KARINA ANDREA NOVAES OLIVIERI

ANÁLISE QUÍMICA, MICROESTRUTURAL, DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E DUREZA DE LIGAS ODONTOLÓGICAS (AgPd, CoCr e NiCr) FUNDIDAS EM DIFERENTES TEMPERATURAS



Dissertação apresentada à Faculdade de Odontologia, Câmpus de São José dos Campos, Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho", como parte dos requisitos para obtenção do título de MESTRE, pelo Curso de Pós-Graduação em ODONTOLOGIA, Área de Concentração Prótese Parcial Fixa.

Orientador Prof. Dr. Maximiliano Piero Neisser

SÃO JOSÉ DOS CAMPOS

2000

1016
O7a
2002

Apresentação gráfica e normalização de acordo com:

RIBEIRO, J.F. et al. *Roteiro para redação de monografias, trabalhos de cursos, dissertações e teses.* São José dos Campos, 1994. 63p.

OLIVIERI, K.A.N. *Análise química, microestrutural, determinação das propriedades mecânicas e dureza de ligas odontológicas (AgPd, CoCr e NiCr) fundidas em diferentes temperaturas.* São José dos Campos, 2000. 152p. Dissertação (Mestrado em Odontologia) – Faculdade de Odontologia, Campus de São José dos Campos, Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho".

DEDICO ESSA DISSERTAÇÃO:

" O princípio da Sabedoria é o desejo autêntico de instrução, e a preocupação pela instrução é o amor. O amor é a observância das leis da Sabedoria. Por sua vez, a observância das leis é a garantia de imortalidade. E a imortalidade faz com que a pessoa fique mais perto de Deus."

(Sb, 6:17-19)

A **DEUS** que sempre abençoou de graças minha vida que é um canto eterno de beleza e amor.

Acima de tudo o amor

" Ainda que eu falasse línguas, as dos homens e dos anjos,

se eu não tivesse o amor, seria como sino ruidoso ou como um címbalo estridente.

Ainda que eu tivesse o Dom da profecia, o conhecimento de todos os mistérios e

de toda a ciência; ainda que eu tivesse toda a fé,

a ponto de transportar montanhas, se não tivesse o amor,

eu não seria nada.

Ainda que eu distribuisse todos os meus bens aos famintos,

ainda que eu entregasse o meu corpo às chamas, se não tivesse o amor, nada

disso me adiantaria.

O amor é paciente, o amor é prestativo; não é invejoso, não se ostenta, não se

incha de orgulho.

Nada faz de inconveniente, não procura seu próprio interesse, não se irrita, não

guarda rancor.

Não se alegra com a injustiça, mas se regozija com a verdade.

Tudo desculpa, tudo crê, tudo espera, tudo suporta.... "

Aos meus pais: **Agostinho Olivieri e Auta Alice Novaes** como agradecimento ao amor e à minha educação moldada em honestidade e humildade. Agradeço a cada momento de minha vida por tê-los ao meu lado e tento corresponder a altura às suas expectativas.

Acima de tudo o amor

" ...O amor jamais passará.

As profecias desaparecerão, as línguas cessarão, a ciência também desaparecerá.

Pois o nosso conhecimento é limitado; limitada é também a nossa profecia.

Mas, quando vier a perfeição, desaparecerá o que é limitado.

Quando eu era criança, falava como criança, pensava como criança, raciocinava como criança.

Depois que me tornei adulto, deixei o que era próprio de criança.

Agora vemos como em espelho e de maneira confusa; mas depois veremos face a face. Agora o meu conhecimento é limitado, mas depois conhecerei como sou conhecido.

Agora, portanto, permanecem estas três coisas: a fé, a esperança e o amor.

A maior delas, porém, é o amor."

(1 Cor 13:1-13)

Aos meus queridos irmãos: **Alexandre, Beth e Carlinhos,** pelo carinho, confiança e incentivo que sempre me deram.

" Tenha fortaleza de ânimo, para resistir a todos os embates e tempestades do caminho.

Não se iluda: mesmo a estrada do bem está cheia de tropeços e dificuldades...

Continue, porém!

Não dê ouvidos às pedras colocadas pela inveja, pelo ciúme, pela intriga...

Marche de cabeça erguida, confiante, e vencerá todos os obstáculos da caminhada.

E, se for ferido, lembre-se que as cicatrizes serão luzes que marcarão a sua vitória."

(Carlos Torres Pastorino, Minutos de Sabedoria)

Aos meus avós: **Luiz e Maria Olivieri** *(in memorian)*
e **Vasco e Lázara Novaes** que pela felicidade de
sempre estarem com a família me deram bases
sólidas para seguir o caminho da vitória.

AGRADECIMENTOS ESPECIAIS

Ao Prof. Dr. Maximiliano Piero Neisser, orientador, por me permitir caminhar ao seu lado sob a luz da sua orientação me gratificando com uma nova formação especializada.

Ao Prof. Dr. Marco Antônio Bottino, pela orientação objetiva e a confiança que me garantiu uma chance maior na realização dos meus objetivos.

Ao Prof. Dr. Antônio Carlos Guastaldi, pelas instruções e conhecimentos que me ofereceram grandes revelações.

Ao Prof. Dr. Paulo Cézar Rioli Duarte de Souza, pela paciência e tempo despendido à finalização desse trabalho e pelos esclarecimentos teóricos-práticos.

Ao Prof. Dr. Alicio Rosalino Garcia, querido professor, pelo carinho de um pai e incentivo na minha vida profissional.

Ao Prof. Dr. Horácio Faig Leite pela atenção especial, apoio e incentivo em vários momentos dessa jornada.

AGRADECIMENTOS

À **Faculdade de Odontologia de São José dos Campos - UNESP**- e ao curso de **Pós-Graduação em Prótese Parcial Fixa**.

À Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo – **FAPESP**, pelo apoio financeiro do trabalho (Processo nº 98/15302-0).

À empresa **DEGUSSA** pela viabilização do uso da liga de prata-paládio neste trabalho.

À empresa **BEGO** pelo fornecimento das ligas de cobalto-crômio e níquel-crômio utilizadas neste estudo.

Ao **Dr. Eurípedes e Mário** pelo auxílio na confecção dos corpos-de-prova.

Ao **Dr. Luiz Geraldo Vaz** pela orientação na realização dos ensaios mecânicos.

Ao colega **Marco Antônio Guerreiro** pela ajuda na execução do ensaio de dureza.

Ao colegas de turma **Alexandre, Arlindo, Carlos, Délvio, Fábio e Isabel** pela convivência proporcionando amizade, aprendizagem e maturidade.

Ao amigo **Ricardo Toledo de Oliveira** pela apoio e colaboração estatística.

Aos **funcionários da Biblioteca** da Faculdade de Odontologia de São José dos Campos – UNESP, pela competência e amizade desses anos.

À **Ângela** pela especial atenção voltada à correção da dissertação.

Aos **professores** do Departamento de Materiais Odontológicos e Prótese, pela amizade e ajuda nos momentos mais necessários.

Aos Funcionários da Seção de Pós-Graduação **Rose, Erena**, e à **Suzana e Eliana** pela cordialidade, competência e paciência no dia-a-dia.

À **Cristina Spers**, irmã de coração, pelo carinho e incentivo que sempre me depositou.

Às colegas de República, **Mari, Clau, Dani, Cris e Flá** pelas cervejas, conversas sempre em horas oportunas e confiança a mim destinada.

À todos os **funcionários** da Faculdade de Odontologia de São José dos Campos - UNESP, Instituto de Química de Araraquara - UNESP e Instituto de Química de São Carlos – USP, que de alguma forma contribuíram direta ou indiretamente para a realização desse trabalho.

SUMÁRIO

LISTA DE ABREVIATURAS....12

LISTA DE FIGURAS....13

LISTA DE TABELAS....18

LISTA DE QUADROS....21

1 INTRODUÇÃO....22

2 REVISÃO DA LITERATURA....28
2.1 Ligas de metais nobres....28
2.2 Ligas de metais não-nobres....46
2.3 Propriedades Mecânicas....53

3 PROPOSIÇÃO....68

4 MATERIAIS E MÉTODOS....69
4.1 Técnica de fundição....70
4.2 Análise química....73
4.3 Análise metalográfica....74
4.4 Ensaio de tração....75
4.5 Ensaio de dureza....78

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO....79
5.1 Ligas de Prata-paládio....82
5.1.1 Análise química....82
5.1.2 Análise metalográfica....85
5.1.3 Ensaio de tração....92
5.1.4 Ensaio de dureza....98

5.2 Ligas de Cobalto-crômio.....100
5.2.1 Análise química.....100
5.2.2 Análise metalográfica.....102
5.2.3 Ensaio de tração.....110
5.2.4 Ensaio de dureza.....116

5.3 Ligas de Níquel-crômio.....118
5.3.1 Análise química.....118
5.3.2 Análise metalográfica.....122
5.3.3 Ensaio de tração.....131
5.3.4 Ensaio de dureza.....136

6 CONCLUSÕES.....139
6.1 Ligas de Prata-paládio.....139
6.2 Ligas de Cobalto-crômio.....140
6.3 Ligas de Níquel-crômio.....142

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....144

RESUMO.....151

ABSTRACT.....152

LISTA DE ABREVIATURAS

Au - ouro
Ag - prata
Al - alumínio
Be - berílio
Co- cobalto
Cr - crômio
Cu- cobre
Fe - ferro
Ga - gálio
In - índio
Ir - irídio
Mg- magnésio
Mn - manganês
Ni – níquel
Nb - nóbio
Pb - chumbo
Pd - paládio
Pt - platina
Si - silício
Sn - estanho
Ti - titânio
Zn – zinco

ppm – parte por milhão

EED – espectrometria por energia dispersiva
MET – microscopia eletrônica de transmissão
MEV – microscopia eletrônica de varredura
MO – microscopia óptica
CR – como recebido
T1 – temperatura recomendada pelo fabricante
T2 – temperatura acima da recomendada
P – precipitado
Po – porosidade

σ_R – resistência à tensão de ruptura
σ_e – limite de escoamento

LISTA DAS FIGURAS

FIGURA 1 - Micrografia óptica de luz da liga com baixo conteúdo de ouro [34].....40

FIGURA 2- Liga com baixo conteúdo de ouro (54%). Temperatura de fusão,1100°C, temperatura do revestimento, 600°C (lado esquerdo). Temperatura de fusão 1040°C, temperatura do revestimento, 750°C.[19].....41

FIGURA 3 - Microestrutura de uma liga à base de NiCr na condição fundida [30].....50

FIGURA 4 - Microestrutura eutética de ligas à base de Ni-Cr vista ao microscópio eletrônico [54].....51

FIGURA 5- Desenho esquemático do corpo-de-prova (ISO 6871)....71

FIGURA 6 - Gráfico esquemático do ensaio de tração.....77

FIGURA 7- Esquema de uma vista lateral de um microscópio óptico usado para refletir luz ampliada vinda de uma amostra metálica polida e quimicamente atacada.....81

FIGURA 8 - Micrografia da liga à base de AgPd como recebida, Ataque: água régia, 140X.....85

FIGURA 9 - Micrografia da liga à base de AgPd como recebida, Ataque: água régia, 300X.....86

FIGURA 10 - Micrografia da liga à base de AgPd na condição T1, Ataque: água régia, 200X.....87

FIGURA 11 - Micrografia da liga à base de AgPd na condição T1, Ataque: água régia, 350X.....88

FIGURA 12 - Micrografia da liga à base de AgPd na condição T1, Ataque: água régia, 500X.....88

FIGURA 13 - Micrografia da liga à base de AgPd na condição T2, Ataque: água régia, 200X.....89

FIGURA 14 - Micrografia da liga à base de AgPd na condição T2; Ataque: água régia, 350X.....89

FIGURA 15 - Micrografia da liga à base de AgPd na condição T2; Ataque: água régia, 500X.....90

FIGURA 16 - Gráfico da média dos ensaios de tração da liga de AgPd na condição T1.....93

FIGURA 17 - Gráfico da média dos ensaios de tração da liga de AgPd na condição T2.....94

FIGURA 18 -Liga de AgPd nas condições T1 e T2 - análise estatística do alongamento.....95

FIGURA 19 -Liga de AgPd nas condições T1 e T2 - análise estatística da tensão de ruptura.....95

FIGURA 20 -Liga de AgPd nas condições T1 e T2 - análise estatística do limite de escoamento.....96

FIGURA 21 –Liga de AgPd nas condições T1 e T2 - análise estatística da dureza Vickers.....99

FIGURA 22 - Micrografia da liga à base de CoCr como recebida, Ataque: água régia, 140X.....102

FIGURA 23 - Micrografia da liga à base de CoCr como recebida, Ataque: água régia, 350X.....103

FIGURA 24 - Micrografia da liga à base de CoCr como recebida, Ataque: água régia, 500X.....103

FIGURA 25 - Micrografia da liga à base de CoCr na condição T1, Ataque: água régia, 140X.....104

FIGURA 26 - Micrografia da liga à base de CoCr na condição T1, Ataque: água régia, 350X.....105

FIGURA 27 - Micrografia da liga à base de CoCr na condição T1, Ataque: água régia, 500X.....105

FIGURA 28 - Micrografia da liga à base de CoCr na condição T2, Ataque: água régia, 200X.....106

FIGURA 29 - Micrografia da liga à base de CoCr na condição T2, Ataque: água régia, 350X.....107

FIGURA 30 - Micrografia da liga à base de CoCr na condição T2; Ataque: água régia, 500X.....107

FIGURA 31 - Gráfico da média dos ensaios de tração da liga de CoCr na condição T1.....111

FIGURA 32 - Gráfico da média dos ensaios de tração da liga de CoCr na condição T2.....112

FIGURA 33- Liga de CoCr nas condições T1 e T2 – análise estatística do alongamento.....113

FIGURA 34- Liga de CoCr nas condições T1 e T2 – análise estatística da ruptura à tensão.....113

FIGURA 35- Liga de CoCr nas condições T1 e T2 – análise estatística do limite de escoamento.....114

FIGURA 36 - Liga de CoCr nas condições CR, T1 e T2- análise estatística da dureza Vickers.....117

FIGURA 37 - Micrografia da liga à base de NiCr como recebida, Ataque: água régia, 140X.....123

FIGURA 38 - Micrografia da liga à base de NiCr como recebida, Ataque: água régia, 350X.....123

FIGURA 39 - Micrografia da liga à base de NiCr como recebida, Ataque: água régia, 500X.....124

FIGURA 40 - Micrografia da liga à base de NiCr na condição T1, Ataque: água régia, 140X.....125

FIGURA 41 - Micrografia da liga à base de NiCr na condição T1, Ataque: água régia, 300X.....125

FIGURA 42 - Micrografia da liga à base de NiCr na condição T1, Ataque: água régia, 500X.....126

FIGURA 43 - Micrografia da liga à base de NiCr na condição T2, Ataque: água régia, 140X.....127

FIGURA 44 - Micrografia da liga à base de NiCr na condição T2, Ataque: água régia, 300X.....127

FIGURA 45 - Micrografia da liga à base de NiCr na condição T2; Ataque: água régia, 500X.....128

FIGURA 46 - Gráfico da média dos ensaios de tração da liga de NiCr na condição T1.....132

FIGURA 47 - Gráfico da média dos ensaios de tração da liga de NiCr na condição T2.....133

FIGURA 48 - Liga de NiCr nas condições T1 e T2 – análise estatística do alongamento.....134

FIGURA 49 - Liga de NiCr nas condições T1 e T2 – análise estatística da ruptura á tensão.....134

FIGURA 50 - Liga de NiCr nas condições T1 e T2 – análise estatística do limite de escoamento.....135

FIGURA 51- Dureza Vickers da liga de NiCr nas condições CR, T1 e T2 – análise estatística.....137

LISTA DAS TABELAS

Tabela 1 - Classificação e composição (% em peso) das ligas de ouro para fundição odontológica (ADA)[1] 29

Tabela 2 - Classificação e composição (% em peso) das ligas com alto conteúdo de ouro[54] 29

Tabela 3 - Classificação e composição (% em peso) típica das ligas de ouro[36] 29

Tabela 4- Composição (% em peso) de ligas com médio e baixo conteúdo de ouro [54] 34

Tabela 5 - Composição (% em peso) das ligas de prata paládio[54] 39

Tabela 6 - Composição nominal (% em peso) de algumas ligas comerciais à base paládio para restaurações metalocerâmicas [36] 39

Tabela 7 - Composição química (% em peso) de ligas fundidas à base paládio analisadas pelo microscópio eletrônico[34] 40

Tabela 8 - Composição química (% em peso) das fases rica em Ag e rica em Cu em ligas de Ag-Pd-Cu determinadas através MEV/EED[10] 43

Tabela 9 - Composição química (% em peso) das fases rica em Ag e rica em Cu em ligas de Ag-Pd-Cu determinadas através MET/EED[10] 44

Tabela 10 - Classificação e composição (% em peso) das atuais ligas metálicas nobres[36] 45

Tabela 11 - Composição (% em peso)de algumas ligas de Ni-Cr[36] 47

Tabela 12 - Composição (% em peso) de algumas ligas de Co-Cr[54]..47

Tabela 13 - Composição em % de ligas à base de cobre mais usadas na aplicação odontológica no Brasil[11].....47

Tabela 14 - Composição (% em peso) de ligas à base de NiCr[9].....50

Tabela 15 - Propriedades mecânicas das ligas com alto conteúdo de ouro.....56

Tabela 16 - Algumas propriedades de ligas com médio e baixo conteúdo de ouro[54] 56

Tabela 17 - Algumas propriedades de ligas dentárias modernas de metais nobres[43].....57

Tabela 18 - Algumas propriedades das ligas à base de Prata-Paládio[54].....57

Tabela 19 - Algumas propriedades de ligas à base de Ni-Cr[54].....58

Tabela 20 - Algumas propriedades de ligas à base de Ni-Cr[6].....58

Tabela 21 - Algumas propriedades de ligas à base de Co-Cr[54].....59

Tabela 22 - Propriedades mecânicas de três ligas de alta fusão com alto conteúdo de paládio na condição fundida[56].....60

Tabela 23 - Composições químicas de três ligas de alta fusão com alto conteúdo de paládio[56].....60

Tabela 24 - Metais e algumas especificações técnicas dadas pelo fabricante[40].....63

Tabela 25 - Propriedades físicas[40].....63

Tabela 26 - Propriedades físicas[40].....64

Tabela 27 - Efeitos das fundições múltiplas sobre as propriedades mecânicas da Midas[46] 67

Tabela 28 – Composição nominal (% em peso) e massa específica (ρ) das ligas utilizadas* 69

Tabela 29 - Composição química da liga de AgPd (% m/m) 84

Tabela 30 - Resultados obtidos dos testes de tensão de ruptura, alongamento e limite convencional de escoamento elástico da liga de AgPd 93

Tabela 31 - Dureza Vickers da liga de AgPd nas condições CR, T1 e T2 98

Tabela 32 - Composição química da liga de CoCr (% m/m) 101

Tabela 33 - Resultados obtidos dos testes de tensão de ruptura, alongamento e limite convencional de escoamento da liga de CoCr 110

Tabela 34 - Dureza Vickers da liga de CoCr nas condições CR, T1 e T2 117

Tabela 35 - Composição química da liga de NiCr obtida (% m/m) ... 119

Tabela 36 - Resultados obtidos dos testes de tensão de ruptura, alongamento e limite convencional de escoamento, da liga de NiCr 132

Tabela 37 - Dureza Vickers da liga de NiCr nas condições CR, T1 e T2 137

LISTA DOS QUADROS

Quadro 1 – Classificação das ligas para metalocerâmica[16].....38

Quadro 2 – Temperaturas de fundição* e faixas de temperaturas acima da recomendada utilizadas no processo de fundição.....70

Quadro 3 - Algumas dimensões médias importantes em análise microestrutural[41].....79

Quadro 4 - Resolução média dos principais equipamentos utilizados em microscopia[41].....80

Quadro 5 - Algumas características da microscopia[41].....80

1 INTRODUÇÃO

As restaurações metálicas fundidas são utilizadas em Odontologia desde o século passado. [2]Atualmente dispõe-se de recursos que possibilitam a obtenção de fundições mais precisas, graças ao aparecimento de novos materiais, de técnicas mais acuradas e, principalmente pelo fato do processo de fundição ser abordado de maneira mais científica (Hinman et al.[20], 1985).

As ligas são constituídas pela mistura de dois ou mais elementos metálicos e algumas vezes com elementos não metálicos incluídos. São geralmente obtidas pela fusão de elementos acima de suas temperaturas de fundição. A fusão de dois elementos constituirá uma liga binária e a mistura de três é chamada de ternária. Uma liga geralmente constituir-se-á de um número de fases sólidas distintas, onde a fase é definida como uma parte estruturalmente homogênea do sistema, separada das outras partes por um limite físico definido. Cada fase terá sua estrutura própria definida e propriedades associadas. As fases comumente citadas são: gasosa, líquida e sólida e há diferenças significantes entre elas, sendo que uma substância pode apresentar

várias fases. Quando dois elementos diferentes são misturados, o material resultante pode ser uma liga de fase simples ou uma liga multi-fase, dependendo da solubilidade de um elemento no outro e se este é governado pela natureza cristalina dos elementos e seus tamanhos relativos. Há essencialmente três fases diferentes que podem se formar nas ligas: uma de metal puro, uma solução sólida e um composto inter-metálico (Vieira[58], 1967; Van Noort[54], 1994).

- A escolha de uma liga é ditada por uma série de fatores. O custo é uma consideração séria devido ao preço alto do ouro; outras considerações são a biocompatibilidade da liga e sua resistência à corrosão (Silva Filho & Muench[50],1989).

- Os fatores que particularmente limitam o uso das ligas utilizadas em prótese dentária e a escolha para uma aplicação específica é determinada primariamente por suas propriedades mecânicas, tais como dureza, resistência e ductilidade (Van Noort[54], 1994).

As primeiras ligas utilizadas foram as de ouro, onde sua característica de resistir à oxidação preponderava sobre as demais propriedades, praticamente desconhecidas na época. Com a evolução das pesquisas verificou-se que, além de sua capacidade de resistir à

oxidação, as diferentes ligas de ouro apresentavam propriedades mecânicas, químicas e biológicas perfeitamente compatíveis com sua utilização na cavidade oral. Com o agravamento dos problemas econômicos com o decorrer do tempo e a consequente elevação do custo do ouro, sua utilização tornou-se, para muitos, impraticável e inacessível.

A preocupação de conseguir ligas de menor valor, que remonta a 1915, fez com que Roebuck[47] descrevesse a primeira liga à base de alumínio como possível substituta das ligas de ouro para incrustações fundidas

As ligas de metais não nobres são complexas, química e metalurgicamente e seus procedimentos laboratoriais são críticos e requerem mais precisão do que as ligas de ouro, especialmente durante os processos de fabricação e fundição. De fato, a escolha do laboratório de prótese e do técnico, pelo cirurgião-dentista, é importante para a qualidade da fundição. Todavia, a utilização cada vez maior dessas ligas na confecção de restaurações fundidas faz com que a cada dia mais o cirurgião-dentista se preocupe com os procedimentos laboratoriais, para que as fundições tenham melhor adaptação e desempenho clínico. Embora as ligas alternativas tenham

sido largamente utilizadas e pesquisadas nos últimos anos, não existe consenso em relação à adequacão de suas propriedades gerais, tanto que em 1972 a American Dental Association (ADA)[1], propondo um Programa de Aceitação de Ligas Metálicas dos EUA objetivou avaliar todas as ligas metálicas para restaurações fundidas, inclusive aquelas que não estavam, incluídas nas suas especificações e também todas as ligas alternativas às ligas de ouro e que, independentemente de suas composições, tivessem demonstrado compatibilidade biológica e que apresentassem adequadas propriedades físicas, químicas e mecânicas.

Pode-se salientar também as informações emitidas pela ADA[2], em 1980, enfatizando que as ligas metálicas que contém menos de 75% de seu peso em ouro, platina e outros metais preciosos, fatalmente apresentam manchas e corrosão e, que por essa razão, são usadas como ligas alternativas (Mondelli[36],1995).

Todavia, como o custo da liga metálica é uma pequena parte do valor total da restauração, o valor intrínseco da liga metálica nobre por si só não justificaria a sua substituição por ligas de metais comuns, onde as nobres proporcionariam melhores resultados. Se os diversos sistemas de ligas alternativas forem utilizados deverão produzir restaurações com resultados clínicos iguais ou comparáveis

aos conseguidos com as ligas nobres ou então deverão apresentar, pelo menos, propriedades físicas, mecânicas, clínicas e biológicas mínimas que justifiquem suas indicações.

Pesquisadores como Gettleman[15] (1980) e Guastaldi et al.[17] (1991), têm realizado trabalhos buscando alternativas para as ligas à base de ouro que possuam boas propriedades clínicas e mecânicas. Os substitutos têm sido ligas à base de prata, cobre, zinco, ferro, alumínio, níquel, crômio, paládio, platina etc. Contudo seus estudos têm mostrado que essas ligas não são completamente satisfatórias para o uso odontológico.

O mercado odontológico apresenta atualmente uma grande variedade de ligas não áuricas, tanto na procedência nacional como importadas destinadas a substituir as ligas de ouro na confecção de armações para próteses parciais removíveis, restaurações metálicas fundidas, coroas totalmente metálicas, coroa metaloplástica, coroa metalocerâmica, prótese parcial fixa e restaurações orais complexas.

As qualidades inferiores das ligas metálicas não nobres em comparação com as ligas áuricas motivaram ao longo do tempo a proposição de modificações na composição química qualitativa e quantitativa das mesmas, tanto nos processos de fabricação e

fundição, quanto na técnica de laboratório, todas elas destinadas a possibilitar o uso destas ligas como substitutas eventuais para as restaurações fundidas de ouro, ao mesmo tempo que se realizaram estudos *in vivo* e *in vitro* com fins comparativos.

Com a ausência de pesquisas na literatura que comprovem a influência da temperatura de fundição de ligas odontológicas sobre a microestrutura e propriedades mecânicas propôs-se realizar um trabalho que enfoque tal influência sobre as ligas de AgPd, CoCr e NiCr utilizadas na confecção de Próteses Parciais Fixas e Unitárias.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Ligas de metais nobres

O ouro e suas ligas têm sido, tradicionalmente, os materiais favoritos em restaurações odontológicas e próteses fixas. Mas com o aumento do ouro através das décadas houve necessidade em se desenvolver novas ligas que hoje são oferecidas como alternativas possíveis do ouro. O uso de ligas com baixo conteúdo de ouro, ou ainda ligas não preciosas com nenhuma quantidade de ouro, têm se tornado popular e levado a tratamentos dentários mais acessíveis (Gettleman[15], 1980).

Phillips[43] (1993) salienta que as ligas com alto conteúdo de ouro tem sido utilizadas desde a década de 20 e podem ser distinguidas das outras ligas usadas em prótese pela sua alta concentração de metal nobre, que não deve ser inferior a 75%. O conteúdo de metal nobre é usualmente composto de ouro, prata, platina e paládio. Essas ligas podem ser classificadas em quatro grupos distintos, segundo as normas da American Dental Association

(ADA)[1] (1972) , Van Noort[54] (1994) e Mondelli[36] (1995), conforme Tabelas 1 a 3.

Tabela 1 – Classificação e composição (% em peso) das ligas de ouro para fundição odontológica (ADA)[1]

Tipo	Metais do grupo do ouro e platina (% mínima)
I - Mole	83
II - Média	78
III - Dura	78
IV - Extradura	75

Tabela 2 – Classificação e composição (% em peso) das ligas com alto conteúdo de ouro[54]

Tipo	Descrição	Au	Ag	Cu	Pt	Pd	Zn
I	Mole	80-90	3-12	2-5	-	-	-
II	Médio	75-78	12-15	7-10	0-1	1-4	0-1
III	Dura	62-68	8-26	8-11	0-3	2-4	0-1
IV	Extra-dura	60-70	4-20	11-16	0-4	0-5	1-2

Tabela 3 - Classificação e composição (% em peso) típica das ligas de ouro[36]

Tipos	Ouro	Cobre	Prata	Paládio	Platina	Zinco
I	87,0	4,0	9,0	-	-	-
II	76,0	8,0	13,0	2,5	-	0,5
III	70,0	10,0	15,0	3,0	1,0	1,0
IV	66,0	15,0	12,0	3,0	2,0	2,0

A fração maior para as ligas com alto conteúdo de ouro é o próprio ouro, com quantidades pequenas de prata e cobre. Algumas composições também contêm pequena quantidade de platina, paládio e zinco. A prata tem um leve efeito sobre a resistência mecânica e neutraliza a coloração avermelhada do cobre. Este é um componente muito importante pois aumenta a resistência mecânica, particularmente nas ligas de ouro tipo III e IV, e reduz a temperatura de fundição. A concentração máxima de cobre que pode ser adicionado é 16%, pois em excesso ele pode levar à fratura da liga. A platina aumenta a resistência e a temperatura de fundição. O paládio tem o mesmo efeito da platina, mas é consideravelmente mais barato. O zinco age prevenindo a oxidação e melhorando a fundibilidade. A variedade de outros elementos, tais como o rutênio e irídio (< 0.5%), podem estar presente. Estes têm uma alta temperatura de fusão e atuam como locais de nucleação durante a solidificação, assim auxiliando a produção de um grão, de acordo com Van Noort[54],1994.

As ligas de Au-Pt-Pd podem ser brancas ou amarelas e podem conter 5% no máximo de prata. Níveis tão baixos de prata não são considerados como suficientes para causar descoloração da porcelana. Essas ligas são compatíveis termicamente com a maioria

das porcelanas comerciais e geralmente exibem excelente adesão à elas. Essas ligas são indicadas para próteses fixas unitárias ou com espaço protético pequeno porque possuem resistência às temperaturas de queima da porcelana (Anusavice[3],1985).

As ligas de Au-Pd que contém de 5 a 11,99% de Ag são alternativas econômicas às ligas de Au-Pt-Pd ou Au-Pd-Pt. Sua excelente resistência à corrosão e ao escurecimento e sensibilidade da técnica associada com a queima da porcelana a diferentes contrações térmicas tem contribuído para seu sucesso a longo prazo. A principal desvantagem dessa liga é a descoloração da porcelana devido a presença de prata. Essa liga possui boa fundibilidade, resistência a união com a porcelana, bom brunimento, qualidade de boa solda, resistência a corrosão e melhor resistência de próteses fixas com espaço protético amplo em relação às ligas com alto conteúdo de ouro (Anusavice[3],1985).

As ligas de Au-Pd com alto conteúdo de Ag (12 a 22%) têm sido alternativas para as ligas com alto conteúdo de ouro por muitos anos apesar do seu efeito para a descoloração da porcelana. Essas ligas são brancas e são usadas principalmente pelo seu custo mais acessível e propriedades físicas comparáveis. A primeira liga de

Au-Pd, Olympia (J.F. Jelenko e Co.) foi introduzida em 1977. Essa liga foi elaborada para superar o efeito da descoloração da porcelana devido à prata e também prover uma liga com coeficiente de expansão térmica menor que as ligas de Au-Pd-Ag ou Ag-Pd (Anusavice[3],1985).

Shell[49] (1925) estudou metalograficamente duas ligas de ouro. Fez o ataque químico com água régia e encontrou, ao exame microscópico, manchas que considerou serem devidas à oclusão de gases e óxidos. O exame das metalografias mostrou que não há muita nitidez entre os grãos e os precipitados na região intergranular.

Raper & Rhodes[45] (1936) observaram a influência do comportamento de certos metais sobre as propriedades das ligas. Verificaram que a adição de irídio e rutênio às ligas de ouro diminuía o tamanho dos grãos cristalinos com melhoria das propriedades mecânicas. Observaram que a platina contida num máximo de 12% também diminuía o tamanho dos grãos cristalinos. Com o paládio já não se verificava o mesmo efeito de maneira tão acentuada. Os investigadores verificaram, ainda, que o tungstênio e o molibdênio também diminuíam o tamanho dos grãos cristalinos, mas a sua presença era um inconveniente por se oxidarem com facilidade.

Selbach[48] (1956) lembrou o fato de que, até 1930, a corrente reinante no meio odontológico era de que não podiam ser usadas ligas de ouro com menos de 18 quilates. O autor apresentou ainda as densidades das ligas de ouro (13 a 17 g/cm^3), prata-paládio (12 g/cm^3) e ouro platinado (17 a 19 g/cm^3).

Björn & Hedegard[8] (1965) estudaram a distribuição dos elementos constituintes na liga. Observaram a segregação intragranular nas ligas de ouro-platina. Essa segregação não era, necessariamente, visível ao microscópio metalográfico comum. Segundo esses autores, os componentes da liga, com temperaturas de fusão elevadas, ficam concentrados no centro do grão cristalino, enquanto os demais localizam-se na periferia.

O rápido aumento dos preços dos metais nobres na década de 70 estimulou os fabricantes a produzir muitas ligas novas com conteúdos reduzidos de ouro. Algumas dessas podem ser classificadas como ligas de médio conteúdo de ouro, com uma concentração de ouro variando entre 40 e 60%. As ligas de baixo conteúdo de ouro variam sua porcentagem entre 15-20% (Van Noort[54], 1994) (Tabela 4).

T. 1414



Tabela 4- Composição (% em peso) de ligas com médio e baixo conteúdo de ouro[54]

Liga	Tipo	Cor	Au	Pd	Ag	Cu	In
Solaro 3 (Metalor)	Médio	Amarela	56	5	25	11,8	-
Stabilor G (Degussa)	Médio	Amarela	58	5,5	23,3	12,0	-
Mattident E (Johnson Matthey)	Médio	Amarela	55	8,0	24,0	11,5	-
Paliginor 2 (Metalor)	Baixo	Branca	12,5	18,9	53,7	14,2	-
Palliag MJ (Degussa)	Baixo	Branca	12,5	20,9	55,0	8,5	-
Mattident B (Johnson Matthey)	Baixo	Branca	11,0	20,0	54,5	12,5	-
Realor (Degussa)	Baixo	Amarela	20,0	20,0	39,0	-	16,0
Selector 3 (Metalor)	Baixo	Amarela	20,0	21,0	38,7	-	16,5
Mattieco J (Johnson Matthey)	Baixo	Amarela	20,0	20,0	40,1	-	17,8

Nessas ligas, o zinco age como desoxidante. A prata, na ausência do zinco, atua na absorção de oxigênio da atmosfera durante a fundição e, consequentemente, causa porosidades na liga. O irídio, estanho e ferro endurecem as ligas metalocerâmicas de ouro e paládio. O gálio compensa o coeficiente de expansão térmica (Mondelli[36], 1995).

O Index to Dental Literature desde o ano que começou a registrar trabalhos de Odontologia, em 1839, até a década de 20 deste século não cita nenhum artigo especificamente dedicado à liga de AgPd com aplicação odontológica. Somente em 1924 é que

aparece a citação de Pryor[44], que empregava uma liga de AgPd como base estampada de dentadura.

Segundo Paffenbarger et al.[42] (1943), na Inglaterra, desde 1922 já se empregavam ligas de AgPd na confecção de restaurações dentárias. As primeiras ligas formuladas nos EUA para incrustações, coroas e próteses fixas foram patenteadas em 1935 por Taylor*.

Dyer[14] (1937) preconizou a aplicação de uma liga de AgPd (86% e 14% respectivamente em peso) que foi sugerida com caráter puramente clínico, sem considerações metalúrgicas. Para esse autor, a falta de restauração adequada ocasionava a perda de dentes e, portanto, da dimensão mesiodistal. Para contornar os problemas de tempo e de custo de material nas restaurações, aconselhou o uso de incrustações em ligas de AgPd por considerar suas propriedades semelhantes às de ouro de 17 quilates.

---

*(US Patent nº 1987. 451 N.º Taylor, 1935)

Segundo o mesmo autor, aqueles elementos metálicos eram na época de custo viável e resistentes, assim, substituíam satisfatoriamente às ligas de ouro. Descreveu, ainda, a técnica operacional que considerava aconselhável na obtenção de incrustações com a liga de AgPd que sugeriu. Verificou que esta liga permitia boa reprodutibilidade de detalhes na fundição e que sua temperatura de fusão era mais alta que as ligas de ouro.

O informativo da Degussa Brief[11], conhecida fábrica alemã, citado por Mondelli[36], 1995, apresentou em 1951 um trabalho intitulado "Emprego moderno de Palliag" . Refere-se à data em que se introduziu no comércio o material sob esse nome, fazendo ressalva de que durante a Segunda Guerra Mundial interrompeu-se o seu fornecimento. A liga era composta de metais preciosos, tendo o paládio como componente principal. Durante o tempo em que a mesma foi usada, isto é, há mais de duas décadas, sobre elas houve introdução de novo conhecimentos, na procura de melhorias necessárias à sua comercialização.

Muench[39] (1988) realizou vários trabalhos de pesquisa com ligas de baixo conteúdo de ouro, procurando diminuir o conteúdo de ouro e aumentar o de paládio, já que houve uma inversão nos

preços desses materiais durante o período. O autor verificou que uma liga com 50% de ouro e 7% de paládio apresentava alta dureza e era bastante sensível ao tratamento térmico endurecedor, adquirindo dureza próxima à das ligas de ouro clássicas. Subsequentemente verificou que uma liga de ouro com 25% de paládio e 15% de ouro já não endurecia muito satisfatoriamente através dos tratamentos térmicos.

Em 1980, o Conselho de Materiais Dentários da ADA[2] elaborou e publicou um relatório sobre a situação das ligas com baixo conteúdo de ouro comercializadas nos EUA. Para Mondelli[36] (1995) , segundo esse relatório, tais ligas não se enquadravam na especificação no. 5 da ADA e foram consideradas substitutas econômicas para as ligas com alto conteúdo de ouro.

Todos os fabricantes de ligas de ouro odontológicas com certificado da ADA foram solicitados a definir as concentrações em peso de Au, Pd, Ag das ligas com baixo conteúdo de ouro. Também foram requisitados os valores para a microdureza e porcentagem de alongamento na condição de amaciadas e endurecimento (Mondelli[36] ,1995).

Segundo Goodacre[16] (1989), um dos métodos de classificação das ligas para metalocerâmica é de acordo com seus elementos constituintes primários. A classificação no Quadro 1, mostra quatro divisões de ligas para metalocerânica, uma das quais é a liga com alto conteúdo de paládio. As ligas com alto conteúdo de paládio são subdivididas naquelas que contém Ag (ligas de Pd-Ag) e aquelas que não contém Ag.

Quadro 1 – Classificação das ligas para metalocerâmica[16]

Liga	Constituintes Primários
I	Au-Pt-Pd
II	Au-Pd
	A. Contendo Ag
	B. Sem Ag
III	Alto conteúdo de Pd
	A. Contendo Ag
	B. Sem Ag
IV	Metais básicos

Como o nome diz, as ligas de prata/paládio contém predominantemente prata com significante quantidade de paládio (Tabela 5).

Tabela 5 – Composição (% em peso) das ligas de prata paládio[54]

Liga	Ag	Pd	Cu	Zn
Palliag W (Degussa)	70,0	27,5	-	-
Mattico 25 (Johnson Matthey)	68,5	25,0	-	3,0
Palliag M (Degussa)	58,5	27,4	10,5	-
Palliag NF IV (Degussa)	52,0	39,9	-	4,0
Mattident P (Johnson Matthey)	46,6	33,4	19,0	-

Mondelli[36] (1995) afirma que o paládio é similar à platina em dureza, maleabilidade e coloração, melhora a resistência a corrosão e ajuda a prevenir a oxidação. Embora a nobreza do paládio seja menor que a da platina , a preferência pelo paládio como principal componente da maioria das ligas dentárias para fundição disponíveis está baseada, provavelmente, no menor ponto de fusão, menor custo por unidade de peso e na menor densidade do paládio (Tabelas 6 e 7).

Tabela 6 - Composição nominal (% em peso) de algumas ligas comerciais à base paládio para restaurações metalocerâmicas[36]

Nome	Fabricante	Ag	Pd	Cu	Au	Zn	Sn	In	Ga	Co
Por Son 4	Degussa	30,0	58,0	-	-	-	8,0	4,0	-	-
PTM 88	Jelenko	-	88,8	-	-	-	-	-	8,0	4,0
P-20	ABJ John Sjoding	-	79,0	9,8	2,0	-	-	-	9,0	-
JP-5	Jeneric Industries	37,0	53,0	-	-	4,5	4,5	-	-	-

Tabela 7 - Composição química (% em peso) de ligas fundidas à base paládio analisadas pelo microscópio eletrônico[33]

Liga	Fabricante	Pt	Au	Pd	Cu	In	Sn	Ga	Co
Argipal	Argen	-	-	79,2	-	-	16,0	3,1	-
Bond-on 4	Degussa	1,2	-	77,9	5,4	-	7,0	5,3	-
Orion Libra	Elephant	-	2,3	75,9	10,6	4,1	1,1	4,9	-
Orion Star	Elephant	-	-	76,3	4,4	9,5	3,2	3,6	2,6
Orion Vesta	Elephant	-	3,1	74,9	11,2	-	-	9,6	-
Simidur S2	Dr. Wieland	-	2,9	78,0	10,3	-	-	8,4	-

Mezger et al.[34] (1989) avaliaram metalurgicamente três ligas com baixo conteúdo de ouro e uma liga com alto conteúdo de ouro (padrão). A fotomicrografia óptica de luz típica das três ligas é mostrada na Figura 1. Baseado em intensidades relativas de picos de difração de raios x, a fase cúbica de face centrada é representada pela matriz, enquanto que a fase cúbica de corpo centrado corresponde às ilhas B- fase escura.

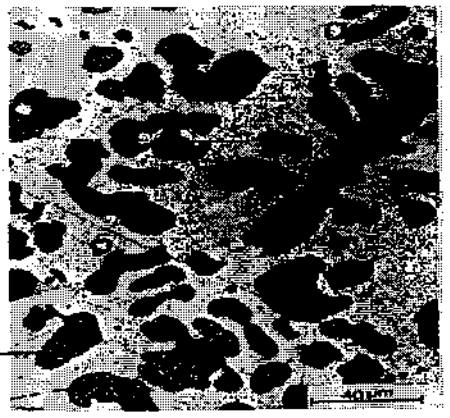


FIGURA 1- Micrografia óptica de luz da liga com baixo conteúdo de ouro[34].

Hero et al.[19] (1982) também avaliaram a estrutura de ligas com baixo conteúdo de ouro (54%). Continham 31.0% de Ag e 4.1% de Pd. A Figura 2 mostra a liga num estado fundido. A letra A representa a fase eutética ao redor do grão; B representa os braços dendríticos ricos em Ag e Pd.

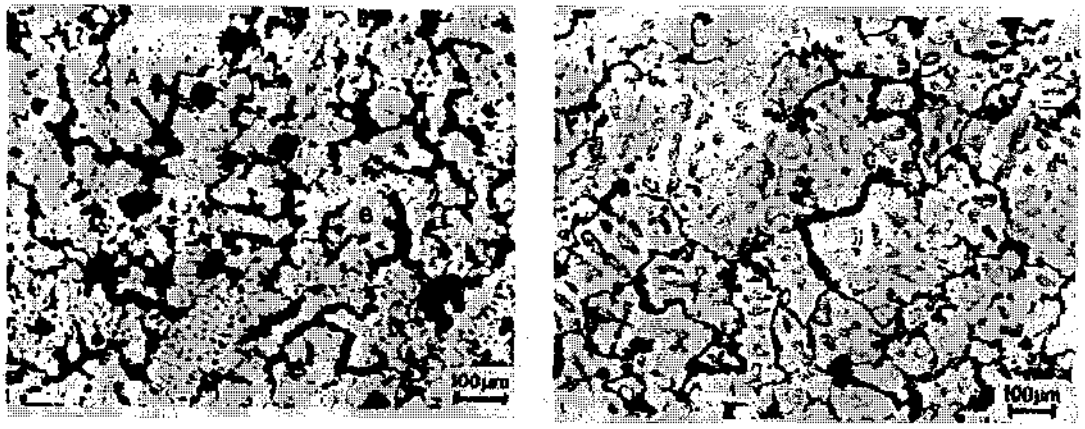


FIGURA 2 - Liga com baixo conteúdo de ouro (54%). Temperatura de fusão,1100°C, temperatura do revestimento, 600°C (lado esquerdo). Temperatura de fusão 1040°C, temperatura do revestimento, 750°C.[19].

Pode ser mencionado que todas as modernas ligas de metais nobres de uso odontológico são geralmente constituídas de granulação fina. Essa estrutura pode ser aperfeiçoada pela adição de quantidades muito pequenas de irídio e rutênio (por volta de 100-150 ppm), refinando ainda mais sua estrutura granular (Mondelli[36], 1995). O ouro, prata e paládio são solúveis um com o outro no estado sólido e todos são cúbicos de face centrada: da mesma

forma, as ligas são cúbicas e de face centrada; o cobre também é cubico de face centrada e induz à formação de uma fase intermediária ordenada de face centrada tetragonal com o ouro ou paládio, enquanto que a prata elimina inteiramente a solubilização no estado sólido. Desse modo, o cobre é o principal elemento endurecedor, porém com excessiva tendência ao manchamento e corrosão (Mondelli[36], 1995).

Chen et al.[10] (1996) estudaram a microestrutura e o comportamento da segregação do paládio em uma série de ligas de Ag-Cu-Pd. Os resultados microestrutural e microquímico, indicaram consistentemente um forte tendência para o paládio formar o Cu_3Pd na fase rica em cobre das ligas ternárias atuais. O exame com o microscópio eletrônico de transmissão indicou que, em adição às grandes partículas ricas em Cu, pequenas e numerosas partículas ricas em Cu foram distribuídas na fase rica em Ag. De acordo aos diagramas da fase binária Ag-Cu, Ag-Pd e Cu-Pd ,o cobre e o paládio são mutuamente solúveis em altas temperaturas, enquanto que as duas fases, Cu_3Pd e CuPd, são formadas em baixas temperaturas. A prata e o paládio são mutuamente solúveis em qualquer composição. No sistema Ag-Cu, a estrutura eutética constituída de fases rica em Ag e

rica em Cu é formada. A solublidade do paládio na fase rica em Cu foi sempre muito maior que na fase rica em Ag.

A análise das composições das ligas estudadas por Chen et al.[10] (1996) das fases rica em Ag e rica em Cu determinadas por espectroscopia de energia dispersiva de raios X (EDX) através do microscópio eletrônico de varredura (MEV) e pelo microscópio eletrônico de transmissão (MET) são mostradas nas tabelas 8 e 9.

Tabela 8 - Composição química (% em peso) das fases rica em Ag e rica em Cu em ligas de Ag-Pd-Cu determinadas através MEV/EED[10].

Fase	Ag	Cu	Pd
Rica em Ag			
62Ag-28Cu-10Pd	81,0 (3,4)[a]	13,3 (2,7)	5,7 (1,0)
57Ag-28Cu-15Pd	82,2 (3,0)	10,4 (2,3)	7,5 (1,7)
52Ag-28Cu-20Pd	75,1 (3,4)	12,1 (2,6)	12,8 (1,6)
Rica em Cu			
62Ag-28Cu-10Pd	8,2 (0,9)	76,2 (2,0)	15,6 (1,4)
57Ag-28Cu-15Pd	7,5 (1,7)	73,7 (2,4)	18,8 (1,2)
52Ag-28Cu-20Pd	10,6 (3,2)	66,6 (3,6)	22,9 (1,2)

[a] todos os dados são médias de dez diferentes áreas. Os números em parênteses são os devios padrões.

Tabela 9 - Composição química (% em peso) das fases rica em Ag e rica em Cu em ligas de Ag-Pd-Cu determinadas através MET/EED[10].

Fase	Ag	Cu	Pd
Rica em Ag			
62Ag-28Cu-10Pd	82,2 (1,5)[a]	11,6 (1,7)	6,2 (0,3)
57Ag-28Cu-15Pd	78,4 (1,7)	10,2 (0,8)	11,4 (1,3)
52Ag-28Cu-20Pd	73,8 (1,8)	10,2 (1,2)	16,0 (1,4)
Rica em Cu			
62Ag-28Cu-10Pd	4,7 (0,5)	77,1 (0,9)	18,2 (0,7)
57Ag-28Cu-15Pd	3,8 (0,7)	74,5 (2,0)	21,6 (1,7)
52Ag-28Cu-20Pd	4,6 (0,9)	68,6 (0,6)	26,8 (0,7)

[a] todos os dados são médias de dez diferentes áreas. Os números em parênteses são os devios padrões.

Drapal & Pomajbik[13] (1993) conduziram uma análise de segregação em ligas de Au-Ag-Cu (Aurix; 65% Au, 20% Ag) e Ag-Pd-Au-Cu (Aurosa; 20% Au, 43% Ag). Os resultados mostraram uma segregação maior na liga Ag-Pd-Au-Cu do que na liga Au-Ag-Cu. Houve segregação muito pequena de ouro, zinco e platina, enquanto que os dendritos de cobre aumentaram e a prata e paládio diminuíram.

Bessinger & Bergman[7] (1986) estudaram quatro ligas alternativas para as ligas de ouro tipo III, com relação às características metalográficas. As estruturas de duas ligas de baixo conteúdo de ouro e duas de prata-paládio foram avaliadas em condições de fundição e de dureza e na condição obtida depois de

amaciadas por uma hora a 100°C abaixo da temperatura sólida. Observou-se que as duas ligas de Ag-Pd mostraram uma mistura heterogênea nas três condições estudadas. Com relação aos dois tipos de ligas com baixo conteúdo de ouro e o grau de homogenidade foram mais difíceis de avaliar. Concluiu-se que para se obter propriedades ótimas dessas ligas, são necessárias instruções detalhadas sobre os vários tratamentos térmicos.

A Tabela 10 mostra uma relação das atuais ligas metálicas nobres e sua composição (% em peso)[36].

Tabela 10 - Classificação e composição (% em peso) das atuais ligas metálicas nobres[36]

Tipo	Ligas	Au	Ag	Cu	Pd	Zn,Ir,Sn Fe e Ga
I	Dourada	83	10	6	0,5	q.s.
II	Dourada	77	14	7	1,0	q.s.
III	Dourada	75	11	9	3,5	q.s.
III-1	Menor conteúdo de Au	46	39	8	6,0	q.s.
III-2	Branca Ag-Pd	-	70	-	25,0	q.s.
IV	Dourada	69	12,5	10	3,5+3,0Pt	q.s.
IV-1	Menor conteúdo de Au	56	25	14	4,0	q.s.
IV-2	Branca Ag-Pd	15	45	14	25,0	q.s.
V	Dourada metalocerâmica	88	-	-	6,5+4,0Pt	q.s.
V-1	Ouro branco metalocerâmica	52	-	-	33,0	q.s.
V-2	Branca Pd-Ag metalocerâmica	-	30	-	60,0	q.s.

2.2 Ligas de metais não-nobres

Com o propósito de diminuir os custos e favorecer os diferentes níveis sociais da população, começou-se a estudar e pesquisar outras ligas, não preciosas, para próteses em metalocerâmica. Assim, paralelamente ao desenvolvimento das ligas nobres dos sitemas ouro-platina-paládio, ouro-paládio e prata-paládio, as ligas não preciosas, à base de cobalto-crômio ou cobalto-níquel-crômio foram também experimentadas a partir de 1968, quanto à compatibilidade com a porcelana, tendo em vista o sucesso obtido como substitutas das ligas de ouro na confecção das próteses removíveis (Mondelli[36], 1995).

Aliado aos testes laboratoriais, o uso cada vez mais acentuado das ligas de níquel-crômio nos trabalhos clínicos vem proporcionando mais confiança na indicação das mesmas (Mondelli[36],1995).

Para Mondelli[36] (1995) dois grupos básicos de composição de ligas não preciosas podem ser oferecidos comercialmente para restaurações metalocerâmicas: um a base de

níquel (Tabela 11) e outro de cobalto (Tabela 12), sendo o crômio o metal que na sequência predomina.

A composição básica das ligas comerciais à base de Ni-Cr existentes é de 62.5 a 80% de níquel e 12 a 23% de crômio (Mondelli,1995)[36].

Tabela 11 - Composição (% em peso)de algumas ligas de Ni-Cr[36]

Nome	Fabricante	Ni	Cr	Mo	Co	Fe	Mn	Zn
Nicron G	Metalloy	70,0	19,1	4,20	0,25	0,68	0,65	0,10
Kromalit	Kenebel	62,5	20,4	6,58	1,60	2,50	0,15	0,005
Resistal P	Degussa	62,5	18,5	9,85	2,50	2,10	0,22	0,006

Tabela 12- Composição (% em peso) de algumas ligas de Co-Cr[54]

Nome	Fabricante	Co	Cr	Mo
Biosil H	Degussa	65,7	28,5	4,5
Vitallium	Nobelparma	60,6	31,5	6,0
Wisil	Krupp	65,0	28,0	5,0

Tabela 13 - Composição em % de ligas à base de cobre mais usadas na aplicação odontológica no Brasil[17]

Nome Comercial	Cu	Zn	Sn	Pb	Al	Fe	Ni	Mn
Auralloy	53,90	44,60	-	-	0,97	-	-	-
Randolf	60,40	38,80	-	0,56	0,02	-	-	-
Goldent	77,00	12,80	-	-	4,50	-	5,60	-
Gemalloy	52,60	13,40	13,40	-	1,21	-	18,20	-
Idealloy	88,90	-	-	-	9,74	1,03	-	-
Duracast MS	80,80	-	-	-	9,27	4,26	3,80	1,62
Mixicast	78,20	0,38	-	-	10,80	4,35	3,33	2,75
Golden-Cast	77,70	0,34	-	-	10,08	4,04	3,99	2,84

O molibdênio e o manganês estão relacionados com o aumento da resistência à corrosão da liga. O berílio diminui a zona de fusão, melhora a estrutura granular e diminui a oxidação. O silício melhora a fusibilidade e aumenta a ductilidade. O carbono auxilia na resistência, ductilidade e dureza. Uma quantidade excessiva de carbono adicionada durante a confecção ou fundição da liga produz uma liga muito frágil (Mondelli[36], 1995).

Para Lewis[23] (1974), o níquel é responsável pela resistência mecânica e estabilidade da liga; o crômio também está relacionado com a resistência mecânica e a resistência à corrosão. O ferro não teria efeito sobre as propriedades mecânicas e o berílio uma ação sobre o endurecimento.

Bumgardner & Lucas[9] (1993) estudaram as composições de superfície de quatro ligas comerciais à base de Ni-Cr (Neptune, Rexalloy, Regalloy T e Verabond). As ligas foram divididas em : ligas com e sem níveis aceitáveis de Cr e com e sem adição de Be. A Tabela 14 mostra as composições químicas dessas ligas; dados fornecidos pelos fabricantes e análise química laboratorial realizada pelos autores. Os resultados mostraram que as ligas que não continham Be exibiram uma superfície homogênea de Cr-Mo que

resultou em ligas mais resistentes à corrosão. As ligas contendo Be mostravam superfícies não uniformes. Áreas nas superfícies dessas ligas apresentaram baixos teores de Cr e O e altos teores de Be. As superfícies dessas ligas foram mais fáceis de se romperem e ofereceram pequena resistência ao processo de corrosão. Esses autores também avaliaram a microestrututa dessas ligas. A liga Neptune exibiu uma fase matriz de solução sólida contendo precipitados de mistura intermetálicas. A Rexalloy mostrou uma matriz de solução sólida em um arranjo dendrítico típico com uma estrutura eutética sólida entre os dendritos. As ligas Vera Bond e Regalloy também tiveram uma matriz de solução sólida em um arranjo dendrítico típico com uma estrututa eutética solidificada contendo precipitados de metal entre os dendritos. Quantidades menores de estrutura eutética solificada estiveram presente nas ligas Rexalloy e Regalloy T que nas ligas Vera Bond.

Tabela 14 - Composição (% em peso) de ligas à base de NiCr[9].

Liga	Ni	Cr	Mo	Fe	Al	Outros
Neptune*	61-63	20-23	7-9	1-3	-	-
Neptune**	63,36	20,95	8,40	1,73	0,16	4,10Nb,Si,Mn,Ti
Rexalloy *	64-67	12-14	6-8	2-4	-	6-8
Rexalloy **	67,21	12,88	6,76	5,18	-	7,04Ga,Si,Mn,Co
Regalloy T *	72,0	16,0	4,5	-	3,0	0,5 Be, 4,0 Mn
Regalloy T**	71,2	15,89	4,50	0,10	3,31	0,57Be,4,28Mn,Si
Vera Bond*	76,9	12,6	5,0	-	2,9	1,75 Be
Vera Bond**	77,36	12,27	4,84	0,14	2,76	1,67 Be,Co,Ti,Si

* fabricante
** análise química

As Figuras 3 e 4 mostram a microestrutura eutética de ligas à base de níquel-crômio vista ao microscópio eletrônico.

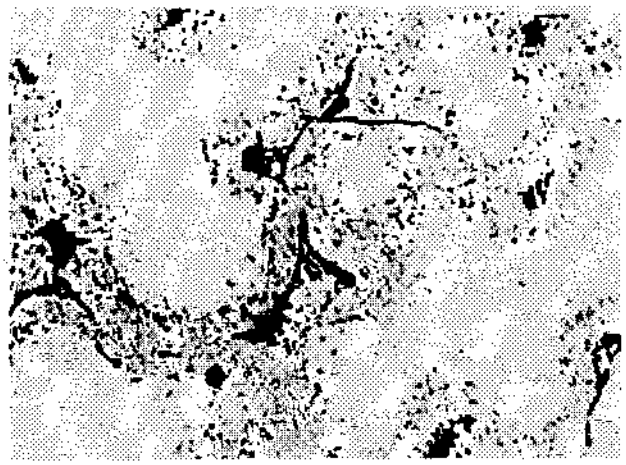


FIGURA 3- Microestrutura de uma liga à base de NiCr na condição fundida, Lewis[30], 1979.

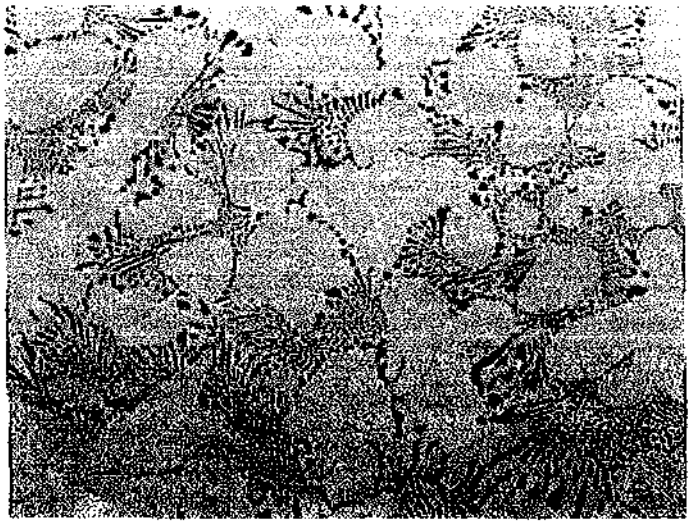


FIGURA 4 – Microestrutura eutética de ligas à base de Ni-Cr vista ao microscópio eletrônico , Van Noort[49],1994.

Lewis[24] (1975) observou que o níquel cristaliza-se dentro de um sistema cúbico de face centrado, consistindo essencialmente de uma solução sólida de crômio em níquel. Entre essas ligas há uma forte tendência a cristalização dendrítica.

Lewis[27] (1975) avaliou uma liga à base de níquel e realizou análise microestrutural após a primeira fundição; após a quinta fundição e numa temperatura de fundição acima do recomendado pelo fabricante. A subsequente comparação das microestruturas da primeira fundição e quinta fundição indicou uma mudança estrutural como um resultado da refundição da liga. A fase

acicular que é vista no lingote original como uma forma alongada e muito fina, na quinta fundição, é algo curto, muito grosso, e consideravelmente mais abundante. O exame de uma liga fundida em uma temperatura elevada revelou uma estrutura inteiramente diferente. A microestrutura do metal sobreaquecido exibiu quatro características:

a) a completa ausência da fase acicular delgada (alongada);

b) a completa ausência de fase eutética interdendrítica;

c) a completa ausência de fase interdendrítica linear delgada;

d) abundância de formas lamelares cinzas.

Lewis[26] (1975) estudou duas amostras de ligas à base de Co e duas amostras de ligas à base de Ni e realizou análise metalográfica. A solificação das fundições produziu de ambas as ligas envolvidas inicialmente a formação de um esqueleto interdendrítico seguido por um endurecimento no processo que ocorreu interdendriticamente. O primeiro sólido a se formar é essencialmente o Ni-Cr e o Co-Cr respectivamente, e em cada caso os dois elementos estão presente em concentrações intimamente correspondentes àquelas determinadas para as ligas. Seria esperado que essa proporção de

elementos primários se mantivesse durante a solidificação subsequente e o estudo mostrou que esta é a situação que geralmente está presente dentro da matriz. A diminuição natural do crômio em relação às regiões interdendríticas da liga à base de Ni provavelmente reflete sua função como formador de carbetos que se desenvolveram como carbetos eutéticos interdendriticamente.

Baran[6] (1983) avaliou a metalurgia de ligas à base de Ni-Cr para próteses fixas. O diagrama da fase binária para o sistema Ni-Cr mostra extensiva solubilidade do crômio em relação ao níquel. O crômio dá resistência à corrosão e algum endurecimento da solução sólida, enquanto que outros elementos de adição atuam como endurecedores por solução sólida ou precipitação.

2.3 Propriedades Mecânicas

Algumas definições sobre propriedades mecânicas das ligas, segundo Van Vlack[55](1988):

Tensão é a força aplicada por unidade de área. Pode ser expressa em libras/polegadas quadrada (psi); kgf/cm^2, kgf/mm^2, N/mm^2 ou Pa.

Módulo de elasticidade (módulo de Young) é o quociente entre a tensão aplicada e a deformação elástica resultante. Está relacionada com a rigidez do material.

Deformação plástica é a deformação permanente provocada por tensões que ultrapassam o limite de elasticidade. É o resultado de um deslocamento permanente dos átomos que constituem o material e, portanto, difere da deformação elástica onde os átomos mantém suas posições relativas.

Ductilidade é a deformação plástica total até o ponto de ruptura. Assim sendo, o seu valor pode ser expresso como alongamento e nas mesmas medidas de deformação.

O limite de resistência à tração do material é calculado dividindo-se a carga máxima suportada pelo mesmo pela área da secção reta inicial. É expresso em unidades de tensão.

Um módulo de elasticidade alto levará a uma rigidez específica da estrutura. Essa é uma consideração importante, especialmente para pontes de amplos espaços, próteses parciais e de

encaixe. Essas restaurações estão sujeitas também a grandes cargas e portanto, precisam ser resistentes a deformação. Isto requer que a liga tenha uma resistência alta ao estresse (Van Noort[54], 1994).

Contudo, para as próteses de encaixe, a alta resistência precisa ser balanceada com a ductilidade pois é importante que a liga não frature quando pequenos ajustes são feitos, e nos casos de *inlays*, onde a adaptação marginal é usualmente melhorada pelo brunimento, a ductilidade é mais importante ainda. As ligas para essa aplicação devem ser portanto muito dúcteis e leves para que não fraturem durante esse procedimento (Van Noort[54], 1994).

A dureza é definida pela resistência da superfície do material à penetração (Van Vlack[55],1988). Esta propriedade é uma consequência da composição química e do módulo de elasticidade da liga

Algumas ligas e suas propriedades são apresentadas nas Tabelas 15 a 20.

Tabela 15- Propriedades mecânicas das ligas com alto conteúdo de ouro

Liga	Tratamento	Dureza Vickers (HV) **	Alongamento (%)*	Resistência à tração (MPa)*	Limite de resistência à tração (MPa)**
I	Amaciada	40-70	20-35	206-314	200-310
II	Amaciada	70-100	20-35	314-373	310-380
III	Amaciada	90-130	20-25	333-392	330-390
III	Endurecida	115-170	6-20	412-559	410-460
IV	Amaciada	130-160	4-25	412-510	410-520
IV	Endurecida	200-240	1-6	686-824	690-830

*[36]

**[54]

Tabela 16 - Algumas propriedades de ligas com médio e baixo conteúdo de ouro[54]

Liga	Dureza Vickers	Módulo de Elasticidade (GPa)	Limite de escoamento 0,2% (MPa)	Alonga -mento (%)	Temperatura de fundição (°C)
Solaro 3	285	90,5	600	10	1070
Stabilor G	275	-	830	6	1000-1100
Mattident E	269	-	685	7	1045-1145
Paliginor 2	170	82	340	12	1200
PalliagMJ	265	-	630	4	1100-1200
Mattident B	256	-	645	3,5	1100-1200
Realor*	185	-	405	6	1200
Selector 3*	180	75	370	8	1200
Mattieco J*	200	-	740	5	1080-1150

* sem cobre

**dados fornecidos pelos fabricantes

Tabela 17 - Algumas propriedades de ligas dentárias modernas de metais nobres[43]

Tipo	Ligas	Zona de Infusão°C	LCE (MPa)	Dureza Vickers	Alonga-mento(%)
I	Dourada	943-960	103	80	36
II	Dourada	924-960	186	101	38
III	Dourada	932-960	207	121	39
III-1	Menor conteúdo de Au	843-916	241	138	30
III-2	Branca Ag-Pd	1021-1099	262	143	10
IV	Dourada	921-943	275	149	35
IV-1	Menor conteúdo de Au	871-932	372	186	38
IV-2	Branca Ag-Pd	930-1021	434	180	10
MC	Ouro	1271-1304	572	220	20
MC	Ag-Pd	1232-1304	462	189	20
MC	Ouro	1149-1177	450	182	5
MC	Alto conteúdo de Pd	1155-1302	476-685	235-270	10-34

MC- metalocerâmica
LCE- Limite Convencional de Escoamento
*dados fornecidos pelos fabricantes

Tabela 18 - Algumas propriedades das ligas à base de Ag-Pd[54].

Liga	Dureza Vickers (HV)	Limite de escoamento 0,2% (MPa)	Alongamento (%)	Temperatura de fundição (°C)
Palliag W	55	80	33	-
Mattico 25	199	500	31	1210-1290
Palliag M	310	940	3	1100-1200
Palliag NF IV	270	595	6	1200-1250
Mattident P	290	780	3	1140-1240

*dados fornecidos pelos fabricantes

Tabela 19- Algumas propriedades de ligas à base de Ni-Cr[54].

Nome Comercial	Resistência à tração (MPa)	Dureza Superficial de Rockwell	Alongamento (%)	Temperatura de fundição °C
Co-Span VS	644	79	10,0	1329
Kromalit	-	-	-	1360
Resistal P	-	-	6,0	-
Nicron G	-	-	-	1320

*dados fornecidos pelos fabricantes.

Tabela 20 - Algumas propriedades de ligas à base de Ni-Cr[6].

Liga	Tensão de escoamento (MPa)	Resistência à Tração (MPa)	Alongamento (%)
Ultratek	591	1142	24
Gemini II	695	1107	11
Rexillium III	690	1069	11
Omnicast	483	896	10
Wiron S	621	706	6
Wiron 77	436	704	-
Jelbon	858	883	1
Neydium	543	703	3
Rexalloy	255	448	11
Microbond NP/2	260	540	27
Ceramalloy	520	878	4
Ceramalloy II	303	621	6
Biobond	400	517	6
Triumph	517	621	-
Litecast	308	601	28
Litecast B	807	-	12

*dados fornecidos pelos fabricantes.

Segundo Phillips[43] (1993), a resistência à tração das ligas de Ni-Cr variam de 490-1355 MPa ou 71.000 a 196.500 Psi. A porcentagem de alongamento varia entre 2,3 a 27,9%. A dureza Vickers está entre 161 a 357.

Tabela 21 - Algumas propriedades de ligas à base de Co-Cr[54].

Nome Comercial	Dureza Vickers (HV)	Limite de escoamento 0,2% (MPa)	Alongamento (%)	Temperatura de Fundição (°C)
Biosil H	360	600	8	1500
Vitallium	428	616	3	1550
Wisil	390	580	7	1535

*dados fornecidos pelos fabricantes.

Vermilyea et al.[56] (1980) estudaram as propriedades mecânicas (resistência à tração e limite de escoamento, alongamento, módulo de elasticidade, limite de elasticidade e dureza) (Tabela 22) e composição química (Tabela 23) e microestrutura de três ligas com alto conteúdo de paládio para prótese parcial fixa. Exceto o alongamento, as propriedades de dois materiais à base de Au-Pd-Ag foram comparados àquelas de Au-Pd. O alongamento maior do último material foi atribuído à sua homogenidade intragranular.

Tabela 22 - Propriedades mecânicas de três ligas de alta fusão com alto conteúdo de paládio na condição fundida[56]

Propriedades	Neydium	JPW	Olympia
Resistência à tensão (MPa)	593	586	752
Limite de escoamento (MPa)	421	386	503
Limite de elasticidade (MPa)	317	303	448
Módulo de elasticidade (MPa)	117	117	124
Alongamento (%)	6	7	13
Dureza (HV)	199	187	213

Tabela 23 - Composições químicas de três ligas de alta fusão com alto conteúdo de paládio[56]

Elementos	Neydium	JPW	Olympia
Ouro	48,98	49,14	51,76
Paládio	31,37	31,37	38,18
Platina	0,08	0,08	-
Prata	14,89	14,72	-
Estanho	4,50	74,54	-
Índio	-	-	8,61
Gálio	-	-	1,40
Rutênio	-	-	traços

Vermilyea et al.[57] (1996) investigaram a dureza Vickers e microestrutura de quatro ligas à base de paládio para restaurações metalo-cerâmicas. Os valores medidos de microdureza para as ligas fundidas estavam de acordo com os valores reportados pelos fabricantes. As microestruturas multifásicas dessas ligas podem ter alguma resistência à corrosão aplicada clinicamente e a dureza

metalo-cerâmica. A dureza para as três ligas de alta concentração de paládio pode ser controlada por precipitados submicroscópicos que permanecem inalterados pelo tratamento térmico. O mecanismo de resistência mecânica para a liga Pd-Ag-In-Sn teve significante dependência da temperatura.

Morris[37] (1989) comparou as propriedades mecânicas de sete ligas metalo-cerâmicas em condições de tratamento térmico e fundição diferentes. As ligas testadas incluem uma de Au-Pd (controle), três à base de paládio e três à base de níquel. As propriedades mecânicas incluíram resistência, alongamento, módulo de elasticidade e microdureza. Depois do tratamento térmico a liga de Au-Pd obteve dureza maior e mostrou um alongamento aumentado. Os efeitos do tratamento térmico na resistência das ligas à base de paládio foram variáveis, mostrando uma diminuição na dureza e um aumento no alongamento. As ligas à base de níquel foram enfraquecidas pelo tratamento térmico e mostraram uma diminuição na dureza e um aumento no alongamento. O tratamento de térmico não afetou significantemente o módulo de elasticidade de qualquer liga testada.

Oilo & Gjerdet[40] (1983) determinaram algumas propriedades mecânicas como limite de resistência à tração e limite convencional de escoamento a 0,2%, módulo de elasticidade, alongamento da região elástica e plástica e dureza de cinco ligas com baixo conteúdo de ouro e duas ligas convencionais de ouro (tipo III e IV). A composição e a estrutura (poros e defeitos) dos espécimes testados também foram estudados através de um estereomicroscópio e um microscópio eletrônico de varredura. Os resultados mostraram que as ligas com um baixo conteúdo de metais nobres podem ter propriedades comparadas àquelas das ligas tradicionais de ouro tipo III e IV. A diferença marcante foi vista no alongamento da região plástica (ductilidade). A liga Begolloyd G, com relativamente alto conteúdo de ouro (68,5%) , pareceu ser comparável à liga de ouro tipo IV (Sjöding D). Todas as outras ligas com baixo conteúdo de ouro mostraram uma comportamento dúctil muito pequena. A pobre ductilidade pode, provavelmente, estar associada com a grande quantidade de defeitos nos espécimes das ligas com baixo conteúdo de ouro. Tais defeitos seriam devido a capacidade do paládio e da prata de absorverem gases, especialmente hidrogênio, em condições de fundição, e/ou a oxidação do cobre durante o procedimento de

fundição. Um grande número de defeitos (poros) foram também observados, especialmente nos espécimes com um alto conteúdo de paládio e prata (Tabelas 24, 25 e 26).

Tabela 24 - Metais e algumas especificações técnicas dadas pelo fabricante[40]

Tipo	Fabricante	Fundição (°C)	Conteúdo de metais nobres (%)
Sjörding C-3 (tipo III)	J. Sjörding	1170	78,0
Sjörding D (tipo IV)	J. Sjörding	1150	76,0
Begolloyd G	Bremer Gold Schlägeri	1090	68,5
Midigold	Bremer Gold Schlägeri	1030	53,0
Alborium	J. F. Jelenko & Co	1120	40,0
Hvitstop	K. A. Rasmussen A/S	1070	30,0
Palliag M	Degussa	1120	30,0

Tabela 25 - Propriedades físicas[40].

Tipo	Limite de escoamento 0.2% (MPa)	Limite de resistência à tração (MPa)	Resistência à fratura (MPa)
Sjörding C-3(tipo III)	338	457	407
Sjörding D (tipo IV)	534	699	648
Begolloyd G	419	555	553
Midigold	586	626	479
Alborium	500	611	611
Hvitstop	497	526	523
Palliag M	325	411	336

Tabela 26 - Propriedades físicas[40]

Tipo	Módulo de elasticidade (GPa)	Alongamento Total (%)	Alongamento Plástico (%)	Dureza (HV*)
Sjörding C-3(tipo III)	100	>23	>22	143
Sjörding D (tipo IV)	95	11,3	10,6	150
Begolloyd G	79	11,1	10,4	126
Midigold	100	1,4	1,1	126
Alborium	99	0,8	0,1	198
Hvitstop	105	1,1	0,5	138
Palliag M	109	5,6	5,1	146

*antes do tratamento endurecedor.

Meyer et al.[32] (1979) estudaram a microestrutura e as propriedades mecânicas de ligas preciosas, semi-preciosas e não preciosas para metalo-cerâmica. As ligas semi-preciosas continham 50% de ouro, paládio e prata, e metal básico. As ligas não preciosas foram as do tipo níquel-cromo. Corpos-de-prova foram fundidos e testados. A tensão, resistência à tração e o alongamento foram medidos e os resultados comparados pelo uso de análise de variança. As ligas à base de níquel-cromo apresentaram melhores propriedades mecânicas para a técnica metalocerâmica quando consideraram-se as três propriedades mais relevantes: resistência à tração, dureza e módulo de elasticidade.

Morris[38] (1989) comparou as propriedades mecânicas de cinco ligas para metalo-cerâmica fundidas em laboratório de pesquisa (seguindo as recomendações do fabricante) e laboratórios clínicos (condições encontradas em laboratórios protéticos) e obteve resultados diferentes. As ligas testadas incluíram: uma à base de Au-Pd, e uma à base de Pd-Ag e três à base de Ni-Cr. As propriedades mecânicas incluíram limite de resistência à tração, alongamento e microdureza. Nos laboratórios clínicos a liga Au-Pd mostrou valores significantemente maiores para as todas propriedades. Uma liga de Ni-Cr não foi significantemente afetada pelo meio para todas as propriedades. As ligas restantes foram significantemente afetadas para algumas propriedades pelo meio. Os diferentes laboratórios não tiveram maior ou menor efeito sobre os metais básicos como um grupo em relação aos metais nobres.

Lewis[29] (1977) analisou metalograficamente o mecanismo de fratura em uma liga fundida à base de níquel e observou que tais ligas exibiram uma tendência forte a cristalização dendrítica. A trajetória da trinca na fratura por tração é dendriticamente orientada e parece resultar de uma separação do

esqueleto dendrítico primário, composto essencialmente de solução sólida da NiCr da matriz interdendrítica.

Lewis[25] (1975), realizou uma sequência de cinco fundições sucessivas em ligas à base de níquel utilizando três técnicas diferentes de fundições: por indução, por resistência e com oxiacetileno as quais resultaram na perda, em um maior ou menor concentração de seus elementos. Essas perdas podem afetar as propriedades mecânicas desejáveis do metal, tanto diretamente ou indiretamente, pela influência do fusibilidade da liga. A perda mais séria foi do carbono que, juntamente com uma redução simultânea no conteúdo de alumínio que representou a razão principal para valores de resistência menores. Pequena alteração na resistência mecânica pode ser explicada pela diminuição de molibdênio e berílio. A perda de manganês, ferro e silício tem, provavelmente, significância pequena, enquanto que o aumento do nitrogênio pode representar um mecanismo de aumento na resistência desprezível. A perda dos constituintes da liga está relacionada com a relativa dificuldade na refundição de amostras da liga previamente fundidas, portanto as mudanças composicionais relacionam-se diretamente ao aquecimento prolongado, e ao sobreaquecimento.

Reisbick & Brantley[46] (1995) estudaram as propriedades mecânicas e suas variações microestruturais quando se realizou uma, duas, três e quatro vezes a fundição da mesma liga com baixo conteúdo de ouro (Midas, liga de ouro tipo III; 46% Au, 39,5% Ag, 6% Pd e 8,5% de outros elementos). Os resultados estão na Tabela 27.

Tabela 27 - Efeitos das fundições múltiplas sobre as propriedades mecânicas da Midas[46].

Condição (vezes de fundição)	Limite de escoamento (MPa)	Resistência à tensão (MPa)	Porcentagem de alongamento (%)
1	555,0	693,0	15,5
2	417,0	665,9	12,7
3	432,2	682,6	11,4
4	397,2	662,2	8,5

Johnson[22] (1983) comparou ligas alternativas à base de Ni e à base de Co com ligas de metais nobres. Foi evidente que, no geral, como o ouro ou o metal nobre é reduzido ou eliminado nas ligas alternativas, a fundibilidade e a resistência ao escurecimento estão reduzidos; o manuseio e a técnica de fundição são mais complicados e críticos, o ajuste da fundição é mais difícil, e o ajuste da prótese é pobre e geralmente inaceitável.

3 PROPOSIÇÃO

Em virtude da ausência, na literatura, de trabalhos experimentais que fundamentem que a alteração da temperatura de fundição altere as propriedades mecânicas de ligas odontológicas, propôs-se avaliar o desempenho metalúrgico e mecânico de ligas de AgPd, CoCr e NiCr quando submetidas a diferentes temperaturas de fundição - recomendada pelos fabricantes e acima da recomendada - procurando encontrar correlações significativas que possam, quando divulgadas, sensibilizar cirurgiões-dentistas e técnicos em prótese dentária a escolher o método mais adequado.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

As ligas utilizadas neste estudo são específicas para aplicação odontológica sendo utilizadas na confecção de Próteses Parciais Fixas e Unitárias. São elas: Wiron 99 – Bego, Wironit- Bego e Palliag M- Degussa. A Tabela 28 apresenta a composição destas ligas segundo os dados fornecidos pelo fabricante.

Tabela 28 – Composição nominal (% em peso) e massa específica (ρ) das ligas utilizadas*

LIGA	Ag	Pd	Co	Cr	Ni	Mo	C	outros	ρ
Wiron 99	-	-	-	22,5	65,0	9,5	0,02	Nb,Si,Fe,Ce	8,2
Wironit	-	-	64,0	28,0	-	5,0	0,35	Si,Mn	8,2
Palliag M	58,5	27,4	-	-	-	-	-	-	11,1

*dados fornecidos pelos fabricantes.

Observa-se na Tabela 28 que a liga Wiron 99 apresenta como componentes principais o Ni e Cr; a liga Wironit baseia-se nos elementos Co e Cr e a liga Palliag M, nos elementos nobres Ag e Pd.

4.1 Técnica de fundição

Para cada liga foram obtidos, pela técnica de fundição por cera perdida, vinte corpos-de-prova, divididos em dois grupos de dez, fundidos em duas diferentes temperaturas: a) recomendada pelo fabricante; b) acima da temperatura recomendada, perfazendo um total de sessenta corpos-de-prova. As temperaturas de fundição utilizadas foram baseadas nos dados fornecidos e recomendados pelos fabricantes. As temperaturas para a condição acima da recomendada foram determinadas procurando-se trabalhar em uma faixa de 100-200°C mais elevada que a recomendada, como pode ser observado no Quadro 2.

Quadro 2 – Temperaturas de fundição* e faixas de temperaturas acima da recomendada utilizadas no processo de fundição.

LIGA	Temperatura de fundição* (°C)	Faixa de temperatura acima da recomendada (°C)
Wiron 99	1420°	1520° ± 20°
Wironit	1460°	1600° ± 20°
Palliag M	1100°	1300° ± 20°

* dados fornecidos pelos fabricantes

Os padrões, que deram origem aos corpos-de-prova, foram confeccionados em laboratório especializado em prótese dentária, com cera azul para fundição de incrustações, a partir de matriz usinada em aço inoxidável, seguindo-se a especificação 6871 da International Standards Organization, ISO, conforme Figura 5.

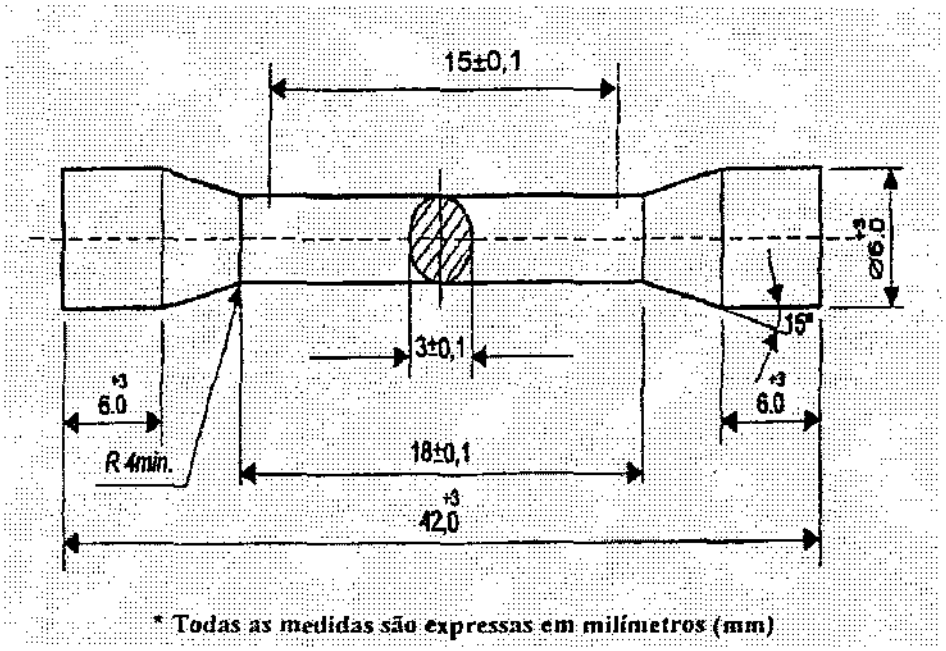


FIGURA 5 - Diagrama esquemático do corpo-de-prova (ISO 6871).

Os padrões de cera foram incluídos em revestimento em anel metálico previamente forrado com amianto. O vazamento do revestimento à base de fosfato (Micro-Fine 1700- Talladium - USA), foi feito seguindo as recomendações do fabricante. Após sua presa

final, os modelos foram colocados em um forno EDG modelo EDGCON 3P - 3000 para a eliminação da cera na faixa de temperaturas entre 600° e 900°C durante 90 minutos.

A fundição da liga à base de CoCr foi feita em centrífuga por indução que possui uma unidade geradora (quadro elétrico) para controle e regulagem da amperagem e temperatura desenvolvidas durante o aquecimento das ligas metálicas modelo FLLI MANFREDI – Neutrodyn Easyti- Itália.

A fundição das ligas à base de NiCr e AgPd foi realizada em centrífuga por indução com gás argônio modelo DUCATRON – Série 3 – França, utilizando um pirômetro óptico infravermelho digital (M- GULTAN- PIROGRAT- IS- 3D- Alemanha) para controle de temperatura.

Após o término da fundição, os anéis foram resfriados à temperatura ambiente. Os corpos-de-prova foram separados do revestimento e submetidos a jateamento com microesferas de vidro e, subsequentemente, com óxido de alumínio. Para o acabamento final, realizou-se a usinagem externa dos corpos-de-prova com pontas montadas e borrachas abrasivas de granulações sequenciais.

4.2 Análise química

A composição química das ligas em estudo foi realizada nos laboratórios do Centro de Caracterização e Desenvolvimento de Materiais – CCDM – UFSCAR.

A análise da composição química das ligas NiCr e CoCr foi feita por Espectrometria de Emissão por Plasma Induzido em Argônio (ICP- AES) num Espectrômetro de Emissão Atômica (Atom Scan 25). A espectrometria de emissão por plasma induzido por argônio é uma técnica analítica para a determinação dos elementos de uma amostra sólida, líquida ou gasosa, com nível de detecção de parte por bilhão.

A análise da composição química da liga AgPd foi realizada por microscopia eletrônica de varredura (MEV) utilizando a Análise por Comprimento de Onda (ACO), também conhecida como WDX, com a qual é possível fazer análises químicas quantitativas geral e pontual com precisão aproximada de 0,01%, com a utilização de padrões dos elementos a serem analisados.

4.3 Análise metalográfica (Microscopia óptica)

Nesse trabalho, retirou-se amostras dos corpos-de-prova de tração com aproximadamente 3mm de espessura que foram embutidas em resina acrílica autopolimerizável incolor (JET) e submetidas ao polimento mecânico com lixas de graduação 360, 400, 600, 1000 e 2000 *mesh*, seguido de polimento com alumina, com granulação de 1 e 0,3 μm, com intuito de obter uma superfície plana e polida. Após isto, as amostras sofreram ataque químico com Água Régia (HCl e HNO_3, na proporção 2:1), durante aproximadamente 10 segundos para a liga à base de NiCr e CoCr e 3 segundos para a liga à base de AgPd. A ação do ataque foi controlada a fim de produzir uma correta observação das fases e morfologias presentes na microestrutura.

Uma vez realizados os ataques químicos para revelação das microestruturas presentes nas amostras, as mesmas foram submetidas ao exame metalográfico por Microscopia Óptica (M.O.) em microscópio Carl Zeiss Jena modelo Neophot 30, que permite aumentos de até 500X, com uma câmara fotográfica acoplada.

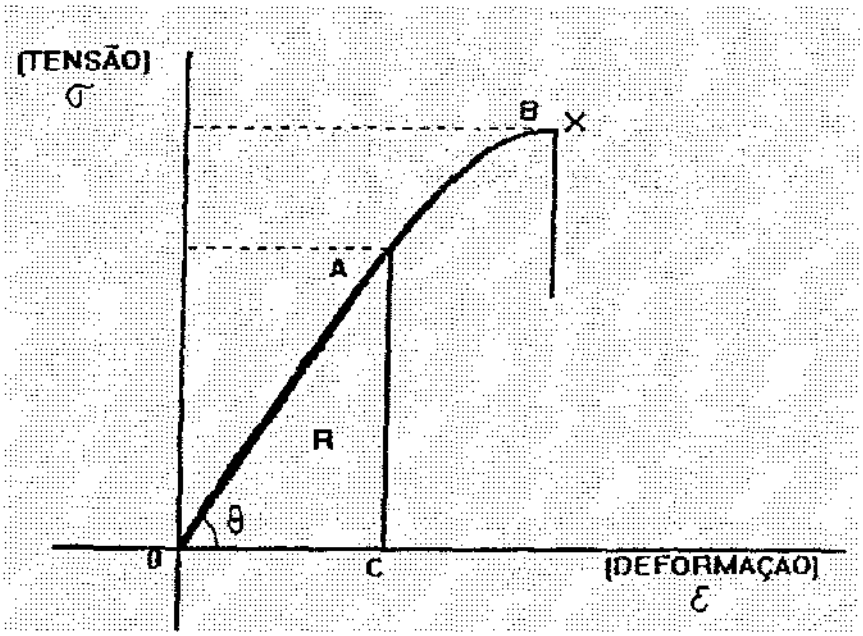
4.4 Ensaios de tração

Quando um metal é selecionado para uma aplicação estrutural, o interesse principal do analista é que o produto fabricado a partir desse seja capaz de suportar as solicitações durante seu uso. Embora essas solicitações possam ser da forma de compressão, tração, flexão, pressão externa ou interna, ou uma combinação qualquer destas, o ensaio de tração normalmente fornece uma boa medida da capacidade relativa dos metais para resistirem estaticamente às tensões aplicadas em temperaturas moderadas. Dessa forma, o ensaio de tração para um metal é particularmente útil para a fabricação de peças metálicas (Dyer[14], 1973; Guy[18], 1980, Souza[53],1982).

Com esse tipo de ensaio, pode-se afirmar que praticamente as deformações promovidas no material são uniformemente distribuídas em todo o seu corpo pelo menos até ser atingida uma carga máxima próxima do final do ensaio e, como é possível fazer com que a carga cresça numa velocidade razoavelmente lenta durante todo o teste, o ensaio de tração permite medir

satisfatoriamente a resistência do material. A uniformidade da deformação permite ainda obter medições precisas da variação dessa deformação em função da tensão aplicada. Quando um corpo-de-prova metálico é submetido a um ensaio de tração, pode-se construir um gráfico tensão-deformação pelas medidas diretas de tensão e deformação que crescem continuamente até o final do ensaio, sendo que a tensão é definida genericamente como a resistência interna de um corpo a uma força externa aplicada sobre ele por unidade de área. A deformação é definida como a variação de uma dimensão quando esse corpo é submetido a um esforço qualquer (Souza[53], 1982).

O gráfico obtido durante o ensaio de tração registra a tensão no eixo das ordenadas e a deformação no eixo das abcissas. A forma geral da curva nesse gráfico é mostrado na Figura 8, sendo semelhante para a maioria dos metais e suas ligas.



O = origem dos eixos cartesianos

A= limite de escoamento, limite de elasticidade ou limite de proporcionalidade

B= limite de resistência máxima

ε= módulo de elasticidade ou ε= AC/OC= tg θ

X= ponto de ruptura

R= resiliência

FIGURA 6 - Gráfico esquemático do ensaio de tração.

Os ensaios de tração e alongamento foram realizados utilizando-se de um equipamento de ensaios mecânicos "Material Test System" (MTS 810) e a análise dos dados deste ensaio foi feita em programa de computador especializado (Test Star II), acoplado ao sistema. Foi utilizada célula de carga de 100kN a uma velocidade de 1,0mm/min.

4.4 Ensaio de dureza

Dureza pode ser definida como a resistência à deformação permanente e a sua determinação constitui um método rápido e não-destrutivo que permite avaliar as condições de fabricação e tratamento das ligas metálicas, as alterações microestruturais e a influência de elementos da liga (Guy[18], 1980).

As medidas de dureza foram obtidas num durímetro (Micromet – 2003 – Buehler) com força de 500gf ou 4903 mN.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

No estudo dos materiais de engenharia e de outras áreas três tipos de microscopia são largamente utilizados: microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microscopia eletrônica de transmissão (MET). Em menor extensão, mas em uma faixa exclusiva de resolução, encontra aplicação a microscopia de campo iônico (MCI) (Padilha & Ambrosio Filho[41], 1985) Ao quadros 3, 4 e 5 mostram alguns detalhes dos quatro tipos de microscopia.

Quadro 3 – Dimensões médias importantes em análise microestrutural[41]

Tamanho da estrututra observada (Å)	Descrição
1-5	Distâncias interatômicas
1-5	Defeitos puntiformes (lacunas)
2-10	Espessura de contornos de grão, interfaces e falhas de empilhamentos
>30	Espaçamento entre falhas de empilhamento
>30	Espaçamento entre discordâncias
>1000	Diâmetro de subgrão e de grão
>10	Diâmetro de fases (zonas) coerentes
>5	Zona onde ocorre segregação de soluto em defeitos cristalinos
$10^3 - 10^8$	Segregação em peças brutas de fusão

Quadro 4 - Resolução média dos principais equipamentos utilizados em microscopia[41].

Técnica	Resolução (Å)
Microscopia óptica (reflexão e transmissão)	3000
Microscopia eletrônica	2000
Microscopia eletrônica de varredura	200
Microscopia eletrônica de emissão	150
Microscopia eletrônica de transmissão a) réplicas b) lâmina fina	 50 3
Microscopia de campo iônico	<1

Quadro 5 – Algumas características da microscopia[41]

Características	MO	MEV	MET	MCI
Faixa útil de aumento	1-1500X	10-20.000X	500-300.000X	~ 10^6
Profundidade de foco X1000	0,1μm	0.1mm	10μm	-

A resolução do microscópio óptico é determinada pelo comprimento de onda da luz visível (4000 a 8000Å), que é relativamente alta. Por microscopia pode-se observar grande parte dos defeitos cristalinos (contornos de grão, contornos de macla e contornos de subgrão) e constituintes microestruturais maiores que

0.5μm. Materiais bem recozidos podem ter sua densidade de discordâncias determinada pela técnica de cavidades de corrosão. Neste caso, faz-se a contagem da quantidade de locais onde as discordâncias "furam" a superfície do cristal (Padilha & Ambrosio Filho[41], 1985). A Figura 7 mostra alguns detalhes do microscópio óptico.

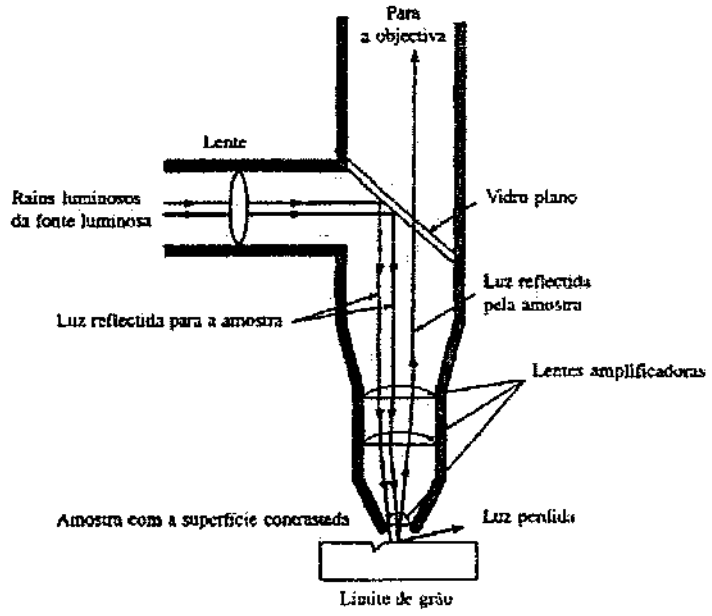


FIGURA 7- Esquema de uma vista lateral de um microscópio óptico usado para refletir luz ampliada vinda de uma amostra metálica polida e quimicamente atacada.

Para facilitar a leitura e entendimento optou-se por apresentar os resultados e sua discussão para cada liga estudada.

5.1 Ligas de AgPd

5.1.1 Análise química

A Tabela 29 apresenta o resultado da análise química realizada nas três condições estudadas para a liga de AgPd (CR= como recebido; T1= temperatura recomendada pelo fabricante (1100°C) e T2= temperatura acima da recomendada (1300°C)).

Observando-se a análise química desta liga na condição como recebida, Tabela 29, verificou-se que a mesma está coerente com a composição fornecida pelo fabricante, Tabela 28.

Tabela 29 - Composição química da liga de AgPd (% m/m)

Elementos	CR	T1	T2
Au	1,25 ± 0,57	1,00±0,10	1,09±0,18
Pd	27,47 ± 0,58	26,10 ± 0,35	28,20 ± 0,14
Cu	12,34 ± 0,56	10,50 ± 0,32	10,80 ± 0,21
Ag	BALANÇO	BALANÇO	BALANÇO

Os resultados observados na Tabela 29 para a liga de AgPd mostram que não houve variação significativa na composição dos elementos Ag, Pd e Au nas três condições estudadas, porém para o elemento Cu houve uma pequena redução na sua concentração nas condições T1 e T2.

A redução do elemento Cu na respectiva liga pode ser devido à uma proteção ineficiente da atmosfera de argônio durante a fundição, pois esse elemento é mais reativo com o oxigênio.

Van Noort[54] (1994) encontrou para as ligas à base de AgPd, as composições químicas das ligas denominadas Palliag W e Mattico 25, valores um pouco acima de Ag e Pd às encontradas nesse estudo. Para a liga Palliag M o resultado da composição foi semelhante e para as ligas Palliag NF IV e Mattident P, valores um pouco inferiores ao dessa pesquisa (Tabela 5).

Mezger et al.[34] (1989) e Drapal[13] (1993) realizaram análise da composição de ligas à base de Ag-Pd-Au e encontraram valores um pouco inferiores ao desse trabalho, mas com uma concentração maior de Au (36-45%Ag; 19.7-21.9% Pd; 19.8-20.2% Au) e (43%Ag; 20%Pd; 20% Au; 15%Cu e 2% Zn).

A análise química realizada por Oilo & Gjerdet[40] (1983) em uma liga à base de AgPd revelou as seguintes concentrações: 58.9%Ag, 27.2% Pd, 10.1% Cu, 1.7% Au e o 0.9% Zn, que são valores próximos aos encontrados nesse estudo.

Bessinger & Bergman[7] (1986) estudaram ligas à base de prata. A análise química, determinada por análise fluorescente de raios X, evidenciou para a liga Albacast: 68% Ag e 26 % Pd, 2.3% Zn, e 3.0 In, valores superiores ao dessa pesquisa, e para a liga Alba V: 54% Ag, 40% Pd, 5.0% In e 0.04%Zn, que são valores próximos ao da liga estudada.

O paládio e a prata formam soluções sólidas isomorfas para cada transformação da fase de estado-sólido não tem sido demonstrada. O paládio, prata e ouro também formam um sistema de liga de fase simples que não exibem transformações no estado sólido. As ligas contendo quantidades relativamente amplas de paládio e prata e uma pequena quantidade de ouro (caso do Palliag M) podem ser susceptível a precipitação ou endurecimento pela adição de quantidades pequenas de outros metais tais como o cobre. Tais ligas de duas fases heterogêneas podem ser menos resistentes à corrosão que os sistemas de fase simples (Huget & Civjan[21],1974)

5.1.2 Análise metalográfica

As microestruturas obtidas para a liga à base de AgPd como recebida são apresentadas nas Figuras 8 e 9. Nestas Figuras observa-se uma microestrutura bruta de fusão com a presença de precipitados em toda matriz da liga. Nota-se também que a microestrutura do material encontra-se orientada conforme a direção do processo de laminação sofrido.

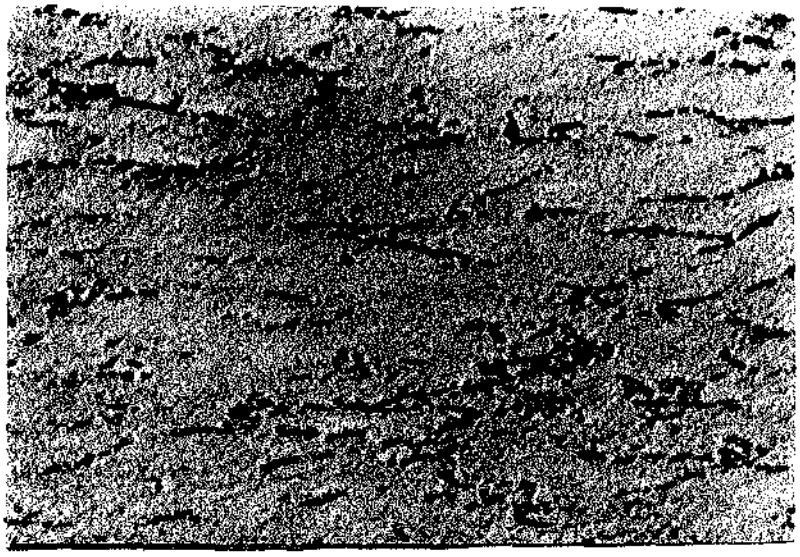


FIGURA 8 – Micrografia da liga à base de AgPd como recebida, Ataque: água régia, 140X.

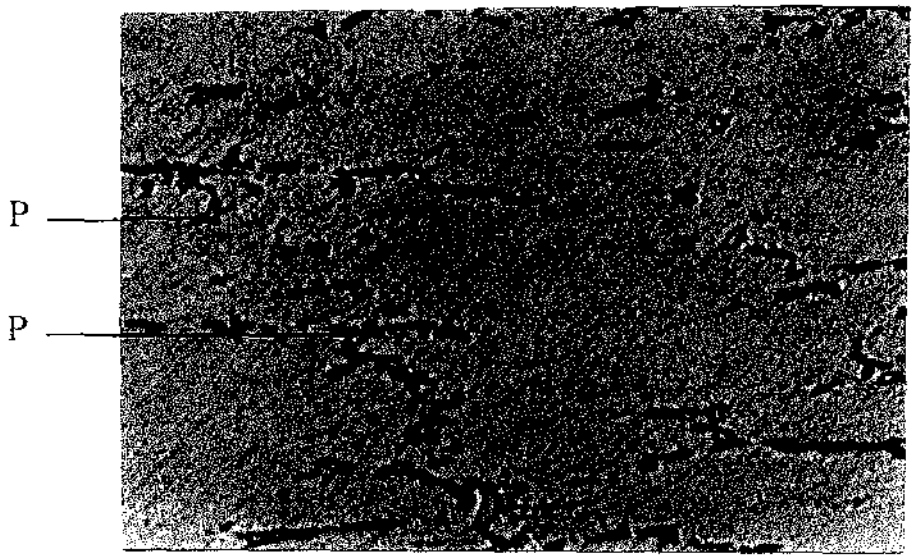


FIGURA 9 – Micrografia da liga à base de AgPd como recebida, Ataque: água régia, 300X (P = precipitado).

As Figuras 10, 11 e 12 mostram a microestrutura da liga à base de AgPd na condição T1 (1100°C). Observa-se uma microestrutura bruta de fusão bifásica, fase clara e fase escura, dendrítica com presença de precipitados dispersos em toda matriz e, também a presença de porosidades oriundas provavelmente dos processo de fundição.

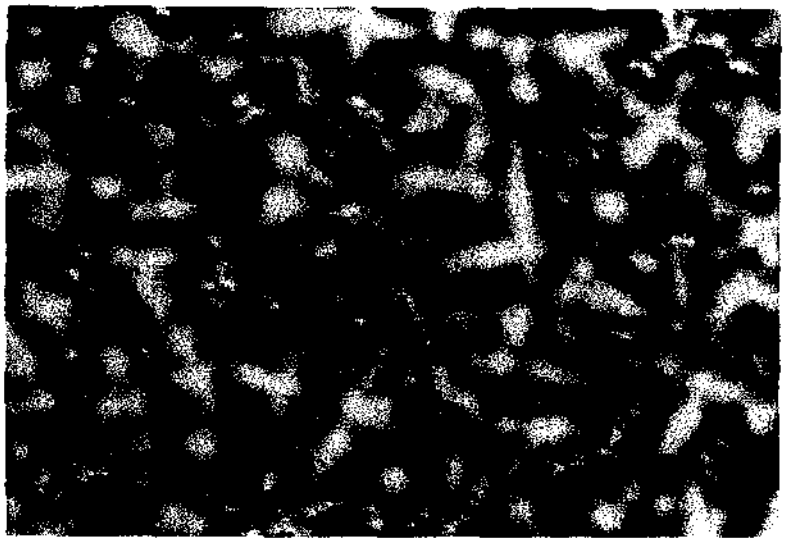


FIGURA 10 – Micrografia da liga à base de AgPd na condição T1, Ataque: água régia, 200X.

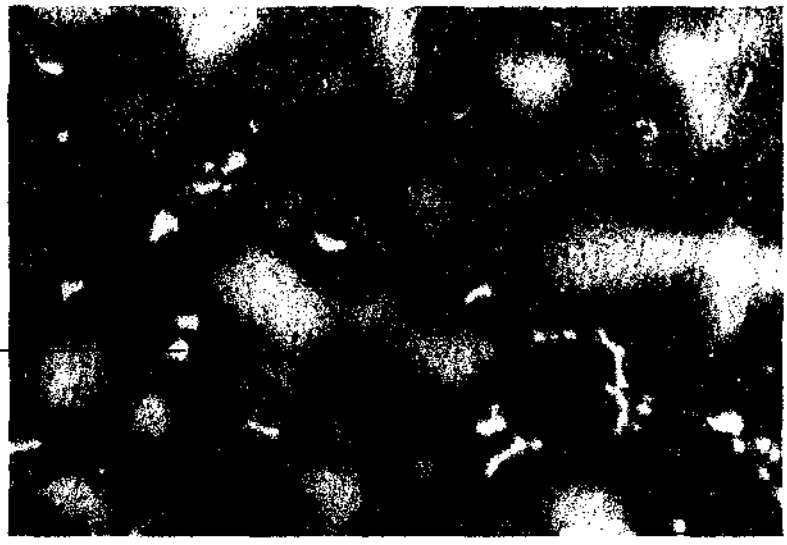


FIGURA 11 – Micrografia da liga à base de AgPd na condição T1, Ataque: água régia, 350X. (P = precipitado).

Na Figura 12 observa-se com maiores detalhes os precipitados dispersos na microestrutura desta liga.



FIGURA 12 – Micrografia da liga à base de AgPd na condição T1, Ataque: água régia, 500X (Po = porosidade; P = precipitado).

As Figuras 13, 14 e 15 mostram a microestrutura da liga á base de AgPd na condição T2 (1300°). Nota-se uma microestrutura semelhante a T1 diferenciando-se pela maior quantidade de fase clara e menor quantidade da fase escura e de maior quantidade de porosidades. Este pode ser melhor observado comparando-se as Figuras 11 e 12 com 14 e 15, respectivamente.

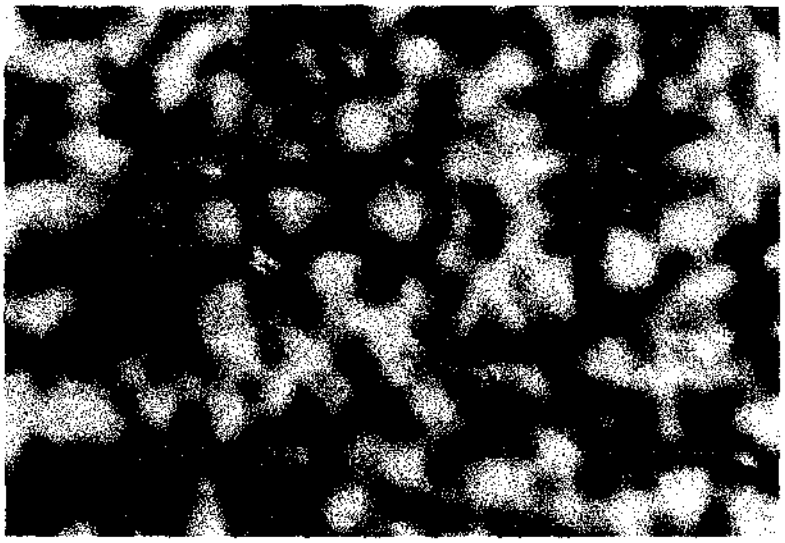


FIGURA 13 – Micrografia da liga à base de AgPd na condição T2, Ataque: água régia, 200X.

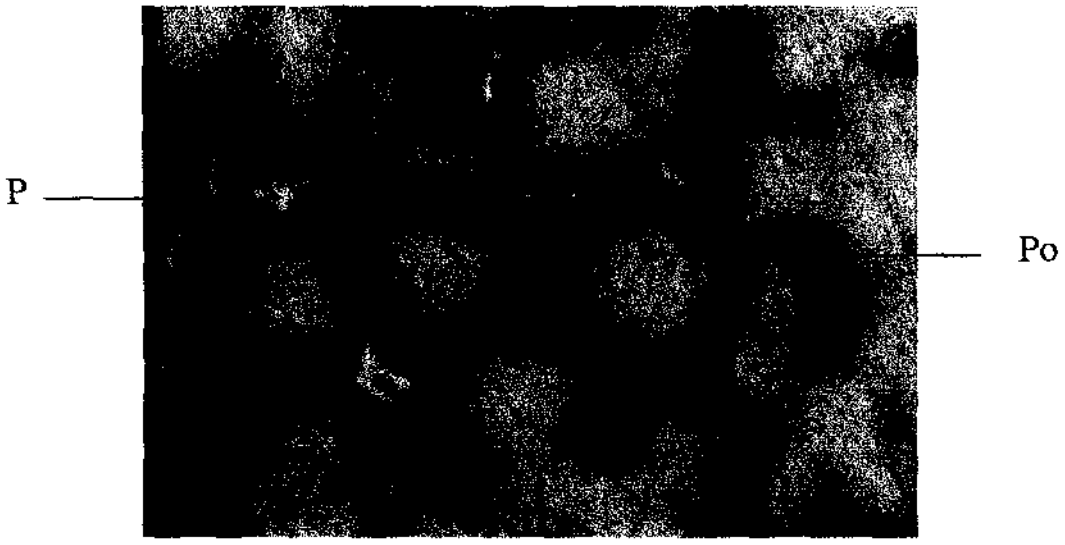


FIGURA 14 – Micrografia da liga à base de AgPd na condição T2; Ataque: água régia, 350X (Po = porosidade; P = precipitado).

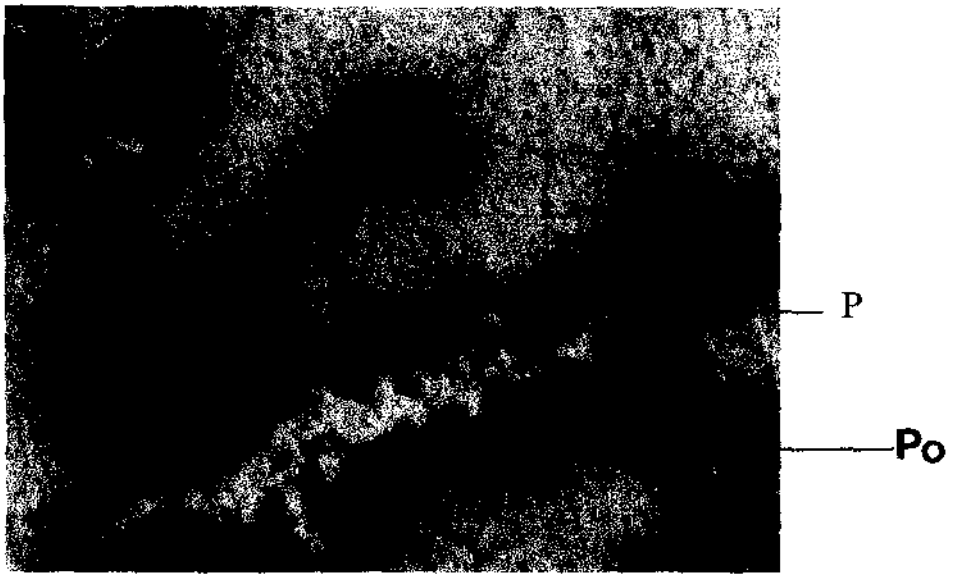


FIGURA 15 – Micrografia da liga à base de AgPd na condição T2; Ataque: água régia, 500X (Po = porosidade; P = precipitado).

As ligas de AgPd apresentaram uma microestrutura bruta de fusão com a presença de precipitados em toda a matriz na condição como recebida. Na condição de temperatura de fundição acima da recomendada pelo fabricante observa-se uma microestrutura bifásica (fase clara e fase escura), dendrítica com porosidades, semelhante aos resultados de Mezger et al.[33] (1988). Na condição de temperatura acima da recomendada pelo fabricante houve maior quantidade de fase clara.

Quando se faz um aumento na temperatura de fundição das ligas, há um aumento na velocidade de resfriamento diminuindo, assim, o tempo disponível para que ocorram as transformações de fases, ou seja, a formação da fase escura e precipitados (Souza[52], 1999)

Mezger et al.[34] (1989) verificaram através de MO de ligas com baixo conteúdo de ouro (36-45%Ag; 19.7-21.9% Pd; 19.8-20.2% Au), uma microestrutura com uma matriz dendrítica e ilhas escuras identificando duas fases distintas em condições fundidas na temperatura recomendada pelo fabricante, semelhante à identificada nesse estudo.

Drapal & Pomajbik[13] (1993) estudou a microestrutura da liga Aurosa (43% Ag; 20% Pd; 20% Au; 15% Cu e 2% Zn). Encontrou uma morfologia dendrítica e numa ampliação maior mostrou a presença de estrutura lamelar em áreas interdendríticas compostas de duas fases, semelhante à encontrada nessa pesquisa.

Souza[52] (1999) identificou os precipitados na liga à base de Ag Pd como sendo de Ag-Pd ou de irídio. O irídio é um metal nobre, com alto ponto de fusão (2446°C), que pode permanecer como impureza após o processamento e refino do ouro, prata ou paládio.

Também realizou a análise da composição das fases clara e escura da liga à base de AgPd utilizando as técnicas de EDX e WDX, não encontrando diferença estatisticamente significativa entre essas regiões, devido à limitação destas técnicas na análise química. É de conhecimento da metalurgia que na formação de uma estrutura dendrítica ocorre a segregação de alguns elementos presentes na liga (Guy[18],1980).

Bessinger & Bergman[7] (1986) estudaram ligas à base de Ag. A microestrutura por microscopia óptica mostrou precipitados finos dentro dos grãos, semelhantes aos encontrados nesse estudo.

5.1.3 Ensaios de tração

O resultado dos ensaios de tração e seus respectivos tratamentos dos dados estatísticos da liga de AgPd, podem ser observados na Tabela 30 e Figuras 18, 19 e 20.

As Figuras 16 e 17 mostram os gráficos das médias dos ensaios de tração nas condições T1 e T2.

Tabela 30 - Resultados obtidos dos testes de tensão de ruptura, alongamento e limite convencional de escoamento elástico da liga de AgPd.

	Alongamento (%)		Tensão de ruptura (MPa)		Limite convencional de escoamento (MPa)	
	T1	T2	T1	T2	T1	T2
Valor Máximo	10,4	11,0	533,4	530,5	425	438
Valor Mínimo	4,9	3,7	438,3	414,4	360	387
Média	7,1	6,6	492,9	473,5	410,8	417,2
Desvio padrão	1,8	2,3	38,8	37,3	19,9	17,04

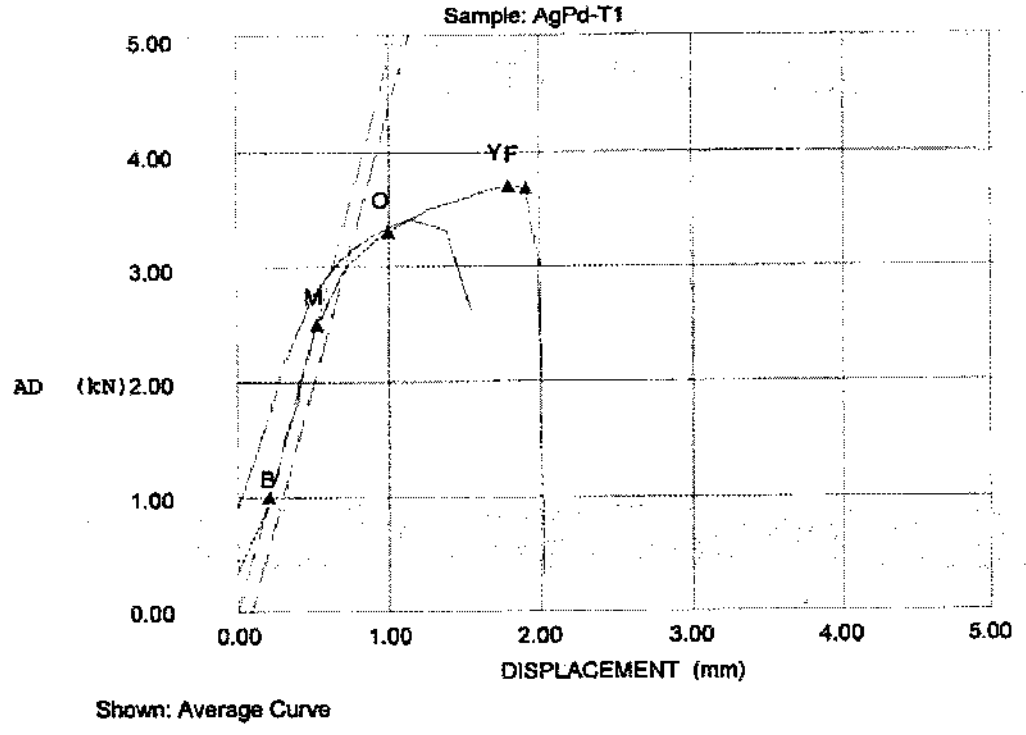


FIGURA 16 – Gráfico da média dos ensaios de tração da liga de AgPd na condição T1.

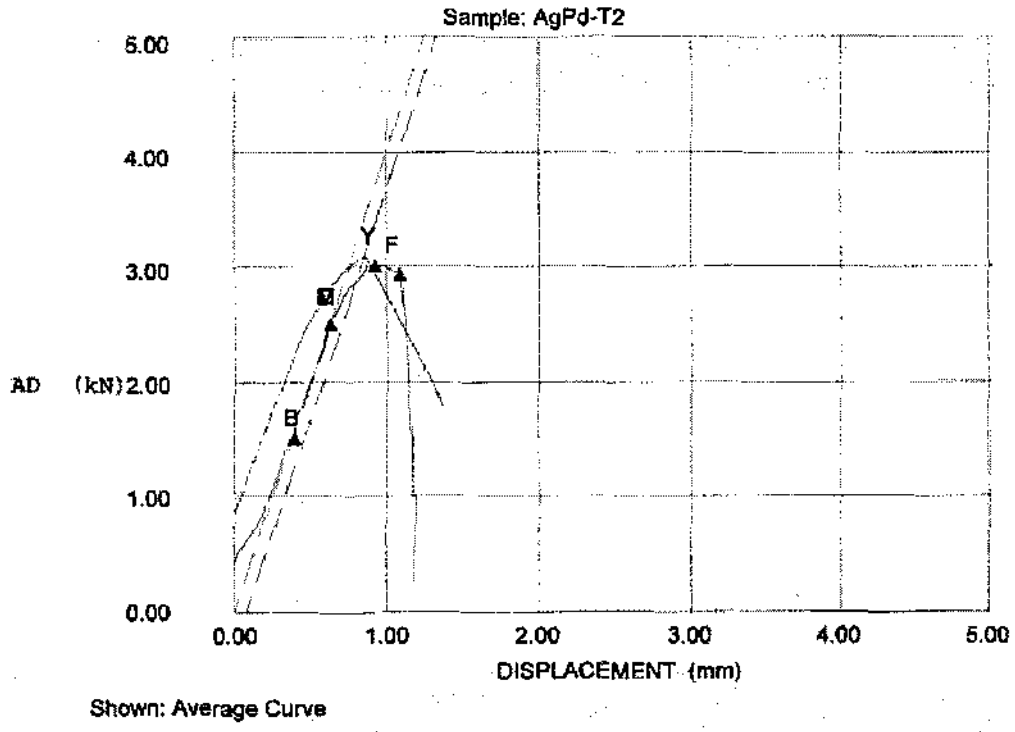


FIGURA 17 – Gráfico da média dos ensaios de tração da liga de AgPd na condição T2.

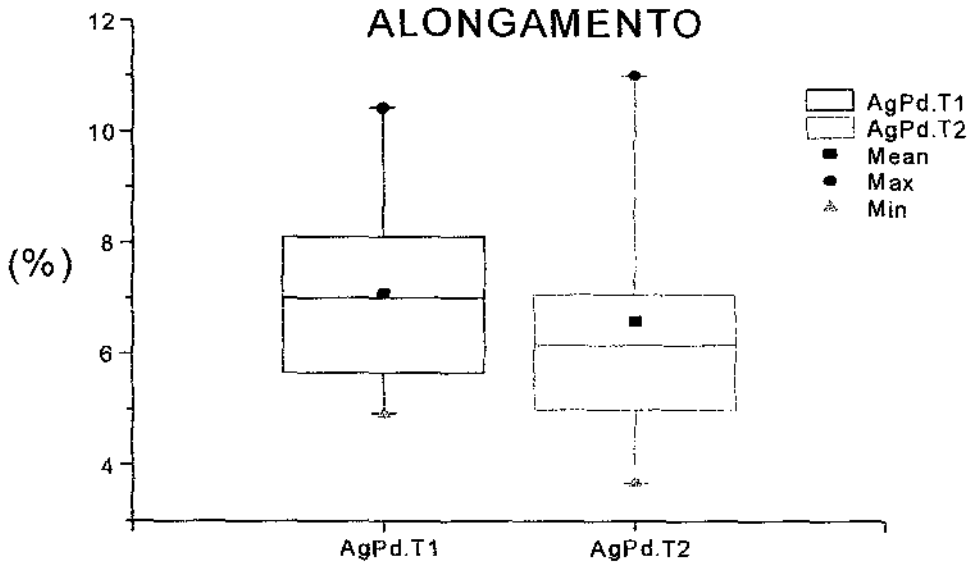


FIGURA 18 – Liga de AgPd nas condições T1 e T2 - análise estatística do alongamento.

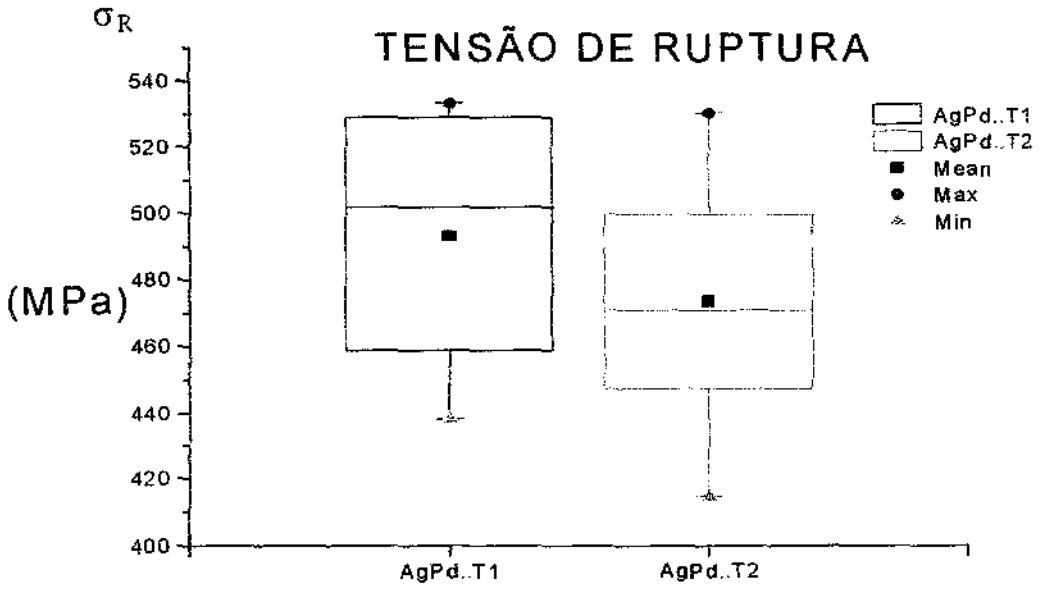


FIGURA 19 – Liga de AgPd nas condições T1 e T2 - análise estatística da tensão de ruptura.

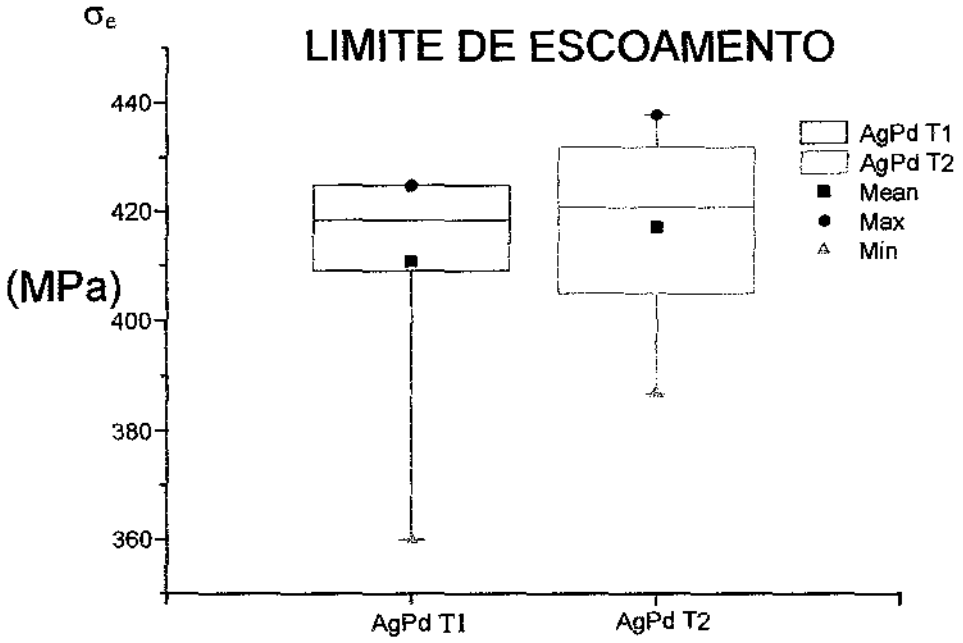


FIGURA 20 –Liga de AgPd nas condições T1 e T2 - análise estatística do limite de escoamento.

Observa-se na Tabela 30 que a tensão de ruptura na condição T1 é numericamente maior que na T2 para a liga de AgPd. Por outro lado, o alongamento e o escoamento possuem valores muito próximos sendo estatisticamente idênticos, como podem ser observados nas Figuras 18 e 20.

Apesar da tensão de ruptura não apresentar diferença estatisticamente significativa (Figura 19) pode-se observar na condição T1 uma microestrutura mais refinada com a presença de

maior quantidade de precipitados que lhe conferem uma melhor propriedade de resistência mecânica , Figuras 11 e 12; 14 e 15 do que na condição T2.

Vermilyea et al.[56] (1980) trabalhando com ligas de Au-Ag-Pd encontraram valores próximos para o limite de escoamento e alongamento, aproximadamente de 400MPa e 7%, respectivamente, aos observados na liga de AgPd utilizada nesse estudo.

Oilo & Gjerdet[40] (1983) encontraram valores um pouco menores para o limite convencional de escoamento e para a tensão de ruptura, como observado nas tabelas 26 e 27 para a condição T1 e um valor de alongamento semelhante.

Simonetti & Tschiptschin[51] (1977) estudaram ligas metálicas do sistema prata-estanho com relação às variações microestruturais e propriedades mecânicas. As ligas no estado bruto de fundição obtiveram os seguintes valores: 83,09-120,17 MPa para o limite de escoamento, 165,98-310,68 MPa para a resistência à tração. Tais valores são inferiores aos encontrados nesse estudo.

5.1.4 Ensaio de dureza

O resultado obtido no ensaio de dureza Vickers aplicado na liga de AgPd e sua análise estatística correspondentes podem ser verificadas na Tabela 31 e Figura 21.

Tabela 31- Dureza Vickers da liga de AgPd nas condições CR, T1 e T2.

CR	T1	T2
212,5	171,1	170,2
213,1	172,5	169,5
218,1	175,4	170,7
215,4	173,2	172,1
212,8	172,4	169,3
214,1	175,9	176,8
209,3	173,9	174,2
211,5	174,2	176,3
214,8	172,5	170,2
216,7	173,5	172,5
Max, – 218,1	**Max,** – 175,9	**Max,** – 176,8
Min, – 209,3	**Min,** – 171,1	**Min,** – 169,3
Dif – 8,8	**Dif** – 4,8	**Dif** – 7,5
Média – 213,8	**Média** – 173,4	**Média** – 172,1
Desvio – 2,5	**Desvio** – 1,4	**Desvio** – 2,7

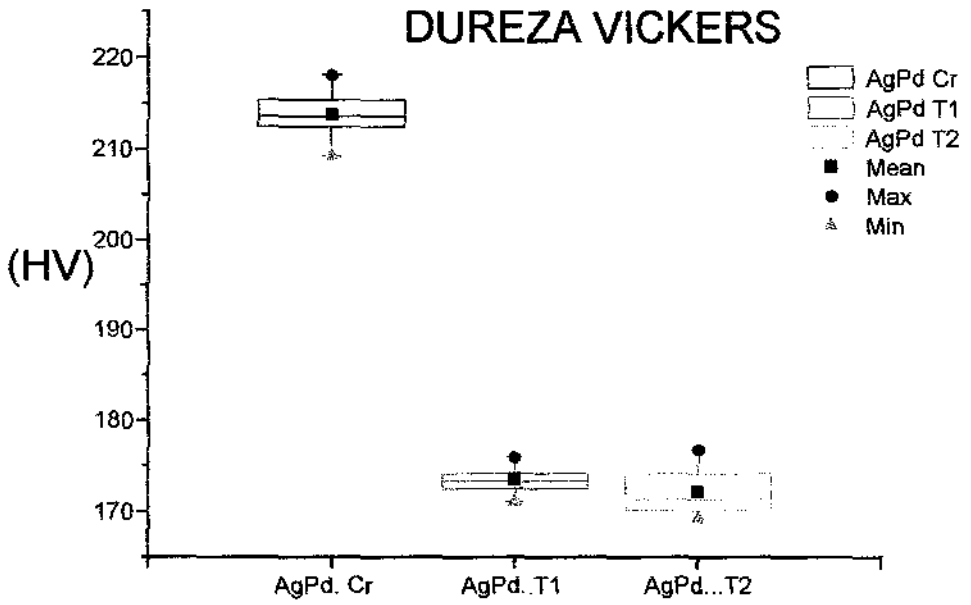


FIGURA 21 –Liga de AgPd nas condições T1 e T2 - análise estatística da dureza Vickers.

Os resultados estão coerentes com a microestrutura encontrada; a liga no estado como recebida apresentou maior dureza porque sofreu processo de laminação e sua microestrututa encontra-se encruada (endurecida por deformação mecânica). Não houve diferença estatisticamente significante entre T1 e T2.

Bessinger & Bergman[7] (1986) encontraram para a dureza Vickers de ligas à base de prata os seguintes valores: Albacast,

118 HV, valor inferior ao desse pesquisa e 168 HV para a liga Alba V, valor semelhante ao encontrado.

Oilo & Gjerdet[40] (1983) relataram valor inferior ao desse trabalho: 143 HV para a liga Palliag M.

5.2 Ligas de CoCr

5.2.1 Análise Química

A Tabela 32 apresenta o resultado da análise química na liga de CoCr (CR= como recebido; T1= temperatura recomendada pelo fabricante (1460°C) e T2= temperatura acima da recomendada (1600°C)).

Observando-se a análise química da liga na condição como recebida, Tabela 32, verificou-se que a mesma está coerente com a composição fornecida pelo fabricante, Tabela 28.

Tabela 32 - Composição química da liga de CoCr (% m/m)

Elementos	CR	T1	T2
C	0,3397 ± 0,02	0,3383 ± 0,002	0,4251 ± 0,003
Cr	29,9 ± 0,35	29,5 ± 0,07	31,6 ± 0,07
Mn	0,875 ± 0,09	0,720 ± 0,005	0,558 ± 0,04
Mo	5,20 ± 0,13	5,26 ± 0,02	5,27 ± 0,06
Ni	0,563 ± 0,06	0,546 ± 0,08	0,565 ± 0,05
Si	0,905 ± 0,07	0,448 ± 0,05	0,384 ± 0,09
Fe	0,05 ± 0	0,09 ± 0	0,11 ± 0,007
Co	BALANÇO	BALANÇO	BALANÇO

Para a liga CoCr, Tabela 32, observou-se uma variação insignificante na composição dos elementos Co, Cr, C, Mo, Ni e Fe e uma redução significativa nos elementos Mn e Si nas condições T1 e T2, quando comparadas com a condição CR.

A redução dos elementos Si e Mn na respectiva liga pode ser devido à uma proteção ineficiente da atmosfera de argônio durante a fundição, pois esses elementos são mais reativos com o oxigênio.

Van Noort[54] (1994) relatou uma análise composicional de ligas à base de CoCr e evidenciou os valores de : Biosil H (65.7% Co, 28.5% Cr, 4.5% Mo); Vitallium (60.6% Co, 31.5% Cr e 6.0% Mo)

e Wisil (65% Co, 28% Cr e 5% Mo), (Tabela 12), sendo tais valores similares ao deste estudo.

5.2.2 Análise metalográfica

As Figuras 22, 23 e 24 mostram a microestrutura da liga à base de CoCr como recebida. Verifica-se nestas Figuras uma microestrutura dendrítica bruta de fusão bem definida com a presença de precipitados e porosidades em toda a área analisada.

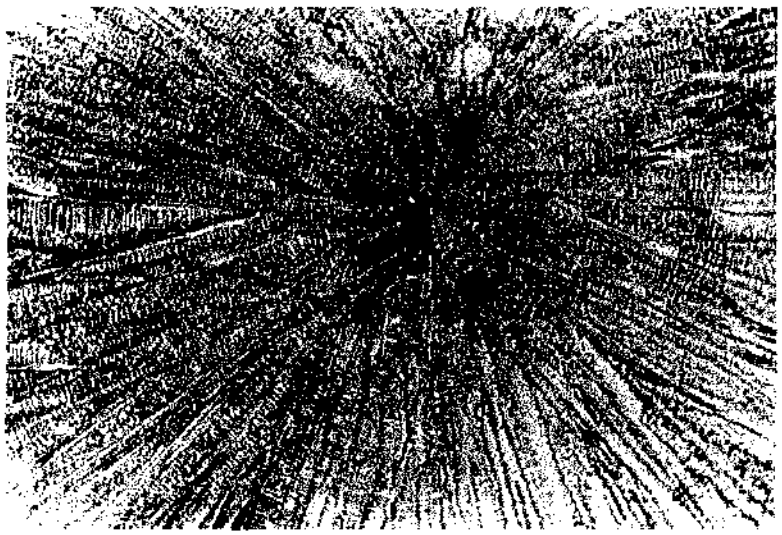


FIGURA 22 – Micrografia da liga à base de CoCr como recebida, Ataque: água régia, 140X.

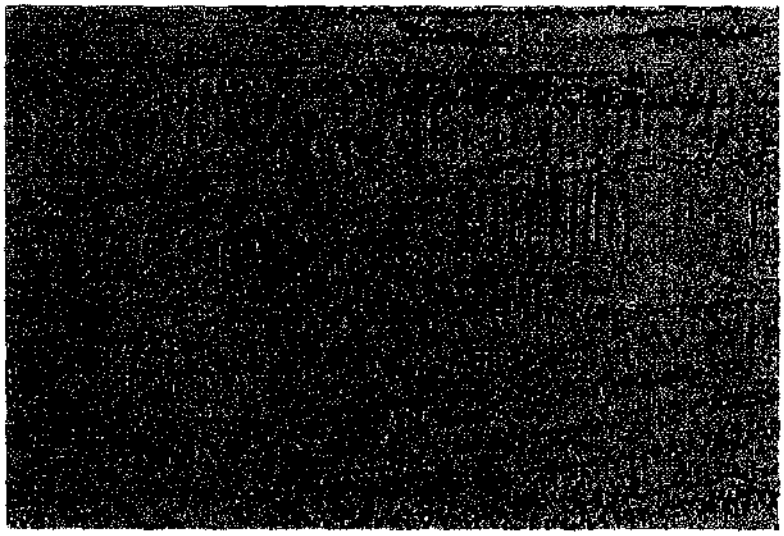


FIGURA 23 – Micrografia da liga à base de CoCr como recebida, Ataque: água régia, 350X.

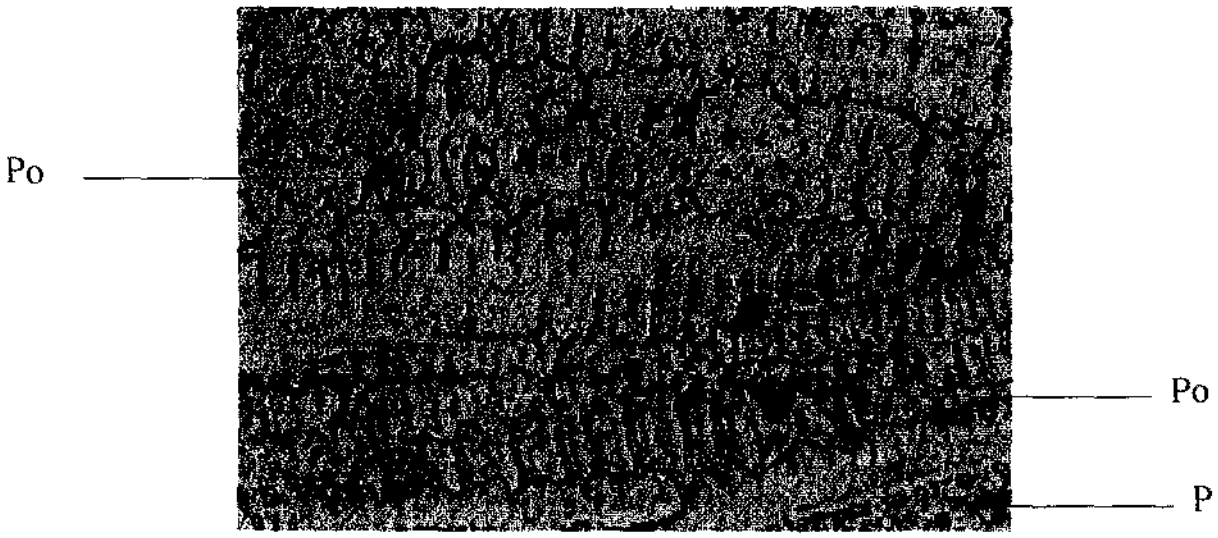


FIGURA 24 – Micrografia da liga à base de CoCr como recebida, Ataque: água régia, 500X (Po = porosidade; P = precipitado).

Nas Figuras 25, 26 e 27 observa-se a microestrutura da liga à base de CoCr na condição T1 (1460°). Verifica-se uma microestrutura dendrítica bruta de fusão mais grosseira e com maior quantidade de precipitados do que a liga CR em decorrência do processo de fundição.

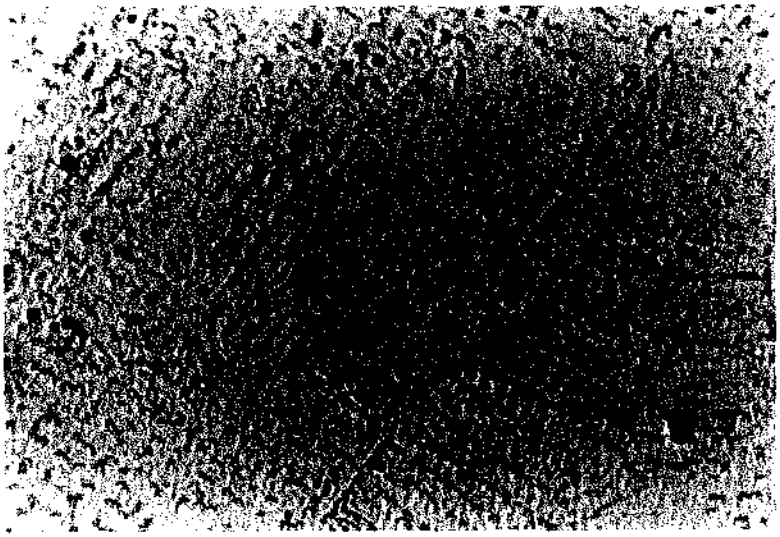


FIGURA 25 – Micrografia da liga à base de CoCr na condição T1, Ataque: água régia, 140X.

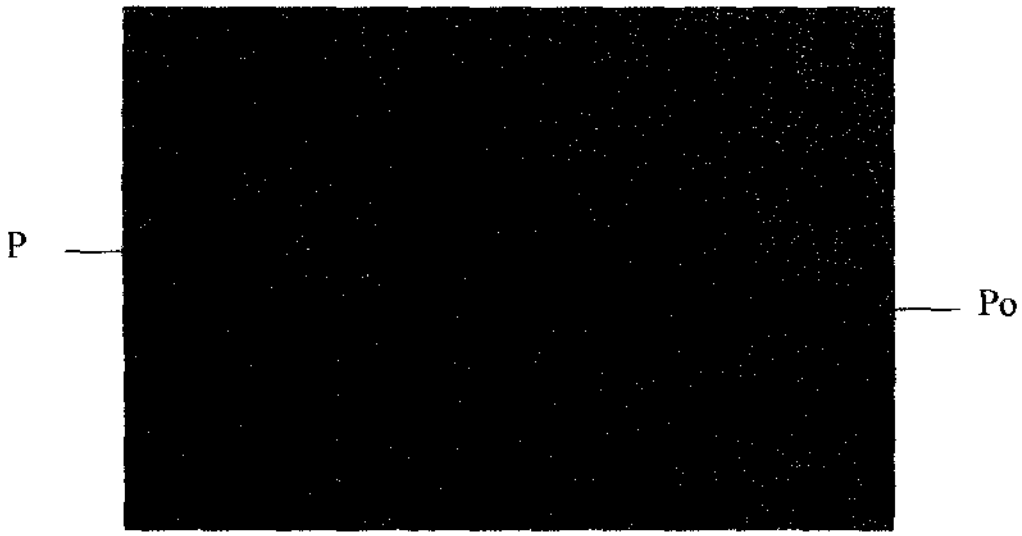


FIGURA 26 – Micrografia da liga à base de CoCr na condição T1, Ataque: água régia, 350X (Po = porosidade; P = precipitado).



FIGURA 27– Micrografia da liga à base de CoCr na condição T1, Ataque: água régia, 500X.

As Figuras 28, 29 e 30 mostram a microestrutura dendrítica bruta de fusão da liga à base de CoCr na condição T2 (1600°). Comparando-se as Figuras 23 e 24, 26 e 27 com 29 e 30 verifica-se uma menor segregação interdendrítica com uma microestrutura mais homogênea do que nas condições CR e em T1. Nota-se, também, menor quantidade de precipitados na condição T2 do que nas condições T1 e CR.

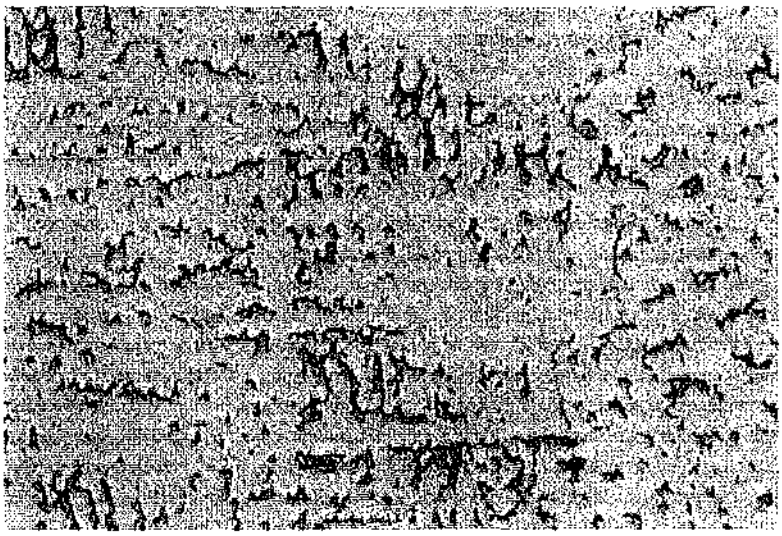


FIGURA 28 – Micrografia da liga à base de CoCr na condição T2, Ataque: água régia, 200X.

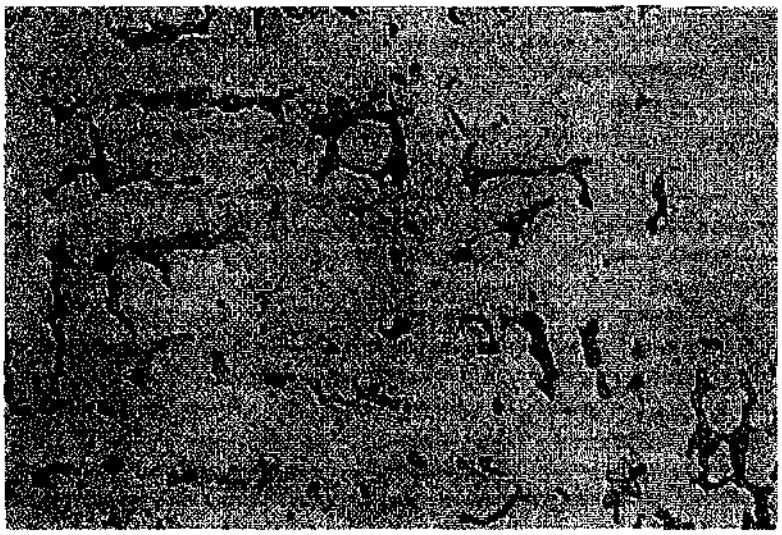


FIGURA 29– Micrografia da liga à base de CoCr na condição T2, Ataque: água régia, 350X.

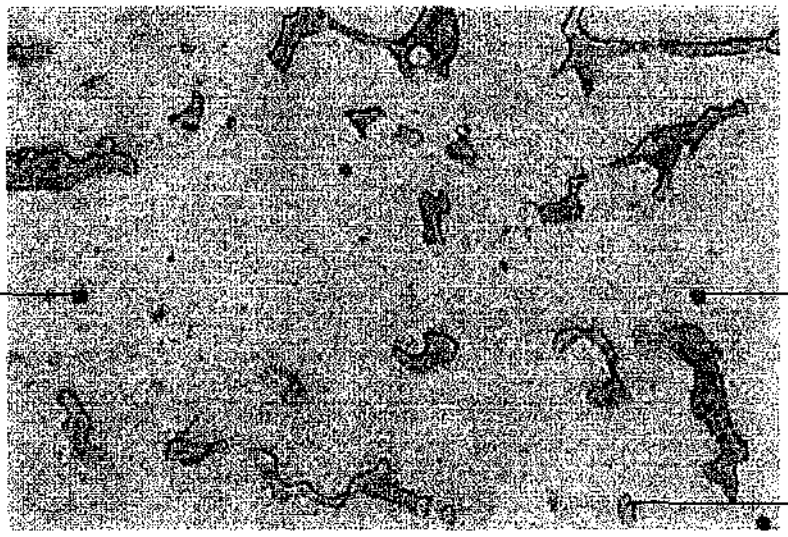


FIGURA 30 – Micrografia da liga à base de CoCr na condição T2; Ataque: água régia, 500X (Po = porosidade; P = precipitado).

Na análise microestrutural da liga à base de CoCr como recebida evidenciou-se uma microestrutura dendrítica bruta de fusão bem definida com a presença de precipitados e porosidades em toda a área analisada. Com a fundição na temperatura recomendada (próxima da temperatura de fusão da liga) pelo fabricante aumentou a quantidade de precipitados. Numa temperatura acima da recomendada houve uma menor segregação interdendrítica e menor quantidade de precipitados. Semelhante aos resultados de Asgar & Peyton[4] (1961).

Segundo Lewis[28] (1977) as fundições por indução de ligas à base CoCr apresentam duas desvantagens relacionadas com a rápida elevação da temperatura:

a) possibilidade de sobreaquecimento;

b) desenvolvimento em gradiente de temperatura dentro da liga no tempo de fundição.

O sobreaquecimento resultará em solução aumentada de gases do meio ambiente pela liga fundida e sua eliminação subsequente durante o resfriamento poderá desenvolver microporosidades. Nas micrografias desse estudo observou-se porosidades em tais ligas.

Lewis[31] (1979) diz que a solidificação das fundições produzidas por liga à base de CoCr) inicialmente envolve a formação de um esqueleto dendrítico seguido por um preenchimento no processo que ocorre interdendriticamente. O primeiro sólido a formar é essencialmente a solução CoCr, e os dois elementos estão presentes em proporções estritamente correspondentes aquelas determinadas para as ligas. Seria esperado que essa proporção de elementos primários seria mantida durante a solidificação subsequente e o estudo mostrou que esta é geralmente a situação dentro da matriz. Também afirma que a análise no ME indica nenhuma variação composicional significante dentro da matriz da liga à base de cobalto estudada. Os resultados do autor são semelhantes aos encontrados nesse trabalho.

5.2.3 Ensaio de tração

O resultado do ensaio de tração e seus respectivos dados estatísticos da liga de CoCr, podem ser observados na Tabela 33 e Figuras 33, 34 e 35.

As figuras 31 e 32 mostram os gráficos das médias dos ensaios de tração nas condições T1 e T2.

Tabela 33 - Resultados obtidos dos testes de tensão de ruptura, alongamento e limite convencional de escoamento da liga de CoCr.

	Alongamento (%)		Tensão de Ruptura (MPa)		Limite de convencional de escoamento (MPa)	
	T1	T2	T1	T2	T1	T2
Valor Máximo	10,5	8,5	847,0	828,5	630	711
Valor Mínimo	6,4	5,1	636,8	707,0	287	510
Média	8,5	7,6	725,2	785,2	482	612,9
Desvio padrão	1,2	1,1	70,7	36,0	99,9	67,6

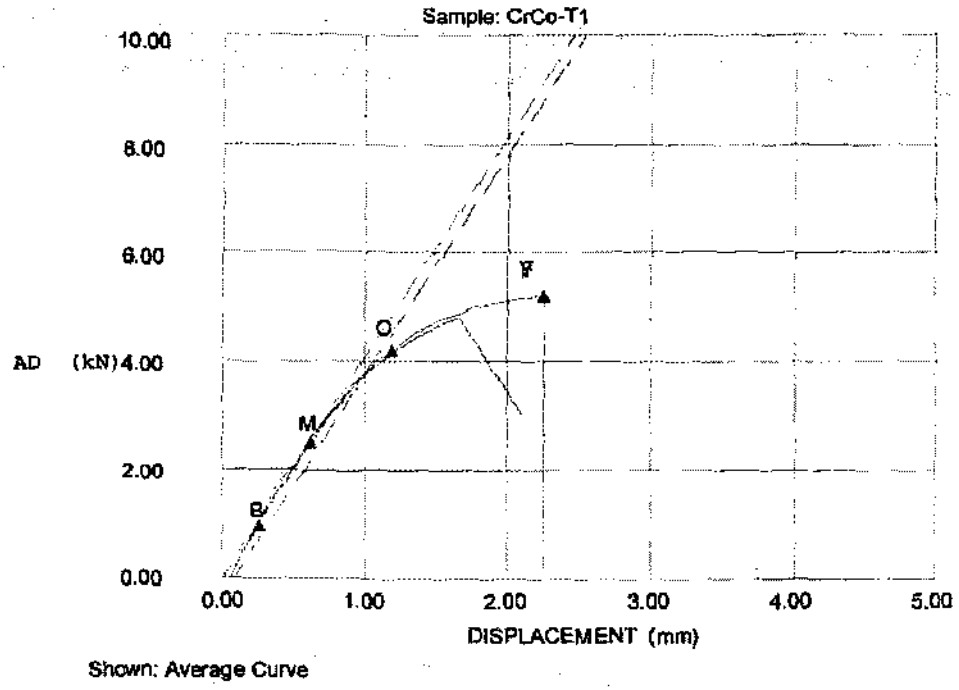


FIGURA 31 – Gráfico da média dos ensaios de tração da liga de CoCr na condição T1.

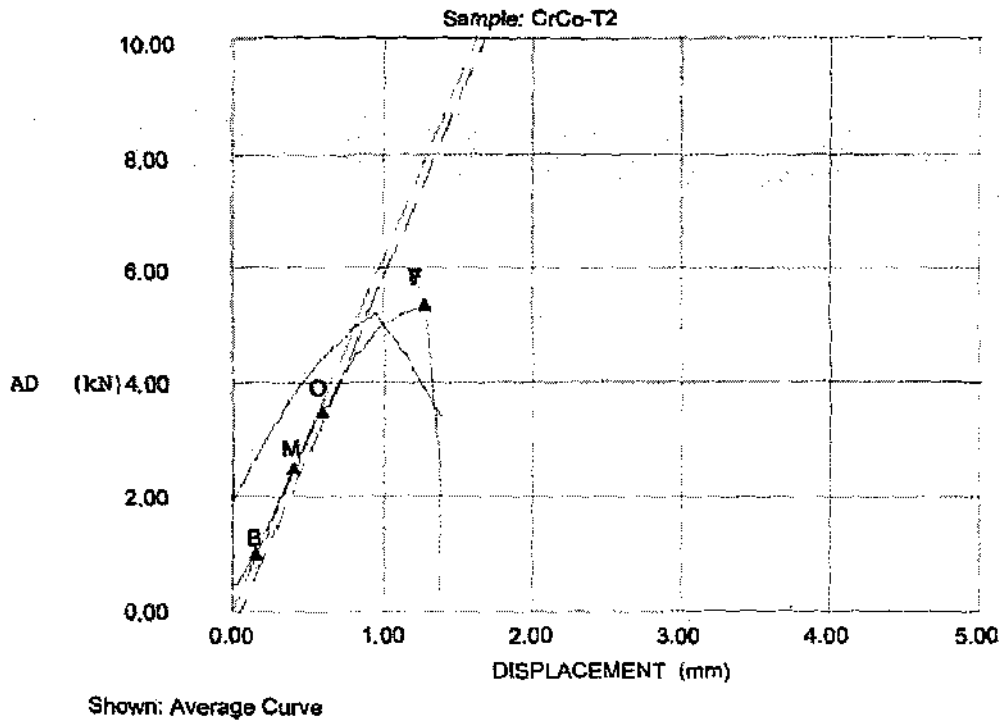


FIGURA 32 – Gráfico da média dos ensaios de tração da liga de CoCr na condição T2.

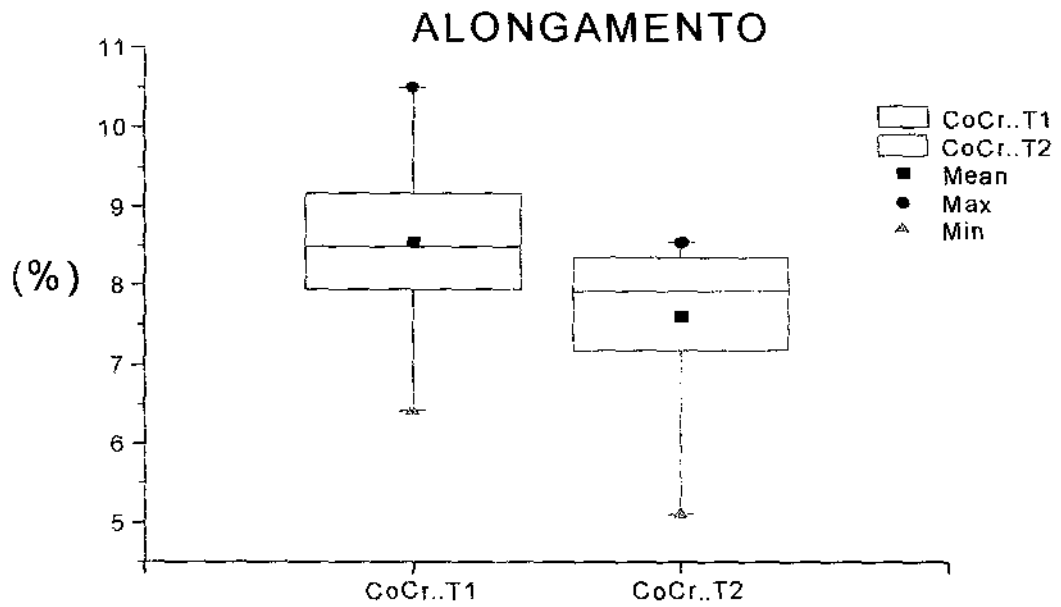


FIGURA 33- Liga de CoCr nas condições T1 e T2 – análise estatística do alongamento.

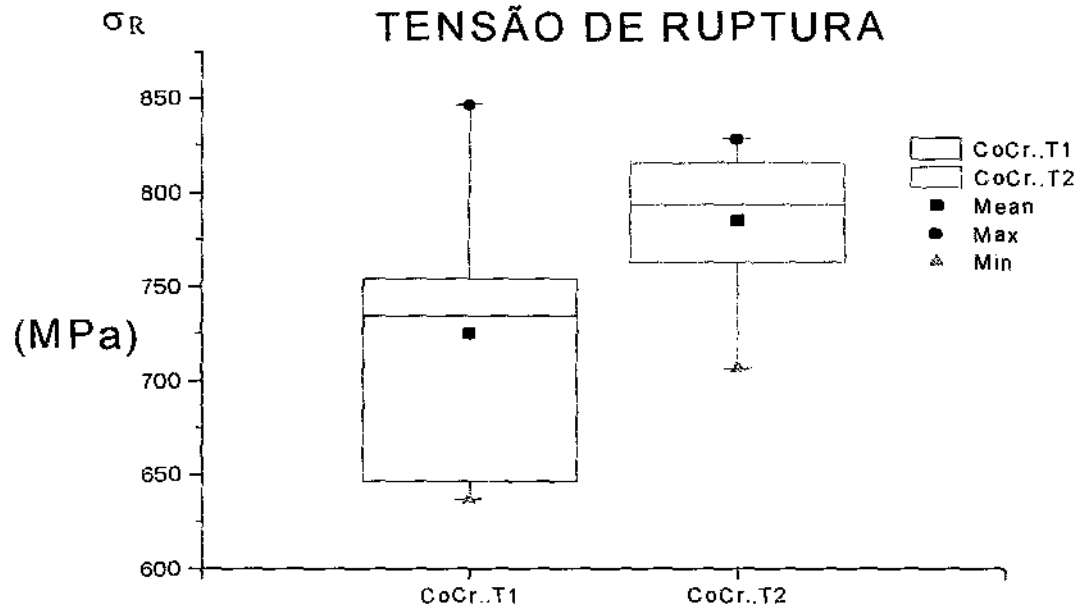


FIGURA 34- Liga de CoCr nas condições T1 e T2 – análise estatística da ruptura à tensão.

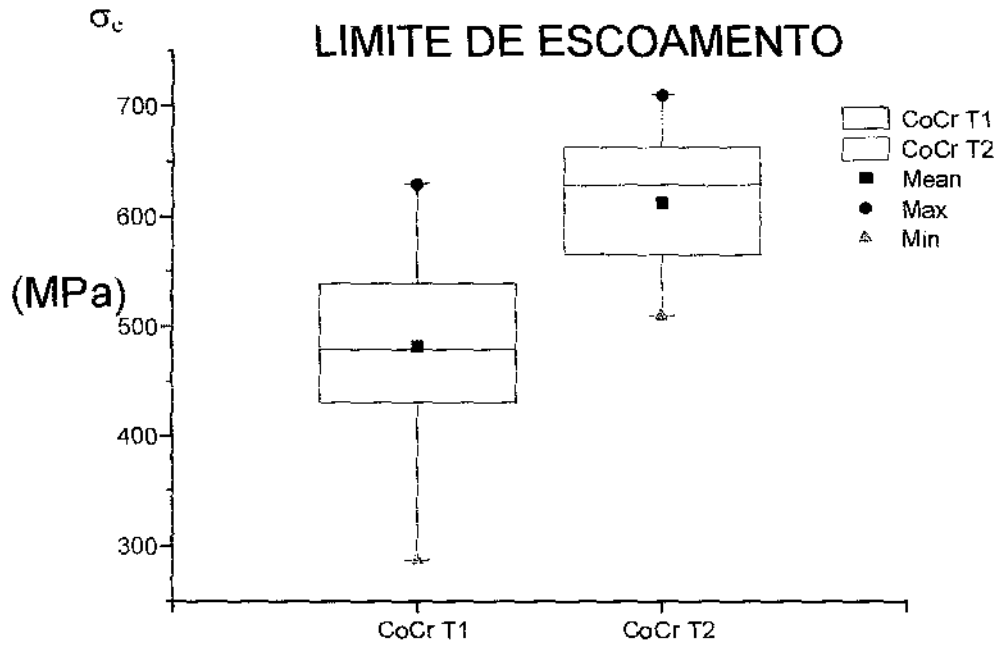


FIGURA 35- Liga de CoCr nas condições T1 e T2 – análise estatística do limite de escoamento.

Os valores de alongamento encontrados na liga de CoCr nas condições T1 e T2 são estatisticamente semelhantes, como pode ser observado na figura 33. Os valores do limite de escoamento elástico e a tensão de ruptura foram maiores na condição T2 do que em T1, Tabela 33 e Figuras 34 e 35, isto pode ser explicado pela microestrutura mais homogênea apresentada pela condição T2, Figuras 26 e 27; 29 e 30, que tende a dificultar a nucleação e propagação de trincas.

Van Noort[54] (1994) estudando ligas de CoCr (Tabela 19), encontrou valores de alongamento semelhante (ligas Biosil H e Wisil) ao encontrado para as condições T1 e T2 dessa pesquisa. Mas também encontrou um valor inferior de alongamento para a liga Vittalium. O limite de escoamento por ele encontrado foi de aproximadamente 600 MPa (ligas Biosil H , Vittalium e Wisil), valor este próximo do obtido para a condição T2.

Asgar & Peyton[4] (1961) estudaram o efeito da microestrutura nas propriedades físicas de ligas à base de cobalto com temperaturas de fundição controladas com pirômetro óptico (temperatura de fundição 1420°C e resfriamento à temperatura ambiente). Os carbetos encontrados na microestrutura eram esféricos e descontínuos, como ilhas, e demonstraram grande alongamento. Também realizou fundição à 1500°C e concluiu que esta elevação na temperatura teve pouco efeito sobre a microestrutura, coerente com o resultado obtido para esta liga.

Asgar & Peyton[5] (1961) também estudaram a influência de condições de fundição sobre algumas propriedades mecânicas da liga de CoCr. Dentre essas condições fundiu as ligas em temperaturas diferentes (1420°C, 1537°C e 1648°C). A resistência à

tração na temperatura ambiente foi em torno de 689,5 MPa, que variou pouco com a mudança da temperatura de fundição. Nessa pesquisa os resultados foram superiores ao encontrado pelo autor e ao contrário desse, variaram os valores com a diferença de temperatura. A presença ou ausência de microporosidades na liga não mudou o valor da resistência à tensão significantemente.

5.2.4 Ensaio de dureza

O resultado obtido no ensaio de dureza Vickers aplicado na liga de CoCr e sua análise estatística correspondentes podem ser verificadas na Tabela 34 e Figura 36.

Tabela 34 - Dureza Vickers da liga de CoCr nas condições CR, T1 eT2

CR	T1	T2
333,8	285,3	290,3
335,1	278,4	298,3
329,4	283,5	298,8
341,5	285,8	302,1
325,1	275,6	299,9
330,7	281,4	309,8
336,3	273,2	297,7
343,5	280,4	296,4
342,2	287,3	292,3
338,9	279,4	294,6
Max. – 343,5	**Max.** – 287,3	**Max.** – 309,8
Min. – 325,1	**Min.** – 273,2	**Min.** – 290,3
Dif – 18,4	**Dif** – 14,1	**Dif** – 19,5
Média – 335,6	**Média** – 281,0	**Média** – 298,0
Desvio – 6,0	**Desvio** – 4,5	**Desvio** – 5,4

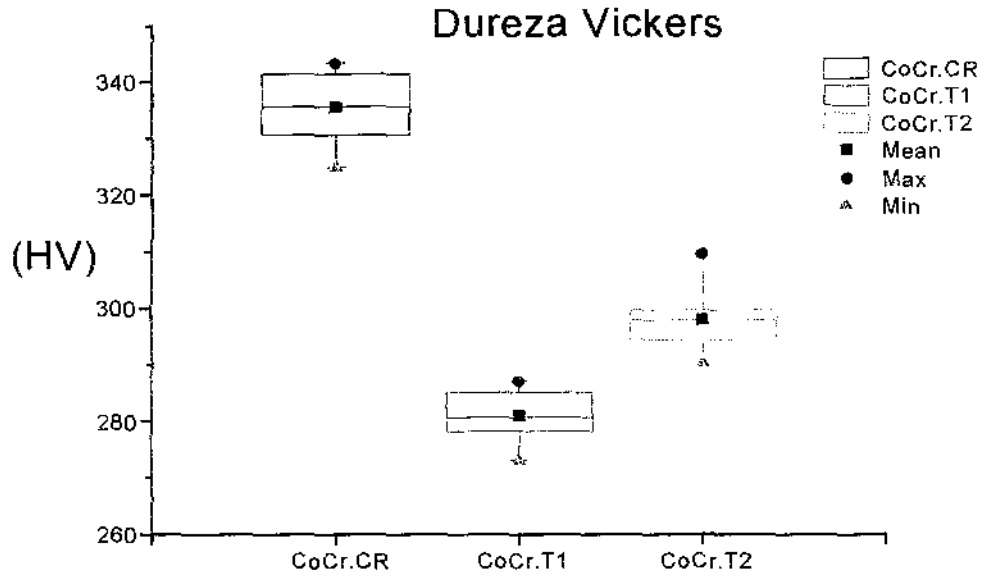


FIGURA 36 – Liga de CoCr nas condições CR, T1 e T2- análise estatística da dureza Vickers.

Os valores da dureza Vickers para a liga de CoCr na condição T2 é maior do que em T1 e ambas são inferiores do que a condição CR, Tabela 34 e Figura 37.

Segundo Van Noort[54] (1994) ligas à base de CoCr apresentam valores maiores para a dureza: 360HV para o Biosil H; 428HV para o Vittalium e 390HV para Wisil do que os obtidos nesse estudo.

5.3 Ligas de NiCr

5.3.1 Análise química

A Tabela 35 apresenta o resultado da análise química realizada nas três condições estudadas para a liga de NiCr (CR= como recebido; T1= temperatura recomendada pelo fabricante (1420°C) e T2= temperatura acima da recomendada (1520°C).

Observando-se a análise química da liga na condição como recebida, Tabela 35, verificou-se que a mesma está coerente com a composição fornecida pelo fabricante, Tabela 28.

Tabela 35 - Composição química da liga de NiCr obtida (% m/m)

Elementos	CR	T1	T2
C	0,0127 ± 0,0005	0,0161 ± 0,002	0,0100 ± 0,0003
Cr	24,4 ± 0,07	22,5 ± 0,15	22,3 ± 0,42
Mo	9,08 ± 0,02	8,99 ± 0,10	9,29 ± 0,25
Si	0,482 ± 0,08	0,232 ± 0,007	0,222 ± 0,02
Nb	0,742 ± 0,05	0,606 ± 0,01	0,603 ± 0,05
Ce	0,347 ± 0,03	<0,012	< 0,012
Fe	0,10 ± 0,03	0,13 ± 0,03	0,17 ± 0,01
Ni	BALANÇO	BALANÇO	BALANÇO

Analisando a Tabela 35 da liga de NiCr observa-se que a composição química dos elementos Ni, Cr, Mo, C , Nb e Fe permanecem praticamente constantes nas três condições estudadas. Para os elementos Si e Ce houve uma redução significativa nas suas composições nas condições T1 e T2, quando comparadas com a condição CR.

A redução dos elementos Si e Ce na respectiva liga pode ser devido à uma ineficiente proteção da atmosfera de argônio durante a fundição, pois esses elementos são mais reativos com o oxigênio a alta temperatura.

Lewis[23,24] (1974 e 1975) encontrou uma composição de 69.30% Ni, 16.00% Cr; 5.40%Mo, 3.90% Mg; 2.89% Al e outros metais em menor quantidade numa análise química através de microscopia por espectrometria por emissão de raios X de uma liga à base de NiCr; esse resultado é semelhante a essa pesquisa.

O níquel, com uma estrutura de face centrada, em concentrações acima de 70%, funciona principalmente como um agente de resistência mecânica e de tenacidade. O crômio auxilia na resistência à corrosão (em torno de 30% em peso) e também aumenta a resistência mecânica. A presença de quantidade moderada de manganês é considerada geralmente importante nas operações de fundição, na fluidez e limpeza do metal líquido, mas tem pequeno ou nenhum efeito nas propriedades mecânicas ou na resistência à corrosão da liga final. O molibdênio aumenta a resistência da liga especialmente em altas temperaturas e também aumenta a resistência à corrosão. A adição de silício nessas ligas são úteis para a desoxidação

e aumenta a fluidez do metal fundido. Não há evidência que o ferro, na concentração presente nesta liga, tem qualquer efeito apreciável nas suas propriedades mecânicas. O berílio em ligas ricas em Ni tem uma ação endurecedora similar àquela do berílio no cobre. O alumínio e o carbono atuam com caráter de aumentar a resistência mecânica[24].

Baran[6] (1983) afirma que o diagrama de fase binária para o sistema NiCr mostra solubilidade sólida extensa de crômio em níquel, como resultado, as ligas binárias não são endurecidas por precipitação. Aproximadamente 37% em peso de Cr pode permanecer dissolvido na temperatura ambiente na matriz chamada gama. Esse autor encontrou nas ligas Wiron S e Wiron 77 as seguintes composições: Wiron S: 69% Ni, 17% Cr, 5% Mo, 0,37% Fe, 0.42% Co, 0.04 C, 3% Mn e na Wiron 77: 67% Ni, 20% Cr, 65 Mo, 1.5% Nb, 4% Si, 0.04%C, valores próximos aos encontrados nesse estudo.

Mondelli[36] (1995) relata a composição química de algumas ligas de NiCr:- Nicron G (70.0% Ni, !9.1% Cr; 4.20% Mo); Kromalit (62.5% Ni, 20.4% Cr, 6.58% Mo) e Resistal P (62.5% Ni; 18.5% Cr e 9.85% Mo). Esses valores também estão bem próximos ao desse trabalho.

Bumgardner & Lucas[9] (1993) também encontraram valores bem similares a ligas em estudo quando realizaram análise química de ligas à base de NiCr (Tabela 14).

5.3.2 Análise Metalográfica

As Figuras 37, 38 e 39 mostram a microestrutura da liga à base de NiCr na condição CR. Verifica-se na Figura 37 uma microestrutura bruta de fusão dendrítica no centro da amostra e a presença de porosidades oriundas do processo de solidificação do lingote durante sua fabricação.

Nas Figuras 38 e 39, observa-se mais detalhadamente uma microestrutura dendrítica bruta de fusão com presença de porosidades e precipitados.

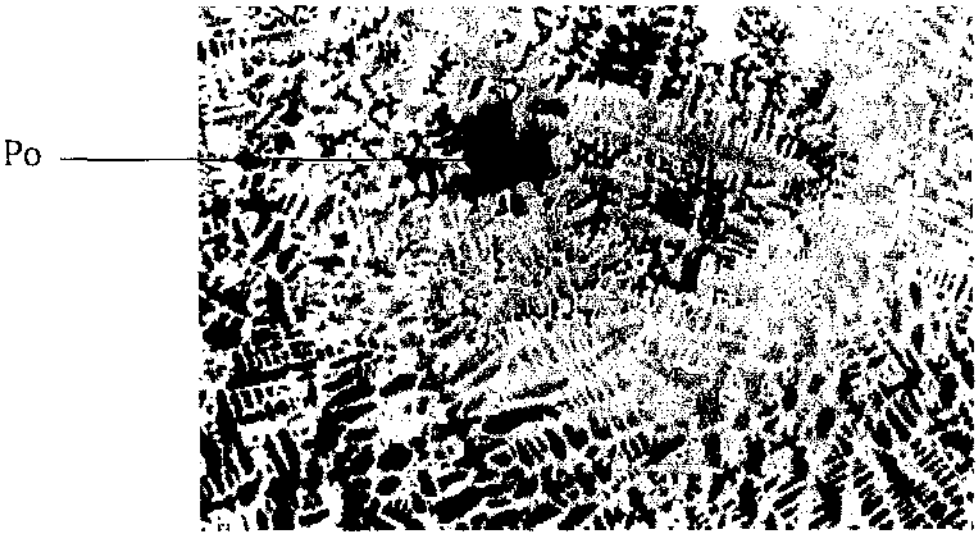


FIGURA 37 – Micrografia da liga à base de NiCr como recebida, Ataque: água régia, 140X (Po = porosidade).

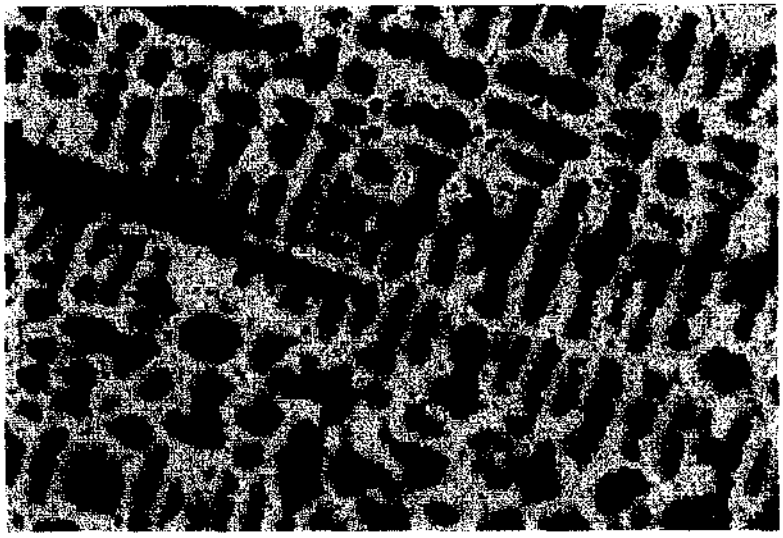


FIGURA 38 – Micrografia da liga à base de NiCr como recebida, Ataque: água régia, 350X.

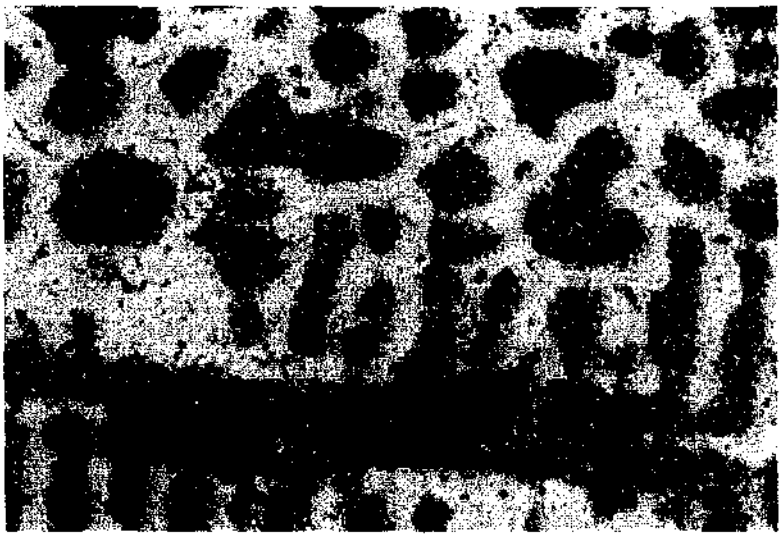


FIGURA 39 – Micrografia da liga à base de NiCr como recebida, Ataque: água régia, 500X.

As Figuras 40, 41 e 42 mostram a microestrutura da liga à base de NiCr na condição T1 (1420°). Nas Figuras 40 e 41 observa-se uma microestrutura dendrítica bruta de fusão menos refinada que em CR com presença de porosidades.

Na Figura 42 verifica-se a presença de precipitados com maiores detalhes, que são maiores que a liga na condição recebida.

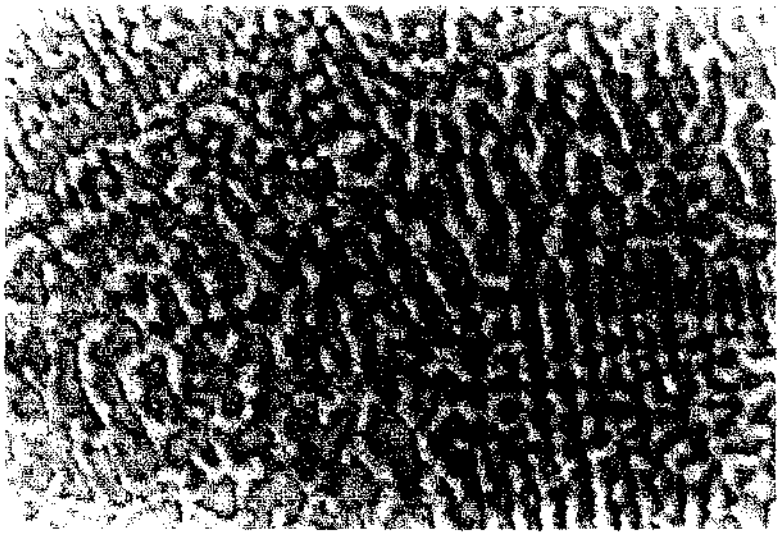


FIGURA 40 – Micrografia da liga à base de NiCr na condição T1 ,Ataque: água régia, 140X.

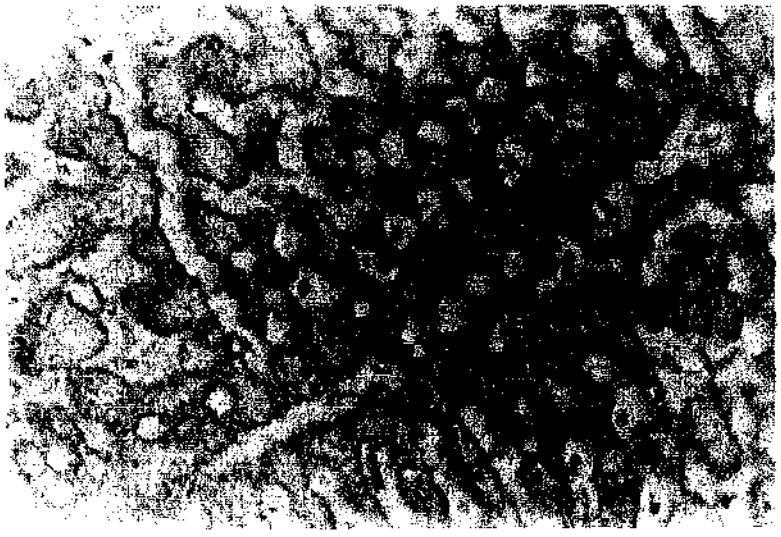


FIGURA 41 – Micrografia da liga à base de NiCr na condição T1, Ataque: água régia, 300X.

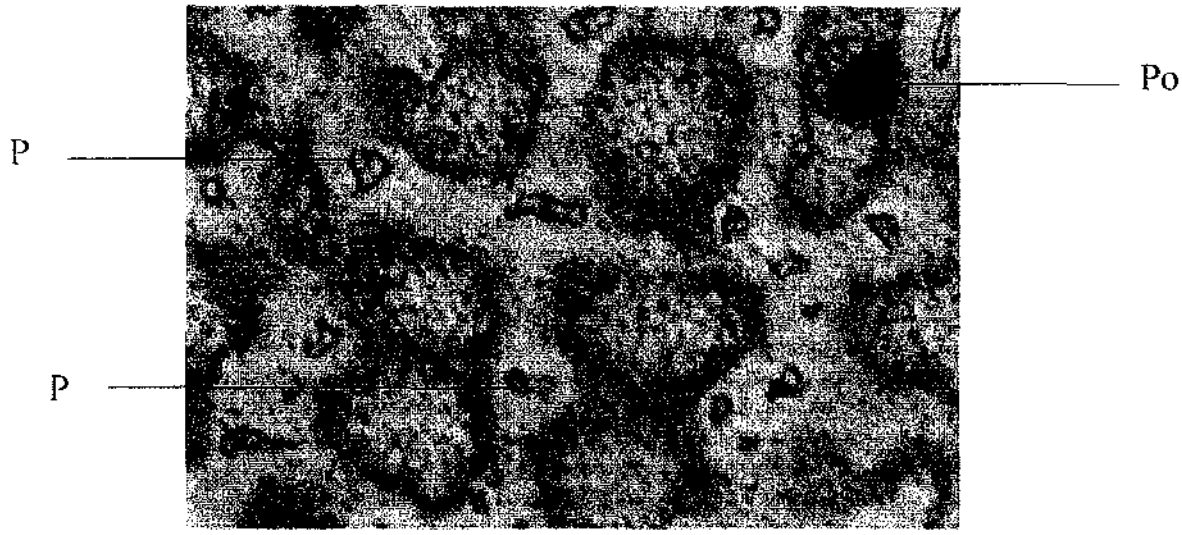


FIGURA 42 – Micrografia da liga à base de NiCr na condição T1, Ataque: água régia, 500X (Po = porosidade; P = precipitado).

Nas Figuras 43, 44 e 45 observa-se a microestrutura da liga à base de NiCr na condição T2 (1520°). Verifica-se uma microestrutura dendrítica bruta de fusão menos refinada do que nas outras condições e a presença de porosidades.

Na Figura 45, observa-se uma maior quantidade de precipitados do que em T1.

Também pode-se verificar que as dendritas de T1 e T2 são mais grosseiras do que na condição CR.

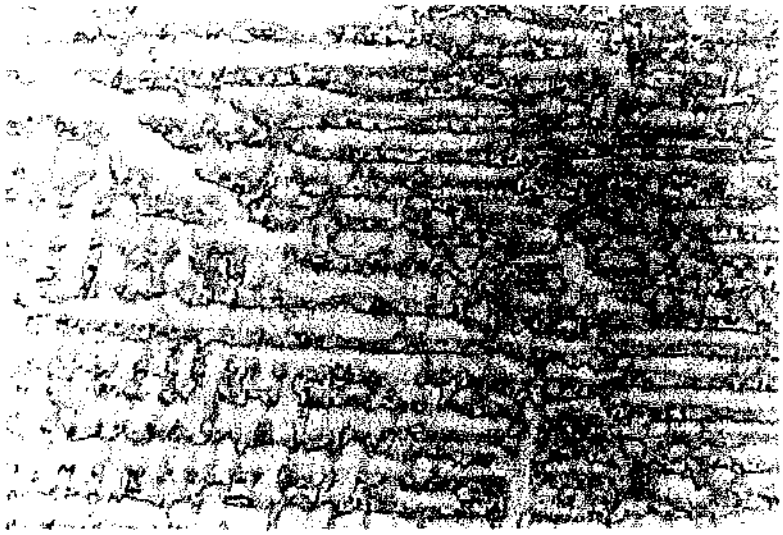


FIGURA 43 – Micrografia da liga à base de NiCr na condição T2, Ataque: água régia, 140X.

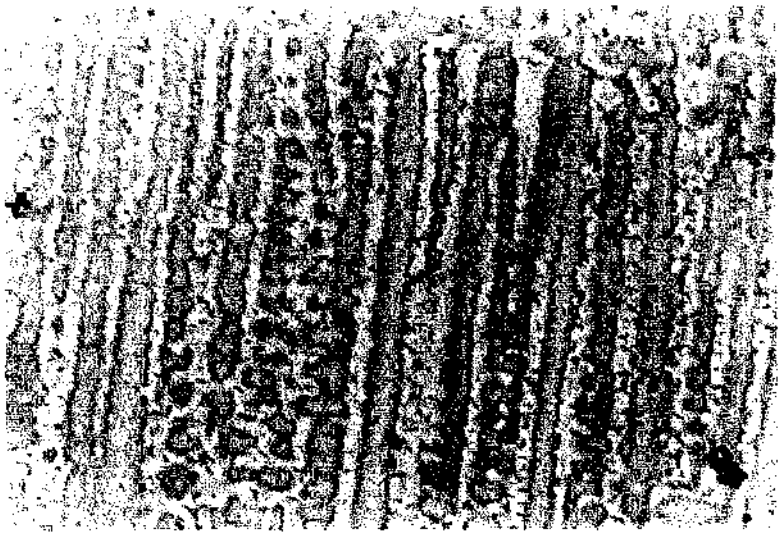


FIGURA 44 – Micrografia da liga à base de NiCr na condição T2, Ataque: água régia, 300X.

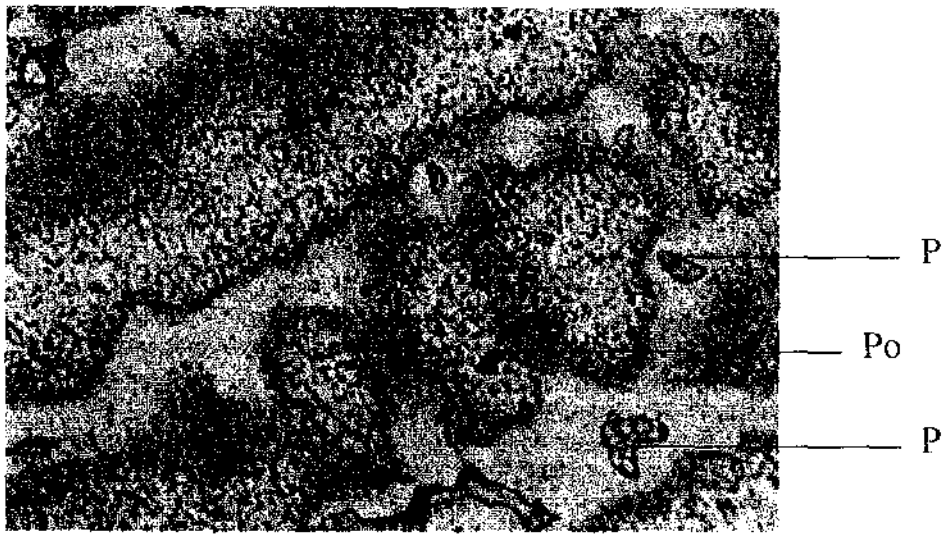


FIGURA 45 – Micrografia da liga à base de NiCr na condição T2; Ataque: água régia, 500X (Po = porosidade; P = precipitado).

As micrografias da liga à base de NiCr deste estudo mostram uma microestrutura dendrítica bruta de fusão com presença de porosidades semelhante às encontradas por Lewis[31] (1979). Com a liga fundida acima da temperatura recomendada pelo fabricante, essa microestrutura mostrou-se menos refinada e com mais porosidades.

Lewis[27] (1975) observou uma fase interdendrítica com estrutura lamelar num lingote original de uma liga à base de NiCr e áreas de microporosidades. Segundo esse autor a morfologia do tipo lamelar é considerada a forma normal produzida com um resultado da solidificação eutética. Numa primeira fundição observou estruturas

lamelares com distribuição interdendrítica. A microestrutura do metal sobreaquecido exibia três características:

a) ausência da fase acicular;

b) ausência da fase eutética interdendrítica;

c) ausência da fase interdendrítica linear fina.

A fase eutética interdendrítca é identificada como um carbeto por causa: a) alta concentração de carbono na liga; b) a alta solubilidade líquida do carbono no níquel; c) sua similaridade morfológica aos carbetos dos outros sistemas. Segundo o autor, a progressiva eliminação desses é provavelmente o fator principal responsável pela perda de resistência mecânica da liga. Essas microestruturas são semelhantes às encontradas nessa pesquisa.

Lewis[29] (1977) estudou padrões de fundições (ADA nº 14) a partir de liga à base de Ni e subsequentemente submeteu-as ao ensaio de tração e observou-as no MEV. As ligas à base de Ni exibiram uma forte tendência à cristalização dendrítica como evidenciado também nesse trabalho.

Segundo Lewis[28] (1977) as fundições por indução de ligas à base de NiCr e CoCr apresentam duas desvantagens relacionadas com a rápida elevação da temperatura:

a) possibilidade de sobreaquecimento;

b) desenvolvimento em gradiente de temperatura dentro da liga no tempo de fundição.

O sobreaquecimento resultará em solução aumentada de gases do meio ambiente pela liga fundida e sua eliminação subsequente durante o resfriamento poderá desenvolver microporosidades, como observado nas ligas sobreaquecidas desse estudo.

Lewis[31] (1979) diz que a solidificação das fundições produzidas por ligas à base de NiCr inicialmente envolve a formação de um esqueleto dendrítico seguido por um preenchimento no processo que ocorre interdendriticamente. O primeiro sólido a formar é essencialmente as soluções de NiCr, e em cada caso os dois elementos estão presentes em proporções estritamente correspondentes aquelas determinadas para as ligas. Seria esperado que essa composição de elementos primários seria mantida durante a solidificação subsequente e o estudo mostrou que esta é geralmente a situação dentro da matriz.. A microscopia óptica da liga à base de níquel mostra uma zona transicional existente entre a matriz e as

formações eutéticas interdendríticas, como evidenciadas na atual pesquisa.

5.3.3 Ensaio de tração

Os resultados dos ensaios de tração e seus respectivos dados estatísticos da liga de NiCr, podem ser observados na Tabela 36 e Figuras 48, 49 e 50.

As Figuras 46 e 47 mostram os gráficos das médias dos ensaios de tração nas condições T1 e T2.

Tabela 36 - Resultados obtidos dos testes de tensão de ruptura, alongamento e limite convencional de escoamento, da liga de NiCr.

	Alongamento (%)		Tensão de Ruptura (MPa)		Limite convencional de escoamento (MPa)	
	T1	T2	T1	T2	T1	T2
Valor Máximo	42,7	40,8	564,6	552,9	332	343
Valor Mínimo	21,2	29,2	431,9	438,3	299	304
Média	31,2	36,4	489,3	511,8	317,2	322,7
Desvio padrão	7,05	3,9	55,6	45,2	12,6	15,0

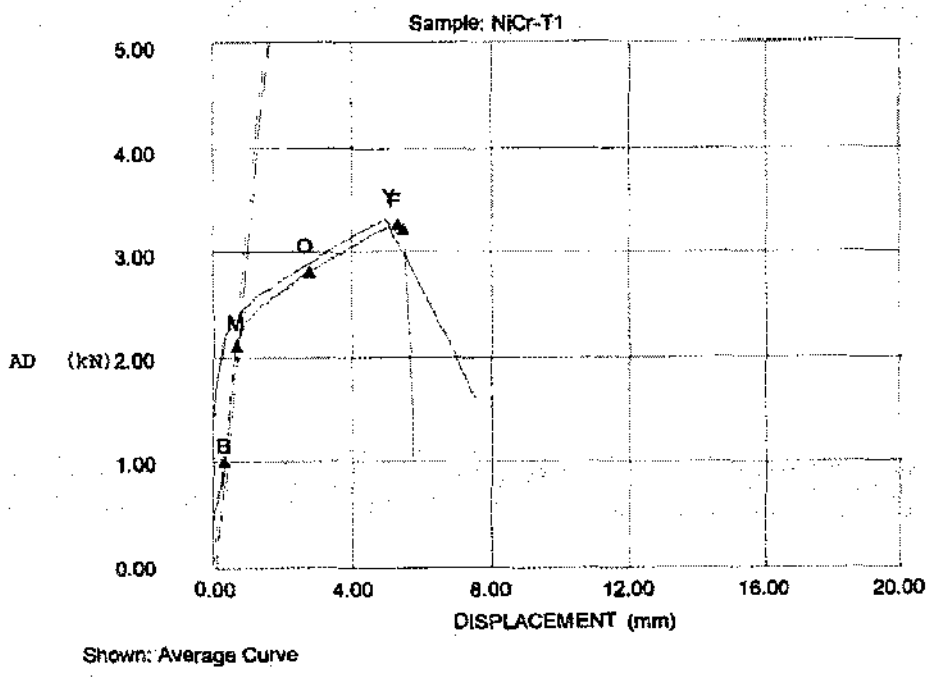


FIGURA 46 – Gráfico da média dos ensaios de tração da liga de NiCr na condição T1.

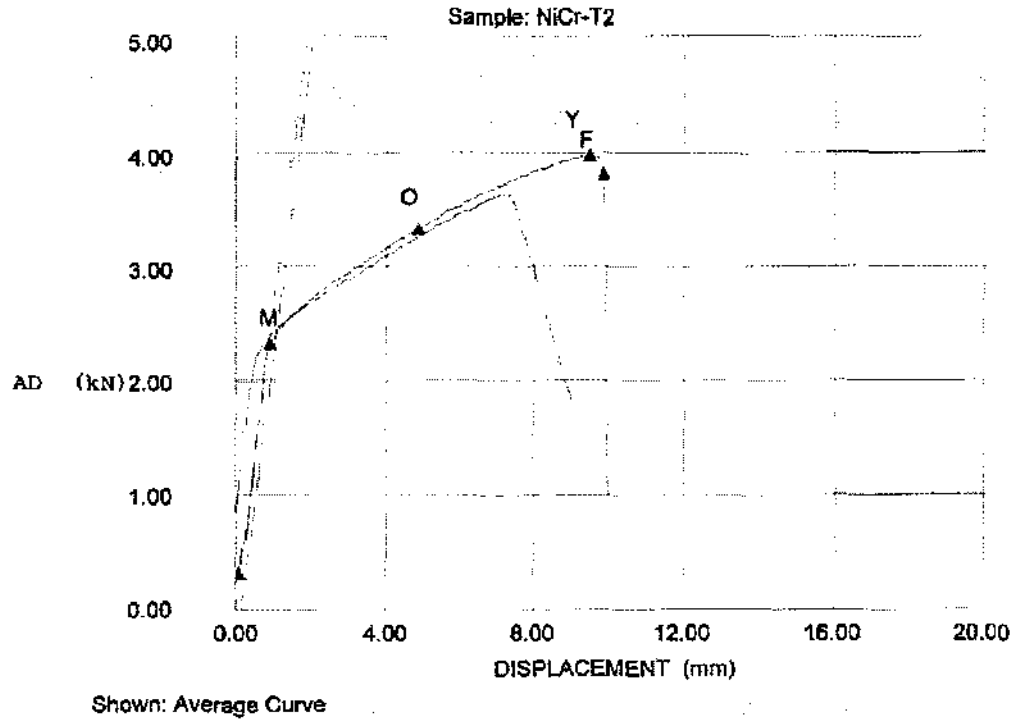


FIGURA 47 – Gráfico da média dos ensaios de tração da liga de NiCr na condição T2.

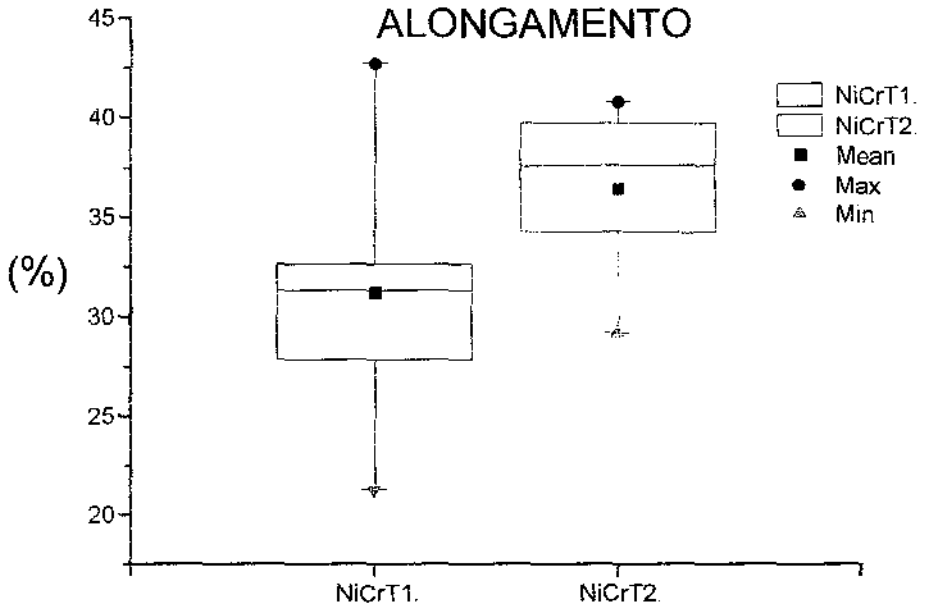


FIGURA 48- Liga de NiCr nas condições T1 e T2 – análise estatística do alongamento.

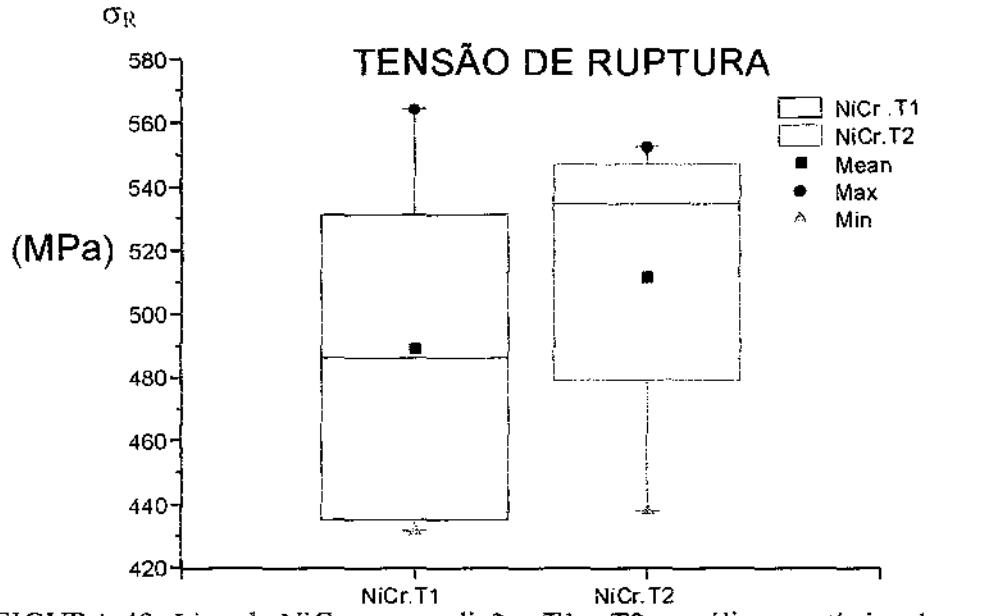


FIGURA 49- Liga de NiCr nas condições T1 e T2 – análise estatística da ruptura á tensão.

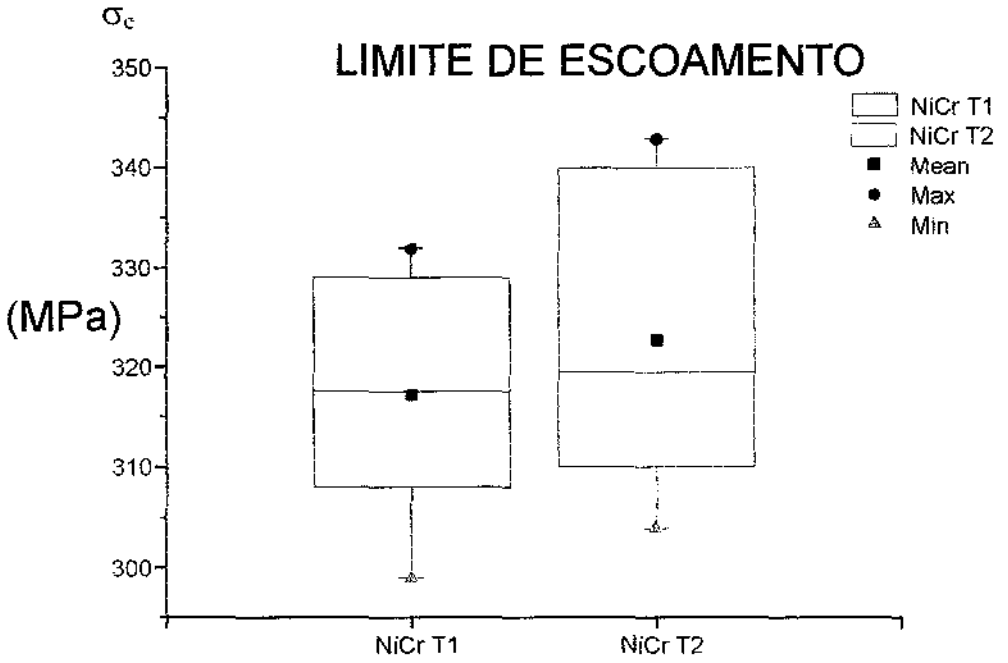


FIGURA 50 - Liga de NiCr nas condições T1 e T2 – análise estatística do limite de escoamento.

Ao valores da tensão de ruptura e do limite de escoamento para as condições T1 e T2 da liga de NiCr são estatisticamente idênticos, como observado nas Figuras 49 e 50. O alongamento apresenta valor maior na condição T2 do que na T1, Figura 48, isto pode ser explicado pelo microestrutura mais homogênea da condição T2, Figuras 41 e 42; 44 e 45, respectivamente.

Os resultados do teste de resistência à tração da liga de NiCr estão de acordo com o relatado por Phillips[43] (1993), mas os

valores de alongamento são maiores do que os encontrados por esse autor.

Van Noort[54] (1994), Tabela 19, obteve uma resistência à tração de 644 MPa e um alongamento de 10% para a liga Conspan VS (à base de NiCr) e de 6% para a liga Resistal P (à base de NiCr). Baran[6] (1983) relatou para ligas de NiCr: Wiron S uma resistência à tensão de 706 MPa e um alongamento de 6%. E para a Wiron 77, uma resistência de 704 MPa. Esses valores de alongamento são inferiores e o de resistência à tração, superior comparando-os com os obtidos neste estudo.

As valores de alongamento de T1 e T2 são próximos às das ligas Ultratek, Microbond NP/2 e Litecast (24%, 27% e 28%, respectivamente) (Baran[6],1983).

5.3.4 Ensaio de dureza

Os resultados obtidos no ensaio de dureza Vickers aplicado na liga de NiCr e sua análise estatística correspondentes podem ser verificadas na Tabela 37 e Figura 51.

Tabela 37 - Dureza Vickers da liga de NiCr nas condições CR, T1 e T2.

CR	T1	T2
177,6	199,3	199,9
180,6	193,3	196,4
170,2	187,8	187,8
175,9	199,6	185,2
172,5	196,7	192,5
177,8	191,9	196,4
176,3	184,1	193,6
180,8	187,3	201,1
177,4	190,3	194,7
174,4	182,8	191,9
Max. – 180,8	**Max.** – 199,6	**Max.** – 201,1
Min. – 170,2	**Min.** – 182,8	**Min.** – 185,2
Dif – 10,6	**Dif** – 16,8	**Dif** – 15,9
Média – 176,3	**Média** – 191,3	**Média** – 193,9
Desvio – 3,3	**Desvio** – 5,9	**Desvio** – 4,9

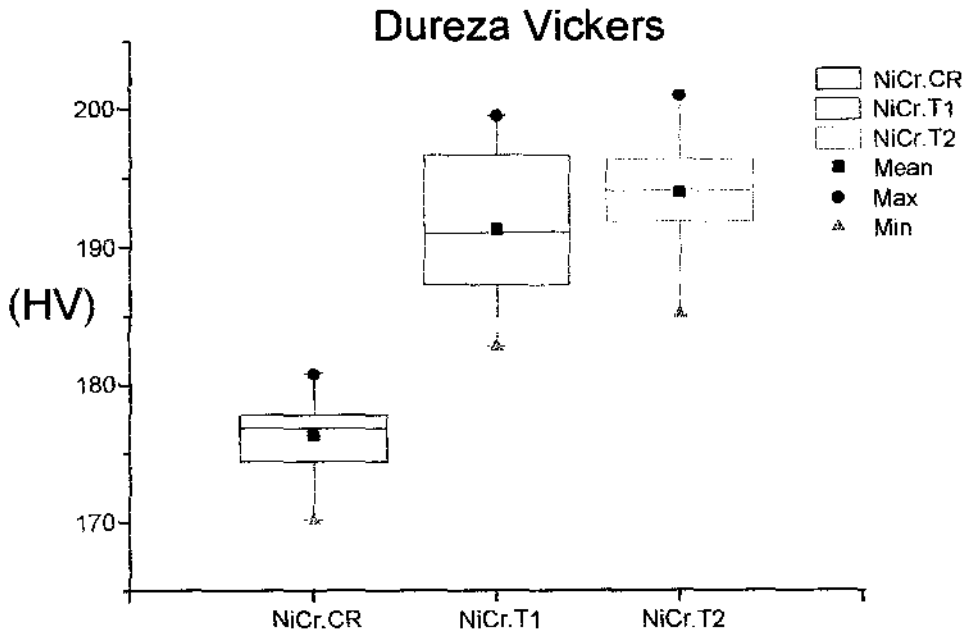


FIGURA 51- Dureza Vickers da liga de NiCr nas condições CR, T1 e T2 – análise estatística.

Os valores da dureza Vickers para a liga de NiCr nas condições T1 e T2 são estatisticamente idênticas e maiores do que na condição CR, Tabela 37 e Figura 52. Esses resultados concordam com Baran[6] (1983) e Phillips[43] (1993), para a liga Wiron na temperatura recomendada pelo fabricante.

Moffa et al.[35] (1983) testando comparativamente duas ligas à base de NiCr com a liga convencional de ouro, concluem que a dureza Vickers é 174 para a liga áurica e 270-310 para as ligas não-áuricas. Esses valores para ligas não-áuricas são superiores às encontradas nesse estudo.

6 CONCLUSÕES

6.1 Ligas de AgPd

6.1.1 Os resultados observados para a liga de AgPd mostram que não houve variação significativa na composição dos elementos Ag, Pd e Au nas três condições estudadas, porém para o elemento Cu houve uma pequena redução na sua concentração nas condições T1 e T2.

6.1.2 As microestruturas obtidas para a liga à base de AgPd como recebida mostram uma microestrutura bruta de fusão com a presença de precipitados em toda matriz da liga. Nota-se também que a microestrutura do material encontra-se orientada conforme a direção do processo de laminação sofrido. Na condição de temperatura de fundição acima da recomendada pelo fabricante observa-se uma microestrutura bifásica (fase clara e fase escura), dendrítica com porosidades. Na condição de temperatura acima da recomendada pelo fabricante houve maior quantidade de fase clara.

6.1.3 A tensão de ruptura na condição T1 é numericamente maior que na T2 para a liga de AgPd. Por outro lado, o alongamento e o escoamento possuem valores muito próximos sendo estatisticamente idênticos.

6.1.4 A liga no estado como recebida apresentou maior dureza Vickers e não houve diferença estatisticamente significante entre T1 e T2.

6.1.5 Clinicamente pode-se intuir que não haverá alterações, pois, na faixa de temperaturas estudadas, não houve diferenças significativas nas propriedades mecânicas avaliadas.

6.2 Ligas de CoCr

6.2.1 Para a liga CoCr observou-se uma variação insignificante na composição dos elementos Co, Cr, C, Mo, Ni e Fe e uma redução significativa nos elementos Mn e Si nas condições T1 e T2, quando comparadas com a condição CR.

6.2.2 Na análise microestrutural da liga à base de CoCr como recebida evidenciou-se uma microestrutura dendrítica bruta de

fusão bem definida com a presença de precipitados e porosidades em toda a área analisada. Com a fundição na temperatura recomendada (próxima da temperatura de fusão da liga) pelo fabricante aumentou a quantidade de precipitados. Numa temperatura acima da recomendada houve uma menor segregação interdendrítica e menor quantidade de precipitados.

6.2.3 Os valores de alongamento encontrados na liga de CoCr nas condições T1 e T2 são estatisticamente semelhantes. Os valores do limite de escoamento elástico e a tensão de ruptura foram maiores na condição T2 do que em T1.

6.2.4 Os valores da dureza Vickers para a liga de CoCr na condição T2 é maior do que em T1 e ambas são inferiores do que a condição CR.

6.2.5 Clinicamente pode-se intuir que não haverá alterações, pois, na faixa de temperaturas estudadas, não houve diferenças significativas nas propriedades mecânicas avaliadas.

6.3 Ligas de NiCr

6.3.1 Na liga de NiCr observa-se que a composição química dos elementos Ni, Cr, Mo, C , Nb e Fe permanecem praticamente constantes nas três condições estudadas. Para os elementos Si e Ce houve uma redução significativa nas suas composições nas condições T1 e T2, quando comparadas com a condição CR.

6.3.2 As micrografias da liga à base de NiCr deste estudo mostram uma microestrutura dendrítica bruta de fusão com presença de porosidades. Com a liga fundida acima da temperatura recomendada pelo fabricante, essa microestrutura mostrou-se menos refinada e com mais porosidades.

6.3.3 Ao valores da tensão de ruptura e do limite de escoamento para as condições T1 e T2 da liga de NiCr são estatisticamente idênticos. O alongamento apresenta valor maior na condição T2 do que na T1.

6.3.4 Os valores da dureza Vickers para a liga de NiCr nas condições T1 e T2 são estatisticamente idênticas e maiores do que na condição CR.

6.3.5 Clinicamente pode-se intuir que não haverá alterações, pois, na faixa de temperaturas estudadas, não houve diferenças significativas nas propriedades mecânicas avaliadas.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS*

1 AMERICAN DENTAL ASSOCIATION. *Guide to dental materials and devices:* specification nº 5 for dental casting gold alloy. 6.ed. Chicago: ADA, 1972,p.182-5 apud MONDELLI, J. *Ligas alternativas para restaurações fundidas.* São Paulo: Panamericana,1995. p.4.

2 AMERICAN DENTAL ASSOCIATION. Council on dental materials, instruments and equipment. Status report on low-gold content alloys for fixed prostheses. *J. Am. Dent. Assoc.*, v.100, p.237-40, Feb. 1980.

3 ANUSAVICE, K.J. Noble metal alloys for metal-ceramic restorations. *Dent. Clin. North Am.*, v.29, n.4, p.789-803, Oct. 1985.

4 ASGAR, K., PEYTON, F.A. Effect of microstructure on the physical properties of cobalt-base alloys. *J. Dent. Res.*, v. 40, n.1, p. 63-72, Jan/Feb. 1961.

5 ASGAR, K., PEYTON, F.A. Effect of castings conditions on some mechanical properties of cobalt-base alloys. *J. Dent. Res.*, v. 40, n.1, p. 73-86, Jan/Feb. 1961.

* Baseado em:
ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, Rio de janeiro. *Referências Bibliográficas NBR 6.023.* Rio de Janeiro, 1989. 19p.

6 BARAN, G.R. The metallurgy of Ni-Cr alloys for fixed prosthodontics. *J. Prosthet. Dent.*, v.50, n.50, p.639-50, Nov. 1983.

7 BESSING, C., BERGMAN, M. Metallographic characterization of four alternative alloys intended for fixed prostheses. *Acta Odontol. Scand.*, v. 44, n.2, p.101-12, Apr.1986.

8 BJÖRN, E., HEDEGARD, B. Element distribution in gold platinum alloys: a pilot study with the electron micro-probe. *Acta Odontol. Scand.*, v.23, p.323-34,1965.

9 BUMGARDNER, J.D., LUCAS, L.C. Surface analysis of nickel-chromium dental alloys. *Dent. Mater.*, v.9, n.4, p. 252-59, July 1993.

10 CHEN, K.I, CHERNLIN, J.H., JU, C.P. Microstructure and segregation behavior of palladium in silver-cooper-palladium alloys. *J. Dent. Res.*, v.75, n.7, p.1497-502, July 1996.

11 DIE MODERNE. Palliag-Verarbertung. *Degussa-Brief*, v.13, p.1-8, 1951 apud MONDELLI, J. *Ligas alternativas para restaurações fundidas*. São Paulo: Panamericana,1995. p.26.

12 DIETER, G.E. *Metalurgia mecânica. 2. ed.* Rio de Janeiro: Guanabara Koogan, 1981. p. 2-13, 282-331, 385-418.

13 DRAPAL, S., POMAJBIK, J. Segregation in precious-metal dental-casting alloys. *J. Dent. Res.*, v.72, n.3, p.587-91, Mar. 1993.

14 DYER, D.W. Silver castings for preservation of mesiodistal relationship of deciduos arch. *Dent. Dig.*, v. 43, p. 577-81,1973.

15 GETTLEMAN, L. Status report on low-gold-content alloys for fixed prostheses. Council on Dental Materials, Instruments ans Equipaments. *J. Am. Dent. Assoc.*, v.100, p.237-40, Feb. 1980.

16 GOODACRE, C.J. Palladium-silver alloys: a review of the literatrure. *J. Prosthet. Dent.*, v.62, n.1, p.34-7, July 1989.

17 GUASTALDI, A.C et al. Metallurgical evaluation of a copper-based alloy for dental castings. *Quintessence Int.*, v.22, n.8, p.647-52,1991.

18 GUY, A.G. *Ciência dos materiais*. Trad. J.R. da Silva. São Paulo: LTC, Ed. da Universidade de São Paulo, 1980. 435p.

19 HERO, H., JORGENSEN, R., SORBRODEN, E. A low-gold dental alloy: structure and segregations. *J. Dent. Res.*, v.61, n.11, p.1292-8, Nov.1982.

20 HINMAN, R.W. et al. A technique for characterizing casting behavior of dental alloys. *J. Dent. Res.*, v.64, n.2, p.134-8, Feb. 1985.

21 HUGET, E. F., CIVJAN, S. Status report on palladium-silver-based crown and bridge alloys. Council on Dental Materials and Devices. *J. Am. Dent. Assoc.*, v.89, p. 383-5, Aug. 1974.

22 JOHNSON, L.N. The physical properties of some alternative alloys. *Int. Dent. J.*, v.33, n.1, p.41-8,1983.

23 LEWIS, A.J. The analysis and compositional evaluation of a nickel base partial denture casting alloy. *Aust. Dent. J.*, v. 19, n.16, p.389-94, Dec. 1974.

24 LEWIS, A.J. Changes in the composition of a nickel-base partial denture casting alloy upon fusion and casting. *Aust. Dent. J.*, v.20, n. 1, p.14-8, Feb. 1975.

25 LEWIS, A.J. The effects of remelting on the mechanical properties of a nickel base partial denture casting alloy. *Aust. Dent. J.*, v.20, n.2, p.89-93, Apr. 1975.

26 LEWIS, A.J. The metallography of a nickel base casting alloy. *Aust. Dent. J.*, v.20, n.5, p.298-303, Oct. 1975.

27 LEWIS, A.J. Metallography changes and phase identification in a nickel base alloy upon fusion and casting. *Aust. Dent. J.*, v.20, n.6, p.378-83, Dec. 1975.

28 LEWIS, A.J. The effect of variation in the technique of metal fusion on the development of internal porosity in cast structures. *Aust. Dent. J.*, v. 22, n.5, p. 356-9, Oct. 1977.

29 LEWIS, A.J. The mechanism of tensile failure in a nickel-base casting alloy. *J. Dent. Res.*, v.56, n.6, p.631-4, June 1977.

30 LEWIS, A.J. The effect of carbon on the metallography of a nickel base removable partial denture casting alloy. *Aust. Dent. J.*, v.24, n.2, p.90-3, Apr. 1979.

31 LEWIS, A.J. An eletron microprobe investigation of the extent of microsegregation occuring in base metal dental casting alloys. *Aust. Dent. J.*, v.24, n.3, p.171-3, June 1979.

32 MEYER, J.M. et al. Evaluation of alternative alloys to precious ceramic alloys. 1.Mechanical properties. *J. Oral Rehabil.*, v. 6, n.3, p.291-309, July 1979.

33 MEZGER, P.R. et al. Metallurgical aspects of high-palladium alloys. *J. Dent. Res.*, v.67, n.10, p.1307-11, Dec. 1988.

34 MEZGER, P.R. et al. Metallurgical aspects and corrosion behavior of yellow low-gold alloys. *Dent. Mater.*, v.5, n.5, p.350-4, Sept. 1989.

35 MOFFA, J.P. Alternative dental casting alloys. *Dent. Clin. North Am.*, v. 27, n.4, p. 733-46, Oct. 1983.

36 MONDELLI, J. *Ligas alternativas para restaurações fundidas.* São Paulo: Panamericana,1995. 353p.

37 MORRIS, H.F. Veterans Administration Cooperative Studies Project N°. 147/242. Part VII: The mechanical properties of metal ceramic alloys as cast and after simulated porcelain firing. *J. Prosthet. Dent.*, v. 61, n.2, p.160-9, Feb. 1989.

38 MORRIS, H.F. Veterans Administration Cooperative Studies Project N°.147. Part IX: A comparison of the mechanical properties of several alternative metal ceramic alloys cast in clinical and research laboratories. *J. Prosthet. Dent.*, v. 62, n.2, p.146-53, Oct. 1989.

39 MUENCH, A. Ligas alternativas com baixo conteúdo de ouro. *Odontol. Mod.*, v.15, n.3, p.36-8, Apr. 1988.

40 OILO, G., GJERDET, N.R. Dental casting alloys with a low content of noble metals: physical properties. *Acta Odontol. Scand.*, v.41, n.2, p.111-6, 1983.

41 PADILHA, A.F., AMBROZIO FILHO, F. *Técnicas de análise microestrutural.* São Paulo: Hemus, 1985. 190p.

42 PAFFENBARGER, G.G., CAUL, H.J., DICKSON, G. Base metal alloys for oral restoration. *J. Am. Dent. Assoc.*, v.30, p.852-62,1943.

43 PHILLIPS, R.W. *Materiais dentários de Skinner.* Trad. D.F. Vieira, 9. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Koogan, 1993. 334p.

44 PRYOR, W.J. A palladium silver alloy used for full denture base plate. *Dent. Summary,* v.44, p.570-3, 1924.

45 RAPER, A.R., RHODES, E.C. A method of improving the properties of dental casting alloys. *Br. Dent. J.*, v.' 61, p.204-11,1936.

46 REISBICK,M.H.,BRANTLEY,W.A. Mechanical property and microstructural variations for recast low-gold alloy. *Int. J. Prosthod.*, v.08, n.4, p.346-50,1995.

47 ROEBUCK, L.N. Casting aluminium inlays. *Am. Dent. J.*, v.13, p.527-9, 1915.

48. SELBACH, F.W. Gold alloys, carat standards and specific volume. *Dent. Abstract.*, v. 1, p.620, Oct. 1956.

49 SHELL, J.S. Microscopic comparison of two gold alloys. *J. Am. Dent.*, v.12, p.801-6,1925.

50 SILVA FILHO, C.E., MUENCH, A. Propriedades mecânicas, físicas e de corrosão, e custo relativo de uma liga com baixo conteúdo de ouro (46%). *Rev. Odontol. Univ. São Paulo,* v.03, n.3, p.390-3, Jul./Set. 1989.

51 SIMONETTI, E.L., TSCHIPTSCHIN, A.P. Ligas metálicas do sistema prata-estanho: variações microestruturais e propriedades mecânicas. *Ars Cvrandi Odontol.*, v. 3, p. 30-8, June 1977.

52 SOUZA, P.C.R.D. *Estudo de ligas odontológicas aplicadas em próteses sobre implantes soldadas por laser e brasagem.* São Paulo, 1999 (Relatório FAPESP – Proc. nº 98/11096-7).

53 SOUZA, S.A. *Ensaios mecânicos de materiais metálicos:* fundamentos teóricos e práticos. 5.ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1982. 286p.

54 VAN NOORT, R. *Introduction of dental materials*. 3.ed. London: Mosby, 1994.

55 VAN VLACK, L.H. *Princípios de ciência dos materiais*. Trad. L. P.Camargo Ferrão. 8.ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1988.

56 VERMILYEA, S.G., HUGET, E.F., VILCA, J.M. Observations on gold- palladium-silver and gold-palladium alloys. *J. Prosthet. Dent.*, v.44, p.294-9,1980.

57 VERMILYEA, S.G et al. Metallurgical structure and microhardness of four new palladium-based alloys. *J. Prosthod.*, v. 5, n.4, p.288-94, Dec. 1996.

58 VIEIRA, D.F. *Metais e ligas metálicas*. 2.ed. São Paulo: Edgard Blücher,1967. 202p.

OLIVIERI, K.A.N. *Análise Química, microestrutural, determinação das propriedades mecânicas e dureza de ligas odontológicas fundidas em diferentes temperaturas: AgPd, CoCr e NiCr.* São José dos Campos,2000. 152p. Dissertação (Mestrado em Odontologia) – Faculdade de Odontologia de São José dos Campos, Universidade Estadual Paulista.

RESUMO

As restaurações metálicas fundidas são utilizadas em odontologia desde o século passado. Atualmente dispõe-se de recursos que possibilitam a obtenção de fundições mais precisas, graças ao aparecimento de novos materiais, de técnicas mais acuradas e, principalmente pelo fato do processo de fundição ser enfocado de maneira mais científica. O objetivo desse trabalho foi avaliar o desempenho metalúrgico e mecânico de ligas odontológicas quando submetidas a diferentes temperaturas. Para cada liga, Wiron 99 – Bego (NiCr), Wironit- Bego (CoCr) e Palliag M- Degussa (AgPd), foram obtidos, pela técnica de fundição por cera perdida, 20 corpos-de-prova, divididos em dois grupos de 10, fundidos em duas diferentes temperaturas: a) recomendada pelo fabricante (T1); b) acima da temperatura recomendada (T2), perfazendo um total de 60 corpos-de-prova. Foram realizadas análises químicas e metalográficas, por microscopia óptica, das ligas nas condições como recebida, T1 e T2. Também fez-se ensaios de tração de dureza Vickers nas condições T1 e T2. As microestruturas foram semelhantes nas condições CR, T1 e T2, sendo um pouco melhores na condição T1 que em T2. Os resultados não evidenciaram diferenças estatisticamente significantes para as respectivas ligas estudadas para as análises químicas e para os ensaios mecânicos. A dureza mostrou-se maior na condição como recebida em comparação à T1 e T2.

Palavras - chaves: Ligas odontológicas, prata-paládio, cobalto-crômio, niquel-crômio; temperatura de fundição, análise química, análise metalográfica, propriedades mecânicas, dureza Vickers.

OLIVIERI, K.A.N. *Chemical and microstructural analysis, mechanical properties and hardness of dental alloys in different temperatures: AgPd, CoCr and NiCr.* São José dos Campos,2000. 152p. Dissertação (Mestrado em Odontologia) – Faculdade de Odontologia de São José dos Campos, Universidade Estadual Paulista.

ABSTRACT

The metal restorations are used in Dentistry since last century. Nowadays we have resources that can to get castings more accurate, with news materials and equipments and techniques more precises continue to be introduced with regularity in the scientific area. The purpose of this study was evaluates the metallurgical aspects of the dental alloys when they were submitted to different castings temperatures. To each alloy, Wiron 99 – Bego (NiCr), Wironit – Bego (CoCr) and Palliag M – Degussa (AgPd), were cast, with lost wax technique, 20 specimens, separeted in two groups of 10 each one, in two different casting temperatures: a) in accordance with the manufactures' instructions (T1); b) above manufactures'instructions (T2). It was done chemical and metallographic analysis wich optical microscope in the alloys in these conditions: no cast, T1 and T2. It was determined mechanical properties and hardness (T1 and T2). The microstructures were similar to no cast, T1 and T2, but T1 was few better than T2. The results didn't show significantly differences statistics to chemical analysis and to mechanical properties. The hardness were larger in T1 and T2 than no cast.

Key-words: Dental alloys (AgPd, CoCr and NiCr alloys), casting temperatures, chemical analysis, metallographic analysis, mechanical properties and Vickers hardness.

Autorizo a reprodução xerográfica deste trabalho.

São José dos Campos, 20 de julho de 2000.

