incluídas e fundidas de acordo com as recomendações dos fabricantes. Dividiram as amostras em 2 grupos de 40: baixa fusão (Ticonium 100) e alta fusão (Vitallium). Logo após a fundição, as amostras foram jateadas, os condutos de alimentação cortados com discos e efetuada a remoção de eventuais imperfeições. As hastes foram incluídas em revestimento para soldagem, deixando uma abertura central, por onde eram seccionadas com disco, a fim de se obter uma distância de 0,4 mm entre as secções. As amostras dos dois grupos foram divididas em outros grupos, agora com 10 repetições cada um, utilizando: liga de solda Triple Thick 0,800 com soldagem elétrica e por maçarico; liga de solda Jelenko e maçarico à oxigênio e acetileno e liga Sure Bond e soldagem elétrica. Após a soldagem, as amostras foram deixadas resfriar, desincluídas e acabadas para serem ensaiadas em máquina de teste universal Instron. Os autores concluíram que a maior resistência era obtida com liga para solda Triple Thick 0,800, combinando soldagem por maçarico e elétrica, sendo que todas as outras combinações avaliadas, mostravam grandes reduções na resistência de união.

Ainda em 1983, **ERIKSSON et al.**<sup>30</sup> avaliaram a influência do tratamento térmico endurecedor promovido pela soldagem na micro-estrutura e na dureza de três ligas de Co-Cr. Foram obtidas sete infra-estruturas de próteses parciais removíveis inferiores, com uma das seguintes ligas: Vitallium, Micronium Exclusiv e Wironit (extra dura), sendo as duas primeiras, fundidas com maçarico à oxigênio e acetileno e a última, por indução elétrica. Cada infra-estrutura foi seccionada em duas partes similares. Um fio de ouro de 1,15 mm de diâmetro por 15 mm de comprimento foi posteriormente fixado por soldagem em uma das secções. Após a união do fio, a infra-estrutura foi resfriada o mais rápido possível em água até temperatura ambiente. O lado da estrutura soldado, foi então submetido ao

tratamento térmico endurecedor por meio de banho salino com 50% de nitrato de sódio e 50% de nitrato de potássio em cadinho de porcelana dentro de um forno elétrico. As amostras foram mantidas por 2 minutos a 450 ° C, sendo resfriadas lentamente no forno até atingir 250 ° C, seguido por resfriamento rápido. Este procedimento foi conduzido em 7 hemi-estruturas de cada liga. As amostras soldadas e as hemi-estruturas controle foram, subseqüentemente, analisadas microscopicamente, sendo incluídas em resina, lixadas, polidas com pasta de diamante, atacadas com solução de ácido crômico a 2% e solução de permanganato alcalino e fotomicrografadas. Finalmente foi conduzido o teste de dureza Vickers, fazendo 5 penetrações em cada amostra, de acordo com a especificação número 14 da A.D.A.. Os resultados direcionaram os autores a concluir que a quantidade de calor, a soldagem e o tratamento térmico endurecedor dos grampos não influenciavam a micro-estrutura e a dureza de ligas de Co-Cr.

Em 1983, **DE FIORI**<sup>23</sup> afirmou 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 e reposicioná-la na boca, sempre que achasse necessário, sem danificá-la ou 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 gêngivo-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 equador do dente) e outra retentiva (linha equatorial até o assentamento final). Segundo o autor, o ângulo de ação retentiva devia ser calculado e quando se apresentasse muito acentuado, devia ser utilizado grampos com grande elasticidade ou ser diminuído o grau de retentividade.

Em 1984, **NOORT & LAMB**<sup>50</sup> determinaram as causas de fraturas de próteses parciais removíveis, reveladas por observação da micro-estrutura da superfície fraturada em microscopia eletrônica de varredura. Os autores avaliaram doze amostras obtidas de estruturas de próteses parciais removíveis, com fraturas dos componentes da estrutura metálica. As amostras do metal fraturado foram imersas em detergente por 24 horas, limpas ultrassonicamente, lavadas e secas em acetona para remoção de detritos. As amostras obtidas foram subseqüentemente examinadas sob microscópio eletrônico de varredura. Outras amostras foram polidas metalurgicamente e examinadas em microscopia óptica, antes e após ataque da superfície com 5 ml de peróxido de hidrogênio (30%) em 100 ml de ácido clorídrico concentrado, por poucos segundos, para revelar as micro-estruturas. Os autores concluíram que a micro-porosidade interdendrítica, devido à contração de fundição, era a principal causa de ocorrência de fraturas em próteses parciais removíveis.

Em 1986, **BEN-UR et al.**<sup>12</sup> descreveram as causas clínicas e laboratoriais de fraturas de infra-estruturas de próteses parciais removíveis à base de Co-Cr. Os autores afirmaram que as próteses removíveis poderiam fraturar por uma das seguintes causas: 1) propriedades mecânicas da liga de Co-Cr; 2) deficiência na execução da fase laboratorial; 3) desenho inadequado da infra-estrutura; 4) procedimentos inadequados executados pelo cirurgião-dentista; 5) falta de cuidado ou abuso do paciente; e, 6) fadiga do metal. Dentre as causas de fraturas provenientes das propriedades mecânicas da liga, os autores 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; e, diminuição no limite de fadiga causada por porosidades, ângulos agudos presentes na infra-estrutura, torções e tratamento térmico resultante de acabamento e polimento. Dentre as causas relacionadas com a deficiência de execução laboratorial, citaram as porosidades causadas por inclusão de gás oriundo de maçarico ou por contração de fundição em áreas espessas da infra-estrutura devido à insuficiência de metal, que reduziavam drasticamente as propriedades mecânicas, induzindo a fraturas. Outras causas, tais como dimensões inadequadas dos grampos (relação largura/espessura de 2 mm ou mais, com comprimento de no

mínimo 15 mm), ajustes realizados mecanicamente à frio pelo profissional e falta e cuidado por parte do paciente em colocar e remover a prótese, também seriam responsáveis pelas fraturas.

Também em 1986, **BARAKAT & ASGAR**<sup>7</sup> determinaram as propriedades mecânicas de algumas ligas à base de cobalto, assim como suas resistências relativas à soldagem pré e pós-aplicação de porcelana, utilizando maçarico e soldagem à vácuo. Utilizaram neste estudo 24 amostras de cada uma das seguintes ligas: DD 131, Novorex, Genesis, Dent-O-Bond e Neobond II. Os padrões em cera foram incluídos em revestimento fosfatado e colocados no forno a 700 °C por 3 horas. A injeção da liga fundida foi efetuada utilizando centrífuga e indução elétrica. Após as fundições, as amostras foram desincluídas e jateadas com areia. Doze amostras foram tratadas por aquecimento entre 650 a 980 °C por 5 vezes, simulando a queima da porcelana, e outras foram tratadas na condição de estado bruto de fusão. Quatro amostras foram submetidas ao tratamento, outras quatro não, e o restante, 16 amostras, foram utilizadas nos testes de resistência pós-soldagem. Todas as amostras foram adaptadas à máquina de teste universal Instron para determinações de limite de escoamento, módulo de elasticidade e alongamento, além de serem submetidas ao teste de dureza Knoop. As amostras utilizadas para soldagem foram incluídas em revestimento, seccionadas no centro com disco de carboneto de silício, que produzia uma distância de 0,3 mm entre as extremidades e soldadas por maçarico à oxigênio e gás ou técnica à vácuo, em forno com temperatura entre 1.315 e 980 °C. Para medida do coeficiente de expansão térmica, foram utilizadas hastes de 30 mm de comprimento, variando a temperatura entre a do ambiente e 700 °C. Com a obtenção de todos os resultados, os autores puderam concluir que o tratamento térmico não afetava nenhuma propriedade física, com exceção do alongamento, que mostrava pouca variação. As uniões mais resistentes eram obtidas pela soldagem com maçarico e quando estas eram realizadas antes da aplicação de porcelana (pré-soldagem).

Em 1989, **ANGELINI *et al.***<sup>2</sup> determinaram a resistência à tração de ligas de Co-Cr soldadas. Para isto, confeccionaram corpos de prova cilíndricos de extremidades cônicas medindo 3 mm de diâmetro por 42 mm de comprimento, com

três ligas comerciais à base de Co-Cr. As amostras foram seccionadas em dois segmentos com um disco fino, posicionados num dispositivo que os mantinha a uma distância de 0,3 mm entre si e unidos com cera. Após 24 horas de inclusão em revestimento aglutinado por sulfato de cálcio, os segmentos foram soldados com maçarico à gás e ar, com cinco ligas para solda e onze combinações liga - liga para solda. Após a soldagem, os corpos de prova foram usinados até um diâmetro uniforme e tracionados na máquina de teste universal Instron. As superfícies fraturadas foram examinadas com microscópio eletrônico de varredura, equipado com micro-sonda de energia dispersiva. Os autores concluíram que quanto maior a temperatura de fusão da liga de solda, maior a resistência de união, para duas das três ligas de Co-Cr ensaiadas. Verificaram também que a maioria das falhas de união era coesiva, isto é, ocorriam na solda. O uso excessivo de fundente para se obter melhor escoamento da solda, era uma considerável fonte de defeitos na união soldada.

Também em 1989, **GUSTAVSEN *et al.***<sup>33</sup> determinaram a resistência à flexão da liga de Co-Cr Vitallium, antes e após serem submetidas a soldagem, utilizando dois tipos de ligas de solda. Fundiram 34 corpos de prova cilíndricos com 25 mm de comprimento por 2 mm de diâmetro, em laboratório de prótese dental, de acordo com técnicas recomendadas pelo fabricante da máquina de fundição de alta frequência Electromatic III Universal, utilizada no experimento. Os corpos de prova foram divididos aleatoriamente em três grupos: controle, ou sem solda; soldado com liga Vitallium; e, soldado com liga Bego. As amostras foram incluídas em revestimento, seccionadas a 12 mm da extremidade, deixando um espaço de  $0,5 \pm 0,05$  mm e soldadas. Após a soldagem, as amostras foram desgastadas até atingirem aproximadamente 1,7 mm de diâmetro, incluindo a parte soldada. As amostras foram montadas com uma das extremidades presa a um dispositivo acoplado à máquina de teste universal Instron, mantendo a porção soldada distante 1 mm do dispositivo. A força axial de compressão era aplicada na extremidade livre da amostra, a 10 mm do dispositivo fixador. Os autores concluíram que não havia diferenças estatisticamente significativas entre os grupos com e sem solda e entre os dois grupos soldados.

Em 1989, **CRAIG et al.**<sup>19</sup> afirmaram que cobalto, cromo e níquel estavam presentes em aproximadamente 90 % das ligas de Co-Cr existentes no comércio. O cromo era responsável pela resistência à oxidação, tornando a liga difícil de fundir em concentrações superiores a 30 %. O cobalto aumentava o módulo de elasticidade, resistência e dureza. O carbono era efetivo em aumentar a dureza. O molibidênio contribuía na elevação da resistência. Concentração de aproximadamente 1 % de berílio, reduzia a temperatura da zona de fusão em 100 °C. Sílica e magnésio eram adicionados para aumentar a fluidez e fusibilidade. Segundo os autores, 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. Os autores afirmaram 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 ouro), requeria utilização de procedimentos como o polimento eletrolítico, que removiam pequena quantidade da superfície (alguns angstroms), expondo uma nova superfície, mais lisa que as áreas rugosas de fundição. Segundo os autores, a porcentagem de alongamento destas ligas era influenciada pela presença de porosidades, enquanto que para o limite de escoamento, módulo de elasticidade e resistência à tração, este efeito era limitado.

Em 1989, **CRAIG et al.**<sup>20</sup> verificaram 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. Verificaram que pacientes portadores de próteses fixas, registravam o equivalente a 37% da dentição natural, ocorrendo maior decréscimo em usuários de aparelhos removíveis. Os autores definiram 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, citaram 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 eram 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. Verificaram 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. Afirmaram que no desenho da restauração, era importante o conhecimento do esforço suportável para um número de ciclos não limitado, denominado limite de fadiga. Quando o esforço era suficientemente alto, a estrutura iria fraturar com um número de ciclos limitado, ocorrendo o oposto na medida em que 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.

Em 1990, CUCCI *et al.*<sup>21</sup> verificaram a fadiga de grampos de retenção de próteses parciais removíveis em função de três ligas comerciais à base de Co-Cr, três espessuras de grampos e duas técnicas de fusão. Utilizaram as ligas Biosil, Steldent e Duracrom, fundidas com maçarico à oxigênio e acetileno, com pressão de 1,9 e 0,7 kg/cm<sup>2</sup> respectivamente, e maçarico à oxigênio e gás, com pressões de 1,5 e 0,8 kg/cm<sup>2</sup> respectivamente. O maçarico à oxigênio e acetileno foi regulado de forma a ajustar os cones internos da chama em 0,3 cm, mantendo uma distância de 4,0 cm entre estes e o metal. O maçarico para oxigênio e gás foi regulado de forma que os cones internos apresentassem comprimento de 0,5 cm, mantendo uma distância de 1 a 1,5 cm entre a extremidade da chama e a superfície do metal para as ligas Steldent e Duracrom, e de 4 cm, para a liga Biosil. Para simular a inserção e remoção dos grampos, os corpos de prova foram adaptados a uma máquina de ensaio cíclico, regulada para 30 ciclos por minuto. Foram confeccionados cinco amostras para cada liga e cada fonte de calor, variando as proporções entre largura e espessura de 1,7, 2,0 e 2,3. Os autores verificaram que a liga Duracrom obtinha os melhores resultados em termos de número de ciclos, seguida pela liga Biosil e Steldent. A menor espessura

proporcionava maior número de ciclos. A utilização do maçarico à oxigênio e acetileno conduzia à elevação do número de ciclos.

Em 1990, **CUCCI *et al.***<sup>22</sup> verificaram a influência da interação entre ligas de Co-Cr, espessuras de grampos e técnicas de fusão, na fadiga de estruturas para próteses parciais removíveis. Utilizaram as ligas Steldent, Duracrom e Biosil, fundidas com maçaricos à oxigênio e acetileno ou oxigênio e gás. Foram confeccionados grampos do tipo "T" de Roach com diferentes espessuras. Para que as dimensões fossem constantes, utilizaram matrizes bi-partidas de gesso, uma para a lingual (apoio, grampo de oposição, conector menor, plano guia e barra) e três para a vestibular, nas seguintes proporções entre largura - sempre constante - e espessura: 1,7, 2,0, e, 2,3. Para a análise da fadiga, foi confeccionado um modelo padrão de um pré-molar superior esquerdo, preparado em delineador. Este modelo foi fixado em uma máquina de ensaios cíclicos. Através de um sensor, foram detectados o momento da ocorrência da fadiga e os números de ciclos necessários. Os autores concluíram que as amostras com relação maior (2,3), ou seja, que apresentavam espessura menor, alcançavam maior número de ciclos. Concluíram também que nas variáveis analisadas, as amostras confeccionadas com a liga Duracrom apresentavam um aumento no número de ciclos.

Em 1991, **GIAMPAOLO *et al.***<sup>31</sup> verificaram a interação dos fatores ligas de Co-Cr, comprimento de grampos de retenção e técnicas de fusão, na resistência à flexão de próteses parciais removíveis. Utilizaram uma máquina de ensaios simuladora de inserções e remoções de próteses parciais removíveis, contendo contador de ciclos, cilindro pneumático e sensor eletrônico. Um modelo padrão suporte em Co-Cr, obtido a partir de um pré-molar superior esquerdo, devidamente preparado e contendo nicho, área retentiva de 0,25 mm e planos guias, foi usado para avaliar grampos "T" de Roach, confeccionados em três comprimentos: 13, 15 e 17 mm. As ligas avaliadas foram Biosil, Steldent e Duracrom, fundidas com chama à oxigênio e acetileno e oxigênio e gás. Os autores concluíram que as amostras que obtinham maior número de ciclos eram aquelas confeccionadas com a liga Duracrom, fundidas com maçarico à oxigênio e acetileno e na dimensão de 2 mm de largura, 1 mm de espessura e 15 mm de comprimento.

Em 1991, **GIAMPAOLO *et al.***<sup>32</sup> avaliaram a resistência à flexão de grampos de retenção de próteses parciais removíveis, variando as dimensões dos grampos e a técnica de fusão. Utilizaram um modelo padrão de pré-molar superior esquerdo preparado como suporte. Foram confeccionados grampos com comprimentos de 13, 15 e 17 mm, com largura de 2 mm e espessura de 1 mm constantes. Utilizaram as ligas Duracrom, Biosil e Steldent e maçarico à oxigênio e gás ou oxigênio e acetileno. As amostras confeccionadas foram ensaiadas em uma máquina de cargas cíclicas. Os autores concluíram que as amostras confeccionadas com a liga Duracrom suportavam maior número de ciclos, talvez devido ao maior conteúdo de níquel presente nesta liga. O mesmo ocorria com as amostras de 15 mm de comprimento e aquelas fundidas com maçarico à oxigênio e acetileno, esta última, o aumento no número de ciclos ocorria devido à formação de uma camada protetora de óxidos sobre o botão de fundição.

Em 1992, **CATTANEO *et al.***<sup>18</sup> compararam a resistência à tração, quantidade de porosidades e tempo de duração do procedimento entre uniões soldadas utilizando a técnica convencional e energia infra-vermelha. Os autores dividiram as amostras em três grupos distintos: o primeiro, contendo 10 amostras, soldadas pela técnica convencional, mediante a utilização de maçarico; o segundo, contendo outras 10 amostras, soldadas pela técnica de infra-vermelho; e, o terceiro, livre do procedimento de soldagem, como grupo controle. As amostras foram fundidas com liga de alto conteúdo de metais nobres, utilizadas para metalo-cerâmicas (SMG2) e seccionadas com um disco de óxido de alumínio. As porções seccionadas foram fixadas com resina acrílica, mantendo uma distância de 0,3 mm entre si e incluídas em revestimento. O bloco de revestimento foi posicionado em forno à temperatura ambiente, elevada lentamente até 926,6 °C. Para o procedimento de soldagem convencional foram utilizados fundente, liga de solda SMG2 e maçarico à oxigênio e gás e na soldagem por infra-vermelho, foram utilizados fundente e um aparelho de soldagem de energia infra-vermelha (Ney Co.), equipado com lâmpada de filamento de tungstênio de 100 watts. Após a soldagem, as amostras foram resfriadas por 5 minutos sob bancada, seguido pelo resfriamento rápido em água. O excesso de liga de solda foi removido logo após a desinclusão e as dimensões foram aferidas por um paquímetro com precisão de 0,01 mm. Cada amostra foi avaliada quanto a resistência

à tração em uma máquina de ensaio universal Instron, regulada com velocidade de 2 mm por minuto, até a determinação da resistência máxima à tração. As superfícies de fratura e por corte longitudinal, foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura. Os autores verificaram que todas as fraturas na região soldada eram do tipo coesiva, ocorrendo no corpo da solda, sendo tanto do tipo frágil quanto dúctil. Verificaram na superfície de corte longitudinal, uma linha divisória distinta entre liga e solda, indicando a não difusão entre as duas estruturas. Concluíram que não havia diferenças de resistência à tração entre as técnicas de soldagem convencional e por infra-vermelho, assim como em termos de porosidades nas uniões. A técnica por infra-vermelho possibilitava melhor controle de temperatura, embora o tempo fosse 2 a 3 minutos maior que a técnica convencional.

Em 1993, **TEHINI & STEIN**<sup>61</sup> realizaram uma análise comparativa entre técnicas de soldagem em ligas de ouro, utilizando maçarico à gás e energia infra-vermelha como fontes de calor. Os autores confeccionaram sessenta amostras, obtidas a partir de hastes plásticas pré-fabricadas, das quais, vinte foram obtidas com a liga Eclipse, outras vinte com a liga Oro B2 e as demais, com Ney 76. Após as fundições, as amostras foram resfriadas à temperatura ambiente, desincluídas e limpas manual e ultrassonicamente. Cada amostra foi separada do conduto de alimentação correspondente e uma marca foi executada em sua porção central. Um dispositivo plástico foi utilizado como forma de uniformizar o alinhamento e a distância entre as porções seccionadas, sendo preenchido com revestimento especial para soldagem, manipulado de acordo com as instruções do fabricante. O conjunto foi deixado sob bancada por no mínimo 1 hora, até que o dispositivo foi removido, sendo a amostra, seccionada junto a marca previamente realizada. Todas as uniões foram tratadas com fundente como meio de redução de oxidação e porosidade. O conjunto incluído foi posicionado em forno a temperatura ambiente, sofrendo aquecimento até 426,6 °C. As ligas e a liga de solda foram as mesmas para ambos os procedimentos avaliados. A técnica infra-vermelha requereu, além do posicionamento prévio da liga de solda à aplicação de calor, que o foco para aplicação de energia fosse pré-determinado, possibilitando ação única sobre o metal a ser soldado e não sobre a liga de solda. Após a soldagem, o conjunto foi resfriado à temperatura ambiente por pelo menos 1 hora, as amostras foram desincluídas e limpas manual e ultrassonicamente. Um dispositivo

especial foi encerado e fundido, permitindo sustentação às amostras e encaixe em máquina de teste universal Instron, desenvolvendo ensaio de três pontos. Os autores verificaram que para as ligas Oro B2 e Ney 76, apesar da técnica infra-vermelha ter parecido mais efetiva que a técnica de utilização de maçarico à gás, nenhuma conclusão definitiva podia ser tirada, devido ao grande número de amostras com uniões ineficientes e sem valor estatístico. Verificaram também a não existência de diferenças estatisticamente significativas entre ambas as técnicas avaliadas. A técnica de utilização de energia infra-vermelha apresentava vantagem no controle de temperatura, procedimento de difícil condução com maçarico. Não foram verificadas fraturas adesivas na interface liga de solda - metal soldado, quando energia infra-vermelha foi utilizada, indicando umedecimento e adesão satisfatórios. A análise fractográfica mostrou lacunas nas uniões, variando de 20 a 100  $\mu\text{m}$ , porém sem diferenças quantitativas entre as técnicas avaliadas.

Em 1993, **PINTO**<sup>52</sup> verificou que 22% da população brasileira ganhava até dois salários mínimos, 32% de 3 a 4 e 46% ganhava 5 e mais salários. Segundo o autor, nos nove países mais populosos do mundo, com mais de 100 milhões de habitantes cada um, o Brasil era o único no qual a cárie era uma doença altamente endêmica. O número de pessoas que recebiam atendimento odontológico (clínica ou consultório odontológico público ou privado pelo menos uma vez por ano) igualava ou superava 50% da população urbana de 5 a 36 anos e equivalia a aproximadamente 57%, da população entre 20 a 24 anos (independentemente da renda). Estas proporções aproximavam-se das constatadas em países bem mais desenvolvidos, como por exemplo os Estados Unidos, onde cerca de 50% da população recebia pelo menos uma consulta no ano de 1982. Independente da renda salarial, na faixa etária da população urbana entre 20 a 24 anos, a média por pessoa de dentes obturados e extraídos era de 8,974. Nesta mesma faixa etária, a média por pessoa de dentes cariados ou com extração indicada, era 5,192.

PROPOSTA DE RESOLUÇÃO Nº 100/2011

PROPOSTA DE RESOLUÇÃO Nº 3-PROPOSIÇÃO

### **3-PROPOSIÇÃO:**

Como visto na Revisão da Literatura, os trabalhos referentes aos procedimentos de soldagem de infra-estruturas de Co-Cr e reutilização das sobras de ligas para obtenção de novas próteses são conflitantes. Considerando a importância destes procedimentos e a ausência de estudos relativos à resistência à fadiga de estruturas refundidas submetidas à soldagem, propusemo-nos a:

Avaliar a resistência à fadiga, por meio do ensaio de flexão, das ligas do sistema Co-Cr, conhecidas comercialmente como Steldent, Dentorium e Biosil, nas variáveis:

- 1-liga nova e liga nova soldada;
- 2-partes iguais de liga nova e liga refundida, e partes iguais de liga nova e liga refundida soldada;
- 3-correlação entre ligas novas e refundidas, soldadas ou não.



## 4-METODOLOGIA

## 4-METODOLOGIA:

### 4.1-MATERIAIS:

Neste trabalho foram utilizados os seguintes materiais:

4.1.1-Ligas metálicas à base de Co-Cr, conforme Tabela 4.1.

**TABELA 4.1 - LIGAS METÁLICAS, FABRICANTES  
E COMPOSIÇÃO QUÍMICA:**

LIGAS METÁLICAS	FABRICANTES	COMPOSIÇÃO QUÍMICA* (%)
STELDENT	DEGUSSA S.A.	Co: 63,14 / Cr: 29,38 Mo: 4,38 / C, Si e Fe: < 1
DENTORIUM	** DENTORIUM INTERNATIONAL - U.S.A.	segredo industrial
BIOSIL	DEGUSSA S.A.	Co: 63-64 / Cr: 27-28 / Mo: 5-5,5 / outros: 2,5-5 / Ni: < 1

\* informação do distribuidor

\*\* distribuída no Brasil por Labor Dental Ltda

4.1.2-Liga metálica à base de Co-Cr para soldagem, segundo Tabela 4.2.

**TABELA 4.2 - LIGA DE SOLDA, FABRICANTE  
E COMPOSIÇÃO QUÍMICA:**

LIGA METÁLICA	FABRICANTE	COMPOSIÇÃO QUÍMICA* (%)
DENTORIUM	** DENTORIUM INTERNATIONAL - U.S.A.	segredo industrial

\* informação do distribuidor

\*\* distribuída no Brasil por Labor Dental Ltda

4.1.3.-Revestimento para fundição de alta temperatura, aglutinado por fosfato de amônia e magnésio, conforme Tabela 4.3.

**TABELA 4.3 - REVESTIMENTO, FABRICANTE E COMPOSIÇÃO QUÍMICA:**

REVESTIMENTO	FABRICANTE	COMPOSIÇÃO QUÍMICA* (%)
PRECISE	DENTISPLY INDÚSTRIA E COMÉRCIO Ltda	segredo industrial

\*informação do fabricante

## 4.2-MÉTODO:

### 4.2.1. DELINEAMENTO EXPERIMENTAL:

As amostras correspondentes a cada uma das três ligas avaliadas foram divididas em grupos, cada um com amostragem específica, nas condições, segundo Tabela 4.4:

**TABELA 4.4 - LIGAS METÁLICAS, CONDIÇÃO AVALIADA E NÚMERO DE AMOSTRAS**

LIGA STELDENT				LIGA DENTORIUM				LIGA BIOSIL			
NOVA		REFUNDIDA		NOVA		REFUNDIDA		NOVA		REFUNDIDA	
SEM SOLDA	COM SOLDA	SEM SOLDA	COM SOLDA	SEM SOLDA	COM SOLDA	SEM SOLDA	COM SOLDA	SEM SOLDA	COM SOLDA	SEM SOLDA	COM SOLDA
10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
AMOSTRAS	AMOSTRAS	AMOSTRAS	AMOSTRAS	AMOSTRAS	AMOSTRAS	AMOSTRAS	AMOSTRAS	AMOSTRAS	AMOSTRAS	AMOSTRAS	AMOSTRAS

## 4.2.2. CONFECÇÃO DAS AMOSTRAS:

### 4.2.2.1. PADRÕES METÁLICOS:

Foram utilizadas nesta investigação, hastes metálicas em aço inoxidável de formato cilíndrico, medindo 65 mm de comprimento por 2,0 mm de espessura constante (HARCOURT<sup>35</sup>, 1961; LEWIS<sup>45</sup>, 1978). Uma das extremidades foi devidamente acabada, conferindo formato cônico tipo ponta de lápis, para que a remoção do revestimento cristalizado fosse facilitada.

### 4.2.2.2. INCLUSÃO DOS PADRÕES EM REVESTIMENTO:

As hastes metálicas eram adaptadas num bloco cilíndrico de cera utilidade (Wilson - Polidental Indústria e Comércio Ltda.), contento 20 mm de altura por 25 mm de diâmetro, previamente fixado numa placa de vidro. As hastes eram introduzidas no bloco de cera pela extremidade plana, ficando a extremidade cônica posicionada do lado oposto ao cilindro de cera e distribuídas ao longo da circunferência do bloco. O limite de introdução das hastes na cera era imposto pela placa de vidro, ficando 45 mm de haste, fora do bloco. Os 20 mm de haste posicionada no interior do bloco de cera, proporcionava adequada fixação, permitindo que fossem removidas do revestimento cristalizado. Em cada bloco de cera, eram acopladas 7 hastes metálicas.

Sobre as extremidades livres das hastes metálicas com formato cônico era adaptado um disco de cera n<sup>o</sup> 9 (Wilson - Polidental Indústria e Comércio Ltda.), com diâmetro de 20 mm por 1,5 mm de espessura. Ao disco, por sua vez, eram adaptados bastões de cera (Cerafix - Cerafix Indústria e Comércio de Artigos Odontológicos Ltda.), com 1,5 mm de espessura por 40 mm de comprimento, curvados em direção ao bloco de cera utilidade fixado à placa de vidro, promovendo ventilação para escape dos gases do bloco de revestimento, no momento da injeção da liga líquefeita (Figura 4.1).

O bloco de cera contendo as hastes metálicas era adaptado ao interior de um anel de P.V.C. contento 110 mm de comprimento por 50 mm de diâmetro interno e com parede com 2 mm de espessura, seccionado longitudinalmente para não confinar a expansão de presa do revestimento (Figura 4.1).

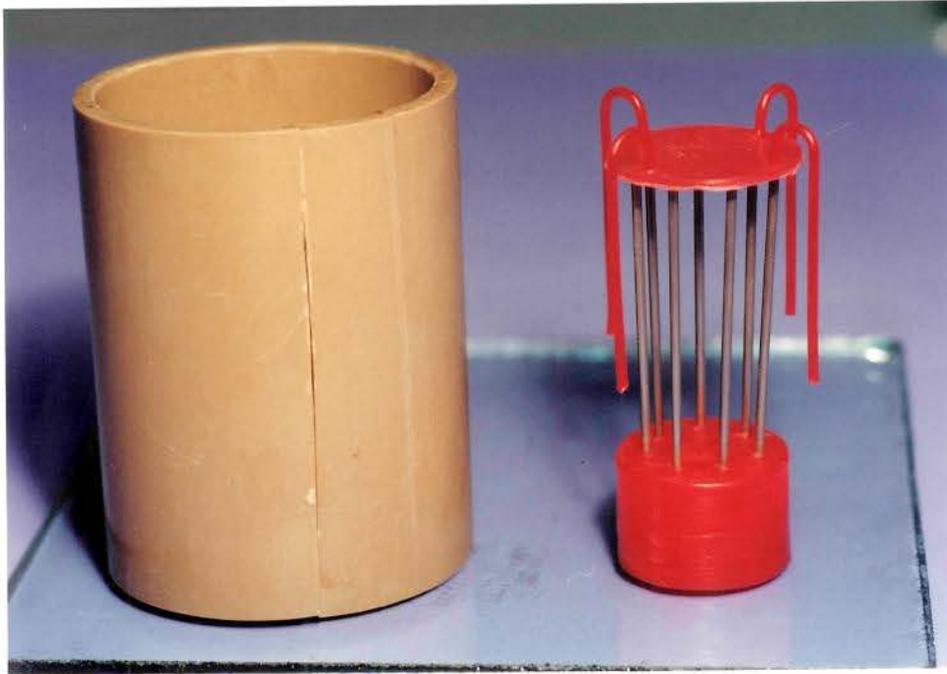


FIGURA 4.1 - Conjunto para inclusão e anel de inclusão.

As hastes metálicas e o interior do cilindro de P.V.C. eram isoladas com vaselina sólida. O revestimento para altas temperaturas (Precise - Dentisply Indústria e Comércio Ltda) era proporcionado de acordo com as instruções do fabricante (350 gramas de pó para 59,5 ml de líquido) e espatulado mecanicamente à vácuo por 30 segundos em inclusor elétrico (Polidental - Polidental Indústria e Comércio Ltda) (ALLAN & ASGAR<sup>1</sup>, 1966). Após a manipulação, o revestimento era vazado sob vibração no interior do anel e deixado em temperatura ambiente por 1 hora, quando o cilindro plástico era removido. Para a obtenção das 10 amostras de cada grupo de teste, eram confeccionados 2 blocos de revestimento, sendo armazenados por 24 horas em temperatura ambiente, até a completa cristalização e desidratação.

#### 4.2.2.3. PROCESSO DE FUNDIÇÃO:

Após a armazenagem por 24 horas, o bloco de revestimento era imerso em água à temperatura ambiente por 10 minutos, conforme recomendações do fabricante. Em seguida, tanto o bloco de revestimento como o cadinho para fundição eram colocados num forno elétrico (Bravac - Bravac Indústria Eletromecânica), não aquecido (STRANDMAN & GLANTZ<sup>59</sup>, 1976). A temperatura do forno era elevada lentamente até atingir 400°C, durante 60 minutos, estando o anel com a base

formadora de cadinho voltada para baixo. Nessa temperatura, as hastes metálicas eram removidas do interior do anel e sua posição era invertida, permanecendo com a base formadora de cadinho voltada para cima. A temperatura do forno era aumentada para 870 °C, procedimento que levava outros 60 minutos. Nesta condição, o cilindro de revestimento permanecia por mais 45 minutos, totalizando 165 minutos de aquecimento.

Para a fusão das ligas metálicas era utilizado como fonte de calor um maçarico à oxigênio e acetileno (White Martins - White Martins Indústria e Comércio Ltda), equipado com extensão tipo multi-chama nº 70 (White Martins - White Martins Indústria e Comércio Ltda) (HARCOURT<sup>36</sup>, 1960; HARCOURT<sup>37</sup>, 1962; HARCOURT<sup>34</sup>, 1964; HARCOURT & COTTERILL<sup>38</sup>, 1965; BERGMAN *et al.*<sup>13</sup>, 1974; STRANDMAN<sup>56</sup>, 1976; STRANDMAN<sup>57</sup>, 1976; STRANDMAN<sup>58</sup>, 1976; STRANDMAN & GLANTZ<sup>59</sup>, 1976; ERIKSSON *et al.*<sup>30</sup>, 1983; CUCCI *et al.*<sup>21</sup>, 1990; CUCCI *et al.*<sup>22</sup>, 1990; GIAMPAOLO *et al.*<sup>31</sup>, 1991; GIAMPAOLO *et al.*<sup>32</sup>, 1991). A pressão de saída do oxigênio era regulada para 5 kg/cm<sup>2</sup> e do acetileno, para 1,0 kg/cm<sup>2</sup>, conforme recomendação do fabricante da fonte de calor. A combustão da mistura oxigênio-acetileno era devidamente regulada, até a obtenção de chama redutora com aproximadamente 10 mm de comprimento, situando-se a aproximadamente 10 cm de distância do cadinho (HARCOURT<sup>36</sup>, 1960; HARCOURT<sup>37</sup>, 1962; HARCOURT<sup>34</sup>, 1964).

Previamente à fusão da liga, o cadinho para fundição era removido do forno e posicionado na centrífuga (V.H. - V.H. Equipamentos), previamente calibrada com 4 voltas. Eram utilizadas 44 gramas de liga para fundir cada bloco de revestimento, pesadas em balança analítica (J.K. 180 - Chyo Balance Corporation - Japan), sendo que a completa liquificação da liga levava aproximadamente 45 segundos. Somente após a completa fusão da liga, o cilindro de revestimento era posicionado na centrífuga. Quando cessada a movimentação do braço da centrífuga, o cilindro de revestimento era removido e deixado sob bancada em temperatura ambiente por 15 minutos. Transcorrido este tempo, era imerso em água até o completo resfriamento (HARCOURT<sup>34</sup>, 1964).

#### 4.2.2.4. DESINCLUSÃO DAS AMOSTRAS:

Após o resfriamento do bloco, o revestimento era fraturado manualmente e o conjunto metálico removido. Em seguida, as amostras eram separadas da base

formadora do cadinho e do sistema de ventilação com disco de carboneto de silício de 0,3 mm de espessura (Separating Disk - Dentorium International - U.S.A.), adaptado num motor de bancada (Nevoni - Nevoni Equipamentos Odonto Médico Hospitalares), com velocidade de 16.000 r.p.m. Após o seccionamento, as amostras eram limpas por raspagem com instrumento cortante manual e em ultra-som (Thornton - Thornton Ltda.), com solução de água/detergente doméstico, na proporção de 20/1 (em volume), por 10 minutos e jateadas com óxido de alumínio (50  $\mu\text{m}$ ) num jateador (Trijato - Odonto Larcon Ltda.). (DIETER<sup>24</sup>, 1981)

#### 4.2.2.5. USINAGEM DAS AMOSTRAS:

Após a limpeza, 3 mm de uma das extremidades permanecia fixada à placa (castanhas) de um torno mecânico, enquanto a outra era introduzida em 2 mm num dispositivo fixo do torno, contendo um orifício de 2,0 mm de diâmetro interno, com orientação centralizada em relação ao eixo de rotação, possibilitando ajustes no comprimento das amostras. Ao carro móvel do torno, era adaptado um motor elétrico de bancada (C.S. 421 - Dentec Indústria e Comércio Ltda.), alinhado perpendicularmente ao eixo de rotação das amostras. O desgaste era obtido pela cinética concomitante do torno e do motor de bancada, permitindo que as pontas montadas abrasivas (Abrasivos Piranha - Schelble Ltda.) percorressem toda a extensão livre das amostras, através da movimentação longitudinal do carro do torno (Figura 4.2).

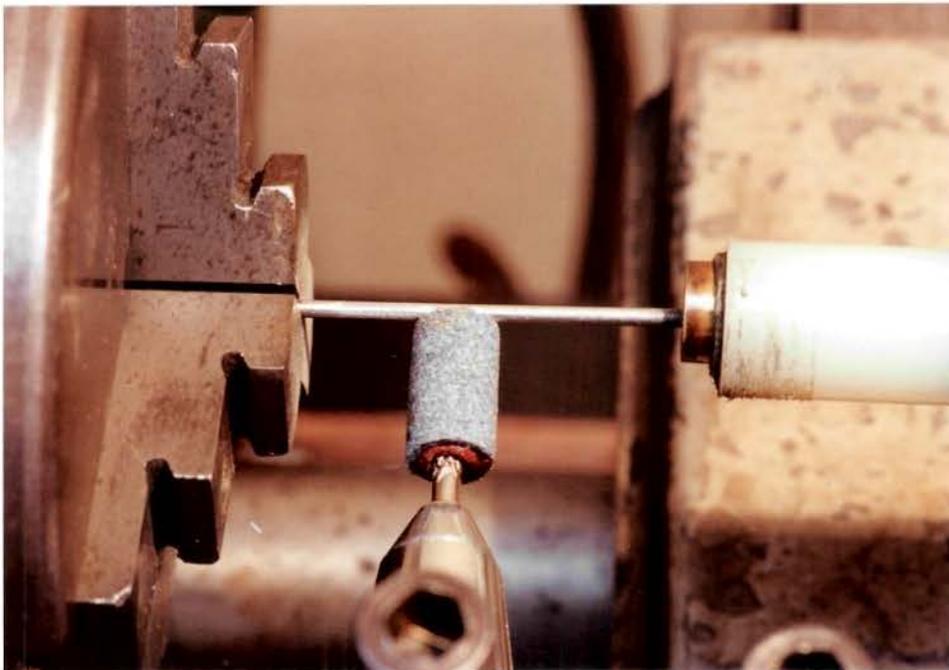


FIGURA 4.2 - Usinagem das amostras em torno mecânico.

Na usinagem das amostras, as dimensões eram constantemente aferidas por paquímetro, com precisão de 0,01 mm, até a obtenção do diâmetro de 1,8 mm (CATTANEO, *et al.*<sup>18</sup>, 1992).

#### 4.2.2.6. POLIMENTO DAS AMOSTRAS:

Finalizada a usinagem, as amostras eram submetidas ao polimento eletrolítico em equipamento elétrico (Knebel - Knebel Produtos Dentários Ltda.). Através da manipulação dos braços do aparelho, era possível a completa imersão das amostras na solução para polimento (Lustracromo - Knebel Produtos Dentários Ltda.). O aparelho era devidamente regulado, permitindo o aquecimento da solução a temperatura de 45 °C e emissão de uma corrente de 2 amperes. As amostras eram polidas eletroliticamente por 15 minutos.

Após o polimento eletrolítico, as amostras eram novamente levadas ao torno mecânico de bancada e polidas com borracha abrasiva de coloração verde para acabamento de ligas de cromo (Rubber Point - Dentorium International - U.S.A. ).

Ao término da usinagem e polimento, as amostras apresentavam 1,7 mm de diâmetro. Cada uma delas era inspecionada visualmente para verificação de eventuais defeitos superficiais. As amostras com defeitos superficiais eram descartadas.

#### 4.2.3. OBTENÇÃO DAS AMOSTRAS REFUNDIDAS:

Além das amostras confeccionadas exclusivamente em liga nova, outras foram confeccionadas com 50 % de liga refundida, obtidas do botão de fundição oriundo das fundições descritas anteriormente, aos quais eram acrescidas quantidades iguais de liga nova (HARCOURT<sup>37</sup>, 1962). A técnica de inclusão, fundição, usinagem e polimento, seguiu os procedimentos anteriormente descritos (item 4.2.2).

#### 4.2.4. OBTENÇÃO DAS AMOSTRAS SOLDADAS:

##### 4.2.4.1. SECCIONAMENTO DAS AMOSTRAS:

Logo após a usinagem e polimento, as amostras, eram seccionadas a 22 mm de uma das extremidades com disco de carboneto de silício de 0,3 mm de

espessura (Separating Disk - Dentorium International - U.S.A.), com auxílio de um motor de bancada (Nevoni - Nevoni Equipamentos Odonto Médico Hospitalares), com velocidade de 16.000 r.p.m..

Após o seccionamento, as duas porções seccionadas eram agrupadas, permitindo que posteriormente fossem submetidas ao processo de soldagem.

#### 4.2.4.2. USINAGEM DAS EXTREMIDADES:

As porções seccionadas das amostras eram novamente acopladas à placa do torno mecânico de bancada, mantidas fixas por uma das extremidades. O motor elétrico de baixa rotação (C.S. 421 - Dentec Indústria e Comércio Ltda.), era novamente fixado ao carro do torno, que, por sua vez, permanecia devidamente ajustado, possibilitando inclinação de 30° da ponta ativa do motor em relação ao eixo de rotação das porções seccionadas da amostra, com a intenção de promover com uma pedra montada de acabamento de ligas de cromo (Abrasivos Piranha - Schelble Ltda.) um biselamento na extremidade livre da amostra, conferindo-lhe geometria cônica, tipo ponta de lápis. Ambas as extremidades seccionadas eram usinadas como descrito (Figura 4.3).



FIGURA 4.3 - Usinagem das extremidades para soldagem.

#### 4.2.4.3. RELACIONAMENTO DAS AMOSTRAS:

Após a usinagem das extremidades das duas secções, as amostras eram posicionadas em um dispositivo acrílico relacionador. Tal dispositivo possuía duas porções distintas: superior e inferior. A porção inferior apresentava um sulco fresado de aproximadamente 1,5 mm de diâmetro, onde as amostras eram apoiadas, com a intenção de alinhar as duas porções uni-axialmente. A porção superior plana fixava-se sobre a inferior com parafusos e porcas para promover completa apreensão das porções seccionadas. Um orifício de 8 mm de diâmetro localizado na junção da porção superior com a inferior do dispositivo, atravessava-o horizontalmente e transversalmente, permitindo acesso às extremidades seccionadas das amostras (Figura 4.4).

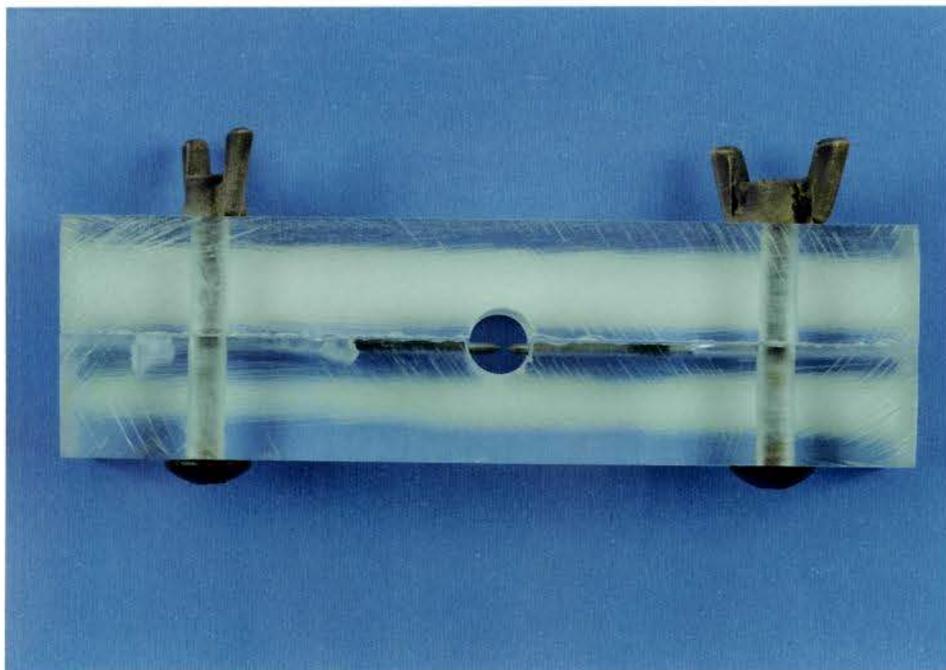


FIGURA 4.4 - Dispositivo acrílico relacionador para soldagem.

Um espaçador de 0,3 mm de espessura era interposto entre as porções a serem soldadas, mantendo um espaçamento padronizado em todas as amostras (BARAKAT & ASGAR<sup>7</sup>, 1986; ANGELINI *et al.*<sup>2</sup>, 1989; CATTANEO *et al.*<sup>18</sup>, 1992). Em seguida, a porção superior do dispositivo era fixada por meio dos parafusos, o espaçador retirado e as extremidades seccionadas unidas com resina acrílica ativada quimicamente (Duralay - Reliance Dental Company - U.S.A.), inserida

com pincel, pelo orifício de acesso do dispositivo, restabelecendo as dimensões prévias. Após 30 minutos da inserção da resina, a porção superior do dispositivo era removida, a amostra deslocada e a área envolta por resina era coberta com cera utilidade (Wilson - Polidental Indústria e Comércio Ltda.).

#### 4.2.4.4. INCLUSÃO EM REVESTIMENTO:

O revestimento para altas temperaturas (Precise - Dentisply Indústria e Comércio Ltda.) era proporcionado de acordo com as instruções do fabricante (30 gramas de pó para 5,1 ml de água) e espatulado com água em substituição ao líquido específico, conforme preconizado pelo fabricante da liga de solda. A espatulação por 20 segundos era conduzida mecanicamente à vácuo.

Canaletas plásticas de 60 mm de comprimento por 20 mm de largura, isoladas com vaselina sólida e vedadas com cera utilidade nas extremidades, eram utilizadas como matrizes para o revestimento. O revestimento era vertido sob vibração no interior das canaletas e as amostras imersas parcialmente, de modo a permitir que a região coberta com a cera utilidade, envolvendo a resina acrílica utilizada na fixação das porções a serem soldadas, não fossem incluídas em revestimento. O conjunto permanecia em temperatura ambiente por 12 horas, até a completa desidratação do revestimento.

#### 4.2.4.5. PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM:

Após decorridas as 12 horas de armazenagem, o bloco de revestimento era aquecido com maçarico convencional à gás (G.L.P. - gás liquefeito de petróleo) e ar, até a completa volatilização da cera utilidade e da resina acrílica. Em seguida, o bloco era colocado num forno elétrico a 450° C (Bravac - Bravac Indústria Eletromecânica), por 15 minutos. Após o aquecimento, o bloco era removido do forno e resfriado lentamente até a temperatura ambiente, conforme instruções do fabricante da liga de solda. Em seguida, a área de união a ser soldada era jateada com óxido de alumínio (50 µm) num jateador (Trijato - Odonto Larcon Ltda.) (Figura 4.5).

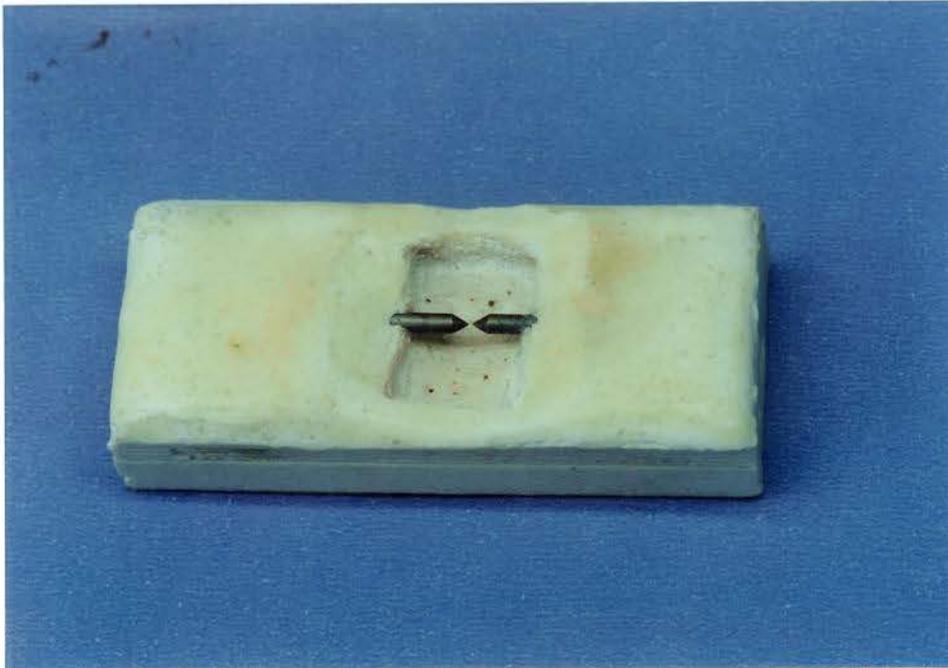


FIGURA 4.5 - Bloco de revestimento para soldagem.

Na soldagem era utilizado como fonte de calor um maçarico (Dräger - Dräger do Brasil Ltda) à gás (G.L.P - gás liquefeito de petróleo) e oxigênio, equipado com extensão para soldagem número 1 (Dräger - Dräger do Brasil Ltda) (TOWNSEND *et al.*<sup>62</sup>, 1983; BARAKAT & ASGAR<sup>7</sup>, 1986; CATTANEO *et al.*<sup>18</sup>, 1992). A regulagem dos gases permitiu a obtenção de um cone redutor de 20 mm de comprimento, cujo vértice era direcionado à área de união.

Conforme recomendações do fabricante da liga de solda, a haste da solda (Dentorium - Dentorium International - U.S.A.) era aquecida até atingir uma coloração laranja fosca, quando era imediatamente imersa no fundente (pasta de ácido bórico e fluoreto de sódio, dissolvidos em água destilada). As partes a serem unidas eram aquecidas até a obtenção da coloração vermelho brilhante. Em seguida, a vareta de solda presa por um pinça específica era colocada no local, sem que a chama fosse removida. Tão logo a liga de solda fluísse pelas extremidades da amostra, a chama era removida.

Após o resfriamento lento do conjunto até temperatura ambiente, as amostras eram desincluídas e a área soldada novamente jateada com óxido de alumínio (50  $\mu$ m). Cada amostra era inspecionada a fim de detectar alguma deficiência

de soldagem da área de união. As amostras com soldagens deficientes eram descartadas.

#### 4.2.4.6. USINAGEM DAS AMOSTRAS SOLDADAS:

As amostras soldadas eram adaptadas à placa do torno mecânico de bancada, equipado com pedra montada abrasiva, alinhada perpendicularmente à amostra. O excesso de solda presente na área soldada era desgastada, até que o diâmetro original da amostra fosse restabelecido.

Em seguida, era feito o polimento no torno com borracha abrasiva para acabamento de ligas de cromo, como já descrito (item 4.2.2.6).

#### 4.2.5. ENSAIO DE RESISTÊNCIA À FADIGA:

Previamente ao ensaio de resistência à fadiga, os 5 mm das extremidades, correspondente às porções das amostras utilizadas para fixação ao torno durante os procedimentos de usinagem e polimento, eram seccionadas por disco de carboneto de silício e descartadas.

A avaliação da resistência à fadiga das amostras era efetuada numa máquina de cargas cíclicas AMSLER (Alfred J. Amsler & Co. - Shaffhausen - Schaweis - Switzerland). Uma das extremidades da amostra era presa ao mordente fixo superior da máquina e a outra, ao mordente oscilatório inferior. (Figura 4.6).

A máquina era regulada com carregamento constante de tração de 1 kg. Cada uma das amostras era solicitada à flexão através de ciclo oscilatório de 2° para cada lado. (Vide Apêndice - Capítulo 8). O número de ciclos até a fratura era registrado por um mostrador de 5 dígitos acoplado ao aparelho. Tão logo fosse verificada a fratura, o número de ciclos era anotado e as secções mantidas agrupadas para posterior análise da superfície de fratura.

#### 4.2.6. ANÁLISE FRACTOGRÁFICA:

As amostras receberam tratamento com tinta à base de prata (PC 200 Prata Condutor - Degussa S.A.) e as superfícies de fratura eram metalizadas com película de ouro de 20 nm, em recobridor tipo "sputer" (SCD 050 - Balzers). A análise superficial e as fotomicrografias da fratura eram conduzidas em microscopia

eletrônica de varredura (Digital Scanning Microscope - DSM 960 - Carl Zeiss - Germany) (TEHINI & STEIN<sup>61</sup>, 1993, CATTANEO, *et al.*<sup>18</sup>, 1992, ANGELINI, *et al.*<sup>2</sup>, 1989).

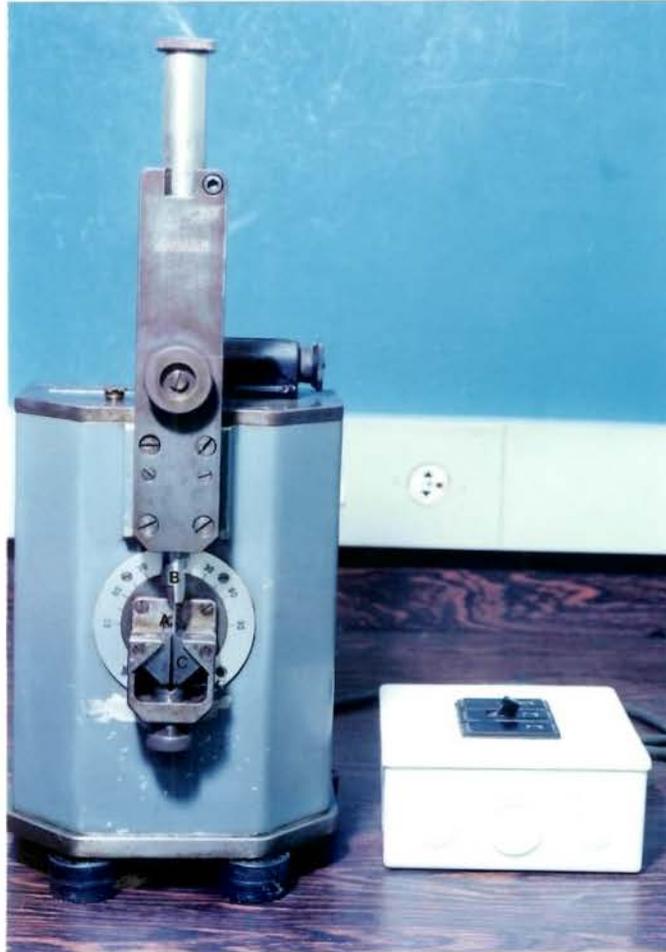


FIGURA 4.6 - Máquina de ensaios cíclicos:  
A - amostra;  
B - mordente fixo superior;  
C - mordente oscilatório inferior..

#### 4.2.7. ANÁLISE ESTATÍSTICA:

O delineamento experimental utilizado foi inteiramente casualizado com esquema fatorial. Para a comparação entre as médias das três ligas (Steldent, Dentorium e Biosil), nas proporções de 50 e 100% de liga nova, submetidas ou não ao procedimento de soldagem, foi utilizado o teste de Tukey, ao nível de 5 % de probabilidade (Vide Apêndice - Capítulo 8).

5-RESULTADOS

## 5-RESULTADOS:

Os valores originais do número de ciclos até a fratura, correspondente à resistência à fadiga, para as ligas Steldent, Dentorium e Biosil, ensaiadas nas condições de utilização exclusiva de liga nova e nas misturas de partes iguais de liga nova e liga refundida, com a incidência ou não do procedimento de soldagem, foram submetidas à análise estatística, mediante a utilização do teste de Tukey, ao nível de 5% de probabilidade (Vide Capítulo 8- Apêndice).

Os dados obtidos a partir da análise estatística estão contidos nas Tabelas 5.1, 5.2, 5.3 e 5.4 e nas Figuras 5.1, 5.2, 5.3 e 5.4.

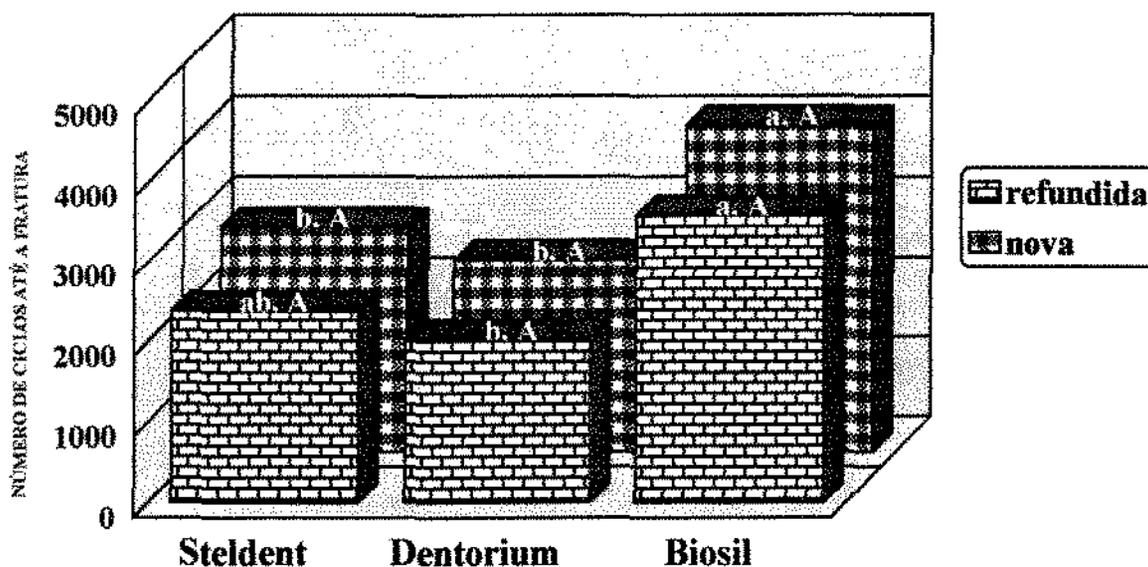
A Tabela 5.1 e a Figura 5.1 mostram os valores médios de resistência à fadiga em número de ciclos até a ruptura, para as ligas metálicas Steldent, Dentorium e Biosil, nas condições de novas e refundidas, livres do procedimentos de soldagem.

**TABELA 5.1 - MÉDIAS DE RESISTÊNCIA À FADIGA DAS LIGAS METÁLICAS NA CONDIÇÃO DE NOVAS E REFUNDIDAS, LIVRES DO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM**

CONDIÇÃO DE REFUSÃO	LIGAS METÁLICAS SEM SOLDA		
	STELDENT	DENTORIUM	BIOSIL
NOVA	2801,20 b, A	2386,60 b, A	4062,30 a, A
REFUNDIDA	2373,20 ab, A	2015,70 b, A	3572,30 a, A

MÉDIAS SEGUIDAS DE MESMA LETRA MINÚSCULA NA LINHA E MAIÚSCULA DA COLUNA NÃO DIFEREM ESTATISTICAMENTE PELO TESTE DE TUKEY AO NÍVEL DE 5% DE PROBABILIDADE

**FIGURA 5.1 - MÉDIAS DE RESISTÊNCIA À FADIGA DAS LIGAS METÁLICAS NA CONDIÇÃO DE NOVAS E REFUNDIDAS, LIVRES DO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM**



BARRAS SEGUIDAS DE MESMA LETRA MINÚSCULA NA HORIZONTAL E MAIÚSCULA NA VERTICAL NÃO DIFEREM ESTATISTICAMENTE PELO TESTE DE TUKEY AO NÍVEL DE 5 % DE PROBABILIDADE

Na condição de novas, a liga Biosil registrou valores médios de resistência à fadiga, em números de ciclos previamente à fratura, superiores estatisticamente àqueles obtidos pelas ligas Steldent e Dentorium as quais não mostraram resultados com diferenças estatisticamente significativas.

Na condição de refundidas, a liga Biosil registrou valores médios de resistência à fadiga semelhantes estatisticamente aos obtidos pela liga Steldent, porém superiores e estatisticamente diferentes dos apresentados pela liga Dentorium. A liga Steldent, estatisticamente, mostrou valores médios semelhantes aos registrados tanto para a liga Biosil como para a liga Dentorium.

A comparação entre as amostras obtidas de uma mesma liga metálica, mostra que não houve diferenças estatisticamente significativas na resistência à fadiga entre aquelas obtidas exclusivamente com liga nova e as obtidas pela fusão de partes iguais de liga nova e liga previamente fundida para as três ligas ensaiadas.

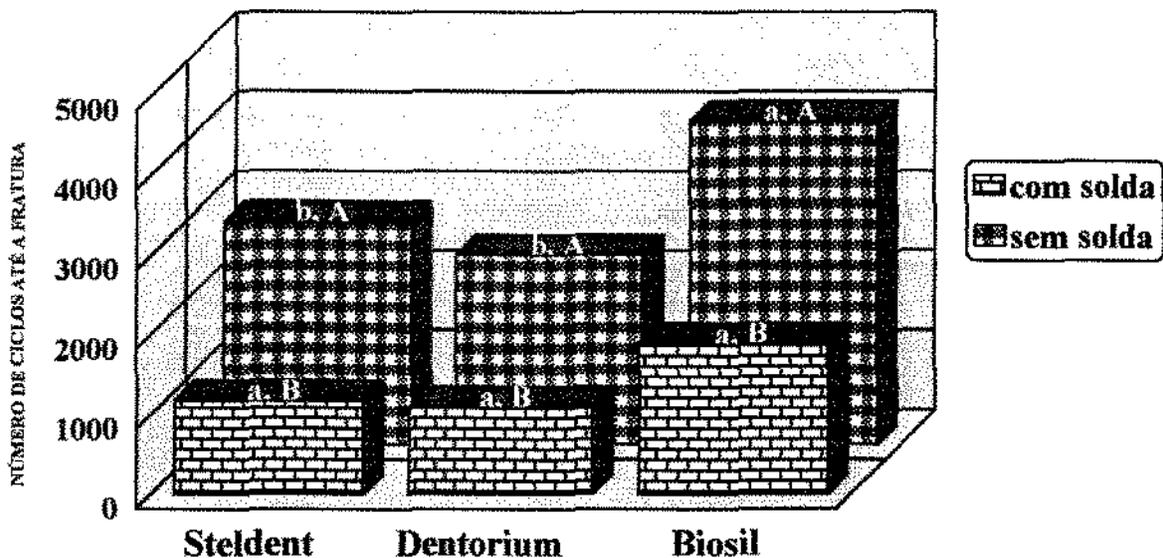
A Tabela 5.2 e a Figura 5.2 registram os valores médios de resistência à fadiga em número de ciclos até a fratura, para as três ligas avaliadas, nas condições de novas, anterior ou posteriormente ao procedimento de soldagem.

**TABELA 5.2 - MÉDIAS DE RESISTÊNCIA À FADIGA DAS LIGAS METÁLICAS NA CONDIÇÃO DE NOVAS, SUBMETIDAS OU NÃO AO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM**

CONDIÇÃO DE SOLDAGEM	LIGAS METÁLICAS NOVAS		
	STELDENT	DENTORIUM	BIOSIL
COM SOLDA	1174,30 a, B	1097,30 a, B	1894,80 a, B
SEM SOLDA	2801,20 b, A	2386,60 b, A	4062,30 a, A

MÉDIAS SEGUIDAS DE MESMA LETRA MINÚSCULA NA LINHA E MAIÚSCULA DA COLUNA NÃO DIFEREM ESTATISTICAMENTE PELO TESTE DE TUKEY AO NÍVEL DE 5% DE PROBABILIDADE

**FIGURA 5.2 - MÉDIAS DE RESISTÊNCIA À FADIGA DAS LIGAS METÁLICAS NA CONDIÇÃO DE NOVAS, SUBMETIDAS OU NÃO AO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM**



BARRAS SEGUIDAS DE MESMA LETRA MINÚSCULA NA HORIZONTAL E MAIÚSCULA NA VERTICAL NÃO DIFEREM ESTATISTICAMENTE PELO TESTE DE TUKEY AO NÍVEL DE 5% DE PROBABILIDADE

Livres do procedimento de soldagem, as ligas Dentorium e Steldent não apresentaram diferenças estatisticamente significativas. Porém, nesta mesma condição, verifica-se a superioridade estatística da liga Biosil.

Quando soldadas, as três ligas ensaiadas, na condição de utilização exclusiva de liga nova, apresentaram valores médios de resistência à fadiga estatisticamente inferiores àqueles obtidos com as mesmas amostras, porém livres de solda.

Após o procedimento de soldagem, as amostras das ligas Steldent, Dentorium e Biosil obtidas exclusivamente com liga nova, obtiveram valores semelhantes estatisticamente.

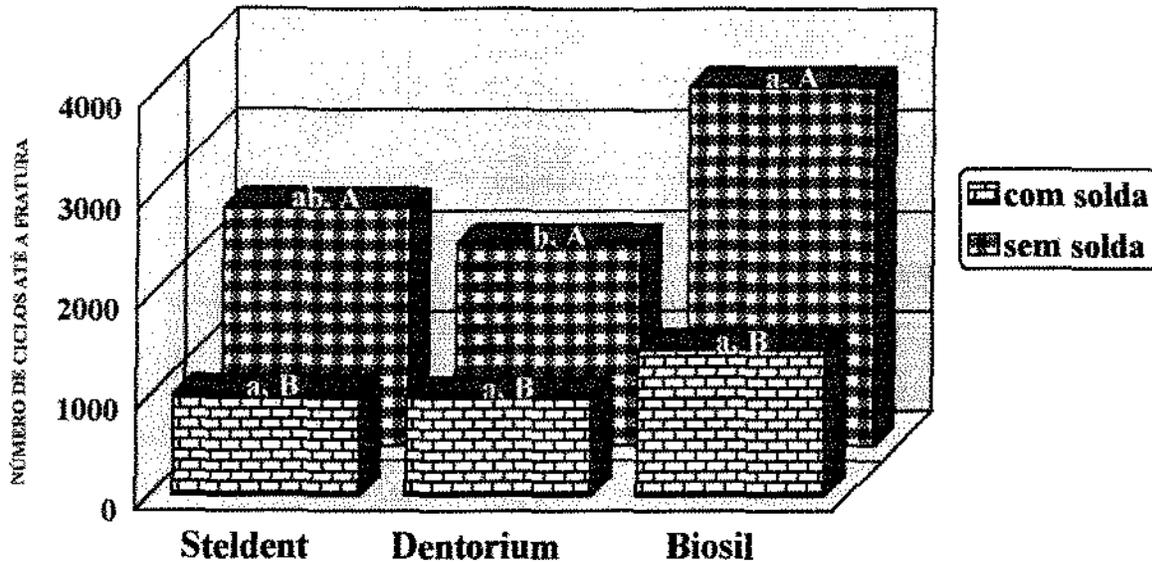
A Tabela 5.3 e a Figura 5.3 registram os valores médios de resistência à fadiga em número de ciclos até a ruptura, para as ligas Steldent, Dentorium e Biosil, avaliadas nas condições de refundidas, anterior ou posteriormente ao procedimento de soldagem.

**TABELA 5.3 - MÉDIAS DE RESISTÊNCIA À FADIGA DAS LIGAS METÁLICAS NA CONDIÇÃO DE REFUNDIDAS, SUBMETIDAS OU NÃO AO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM**

CONDIÇÃO DE SOLDAGEM	LIGAS METÁLICAS REDUNDIDAS		
	STELDENT	DENTORIUM	BIOSIL
COM SOLDA	1005,10 a, B	984,30 a, B	1457,00 a, B
SEM SOLDA	2373,20 ab, A	2015,70 b, A	3572,30 a, A

MÉDIAS SEGUIDAS DE MESMA LETRA MINÚSCULA NA LINHA E MAIÚSCULA DA COLUNA NÃO DIFEREM ESTATISTICAMENTE PELO TESTE DE TUKEY AO NÍVEL DE 5% DE PROBABILIDADE

**FIGURA 5.3 - MÉDIAS DE RESISTÊNCIA À FADIGA DAS LIGAS METÁLICAS NA CONDIÇÃO DE REFUNDIDAS, SUBMETIDAS OU NÃO AO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM**



BARRAS SEGUIDAS DE MESMA LETRA MINÚSCULA NA HORIZONTAL E MAIÚSCULA NA VERTICAL NÃO DIFEREM ESTATISTICAMENTE PELO TESTE DE TUKEY AO NÍVEL DE 5 % DE PROBABILIDADE

Apresentando-se como refundidas, na ausência do procedimento de soldagem, as ligas Biosil e Steldent mostraram os maiores valores médios relativos à resistência à fadiga, não apresentando diferenças estatisticamente significativas entre si.

Estatisticamente, as amostras refundidas e livres de solda obtidas com a liga Steldent, equivaleram-se tanto àquelas obtidas com liga Biosil como às da liga Dentorium.

Quando submetidas ao procedimento de soldagem, as três ligas ensaiadas na condição de refundidas, apresentaram valores médios de resistência à fadiga semelhantes e estatisticamente inferiores àqueles obtidos com as amostras livres de solda.

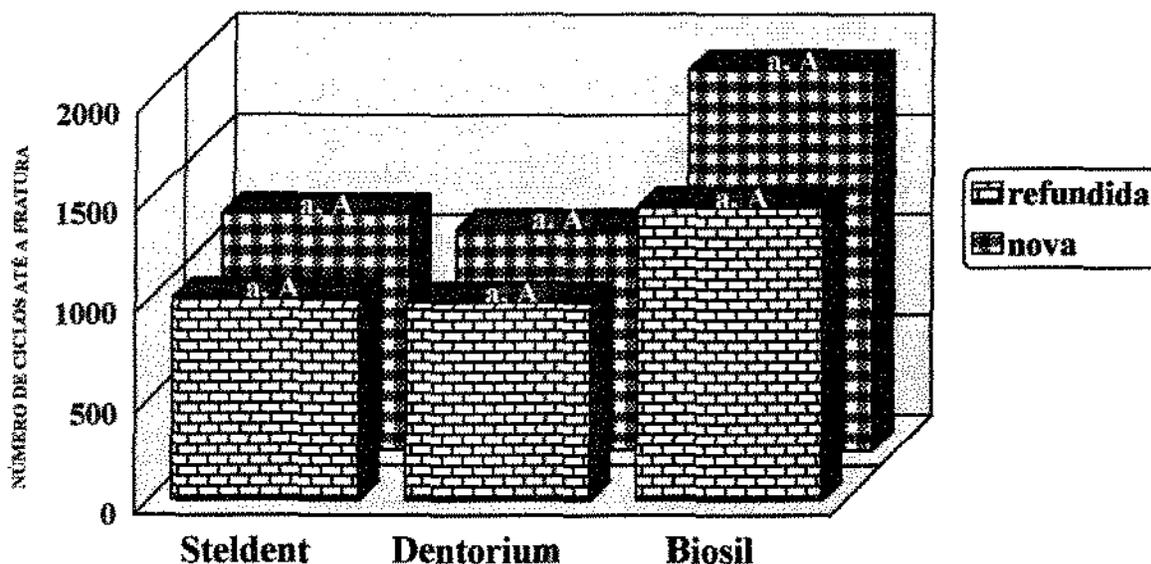
A Tabela 5.4 e a Figura 5.4 registram os valores médios de resistência à fadiga em número de ciclos até a ruptura, para as ligas Steldent, Dentorium e Biosil, avaliadas nas condições de novas e refundidas após terem sido submetidas ao procedimento de soldagem.

**TABELA 5.4 - MÉDIAS DE RESISTÊNCIA À FADIGA DAS LIGAS METÁLICAS NA CONDIÇÃO DE NOVAS E REFUNDIDAS, SUBMETIDAS AO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM**

CONDIÇÃO DE REFUSÃO	LIGAS METÁLICAS SOLDADAS		
	STELDENT	DENTORIUM	BIOSIL
NOVA	1174,30 a, A	1097,30 a, A	1894,80 a, A
REFUNDIDA	1005,10 a, A	984,30 a, A	1457,00 a, A

MÉDIAS SEGUIDAS DE MESMA LETRA MINÚSCULA NA LINHA E MAIÚSCULA DA COLUNA NÃO DIFEREM ESTATISTICAMENTE PELO TESTE DE TUKEY AO NÍVEL DE 5% DE PROBABILIDADE

**FIGURA 5.4 - MÉDIAS DE RESISTÊNCIA À FADIGA DAS LIGAS METÁLICAS NA CONDIÇÃO DE NOVAS E REFUNDIDAS, SUBMETIDAS AO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM**



BARRAS SEGUIDAS DE MESMA LETRA MINÚSCULA NA HORIZONTAL E MAIÚSCULA NA VERTICAL NÃO DIFEREM ESTATISTICAMENTE PELO TESTE DE TUKEY AO NÍVEL DE 5% DE PROBABILIDADE

Quando soldadas, as amostras obtidas com as três ligas avaliadas, não apresentaram diferenças estatisticamente significativas tanto na condição de novas como refundidas.

A comparação para cada uma das ligas individualmente, mostra que não existem diferenças estatisticamente significativas entre as amostras novas e refundidas, após terem sido soldadas.

As Figuras 5.5, 5.6, 5.7, 5.8, 5.9, 5.10, 5.11 e 5.12 identificam o aspecto da superfície de fratura das amostras após o ensaio de resistência à fadiga, observadas sob microscopia eletrônica de varredura.

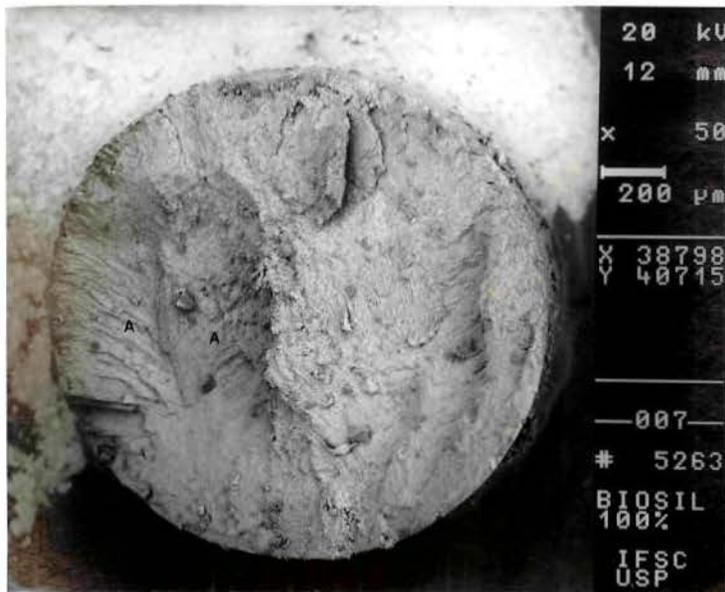


FIGURA 5.5 - Fotomicrografia por microscopia eletrônica de varredura da liga Biosil nova, sem solda, fraturada com 6.617 ciclos (aumento de 50 X):  
A - aspecto estriado promovido pela trinca por fadiga.

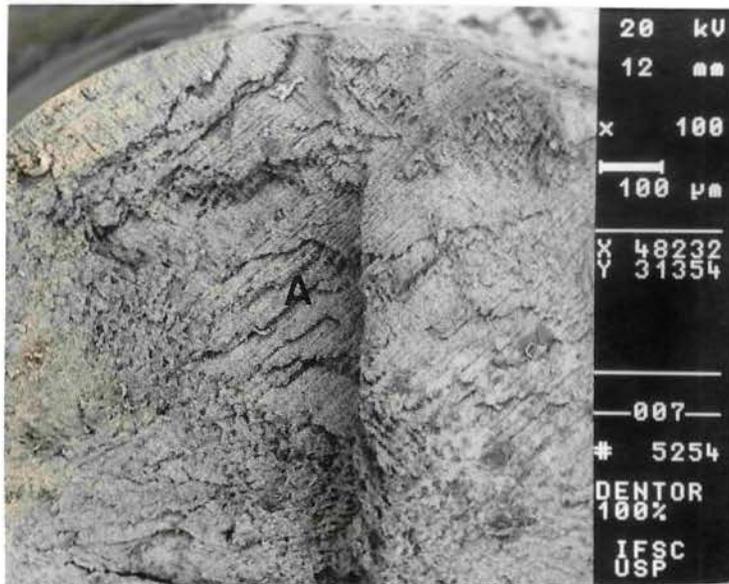


FIGURA 5.6 - Fotomicrografia por microscopia eletrônica de varredura da liga Dentorium nova, sem solda, fraturada com 4.467 ciclos (aumento de 100 X):  
A - aspecto estriado promovido pela trinca por fadiga.



FIGURA 5.7 - Fotomicrografia por microscopia eletrônica de varredura da liga Steldent refundida, sem solda, fraturada com 4.414 ciclos (aumento de 50 X):  
A - região de propagação da trinca por fadiga;  
B - região de fratura dúctil pela diminuição da secção transversa.

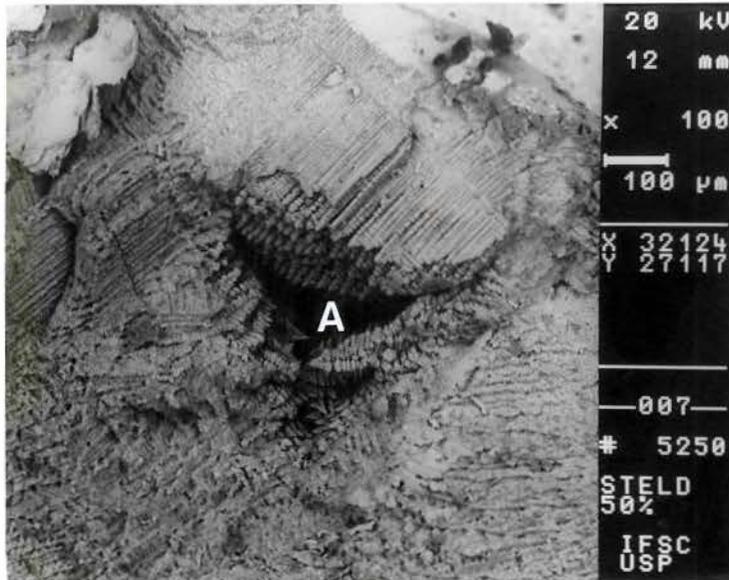


FIGURA 5.8 - Fotomicrografia por microscopia eletrônica de varredura da liga Steldent refundida, sem solda, fraturada com 2.308 ciclos (aumento de 100 X):  
A - porosidade imposta pela técnica de fundição.

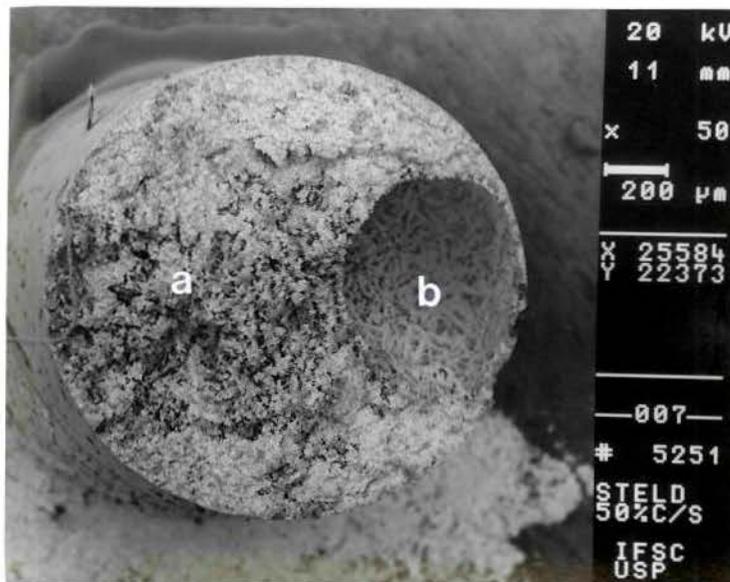


FIGURA 5.9 - Fotomicrografia por microscopia eletrônica de varredura da liga Steldent refundida com solda fraturada com 248 ciclos (aumento de 50 X):  
A - superfície irregular da liga de solda;  
B - porosidade por aprisionamento de gás.

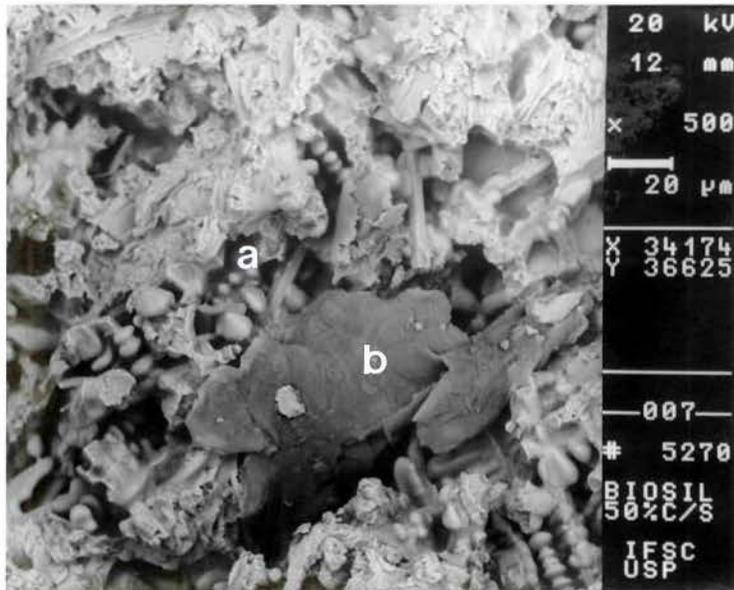


FIGURA 5.10 - Fotomicrografia por microscopia eletrônica de varredura da liga Biosil refundida com solda fraturada com 1.251 ciclos (aumento de 500 X):  
A - superfície irregular da liga de solda;  
B - porosidade por inclusão de partícula de fundente.

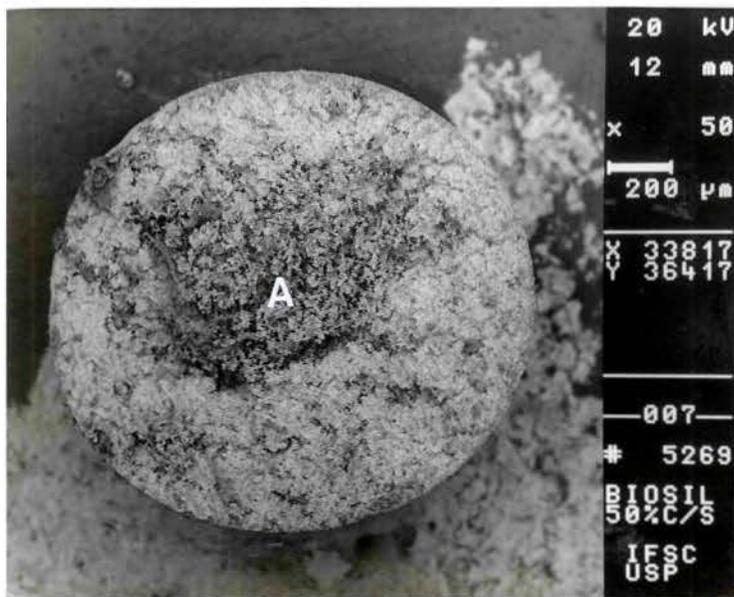


FIGURA 5.11 - Fotomicrografia por microscopia eletrônica de varredura da liga Biosil refundida com solda fraturada com 5.268 ciclos (aumento de 50 X):  
A - superfície irregular e rugosa da liga de solda.



FIGURA 5.12 - Fotomicrografia por microscopia eletrônica de varredura da liga Dentorium nova com solda fraturada com 1.024 ciclos (aumento de 50 X):

- A - aspecto dendrítico do metal soldado;
- B - porosidade imposta pela técnica de fundição.

## 6 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

## 6-DISCUSSÃO DOS RESULTADOS:

As infra-estruturas metálicas das próteses parciais removíveis são particularmente afetadas pelo fenômeno de fadiga, visto que os grampos de retenção destes aparelhos, posicionados em áreas retentivas, sofrem constante deflexão durante a inserção e remoção da prótese e durante a própria dinâmica mastigatória. (CRAIG *et al.*<sup>20</sup>, 1989, DE FIORI<sup>23</sup>, 1983)

Assim, simulando a deflexão e conseqüente fadiga dos grampos de próteses parciais removíveis, verificamos nas Tabela 5.1 e Figura 5.1 que a liga Biosil na condição de nova e livre do procedimento de soldagem, obteve os maiores valores médios de resistência à fadiga, alcançando 4.062,30 ciclos até a fratura, mostrando-se superior e diferente estatisticamente das ligas Steldent e Dentorium ( $p < 0,05$ ). A liga Dentorium apresentou os menores valores médios de resistência à fadiga (2.386,60 ciclos), porém, sem mostrar diferenças estatisticamente significativas em relação à liga Steldent, que registrou 2.801,20 ciclos ( $p > 0,05$ ).

Com base nestes resultados, seria válido supor que a liga Biosil poderia apresentar melhor desempenho clínico, com a possibilidade de que as próteses parciais removíveis confeccionadas com este material pudessem permanecer em serviço por maior período de tempo, sem que ocorresse o fracasso por fraturas.

Na condição de refundida e na ausência do procedimento de soldagem, a liga Biosil novamente mostrou valores superiores e estatisticamente diferentes daqueles obtidos com a liga Dentorium ( $p < 0,05$ ), porém, estatisticamente semelhantes aos obtidos com a liga Steldent ( $p > 0,05$ ). Quando refundidas, as ligas Biosil, Dentorium e Steldent mostraram pequena redução nos valores numéricos de resistência quando comparadas com aquelas confeccionadas exclusivamente com liga nova, entretanto, sem diferenças estatisticamente significativas ( $p > 0,05$ ) entre ambas as condições. (Tabela 5.1 e Figura 5.1)

Estes resultados mostram que o número de ciclos até a fratura não foi marcadamente influenciado pelo procedimento de refusão, o que ratifica os dados de HARCOURT<sup>37</sup>, 1962, quando afirmou que os botões remanescentes de primeiras fundições poderiam ser refundidos, desde que fosse feita a adição de pelo menos 50% de liga nova e de HESBY *et al.*<sup>41</sup>, 1980, que verificaram não existir diferenças nas propriedades físicas da liga de Co-Cr ao longo de quatro gerações de fundição.

Entretanto, segundo **CRAIG et al.**<sup>19</sup>, 1989, pequenas variações nas concentrações de elementos químicos como o carbono, oxigênio e nitrogênio, presentes na composição em níveis próximos a 1%, trariam alterações significativas nas propriedades das ligas. Como em nosso trabalho não foram verificadas diferenças estatisticamente significativas entre as amostras obtidas com liga nova ou por refusão, em nenhum dos três materiais avaliados, podemos supor que o procedimento de refusão adotado não teria alterado criticamente a concentração destes elementos químicos de modo a comprometer a resistência à fadiga, concordando, assim, com **STRANDMAN**<sup>58</sup>, em 1976.

Os nossos resultados, encontrados no teste com ligas refundidas, são contraditórios aos divulgados por **BOMBONATTI et al.**<sup>14</sup>, 1968, quando verificaram aumento na resistência à fadiga nas amostras obtidas com refusões das sobras de ligas de Co-Cr, que segundo os autores, era devido a uma alteração na composição original das ligas.

Por outro lado, a análise dos resultados relativos ao procedimento de soldagem, mostrados nas Tabelas 5.2 e 5.3 e Figuras 5.2 e 5.3, indica que todas as ligas ensaiadas, novas ou refundidas, apresentaram redução na resistência à fadiga, com diferenças estatisticamente significativas em relação às livres de solda ( $p < 0,05$ ). Entretanto, a soldagem não mostrou resultados de resistência à fadiga com diferenças estatisticamente significativas entre as três ligas ensaiadas ( $p > 0,05$ ). Embora o procedimento de soldagem nas amostras refundidas tenha diminuído numericamente os valores de resistência à fadiga em relação às amostras obtidas com liga nova, a diferença estatística não foi significativa ( $p > 0,05$ ), conforme mostram as Tabela 5.4 e Figura 5.4.

Segundo **RASMUSSEN et al.**<sup>53</sup>, 1979, a máxima resistência de uniões soldadas seria obtida pela maior área de superfície coberta pela liga de solda, pela ausência de ângulos vivos na área, que tenderiam a localizar esforços e iniciar o processo de fratura e pela presença de espaço ideal para escoamento da solda líquuefeita, evitando a presença de lacunas ou diminuição da secção transversa.

Embora as técnicas de soldagens empregadas nesta investigação fossem conduzidas com o objetivo de aumentar a resistência das uniões soldadas, os baixos valores obtidos levam-nos a supor que estes resultados ocorreram devido a inúmeras causas, como: presença de porosidades, redução da área de secção transversa durante a usinagem, descontinuidade geométrica superficial, presença de interface

distinta e tratamento térmico ao metal soldado. Dentre elas, de acordo com **ANGELINI *et al.*<sup>2</sup>**, 1989 e **RASMUSSEN *et al.*<sup>53</sup>**, 1979, a porosidade no interior da massa de liga de solda, imperceptível pela análise superficial e causada principalmente pela inclusão não metálica (partículas de fundente) ou por aprisionamento de gás, poderia ter papel preponderante na redução da resistência das uniões, como ocorreu em nosso trabalho.

Além destas observações, segundo **LAUTENCHLAGER *et al.*<sup>43</sup>**, 1974, as áreas soldadas com menor secção transversa apresentariam maior concentração de porosidades, podendo agir como focos de propagação de trincas. Em nosso trabalho, a usinagem do excesso de liga de solda teve a intenção de devolver às amostras as suas dimensões originais, procedimento que pode ter acarretado imperceptível alteração dimensional no sítio de soldagem, situação que comprovaria a hipótese destes autores.

O local soldado ainda pode, além da alteração dimensional, apresentar uma descontinuidade geométrica ocasionada pelo incompleto umedecimento das extremidades pela solda líquida. Esta descontinuidade atuaria como um entalhe concentrador de tensão, responsável pela redução de resistência, como comprovado por **RASMUSSEN *et al.*<sup>53</sup>**, 1979. Por outro lado, segundo **DIETER<sup>24</sup>**, 1981 e **SOUZA<sup>55</sup>**, 1974, as trincas causadas pelo fenômeno de fadiga geralmente originam-se na superfície do material, induzidas pelas cargas de flexão ou torção. Assim, a falha ocorre geralmente num ponto de concentração de tensão, tal como um entalhe ou uma concentração de tensão metalúrgica (inclusão ou porosidade). Entretanto, segundo **DIETER<sup>24</sup>**, 1981, nas raras oportunidades em que a trinca por fadiga inicia-se no interior da estrutura, sempre existe uma interface envolvida. Neste caso, o desenvolvimento do fenômeno de fadiga pode ter sido causado, não somente por porosidades e descontinuidade geométrica (entalhe) como também pela simples presença da interface solda-metal soldado.

Finalmente, o aquecimento fornecido ao metal pelo procedimento de soldagem pode ter causado alterações nas propriedades físicas, colaborando na redução dos valores de resistência e conseqüentemente, no processo de fratura, como afirmam **ELBERT & RYGE<sup>28</sup>**, 1965 e **MORRIS *et al.*<sup>47</sup>**, 1979.

A análise das fotomicrografias por microscopia eletrônica de varredura da superfície de fratura das amostras soldadas revelam o aspecto desorganizado da liga de solda em oposição às estruturas dendríticas típicas das ligas de Co-Cr, como ilustrado nas Figuras 5.5 a 5.12.

Assim, as Figuras 5.9 e 5.10 revelam a presença de porosidades por aprisionamento de gás e por inclusão não metálica (provavelmente partícula de fundente), respectivamente, que reduziram os valores de resistência obtidos, como descrito anteriormente. Segundo LAUTENCHLAGER *et al.*<sup>43</sup>, 1974, as porosidades por aprisionamento de gás poderiam ser causadas pela não uniformidade no processo de aquecimento.

A metodologia empregada não permitiu a identificação do trajeto percorrido pela fratura nas amostras soldadas nem a distinção entre fraturas adesiva e coesiva. Segundo os relatos de MacENTEE *et al.*<sup>46</sup>, 1981 e de HAWBOLT *et al.*<sup>40</sup>, 1983, a análise da Figura 5.11 permite supor, baseado no aspecto rugoso superficial da estrutura, que muitas das falhas foram coesivas, no corpo da solda. Pode, ainda, ter ocorrido fraturas coesivas no corpo do metal soldado, como sugere o aspecto da Figura 5.12, que mostra a porosidade induzida pela técnica de fundição, tornando a estrutura menos resistente do que a própria área soldada.

Na presente investigação, os resultados obtidos são discordantes dos apresentados por MacENTEE *et al.*<sup>46</sup>, 1981, que encontraram resistência satisfatória em uniões soldadas em liga de Co-Cr, inclusive considerada superior àquelas obtidas em ligas de ouro; por HAWBOLT & MacENTEE<sup>39</sup>, 1983, quando afirmaram que uniões soldadas de boa qualidade em ligas alternativas de alta fusão poderiam suportar inclusive esforços de fadiga; e, por HAWBOLT *et al.*<sup>40</sup>, 1983, que verificaram resistência satisfatória em uniões de ligas de Co-Cr soldadas com ligas de baixa e alta fusões. Nossos resultados discordam, ainda, dos dados de GUSTAVSEN *et al.*<sup>33</sup>, 1989, que comprovaram não existir diferenças estatisticamente significativas entre amostras de Co-Cr soldadas e as livres de solda, sugerindo inclusive o seccionamento e posterior soldagem de infra-estruturas não adaptadas por deficiência de confecção.

Entretanto, os dados desta investigação permitem supor que o procedimento rotineiro de soldagem de estruturas de Co-Cr, como realizado por técnicos da área odontológica, reduz a resistência mecânica da peça, induzindo falhas e redução do tempo em serviço clínico. Assim, a soldagem de infra-estruturas metálicas de próteses parciais removíveis poderia ter validade somente quando executada provisoriamente, até que os procedimentos de confecção da nova estrutura fossem realizados.

Por outro lado, a diminuição dos valores de resistência também foi observada por **BRUDVIK & NICHOLLS**<sup>15</sup>, 1983, quando estudaram uniões soldadas em ligas de Co-Cr, utilizando maçarico à oxigênio e acetileno como fonte de calor. Em nosso trabalho, além da redução nos valores de resistência foi também observado um alto coeficiente de variação nos resultados obtidos referentes às amostras soldadas. Este dado poderia estar relacionado ao de **TOWNSEND et al.**<sup>62</sup>, 1983 e **TEHINI & STEIN**<sup>61</sup>, 1993, que encontraram alta variabilidade nos dados obtidos com uniões soldadas de ligas alternativas de altas temperaturas e de ouro.

A análise das Figuras 5.5 e 5.6 revela o aspecto estriado presente na superfície de fratura, indicativo do fenômeno de fadiga. Assim, as tensões flutuantes que podem ocasionar o fenômeno de fadiga mostrado na Figura 5.7, são: ciclo de tensões alternadas (máxima e mínima iguais); ciclo de tensões flutuantes (máxima e mínima diferentes); e, ciclo de tensões de sobrecargas periódicas imprevisíveis. Em ciclo de tensões alternadas, as tensões podem ser inferiores ou superiores ao limite de escoamento do material ensaiado, sendo denominados ensaios de fadiga de alto ou baixo ciclo, respectivamente.

O ensaio de fadiga conduzido nesta investigação utilizou ciclo de tensões alternadas inferiores, porém, bem próximos ao limite de escoamento do material (Vide Apêndice). Era esperado que as falhas por fadiga ocorressem após um grande número de ciclos (aproximadamente 100.000 ciclos), contudo, as três ligas nas condições de novas ou refundidas, soldadas ou não, mostraram valores médios inferiores a 5.000 ciclos.

Como visto anteriormente, o fenômeno de fadiga é influenciado pela estrutura superficial e presença de concentradores metalúrgicos, como porosidades e inclusões. Portanto, como o acabamento superficial seguiu os procedimentos comumente empregados em laboratórios de prótese dental, a redução no número de ciclos que determinou a fadiga das amostras ocorreu por causa da presença de inclusões ou porosidades contidas nas fundições (Figura 5.8) que, segundo **ASGAR & PEYTON**<sup>4, 5, 6</sup>, 1961, 1962 e **MORRIS et al.**<sup>48</sup>, 1976, reduzem as propriedades mecânicas das ligas.

Outro fato a ser considerado no procedimento de fundição odontológica, seria a fonte de calor utilizada na fusão da liga (maçarico por combustão à oxigênio e acetileno) que permanece um método empírico, podendo ser um mecanismo desencadeador da fadiga precoce das infra-estruturas dos aparelhos protéticos parciais

removíveis. De acordo com **HARCOURT**<sup>36</sup>, 1960, a fonte de calor poderia causar alteração estrutural e porosidades na fundição obtida, pelo incorreto posicionamento e susceptibilidade à inclusão de óxidos. Por outro lado, no entender de **STRANDMAN**<sup>56, 58</sup>, 1976, os diferentes tipos de chamas alterariam o conteúdo de carbono da liga fundida, ocasionando diminuição nos valores de alongamento.

Além disto, a técnica de fusão pelo maçarico não permite a correta verificação da temperatura da chama, podendo ocasionar super-aquecimento da liga. Segundo **CARTER & KIDD**<sup>16, 17</sup>, 1965, a elevação da temperatura de fusão da liga seria a principal causadora da redução das propriedades mecânicas da estrutura obtida. De acordo com **TAYLOR et al.**<sup>60</sup>, 1958, além do aquecimento, a posição dos condutos de alimentação e as técnicas de fundição trariam variações nas propriedades entre ligas distintas e entre amostras da mesma liga, oriundas de fundições distintas. Ainda segundo **ASGAR & ALLAN**<sup>3</sup>, 1968, podem haver diferenças nas propriedades encontradas para uma determinada liga, devido a recomendações inapropriadas de técnicas de fundição recomendadas pelos fabricantes.

Segundo **CRAIG et al.**<sup>20</sup>, 1989, os esforços alternados de flexão necessários para inserção e remoção dos aparelhos protéticos são inferiores a 1.500 ciclos por ano. Assim, com base nos resultados desta investigação, podemos supor que as infra-estruturas metálicas dos aparelhos protéticos parciais removíveis podem permanecer em serviço clínico cerca de 3 anos, sem ocorrência de fraturas.

Contudo, neste estudo as amostras eram de dimensões uniformes e constantes, o que não ocorre com as infra-estruturas metálicas dos aparelhos protéticos removíveis, portadoras de alterações geométricas necessárias à adaptação aos dentes e causadoras de tensões redutoras de resistência. Segundo **HARCOURT**<sup>35</sup>, 1961, a grande incidência de fraturas na junção do apoio oclusal com os braços do grampo, ocorre devido à variação no tamanho entre uma área de estrutura fina e outra de estrutura espessa, fato confirmado por **LEWIS**<sup>45</sup>, em 1978. **BATES**<sup>8, 9, 11</sup>, 1963, 1965, 1966 verificou que a deflexão máxima dos grampos de próteses parciais removíveis era de 0,17 mm, um valor baixo que poderia comprometer a retenção dos aparelhos, visto que o formato do grampo (comprimento, curvatura, secção transversa e angulação do corpo para a extremidade) exercia efeito pronunciado sobre a deflexão e deformação permanente.

Seria desejável que os grampos das próteses parciais removíveis sofressem deflexão durante a dinâmica mastigatória e durante a inserção e remoção do

aparelho, sem que deformações permanentes ocorressem (tensões abaixo do limite de escoamento do material ou dentro do intervalo elástico da curva de tensão-deformação). Entretanto, o que se verifica na prática odontológica é a redução proporcional da retenção e estabilidade destes aparelhos em função do tempo de utilização, indicando que o limite de escoamento dos grampos é excedido. A presença de deformação permanente nos grampos dos aparelhos protéticos parciais removíveis poderia ser um indicativo de que estas estruturas são submetidas à fadiga de baixo ciclo que, conseqüentemente, ocasionaria a redução do número de ciclos necessários para a fratura.

Outro fato a ser considerado, refere-se aos ajustes mecânicos a frio, realizados pelos técnicos e pelos profissionais, como forma de se conseguir melhor adaptação dos grampos das infra-estruturas das próteses parciais removíveis. Este procedimento poderia conduzir ao fracasso prematuro do aparelho protético, já que a solicitação para a promoção da deformação plástica desejada excederia o limite de escoamento, fenômeno descrito por **DIETER**<sup>24</sup>, 1981 e **SOUZA**<sup>55</sup>, 1974, como sobretensionamento.

Além deste fenômeno, as infra-estruturas metálicas das próteses removíveis poderiam fracassar precocemente, por tensões de sobrecargas periódicas imprevisíveis, como descrito por **DIETER**<sup>24</sup>, 1981 e **SOUZA**<sup>55</sup>, 1974, dependendo da quantidade de ajustes e da solicitação do aparelho.

7-CONCLUSÃO

7-CONCLUSÃO

## **7-CONCLUSÃO:**

Com base nos resultados obtidos e discutidos neste estudo, podemos concluir que:

1.1 - Na condição de novas, a liga Biosil mostrou resultados de resistência à fadiga estatisticamente superiores aos das ligas Steldent e Dentorium, as quais foram estatisticamente semelhantes entre si;

1.2 - Quando soldadas, as três ligas mostraram valores de resistência à fadiga estatisticamente semelhantes, porém inferiores estatisticamente aos obtidos pelas amostras livres de solda;

2.1 - Quando refundidas, os valores de resistência à fadiga mostrados pela liga Steldent foram estatisticamente semelhantes aos apresentados pelas ligas Dentorium e Biosil, a qual mostrou superioridade estatística em relação à liga Dentorium;

2.2 - Quando refundidas e soldadas, as três ligas mostraram valores de resistência à fadiga estatisticamente semelhantes, porém inferiores estatisticamente aos obtidos com amostras livres de solda; e,

3.1 - Não houve diferenças estatisticamente significativas nos valores de resistência à fadiga entre as amostras obtidas com partes iguais de liga nova e liga refundida e aquelas oriundas exclusivamente de liga nova, soldadas ou não.

## 8-APÉNDICE

## 8-APÊNDICE:

### 8.1. DETERMINAÇÃO DO ÂNGULO DE CURVATURA PARA ENSAIO DE FADIGA:

$$1) M = \frac{\sigma \cdot I}{e}$$

onde:

$M$ : momento fletor máximo;  
 $\sigma$ : tensão de limite de escoamento;  
 $I$ : momento de inércia da secção;  
 $e$ : raio de curvatura.

$$2) I = \frac{\pi \cdot d^4}{64}$$

onde:

$d$ : diâmetro da amostra: 1,7 mm;  
 $\pi$ : 3,1416.

$$3) F = \frac{M}{l}$$

onde:

$F$ : força aplicada à amostra;  
 $l$ : comprimento (ativo) da amostra: 16 mm.

$$4) f = \frac{F \cdot l^3}{3 \cdot E \cdot I}$$

onde:

$f$ : deformação sofrida pela amostra;  
 $E$ : módulo de elasticidade das ligas de Co-Cr: 225.000 N/mm<sup>2</sup>.

$$5) \operatorname{tg} \alpha = \frac{f}{l} \quad \Leftrightarrow \quad \alpha = \operatorname{arctg} \frac{f}{l} \quad \Leftrightarrow \quad \alpha = 2^\circ$$

onde:

$\alpha$ : ângulo de curvatura da máquina de ensaio de fadiga,  
com amostras submetidas a 1kg de tração.

## 8.2. RESULTADOS ORIGINAIS:

TABELA 8.1 - VALORES ORIGINAIS DO NÚMERO DE CICLOS ATÉ A FRATURA PARA A LIGA STELDENT:

AMOSTRAS	NÚMERO DE CICLOS ATÉ A FRATURA			
	LIGAS SEM SOLDA		LIGAS COM SOLDA	
	NOVA	REFUNDIDA	NOVA	REFUNDIDA
1	2.501	2.308	266	207
2	1.057	2.337	798	250
3	3.112	2.305	2.045	969
4	1.806	1.406	1.128	223
5	4.114	4.414	342	248
6	2.794	2.500	1.249	2.054
7	5.770	1.774	1.888	2.044
8	1.987	2.759	1.147	1.355
9	1.424	2.448	511	2.160
10	3.447	1.481	2.369	541

TABELA 8.2 - VALORES ORIGINAIS DO NÚMERO DE CICLOS ATÉ A FRATURA PARA A LIGA DENTORIUM:

AMOSTRAS	NÚMERO DE CICLOS ATÉ A FRATURA			
	LIGA SEM SOLDA		LIGA COM SOLDA	
	NOVA	REFUNDIDA	NOVA	REFUNDIDA
1	2.290	1.613	1.024	508
2	1.779	3.193	375	857
3	4.396	1.287	1.276	747
4	2.091	1.804	647	2.595
5	2.738	1.120	2.561	1.466
6	1.161	2.385	948	776
7	2.044	2.562	581	323
8	1.686	2.440	960	252
9	4.467	1.360	1.169	1.321
10	1.214	2.393	1.432	998

TABELA 8.3 - VALORES ORIGINAIS DO NÚMERO DE CICLOS ATÉ A FRATURA PARA A LIGA BIOSIL:

AMOSTRAS	NÚMERO DE CICLOS ATÉ A FRATURA			
	LIGA SEM SOLDADA		LIGA COM SOLDADA	
	NOVA	REFUNDIDA	NOVA	REFUNDIDA
1	4.174	3.718	2.315	2.276
2	2.846	5.031	464	1.637
3	5.003	4.819	3.518	1.859
4	2.100	2.658	677	830
5	4.122	2.643	2.277	1.231
6	6.617	4.468	2.750	2.041
7	3.031	4.015	351	2.298
8	4.611	3.693	362	1.464
9	3.903	2.916	3.418	306
10	4.216	1.762	2.816	628

### 8.3. DELINEAMENTO EXPERIMENTAL:

OBSERVAÇÕES NÃO TRANSFORMADAS:

TABELA 8.4 - NOME DOS FATORES

FATOR	NOME
A	LIGA
B	TIPO
C	FORMA

TABELA 8.5 - ANÁLISE DE VARIÂNCIA:

CAUSAS DE VARIACÃO	G.L.	S.Q.	Q.M.	VALOR F	PROB.>F
LIGA	2	28520845.8500000	14260422.9250000	15.0847	0.00002
TIPO	1	76776001.8750000	76776001.8750000	81.2138	0.00001
FORMA	1	3363066.0083333	3363066.0083333	3.5575	0.05850
RESÍDUO	115	108715982.5916667	945356.3703623		
TOTAL	119	2217375896.3250000			

Média geral: 2068.675000

Coeficiente de variação: 47.001%

TABELA 8.6 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE LIGA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	3	BIOSIL	40	2746.600000	2746.600000	a	A
2	1	STELDENT	40	1838.450000	1838.450000	b	B
3	2	DENTORIUM	40	1620.975000	1620.975000	b	B

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

D.M.S. 5%: 514.23769

- D.M.S. 1%: 641.06761

TABELA 8.7 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE LIGA DENTRO DE S/SOLDA DO FATOR TIPO:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	3	BIOSIL	20	3817.300000	3817.300000	a	A
2	1	STELDENT	20	2587.200000	2587.200000	b	B
3	2	DENTORIUM	20	2201.150000	2201.150000	b	B

TABELA 8.8 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE LIGA DENTRO DE C/SOLDA DO FATOR TIPO:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	3	BIOSIL	20	1675.900000	1675.900000	a	A
2	1	STELDENT	20	1089.700000	1089.700000	a	A
3	2	DENTORIUM	20	1040.800000	1040.800000	a	A

Médias seguidas por letras distintas diferem entre si ao nível de significância indicado  
D.M.S. 5%: 727.24192 - D.M.S. 1%: 906.60651

TABELA 8.9 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE LIGA DENTRO DO NOVA DO FATOR FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	3	BIOSIL	20	2978.550000	2978.550000	a	A
2	1	STELDENT	20	1987.750000	1987.750000	b	B
3	2	DENTORIUM	20	1741.950000	1741.950000	b	B

TABELA 8.10 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE LIGA DENTRO DE REFUNDIDA DO FATOR FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	3	BIOSIL	20	2514.650000	2514.650000	a	A
2	1	STELDENT	20	1689.150000	1689.150000	b	AB
3	2	DENTORIUM	20	1500.000000	1500.000000	b	B

Médias seguidas por letras distintas diferem entre si ao nível de significância indicado  
D.M.S. 5%: 727.24192 - D.M.S. 1%: 906.60651

TABELA 8.11 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE LIGA DENTRO DE S/SOLDA DO FATOR TIPO E NOVA DO FATOR FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	3	BIOSIL	10	4062.300000	4062.300000	a	A
2	1	STELDENT	10	2801.200000	2801.200000	b	AB
3	2	DENTORIUM	10	2386.600000	2386.600000	b	B

TABELA 8.12 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE LIGA DENTRO DE S/SOLDA DO FATOR TIPO E REFUNDIDA DO FATOR FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	3	BIOSIL	10	3572.300000	3572.300000	a	A
2	1	STELDENT	10	2373.200000	2373.200000	b	AB
3	2	DENTORIUM	10	2015.700000	2015.700000	b	B

TABELA 8.13 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE LIGA DENTRO DE C/SOLDA DO FATOR TIPO E NOVA DO FATOR FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	3	BIOSIL	10	1894.800000	1894.800000	a	A
2	1	STELDENT	10	1174.300000	1174.300000	a	A
3	2	DENTORIUM	10	1097.300000	1097.300000	a	A

TABELA 8.14 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE LIGA DENTRO DE C/SOLDA DO FATOR TIPO E REFUNDIDA DO FATOR FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	3	BIOSIL	10	1457.000000			
2	1	STELDENT	10	1005.100000			
3	2	DENTORIUM	10	984.300000			

Médias seguidas por letras distintas diferem entre si ao nível de significância indicado  
 D.M.S. 5%: 1028.47538 - D.M.S. 1%: 1282.13523

TABELA 8.15 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE TIPO:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	S/SOLDA	60	2868.550000	2868.550000	a	A
2	2	C/SOLDA	60	1268.800000	1268.800000	b	B

Médias seguidas por letras distintas diferem entre si ao nível de significância indicado  
 D.M.S. 5%: 350.05133 - D.M.S. 1%: 461.60960

TABELA 8.16 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE TIPO DENTRO DE STELDENT DO FATOR LIGA E NOVA DO FATOR FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	S/SOLDA	10	2801.200000	2801.200000	a	A
2	2	C/SOLDA	10	1174.300000	1174.300000	b	B

TABELA 8.17 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE TIPO DENTRO DE STELDENT DO FATOR LIGA E REFUNDIDA DO FATOR FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	S/SOLDA	10	2373.200000	2373.200000	a	A
2	2	C/SOLDA	10	1005.100000	1005.100000	b	B

TABELA 8.18 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE TIPO DENTRO DE DENTORIUM DO FATOR LIGA E NOVA DO FATOR FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	S/SOLDA	10	2386.600000	2386.600000	a	A
2	2	C/SOLDA	10	1097.300000	1097.300000	b	B

TABELA 8.19 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE TIPO DENTRO DE DENTORIUM DO FATOR LIGA E REFUNDIDA DO FATOR FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	S/SOLDA	10	2015.700000	2015.700000	a	A
2	2	C/SOLDA	10	984.300000	984.300000	b	B

TABELA 8.20 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE TIPO DENTRO DE BIOSIL DO FATOR LIGA E NOVA DO FATOR FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	S/SOLDA	10	4062.300000	4062.300000	a	A
2	2	C/SOLDA	10	1894.800000	1894.800000	b	B

TABELA 8.21 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE TIPO DENTRO DE BIOSIL DO FATOR LIGA E REFUNDIDA DO FATOR FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	S/SOLDA	10	3572.300000	3572.300000	a	A
2	2	C/SOLDA	10	1457.000000	1457.000000	b	B

Médias seguidas por letras distintas diferem entre si ao nível de significância indicado  
 D.M.S. 5%: 857.44715 - D.M.S. 1%: 1130.70798

TABELA 8.22 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	NOVA	60	2236.083333	2236.083333	a	A
2	2	REFUNDIDA	60	1901.266667	1901.266667	a	A

Médias seguidas por letras distintas diferem entre si ao nível de significância indicado  
 D.M.S. 5%: 350.05133 - D.M.S. 1%: 461.60960

TABELA 8.23 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE FORMA DENTRO DE STELDENT DO FATOR LIGA E S/SOLDA DO FATOR TIPO:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	NOVA	10	2801.200000	2801.200000	a	A
2	2	REFUNDIDA	10	2373.200000	2373.200000	a	A

TABELA 8.24 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE FORMA DENTRO DE STELDENT DO FATOR LIGA E C/SOLDA DO FATOR TIPO:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	NOVA	10	1174.300000	1174.300000	a	A
2	2	REFUNDIDA	10	1005.100000	1005.100000	b	B

TABELA 8.25 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE FORMA DENTRO DE DENTORIUM DO FATOR LIGA E S/SOLDA DO FATOR TIPO:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	NOVA	10	2386.600000	2386.600000	a	A
2	2	REFUNDIDA	10	2015.700000	2015.700000	a	A

TABELA 8.26 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE FORMA DENTRO DE DENTORIM DO FATOR LIGA E C/SOLDA DO FATOR TIPO:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	NOVA	10	1097.300000	1097.300000	a	A
2	2	REFUNDIDA	10	984.300000	984.300000	a	A

TABELA 8.27 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE FORMA DENTRO DE BIOSIL DO FATOR LIGA E S/SOLDA DO FATOR TIPO:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	NOVA	10	4062.300000	4062.300000	a	A
2	2	REFUNDIDA	10	3572.300000	3572.300000	a	A

TABELA 8.28 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE FORMA DENTRO DE BIOSIL DO FATOR LIGA E C/SOLDA DO FATOR TIPO:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	NOVA	60	1894.800000	1894.800000	a	A
2	2	REFUNDIDA	60	1457.000000	1457.000000	a	A

Médias seguidas por letras distintas diferem entre si ao nível de significância indicado  
D.M.S. 5%: 857.44715 - D.M.S. 1%: 1130.70798

OBSERVAÇÕES TRANSFORMADAS:

TABELA 8.29 - NOME DOS FATORES

FATOR	NOME
A	LIGA
B	TIPO
C	FORMA

TABELA 8.30 - ANÁLISE DE VARIÂNCIA:

CAUSAS DE VARIAÇÃO	G.L.	S.Q.	Q.M.	VALOR F	PROB.>F
LIGA	2	3013.4113411	1506.7056705	12.6308	0.00006
TIPO	1	10630.4274595	10630.4274595	89.1158	0.00001
FORMA	1	337.9272688	337.9272688	2.8329	0.09114
RESÍDUO	115	13718.0913008	119.2877504		
TOTAL	119	27699.8573702			

Média geral: 42.870068

Coefficiente de variação: 25,477 %

TABELA 8.31 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE LIGA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	3	BIOSIL	40	49.880294	2488.043733	a	A
2	1	STELDENT	40	40.265093	1621.277733	b	B
3	2	DENTORIUM	40	38.464818	1479.542209	b	B

Médias seguidas por letras distintas diferem entre si ao nível de significância indicado  
D.M.S. 5%: 5.77649 - D.M.S. 1%: 7.20119

TABELA 8.32 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE LIGA DENTRO DE S/SOLDA DO FATOR TIPO:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	3	BIOSIL	20	61.083334	3731.173735	a	A
2	1	STELDENT	20	49.786064	2478.652183	b	B
3	2	DENTORIUM	20	45.976996	2113.884147	b	B

TABELA 8.33 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE LIGA DENTRO DE C/SOLDA DO FATOR TIPO:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	3	BIOSIL	20	38.677254	1495.929956	a	A
2	1	STELDENT	20	30.744122	945.201057	a	A
3	2	DENTORIUM	20	30.952640	958.065909	a	A

Médias seguidas por letras distintas diferem entre si ao nível de significância indicado  
 D.M.S. 5%: 8.16919 - D.M.S. 1%: 10.18401

TABELA 8.34 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE LIGA DENTRO DE NOVA DO FATOR FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	3	BIOSIL	20	51.742989	2677.336868	a	A
2	1	STELDENT	20	42.029120	1766.446917	b	AB
3	2	DENTORIUM	20	39.872466	1589.813506	b	B

TABELA 8.35 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE LIGA DENTRO DE REFUNDIDA DO FATOR FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	3	BIOSIL	20	48.017599	2305.689861	a	A
2	1	STELDENT	20	38.501067	1482.332129	b	AB
3	2	DENTORIUM	20	37.507170	1373.233856	b	B

Médias seguidas por letras distintas diferem entre si ao nível de significância indicado  
 D.M.S. 5%: 8.16919 - D.M.S. 1%: 10.18401

TABELA 8.36 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE LIGA DENTRO DE S/SOLDA DO FATOR TIPO E NOVA DO FATOR FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	3	BIOSIL	10	63.042340	3974.336644	a	A
2	1	STELDENT	10	51.478601	2650.046369	b	AB
3	2	DENTORIUM	10	47.641092	2269.673639	b	B

TABELA 8.37 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE LIGA DENTRO DE S/SOLDA DO FATOR TIPO E REFUNDIDA DO FATOR FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	3	BIOSIL	10	59.124329	3495.686234	a	A
2	1	STELDENT	10	48.093527	2312.987361	ab	AB
3	2	DENTORIUM	10	44.312900	1963.633087	b	B

TABELA 8.38 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE LIGA DENTRO DE C/SOLDA DO FATOR TIPO E NOVA DO FATOR FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	3	BIOSIL	10	40.443637	1635.687781	a	A
2	1	STELDENT	10	32.579639	1061.432856	a	A
3	2	DENTORIUM	10	32.103839	1030.656486	a	A

TABELA 8.39 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE LIGA DENTRO DE C/SOLDA DO FATOR TIPO E REFUNDIDA DO FATOR FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	3	BIOSIL	10	36.910870	1362.412351	a	A
2	1	STELDENT	10	28.908606	835.707498	a	A
3	2	DENTORIUM	10	29.801440	888.125852	a	A

Médias seguidas por letras distintas diferem entre si ao nível de significância indicado  
D.M.S. 5%: 11.55298 - D.M.S. 1%: 14.40237

TABELA 8.40 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE TIPO:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	S/SOLDA	60	52.282131	2733.421269	a	A
2	2	C/SOLDA	60	33.458005	1119.438117	b	B

Médias seguidas por letras distintas diferem entre si ao nível de significância indicado  
D.M.S. 5%: 3.93217 - D.M.S. 1%: 5.18531

TABELA 8.41 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE TIPO DENTRO DE STELDENT DO FATOR LIGA E NOVA DO FATOR FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	S/SOLDA	10	51.478601	2650.046369	a	A
2	2	C/SOLDA	10	32.579639	1061.432856	b	B

TABELA 8.42 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE TIPO DENTRO DE STELDENT DO FATOR LIGA E REFUNDIDA DO FATOR FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	S/SOLDA	10	48.093527	2312.987361	a	A
2	2	C/SOLDA	10	28.908606	835.707498	b	B

TABELA 8.43 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE TIPO DENTRO DE DENTORIUM DO FATOR LIGA E NOVA DO FATOR FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	S/SOLDA	10	47.641092	2269.673639	a	A
2	2	C/SOLDA	10	32.103839	1030.656486	b	B

TABELA 8.44 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE TIPO DENTRO DE DENTORIUM DO FATOR LIGA E REFUNDIDA DO FATOR FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	S/SOLDA	10	44.312900	1963.633087	a	A
2	2	C/SOLDA	10	29.801440	888.125852	b	B

TABELA 8.45 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE TIPO DENTRO DE BIOSIL DO FATOR LIGA E NOVA DO FATOR FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	S/SOLDA	10	63.042340	3974.336644	a	A
2	2	C/SOLDA	10	40.443637	1635.687781	b	B

TABELA 8.46 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE TIPO DENTRO DE BIOSIL DO FATOR LIGA E REFUNDIDA DO FATOR FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	S/SOLDA	10	59.124329	3495.686234	a	A
2	2	C/SOLDA	10	36.910870	1362.412351	b	B

Médias seguidas por letras distintas diferem entre si ao nível de significância indicado  
 D.M.S. 5%: 9.63180 - D.M.S. 1%: 12.70137

TABELA 8.47 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE FORMA:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	NOVA	60	44.548191	1984.541350	a	A
2	2	REFUNDIDA	60	41.191945	1696.776365	a	A

Médias seguidas por letras distintas diferem entre si ao nível de significância indicado  
 D.M.S. 5%: 3.93217 - D.M.S. 1%: 5.18531

TABELA 8.48 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE FORMA DENTRO DE STELDENT DO FATOR LIGA E S/SOLDA DO FATOR TIPO:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	NOVA	10	51.478601	2650.046369	a	A
2	2	REFUNDIDA	10	48.093527	2312.987361	a	A

TABELA 8.49 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE FORMA DENTRO DE STELDENT DO FATOR LIGA E C/SOLDA DO FATOR TIPO:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	NOVA	10	32.579639	1061.432856	a	A
2	2	REFUNDIDA	10	28.908606	835.707498	a	A

TABELA 8.50 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE FORMA DENTRO DE DENTORIUM DO FATOR LIGA E S/SOLDA DO FATOR TIPO:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	NOVA	10	47.641092	2269.673639	a	A
2	2	REFUNDIDA	10	44.312900	1963.633087	a	A

TABELA 8.51 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE FORMA DENTRO DE DENTORIUM DO FATOR LIGA E C/SOLDA DO FATOR TIPO:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	NOVA	10	32.103839	1030.656486	a	A
2	2	REFUNDIDA	10	29.801440	888.125852	a	A

TABELA 8.52 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE FORMA DENTRO DE BIOSIL DO FATOR LIGA E S/SOLDA DO FATOR TIPO:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	NOVA	10	63.042340	3974.336644	a	A
2	2	REFUNDIDA	10	59124329	3495.686234	a	A

TABELA 8.53 - TESTE DE TUKEY PARA MÉDIAS DE FORMA DENTRO DE BIOSIL DO FATOR LIGA E C/SOLDA DO FATOR TIPO:

NUM. ORDEM	NUM. TRAT.	NOME	NUM. REPET.	MÉDIAS	MÉDIAS ORIGINAIS	5%	1%
1	1	NOVA	10	40.443637	1635.687781	a	A
2	2	REFUNDIDA	10	36.910870	1362.412351	a	A

Médias seguidas por letras distintas diferem entre si ao nível de significância indicado  
 D.M.S. 5%: 9.63180                      -                      D.M.S. 1%: 12.70137

o SUMMARY

## **9-SUMMARY:**

The aim of this study was to evaluate the fatigue strength of Steldent, Dentorium and Biosil partial denture framework Co-Cr based alloys, as new and in mixture of new and previously casted alloy, submitted or not to conventional soldering procedure.

Forty rods with 1,7mm in diameter were casted with oxi-acetilene torch for each of the alloys tested. Half specimens were obtained with new alloy and the others, as a mixture of half new and half previously casted alloy.

The soldering procedure was conducted in twenty specimens of each alloy, half new and half refused alloy. The joints were obtained by Co-Cr welding rods and gas-oxygen torch. The solder gap selected was 0,3 mm and the segments were machined until a conical shaped end was achieved.

The fatigue strength was conducted in a AMSLER (Alfred J. Amsler & Co. - Shaffhausen - Schaweis - Switzerland) fatigue testing machine and the specimens were subjected to a tensile load of 1 kg and a cyclic stress amplitude of 2°. After failure, the cycles were registered and the fracture surface was examined with scanning electron microscope (S.E.M.)

Related to fatigue strength, the results of this study indicated the following: 1-As new, Biosil was statistically stronger than Steldent and Dentorium alloys; 2-As new, there were no significant differences among soldered specimens, however all were statistically weaker than the intact ones; 3-when refused, there were no significant differences between Steldent and Dentorium and between Steldent and Biosil, however Biosil was statistically stronger than Dentorium alloy; 4-As refused, the data of soldered specimens were statistically the same, but weaker than the intact ones; 5-there were no significant differences between new and refused specimens, soldered or not.

- 1-Removable partial dentures;
- 2-Alloys;
- 3-Fatigue of metals;
- 4-Soldering procedure.

## 10-REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

## 10 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS\* :

1. ALLAN, F.C., ASGAR, K. Reaction of cobalt-chromium casting alloy with investment. J. dent. Res., Chicago, v.45, n.5, p.1516-1528, Sept./Oct. 1966.
2. ANGELINI, E. *et al.* Corrosion resistance of solder joints for removable partial dentures. Dent. Mater., Washington, v.4, n.5, p.255-260, Jan. 1989.
3. ASGAR, K., ALLAN, F.C. Microstructure and physical properties of alloys for partial denture castings. J. dent. Res., Chicago, v.47, n.2, p.189-197, Mar./Abr. 1968.
4. \_\_\_\_\_, PEYTON, F.A. Effect of castings conditions on some mechanical properties of cobalt base alloys. J. dent. Res., Chicago, v.40, n.4, p.73-86, Feb. 1961.
5. \_\_\_\_\_, \_\_\_\_\_. Effect of microstructure on the physical properties of cobalt-base alloys. J. dent. Res., Chicago, v.40, n.1, p.63-72, Jan./Feb. 1961.
6. \_\_\_\_\_, \_\_\_\_\_. Flow and fracture of dental alloys determined by a microbender tester. J. dent. Res., Chicago, v.41, n.1, p.142-153, Jan./Fev. 1962.
7. BARAKAT, M.M., ASGAR, K. Mechanical properties and soldering of some cobalt base metal alloys. Dent. Mater., Washington, v.2, n.6, p.272-274, Dec. 1986.

---

\* De acordo com a NBR 6023 de agosto de 1989 da Associação Brasileira de Normas Técnicas. Abreviaturas de Periódicos: "World List of Scientific Periodicals".

8. **BATES, J.F.** Cast clasps for partial dentures. Int. dent. J., London, v.13, n.4, p. 610-614, Oct./Dec.1963.
  
9. \_\_\_\_\_. The mechanical properties of the cobalt chromium alloys and their relation to partial denture design. Br. dent. J., London, v.119, n.2, p.389-396, Nov. 1965.
  
10. \_\_\_\_\_. Studies related to the fracture of partial dentures. The flexural fatigue of cobalt-chromium alloy. Br. dent. J., London, v.118, n.15, p.532-537, June, 1965.
  
11. \_\_\_\_\_. 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.18, p.79-83, Jan. 1966.
  
12. **BEN-UR, Z. et al.** The fracture of cobalt-chromium alloy removable partial dentures. Quintess. int., Berlin, v.17, n.12, p.797-801, Dec. 1986.
  
13. **BERGMAN, M., HOLMLUND, L., SÖREMARK, R.** Some properties of two dental cobalt-chromium alloys. Odont. Revy., Malmö, v.25, n.2, p.179-188, Apr./Juni,1974.
  
14. **BOMBONATTI, P.E., GARLIPP, O.A., BARROS, L.E.** Influência da refusão sobre a resistência a flexões sucessivas de ligas de cromo-cobalto. Revta bras. Odont., Rio de Janeiro, v.25, n.153, p.303-307, set./out. 1968.
  
15. **BRUDVIK, J.S., NICHOLLS, J.I.** Soldering of removable partial dentures. J. prosth. Dent., St. Louis, v.49, n.6, p.762-765, June, 1983.

16. CARTER, T.J., KIDD, J.N. The precision casting of cobalt-chromium alloy. Part 1 - The influence of casting variables on dimensions and finish. Br. dent. J., London, v.118, n.4, p.383-390, May, 1965.
17. \_\_\_\_\_, \_\_\_\_\_. The precision casting of cobalt-chromium alloy. Part 2 - The influence of casting variables on microstructure and mechanical properties. Br. dent. J., London, v.118, n.18, p.431-436, May, 1965.
18. CATTANEO, G. *et al.* Comparison of tensile strength of solder joints by infrared and conventional technique. J. prosth. Dent., St. Louis, v.68, n.1, p. 33-37, July, 1992.
19. CRAIG, R.G. *et al.*, ed. Cast and wrought base metal alloys. In: \_\_\_\_\_, ed. Restorative dental materials. 8. ed. St. Louis: C.V. Mosby, 1989. cap. 15, p.431-456.
20. \_\_\_\_\_ *et al.*, ed. Mechanical properties. In: \_\_\_\_\_, ed. Restorative dental materials. 8.ed. St. Louis: C.V. Mosby, 1989. cap. 4, p.65-112.
21. CUCCI, A.L.M. *et al.* Fadiga de grampos de retenção em prótese parcial removível. Efeito de ligas, espessuras e técnicas de fusão. Parte I. Revta Odont. Unesp, São Paulo, v.19, p.245-250, jan./dez.1990.
22. \_\_\_\_\_ *et al.* Fadiga de grampos de retenção em prótese parcial removível. Efeito de ligas, espessuras e técnicas de fusão. Parte II. Revta Odont. Unesp, São Paulo, v.19, p.251-258, jan./dez. 1990.

23. **DE FIORI, S.R.** Biomecânica de inserção e retirada das próteses parciais removíveis. In: \_\_\_\_\_. Atlas de prótese parcial removível. São Paulo: Panamed, 1983. cap.2, p.49-74.
24. **DIETER, G. E.** Fadiga dos metais. In: \_\_\_\_\_. Metalurgia mecânica 2.ed. Rio de Janeiro: Guanabara Koogan, 1981. cap.12, p.345-384.
25. **EARNSHAW, R.** The casting shrinkage of cobalt-chromium alloys. Aust. dent. J., Sydney, v.3, n.3, p.159-170, June, 1958.
26. \_\_\_\_\_. Cobalt-chromium alloys in dentistry. Br. dent. J., London, v.101, n.7, p.67-75, Aug. 1956.
27. \_\_\_\_\_. Fatigue tests on a dental cobalt-chromium alloy. Br. dent. J., London, v.110, n.16, p.341-346, May, 1961.
28. **ELBERT, C.A., RYGE, G.** The effect of heat treatment on hardness of a chromium-cobalt alloy. J. prosth. Dent., St. Louis, v.15, n.5, p.873-879, Sept./Oct. 1965.
29. **ERDLE, R.W., PRANGE, C.H.** U.S. patent 1956278. 1934. Apud AMERICAN DENTAL ASSOCIATION. Guide to dental materials: including A.D.A. especification n. 14 for dental Co-Cr castings alloys. Chicago: A.D.A., 1962/63. p.78-88.
30. **ERIKSSON, T., SJÖGREN, G., BERGMAN, M.** Influence of supply of heat to cobalt-chromium frameworks during soldering and subsequent hardening heat treatment of wrought clasps. Swed. dent. J., Stockholm, v.7, n.1, p.33- 37, Jan./Feb. 1983.

31. **GIAMPAOLO, E.T. et al.** Análise da resistência à flexão de grampos de retenção em prótese parcial removível. Efeito da interação grampos, ligas e técnicas de fusão. Revta Odont. Unesp, São Paulo, v.20, p.285-292, jan./dez. 1991.
32. \_\_\_\_\_. Grampos de retenção para prótese parcial removível. Análise da resistência à flexão em função de grampos, ligas e técnicas de fusão. Revta Odont. Unesp, São Paulo, v.20, p.293-298, jan./dez.1991.
33. **GUSTAVSEN, F., BERGE, M., HEGDAHL, T.** Flexural strength of a high-temperature soldered cobalt-chromium alloy. J. prosth. Dent., St. Louis, v.61, n.5, p-568-571, May, 1989.
34. **HARCOURT, H. J.** The effects of variation in cooling rates and heat treatment on cobalt-chromium alloys. Br. dent. J., London, v.116, n.2, p.475-483, June, 1964.
35. \_\_\_\_\_. Fractures of cobalt chromium castings. Br. dent. J., London, v.110, n.17, p.43-50, Jan. 1961.
36. \_\_\_\_\_. An investigation into oxy-acetylene melting of chrome-cobalt alloys and its effect on surface texture and homogeneity in castings. Br. dent. J., London, v.118, n.16, p.139-146, Feb. 1960.
37. \_\_\_\_\_. The remelting of cobalt-chromium alloys. Br. dent. J., London, v.112, n.6, p.198-204, Mar. 1962.

38. **HARCOURT, H. J., COTTERILL, W.F.** Induction melting of cobalt-chromium alloys. A comparison with flame melting. Br. dent. J., London, v. 118, n.20, p.323-329, Apr. 1965.
39. **HAWBOLT, E.B., MacENTEE, M.I.** Effects of fatigue on a soldered base metal alloy. J. dent. Res., Chicago, v.62, n.12, p.1226-1228, Dec. 1983.
40. \_\_\_\_\_, \_\_\_\_\_, **ZAHEL, J.I.** The tensile strength and appearance of solder joints in three base metal alloys made with high- and low-temperature solders. J. prosth. Dent., St. Louis, v.50, n.3, p.362-367, Sept. 1983.
41. **HESBY, D.A. et al.** Physical properties of a repeatedly used nonprecious metal alloy. J. prosth. Dent., St. Louis, v.44, n.3, p.291-293, Sept. 1980.
42. **LANE, J. R.** A survey of dental alloys. J. Am. dent. Ass., Chicago, v.39, n.4, p.414-437, Oct. 1949.
43. **LAUTENSCHLAGER, E.P. et al.** Strength mechanisms of dental solder joints. J. dent. Res., Chicago, v.53, n.6, p.1361-1367, Nov./Dec. 1974.
44. **LEWIS, A.J.** Dendritic crystallization. Aust. dent. J., St. Leonards, v.23, n.4, p.356-358, Aug. 1978.
45. \_\_\_\_\_. Failure of removable partial denture castings during service. J. prosth. Dent., St. Louis, v.39, n.2, p.147-149, Fev. 1978.

46. **MacENTEE, M.I., HAWBOLT, E.B., ZAHEL, J.I.** The tensile and shear strength of a base metal weld joint used in dentistry. J. dent. Res., Chicago, v.60, n.2, p.154-158, Feb. 1981.
47. **MORRIS, H.F. et al.** The influence of heat treatments on several types of base-metal removable partial denture alloys. J. prosth. Dent., St. Louis, v.41, n.4, p.388-395, Apr. 1979.
48. \_\_\_\_\_, *et al.* Stress distribution within circumferencial clasp arms. J. oral Reab., Oxford, v.3, n.4, p.387-394, Oct.1976.
49. **MUENCH, A.** Propriedades mecânicas decorrentes da soldagem de ligas odontológicas com baixo conteúdo de ouro. Revta Fac. Odont. S. Paulo, São Paulo, v.9, n.1, p.81-89, jan./jun. 1971.
50. **NOORT, R.V., LAMB, D.J.** A scanning electron microscope study of Co-Cr partial dentures fractured in service. J. Dent., Bristol, v.12, n.2, p.122-126, June, 1984.
51. **PAFFENBARGER, G.C., CAUL, H.J., DICKSON, G.** Base metal alloys for oral restorations. J. Am. dent. Ass., Chicago, v.30, n.11, p.852-862, June, 1943.
52. **PINTO, J. S.** A questão epidemilógica. In: \_\_\_\_\_. A Odontologia às vésperas do ano 2000. Brasília: Editora Santos, 1993. cap.7, p.73-108.
53. **RASMUSSEN, E.J., GOODKIND, R.J., GERBERICH, W.W.** An investigation of tensile strength of dental solder joints. J. prosth. Dent., St. Louis, v.41, n.4, p.418-423, Apr. 1979.

54. SMITH, E.A. Vitallium as a substitute for dental gold castings alloys. Br. dent. J., London, v.85, n.7, p.180-181, Oct. 1948.
55. SOUZA, S. A. Ensaio de fadiga. In: \_\_\_\_\_. Ensaio mecânicos de materiais metálicos. 4.ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1974, cap.8, p.130-156.
56. STRANDMAN, E. The influence of carbon content on the mechanical properties in a cast dental Co-Cr alloy. Odont. Revy, Malmö, v.27, n.4, p.273-286, Okt./Dez. 1976.
57. \_\_\_\_\_. The influence of different heat treatments on a dental Co-Cr alloy. Odont. Revy, Malmö, v.27, n.4, p.287-302, Okt./Dez. 1976.
58. \_\_\_\_\_. The influence of different types of acetylene-oxygen flames on the carbon content of a dental Co-Cr alloy. Odont. Revy, Malmö, v.27, n.3, p.223-238, Juli/Sept. 1976.
59. \_\_\_\_\_, GLANTZ, P.O. On the characteristics of acetylene-oxygen flames used in dental castings. Odont. Revy, Malmö, v.27, n.3, p.197-222, Juli/Sept. 1976.
60. TAYLOR, D. F., LEIBFRITZ, A., ADLER, A.G. Physical properties of chromium-cobalt dental alloys. J. Am. dent. Ass., Chicago, v.56, n.3, p.343-351, Mar. 1958.
61. TEHINI, G.E., STEIN, R.S. Comparative analysis of two techniques for soldered connectors. J. prosth. Dent., St. Louis, v.69, n.1, p.16-19, Jan. 1993.

62. **TOWNSEND, L.W.A., VERMILYEA, S.G., GRISWOLD, W.H.** Soldering nonnoble alloys. J. prosth. Dent., St. Louis, v.50, n.1, p.51-53, July, 1983.