

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO:

RESISTÊNCIA MECÂNICA E MICROESTRUTURA DE  
DUAS LIGAS ODONTOLÓGICAS FUNDIDAS A BASE  
DE COBALTO

Wyser José Yamakami *n/14*

Engenheiro Mecânico

Área de Concentração: Engenharia de Materiais

Orientador:

Prof. Dr. Itamar Ferreira *K*

Número de Publicação FEM: 09/94

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL  
DA TESE DEFENDIDA POR Wyser José  
YAMAKAMI E APROVADA PELA  
COMISSÃO JULGADORA EM 16 / 06 / 94.

*Itamar*

ORIENTADOR

CAMPINAS  
UNICAMP/1994



**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**TESE DE MESTRADO**

**TÍTULO: "RESISTÊNCIA MECÂNICA E MICROESTRUTURA DE DUAS  
LIGAS ODONTOLÓGICAS FUNDIDAS A BASE DE COBALTO"**

**AUTOR: WYSER JOSÉ YAMAKAMI**

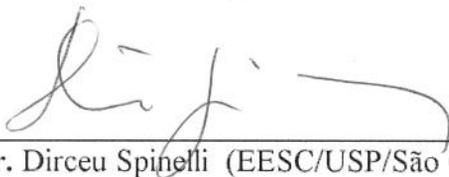
**ORIENTADOR: ITAMAR FERREIRA**

Aprovado por



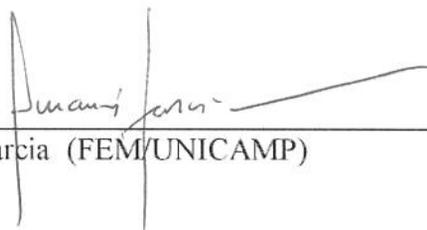
---

**Prof. Dr. Itamar Ferreira (FEM/UNICAMP), Presidente**



---

**Prof. Dr. Dirceu Spinelli (EESC/USP/São Carlos)**



---

**Prof. Dr. Amauri Garcia (FEM/UNICAMP)**

Campinas, 16 de junho de 1994.

# RESISTÊNCIA MECÂNICA E MICROESTRUTURA DE DUAS LIGAS ODONTOLÓGICAS FUNDIDAS A BASE DE COBALTO

## RESUMO

As ligas a base de Cobalto são utilizadas em diversos tipos de aplicações; seja em turbinas de avião, ferramentas de corte, válvulas cardíacas ou próteses ortopédicas. Na Odontologia, elas são utilizadas na confecção de próteses a mais de meio século, devido às suas características adequadas a esta aplicação (biocompatibilidade, resistência mecânica, resistência ao desgaste e à oxidação, baixa densidade, boa fundibilidade). Mas, a incidência de falhas de próteses odontológicas é um grande problema ainda não resolvido e que representa inconvenientes e gastos tanto para os usuários como para os profissionais da área. Certamente o fato da Odontologia não controlar rigidamente os parâmetros do processo de fundição (temperatura de vazamento, temperatura do molde, atmosfera ambiente) propicia a formação de defeitos (vazios, microsegregação, inclusões) que prejudicam as propriedades mecânicas e facilitam o processo de fratura. Este trabalho tem por objetivos analisar a microestrutura e as propriedades mecânicas de tração de duas ligas odontológicas: Steeldent e Dentorium, fundidas em duas condições: 1) 100% liga nova (sem refusão de material); 2) 50% liga nova (introdução de 50% em peso do mesmo material já fundido e 50% em peso de liga nova). Observou-se que a liga Dentorium 50% liga nova apresentou carbonetos pequenos e uniformemente distribuídos, refletindo em um maior alongamento total em relação às ligas Dentorium 100% liga nova e Steeldent em ambas condições. As ligas apresentaram espaçamento interdendrítico pequeno (aproximadamente 10  $\mu\text{m}$ ), e segregação ao longo dos contornos de grão. As ligas Steeldent e Dentorium apresentaram, em média, limites de escoamento bem próximos (683, 702, 740 e 699 MPa para ligas Steeldent 100 e 50% e, Dentorium 100 e 50% liga nova, respectivamente), enquanto a tensão de fratura foi, em média, menor para as ligas Steeldent 100 e 50% liga nova (845 e 844 MPa, respectivamente) em relação às ligas Dentorium 100 e 50% liga nova (917 e 916 MPa, respectivamente), as quais, aparentemente, possuem um menor percentual de vazios localizados na superfície de fratura. Em média, não houve diferença, para cada liga, na tensão de fratura obtida para as duas diferentes condições. Devido à sensível dispersão das propriedades mecânicas, foram realizados testes de hipóteses com 90% de confiança, mostrando que as propriedades mecânicas foram estatisticamente iguais para todas as ligas, com exceção do alongamento total, que apresentou valores significativamente maiores para a liga Dentorium 50% liga nova em relação às demais ligas e condições. As fractografias mostram uma fratura predominantemente interdendrítica em ambas as ligas, com presença de maior ou menor quantidade de "dimples" dependendo do maior ou menor alongamento total observado.

## MECHANICAL STRENGTH AND MICROSTRUCTURE ANALYSIS FOR TWO CASTINGS COBALT ODONTOLOGICAL ALLOYS

### ABSTRACT

Cobalt alloys are utilized in various applications, including aeroplane turbines, cutting tools, cardiac valves and prosthesis. These alloys have been used in dentistry for more than half a century in prosthesis, because of their excellent characteristics in terms of biocompatibility, strength, oxidation resistance, density, and castability. But, the fail incidence of partial denture framework is a big unsolved problem, meaning inconvenience to the users, dentists and so on. In dentistry there is no good control of the casting process parameters (pouring temperature, mould temperature and furnace atmosphere) and, as a result, excessive casting defects formation with deleterious effect on the mechanical properties. The microstructure and the tensile mechanical properties of two cast cobalt odontological alloys - Steeldent and Dentorium - cast in two different conditions (100% new alloy and 50% - in weight - new alloy plus 50% from remelted alloy) are analysed. It was observed that in Dentorium 50% new alloy there are small carbides in a uniform distribution and, as a result, higher elongation was found when comparing to Dentorium 100% new alloy and to Steeldent alloy in both conditions. The alloys presented small interdendritic spacing (approximately 10  $\mu\text{m}$ ) and grain-boundary segregation. Yield stress medium values for Steeldent and Dentorium alloys were very closed (683, 702, 740 and 699 MPa for the Steeldent 100 e 50% alloys and, Dentorium 100 e 50% new alloy, respectively), while the fracture stress was lower for the Steeldent alloys 100 e 50% new alloy (845 and 844 MPa, respectively) in relation to the Dentorium alloys 100 and 50% new alloy (917 and 916 MPa, respectively). The later alloys showed low voids level in the fracture surface. There is no significant differences in comparing stress fracture on both conditions for each alloy. Due to the significant scattering of the mechanical properties, tests of hypothesis were performed, and showed that the mechanical properties were statistically equal for all alloys, with exception of the elongation, that presented higher values to alloys Dentorium 50% new alloy when comparing with other alloys and conditions. The fractography showed a predominance in terms of interdendritic fracture for both alloys and, in same cases, presence of dimples in quantities depending on the elongation.

**Aos meus pais, que sempre me incentivaram a trabalhar pelos meus ideais nobres, ajudando-me a colocar as últimas pedras nas realizações em que me propunha a fazer.**

## ***AGRADECIMENTOS:***

Este trabalho se faz presente graças ao trabalho, colaboração, incentivo, amizade e dedicação de professores, técnicos, amigos e familiares, aos quais deixo aqui os meus sinceros agradecimentos, respeito e carinho.

Em primeiro lugar, agradeço ao meu Orientador Itamar Ferreira que com seu conhecimento, experiência, dedicação e amizade muito contribui na realização deste trabalho.

Agradeço aos professores Amauri Garcia, Ricardo Enrique Medrano, Sérgio Tonini Buton, Rubens Caram, Ana Maria Martinez Nazar e Rodnei Bertazzoli pelos esclarecimentos de dúvidas, sugestões e empréstimos de equipamentos.

À Sra. Rita Helena Buso Jacon pela grande ajuda na execução de ensaios e análises imprescindíveis a este trabalho e, por sua constante e contagiante alegria, tornando o ambiente de trabalho mais acolhedor.

Ao Sr. Laerte, José Luis, Carmem, Maria José, Daniel, Cláudia e Paulo por sua atenção e valiosa colaboração.

Aos colegas Euler e Cristian, do Instituto de Química, pelas sugestões e empréstimo de equipamentos.

Aos colegas Plínio, Beatriz, Mirian, Ernandes, Manassés, Jaime, Angelo, Rogério, Amador, Fernando Azevedo, Noberto, Ana Paula, Adriana e Jozeti, pelo incentivo, sugestões e empréstimos de materiais durante este tempo de trabalho.

Ao colega Fernando Cambiuci, pelo esclarecimento de dúvidas, troca de idéias, empréstimo de equipamento e pelo incentivo no decorrer deste trabalho.

Finalmente, agradeço aos meus familiares, principalmente meus pais, Rikio Yamakami e Dayse Pereira, minha noiva, Solange, por seu incentivo, ajuda, amor e compreensão nos momentos de desalento e cansaço.

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b>	<b>01</b>
1.1 OBJETIVOS	04
<b>2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	<b>05</b>
2.1 INTRODUÇÃO	05
2.2 DIAGRAMA DE FASE DE LIGAS A BASE DE COBALTO	08
2.2.1 Sistemas Binários	09
2.2.2 Sistemas Ternários	13
2.2.3 Sistemas Quaternários	20
2.3 FORMAÇÃO DAS ESTRUTURAS DE FUNDIÇÃO	20
2.3.1 Distribuição de Solute durante Solidificação	21
2.3.2 Formação de Estruturas Celular e Dendrítica	25
2.4 FUNDIÇÃO	28
2.4.1 Vantagens da Fundição	29
2.4.2 Métodos de Moldagem utilizado na Odontologia	30
2.5 FORMAÇÃO DOS DEFEITOS DE FUNDIÇÃO	32
2.6 TRATAMENTOS TÉRMICOS E MICROESTRUTURA	35
2.6.1 Ligas de Cobalto para Altas Temperaturas	36
2.6.2 Ligas Resistentes ao Desgaste	41
2.6.3 Ligas de Cobalto: Aplicações Odontológicas e Ortopédicas	42

2.7 PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS ESTRUTURAS DE FUNDIÇÃO	46
2.7.1 Propósitos dos Ensaio Mecânicos	46
2.7.2 Amostras para Ensaio Mecânicos	47
2.7.3 Propriedades de Tração e Fadiga	48
<b>3 MATERIAIS E MÉTODOS</b>	<b>55</b>
3.1 MATERIAIS E FUNDIÇÃO DOS CORPOS DE PROVA	55
3.2 USINAGEM DOS CORPOS DE PROVA	56
3.3 PICNOMETRIA	56
3.4 ENSAIO DE TRAÇÃO	58
3.5 MICROANÁLISE, ANÁLISES MICROGRÁFICA E FRACTOGRÁFICA	60
3.6 MICRODUREZA	63
3.7 ESPAÇAMENTO INTERDENDRÍTICO	64
<b>4 RESULTADOS E DISCUSSÃO</b>	<b>65</b>
4.1 PICNOMETRIA	65
4.2 RESULTADOS DO ENSAIO DE TRAÇÃO	65
4.3 ESPAÇAMENTO INTERDENDRÍTICO	69
4.4 MICRODUREZA	69
4.5 ANÁLISES FRACTOGRÁFICA E MICROGRÁFICA	70
4.6 ANÁLISE DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS	81
<b>5 CONCLUSÕES</b>	<b>113</b>
<b>6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b>	<b>115</b>
<b>7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b>	<b>116</b>

# **CAPÍTULO 1**

## **INTRODUÇÃO E OBJETIVOS**

## 1) INTRODUÇÃO

Os primeiros sinais de utilização do cobalto data de 2680 - 2530 A.C durante a quinta dinastia Egípcia. Foram encontradas estatuetas coloridas com cobalto dentro das tumbas. Descobriu-se na região nordeste da antiga Pérsia um colar, datando de 2250 A.C, confeccionado a partir de vidro de cor azulada a qual era obtida através de algum processo de introdução de cobalto no vidro.

O metal cobalto só foi isolado em 1735 pelo cientista sueco G. Brandt, que posteriormente analisou e descobriu um comportamento magnético deste metal, dentre outras propriedades. Os estudos do elemento cobalto, do ponto de vista químico, foram incitados por Thénard em 1802.

A origem da palavra Cobalto é muito controversa e existem algumas histórias para explicá-la. Uma delas é que o termo "cobalt" foi usado para designar a substância encontrada nas minas de ouro de Erzgebirge, na Saxônia, e que afetava as mãos e olhos dos mineiros.

No fim do século 19, apenas a Noruega, Suécia, Saxônia e Hungria possuíam minas para produção de cobalto. Em 1864, Garnier descobriu minas de óxidos de cobalto em Nova Caledônia, onde em 1874 começaria a produção, tornando-se a principal fonte do mundo até 1904, quando as minas de Ontário no Canadá começaram a ser exploradas. Em 1924 iniciou-se a produção de cobalto nas minas descobertas em Katanga (Congo Belga), e em 1933 nos depósitos de cobre da Rodésia. De 1940 a 1957 várias Companhias iniciaram a exploração de diferentes regiões do Canadá, Rodésia e Estados Unidos, aumentando a produção mundial.

As aplicações não metálicas do cobalto não se restringem somente à colorir vidros. Em 1981, Hubert Claus conseguiu um esmalte de revestimento feito a base de óxidos de cobalto; em 1902 Sabatier sintetizou metano utilizando cobalto como catalisador, e em 1900 o cobalto foi introduzido nas tintas e vernizes como secador.

A adição de alguns elementos como cromo e tungstênio ao cobalto possibilitou a formação de ligas denominadas Stellites, utilizadas em ferramentas de usinagem rápida na fabricação de munição durante a primeira guerra mundial, e na segunda guerra mundial em aplicações onde as peças deviam trabalhar em condições de alta temperatura e desgaste excessivo, como as turbinas de aviões.

Outros elementos como ferro, níquel e alumínio foram introduzidos no cobalto surgindo algumas ligas magnéticas (Remalloy, Cunico, Alnico). Além disso, o mesmo possibilitou aos aços ferramenta maior dureza a quente, e sua utilização como elemento ligante de carbonetos de tungstênio produziu a Widia em 1927 [1].

Muitas ligas de cobalto têm aplicações em peça submetidas a serviços em altas temperaturas como: turbinas a gás (discos, aletas, parafusos), motores alternativos (assento de

válvulas). Devido às suas propriedades de resistência à corrosão e ao desgaste, alta resistência, baixa densidade, boa fundibilidade e biocompatibilidade, as ligas de cobalto são usadas pela Odontologia e Medicina na confecção de próteses.

Antes de se trabalhar com ligas a base de Cobalto, a Odontologia utilizava o Ouro e suas ligas para se fazer substituições de componentes dentais destruídos ou perdidos. Com o avanço da tecnologia, existem hoje vários tipos de ligas metálicas aplicadas à Odontologia na confecção desses componentes. Estas ligas possuem características que preenchem os requisitos necessários em aplicações odontológicas; quais sejam: - boa fundibilidade, resistência mecânica e rigidez, resistência à corrosão e oxidação, biocompatibilidade com o tecido bucal e baixa densidade. Além disso, possuem um baixo custo em relação ao ouro e suas ligas. Uma grande variedade destas ligas é composta de Co, Cr, Ni e Mo. A utilização destas ligas levaram ao desenvolvimento de novas técnicas de fundição [2]. Em 1929 Erdle e Prange [3] desenvolveram técnicas de fundição para uma liga industrial (estelita) à base de Co-Cr, nomeando-a Vitallium.

Em 1943, Paffenbarger Caul e Dichison [4] verificaram que as ligas Co-Cr apresentavam propriedades de resistência à abrasão e resistência mecânica semelhantes ou até mesmo superiores às ligas de ouro, confirmando assim a mudança de material.

Devido à alta temperatura de fundição (1370 C), em 1948, Smith [5] aconselhou o emprego do maçarico de oxi-acetileno e de revestimento aglutinado por silicato de etila para compensar a grande contração que estas ligas sofrem durante a solidificação e, minimizar as porosidades.

Os trabalhos [6-8] mostram que as fraturas ocorridas nas próteses odontológicas são decorrentes de porosidades (impostas pelas técnicas de fundição ou por inclusão de gases oriundos do maçarico), de ajustes mecânicos a frio ou por falta de cuidado do usuário na colocação e remoção dos aparelhos. Os trabalhos [9-12] mostram que a maioria das falhas de próteses ortopédicas e odontológicas são devidas ao fenômeno da fadiga, que é favorecido pelas porosidades.

Uma das maneiras de minimizar as porosidades e melhorar a microestrutura do material é através do controle das variáveis do processo de fundição (temperatura do molde, temperatura de vazamento, taxa de resfriamento) e/ou adicionando refinadores de grão e promovendo agitação mecânica do molde [13-17].

A adição de elementos de liga e a execução de tratamentos térmicos podem influenciar nas propriedades mecânicas através da alteração da microestrutura; mas, quanto ao melhoramento ou não destas propriedades através de tratamentos térmicos não se tem informações bem definidas. Alguns trabalhos indicam um melhoramento, enquanto outros mostram que o material sem tratamento possui melhores propriedades [18-19].

Apesar das controvérsias, existe um interesse em se determinar e melhorar as propriedades de fadiga, haja vista o grande número de falhas, em próteses ortopédicas e odontológicas, decorrentes deste fenômeno. Mas a grande dispersão (provavelmente aliada aos vazios) dos resultados é um outro problema que dificulta obter-se uma conclusão mais precisa. Por outro lado, as propriedades de tração respondem melhor às mudanças microestruturais, mesmo com presença de vazios.

As técnicas usadas na odontologia para fundição das ligas à base de Co-Cr são semelhantes às usadas nas ligas de ouro, e não sofreram grandes mudanças até hoje. Não se faz nenhum tratamento térmico após a fundição, mesmo porque isso aumentaria os custos sem se ter uma garantia do melhoramento das propriedades. Certamente, os maiores problemas são os vazios, segregações e inclusões não metálicas.

Em vistas dos resultados obtidos destas pesquisas, optou-se, neste trabalho, pela aplicação do ensaio de tração para a avaliação das propriedades mecânicas das ligas, sem o emprego de tratamentos térmicos.

## 1.1) OBJETIVOS

As ligas odontológicas fundidas a base de Co são usadas desde a década de 30, mas não houve grandes alterações nas técnicas de fundição até o presente. Essas técnicas podem produzir defeitos (vazios, segregação interdendrítica, etc.) e várias microestruturas que podem comprometer as propriedades mecânicas dessas ligas. Isto pode ser devido à falta de um controle rígido do processo de fundição (temperatura de vazamento, temperatura do molde, etc.). O espaçamento interdendrítico é uma outra característica importante na determinação das propriedades, e que também é função das condições de fundição. O trabalho tem por objetivos estudar duas ligas a base de Cobalto: Dentorium e Steeldent, fundidas em duas condições diferentes, 50 e 100% liga nova, no que se refere à:

- 1) Análise das propriedades mecânicas (limites de resistência à tração e de escoamento, microdureza, alongamento total e "módulo de elasticidade") a partir de ensaios de tração em corpos de prova de pequenas dimensões;
- 2) Análise da microestrutura através do espaçamento interdendrítico e percentual global de vazios;
- 3) Análise fractográfica dos corpos de prova do ensaio de tração, visando a avaliação de defeitos internos e do micromecanismo de fratura;
- 4) Correlacionar os parâmetros microestruturais com as propriedades.

# **CAPÍTULO 2**

## **REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

## 2) REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1) INTRODUÇÃO

As características apresentadas pelo cobalto e suas ligas permitem que os mesmos sejam empregados nos mais variados tipos de serviços e ambiente. As ligas de cobalto podem ser classificadas de acordo com a sua utilização: ligas resistente ao calor; ligas resistentes ao desgaste; ligas resistentes à corrosão; ligas magnéticas.

Com relação às ligas resistentes ao calor, a capacidade de absorção de choques térmicos, assegura a estas ligas uma posição de destaque em relação à outras similares. Dentro desta categoria se encontram as Superligas que possuem alta resistência mecânica a altas temperaturas. A maioria delas possuem de 10 a 25% de cromo para assegurar uma elevada resistência à oxidação e à corrosão em altas temperaturas. Destacam-se entre elas a Haynes 25 e Stellite 6B. A tabela 2.1 mostra determinadas propriedades de algumas superligas [24].

As ligas resistentes ao desgaste tem suas aplicações em ferramentas de usinagem. Possuem geralmente de 25 a 32% de cromo; sua dureza está vinculada à percentagem de W e Mo, variando entre 6 a 20%. As percentagens de carbono variam de 1 a 3%, e contribuem no fenômeno de endurecimento. São usadas em ferramentas para tornos, matrizes, cilindros para polir peças de locomotivas, equipamentos agrícolas [25].

As ligas magnéticas a base de Cobalto possuem algumas características importantes, como: a) alta anisotropia constante, propiciando propriedades essenciais como coercividade e energia magnética; b) alto ponto de Curie, possibilitando o tratamento térmico em um campo magnético; c) pode aumentar a indução por saturação magnética do ferro [1]. As ligas magnéticas moles - algumas comercialmente denominadas Permeador (Permeduro e Hiperco) - possuem magnetismo residual, perda de histerese magnética e de corrente induzida e mudança de permeabilidade a baixas temperaturas.

**Tabela 2.1 - Propriedades Mecânicas de algumas Superligas [24].**

LIGAS *	TEMPERATURA (°C)	LIMITE DE ESCOAMENTO (MPa)	LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO (MPa)	ALONGAMENTO EM 25 mm (%)
Haynes 25	21	460	1010	64
	870	240	325	30
Haynes 188	20	480	960	56
	1200	48	77	35
Stellite 6B	20	635	1010	11
	1150	55	90	22

\* Haynes 25 e 188, Stellite 6B, chapas de aproximadamente 2 mm, solubilizadas e resfriadas rapidamente.

Elas são utilizadas em transformadores eletrônicos de computadores e radares. As ligas utilizadas como imãs permanentes são aplicadas em dinamos para veículos, motores de corrente contínua, alto-falantes e instrumentos de medição. A tabela 2.2 [24] fornece a composição química nominal de algumas ligas magnéticas.

Em particular, existem algumas ligas a base de cobalto que, devido às suas propriedades, possuem aplicações em próteses odontológicas, dentre elas: Vitallium, Jelenko LG, Nobileum, Dentorium, Steeldent. As tabelas 2.3 e 2.4 [26] mostram a composição e propriedades, respectivamente, de algumas ligas dentárias.

Observa-se do exposto até aqui, que existe uma ampla aplicação das ligas a base de cobalto. As suas composições, processos de fabricação, tratamentos térmicos e, conseqüentemente as suas propriedades físicas e mecânicas variam significativamente, de acordo com as suas aplicações, condições de trabalho e meio ambiente, de modo a se obter um maior aproveitamento das mesmas.

Em vista destas mudanças ocorridas nas propriedades destas ligas, este trabalho abordará alguns tópicos de interesse.

Tabela 2.2 - Composição química nominal de algumas ligas magnéticas [24].

LIGAS *	COMPOSIÇÃO QUÍMICA NOMINAL
Permeduro	50 Co; 50 Fe
Hiperco	Fe; 60 Co; 0.6 Cr
Alnico 5	Fe; 24 Co; 8.5 Al; 14.5 Ni; 3 Cu
Cunico	29 Co; 21 Ni; 50 Cu
Vicalloy I	51 Co; 39 Fe; 10 V
Remalloy 1	12 Co; 17 Mo; 71 Fe

Tabela 2.3 - Composição química nominal de ligas Odontológicas [26].

ELEMENTOS QUÍMICOS	LIGAS (% EM PESO)		
	VITALLIUM	TICONIUM	JELENKO LG
Cromo	30.0	17.0	27.0
Cobalto	BASE	-----	BASE
Níquel	-----	BASE	13.0
Molibdênio	5.0	5.0	4.0
Alumínio	-----	5.0	-----
Ferro	1.0	0.5	1.0
Carbono	0.5	0.1	0.2
Berílio	-----	1.0	-----
Silício	0.6	0.5	0.6
Manganês	0.5	5.0	0.7
gálio	-----	-----	-----

Tabela 2.4 - Propriedades mecânicas de ligas Odontológicas [26].

LIGAS	LIMITE DE ESCOAMENTO (MPa)	TENSÃO DE FRATURA (MPa)	ALONGAMENTO (%)	MÓDULO DE ELASTICIDADE (GPa)	DUREZA VICKER S
Vitallium	495	640	1.5	228	380
Ticonium	690	800	1.7	186	340
Jelenko LG	495	675	10.0	228	300
Nobilium	565	825	1.6	228	380
Ligas de Ouro	480-510	750-790	5-7	90	220-250

## 2.2) DIAGRAMAS DE FASE DE LIGAS A BASE DE COBALTO

O cobalto possui dois tipos de estrutura cristalina: hexagonal compacta ( $\epsilon$ ) - abaixo de  $417^{\circ}\text{C}$  - e cúbica de face centrada ( $\alpha$ ) - acima de  $417^{\circ}\text{C}$  até o ponto de fusão ( $1495^{\circ}\text{C}$ ). Não existe um consenso dos pesquisadores com relação a estas faixas citadas acima. Alguns acreditam que ocorra uma outra transformação alotrópica na temperatura Curie ( $1121^{\circ}\text{C}$ ) ou em sua proximidade. Outros afirmam que a fase CFC é estável somente acima de  $450^{\circ}\text{C}$ . A tabela 2.5 [1] mostra a temperatura de transformação alotrópica do cobalto. Os parâmetros do retículo são:  $a = 2.5071$  e  $c = 4.0686$  para estrutura HCP e  $a = 3.5441$  para a CFC.

O fato de se ter diferenças nos dados fornecidos por diferentes pesquisadores pode ser explicado pela baixa velocidade em que a transformação  $\epsilon \leftrightarrow \alpha$  ocorre, devido à baixa variação da energia livre observada durante esta transformação.

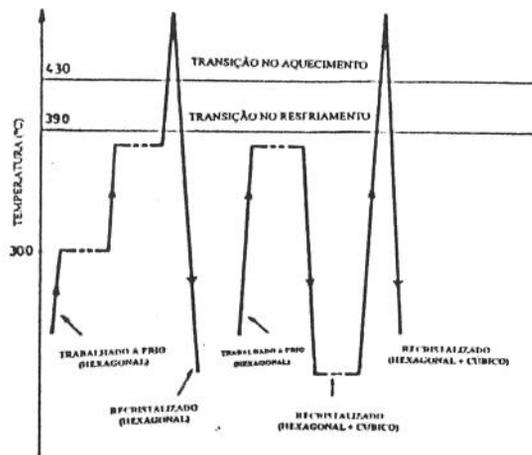
O efeito da deformação plástica sobre esta mudança alotrópica pode ser visualizado na figura 2.1 [1]. Quando não se faz uma recuperação a  $300^{\circ}\text{C}$  (manter o material a esta temperatura durante um determinado tempo), a recristalização do cobalto HCP proporciona a formação de uma certa quantidade de fase CFC a qual será estável à temperatura ambiente.

A transformação alotrópica influencia nas propriedades mecânicas e físicas do metal. A adição de elementos de liga pode influenciar também estas propriedades de maneira direta ou indiretamente através da alteração da temperatura e taxa de transformação. Portanto, é importante conhecer os efeitos de diferentes elementos sobre a temperatura da transformação.

Tabela 2.5 - Temperatura de transformação alotrópica do Cobalto [1].

TEMPERATURA DE TRANSFORMAÇÃO (°C)			MÉTODO DE INVESTIGAÇÃO
$\epsilon \rightarrow \alpha$ ♦	$\epsilon \leftrightarrow \alpha$	$\alpha \rightarrow \epsilon$ *	
430		388	RAIO X, ANALISE TÉRMICA
435		394	MUNDANÇA MAGNÉTICA
	$417 \pm 7$		DEFORMAÇÃO, RAIO X
430		390	EXPANSÃO TÉRMICA, RAIO X, METALOGRAFIA

♦ Aquecimento; \* Resfriamento

Figura 2.1 - Efeito da Deformação Plástica sobre mudança alotrópica  $\epsilon \leftrightarrow \alpha$ . [1]

Como as possibilidades de combinações de diversos elementos químicos com variadas percentagens são bem amplas, será focado somente algumas ligas binárias e ternárias de interesse na Odontologia.

### 2.2.1) SISTEMAS BINÁRIOS

#### A) SISTEMA COBALTO - CROMO

A figura 2.2 [1] mostra um diagrama de fases em equilíbrio cobalto - cromo. A solubilidade máxima do cromo no cobalto é de 41% (% atômica) a 1310 °C e decresce até 38% a 960 °C, quando a solução sólida CFC ( $\alpha$ ) reage com a fase  $\sigma$  (intermediária) para formar a solução sólida HCP com 40% de cromo. A temperatura de transformação  $\epsilon \leftrightarrow \alpha$

aumenta com a adição de cromo, enquanto a temperatura de transformação magnética diminui. A característica principal deste diagrama, do ponto de vista tecnológico é a fase  $\sigma$  a qual é formada através de uma reação peritética (líquido e solução sólida) a 1470 °C, e sofre uma transformação a temperatura entre 1310 a 1260 °C, de acordo com a composição.

## B) SISTEMA COBALTO - MOLIBDÊNIO

O diagrama de fases em equilíbrio Co-Mo não apresenta uma temperatura de transformação CFC  $\leftrightarrow$  HCP bem definida devido a histerese que ocorre nesta transformação. A figura 2.3 [1] mostra um diagrama de equilíbrio mais provável.

A solubilidade sólida do cobalto no molibdênio é de 4,4% a 1480 °C, chegando a 7% a 1585 °C - temperatura de reação peritética. Nesta temperatura a solução sólida reage com o líquido formando a fase  $\sigma$ , a partir da qual o composto  $\text{Mo}_6\text{Co}_7$  é formado periteticamente e entra em equilíbrio eutético com a solução sólida de molibdênio em cobalto  $\alpha$ , a qual se estende até 18,5% Mo a 1340 °C. Uma explicação para a formação do composto  $\text{MoCo}_3$  está baseada em uma reação peritética que ocorreria a baixas temperaturas, entre o  $\text{Mo}_6\text{Co}_7$  e a solução sólida rica em cobalto. Uma outra possibilidade seria a reação do  $\text{Mo}_6\text{Co}_7$  com uma fase intermediária estável entre 1200 e 1020 °C, contendo 17% Mo. Com o aumento da percentagem de Mo, há uma diminuição da temperatura de transformação magnética e um aumento na de transformação  $\epsilon \leftrightarrow \alpha$ . A reação peritética  $\alpha + \text{MoCo}_3 \leftrightarrow \epsilon$  é a mais provável de ocorrer, embora a reação  $\alpha + \text{Mo}_6\text{Co}_7 \leftrightarrow \epsilon$  tenha sido detectada em alguns casos.

## C) SISTEMA COBALTO - NÍQUEL

A figura 2.4 [1] mostra um diagrama de equilíbrio Co - Ni. O níquel forma solução sólida com cobalto CFC para qualquer percentagem, em vista das suas características estruturais e propriedades serem bem próximas às do cobalto. A temperatura de transformação magnética decai com o aumento da percentagem de Ni. É observado que existe a formação de uma estrutura ordenada ao redor da composição  $\text{CoNi}_3$ . Com relação à transformação  $\epsilon \leftrightarrow \alpha$ , sabe-se que a temperatura em que ela ocorre tende a diminuir com a adição de Ni, mas a delimitação da região bifásica ( $\epsilon + \alpha$ ) não é bem conhecida. Alguns pesquisadores acreditam que esta região seja muito estreita, requerendo uma solubilidade máxima do níquel no cobalto  $\alpha$  de aproximadamente 5% [1]. A presença de teores de níquel e carbono nas ligas de cobalto pode estabilizar a fase CFC a altas temperaturas (760 a 980 °C) ou a temperatura ambiente [24].

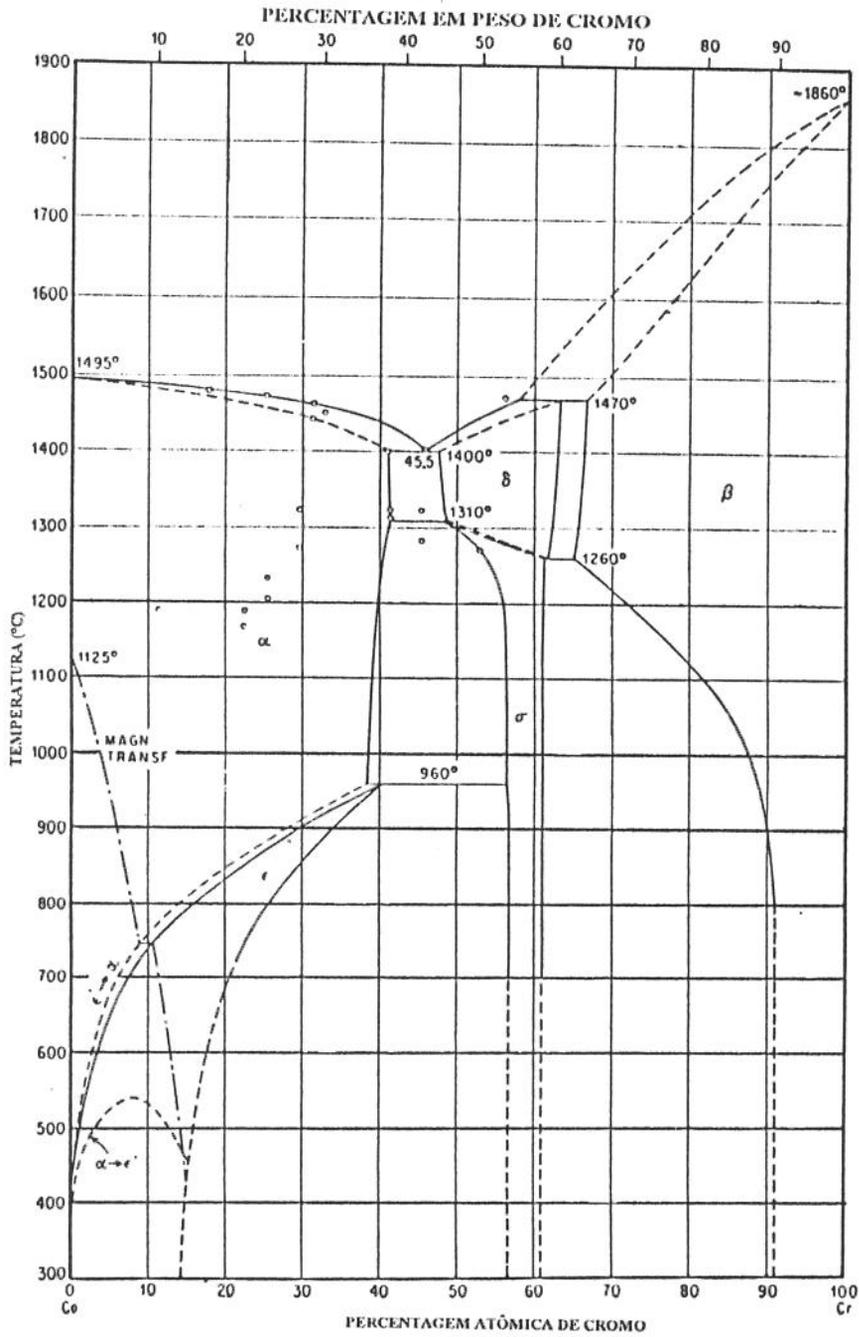


Figura 2.2 - Diagrama de fase em equilíbrio Co - Cr [1]

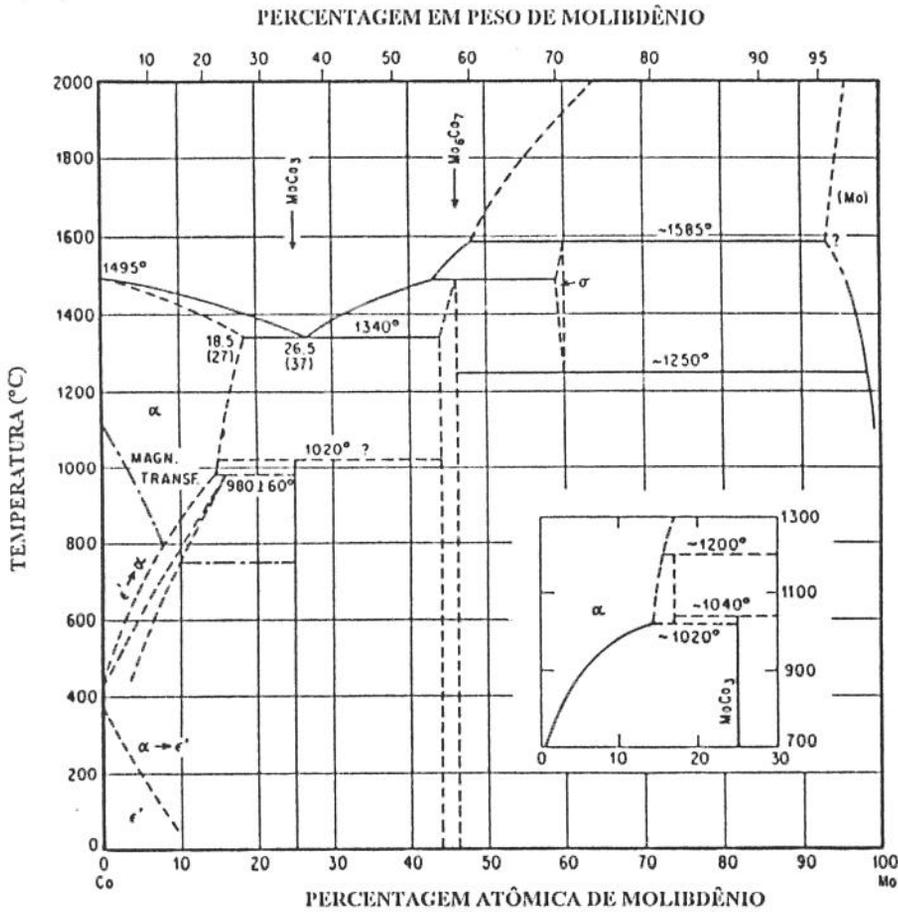


Figura 2.3 - Diagrama de fase em equilíbrio Co - Mo [1].

#### D) OUTROS SISTEMAS BINÁRIOS

Informações sobre a solubilidade sólida de vários elementos no cobalto  $\alpha$  e  $\epsilon$  e algumas características da segunda fase de outros diagramas binários podem ser obtidas em Cobalt Monograph [1]. O fator de tamanho é a percentagem relativa do diâmetro do soluto em relação ao do solvente, e é dado pela expressão:

$$\text{Fator de Tamanho} = 100(d_{\text{soluto}} - d_{\text{solvente}}) / d_{\text{solvente}}$$

A probabilidade de formação de solução sólida aumenta à medida que o fator de tamanho torna-se bem pequeno, e diminui à medida que o fator de tamanho aproxima-se de 15%. Outros fatores que contribuem para formação de solução sólida é a similaridade das características eletromagnéticas e estrutura cristalina. O manganês, ferro, níquel, ródio, paládio,



vários elementos a fim de se obter propriedades específicas adequadas a um determinado serviço. Neste ponto, o estudo de sistemas ternários, quaternários ou múltiplos se torna importante pois possibilita prever o efeito de diferentes elementos sobre o tipo de microestrutura a ser formada e as propriedades físicas e mecânicas decorrentes das mesma.

#### A) SISTEMA COBALTO - CROMO - MOLIBDÊNIO

Como observado anteriormente, a fase estável  $\alpha$  é identificada no diagrama Co - Mo entre 1585 e 1250 °C, e no diagrama Co - Cr a partir de 1470 °C até a temperatura ambiente. A figura 2.6 [1] mostra uma secção isotérmica do sistema Co - Cr - Mo a 1200 °C. Destacam-se como características principais: - a expressiva solubilidade do molibdênio na fase  $\sigma$  Co - Cr e do cromo no composto  $Mo_6Co_7$ . Existe também a formação de uma fase desconhecida R. Uma outra secção isotérmica a 1300 °C é mostrada na figura 2.7 [1], e pode-se perceber um aumento da região  $\sigma$  possivelmente devido à formação de solução sólida entre as duas fases  $\sigma$ . A fase intermediária ternária encontra-se presente nesta temperatura sem ocorrer mudanças na estrutura cristalina da mesma entre 1200 e 1300 °C. Os efeitos do Mo sobre as reações de transformação e precipitação nas ligas Co - Cr são importante, visto que a precipitação de  $\sigma$  nestas ligas é influenciada pelas impurezas, ou pelos tratamentos térmicos ou mecânicos prévios.

#### B) SISTEMA COBALTO - CROMO - NÍQUEL

A figura 2.8 [1] mostra uma secção isotérmica deste sistema a 1200 °C, onde se observa um predomínio de uma fase CFC - solução sólida de cromo nas ligas Co - Ni. A solução sólida CCC de cobalto e níquel em cromo é pequena, e existe uma apreciável dissolução do níquel na fase  $\sigma$  Co - Cr. Quando a percentagem de cobalto excede 20%, existe um equilíbrio entre a fase  $\alpha$  e a fase frágil  $\sigma$ , enquanto que para percentagens um pouco abaixo deste valor existe um equilíbrio entre as ligas CCC e a fase  $\sigma$ .

#### C) OUTROS SISTEMAS TERNÁRIOS

É possível se fazer uma classificação de vários sistemas ternários de acordo com as prováveis formas alotrópicas esperadas para temperaturas acima da transição  $\epsilon \leftrightarrow \alpha$ .

a) Sistemas onde os metais possuem a mesma estrutura cristalina, formando uma solução sólida completa:

Co - Ni - Pd acima de 417 °C;

**Tabela 2.6** - Efeito de alguns elementos (soluto) sobre a temperatura de transformação  $\epsilon \leftrightarrow \alpha$  [1].

a) INSOLÚVEIS	b) AMPLIA O CAMPO $\alpha$ *	c) RESTRINGE O CAMPO $\alpha$	COMBINAÇÃO DE b) E c)
Li, Na, K, Rb, Cs, Ag, Ca, Sr, Ba, Mg, Cd, Hg, Sc, Yt, Ce, N, P, Bi, O, S, Se, Te, Po	Cu, Au, Ti, Zr, C, Sn, Nb, Ta, Mn, Fe, Ni	Si, Ge, As, Cr, Mo, W, Re, Ru, Os, Rh, Ir, Pt	Be, Zr, Pb, V, Sb, Pd

\* O Tântalo e o Antimônio, provavelmente, devam agora ser registrados como solutos que levam a restrição do campo  $\alpha$ , enquanto o Ouro aparenta combinar os dois tipos de efeitos. Boro e Alumínio deverão ser adicionados na coluna b), Tântalo e Antimônio na coluna c) e Gálio na coluna que combina estes dois efeitos

Li	Be O												B □	C	N	O
Na	Mg												Al □	Si O	P	S
K	Ca	Sc	Ti □	Y O	Cr O	Mn ■	Fe ■	Co —	Ni ■	Cu □	Zn □		Ga	Ge O	As O	Se
Rb	Sr	Y	Zr □	Nb □	Mo O	Tc	Ru ●	Rh ○ <sup>⊕</sup>	Pd ■	Ag	Cd		In	Sn □	Sb O	Te
Cs	Ba	Ce	Hf O	Ta O	W O	Re ●	Os ●	Ir ○ <sup>⊕</sup>	Pt ○ <sup>⊕</sup>	Au	Hg	Tl	Pb	Bi	Po	
1a	2a	3a	4a	5a	6a	7a	8 <sub>1</sub>	8 <sub>2</sub>	8 <sub>3</sub>	1b	2b	3b	4b	5b	6b	

- CLASSE IA, ABRE O CAMPO  $\alpha$
- CLASSE IB, EXPANDE CAMPO  $\alpha$
- CLASSE IIA, FECHA CAMPO  $\alpha$
- CLASSE IIB, CONTRAI CAMPO  $\alpha$
- <sup>⊕</sup> TEMPERATURA DE TRANSIÇÃO ELEVADA, MAS COM SOLUÇÃO SÓLIDA CONTÍNUA

**Figura 2.5** - Efeito dos elementos químicos sobre a transformação  $\epsilon \leftrightarrow \alpha$  [1].

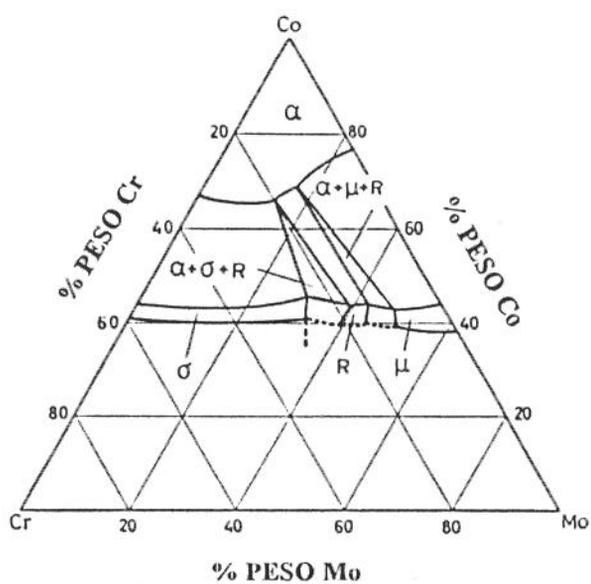


Figura 2.6 - Secção Isotérmica do sistema Co-Cr-Mo a 1200 °C [1]

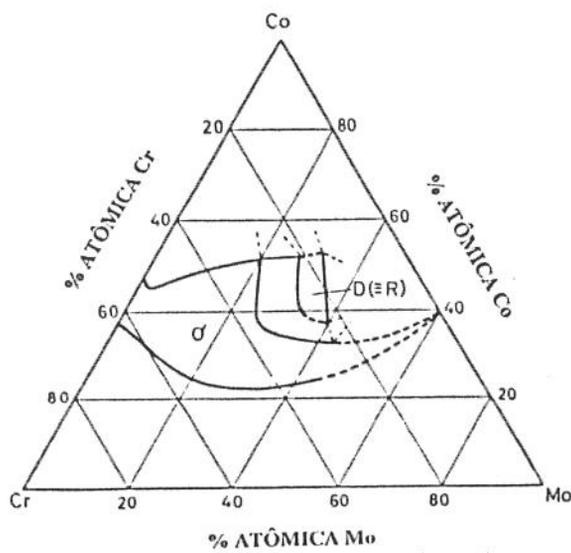


Figura 2.7 - Secção Isotérmica do sistema Co-Cr-Mo a 1300 °C [1].

Co - Ni - Pt acima de 417 °C, com reações ordem  $\leftrightarrow$  desordem induzidas pelos NiPt e Ni<sub>3</sub>Pt;

Co - Fe - Mn em faixas de temperaturas apropriadas;

Co - Fe - Ni em faixas de temperaturas apropriadas;

Co - Fe - Pd entre 1390 e 985 °C;

Co - Fe - Pt entre 1390 e 985 °C, com reações de ordem  $\leftrightarrow$  desordem induzidas pelos FePt, Fe<sub>3</sub>Pt;

Co - Ni - Pt acima de 600 °C, com reações ordem  $\leftrightarrow$  desordem induzidas pelos CoPt e CoPt<sub>3</sub>, NiPt e Ni<sub>3</sub>Pt;

Co - Pd - Pt acima de 600 °C, com reações ordem  $\leftrightarrow$  desordem induzidas pelos CoPt e CoPt<sub>3</sub>.

**b)** Sistemas com gaps de miscibilidade simples composto de dois metais delimitando uma região dentro do sistema ternário (figura 2.9 [1]):

Co - Cu - Pd, Co - Ag - Pd, Co - Au - Pd, Co - Cu - Ni e Co - Cu - Mn em faixas de temperaturas apropriadas.

**c)** Sistemas com dois gaps de miscibilidade simples compostos de dois metais cada um (figura 2.10 [1]):

Co - Au - Ni, Co - Au - Pt com reações de ordem  $\leftrightarrow$  desordem induzidas pelos CoPt e CoPt<sub>3</sub>;

Co - Ag - Ni.

Estes dois gaps podem ser muito extensos, formando uma ampla região de duas fases (figura 2.11 [1]): Co - Cu - Au, Co - Ag - Au, Co - Cu - Fe, Co - Ag - Mn.

**d)** Sistemas onde existe uma fase intermediária em um dos sistemas binários (figura 2.12 [1]):

Co - Mn - Pd onde a fase CCC  $\beta$  intervém entre as duas soluções sólidas CFC baseadas sobre manganês  $\gamma$  e paládio.

**e)** Sistemas onde gaps de miscibilidade simples existe em todos sistemas de três componentes (figura 2.13 [1]):

Co - Ag - Cu.

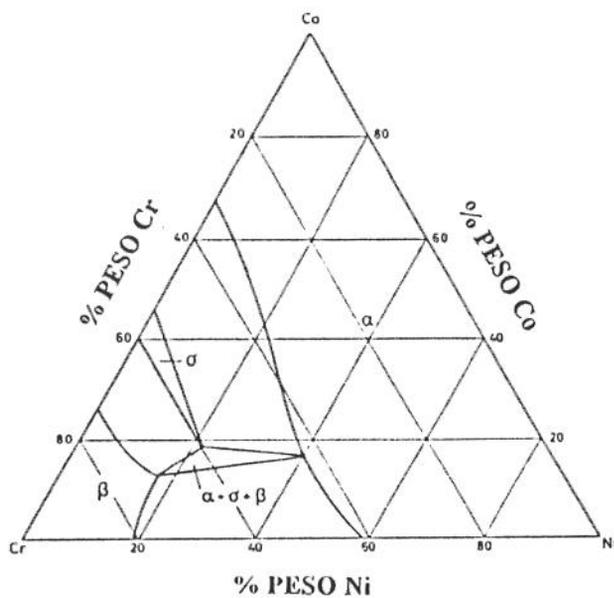


Figura 2.8 - Secção Isotérmica do sistema Co-Cr-Ni a 1200 °C [1].



Figura 2.9 - Gaps de miscibilidade simples composto de dois metais delimitando uma região dentro do sistema ternário [1].



Figura 2.10 - Sistemas com dois gaps de miscibilidade simples compostos de dois metais cada um [1].

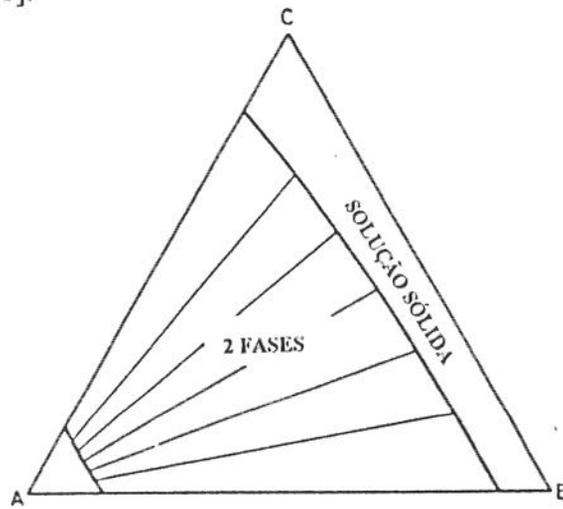


Figura 2.11 - Dois gaps extensos, formando uma ampla região de duas fases [1].

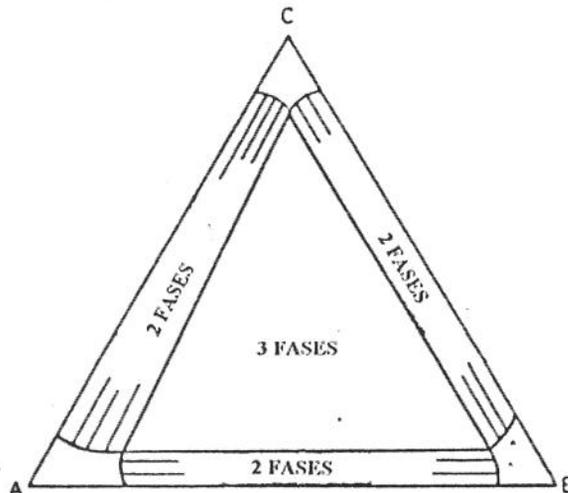


Figura 2.12 - Sistemas com uma fase intermediária em um dos sistemas binários [1].



**Figura 2.13** - Sistemas com gaps de miscibilidade simples em todos sistemas de três componentes [1].

### 2.2.3) SISTEMAS QUATERNÁRIOS

Destaca-se a liga Co - Cr - Ni - Mo devido a sua importância em aplicações a altas temperaturas. Tem sido observado a 1200 °C que a fase  $\sigma$  composta de Co - Cr é frágil, e pode ocorrer juntamente com solução sólida  $\alpha$  (CFC) de ligas quaternárias contendo 20% de Co [1].

### 2.3) FORMAÇÃO DAS ESTRUTURAS DE FUNDIÇÃO

Dependendo das condições de fundição pode-se haver a formação de diferentes zonas com macroestruturas características: zona colunar, equiaxial e coquilhada. A taxa de resfriamento e gradiente são dois parâmetros que controlam a formação destas estruturas. As equações que regem o fenômeno da solidificação dentro de determinadas condições serão mostradas a seguir e posteriormente serão mostrados a influência dos parâmetros de solidificação na formação das microestruturas celular e dendrítica.

O controle de uma fronteira plana de solidificação é um meio utilizado para se refinar materiais e obter uma composição controlada à medida que o material se solidifica. Este equilíbrio observado na interface sólido - líquido durante a solidificação pode ser assumido para vários metais. Apesar de poder haver um razoável gradiente de concentração de soluto entre o sólido e líquido, há somente uma desprezível barreira para o transporte de átomos através desta interface, com exceção de intersticiais de alta mobilidade.

### 2.3.1) DISTRIBUIÇÃO DE SOLUTO DURANTE SOLIDIFICAÇÃO

#### A) DISTRIBUIÇÃO DE SOLUTO EM ESTADO DE EQUILÍBRIO

Observando a figura 2.14 [27], a condição de equilíbrio durante a solidificação da liga com composição  $C_0$  requer que a composição do sólido  $C_s^*$  e do líquido  $C_L^*$ , para uma dada temperatura  $T^*$  abaixo da temperatura liquidus  $T_L$ , seja a mesma obtida através do diagrama de fase, ou seja, os parâmetros  $C_s^*$ ,  $C_L^*$  e  $T_L$  estão intimamente ligados, de modo que especificando um dos três os outros dois fixados pelo diagrama.

Pode-se definir então o parâmetro  $K$  denominado razão de equilíbrio:

$$K = C_s^*/C_L^* \quad (2.1)$$

Este valor pode ser tomado como constante caso se considere as linhas liquidus e solidus como retas.

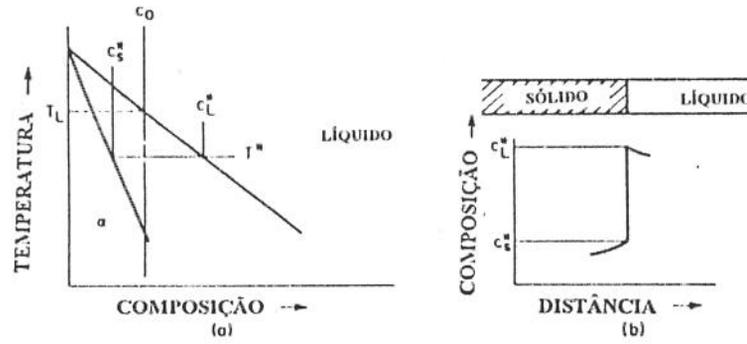
O crescimento de um cristal dificilmente é tão lento para que se tenha uma solidificação em equilíbrio, mas pode-se considerar isto quando se tem  $D_s t \gg L^2$ , onde  $L$  é o comprimento do cristal que cresce,  $D_s$  é o coeficiente de difusão do soluto no sólido e  $t$  é o tempo. A figura 2.15 [27] mostra este caso, onde se observa que o primeiro sólido a se formar tem a composição  $K C_0$  enquanto o líquido tem uma composição  $C_L^*$  bem próxima da nominal  $C_0$  ( $C_L^* = C_L \approx C_0$ ). À medida que a solidificação se processa, ambos sólido e líquido têm um aumento de soluto, e suas composições a uma temperatura  $T^*$  são, respectivamente,  $C_s^* = C_s$  e  $C_L^* = C_L$  as quais são constantes ao longo do material para cada estado (sólido e líquido), como mostra a figura 2.15 b [27]. Baseado na conservação de átomos de soluto uma equação geral é dada por:

$$C_s f_s + C_L f_L = C_0 \quad (2.2)$$

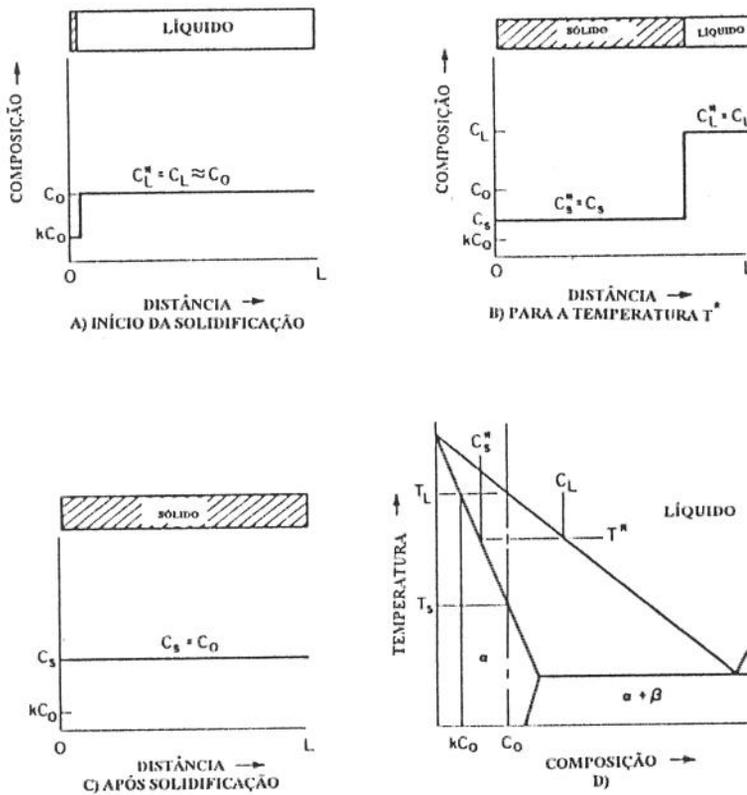
onde  $f_s$  e  $f_L$  são as frações em peso do sólido e líquido, e portanto a soma dos dois deve ser igual a um ( $f_s + f_L = 1$ ).

#### B) DISTRIBUIÇÃO DE SOLUTO SEM DIFUSÃO NO ESTADO SÓLIDO COM MISTURA COMPLETA NO LÍQUIDO

Partindo-se das mesmas hipóteses feitas para solidificação em equilíbrio, mas supondo-se que não existe difusão de soluto dentro da fase sólida, tem-se uma condição mais próxima da



**Figura 2.14** - Solidificação de uma liga com interface sólido/líquido em equilíbrio  
 a) Diagrama de fase; b) Distribuição da composição através da interface [27].



**Figura 2.15** - Distribuição de soluto na solidificação em equilíbrio de uma liga de composição  $C_0$ . a) Início da solidificação; b) Para temperatura  $T^*$ ; c) Após solidificação; d) Diagrama de fase [27].

realidade. Nesta condição o primeiro sólido a se formar à temperatura  $T_L$  tem uma composição  $KC_0$ , como na solidificação em equilíbrio. Mas, os sólidos formados à frente passam a ter composições com maiores quantidades de soluto, e como a difusão no sólido não ocorre, estas composições ficam inalteradas para cada ponto. A figura 2.16 c [27] mostra a distribuição de soluto após solidificação. A distribuição de soluto aumenta gradativamente até o ponto de temperatura eutética onde a concentração passa de  $C_{SM}$  para  $C_E$  (composição eutética) e se mantém constante até o fim da solidificação. Fazendo-se um balanço da quantidade de soluto rejeitado pelo sólido que se forma, e o conseqüente aumento de soluto no líquido, tem-se:

$$(C_L - C_s^*)df_s = (1 - f_s)dC_L \quad (2.3)$$

Introduzindo-se o coeficiente de distribuição no equilíbrio ( $K$ ) e integrando a equação acima a partir de  $C_s^* = KC_0$  para  $f_s = 0$ , pode-se obter a composição do sólido ou líquido para a interface sólido-líquido em função da fração sólida ou líquida, respectivamente, tal que:

$$C_s^* = KC_0(1 - f_s)^{(K-1)} \quad (2.4a)$$

$$C_L = C_0 f_L^{(K-1)} \quad (2.4b)$$

### C) DISTRIBUIÇÃO DE SOLUTO COM DIFUSÃO NO LÍQUIDO E COM CONVECÇÃO

Quando o efeito da convecção não é desprezível, assumi-se uma camada de difusão com espessura  $\delta$  partindo da interface sólido-líquido, dentro da qual o transporte de massa ocorre somente por difusão. Fora desta camada a composição do líquido se mantém constante e igual a  $C_0$  (figura 2.17 [27]). Quando o perfil de soluto no líquido atinge um estado de equilíbrio a equação 2.5 pode ser aplicada:

$$D_L \frac{\partial^2 C_L}{\partial x^2} + R \frac{\partial C_L}{\partial x} = 0 \quad (2.5)$$

Aplicando-se as condições de contorno -  $C_L = C_s^*$  para interface sólido-líquido ( $x' = 0$ ), e  $C_L = C_0$  para  $x' = \delta$  - a solução da equação (2.5) é dada por:

$$\frac{C_L - C_s^*}{C_0 - C_s^*} = e^{R\delta/D_L} \quad (2.6)$$

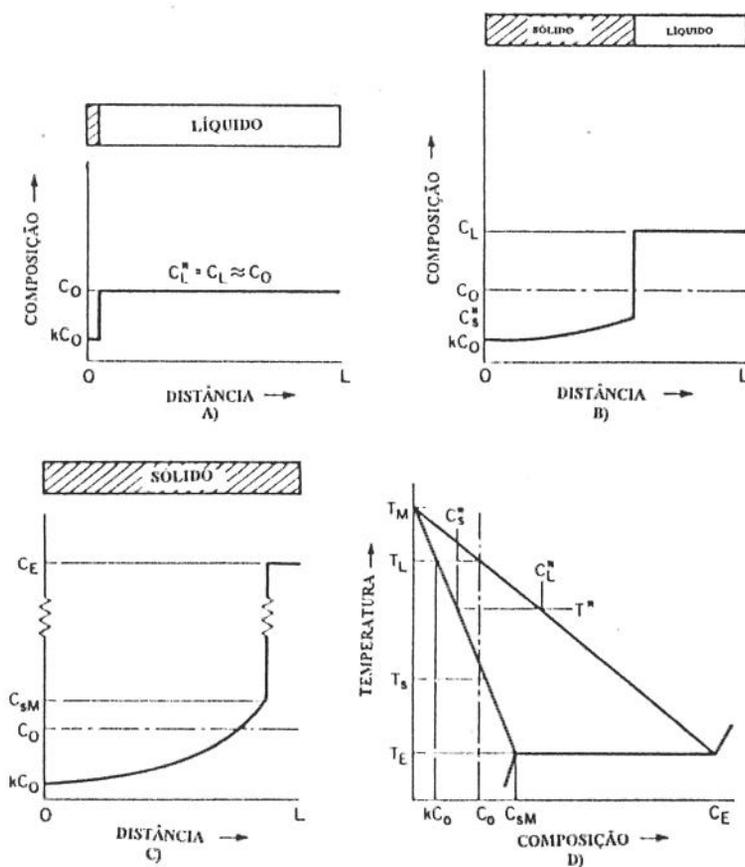


Figura 2.16 - Redistribuição de soluto sem difusão no estado sólido e mistura completa no líquido [27].

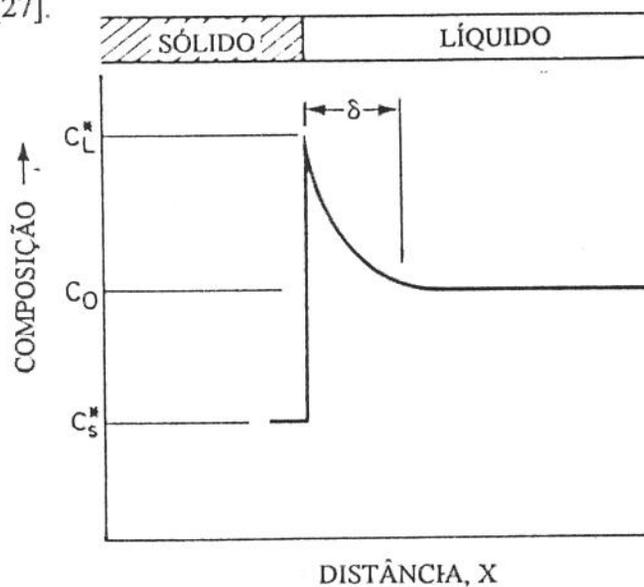


Figura 2.17 - Distribuição de soluto no líquido durante solidificação com convecção [27].

Definindo-se razão efetiva de partição  $K' = C_s^* / C_L$ , onde  $C_L$  é, neste caso, igual a  $C_0$ , e sabendo-se que  $K = C_s^* / C_L^*$ , a partir da equação (2.6) obtém-se a razão efetiva de partição, dada abaixo:

$$K' = \frac{K}{K + (1 - K)e^{-(R\delta/D_L)}} \quad (2.7)$$

Esta equação pode ser utilizada na determinação da distribuição de soluto desde que a espessura  $\delta$  seja menor que o comprimento total de solidificação, possibilitando um equilíbrio dinâmico entre a fase líquida e o sólido em crescimento. Neste caso a equação de Scheil pode ser utilizada na obtenção da distribuição de soluto, utilizando-se o valor de  $K'$  no lugar de  $K$ . Deste modo tem-se:

$$C_s^* = K' C_0 (1 - f_s)^{(K'-1)} \quad (2.8a)$$

$$C_L = C_0 f_L^{(K'-1)} \quad (2.8b)$$

Ambas equações dadas acima são consideradas como uma equação de Segregação Normal Modificada.

A observação das equações 2.6 e 2.7 mostram uma influência da velocidade de crescimento  $R$  (velocidade da interface) e da espessura da camada de difusão  $\delta$  sobre a distribuição de soluto;  $C_s^*$  tende a aumentar com o aumento de  $R$  e  $\delta$ . Experiências mostram que o aumento de  $R$  ou a diminuição do gradiente de temperatura levam a uma instabilidade da interface plana, permitindo a formação de estrutura celular ou dendrítica. Baixo gradiente térmico diminui a convecção térmica tornando a camada de difusão grande em relação ao comprimento de solidificação. Os valores de  $K'$ , para estes casos foram bem maiores que os obtidos teoricamente. Para gradiente de temperatura alto e baixa velocidade de resfriamento e supondo-se  $\delta = 0,05$  cm os valores de  $K'$  concordam com a equação.

### 2.3.2) FORMAÇÃO DE ESTRUTURA CELULAR E DENDRÍTICA

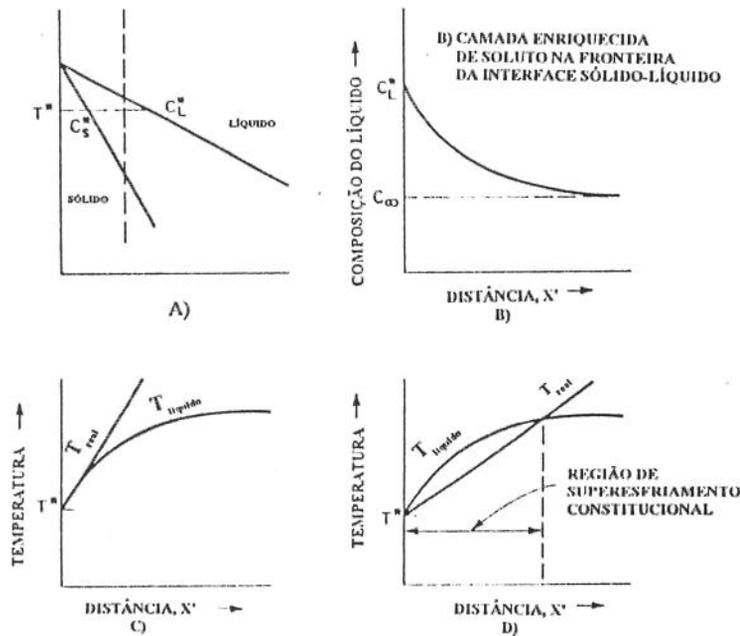
Durante o processo de solidificação uma camada rica em soluto se estabelece à frente da interface planar sólido-líquido de solidificação. Esta concentração maior de soluto à frente desta interface pode levar a uma instabilização da mesma, originando-se assim uma estrutura celular. A figura 2.18 [27] mostra qualitativamente como se processa a instabilidade formando a estrutura celular. A concentração de soluto no líquido tende a ser maior na interface sólido-líquido ( $C_L^*$ ) e diminui à medida que se distancia desta interface (fig. 2.18 b), enquanto que a

temperatura liquidus tende a aumentar (fig. 2.18 c). Este aumento da temperatura liquidus com a diminuição da concentração de soluto pode ser entendido melhor observando-se a fig. 2.18 a: - à medida que se caminha de  $C_L^*$  para sua esquerda (diminuição da concentração) a temperatura liquidus aumenta.

Plotando-se a temperatura real em função da distância da interface sólido-líquido, pode-se ter duas condições:

1) A curva da temperatura real inicia-se em  $T^*$  e aumenta com o aumento de  $x'$  tangenciando a curva da temperatura liquidus  $T_{LIQUIDUS}$ . Neste caso a interface é plana (estável), de maneira que, qualquer protuberância que surja à frente da interface se refundirá, pois se encontra em uma região superaquecida;

2) A curva da temperatura real é secante à curva da temperatura liquidus. Existe então uma região, à frente da interface sólido-líquido, onde a temperatura real do líquido está abaixo da temperatura liquidus (região super-resfriada constitucionalmente) permitindo que o mesmo se solidifique formando a estrutura celular, desestabilizando a interface plana (fig. 2.18 d). O super-resfriamento é denominado constitucional, pois é causado pela mudança da composição e não da temperatura.



**Figura 2.18** - Super-resfriamento constitucional na solidificação de uma liga. a) Diagrama de fase; b) Camada enriquecida de soluto à frente da interface sólido/líquido; c) Interface estável; d) Interface instável [27].

Uma teoria simples para quantificar o fenômeno da estabilidade da interface é dada abaixo. Apesar de fazer suposições para simplificar os cálculos, há uma boa concordância entre a teoria e os resultados experimentais. Analisando-se o fluxo de massa através da interface sólido-líquido, pode-se chegar a um critério para o super-resfriamento constitucional.

$$\begin{array}{c}
 \text{S} \quad \left| \quad \text{L} \\
 \leftarrow R A dC_S^* \quad \leftarrow R A dC_L^* \\
 J = 0 \rightarrow \quad \left| \quad -D_L A d(dC/dx') \rightarrow
 \end{array}$$

$$R \left( \frac{dC_L}{dx'} \right)_{x'=0} = V (C_L^* - C_S^*) \quad (2.9)$$

onde  $x'$  é a distância até a interface sólido-líquido,  $D_L$  é o coeficiente de difusão do soluto no líquido e  $R$  é a taxa de movimento da interface. As condições de contorno são:  $C_L = C_0 / K$  para  $x' = 0$  e  $C_L = C_0$  para  $x' = \infty$ . Assim, o gradiente da composição no líquido para a interface é:

$$\left( \frac{dC_L}{dx'} \right) = \frac{R}{D_L} C_L^* (1 - K) \quad (2.10)$$

Assumindo um equilíbrio para interface plana, a inclinação da curva  $T_L = f(x')$  está relacionada com a composição liquidus ( $C_L$ ) através da inclinação da linha liquidus ( $m_L$ ). Partindo-se da relação abaixo:

$$\frac{dT_L}{dx'} = \frac{dT_L}{dC_L} \cdot \frac{dC_L}{dx'} \quad (2.11)$$

$$\text{onde: } \frac{dT_L}{dC_L} = m_L \quad (2.12)$$

Assim, tem-se:

$$\left( \frac{dT_L}{dx'} \right)_{x'=0} = m_L \left( \frac{dC_L}{dx'} \right)_{x'=0} \quad (2.13)$$

A condição para que não haja super-resfriamento constitucional é que o gradiente de temperatura real do líquido na interface seja igual ou maior que o gradiente da linha liquidus, assim:

$$G_L = \left( \frac{\partial T}{\partial x'} \right)_{x'=0} \geq \left( \frac{dT_L}{dx'} \right)_{x'=0} \quad (2.14)$$

Combinando-se as duas equações (10), (13) e (14), e tomando  $C_L^* = C_s^* / K$ , obtém-se o critério de super-resfriamento constitucional:

$$\frac{G_L}{R} \geq - \frac{m_L C_s^* (1 - K)}{K D_L} \quad (2.15)$$

Esta equação pode ser aplicada tanto na presença ou ausência de convecção, visto que existe uma camada laminar próxima à interface de solidificação indiferentemente do grau de convecção.

No estado de equilíbrio de uma solidificação sem convecção, o valor de  $C_s^* = C_0 C_s^* = C_0$ , então:

$$\frac{G_L}{R} \geq - \frac{m_L C_0 (1 - K)}{K D_L} \quad (2.16)$$

Quando se tem convecção forte, a partir de uma redistribuição do soluto, a difusão no líquido é completa, onde ainda existe uma camada laminar e seu pequeno gradiente de temperatura. Assim:

$$\frac{G_L}{R} \geq - \frac{m_L C_\infty (1 - K)}{D_L} \quad (2.17)$$

## 2.4) FUNDIÇÃO

O avanço tecnológico, permite hoje, a confecção de diferentes peças através de variados processos de fabricação, dentre eles: forjamento, trefilação, estampagem, laminação, soldagem e fundição. Estes processos geralmente são utilizados em combinação, e raramente uma peça é produzida por apenas um processo, pois cada um apresenta pontos positivos e negativos, dependendo das condições - geometria, grau de acabamento, material, microestrutura, propriedades mecânicas e físicas - que se exige da peça acabada. A fundição é muito utilizada,

na produção de variados componentes e estruturas com diversificados fins, devido a algumas vantagens apresentadas abaixo:

## 2.4.1) VANTAGENS DA FUNDIÇÃO

### VANTAGENS DE PROJETO

A fundição permite a produção de peças com geometrias complexas, que suportem as condições de serviço, apresentem um acabamento desejável unido a um custo razoável. Ela apresenta poucas restrições com relação ao tamanho, forma e complexidade geométrica. As peças fundidas podem pesar mais de 200 toneladas ou, serem tão pequenas quanto arame de 0,05 mm de diâmetro e 50 mm de comprimento. A complexidade geométrica pode ser observada nos blocos de motores automotivos, componentes de transmissões hidráulicas e, até mesmo, em próteses odontológicas. Apesar destas facilidades, as peças fundidas devem ser projetadas, obedecendo determinados princípios e recomendações de projeto, de forma a evitar os defeitos característicos deste tipo de processo, os quais serão abordados oportunamente.

A escolha do material a ser utilizado na confecção da peça é de grande importância na medida em que as propriedades mecânicas e físicas (resistência à tração e ao desgaste, resistência à oxidação e ao calor, condutividade térmica e elétrica, etc.) requeridas em serviço estão vinculadas ao mesmo, sem contar os tratamentos térmicos, químicos e mecânicos que podem alterar estas propriedades, quando efetuados após fundição [31].

### VANTAGENS DO PROCESSO

Como qualquer outro processo de fabricação, a fundição permite a produção em massa de peças, com rapidez e custo baixo. As tolerâncias dimensionais e acabamento superficial das peças estão vinculados ao material, projeto e processo de fundição da peça. Alguns dos processos de fundição e moldagem das peças são classificados em: Fundição em areia, fundição em molde permanente, fundição de precisão (cera perdida), fundição por centrifugação [31].

As tolerâncias dimensionais podem variar de  $\pm 0,025$  mm até  $\pm 6,30$  mm, enquanto que a rugosidade pode variar de 25  $\mu$  m até 0,5  $\mu$  m dependendo do processo que se utiliza.

A fundição permite que se tenha uma diminuição ou eliminação dos processos de usinagem através da união de criterioso projeto e processo de fundição que viabilizando a produção de peças acabadas com desejados tolerâncias dimensionais e acabamento superficial. Isto resulta em uma diminuição da quantidade de material necessário para produção das peças refletindo em um custo menor [32].

## VANTAGENS METALÚRGICAS

O metal fundido não sofre nenhum tratamento mecânico, como ocorre nos metais trabalhados. Apesar de, geralmente, possuírem a mesma composição e tratamento térmico similar, algumas diferenças podem ser destacadas:

1) O metal trabalhado apresenta uma orientação dos grãos e inclusões na direção do trabalho mecânico, formando uma estrutura fibrosa que proporciona uma anisotropia das propriedades mecânicas e físicas do material. Isto é benéfico quando se deseja determinada propriedade somente em uma dada direção. Quando se tem solicitações desta propriedade em diferentes direções esta anisotropia pode ser indesejável.

Os materiais fundidos apresentam uma certa aleatoriedade na distribuição das inclusões e nucleação dos grãos dendríticos fazendo com que as propriedades sejam razoavelmente isotrópicas, dependendo das condições de solidificação. É possível, e desejável em muitas aplicações, a formação de estruturas direcionadas através de alterações dos parâmetros de solidificação.

O tamanho de grão é um fator importante no melhoramento das propriedades mecânicas, e que também está vinculado aos parâmetros de solidificação. Peças de espessuras finas ou solidificadas com altas taxas de resfriamento tendem a possuir grãos menores em relação às aquelas, de mesmo material, com grandes espessuras e resfriadas lentamente. O tamanho de grão pode ser da ordem do observado nos materiais trabalhados. Os materiais trabalhados a quente, e que sofrem uma posterior recristalização, tendem a possuir um tamanho de grão pequeno, obtendo-se assim uma estrutura mais refinada. Geralmente, para um mesmo nível de resistência mecânica, grãos menores tendem a melhorar a ductilidade e tenacidade do material [31].

### 2.4.2) MÉTODO DE MOLDAGEM UTILIZADO NA ODONTOLOGIA

Como foi dito, para determinada peça com especificados material, tamanho, forma, tolerâncias dimensionais, acabamento superficial, propriedades metalúrgicas e quantidade de produção é imprescindível que se escolha um adequado processo de moldagem e fundição a fim de se obter um produto com desejadas características a um custo mais baixo possível. Na Odontologia, a confecção de próteses parciais removíveis é feita através da fundição de precisão (processo de cera perdida) devido a complexidade geométrica e dimensões e tolerâncias pequenas que as mesmas exigem para um bom ajuste e desempenho durante seu uso pelo paciente. Em virtude disto, uma atenção maior será dada a este tipo de processo.

## FUNDIÇÃO PELO PROCESSO DE CERA PERDIDA

Este processo exige um dispendioso modelo de cera ou plástico, e é de grande importância na produção de produtos de tolerâncias pequenas e de formas complexas. O modelo é obtido através da injeção de cera, mercúrio ou plástico (poliestireno) em um molde metálico. Obtidos os modelos, monta-se os mesmos sobre um sistema de canais de alimentação formando-se o conjunto dos modelos. A partir deste conjunto, constituído do modelo e sistema de alimentação, dois tipos de molde podem ser obtidos: molde-bloco ou de casca de cerâmica.

No molde-bloco a estrutura composta pelos modelo e sistema de alimentação é revestida com partículas finas através da imersão em uma pasta para revestimento primário. Em seguida, a estrutura é colocada dentro de uma caixa de molde e vaza-se um revestimento secundário ao seu redor formando-se o molde monolítico. Após a caixa ser vibrada durante  $\pm 20$  minutos de modo a eliminar a bolhas de ar, o material do molde inicia o processo de endurecimento que é semelhante ao observado no cimento. Então, a caixa de molde é aquecida em um forno a 200 C para fundir a cera e posteriormente o molde é retirado da caixa e levado novamente ao forno a uma temperatura entre 650 - 1000 °C para eliminar os traços de material do modelo (cera, plástico, mercúrio). O molde-bloco é amplamente empregado na fundição de grandes peças de aço, níquel e outros materiais de alto ponto de fusão (ligas de cobalto) , sendo principalmente usado em ligas leves e na produção de fundidos de tamanho pequeno e médio.

No molde de casca de cerâmica, após o revestimento primário faz-se um revestimento secundário no qual o molde é estufado com material refratário grosseiro e secado posteriormente. Essas etapas são repetidas várias vezes, até que se obtenha a espessura de molde desejada. Os revestimentos por imersão primário e secundário contêm ligantes como etil-silicatos, e os refratários são principalmente zirconita, silimanita ou alumino-silicatos. O processo de estufagem pode ser feito por molhamento ou imersão em leito fluidizado. Geralmente utiliza-se o molhamento para se obter a camada inicial e fluidização para as camadas posteriores.

O enchimento do molde pode ser da forma tradicional ou pode-se utilizar um forno basculante a fim de se obter uma baixa pressão ou uma atmosfera controlada durante o vazamento do metal líquido.

Peças complexas podem ser produzidas através confecção de partes do modelo e posterior montagem destas formando o modelo; além da utilização de machos solúveis que ficam embutidos na peça fundida e são posteriormente dissolvidos em ácido apropriado.

## 2.5) FORMAÇÃO DOS DEFEITOS DE FUNDIÇÃO

Apesar das vantagens de se produzir peças acabadas ou semi-acabadas através do processo de fundição, existem alguns inconvenientes, como a formação de defeitos durante a solidificação que são muito influenciados pelo projeto da peça e da prática de fundição. Em particular, as próteses odontológicas apresentam, geralmente, defeitos como: macrossegregação, microssegregação e vazios de contração. As alterações das condições de fundição pode levar a uma razoável redução da segregação, ou direcionar a sua formação para o centro ou superfície do lingote.

A micro e macrossegregação estão associadas à redistribuição do soluto durante a solidificação. A microssegregação ou segregação de curto alcance é assim denominada, quando a distância que ela alcança é da ordem do tamanho de grão. Quando esta distância estende-se da superfície ao centro de um lingote a segregação é dita macrossegregação ou segregação de longo alcance.

Os vazios de contração, como já dito, são gerados pela diminuição de volume de material, à medida que a solidificação se processa, aliado à falta de metal líquido nesta região para preencher estes vazios. Isto pode ocorrer quando não se tem um projeto adequado da peça, de modo que parte do metal líquido pode ficar aprisionado dentro da mesma, gerando estes vazios à medida que o líquido se solidifica. Como as próteses odontológicas possuem, geralmente, uma geometria complexa e não existe um estudo mais aprofundado do projeto das mesmas, as diversas frentes de solidificação podem possibilitar este aprisionamento do metal líquido, principalmente onde há uma descontinuidade geométrica.

A utilização de massalotes em determinadas regiões da peça, de modo a garantir que o último líquido a se solidificar se localize nesta região, pode solucionar este problema. Mas, a localização errada destes massa-lotes pode contribuir para formação deste tipo de defeito. Quando o molde é confeccionado combinando-se materiais refratários, para garantir que determinadas regiões se solidifiquem lentamente, e materiais condutores de calor, para garantir que outras regiões se solidifiquem mais rapidamente, os vazios de contração podem ser eliminados com maior eficiência. A utilização de temperatura de vazamento mais alta pode ajudar a solucionar ou minimizar este problema, mas como já visto, isto prejudica as propriedades mecânicas da peça fundida, em decorrência da formação de uma microestrutura mais grosseira (tamanho de grão e espaçamento interdendrítico maiores) [36].

A microssegregação pode ser dividida em: celular, dendrítica e de contorno de grão. As próteses odontológicas fundidas apresentam uma estrutura dendrítica e geralmente, quando observada, a segregação situa-se ao longo dos contornos de grão. Será focada neste trabalho somente a microssegregação dendrítica e de contorno de grão.

## SEGREGAÇÃO INTERDENDRÍTICA

Durante a solidificação dendrítica, a quantidade de soluto rejeitado para a região interdendrítica pode ser excessiva propiciando a formação de segundas fases em proporções acima das obtidas através do diagrama de equilíbrio. A redistribuição de soluto depende da condição de mistura já citada; e é provável que esta condição varie durante a solidificação, ocorrendo desde distribuição de soluto com difusão no líquido e convecção até mistura completa [37].

A microsegregação entre as ramificações dendríticas primárias é mais acentuada que nas secundárias. O nível de microsegregação é definido pelo espaçamento interdendrítico, que por sua vez está relacionado com as condições de solidificação. O tempo local de solidificação  $t_s$  (tempo entre o início e término da solidificação de um dado local da peça) tem grande influência sobre o espaçamento interdendrítico; ele é inversamente proporcional à velocidade de resfriamento, de modo que: uma maior velocidade de resfriamento implica em um tempo local de solidificação menor, e conseqüentemente, em um espaçamento interdendrítico menor, propiciando melhores propriedades mecânicas. A relação entre o espaçamento interdendrítico e a velocidade de resfriamento  $R$  proposta por [27] é dada pela expressão:

$$\lambda = b.(G.R)^{-n} \quad (2.18)$$

onde  $n$  varia entre  $1/2$  e  $1/3$  para espaçamentos secundários, e está próximo de  $1/2$  para espaçamentos primários. Note-se que o produto  $G.R$  é a taxa de resfriamento  $\dot{T}$  ( $\dot{T}=G.R$ ), mostrando assim que o espaçamento interdendrítico está relacionado com este parâmetro.

A eficiência do tratamento térmico de homogeneização - utilizado para diminuir a microsegregação dendrítica - diminui à medida que o espaçamento interdendrítico aumenta, sendo necessário um tempo de homogeneização maior para se conseguir melhores resultados: o tempo de homogeneização, para uma dada temperatura, é proporcional ao quadrado do espaçamento interdendrítico.

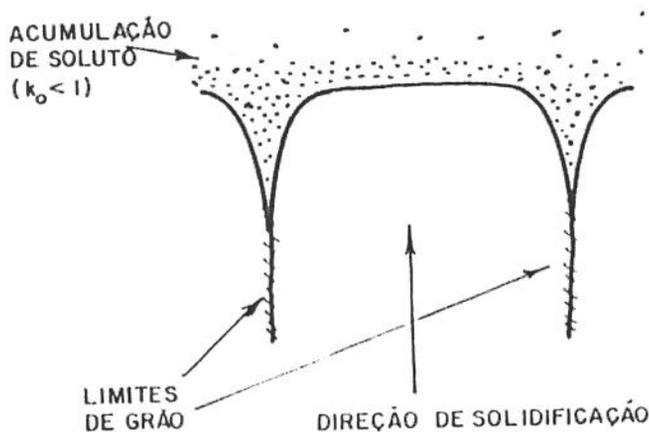
## SEGREGAÇÃO EM CONTORNO DE GRÃO

A causa da macrosegregação está vinculada ao movimento de fases altamente segregadas dentro da zona pastosa. O movimento destas fases é dado pela flutuação ou sedimentação das mesmas quando precipitadas próximas à frente de solidificação. Grãos equiaxiais, quando não bloqueados por outros grãos, podem flutuar ou sedimentar-se. Isto pode ocorrer também com as inclusões. Uma outra maneira deste movimento ocorrer é através

do movimento de líquido dentro da zona líquido-sólido (pastosa) como um resultado das contrações térmicas durante solidificação ("shrinkage") e diferença de densidade no líquido interdendrítico. Este movimento é uma das mais importantes causas da segregação [27].

A segregação em contornos de grão pode ser ocasionada de duas formas. Quando se tem o contorno do grão paralelo à direção de solidificação, as exigências de energia superficial produzirão um efeito de cavidade no contorno do grão - profundidade típica de aproximadamente  $10\ \mu\text{m}$  -, visualizada na figura 2.19 [37]. O super-resfriamento constitucional tende a melhorar as condições energéticas favorecendo a uma segregação significativa na cavidade do contorno de grão, mesmo no caso de interface celular. Quando existe a formação de uma microestrutura dendrítica, a situação é mais complexa, visto que os movimentos do líquido nos espaços interdendríticos são mais predominantes.

Um outro tipo de segregação de contorno de grão é causada pelo encontro de duas interfaces em movimento, com componente de crescimento normal, uma em relação a outra, como vista na figura 2.20 [37], contribuindo para formação de uma região com alta concentração de soluto. Isto faz com que este tipo de segregação possa ser considerado como uma forma de macrossegregação.



**Figura 2.19** - Representação da seção de um contorno de grão [37].

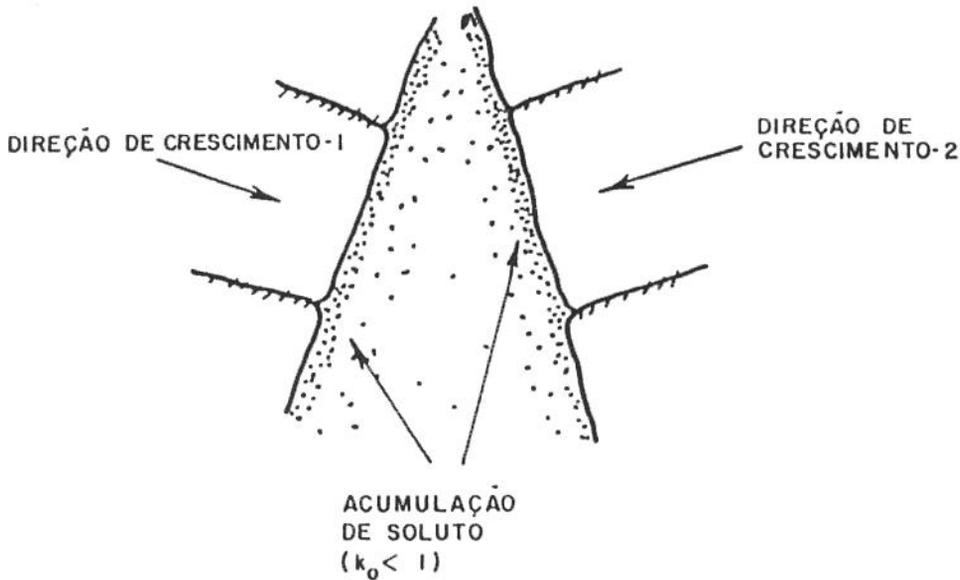


Figura 2.20 - Segregação de contorno de grão formada pelo encontro frontal de duas interface sólido/líquido [37].

## 2.6) TRATAMENTOS TÉRMICOS E MICROESTRUTURAS

As propriedades mecânicas, em especial a ductilidade, a tenacidade à fratura e a resistência mecânica estão associadas, dentre outros fatores, com a microestrutura (tamanho de grão, textura, etc). O tratamento térmico de ligas em geral assumi um papel importante na obtenção destas mesmas propriedades, visto que o mesmo pode alterar a microestrutura do material.

As ligas de Co - Cr - Ni podem sofrer tratamentos de recozimento completo para alívio de tensões. O tratamento de solubilização dificilmente é aplicado, visto que os precipitados da fase inicial  $\gamma$  geralmente não contribuem para o endurecimento das ligas de cobalto. Por outro lado, o tratamento de envelhecimento é aplicado para mudar a distribuição de carbonetos. As tabelas 2.7, 2.8 e 2.9 [28] fornecem as temperaturas para determinados tratamentos térmicos de algumas ligas.

Para as ligas a base de cobalto fundidas não se recomenda o recozimento em detrimento da precipitação de carbonetos grosseiros durante o posterior resfriamento lento.

Aparentemente, não há uma influência da taxa de resfriamento sobre as propriedades das ligas de cobalto recozidas ou com alívio de tensões visto que os precipitados tipo  $\gamma$  não são envolvidos no processo de endurecimento.

O envelhecimento das ligas de cobalto endurecíveis produz a precipitação aleatória de carbonetos complexos e intermetálicos. A liga HS31 possui precipitados do tipo  $Cr_{23}C_6$ ,  $Cr_3C_2$  ou  $M_6C$ ; uma percentagem mais alta de Cr em relação ao C favorece a formação de  $Cr_{23}C_6$ , onde o Cr pode ser substituído em parte por Co, Fe, W e Ni. Estes carbonetos podem ter uma forma discreta (envelhecimento próximo à  $760^\circ C$ ), acicular (envelhecimento a altas temperaturas) ou lamelar (nucleado pelo resfriamento a partir de uma temperatura de solubilização entre  $1205^\circ C$  a temperatura onde o  $Cr_{23}C_6$  precipita). Estudos sobre o efeito do tratamento de envelhecimento sobre as propriedades de tração das ligas X40 (57.5 Co/ 0.5 C /22 Cr /10 Ni /1.5 Fe /7.5 W /0.5 Mn /0.5 Si) mostraram que o tratamento 50 hora a  $720^\circ C$  e posterior resfriamento ao ar, resultou em um aumento de mais de 50% no limite de escoamento, a uma temperatura de  $595^\circ C$ , em relação ao mesmo material fundido. Mas, proporcionalmente, houve uma diminuição da ductilidade. Por outro lado, a vida até a ruptura por fluência, decorrente deste tratamento, teve um aumento médio de 290% em relação ao material fundido [28].

As ligas a base de cobalto, salvo aquelas fundidas a vácuo - pois possuem elementos reativos (zircônio) - , geralmente não sofrem ataques da atmosfera do forno, e o ar ambiente pode ser usado para tratamento térmico.

Algumas composições de ligas trabalhadas e fundidas resistentes ao calor são mostradas nas tabelas 2.10 e 2.11 [28].

### 2.6.1) LIGAS DE COBALTO PARA ALTAS TEMPERATURAS

Dentre estes tipos de ligas destacam-se as superligas. As superligas tem sido usadas em serviços à temperatura acima de  $650^\circ C$ . A figura 2.21 [1] mostra a resistência a ruptura por 100 horas para diferentes temperaturas.

A necessidade de uma liga que pudesse ser fundida - pois o processo de forjamento era limitado - e aplicada a altas temperaturas durante a Segunda Guerra Mundial, levou a utilização do Vitallium (liga usada em próteses odontológicas e ortopédicas) com excelentes resultados na resistência mecânica.

**Tabela 2.7** - Ciclo de tratamentos térmicos para ligas de Cobalto resistentes ao calor [28].

LIGAS A BASE DE Co-Cr-Ni	ALÍVIO DE TENSÕES		RECOZIMENTO	
	TEMPERATURA (°C)	TEMPO DE PERMANÊNCIA POR POLEGADA DE SECCÃO (h)	TEMPERATURA (°C)	TEMPO DE PERMANÊNCIA POR POLEGADA DE SECCÃO (h)
L-605 (HS-25)	*	-----	1230	1
N-155 (HS-95)	*	-----	1175	-----
S-816	*	-----	1205	1

\* Recozimento Completo é recomendado quando um posterior processo de conformação for efetuado. Por outro lado, um alívio de tensões pode ser feito a aproximadamente 55 °C abaixo da temperatura de recozimento [28].

**Tabela 2.8** - Temperaturas para tratamentos térmicos de ligas de Cobalto [28].

LIGAS A BASE DE COBALTO	SOLUBILIZAÇÃO			ENVELHECIMENTO		
	T (°C)	TEMPO (h)	PROCEDIMENTO DE RESFRIAMENTO	T (°C)	TEMPO (h)	PROCEDIMENTO DE RESFRIAMENTO
L-605 (HS-25)	1230	1	Resfriar rápido ao ar	♣	-----	-----
Haynes 188	1175	1/2	Resfriar rápido ao ar	-----	-----	-----
Haynes 556	1175	1/2	Resfriar rápido ao ar	-----	-----	-----
S-816	1175	1	*	760	12	Resfriar ao ar
Stellite 6B	1230	1	Resfriar ao ar	-----	-----	-----

\* Para se obter uma têmpera adequada após a solubilização, é necessário resfriar, logo abaixo de 540 °C, suficientemente rápido, para evitar a precipitação nesta faixa de temperatura intermediária. ♣ O envelhecimento ocorre em serviço para elevadas temperaturas.

Tabela 2.9 - Temperaturas para tratamentos térmicos de ligas de Cobalto [28].

LIGAS A BASE DE COBALTO	SOLUBILIZAÇÃO			ENVELHECIMENTO		
	T (°C)	TEMPO (h)	PROCEDIMENTO DE RESFRIAMENTO	T (°C)	TEMPO (h)	PROCEDIMENTO DE RESFRIAMENTO
A-286	1095	2	Resfriar rápido	720	-----	Resfriar ao ar
FXS-414	1150	4	Resfriar rápido	980	-----	Resfriar ao ar
Hasteloy B	1175	2	Resfriar rápido	♣	-----	-----
Hasteloy C	1220	1	Resfriar rápido	♣	-----	-----
HIS-31 (X40)	*	-----	-----	-----	-----	-----

\* Não sofre tratamento térmico; ♣ O envelhecimento ocorre em serviço para elevadas temperaturas.

Tabela 2.10 - Composição química de ligas trabalhadas resistentes ao calor [28].

LIGAS	NÚMERO UNS	COMPOSIÇÃO										
		Cr	Ni	Co	Mo	W	Nb	Ti	Al	Fe	C	Outros
Haynes 25 (L-605)	R30605	20,0	10,0	50,0	----	15,0	----	----	----	3,0	0,10	1,5 Mn
Haynes 188	R30188	22,0	22,0	37,0	----	14,5	----	----	----	3,0 max.	0,10	0,90 La
S-816	R30816	20,0	20,0	42,0	4,0	4,0	4,0	----	----	4,0	0,38	----
Stellite 6B	-----	30,0	1,0	61,5	----	4,5	----	----	----	1,0	1,0	----
UMCo-50	-----	28,0	----	49,0	----	----	----	----	----	2,0	0,12 max.	----

Tabela 2.11 - Composição química de ligas fundidas a base de Cobalto [28].

LIGAS	COMPOSIÇÃO								
	Cr	Ni	Co	W	B	Al	Fe	C	Outros
FSX-414	29,0	10,0	52,5	7,5	0,01	----	1,0	0,25	-----
Haynes 21	27,0	3,0	64,0	----	----	----	1,0	0,25	5 Mo
Haynes 25 (L-605)	20,0	10,0	54,0	15,0	----	----	1,0	0,1	-----
S-816	20,0	20,0	42,0	4,0	----	----	4,0	0,4	4 Mo, 4Nb, 1,2 Mn, 0,4 Si
X-40	22,0	10,0	57,5	7,5	----	----	1,5	0,50	-----

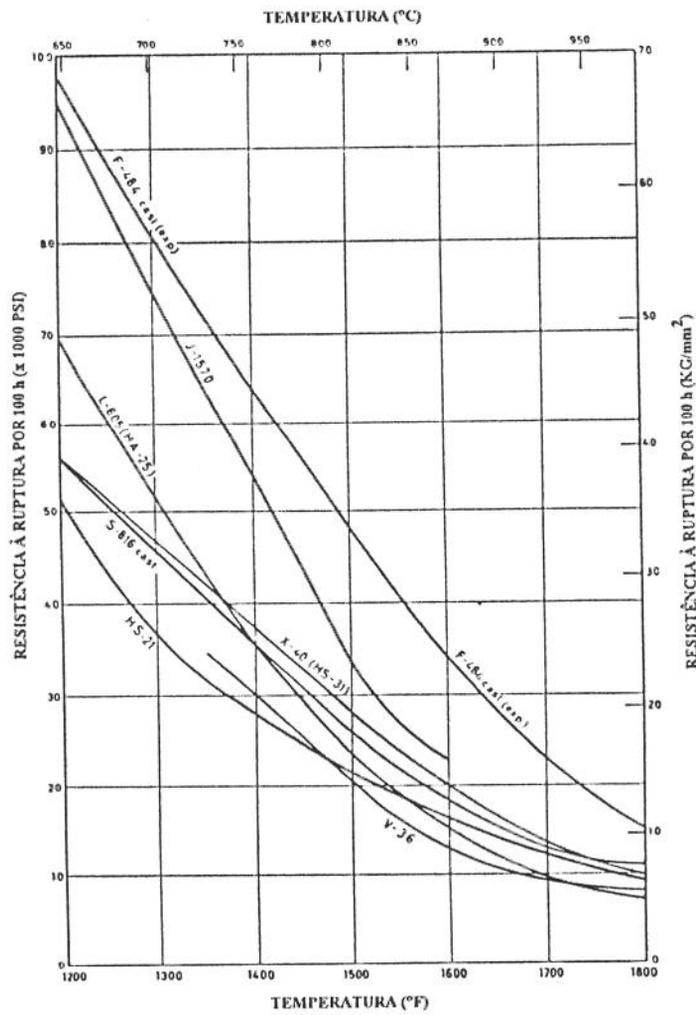


Figura 2.21 - Resistência à ruptura por 100 horas de algumas superligas para diferentes temperaturas [1].

A diminuição da percentagem de C de 0.5% para 0.3% melhorou a ductilidade e, a adição de 1.5 a 3.5% de Ni combinou uma dureza máxima de 42 Rc, obtida pelo envelhecimento, mantendo uma ductilidade satisfatória. Esta liga foi denominada Haynes Stellite Alloy N° 21 (HS21). Modificações posteriores, levaram a formação de outras ligas como: 61, 6059, 422-19 e X-40 [1]. A adição de Ni e C nestas ligas pode abaixar a temperatura de transformação (417 °C) HCP ( $\epsilon$ )  $\leftrightarrow$  CFC ( $\alpha$ ), permitindo que a estrutura CFC se mantenha à temperatura ambiente, melhorando a resistência ao choque térmico [29].

Algumas pesquisas verificaram que o molibdênio possui um papel importante no melhoramento da resistência à fluência, aumentando a temperatura de amolecimento ou recristalização do ferro. O cobalto pode ter este mesmo efeito sobre o aço, quando aplicado em percentagens elevadas [1].

Partindo-se do conceito de que a uma menor solubilidade permite um maior endurecimento por solubilização, o cromo é um bom endurecedor de níquel. Este endurecimento será maior se se adiciona cobalto, pois a solubilidade do cromo no cobalto é metade daquela entre ele e o níquel [1]. O cromo não é trabalhável a frio em comparação com os metais da família VA, mas possui uma boa resistência à oxidação. Esta resistência pode ser afetada pelo aumento da temperatura acima de 925 °C. Um outro aspecto do cromo é a sua baixa temperatura de fusão e alta pressão de vapor para esta temperatura, impossibilitando fundição a vácuo. Um dos aspectos negativos do cromo é a sua alta temperatura de transição dútil - frágil, tornando-o frágil à temperatura ambiente. Um aumento de 2 ppm de nitrogênio eleva a temperatura de transição de 150 para 680 °F [29].

Além do W, Mo e Cr, que possibilitam o endurecimento por solubilização, o carbono poderá aumentar a resistência mecânica pela formação de carbonetos. Algumas ligas como S-816, 422-19 e HS21 possuem um limitado endurecimento por envelhecimento, mas suas propriedades de resistência e ductilidade são destacadas a altas temperaturas. Esta ductilidade tende diminuir à temperatura ambiente.

Pesquisas mostraram que o nitrogênio teve um efeito endurecedor nas ligas Co-Cr com 20 a 32% de Cr, exibindo uma estrutura cristalina CFC nos testes de ruptura por fluência feitos a 915 e 1000 °C. A liga apresentou uma maior resistência à ruptura por 100 horas a 816 °C, para 0.25 e 0.33% de nitrogênio.

Os efeitos de alguns elementos nas superligas são dados abaixo:

- Nb, Cr, Mo, W e Ta endurecem a liga pela formação de solução sólida;
- Ni estabiliza a fase CFC na matriz;
- Ni, Ti, Cr, Mo e W formam carbonetos;
- C e N permitem a formação de carbonetos e carbonitretos;
- Al, Mo, Ti, W e Ta formam fases intermetálicas e endurecem a liga pela formação de

precipitado;

- Al e Cr elevam a resistência à oxidação;
- La, Y e Th elevam a resistência à corrosão a quente [24].

## TRATAMENTO TÉRMICO

O endurecimento por solução sólida, envelhecimento (solubilização e precipitação) e a dispersão de óxidos na matriz metálica são os principais meios de endurecimento das superligas [24].

As superligas endurecidas por solubilização possuem melhores resistência à ruptura e fluência à medida que se aumenta a temperatura de solubilização, mas perde em ductilidade. A figura 2.22 [1] mostra o efeito da temperatura de solubilização sobre a resistência à ruptura por 1000 horas e o alongamento da liga N – 155.

Durante o endurecimento das superligas, por formação de solução sólida, a presença de segundas fases (carbonetos, compostos intermetálicos) proporciona um mecanismo secundário de endurecimento [24].

O tratamento térmico das ligas endurecíveis por envelhecimento proporciona uma fina dispersão de precipitados responsáveis pelo endurecimento da matriz. A figura 2.23 [1] mostra o efeito da temperatura de solubilização sobre a vida até ruptura a 870 °C a uma tensão de 172 MPa da liga Inconel 700 (29% Co).

### 2.6.2) LIGAS RESISTENTES AO DESGASTE

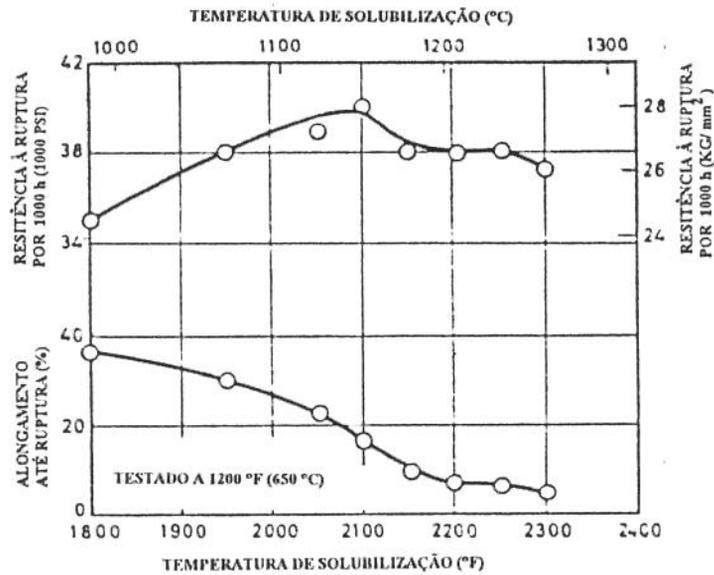
São conhecidas como Stellites e possuem uma composição básica de cobalto, cromo, molibdênio e tungstênio. Estas ligas possuem uma boa dureza a altas temperaturas e, sua resistência ao desgaste e tenacidade variam de liga para liga. O carbono possui uma extensiva influência sobre estas propriedades.

## TRATAMENTO TÉRMICO

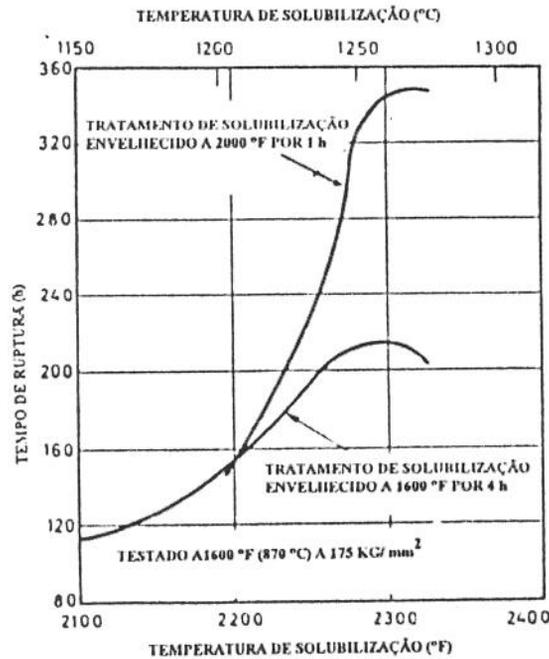
O envelhecimento produz um aumento da resistência das ligas tipo Stellite. Pesquisas demonstraram que este tratamento feito entre 705 e 815 °C produz um certo grau de instabilidade estrutural. O grau de dureza está vinculado ao aspecto, à quantidade e dispersão dos precipitados, os quais estão vinculados à composição, temperatura e duração do tratamento térmico. A ductilidade destas ligas tende a decrescer com este tratamento de modo a comprometer o desempenho em serviço.

### 2.6.3) LIGAS DE COBALTO - APLICAÇÕES ODONTOLÓGICAS E ORTOPÉDICAS

As ligas de cobalto possuem características que favorecem suas aplicações na Odontologia, quais sejam: boa fundibilidade, resistência à abrasão e oxidação, compabilidade com o tecido bucal, alta resistência mecânica, rigidez, densidade baixa e baixo custo em relação aos metais preciosos.



**Figura 2.22** - Efeito da temperatura de solubilização sobre a resistência à fluência por 1000 horas e o alongamento da liga N-155 [1].



**Figura 2.23** - Efeito da temperatura de solubilização sobre a vida até ruptura a 870 °C sob uma tensão de 172 MPa da liga Inconel 700 [1].

A tabela 2.12 [1] mostra a composição de algumas ligas trabalhadas e fundidas. O Mn e Si conferem a liga uma boa fundibilidade, mas pode prejudicar a ductilidade quando suas percentagens excedem 0.5%. As percentagens de cromo estão entre 28 e 31%, o molibdênio fixo em 5% e o carbono de 0.35 a 0.5%. Especificações diferentes das faixas indicadas acima, no sentido de aumentar ou diminuir estas percentagens, podem respectivamente, diminuir o limite de resistência ao escoamento ou prejudicar a ductilidade. Algumas propriedades mecânicas são dadas na tabela 2.13 [1].

A microestrutura das ligas de Co-Cr fundidas é formada por uma matriz austenítica composta de uma solução sólida de cobalto e cromo em uma estrutura dendrítica central. Os tipos e formas dos carbonetos formados dependeram das condições de manipulação e composição da liga. Isto faz com que as propriedades mecânicas variem consideravelmente.

## TRATAMENTO TÉRMICO

Existem vários tratamentos térmicos recomendados para as ligas a base de cobalto, mas as conclusões sobre o efeito destes nas propriedades mecânicas têm sido divergentes. Alguns estudos revelam que os tratamentos térmicos de ligas a base de cobalto tendem a reduzir o limite de resistência ao escoamento e seu alongamento [26]. Serão mostrados posteriormente alguns resultados de propriedades mecânicas decorrentes de determinados tratamentos térmicos

em uma liga específica.

Estudos sobre o mecanismo de endurecimento da liga Vitallium (HS21), fundidas e trabalhadas, revelaram que o mecanismo está vinculado ao bloqueio do deslizamento da fase CFC efetuado pelas falhas de empilhamento desta mesma fase, e pelas bandas da fase HCP as quais são formadas a partir desta fase CFC, através de uma transformação martensítica. A densidade de falha de empilhamento e a transformação martensítica tendem a aumentar com o envelhecimento. Os precipitados formados estão alinhados com o plano basal da estrutura HCP ou entre a interface HCP/CFC [30].

A utilização do processo HIP ("hot isostatic pressing") nas ligas fundidas melhorou as propriedades de resistência e ductilidade, devido à diminuição das microporosidades da fundição. As tabelas 2.14, 2.15 e 2.16 [30] mostram as composições, os tratamentos térmicos e as propriedades mecânicas, respectivamente.

Um outro trabalho [18] mostrou que a adição de alumínio, titânio e boro, melhoram a estrutura fundida através da diminuição da porosidade, inclusões não metálicas, segregação interdendrítica e do tamanho de grão. A adição do níquel promove uma diminuição da densidade de discordâncias dissociadas, falhas de empilhamento e maclas. Esta é uma explicação para a diminuição das propriedades de tração e aumento da ductilidade.

**Tabela 2.12** - Composição química de algumas ligas trabalhadas e fundidas [1].

LIGAS FUNDIDAS	COMPOSIÇÃO									
	Cr	Ni	Co	W	Mo	Si	Fe	Mn	C	Outros
Vitallium	30,8	----	62,5	----	5,1	0,3	0,7	0,5	0,4	-----
Nobilium	28,0	0,1	65,0	----	5,0	0,05	0,5	0,1	0,4	1,0 V
Wisil	27,0	----	66,2	----	4,5	0,4	< 1	1,0	0,35	-----
Croform	30,0	----	60,0	----	5,0	+	+	+	+	-----

♣ Quantidade não especificada.

**Tabela 2.13** - Propriedades mecânicas de ligas Odontológicas fundidas a base de Cobalto [1].

LIGAS FUNDIDAS	LIMITE DE ESCOAMENTO (psi)	TENSÃO DE FRATURA (psi)	ALONGAMENTO ATÉ FRATURA (%)
Vitallium	58000	97000	4,1
Nobilium	88000	168000	3,8
Wisil	86860	123000	10,2
Croform	81000	120000	8,0
Virilium	50000	100000	5,0

**Tabela 2.14** - Composição química de ligas Odontológicas [30].

LIGAS	COMPOSIÇÃO QUÍMICA
HS-21 Fundida	Co; 28,5 Cr; 5,7 Mo; 2,2 Ni; 0,4 Fe; 0,3 C; 0,4 Si; 0,5 Mn
HS-21 Trabalhada	Co; 26,7 Cr; 5,5 Mo; 0,01 Ni; 0,1 Fe; 0,15 C
Especificação ASTM F75-67	Co; 27-30 Cr; 5-7 Mo; 2,5 max. Ni; 0,75 max. Fe; 0,32 max. C; 1,0 max. Si; 1,0 max. Mn

**Tabela 2.15** - Tratamentos térmicos de ligas Odontológicas [30].

LIGAS	TRATAMENTOS TÉRMICOS	
	SOLUBILIZAÇÃO	ENVELHECIMENTO
HS-21 Trabalhada	1230 °C (4h)	650 °C (20h)
HS-21 * Fundida	1230 °C (1h)	650 °C (20h)

\* Passa pelo processo de H.I.P (pressão de  $10^8$  N/m<sup>2</sup> a 1200 °C por 4 h.) antes dos tratamentos térmicos.

Tabela 2.16 - Propriedades mecânicas de ligas Odontológicas [30].

CONDIÇÕES	LIMITE DE * ESCOAMENTO ( $10^8$ N/m <sup>2</sup> )	TENSÃO DE FRATURA ( $10^8$ N/m <sup>2</sup> )	ALONGAMENTO ATÉ FRATURA (%)	DUREZA (R <sub>c</sub> )
Fundida + 1230 °C (1h) + têmpera em gás	4,5-6,9	6,9-11,0	8-21	23-27
Fundida + 1230 °C (1h) + têmpera em gás + 650 °C (20h)	5,1-7,1	7,5-11,5	8-17	26-28
Fundida + HIP	3,8-6,0	6,8-9,3	8-12	28-30
Idem +1230 °C (1h) + têmpera em gás + 650 °C (20h)	4,7-7,2	6,2-11,0	12-16	26-28

\* 0,2% de Deformação Permanente

## 2.7) PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS ESTRUTURAS DE FUNDIÇÃO

Uma peça fundida deve possuir determinadas propriedades mecânicas a fim de ter um bom desempenho durante sua vida útil, dentro das condições de serviços (temperatura (alta, baixa), ambiente (corrosivo, neutro), esforços (estático, dinâmico, cíclico) especificadas.

Para se avaliar a qualidade da peça, no que se refere às propriedades mecânicas, vários ensaios mecânicos podem ser efetuados, dentre eles: ensaio de tração, dureza e impacto.

Existe uma tendência em que materiais com alto limite de resistência à tração possuem geralmente alto limite de escoamento, resistência à compressão e ao cisalhamento refletindo em uma baixa ductilidade e tenacidade. Mas essa tendência pode ser alterada dependendo do tipo de material, composição, tratamento térmico e outras variáveis que requerem um exame das propriedades mecânicas mais específico. A significância e a peculiaridade de algumas propriedades mecânicas para os metais fundidos serão analisadas a seguir [31]

### 2.7.1) PROPÓSITOS DOS ENSAIOS MECÂNICOS

Quando não se conhece determinadas propriedades de um material a ser utilizado na produção de uma peça, é necessário que se façam ensaios mecânicos, a fim de verificar se o mesmo atende os requisitos do projeto. Caso não atenda, este material pode ser substituído por

outro mais adequado, ou se o projeto permitir, pode-se fazer um redimensionamento da peça de modo que se possa utilizar o mesmo material com maior disponibilidade sem afetar o desempenho da peça em serviço. A escolha de um ou outro procedimento dependerá da flexibilidade do projeto e dos custos envolvidos.

Definido o material e finalizado o projeto, os ensaios mecânicos podem ser utilizados no controle de qualidade das peças para assegurar que as mesmas estejam dentro das especificações do fabricante ou comprador.

No desenvolvimento de novas técnicas de processamento ou ligas, e na substituição de material os ensaios mecânicos são uma ferramenta útil na avaliação e quantificação do melhoramento, ou não, obtidos através destas alterações e inovações.

### 2.7.2) AMOSTRAS PARA ENSAIOS MECÂNICOS

Os ensaios mecânicos exigem a confecção de corpos de prova que, no caso de materiais fundidos, podem ser obtidos de três formas diferentes:

- 1) A amostra pode ser fundida separadamente em um molde específico com dimensões e geometria adequadas para produção dos corpos de prova;
- 2) As amostras podem ser extraídas de partes da peça fundida;
- 3) As peças produzidas podem ser usadas como amostras para serem ensaiadas.

No primeiro caso, o metal é vazado em um molde com dimensões e geometria adequados, de forma a eliminar os defeitos de fundição, permitindo que a propriedade do material possa ser determinada com um mínimo de influência dos defeitos e das condições de vazamento, moldagem e alimentação. Este método pode ser empregado para se controlar as propriedades mecânicas de peças de modo a garantir a qualidade das mesmas, ou para se comparar as propriedades mecânicas de diferentes ligas. A desvantagem deste método é que não se pode garantir que as propriedades obtidas dos ensaios dos corpos de prova serão aquelas apresentadas pela peça em serviço.

A obtenção do corpo de prova diretamente da peça fundida representa um custo maior, além do fato que as propriedades estarão restritas ao local do qual o mesmo foi extraído, não podendo ser tomada como um valor para peça inteira. Um corpo de prova retirado do centro de uma peça de grande espessura tende a possuir propriedades mecânicas inferiores em relação ao extraído da superfície de uma peça fina. Por outro lado, as condições de composição, temperatura de fundição e condições do molde apresentam-se mais próximas da peça fundida, permitindo que se tenha uma propriedade do corpo de prova bem próxima da apresentada pela peça fundida. Este método exige um estudo do melhor local para se retirar os corpos de prova e uma cuidadosa e criteriosa interpretação dos resultados.

O ensaio direto das peças fundidas, quando viável e necessário, fornece valores mais confiáveis para as propriedades mecânicas, podendo-se prever o desempenho da peça em serviço com mais segurança.

### 2.7.3) PROPRIEDADES DE TRAÇÃO E FADIGA

O ensaio de tração é muito utilizado na determinação e controle das propriedades de resistência mecânica dos materiais. Estas propriedades estão, intimamente, relacionadas com a estrutura interna do material. A fim de se obter um melhor desempenho da peça durante sua utilização, a propriedades dos materiais podem ser alteradas das seguintes formas [31]:

a) Devido as diferenças entre os diversos materiais determinadas propriedades tendem a ser melhores em uns e piores em outros. Assim, um primeiro passo para se obter uma desejada propriedade começa na escolha do material.

b) A adição de elementos de liga pode alterar as propriedades de um material no sentido de torná-lo mais adequado à sua função.

c) O controle de algumas variáveis do processo de fundição (temperatura de vazamento, temperatura do molde, taxa de resfriamento), bem como a introdução de inoculantes e/ou vibração mecânica são parâmetros que podem alterar as propriedades.

d) Uma outra forma, são os tratamentos térmicos e químicos que podem conferir ao material desejadas propriedades.

Através do ensaio de tração pode se determinar um várias propriedades: limite de escoamento, resistência à fratura, resistência máxima, alongamento total, percentagem de redução de área e módulo de elasticidade.

O limite de escoamento é uma propriedade importante quando não se deseja que a peça tenha uma deformação plástica, pois isto representaria o fim de sua vida útil, mesmo sem a ocorrência de fratura da mesma. Em casos onde uma deformação plástica é permitida, sem que haja um comprometimento do desempenho da peça, a tensão de fratura passa a ser um propriedade de interesse.

A tensão de escoamento é mais influenciada pelos fatores que alteram a resistência intrínseca do material, como a mudança de composição, que pelos defeitos oriundos do processo - porosidades, inclusões, microtrincas. Estes defeitos são mais prejudiciais à resistência máxima de tração. É de se esperar então que uma liga possua um limite de escoamento razoavelmente fixo e tenha diferentes resistência máxima de tração de acordo com a quantidade de defeitos.

A dutilidade da material pode ser medida através do alongamento total da peça até a fratura. Quanto maior o escoamento plástico, maior o alongamento, caracterizando um material

dútil. No ensaio de tração, o material tem um escoamento plástico uniforme (o diâmetro em toda a extensão da peça tende a diminuir uniformemente à medida que a mesma se alonga) até a resistência máxima de tração, a partir da qual há uma concentração da deformação em uma área formando um empescoamento ("necking") da peça. A redução do diâmetro da peça é uma boa medida do empescoamento. Material com alta resistência mecânica tende a ter um alongamento total menor, isto é observado melhor nos aços. A percentagem de redução da área no ponto de empescoamento, quando presente, é muito influenciada pela falta de homogeneidade introduzida pelos defeitos (porosidades, inclusões, etc), tornando-se um parâmetro mais importante na avaliação da qualidade do material. Quando se fixa uma composição e tratamento térmico, o material é dito de melhor qualidade quanto maior for a percentagem de redução da área, ou seja, o material possui uma microestrutura mais refinada e com menos porosidades e inclusões.

O módulo de elasticidade é dado pela inclinação da curva tensão-deformação, e fornece um fator de rigidez. Seu valor mostra a capacidade do material se deformar elasticamente à medida que o carregamento aumenta. Esta propriedade sofre pouca influência dos tratamentos térmicos, processo de fabricação ou composição. Em condições que requerem baixas deformação elástica, e uma vez que isto não pode ser feito através do aumento das dimensões da peça, materiais com alto módulo de elasticidade são requisitados. O ferro fundido cinzento não tem um módulo bem definido devido ao veios de grafita que atuam como concentradores de tensão, viabilizando a deformação plástica, mesmo a baixas cargas[31].

Já é de conhecimento geral a tendência que as propriedades mecânicas têm de melhorar com a diminuição do tamanho de grão. Os fundidos apresentam tamanho de grão (0,01 cm) bem maior que os materiais trabalhados afetando principalmente a distribuição de porosidades, inclusões e microsegregação, pelo fato destas heterogeneidades se concentrarem preferencialmente nos contornos de grão. As mesmas estarão mais homogeneamente distribuídas quanto menor o tamanho de grão. Em fundidos com estrutura dendrítica as heterogeneidades se localizam no contorno dendrítico que pode fazer ou não parte do contorno de grão dendrítico. Estas heterogeneidades localizadas no contorno de grão propiciam que uma trinca propague preferencialmente por esta região; então a diminuição destas dificulta esta propagação melhorando as propriedades mecânicas. A utilização de tratamentos térmicos e o aumento da taxa de resfriamento melhoram as propriedades mecânicas diminuindo o tamanho de grão e distribuindo melhor as heterogeneidades. Mas, não só as variações do tamanho de grão causam uma variação nas propriedades; o espaçamento interdendrítico é um parâmetro que está melhor correlacionado com as propriedades mecânicas. Uma pequena diminuição do mesmo pode significar uma melhora significativa das propriedades. Uma vez que as heterogeneidades tendem a se localizar na região interdendrítica, quanto menor o espaçamento

interdendrítico mais finas e mais distribuídas elas aparecerão. O espaçamento interdendrítico é um indicador da qualidade e das propriedades do material juntamente com o tamanho de grão, visto que não adianta ter-se tamanho de grão pequeno se o espaçamento interdendrítico é grande. As inclusões não solúveis, que afetam significativamente as propriedades mecânicas podem ser mais finamente distribuídas através do aumento da taxa de resfriamento e adição de elementos de liga.

As estruturas dendríticas colunares podem ser obtidas através da solidificação direcional e podem favorecer melhores propriedades mecânicas em determinadas direções. Os tratamentos térmicos de homogeneização e solubilização tendem a melhorar as propriedades mecânicas desta estrutura, como também da estrutura dendrítica e equiaxial. Estrutura colunar permite que o contorno de grão esteja alinhado com a direção da tensão aplicada e que a distribuição da microsegregação seja mais uniforme quando comparadas com outras estruturas fundidas [27].

Quando se tem tensões cíclicas altas e atuando durante um longo período de tempo pode-se ter a formação e propagação de trincas através do fenômeno da fadiga; neste caso a resistência máxima de tração é uma propriedade importante visto a sua influência no limite de endurecimento do material. A fadiga é influenciada por vários fatores, como: tamanho e acabamento superficial da peça, concentradores de tensão (entalhes, inclusões alongadas), tensões residuais, temperatura, ambiente corrosivo, razão de carga com que o componente é solicitado, composição e microestrutura do material, sendo esta última vinculada ao tratamento térmico e variáveis do processo de fundição. As inclusões englobam partículas de refratários, areia, escória, óxidos, e podem ser minimizadas através do revestimento interior do molde, vazamento bem controlado e aplicação de técnicas mais eficientes para remoção da escória. Este último minimiza também a formação de óxidos.

Para se determinar a resistência à fadiga para uma dada vida útil da peça, utiliza-se a resistência máxima à tração como base e faz-se as correções através de fatores representativo de cada condição.

No caso das ligas fundidas as porosidades e reações de superfície com o material do molde decorrentes de um superaquecimento da liga, podem afetar sensivelmente as propriedades de fadiga mais que a composição ao longo da peça ou microestrutura formadas. Por isso, o controle da operação de fundição é fundamental para se obter uma peça com bom acabamento superficial e livre de porosidades.

Algumas análises de falhas em implantes ortopédicos [33] verificaram que o fenômeno da fadiga foi o grande responsável, sendo iniciado pelos defeitos do material. A porosidade foi um dos fatores que contribuíram significativamente para a fadiga da liga Vitallium.

A influência do níquel na resistência à fadiga é benéfica, no sentido que diminui a densidade de discordâncias dissociadas, falhas de empilhamento e maclas, facilitando o

processo de deformação por deslizamento de discordâncias e diminuindo a possibilidade de formação de clivagem cíclica [34], que implicará em uma menor taxa de propagação da trinca. O resfriamento rápido proporcionou uma estrutura de grãos equiaxiais finos os quais melhoram a resistência à fadiga, mas o tipo de fratura se mantém frágil facetada [19].

Os efeitos dos tratamentos térmicos sobre as propriedades da liga HS21 são controvertidos. Alguns pesquisadores como M. Lorentz et al. obtiveram maiores resistência à fadiga com o tratamento de solubilização, enquanto D. O. Cox verificou que a melhor condição se encontra no estado fundido, sem tratamento térmico. A tabela 2.17 [35] mostra alguns dados de fadiga obtidos por diferentes pesquisadores. A influência de alguns tratamentos térmicos sobre as propriedades mecânicas de uma liga a base de Co-Cr-Mo (Co, 0.24% C, 0.58% Si, 0.18% Mn, 1.81 Ni, 28.9% Cr, 5.58% Mo, 0.08% Al, 0.57% Fe, 0.11% Ti) podem ser vistos nas tabelas 2.18, 2.19 e 2.20 que fornecem, respectivamente, tratamentos térmicos, propriedades de tração e resistência à fadiga corrosão [35]. Os resultados mostraram que há um melhoramento das propriedades após tratamentos térmicos. O tratamento de solubilização por 2 horas aumentou a resistência à ruptura e o alongamento, mas não afeta significativamente o limite de resistência ao escoamento. Acima deste tempo a ductilidade aumenta, mas há uma queda do limite de resistência ao escoamento e resistência à ruptura. O tratamento de envelhecimento produz uma precipitação de carbonetos ao longo das linhas de deslizamento, contornos de macla e falhas de empilhamento, aumentando a dureza e resistência mecânica, mas diminuindo a ductilidade. Os precipitados de contorno de grão fragilizam a microestrutura, prejudicando a resistência à fadiga. O tratamento de solubilização elimina os precipitados de contorno e núcleo do grão, mas dissolve os carbonetos, responsáveis pelo endurecimento da liga. As melhores propriedades de fadiga foram obtidas com o tratamento de solubilização parcial ("partially solution treated"), mas houve uma grande dispersão dos resultados.

Como pode se observar neste trabalho que existe uma diversidade de microestrutura, decorrentes dos mais variados tratamentos térmicos, processos de fabricação e composição química, proporcionando diferentes propriedades adequadas aos mais variados campos de aplicações.

O melhoramento destas ligas através de alterações destes tratamentos, processos e composições pode confirmar o emprego das mesmas para determinado serviço, além de novas possibilidades de uso em outras áreas, como ocorreu durante a segunda guerra mundial.

A utilização destas ligas na Odontologia data de 1932 e se mantêm até hoje, com algumas mudanças na composição. As técnicas e o controle do processo de fundição destas ligas na confecção de próteses odontológicas não são muito precisos, resultando em uma dispersão das propriedades mecânicas e físicas. Um dos grandes problemas é a microporosidade oriunda da solidificação, que muito contribui no aceleração do fenômeno

da fadiga, responsável pela fratura de diversas próteses odontológicas e ortopédicas. Este problema, em alguns casos, tem sido resolvido através do processo de HIP. A microestrutura é um outro fator importante na determinação da resistência à fadiga, e deve ser controlada durante o processo de fabricação e tratamento térmico.

Os trabalhos sobre as ligas Co-Cr-Mo mostram divergências nos resultados obtidos para um mesmo material. Não existe um consenso sobre qual processo ou tratamento térmico seria adequado para se obter melhores propriedades de fadiga. A atenção sobre esta propriedade se justifica por sua deficiência, principalmente em ligas fundidas ocasionando até hoje, muitas falhas em próteses ortopédicas e odontológicas.

A falta de um conhecimento mais profundo, ou até mesmo as controvérsias entre os resultados experimentais, sobre determinados fenômenos ou transformações ocorridas em diversas ligas de cobalto, proporciona um leque de opções para serem abordadas pelas pesquisas. As transformações de fase ocorridas em determinadas temperaturas, bem como as microestruturas, propriedades mecânicas e físicas de várias ligas não são bem definidas.

Tabela 2.17 - Dados sobre propriedades de fadiga de diferentes pesquisadores [35].

PESQUISADOR	CONDIÇÃO	MÉTODO DE ENSAIO	FREQUÊNCIA	RESISTÊNCIA À FADIGA PARA 10 <sup>[n]</sup> CICLOS (MPa)
Hall e Morral	F	*	*	232 [8]
Devine e Wulff	F	RB	*	284 [8] entalhado
	F	RB	*	346 [7] entalhado
Hodg e Lee	F	RB	167	346 [7]
	F + HIP + 2 h a 1230 °C			346 [8]
Cox	F	RB	*	335 [6]
	F + 72 h a 1230 °C, WQ			257 [6]
	Idem + 72 h a 700 °C			230 [6]
Lorentz	F	RB	*	190-280 [8]
	F + * h a 1240 °C	RB	*	220-280 [8]
	F + 4-8 h a 1180 °C	RB	*	280-350 [8]

F = Fundido; \* Não conhecido; RB = Flexão rotativa; HIP = "Hot isostatic pressing.

Tabela 2.18 - Diferentes tratamentos térmicos para uma liga a base de Cobalto [35].

CONDIÇÃO	TRATAMENTOS TÉRMICOS *
Fundido	
Solubilizado	2 h a 1240 °C WQ
Solubilizado e Envelhecido	2 h a 1240 °C WQ + 16 h a 720 °C WQ
Parcialmente Solubilizado	1/4 h a 1225 °C AC
Pré-aquecido e Solubilizado	4 h a 815 °C WQ + 4 h a 1225 °C WQ
Homogeneizado	4 h a 1170 °C WQ

\* WQ = Temperado em água; AC = Resfriado ao ar.

**Tabela 2.19** - Propriedades de tração decorrentes dos tratamentos térmicos da liga a base de Cobalto, citada acima [35].

CONDIÇÃO	LIMITE DE ESCOAMENTO (MPa)	LIMITE DE RESISTÊNCIA A FRATURA (MPa)	ALONGAMENTO $5,65 \sqrt{S_0}$ (%)
Fundido	450	715	7,5
Solubilizado	440	765	13,5
Solubilizado e envelhecido	745	835	2,0
Parcialmente Solubilizado	503	839	15,3
Pré-aquecido e Solubilizado	431	812	14,6
Homogeneizado	419	805	15,6
BS 3531, 1980: Fundido Tratado Termicamente	500 min.	700 min.	8 min.
	445 min	665 min.	10 min.

**Tabela 2,20** - Resistências à fadiga corrosão, para uma tensão de 367 MPa, decorrentes dos tratamentos térmicos [35].

CONDIÇÃO	VIDA MÉDIA (CICLOS x 10 <sup>7</sup> )
Fundido	0,26
Solubilizado	1,29
Solubilizado e envelhecido	0,84
Parcialmente Solubilizado	7,41
Pré-aquecido e Solubilizado	1,70
Homogeneizado	0,79

# **CAPÍTULO 3**

## **MATERIAIS E MÉTODOS**

### 3) MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1) MATERIAIS E FUNDIÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Foram utilizadas neste trabalho duas ligas odontológicas a base de cobalto, cromo e molibdênio: Steeldent e Dentorium. A composição química nominal das ligas é fornecida na tabela 3.1. Estas ligas foram adquiridas com o Distribuidor Labor Dental Ltda. Estas composições são tomadas para ambas as condições de fundição das ligas: 100% liga nova e 50% liga nova. Na condição 100% liga nova, o material (Steeldent, Dentorium) adquirido do fabricante não sofre refusão. Na condição 50% liga nova, 50% em peso do material utilizado na confecção dos corpos de prova já foi fundido uma vez, e os 50% restante é de material novo - como fornecido pelo distribuidor. Ou seja, 50% em peso de material sofre uma refusão. Como foi visto no capítulo 2, o procedimento de refusão de material para confecção de próteses Odontológicas pode proporcionar uma alteração da composição e propriedades mecânicas do mesmo.

**Tabela 3.1 - Composição Química Nominal das ligas Steeldent e Dentorium (% peso) [2].**

LIGAS	Co	Cr	Mo	Ni	C, Si, Fe	Outros
STEELDENT	63,14	29,38	4,48	—	< 1	—
DENTORIUM	63 - 64	27 - 28	5 - 5,5	< 1	—	2,5 - 5

Os corpos de prova (CDPs) para os ensaios de tração foram feitos pela Faculdade de Odontologia de Piracicaba (Unicamp) através do processo de fundição de precisão (cera perdida). Os modelos foram feitos com cera azul Sybron Kerr, tipo II, classe C (fabricante: Kerr Manufacturing Company / U.S.A). Sua composição química é a base de: parafina, ceresina, carnaúba, goma damaz e corantes. Os modelos são unidos a um alimentador feito de cera, formando assim o conjunto de inclusão, que será usado para obtenção do molde. Este conjunto foi colocado dentro de um cilindro de PVC, e em seguida, vaza-se o revestimento Precise, que formará o molde. Posteriormente, este revestimento, contendo os padrões de cera, foi removido do cilindro de PVC e colocado em um forno elétrico para fundição. O cilindro foi colocado com a sua base formadora voltada para baixo. O forno, inicialmente à temperatura ambiente, foi aquecido a 200 °C. Estabilizada a temperatura, esperou-se 15 minutos e virou-se o bloco de revestimento, deixando a base formadora do cadinho voltada para cima. A

temperatura do forno foi aumentada para 900 °C e esperou-se um tempo de 60 minutos. Paralelamente, um pouco antes de totalizar este tempo, a liga foi fundida em um aparelho de arco voltaico de carbono Esab (Esab Indústria e Comércio S.A) equipado com pinça City (City Máquinas) fixadora de carvão fabricado pela Loraine (Lorraine - France). A quantidade de liga utilizada foi de 18 gramas, e o tempo para sua liquefação foi de aproximadamente 1 minuto. O cadinho e o bloco de revestimento foram retirados do forno e colocados na extremidade do braço de uma centrífuga V.H (V.H Equipamentos), armada com 2 voltas. A liga liquefeita foi vazada dentro do cadinho, e imediatamente a centrífuga foi acionada, fazendo com que a liga escoasse para dentro do bloco de revestimento, por meio da força centrífuga. Cessado o movimento da centrífuga, o bloco de revestimento foi retirado e colocado em uma bancada para resfriamento por aproximadamente 12 horas. Resfriado o bloco, o mesmo foi quebrado para retirar-se a liga solidificada. Os corpos de prova foram separados do restante do sólido formado, através de um disco de carboneto de silício.

### **3.2 ) USINAGEM DOS CORPOS DE PROVA**

Após a fundição, os corpos de prova (CDPs) foram torneados, retirando-se uma camada superficial de 0,4 a 0,5 mm. Os CDPs foram usinados com o objetivo de eliminar as irregularidades superficiais dos mesmos após a fundição e para padronizar o diâmetro. Torneados, os CDPs são polidos eletroliticamente utilizando-se um eletrólito classe I-5 (70% etanol, 12% água destilada, 10% glicerol, 8% ácido perclórico), apropriado para ligas a base de cobalto. Uma fonte de tensão estabilizada modelo TC 20-05 (Tectrol Ind. Brasileira) foi utilizada para geração de corrente. A voltagem aplicada foi de 18 a 20 volts, durante um intervalo de tempo de 2 a 2,5 minutos, de modo a obter uma superfície brilhante (espelhada).

As dimensões finais dos corpos de prova foram medidas individualmente. O comprimento e diâmetro úteis de cada corpo de prova são fornecidos na tabela 3.2. As medidas foram feitas com um paquímetro (fundo escala: 0.05 mm). Pelo fato de não se conseguir uma uniformidade da secção útil do CDP, foram feitas pelo menos cinco medidas do diâmetro ao longo do comprimento útil do mesmo, e optou-se pela de menor valor. O comprimento útil foi tomado como a distância entre o início dos raio de concordância, na região de menor diâmetro.

### **3.3) PICNOMETRIA**

A fractografia da superfície de fratura dos corpos de prova submetidos ao ensaio de tração mostraram uma grande quantidade de vazios causados pela falta de metal líquido para preencher estes vazios oriundos da contração do material durante a solidificação, visto que não

Tabela 3.2 - Dimensões dos corpos de prova após Polimento Eletrolítico (mm).

LIGAS	*	CORPOS DE PROVA									
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
ST100	D	1,50	1,50	1,45	1,30	1,40	1,30	1,30	1,25	1,15	1,35
	C	7,00	7,00	7,00	8,50	8,50	8,50	9,00	8,50	8,50	8,00
ST50R	D	1,60	1,40	1,30	1,30	1,25	1,30	1,30	1,15	1,20	1,25
	C	9,40	9,40	9,30	9,40	9,40	9,40	9,40	8,50	8,50	8,50
DT100	D	1,45	1,35	1,35	—	1,20	1,35	1,30	1,35	1,40	1,35
	C	7,00	7,00	7,00	—	8,50	8,50	8,50	8,50	8,50	8,50
DT50R	D	1,30	1,35	1,40	1,30	1,35	1,30	1,20	1,35	1,40	1,30
	C	7,00	7,00	7,00	8,50	7,00	8,50	8,50	8,50	8,50	8,50

\* Dimensões dos corpos de prova (mm): D = diâmetro útil; C = comprimento útil.

ST100 - Steeldent 100% liga nova; ST50R - Steeldent 50% liga nova.

DT100 - Dentorium 100% liga nova; DT50R - Dentorium 50% liga nova.

se tem um controle das frentes de solidificação ou massalotes para se evitar este problema.

A necessidade de se saber a quantidade de vazios existentes em cada CDP levou a utilização de um método para medir densidade aparente ( $\rho_{ap}$ ) dos mesmos. Esta densidade é dita aparente pois os corpos de prova apresentam vazios internos. Assim, esta densidade tende a ser menor que a real ( $\rho_{real}$ ) cujo valor é calculado com base em um material homogêneo, livre de vazios.

Para o ensaio de picnometria utilizou-se os seguintes materiais: picnômetro de 50 ml, termômetro de escala interna (fundo de escala 0.2 °C), balança analítica, água destilada, pinça, sulfocrômica, detergente comum, capela.

O picnômetro foi lavado com detergente comum e enxaguado com água destilada. Posteriormente, lavou-se o picnômetro com uma solução de sulfocrômica para retirar possíveis gorduras em sua superfície. Para isso, com o auxílio de uma pipeta, encheu-se o picnômetro com sulfocrômica e fechou-se o mesmo com sua tampa. Deixou-se o picnômetro cheio de sulfocrômica em repouso por 30 minutos e enxaguou-se bem com água destilada. Limpado o picnômetro, fez-se a calibração do mesmo para obter-se o seu volume real. Secou-se bem o picnômetro em uma estufa e pesou-se o mesmo. Encheu-se o picnômetro com água destilada e colocou-se a sua tampa de forma a transbordar a água em excesso. Secou-se bem a parte externa do picnômetro com papel absorvente. Tomou-se o cuidado de deixar o nível da água, visto através da tampa do picnômetro, sempre na mesma posição. Pesou-se o picnômetro com

água e logo após, mediu-se a temperatura da água com o auxílio de um termômetro. Com esta temperatura obtém-se a densidade absoluta da água ( $\text{g/cm}^3$ ). A massa de água (g) é obtida através da subtração do valor do peso do picnômetro com e sem água. O volume real do picnômetro - que é justamente o volume de água contido nele -, para a temperatura medida, foi obtido dividindo-se a massa de água por sua densidade. Terminada a calibração, encheu-se novamente o picnômetro com água destilada e colocou-se 1 CDP em seu interior. Tampou-se o picnômetro, secou-se bem a sua parte externa e assegurou-se que o nível da água estava na mesma posição observada nas outras medidas. Pesa-se o conjunto (picnômetro, água e CDP) e posteriormente mede-se, novamente, a temperatura da água - esta temperatura não pode variar mais que  $0,2\text{ }^\circ\text{C}$  em relação à medida obtida durante a calibração do picnômetro. Antes de ser introduzido no picnômetro o CDP foi lavado com água e detergente comum, colocado em um becker com álcool e deixado por 3 minutos em um aparelho de ultra-som para eliminação de partículas e gorduras aderidas em sua superfície, em seguida foi enxaguado com bastante água, secado em uma estufa e pesado. Subtraindo-se a massa do CDP e picnômetro do conjunto (picnômetro, água e CDP) obteve-se a massa de água. O volume ocupado pela água foi determinado dividindo-se sua massa por sua densidade. A diferença entre o volume real do picnômetro e o volume de água quando se tem um CDP dentro do picnômetro corresponde, desprezando-se os erros de medida, ao volume do CDP. Assim, dividindo-se este volume do CDP por sua massa obteve-se o valor da densidade aparente ( $\rho_{ap}$ ) do material. O valor da densidade real para estas ligas foi obtido de [46] que fornece a densidade absoluta de ligas fundidas a base de cobalto. A percentagem de vazios contidos no CDP foi obtida pela expressão [47]:

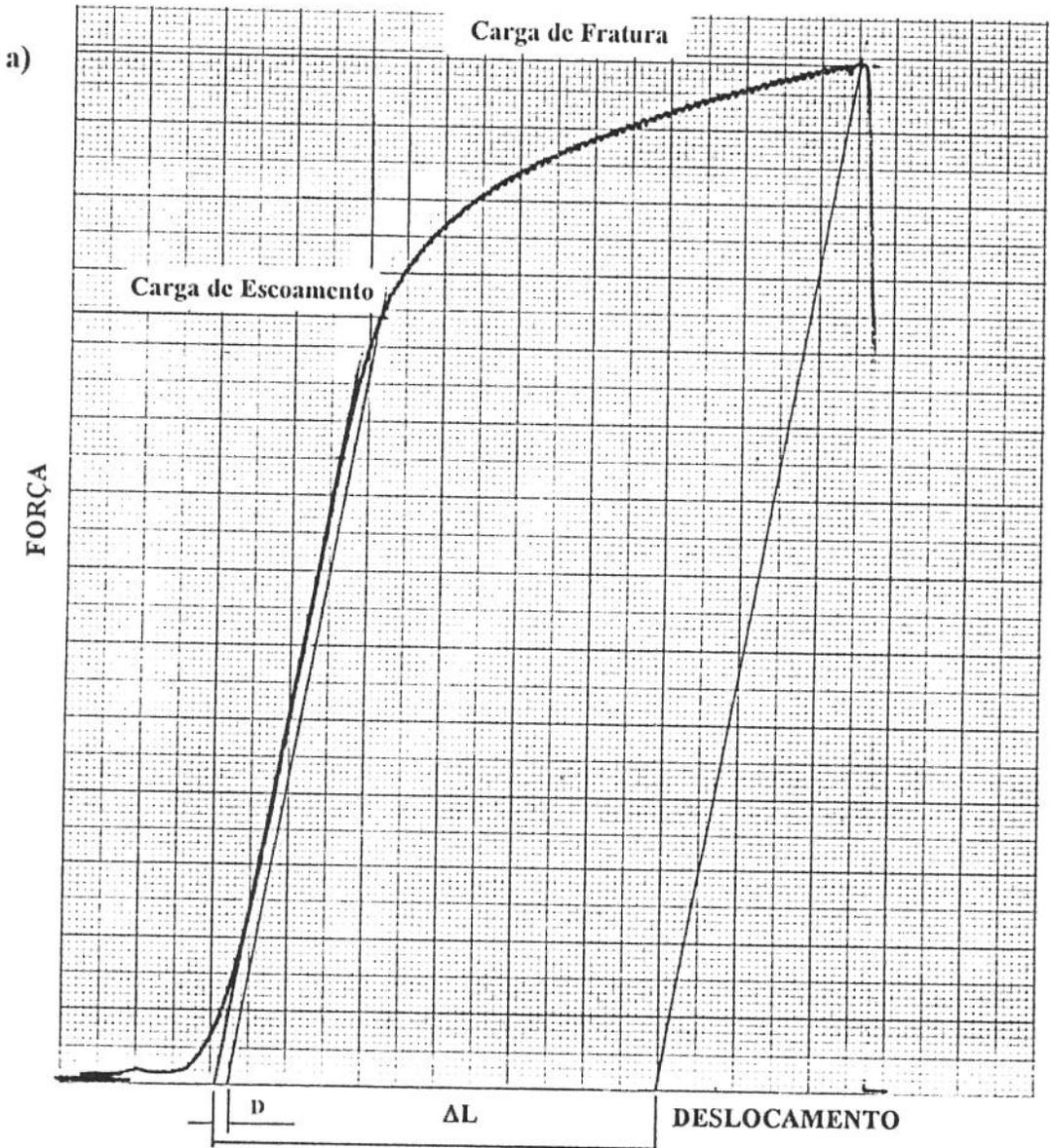
$$\% \text{vazios} = \left[ 1 - \left( \frac{\rho_{ap}}{\rho_{real}} \right) \right] \times 100\% \quad (3.1)$$

### 3.4) ENSAIO DE TRAÇÃO

Os corpos de prova foram submetidos ao ensaio de tração em uma máquina MTS (Materials Testing System) 810 (10 toneladas), servo-hidráulico, a uma taxa de deformação de aproximadamente  $\dot{\epsilon} = 0,0143\text{ s}^{-1}$ . Esta taxa foi determinada através da razão entre a velocidade de deslocamento do pistão da máquina e o comprimento útil do CDP. O limite de escoamento foi definido para uma deformação permanente de 0,2%. Esta propriedade e a tensão de fratura foram determinadas segundo a norma ABNT NBR 6152. O módulo de elasticidade foi determinado a partir da inclinação da curva força x deslocamento na região elástica (onde força é proporcional ao deslocamento). O alongamento total foi definido como sendo a deformação



plástica total, não considerando a deformação elástica do CDP. Ele foi determinado através do gráfico força x deslocamento, obtido do ensaio de cada CDP, como mostra a figura 3.1.



b)  $A = \ln \left( \frac{\Delta L}{L_0} + 1 \right) \times 100\%$  ;

A = alongamento total;

$L_0$  = comprimento útil do CDP;

D =  $0,002 \times L_0$  (Deslocamento correspondente a 0,2% de deformação plástica, para determinação da carga de escoamento);

Limite de escoamento = Carga de escoamento /  $S_0$ ;

Tensão fratura = Carga de fratura /  $S_0$  ;

$S_0$  = área da secção transversal útil

**Figura 3.1** - Critério usado na determinação do alongamento total através da curva força x deslocamento. a) Curva carga x deslocamento; b) Critério para determinação do alongamento total.

### 3.5) MICROANÁLISE, ANÁLISES MICROGRÁFICA E FRACTOGRÁFICA

A microanálise por energia dispersiva de raio X foi realizada em um microscópio eletrônico de varredura Cambridge Stereoscan S4-10 a fim de se determinar os elementos químicos presentes nas ligas, verificando-se possíveis impurezas. Esta análise é considerada semi quantitativa pois, as variações dos resultados desta análise, decorrentes da imprecisão do método, equipamento e da pequena área disponível (no caso de carbonetos), não permitem que se tomem os valores obtidos como sendo absolutos, permitindo-se apenas a comparação entre as ligas, no que se refere à ordem de grandeza em que a quantidade dos elementos se apresenta. A obtenção da composição química nominal das ligas não foi possível, visto que não se fez uma quantificação das fases presentes. Além disso, tem-se os valores fornecidos pelos fabricantes das ligas, não sendo objetivo deste trabalho confirmar estes dados. A microanálise foi feita somente em alguns CDPs, e os resultados são fornecidos na tabela 3.3. A figura 3.2 mostra as três fases (segregação, carbonetos e matriz) encontradas em todas as ligas. A segregação assemelha-se a uma estrutura perlítica a qual será citada no capítulo 4. O maior percentual de cromo e molibdênio nos carbonetos e matriz, respectivamente, podem ser observados através dos espectros destas fases vistos nas figuras 3.3 e 3.4.

As análises fractográficas e metalográficas foram feitas em todos os CDPs. A fractografia foi realizada em um MEV (Microscópio Eletrônico de Varredura), e a micrografia em um microscópio óptico (Neophot 32). A superfície de fratura de cada CDP foi protegida com esmalte após o ensaio de tração. Para análise fractográfica, serrou-se um pedaço do CDP, contendo uma das superfícies de fratura. Colocou-se esta amostra em becker com álcool e levou-se ao ultra-som para remoção do esmalte protetor. A amostra foi fixada no porta-amostra com uma cola de prata conduta. Foi colocado um total de 10 CDPs no porta-amostra.

A segunda parte do CDP contendo a outra superfície de fratura foi embutida com baquelite, de forma a viabilizar a observação da microestrutura existente bem próxima à superfície de fratura. Após o embutimento, os CDPs foram lixados e polidos. O lixamento foi feito com lixas de carbetto de silício, passando das de maior para menor grão na seguinte seqüência: lixas 220, 400, 600 e 1200. O polimento foi feito utilizando-se pasta de diamante, com tamanho de grão 15, 6 e 1  $\mu\text{m}$ . Para análise metalográfica foram usados dois tipos de soluções para o ataque da microestrutura. Após o polimento as amostras primeiramente foram atacadas por 2 minutos com uma solução de: 50% ácido nítrico, 25% ácido acético e 25% água destilada. Este ataque é recomendado para a visualização de carbonetos ( $M_6C$ ,  $M_{23}C_6$ ) contidos nas ligas. Somente as ligas ST50R, DT50R e DT100 foram atacadas com esta solução, e apenas um CDP de cada uma destas ligas foi utilizado. Posteriormente, as amostras foram repolidas e atacadas por alguns segundos (3 a 4) com uma solução de: 200 ml HCl, 5 ml

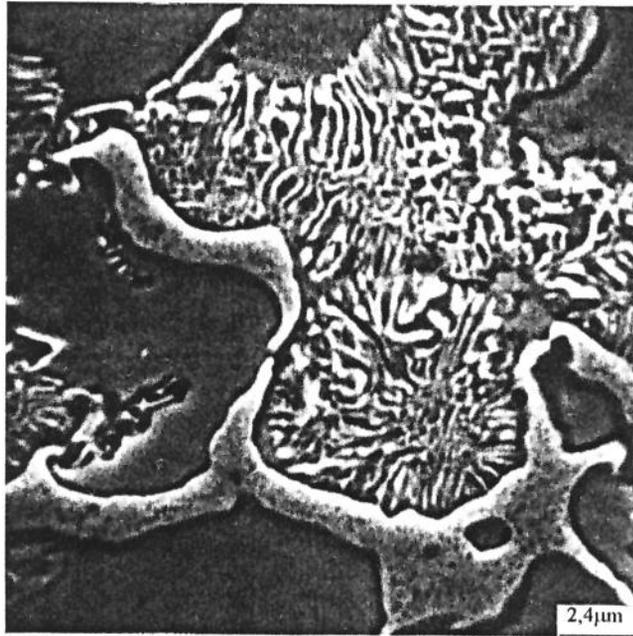
HF e 65 g FeCl<sub>3</sub>, para se obter uma visualização geral da microestrutura. Algumas amostras que não sofreram corrosão com esta solução foram atacadas com outros reagentes, citados a seguir, até se obter uma boa visualização da microestrutura: 1) 100 ml HCl, 5 ml H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> (30%) - atacar por poucos segundos; 2) 15 ml HNO<sub>3</sub>, 15 ml ácido acético, 60 ml HCl, 15 ml H<sub>2</sub>O - atacar por aproximadamente 30 segundos; 3) 5ml HNO<sub>3</sub>, 200 ml HCl, 65 g FeCl<sub>3</sub> - atacar por poucos segundos.

**Tabela 3.3** - Resultados da Microanálise para as diferentes fases contidas nas ligas.

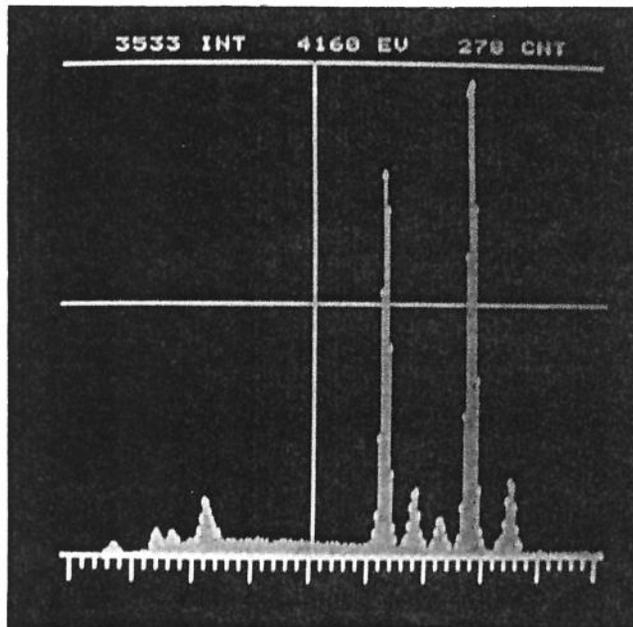
LIGAS	CDP	FASES	% DOS ELEMENTOS QUÍMICOS EM CADA FASE					
			Co	Cr	Mo	Al	Si	Fe
DT100	2	C	28,33	53,77	15,29	0,51	0,73	1,37
		M	56,03	37,18	3,28	0,52	0,66	2,31
		S	51,94	39,95	4,56	0,61	0,70	2,22
DT100	5	C	28,19	53,77	15,23	0,61	0,99	1,22
		M	56,43	36,94	3,19	0,52	0,64	2,27
		S	52,12	40,12	4,28	0,60	0,76	2,12
DT50	4	C	9,20	69,76	19,98	0,22	0,17	0,65
		M	55,22	38,35	3,44	0,28	0,47	2,24
		S	52,64	40,69	3,87	0,23	0,42	2,14
DT50	9	C	13,17	65,56	19,70	0,69	0,22	0,65
		M	56,29	36,91	3,21	0,81	0,47	2,30
		S	50,95	40,68	4,78	0,78	0,55	2,25
DT50	10	C	6,05	69,53	23,05	0,64	0,13	0,59
		M	56,94	36,66	3,05	0,67	0,41	2,26
		S	49,77	41,97	4,96	0,68	0,52	2,10
ST100	2	C	30,20	57,52	10,88	0,08	1,03	0,28
		M	56,41	39,92	2,47	0,04	0,65	0,50
		S	52,08	43,57	3,12	0,01	0,70	0,52
ST100	4	C	28,28	59,48	10,57	0,03	1,26	0,37
		M	58,22	38,70	1,85	0,03	0,64	0,55
		S	51,78	43,73	3,07	0,03	0,85	0,54
ST100 *	8	C	28,08	59,29	11,08	0,08	1,11	0,35
		M	57,68	38,85	2,30	0,02	0,65	0,50
ST50	1	C	30,40	57,99	10,32	0,04	0,90	0,34
		M	57,62	39,01	2,22	0,03	0,57	0,54
		S	52,24	43,52	3,05	0,04	0,63	0,52
ST50 *	5	C	27,86	59,27	11,58	0,02	0,94	0,32
		M	56,05	40,03	2,71	0,03	0,61	0,57
ST50 *	8	C	30,32	56,80	11,62	0,04	0,88	0,34
		M	59,08	37,66	2,05	0,05	0,56	0,60

C: Carbonetos; M: Matriz; S: Segregação.

\* A fase S apresentou-se muito pouco nítida, impedindo que se fizesse a microanálise.



**Figura 3.2** - Visualização da matriz, carbonetos e segregação característicos das ligas. Liga Steeldent 100% liga nova - CDP 4. C: Carbonetos; M: Matriz; S: Segregação.



**Figura 3.3** - Espectrografia da matriz. Liga Dentorium 50% liga nova - CDP 10.

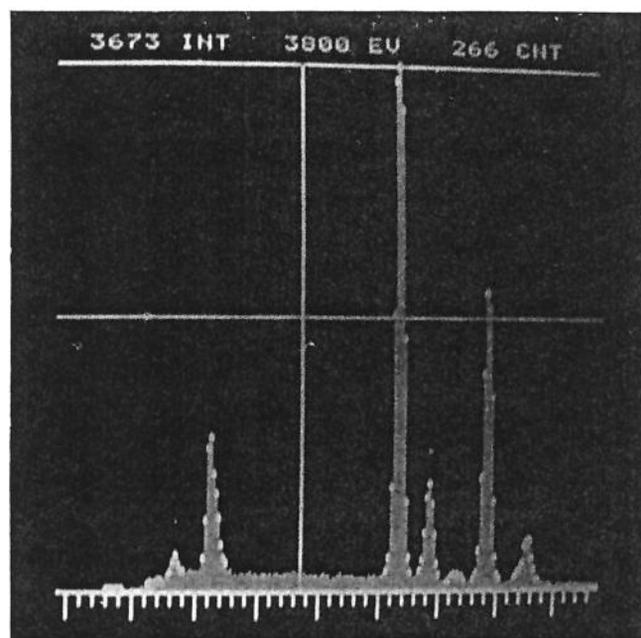


Figura 3.4 - Espectrografia dos carbonetos. Liga Steeldent 100% liga nova - CDP 2.

### 3.6) MICRODUREZA

Este ensaio foi feito através do dispositivo para medir microdureza Vickers do banco metalográfico do microscópio óptico Neophot 32. O penetrador contém uma ponta de diamante piramidal, e a carga varia de 0 a 100 gramas. Na medição das diagonais da impressão utiliza-se um aumento de 1000 vezes (objetiva: 50 x; ocular: 20 x). Este ensaio foi realizado seguindo as recomendações da norma ABNT NBR 6672 (JUL/1981) [33]. Empregou-se uma carga de 10 gramas para a fase dura (carbonetos) devido ao seu pequeno tamanho disponível para se fazer a impressão, enquanto que a matriz foi solicitada com uma carga de 40 gramas. Deve-se ressaltar que pelo fato da fase dura apresentar-se muito pequena, não se respeitou a recomendação da norma, acima citada, com relação à distância mínima entre a intersecção das duas diagonais da impressão e o contorno da fase na qual se faz a microdureza ( $d = 2.d_m$ ; onde  $d_m$  = média entre as diagonais).

### 3.7) ESPAÇAMENTO INTERDENDRÍTICO

A medida do espaçamento interdendrítico secundário foi realizada na área transversal do CDP, próxima à superfície de fratura, com um aumento de 125 vezes (objetiva: 12,5 x; ocular: 10x) utilizando-se o tubo com escala micrométrica P 16x Z. Fixou-se um comprimento de 80  $\mu\text{m}$  dentro da escala e contou-se o número de ramos dendríticos contidos neste espaço. O espaçamento interdendrítico foi medido somente nos ramos dendríticos onde os contornos estavam bem definidos. A contagem não seguiu nenhuma norma, e o número de dendritas é aproximado para meio ou um ramo, dependendo se este ramo está mais ou menos dentro do comprimento determinado. O valor do espaçamento é calculado dividindo-se o comprimento pelo número de dendritas contidas no mesmo.

# **CAPÍTULO 4**

## **RESULTADOS E DISCUSSÃO**

## 4) RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1) PICNOMETRIA

A tabela 4.1 mostra os resultados do ensaio de picnometria.

**Tabela 4.1** - Percentagem global de vazios dos corpos de prova obtida no ensaio de picnometria.

LIGAS	% GLOBAL DE VAZIOS DOS CDPS							MD *	DP *
	4	5	6	7	8	9	10		
ST100	11,88	7,53	8,45	8,68	8,75	9,44	6,95	8,81	1,37
ST50	—	—	—	—	8,18	8,99	12,74	9,97	1,99
DT100	—	7,15	9,01	10,00	6,59	7,20	5,05	7,50	1,61
DT50	1,68	10,86	3,57	9,35	9,31	6,46	8,81	7,15	3,15

(—) CDPS já submetidos ao ensaio de tração, inviabilizando o ensaio de picnometria;

\* Média (MD) e desvio padrão (DP).

Nota-se, na tabela 4.1, que há uma quantidade significativa de vazios nos corpos de prova. Uma parcela significativa desses vazios está localizada na região do corpo de prova próxima à superfície de fratura, mas não representa a totalidade expressa pelo percentual global. Assim, torna-se importante salientar, que a percentagem global de vazios não está diretamente relacionada com a quantidade de vazios na região de fratura.

### 4.2) RESULTADOS DO ENSAIO DE TRAÇÃO

As tabelas 4.2 a 4.5 mostram os resultados obtidos dos ensaios de tração. Os valores obtidos desses ensaios, para as diferentes ligas odontológicas, mostram uma grande dispersão nas propriedades. Isto pode ser notado através dos altos valores dos desvios padrões.

Uma explicação para este resultado provém do fato de que a usinagem e o polimento eletrolítico não foram suficientes para manter constante a área da secção útil. O fato das dimensões serem pequenas, faz com que um erro de 0,02 a 0,05 mm na medida do diâmetro, por exemplo, cause uma alteração do valor do limite de escoamento da ordem de 15 a 80 MPa, representando de 1,8 a 9,5% da menor tensão de fratura média, obtida para a liga Steeldent 50% liga nova (tabela 4.4). Este erro é passível de ocorrência em detrimento destes empecilhos

decorrentes da confecção do cdp (corpo de prova). A utilização de CDPs maiores e de equipamento de usinagem mais precisos, como torno de bancada para usinagem de peças pequenas, provavelmente leve a obtenção de CDPs de dimensões mais uniformes. Um outro problema, mais crítico, observado a partir da superfície de fratura dos CDPs do ensaio de tração e que muito provavelmente contribuiu para as dispersões dos resultados, são os vazios decorrentes do processo de fundição. Todos os cdp ensaiados apresentaram, nitidamente em menor ou maior grau, este tipo de falha que, por sua forma, aparência, localização e dimensões, pode ser classificada como B221 (internal or blind shrinkage) de acordo com a "American Foundrymen's Society" [38]. As causas desta falha podem ser devido: - à contração do volume do material a partir do estado líquido até a sua temperatura de solidificação, e durante a sua transformação do estado líquido para o sólido; e/ou aos gases aprisionados pelo metal líquido durante a turbulência gerada durante o vazamento do mesmo, e que se mantêm após solidificação; e/ou à alimentação com metal líquido insuficiente. Torna-se importante salientar que, na fundição em geral, existem algumas soluções para este tipo de problema: - colocar alimentadores nas regiões de prováveis formação de bolhas; diminuir a temperatura de vazamento, de modo a minimizar a contração do metal líquido; usar desgaseificante; projetar o molde de modo a facilitar a saída dos gases [38]. Mas, no caso da fundição de próteses odontológicas muitas dessas soluções são difíceis de serem implementadas.

Tabela 4.2 - Resultados do ensaio de tração da liga Steeldent 100% liga nova.

CDP	MÓDULO ELASTICIDADE (GPa)	LIMITE * ESCOAMENTO (MPa)	TENSÃO FRATURA (MPa)	ALONGAMENTO TOTAL (%)
1	16,45	656	758	1,07
2	17,99	668	938	7,79
3	20,41	660	939	5,14
4	30,00	768	874	1,00
5	29,69	669	747	0,71
6	34,70	708	844	1,24
7	35,39	708	904	2,39
8	34,82	570	742	0,71
9	34,12	703	876	1,88
10	28,98	720	831	1,06
<b>MÉDIA</b>	28,26	683	845	2,00
<b>D.P</b>	6,62	47	68	2,00

Tabela 4.3 - Resultados do ensaio de tração da liga Steeldent 50% liga nova.

CDP	MÓDULO ELASTICIDADE (GPa)	LIMITE * ESCOAMENTO (MPa)	TENSÃO FRATURA (MPa)	ALONGAMENTO TOTAL (%)
1	14,89	895	895	0,02
2	24,07	—	487	0,01
3	39,02	663	731	0,81
4	35,54	648	761	1,06
5	49,17	684	831	2,98
6	41,24	701	942	4,15
7	33,17	655	942	6,70
8	33,70	616	1011	7,29
9	36,34	707	946	2,47
10	22,03	742	896	2,00
<b>MÉDIA</b>	32,92	701	844	2,75
<b>D.P</b>	9,55	77	145	2,46

DP - Desvio padrão populacional; \* 0,2% Deformação permanente.

Tabela 4.4 - Resultados do ensaio de tração da liga Dentorium 100% liga nova.

CDP	MÓDULO ELASTICIDADE (GPa)	LIMITE * ESCOAMENTO (MPa)	TENSÃO FRATURA (MPa)	ALONGAMENTO TOTAL (%)
1	23,91	811	1078	5,14
2	17,29	768	1118	7,14
3	16,44	713	943	6,29
4	—	—	—	—
5	37,81	663	822	1,18
6	29,99	678	699	0,47
7	31,59	731	784	1,35
8	29,42	748	957	4,12
9	27,67	715	864	1,06
10	26,17	831	992	3,88
MÉDIA	26,70	740	917	3,40
D.P	6,40	53	130	2,34

Tabela 4.5 - Resultados do ensaio de tração da liga Dentorium 50% liga nova.

CDP	MÓDULO ELASTICIDADE (GPa)	LIMITE * ESCOAMENTO (MPa)	TENSÃO FRATURA (MPa)	ALONGAMENTO TOTAL (%)
1	20,27	716	942	7,36
2	26,17	803	1083	7,71
3	26,49	689	909	7,29
4	20,78	686	799	2,53
5	26,24	671	796	3,07
6	28,54	640	829	4,00
7	30,90	681	849	3,00
8	31,93	727	971	6,94
9	29,77	715	1046	9,65
10	32,16	663	934	6,82
MÉDIA	27,33	699	916	5,84
D.P	4,01	43	94	2,34

DP - Desvio padrão populacional; \* 0,2% Deformação permanente.

### 4.3) ESPAÇAMENTO INTERDENDRÍTICO

Os resultados das medidas dos espaçamentos interdendríticos medidos para os cdp's são fornecidos na tabela 4.6.

**Tabela 4.6 - Espaçamento Interdendrítico das ligas Dentorium e Steeldent.**

LIGAS	ESPAÇAMENTO INTERDENDRÍTICO DOS CDPS										MD *	DP *
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10		
ST100	10,9	11,1	8,7	10,0	9,6	9,9	9,0	9,2	9,4	8,9	9,6	1,1
ST50	8,7	12,3	14,6	12,0	9,2	9,6	—	8,8	8,2	8,7	10,3	2,3
DT100	8,5	9,1	11,4	—	11,0	8,9	9,2	10,1	9,5	9,9	9,9	1,3
DT50	7,9	11,1	11,1	10,3	9,4	9,6	9,4	9,2	9,5	10,9	9,8	1,2

\* (MD) Média e (DP) Desvio Padrão baseados em todas as medidas efetuadas em cada cdp.

### 4.4) MICRODUREZA

Os valores de microdureza da fase dendrítica e dos carbonetos são fornecidos na tabela 4.7.

**Tabela 4.7 - Microdureza das fases dendrítica e dos carbonetos.**

LIGAS	*	MICRODUREZA DAS FASES NOS CDPS										MD *	DP *	CV *
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10			
ST100	M	406	497	530	426	430	434	435	401	459	440	718	94	13,1
	D	742	746	687	752	764	686	767	656	767	700	446	47	10,5
ST50	M	460	484	456	419	468	429	—	406	436	409	441	46	10,4
	D	686	681	806	791	494	667	—	587	536	765	671	135	20,1
DT100	M	465	471	399	—	404	403	411	390	440	441	425	38	8,9
	D	799	671	788	—	672	—	726	666	—	760	726	104	14,3
DT50	M	504	454	518	394	436	409	420	490	476	472	458	44	9,6
	D	—	—	—	—	—	—	623	—	—	—	623	62	9,9

\* FASES: M = Mole (Dendritas); D = Dura (Carbonetos); \* (MD) Média, (DP) Desvio-Padrão tomando-se todas as medidas de cada cdp; (CV) Coeficiente de Variação.

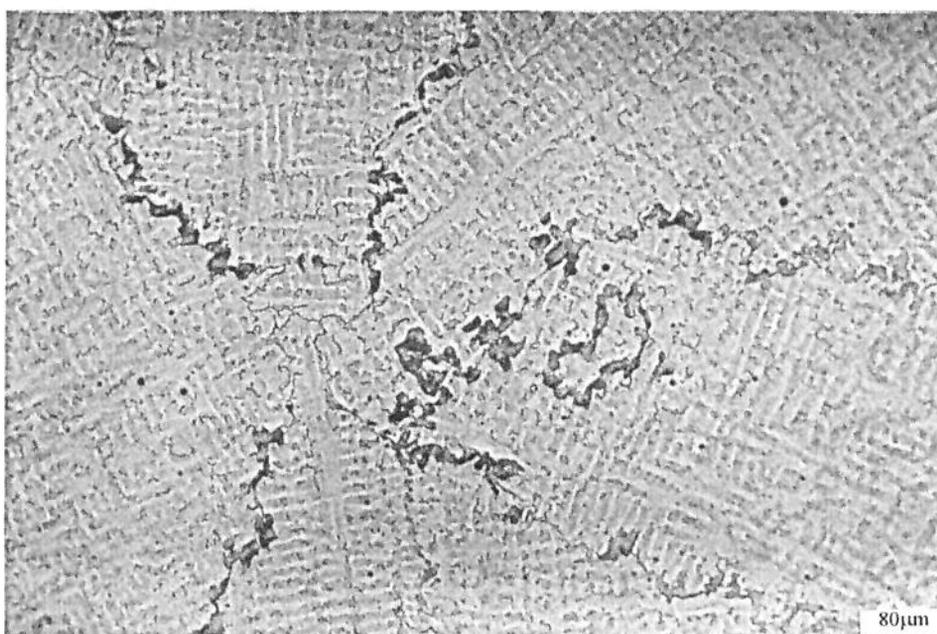
#### 4.5) ANÁLISES MICROGRÁFICA E FRACTOGRÁFICA

A microestrutura das ligas, observada na análise micrográfica dos cdps, mostra uma matriz com microestrutura dendrítica colunar partindo da superfície do cdp em direção ao centro do mesmo, sendo observados grãos equiaxiais no centro do cdp, em alguns casos, como mostra a figura 4.1. A matriz provavelmente é uma solução sólida de Co e Cr, elementos básicos da liga. Sua estrutura cristalina não foi analisada, mas, como observado por Asgar e Peyton [17], para uma liga semelhante a em estudo, provavelmente a matriz seja austenítica (CFC).

O tamanho de grão dendrítico é grosseiro, pois a quantidade de grãos observados na secção transversal do cdp é pequeno, como visto na figura 4.1, variando entre os cdp. Os carbonetos são observados na região interdendrítica, tanto no contorno como no interior do grão dendrítico, como visto na figura 4.2. A liga Dentorium 50% apresenta, em geral carbonetos finos e curtos, vistos na figura 4.3. A liga Dentorium 100% apresenta também, carbonetos finos e curtos, porém alguns cdps apresentam carbonetos maiores e compridos em relação à Dentorium 50%, como mostra a figura 4.4. Esta última forma e tamanho de carbonetos são observados também nas ligas Steeldent, em ambas as condições de fundição, como visualizados na figura 4.5, porém em todos cdps. Apesar dos resultados mostrarem que as vazios estão controlando as propriedades mecânicas, em particular o alongamento, pode-se dizer que os carbonetos, quando grandes e alongados, podem contribuir com a fragilização do material [17].

As diferenças no tamanho de grão e na forma e tamanho dos carbonetos indicam que as condições de resfriamento variaram entre os cdps, ou seja, o processo de fundição não é muito bem controlado. Maior temperatura de vazamento e do molde propiciam a formação de grãos grosseiros e os carbonetos podem se coalescerem tornando-se maiores e mais compridos [14].

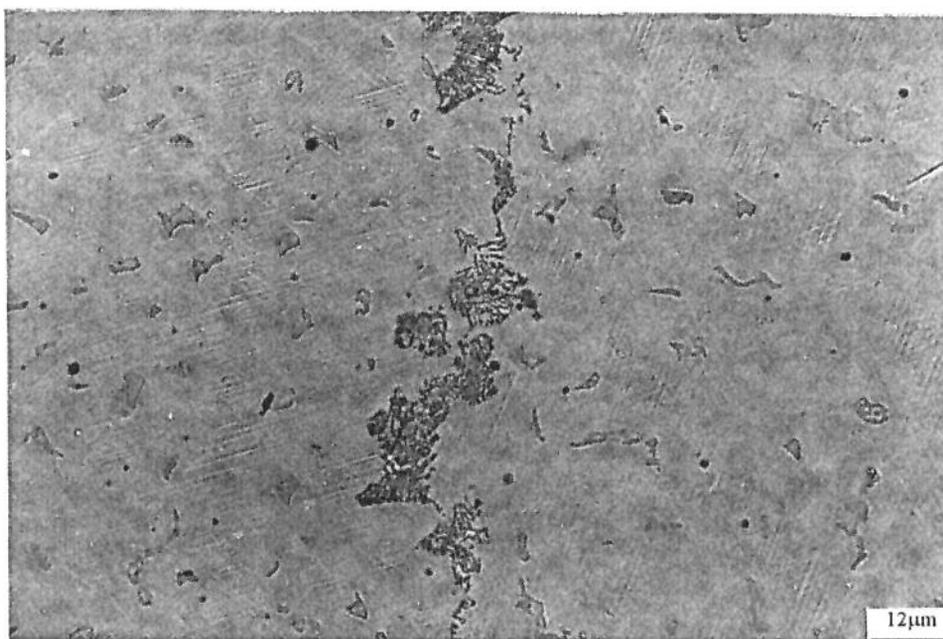
Ao longo dos contornos de grão é observada em todos os cdps uma segregação em quantidades variadas, indicando que o resfriamento do metal líquido foi lento. Estas segregações são mostradas nas figuras 4.1, 4.2 e 4.5. Dos resultados da análise química, pode-se dizer que esta segregação é composta basicamente dos elementos Cr e Mo, podendo haver formação de compostos complexos. Estas segregações se assemelham à fase lamelar, em forma de perlita, observada por Harcourt e Cotterill para liga Croform 4, e é composta de carbonetos e camadas de solução sólida. A figura 4.3 mostra este tipo de segregação. Esta fase lamelar tende a diminuir o alongamento [45, 49]. Asgar e Peyton também identificaram fases eutética e eutelóide, similar à perlita, para a liga Stellite 21 (composição próxima às ligas Dentorium e Steeldent), sendo esta última prejudicial ao alongamento e limite de escoamento [17].



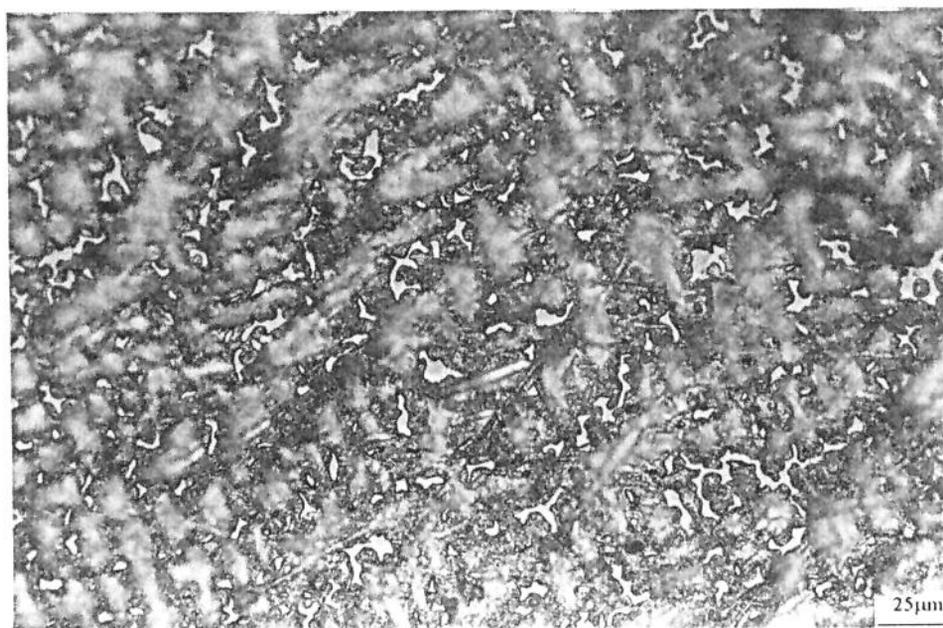
**Figura 4.1** - Microestrutura característica das ligas. Microestrutura Dendrítica Colunar da liga Steeldent 50% liga nova.



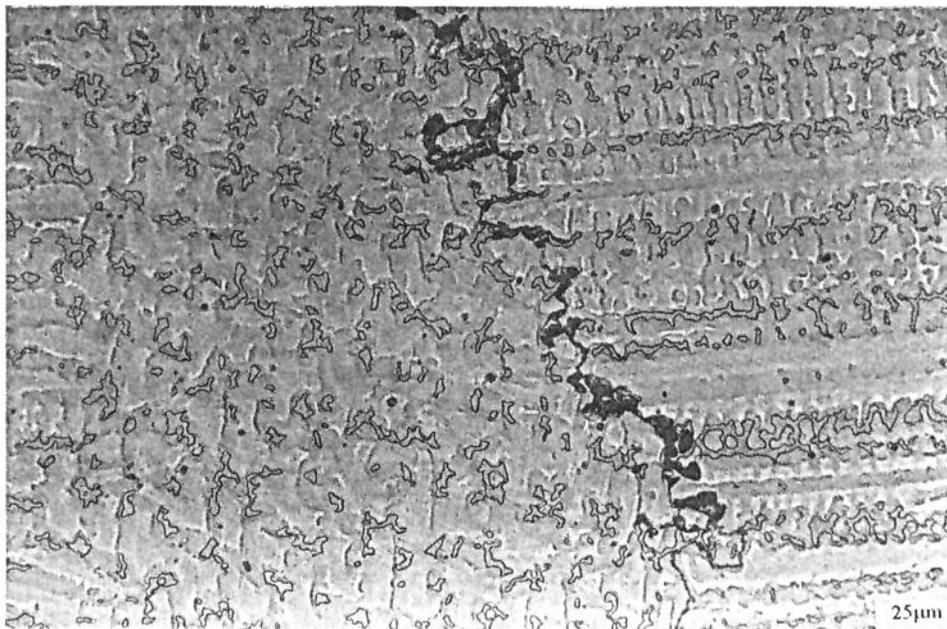
**Figura 4.2** - Distribuição dos Carbonetos dentro e no contorno do grão dendrítico



**Figura 4.3** - Liga Dentorium 50% liga nova. Apresenta Carbonetos pequenos e finos.

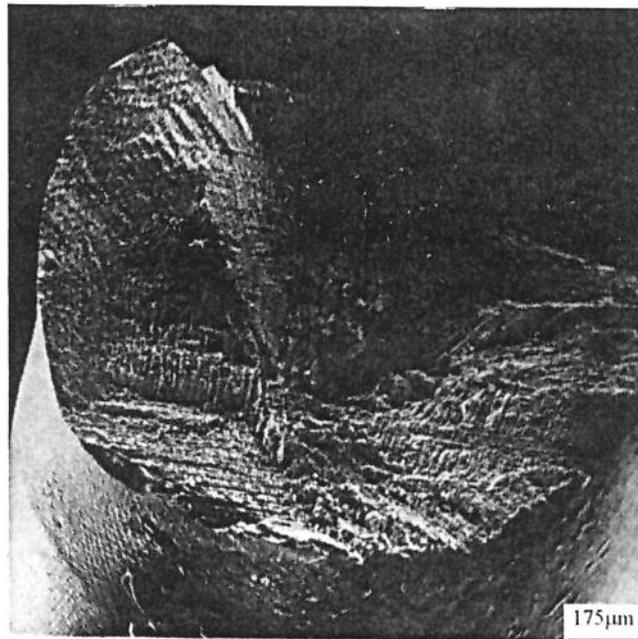


**Figura 4.4** - Liga Dentorium 100% liga nova. Apresenta Carbonetos maiores e compridos em relação à liga Dentorium 50% liga nova.

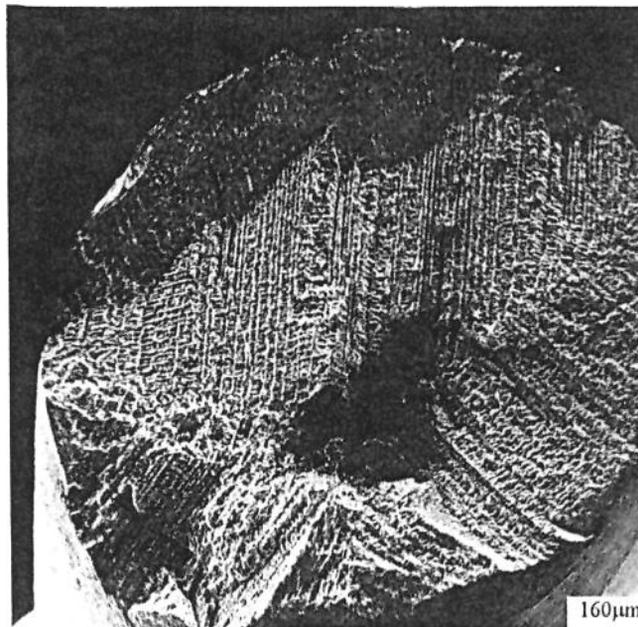


**Figura 4.5** - Carbonetos grandes e compridos, característicos das ligas Steedent 50 e 100% liga nova e Dentorium 100% liga nova.

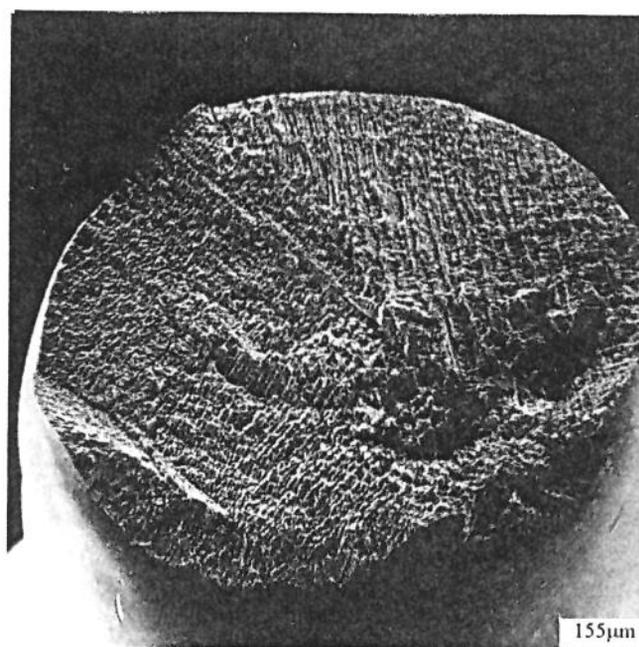
Os vazios parecem não influir muito, em alguns casos, no alongamento dos cdps da liga Dentorium 50%, visto que a percentagem global de vazios pode ser considerada estatisticamente igual à observada na liga Dentorium 100%, com 90% de confiança, ao contrário do seu alongamento, que pode ser considerado diferente das demais ligas, com a mesma confiança. E, como os carbonetos apresentam uma forma singular para esta liga, ou seja, finos e curtos para a maioria dos cdps, provavelmente esta microestrutura tenha contribuído, nestes casos observados, de forma decisória, para os resultados obtidos no alongamento total. As figuras 4.6 e 4.7 mostram os vazios nas superfícies de fratura dos cdps 2 e 9 da liga DT50, que foram relativamente grande, mas os mesmos apresentam um alongamento relativamente grande (7,71 e 9,65%, respectivamente). Os cdps 5 e 6 apresentaram uma superfície de fratura com vazios, aparentemente menores, porém o alongamento foi relativamente baixo (3,07 e 4%). Analisando ainda os cdps 5 e 7, verifica-se que o alongamento de ambos são bem próximos (3,07 e 3%), no entanto a quantidade de vazios nas superfícies de fratura são, aparentemente, bem maiores para o cdp 7, reforçando os indícios de que o percentual de vazios não está influenciando de forma determinante nesta propriedade. As figuras 4.8, 4.9 e 4.10 mostram as superfícies de fratura dos CDPs 5, 6 e 7 da liga DT50, respectivamente.



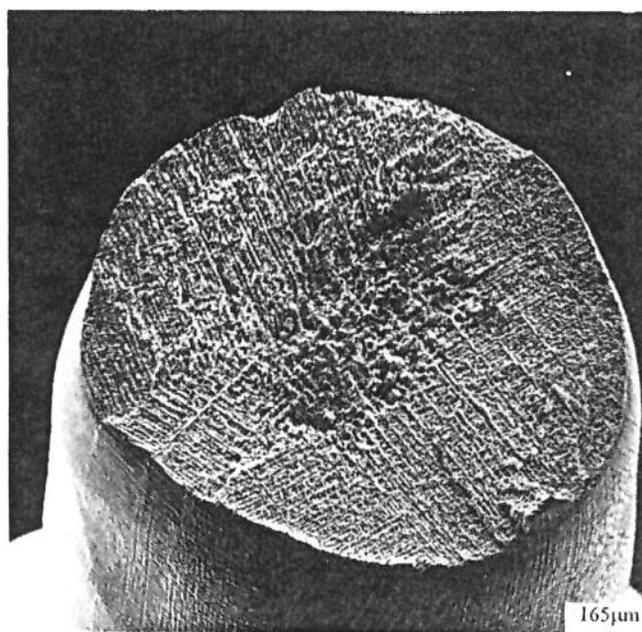
**Figura 4.6** - Fractografia do CDP 2 da liga Dentorium 50% liga nova. Observação de vazios decorrentes do processo de fundição.



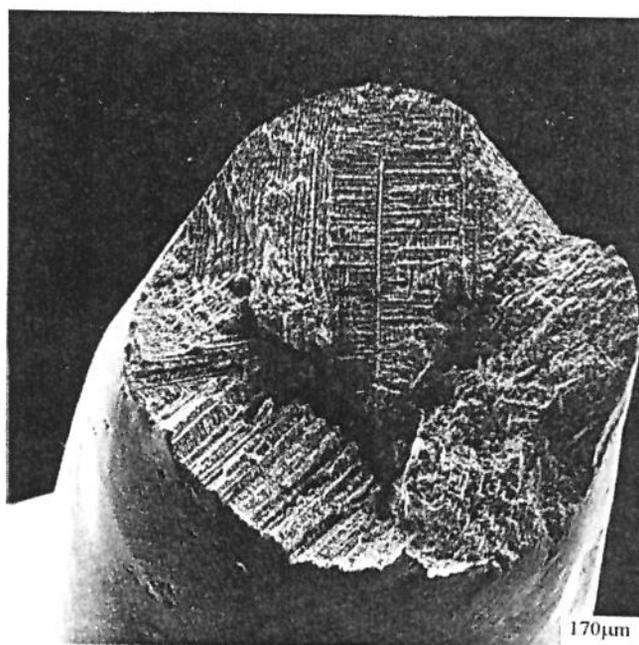
**Figura 4.7** - Fractografia do CDP 9 da liga Dentorium 50% liga nova. Observação de vazios decorrentes do processo de fundição.



**Figura 4.8** - Fractografia do CDP 5 da liga Dentorium 50% liga nova. Observação de vazios decorrentes do processo de fundição.

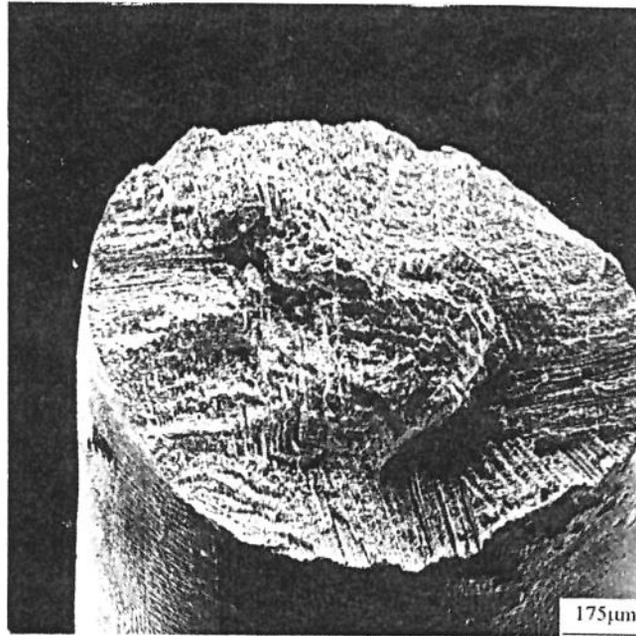


**Figura 4.9** - Fractografia do CDP 6 da liga Dentorium 50% liga nova. Observação de vazios decorrentes do processo de fundição.

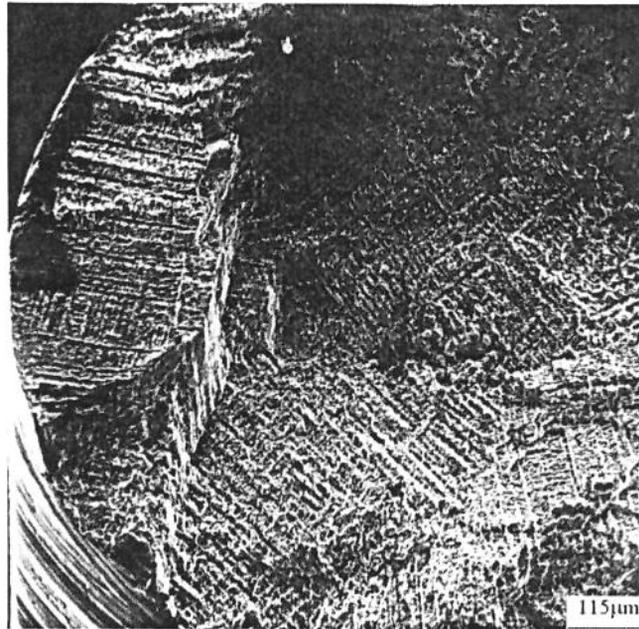


**Figura 4.10** - Fractografia do CDP 7 da liga Dentorium 50% liga nova. Observação de vazios decorrentes do processo de fundição.

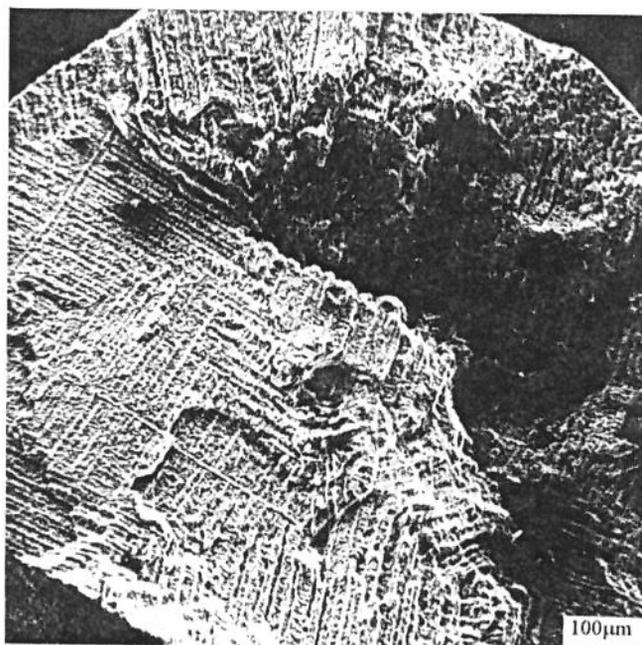
Como dito, a microestrutura dos cdps da liga DT50 são semelhantes, ou seja, apresentam carbonetos finos e curtos distribuídos uniformemente em toda secção transversal do cdp. Os cdps 4, 5, 6 e 7 que apresentaram baixo alongamento, mostraram, aparentemente maiores percentuais de vazios nas superfícies de fratura. As figuras 4.11, 4.8, 4.9 e 4.10 mostram a superfície de fratura dos CDPs 4, 5, 6 e 7, respectivamente. Isto, poderia levar à conclusão de que os vazios estão controlando o alongamento para estes cdps. Fica difícil afirmar isto, pois não se quantificou, por nenhum método, a quantidade de vazios localizados na superfície de fratura a fim de se correlacionar esta quantidade com o alongamento. Além disso, como visto, existem cdps com vazios grandes que apresentaram alongamentos maiores. Por outro lado, mesmo que os vazios estejam controlando o alongamento para estes cdps, é interessante notar que alguns CDPs, como por exemplo, os de número 1 e 10 das ligas ST50 e ST100, respectivamente, visualizados nas figuras 4.12 e 4.13, apesar de apresentarem, aparentemente, uma menor ou igual quantidade de vazios em relação ao CDP 7 da liga DT50 (figura 4.10), os mesmos tiveram um alongamento também menor, o contrário do que se esperava. O mesmo é observado para os CDPs 3 e 8 das ligas ST100 e ST50, respectivamente, mostrados nas figuras 4.14 e 4.15, em relação ao CDP 9 da liga DT50 (figura 4.7). Neste



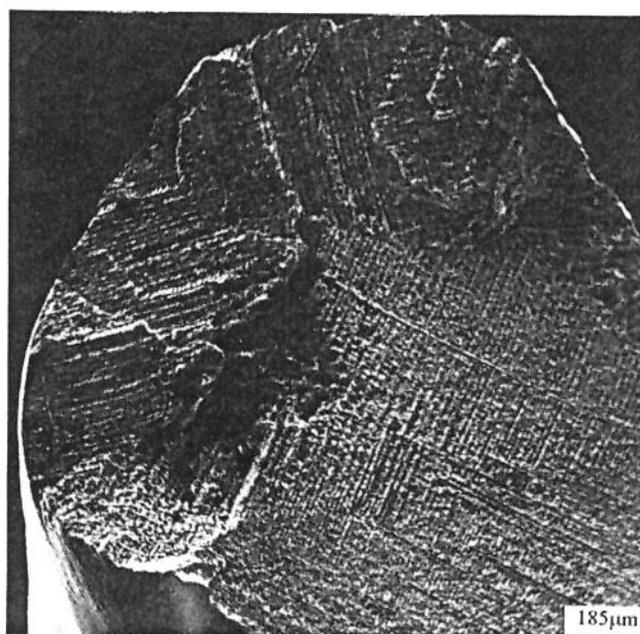
**Figura 4.11** - Fractografia do CDP 4 da liga Dentorium 50% liga nova. Observação de vazios decorrentes do processo de fundição.



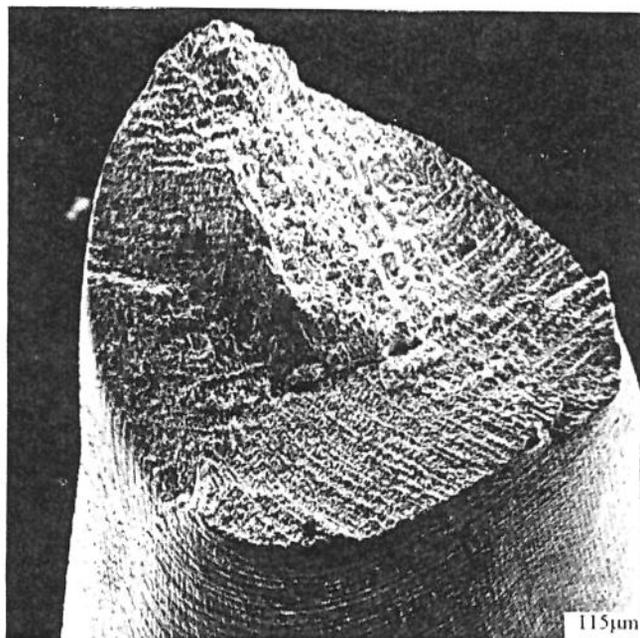
**Figura 4.12** - Fractografia do CDP 1 da liga Steeldent 50% liga nova. Observação de vazios decorrentes do processo de fundição.



**Figura 4.13** - Fractografia do CDP 10 da liga Steeldent 100% liga nova. Observação de vazios decorrentes do processo de fundição.



**Figura 4.14** - Fractografia do CDP 3 da liga Steeldent 100% liga nova. Observação de vazios decorrentes do processo de fundição.

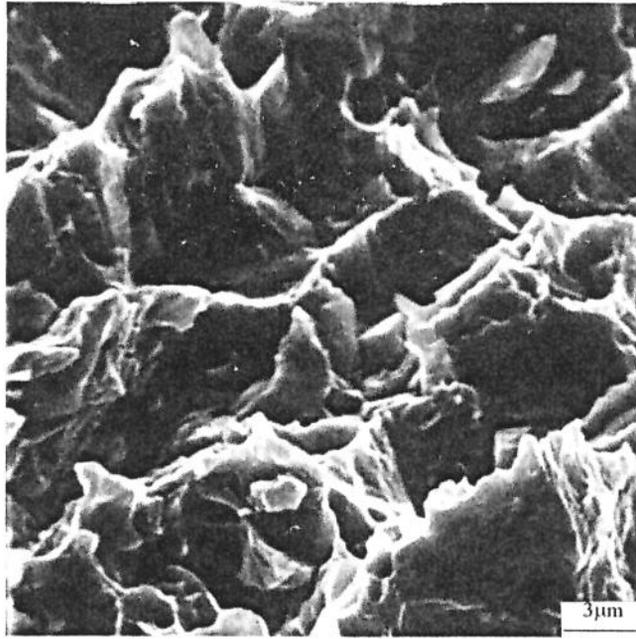


**Figura 4.15** - Fractografia do CDP 8 da liga Steeldent 50% liga nova. Observação de vazios decorrentes do processo de fundição.

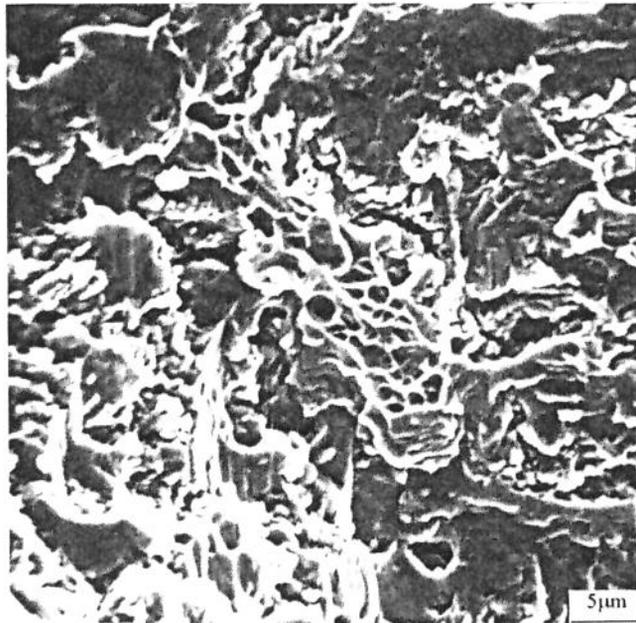
ponto, a microestrutura, com carbonetos finos e curtos, apresentada pela liga DT50, provavelmente, pode estar, se não controlando o alongamento, contribuindo significativamente para o aumento do alongamento.

Com relação às análises fractográficas, observa-se nas fotos, que a fratura é predominantemente interdendrítica como observado por Zhuang [18]. Isto é devido provavelmente ao fato dos vazios se localizarem na região interdendrítica, facilitando a propagação da trinca, sem a ocorrência de deformação plástica, fragilizando o material.

O micromecanismo de fratura Alveolar ("dimples") é observado em todos os CDPs, apresentando-se em maior quantidade naqueles onde o alongamento foi maior, caracterizando uma fratura dúctil, do ponto de vista microscópico, como mostram as figuras 4.16 e 4.17. Do ponto de vista macroscópico, a fratura pode ser dútil ou frágil, dependendo da quantidade, natureza, dimensões e distribuição das partículas de segunda fase (carbonetos) [48]. Quanto maior a quantidade de alvéolos, maior a ductilidade da liga. Assim, a presença de alvéolos pode ser um indicador de ductilidade. Os carbonetos são visualizados na região interdendrítica e tem uma fratura transgranular frágil, devido a sua elevada dureza, como observada no ensaio de microdureza.



**Figura 4.16** - Fractografia do CDP 8 da liga Dentorium 50% liga nova. Micromecanismo de Fratura Alveolar ("Dimples").



**Figura 4.17** - Fractografia do CDP 6 da liga Sreeldent 100% liga nova. Micromecanismo de Fratura Alveolar ("Dimples").

Foram observados vazios, na superfície de fratura, de praticamente todos os cdps, em maior ou menor quantidade, e com variadas dimensões e posições. Os vazios tendem a se localizar, devido à geometria do CDP e do fato da solidificação ocorrer no sentido radial do mesmo, no centro do CDP, e principalmente em regiões onde há uma mudança de diâmetro (descontinuidade geométrica).

Os vazios observados em todos os cdps, em maior ou menor grau, são devido à falta de metal líquido durante a solidificação. Isto é decorrente da falta de uma alimentação adequada a fim de suprir estas regiões com metal líquido durante a solidificação [38]. Além disso, a falta de um estudo mais detalhado sobre a melhor localização dos canais de alimentação, de forma a evitar que o último líquido a se solidificar fique aprisionado dentro da peça, como ocorreu para o cdps, contribui para este defeito. A grande contração volumétrica que esta liga sofre durante o resfriamento do metal líquido contribui para a formação de microporos, não sendo responsável pelos grandes vazios observados na superfície de fratura.

Deve-se salientar entretanto, que os vazios (poros, vazios de contração ) propiciam a geração de estados triaxiais de tensões que restringem a deformação plástica, fragilizando o material. Além disso, diminuem a área resistente diminuindo a resistência mecânica.

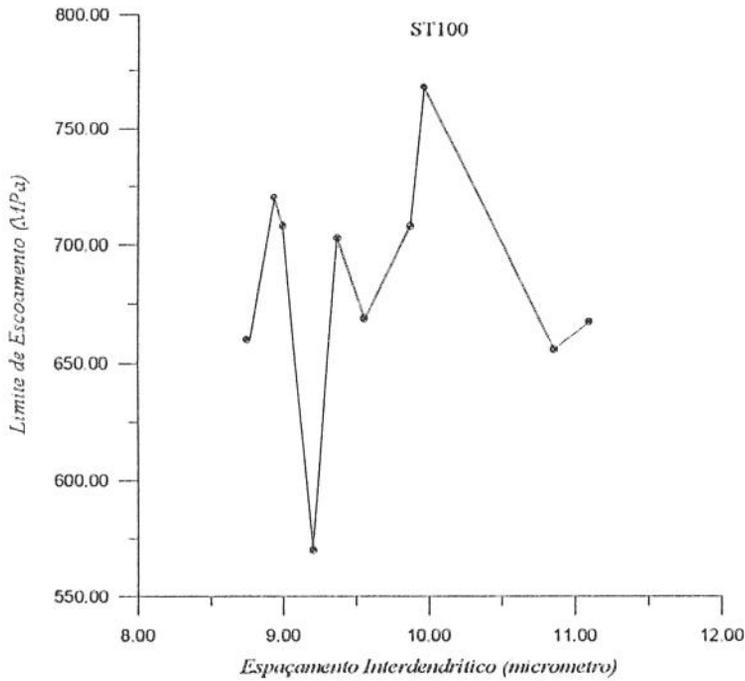
Os percentuais de vazios são bem variados como se observa nas figuras apresentadas, indicando que o processo de fundição não está sendo bem controlado. A própria geometria do cdp, contendo descontinuidades geométricas, favorece a formação de vazios, devido ao aprisionamento de metal líquido dentro do cdp, nestas regiões.

#### 4.6) ANÁLISE DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

Em um primeiro instante a análise das propriedades serão feita separadamente para cada liga em uma dada condição de fundição, e posteriormente será feito comparações entre elas, de modo a facilitar a análise.

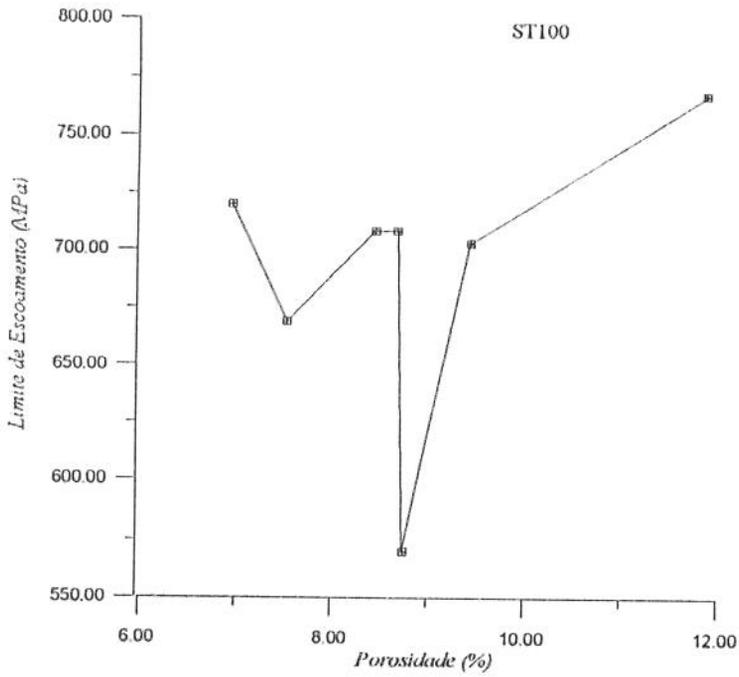
**ST100:** A análise da figura 4.18 não apresenta, à primeira vista, nenhuma relação entre o espaçamento interdendrítico e o limite de escoamento. Esta liga apresentou um limite de escoamento médio de 683 MPa com um desvio padrão de 47 MPa. Esperava-se que houvesse uma diminuição do limite de escoamento com o aumento do espaçamento interdendrítico, como determinado por Carter e Robert [14, 15].

O fato de haver CDP com comportamento fora do previsto na literatura, provavelmente esteja vinculado à influência de outros parâmetros (forma e distribuição dos carbonetos e o percentual de vazios na superfície de fratura) sobre o limite de escoamento. Os vazios, segundo Cast Metals Handbook [31] tende a afetar mais significativamente a tensão de fratura do que o

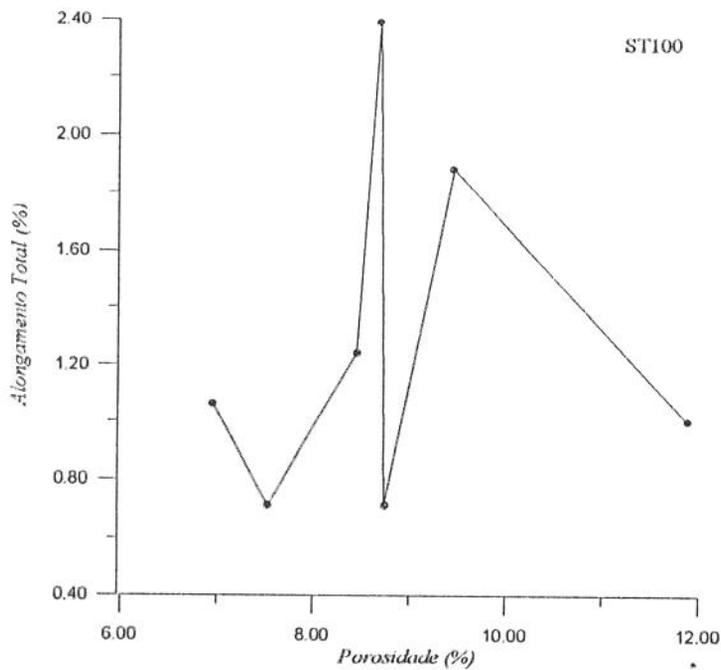


**Figura 4.18** - Relação entre o Espaço Interdendrítico e o Limite de escoamento da liga Steeldent 100% liga nova.

limite de escoamento. Mas se os vazios atingem ordem macroscópicas, como se observou em todas superfícies de fratura dos cdp's, ela pode diminuir o limite de escoamento, atuando como um concentrador de tensão, além de diminuir a área útil resistente. Já as microporosidades parecem não afetar significativamente a tensão de fratura, mas podem afetar as outras propriedades como observado por Asgar [16]. A figura 4.19 não mostra nenhuma relação entre percentual global de vazios x limite de escoamento. Observa-se uma incoerência com relação ao limite de escoamento do cdp 4 que, apesar de apresentar um percentual de vazios globais maior, alcançou um limite de escoamento também maior. Deve-se atentar para o fato que o percentual global de vazios, representa a quantidade de vazios contidos no cdp antes do ensaio de tração e não pode ser tomada como a quantidade de vazios contido na superfície de fratura. O CDP tenderá a fraturar na região onde a quantidade de vazios é maior. Então, a forma (uniformemente distribuídos ou localizados) com que os vazios estão distribuídos (os vazios tendem a se localizar nas descontinuidades geométricas) pode ser tão significativa quanto a sua quantidade, explicando assim estas incoerências observadas. Observando-se a superfície de fratura dos cdp's 4 e 5 verifica-se, qualitativamente, que o cdp 5 apresenta maior percentual de vazios que o cdp 4, o contrário dos valores do percentual de vazios globais obtidos pelo ensaio de picnometria. Os vazios, por serem um concentrador de tensão, podem restringir a



**Figura 4.19** - Relação entre o Percentual Global de Vazios e o Limite de Escoamento da liga Steeldent 100% liga nova.



**Figura 4.20** - Relação entre o Percentual Global de Vazios e o Alongamento Total da liga Steeldent 100% liga nova.

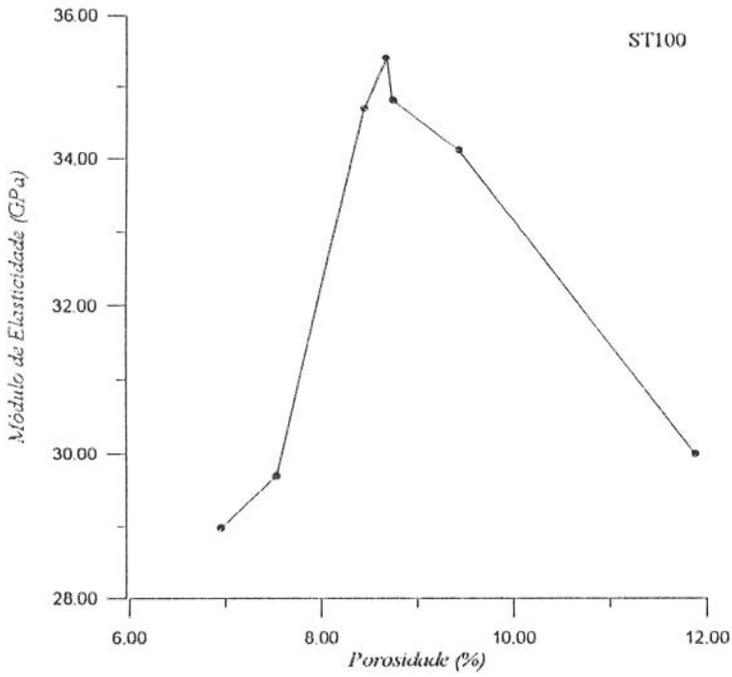
deformação plástica diminuindo o alongamento total. Mas, a figura 4.20 não apresenta nenhuma relação entre o percentual global de vazios e o alongamento total. Provavelmente, como já foi dito, a forma de distribuição dos vazios estejam causando este comportamento aleatório. Por outro lado, pesquisas revelam que quanto maior a quantidade de microporosidade, menor é o alongamento [16]. O alongamento também é influenciado pelos carbonetos, os quais, quando grandes e alongados, tendem a endurecer a liga aumentando a resistência mecânica e diminuindo o alongamento total .

Uma outra influência dos vazios é sobre o módulo de elasticidade que tende a diminuir com o aumento do tamanho do poro. A figura 4.21, que mostra a relação entre o percentual de vazios e o módulo de elasticidade, não representa nenhum comportamento indicativo do exposto acima. Aqui, novamente, a forma de distribuição dos vazios e a diferença da severidade do efeito de entalhe causado pelos mesmos pode estar causando este comportamento.

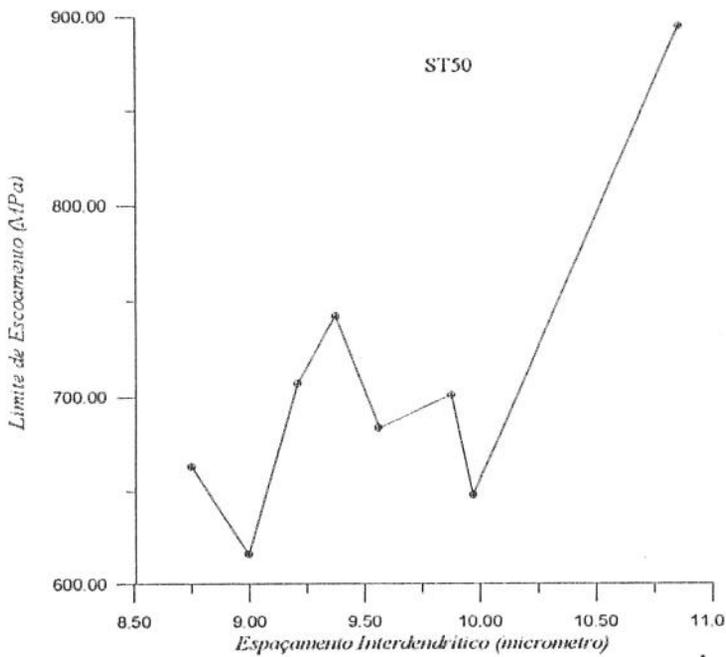
Teoricamente, somente a mudança de composição química poderia alterar o módulo de elasticidade. O módulo das ligas de cobalto trabalhadas e fundidas está na faixa de 179 a 248 GPa [39]. Asgar e Peyton obtiveram variações nesta propriedade, para ligas a base de cobalto fundidas, cujos valores para o módulo de elasticidade foram da ordem de 240 GPa, cerca de dez vezes maior que as obtidas neste trabalho, e um desvio padrão da ordem 15 GPa. Uma explicação para esta sensível diferença é que um diâmetro pequeno e/ou material com baixa deformação contribui para a variação da relação tensão - deformação, alterando o módulo [16]. O fato de se medir a deformação elástica através do deslocamento do pistão da máquina de ensaio, ao invés de se utilizar um extensômetro, contribui também para estas discrepâncias.

**ST50:** Observando-se a figura 4.22, não se verifica claramente a tendência de diminuição do limite de escoamento com o aumento do espaçamento interdendrítico. O fato dos cdps apresentarem vazios em diferentes percentuais dificulta a análise da influência do espaçamento interdendrítico sobre o limite de escoamento. Os trabalhos que mostram a relação entre a microestrutura e as propriedades mecânicas foram feitos controlando-se as condições de fundição e, em alguns casos, excluindo-se os cdps que apresentassem vazios, eliminando-se assim os efeitos deste defeito [40, 41]]. Taxas de resfriamento mais rápidas tendem a diminuir o espaçamento interdendrítico, distribuindo mais os carbonetos nos interstícios das dendritas, melhorando assim, as propriedades de resistência e ductilidade [14].

Desprezando-se os valores do limite de escoamento obtido para os CDPs 1 e 8, verifica-se uma tendência de diminuição do limite de escoamento com o aumento do espaçamento interdendrítico. De forma mais nítida, esta tendência de diminuição da propriedade com o aumento do espaçamento interdendrítico, é observada para a tensão de fratura. Por outro lado, os vazios têm um efeito maior sobre esta propriedade em relação ao limite de escoamento [31].



**Figura 4.21** - Relação entre o Percentual Global de Vazios e o Módulo de Elasticidade da liga Steeldent 100% liga nova.



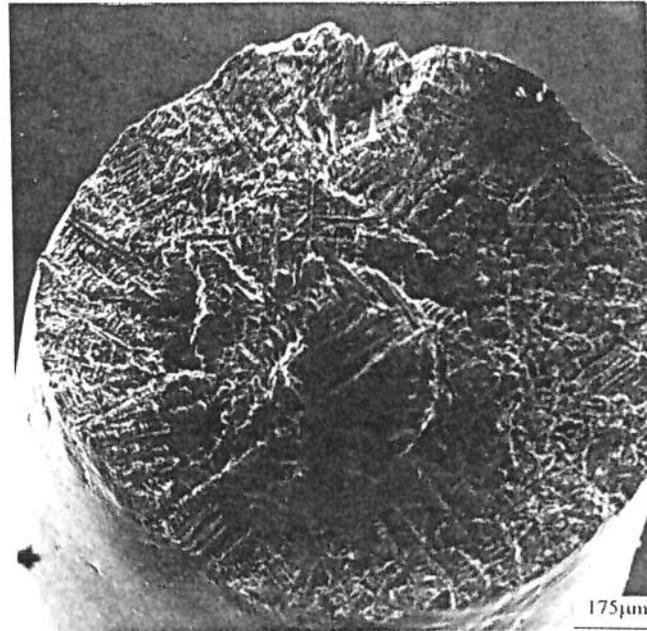
**Figura 4.22** - Relação entre o Espaçamento Interdendrítico e o Limite de Escoamento da liga Steeldent 50% liga nova.

Isto provavelmente explique as oscilações dos valores da tensão de fratura à medida que o espaçamento interdendrítico aumenta, sem mostrar nenhuma correlação. Uma constatação da influência do percentual de vazios sobre a tensão de fratura pode ser vista no cdp 2. Apesar de possuir um espaçamento interdendrítico próximo ao do cdp 4 e abaixo ao do cdp 3, a sua tensão de fratura é a menor de todas. Apesar de não se ter medido a quantidade de vazios contidos na superfície de fratura do cdp 2, uma observação com baixo aumento (100x) mostra uma grande área (praticamente toda a superfície de fratura) apresentando dendritas intactas (sem serem fraturadas), indicando a existência de um grande vazio nesta região, como mostra a figura 4.23.

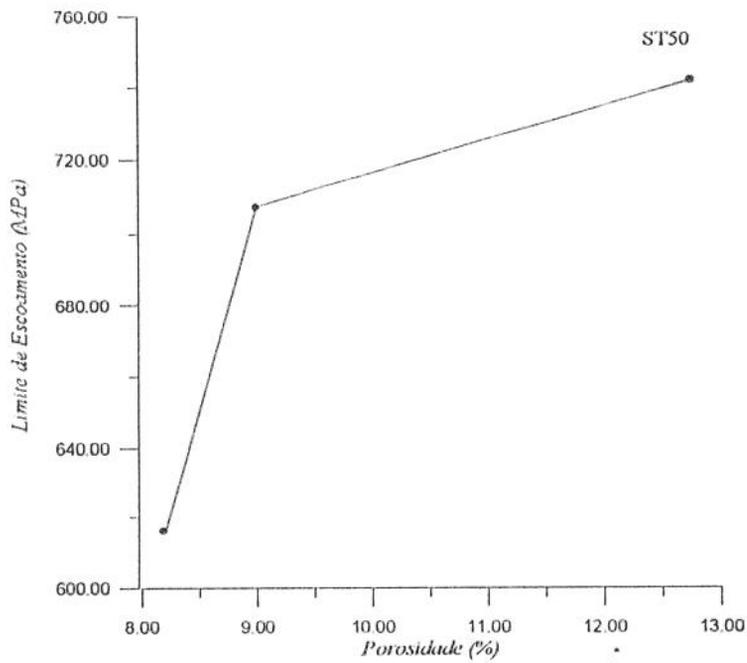
A influência da percentagem global de vazios sobre o limite de escoamento e tensão de fratura tem um comportamento oposto, visto que aumenta o limite de escoamento e diminui a tensão de fratura à medida que sua percentagem aumenta, como se observa nas figuras 4.24 e 4.25. Esta última observação é coerente com os resultados de outros trabalhos afins, como já mencionado. Mas, a percentagem global de vazios pode não ser representativa da observada na superfície de fratura. Uma observação da superfície de fratura dos CDPs 8, 9 e 10, vistas nas figura 4.15, 4.26 e 4.27, mostra que a quantidade de vazios, apresentada por cada um, aparentemente, tem uma correlação direta com o percentual global de vazios, medida pelo ensaio de picnometria. Já o comportamento do limite de escoamento vem mostrar que esta propriedade tem uma independência do percentual de vazios, ou caso tenha, não é observável claramente nos resultados, impedindo que se façam considerações mais concretas a cerca deste tópico. Deve-se observar que o número de CDPs usados para plotar os gráficos foi pequeno para se fazer um afirmação mais precisa.

Analisando-se a forma dos gráficos, percentual global de vazios em função da tensão de fratura e alongamento, verifica-se uma semelhança entre eles, ou seja, os CDPs com maior tensão de fratura apresentaram um alongamento total também maior. Isto pode ser explicado rapidamente pelo fato que um material com menor poro tende a possuir uma tensão de fratura maior (maior área útil resistente) e um maior alongamento total (menor concentração de tensões devido aos vazios).

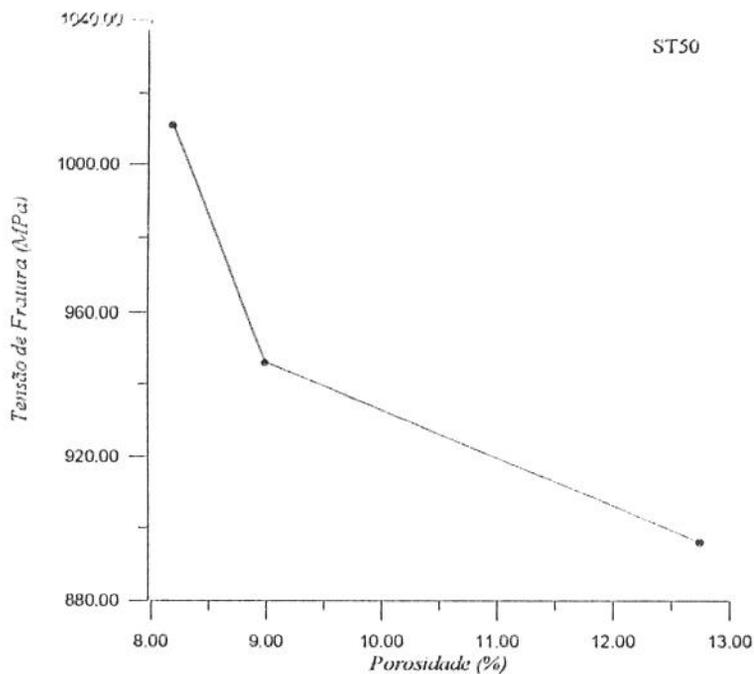
Com relação à influência do espaçamento interdendrítico sobre o módulo de elasticidade, não se verifica nenhuma relação, como visto na figura 4.28. Como já mencionado, o módulo de elasticidade pode ser influenciado pela fase eutética constituída de carbonetos e pelo percentual de vazios observados na superfície de fratura. Observando-se os CDP 1 e 2 que apresentaram valores de módulo de elasticidade baixo, verifica-se que o CDP 1 apresenta, aparentemente, menor quantidade de vazios em relação ao CDP 2, como mostra as figuras 4.12 e 4.23. Assim, era de se esperar que o CDP 2 tivesse menor módulo de elasticidade em relação



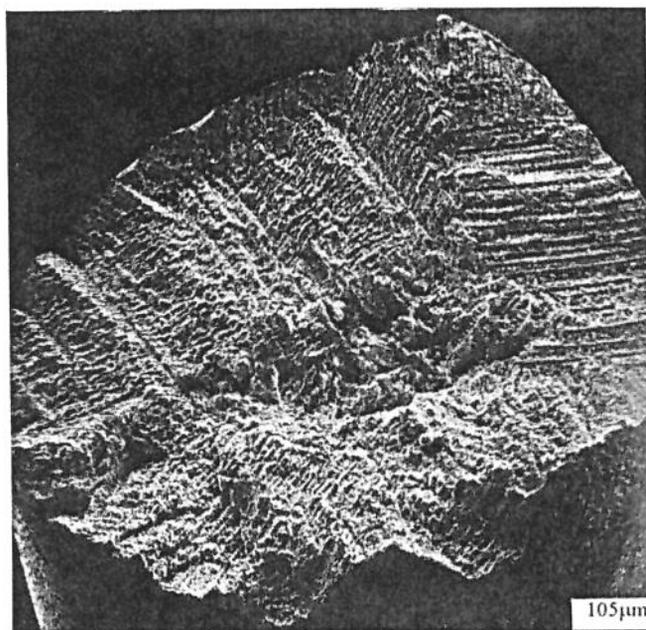
**Figura 4.23** - Fractografia do CDP 2 da liga Steeldent 50% liga nova. Observação de vazios decorrentes do processo de fundição.



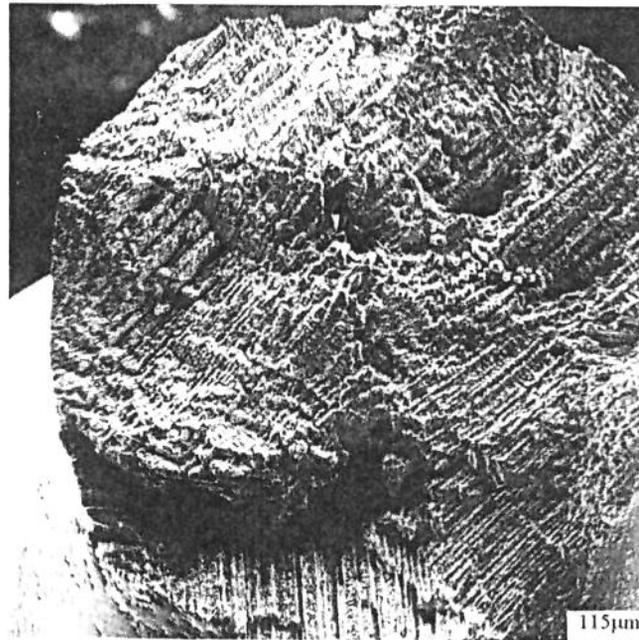
**Figura 4.24** - Relação entre a Percentagem Global de vazios e o Limite de Escoamento da liga Steeldent 50% liga nova.



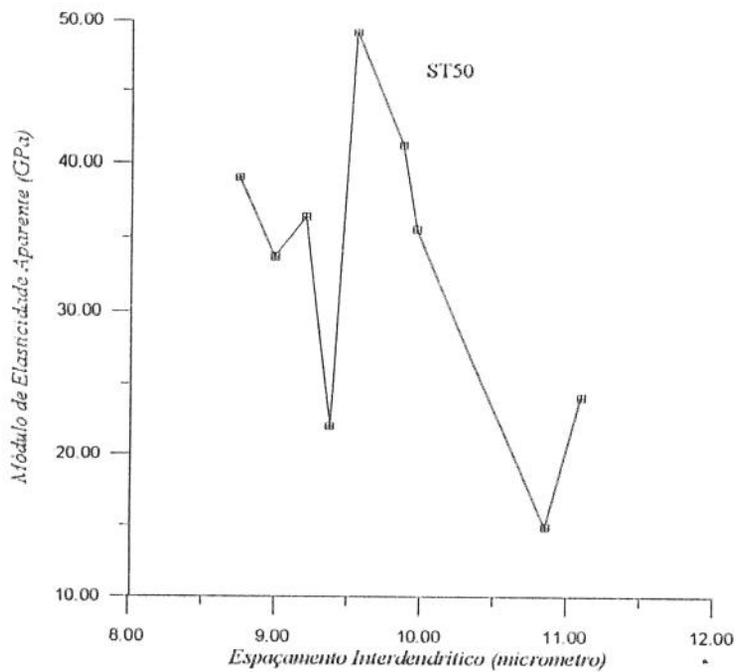
**Figura 4.25** - Relação entre o Percentual Global de Vazios e a Tensão de Fratura da liga Steeldent 50% liga nova.



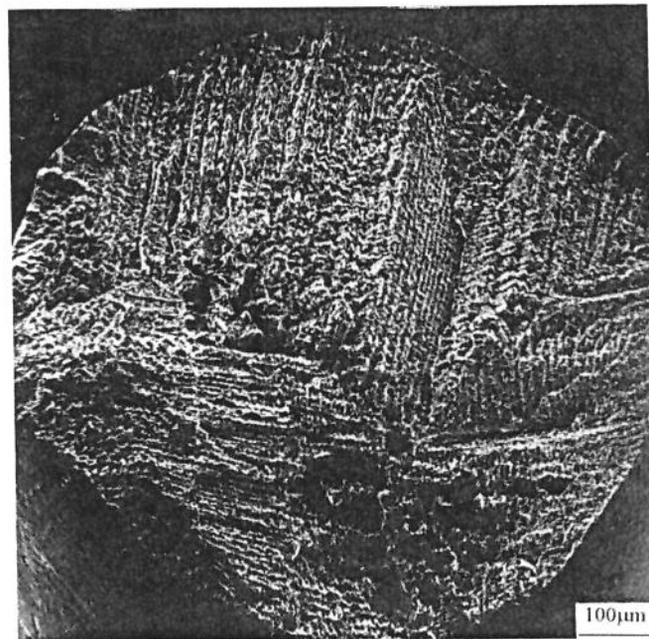
**Figura 4.26** - Fractografia do CDP 9 da liga Steeldent 50% liga nova. Observação de vazios decorrentes do processo de fundição.



**Figura 4.27** - Fractografia do CDP 10 da liga Steeldent 50% liga nova. Observação de vazios decorrentes do processo de fundição.



**Figura 4.28** - Relação entre o Espaçamento Interdendrítico e o Módulo de Elasticidade da liga Steeldent 50% liga nova.



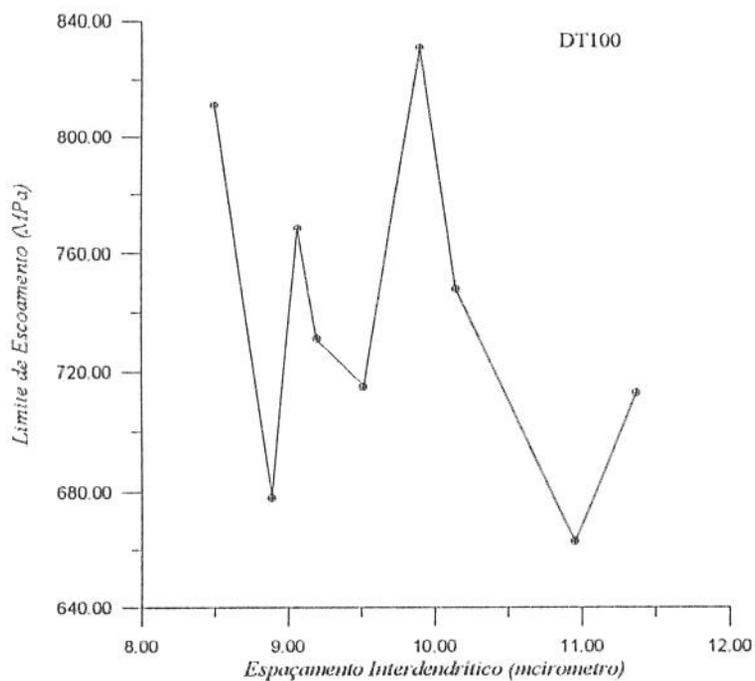
**Figura 4.29** - Fractografia do CDP 5 da liga Steeldent 50% liga nova. Observação de vazios decorrentes do processo de fundição.

ao CDP 1, o que não ocorreu. A falta de correlação entre a quantidade de vazios na superfície de fratura e o módulo de elasticidade pode ser vista ainda, com mais clareza, comparando-se os CDPs 1 e 5, visualizados nas figuras 4.12 e 4.29. Aparentemente, o CDP 5 apresenta um percentual de vazios um pouco maior que o do CDP 1, mas seu módulo é cerca de três vezes maior em relação a este último.

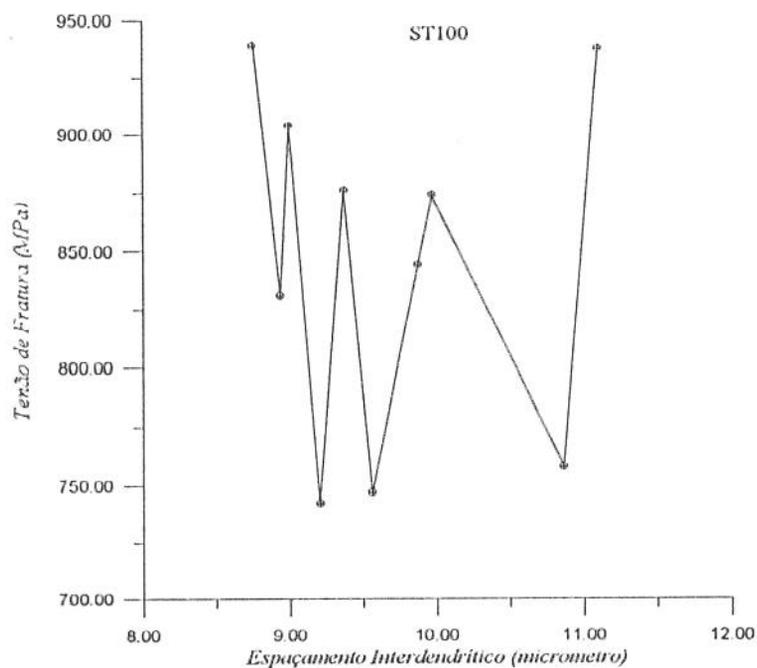
**DT100:** A figura 4.30 não mostra nenhuma relação entre espaçamento interdendrítico e o limite de escoamento, como observado, também, nas ligas ST100 e ST50. Aqui novamente, os vazios podem estar influenciando sobre o limite de escoamento, encobrendo os efeitos do espaçamento interdendrítico.

O espaçamento interdendrítico em função da tensão de fratura apresenta um comportamento aleatório, como visto na figura 4.31, mas sua forma aproxima-se da observada na figura 4.31, que mostra espaçamento interdendrítico em função do limite de escoamento; ou seja, quando o limite de escoamento é alto a tensão de fratura também o é.

A variação do módulo de elasticidade com o espaçamento interdendrítico também não tem um comportamento característico, como visto na figura 4.32. Como se sabe o módulo de elasticidade não é muito influenciado pela variação microestrutural, e é uma função da força de



**Figura 4.30** - Relação entre o Espaçamento Interdendrítico e o Limite de Escoamento da liga Dentorium 100% liga nova.



**Figura 4.31** - Relação entre o Espaçamento Interdendrítico e a Tensão de Fratura da liga Dentorium 100% liga nova.

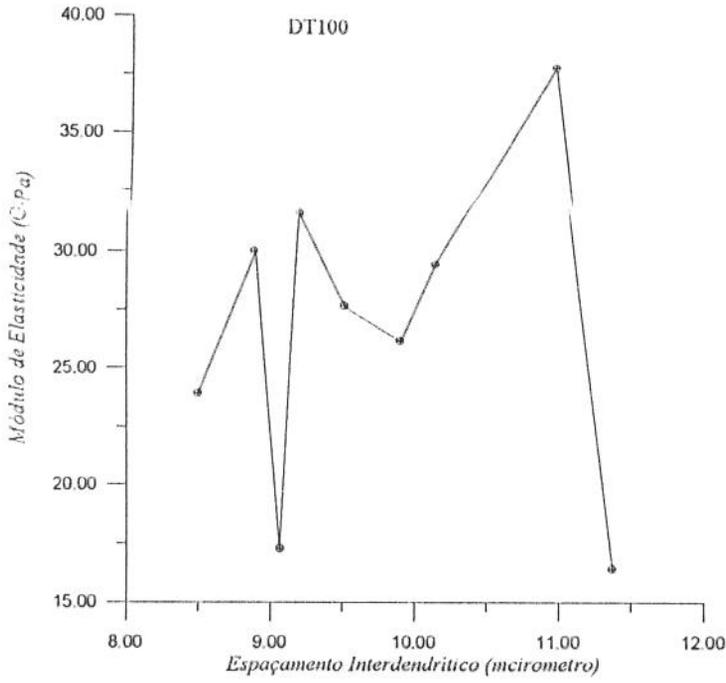


Figura 4.32 - Relação entre o Espaçamento Interdendrítico e o Módulo de Elasticidade da liga Dentorium 100% liga nova.

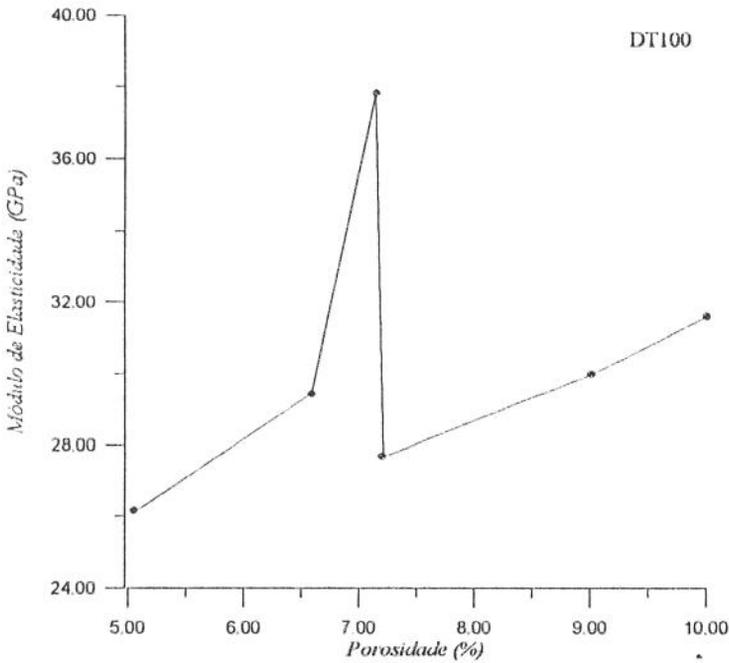
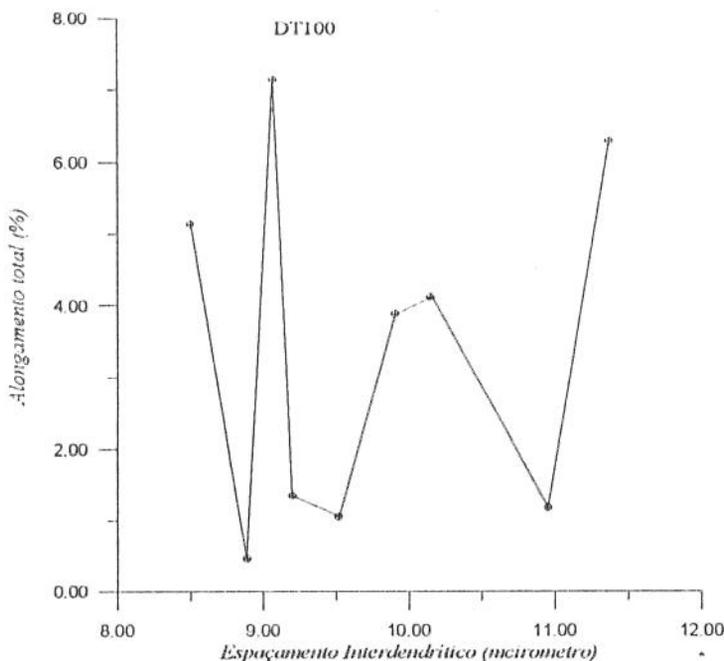


Figura 4.33 - Relação entre o Percentual Global de Vazios e o Módulo de Elasticidade da liga Dentorium 100% liga nova.

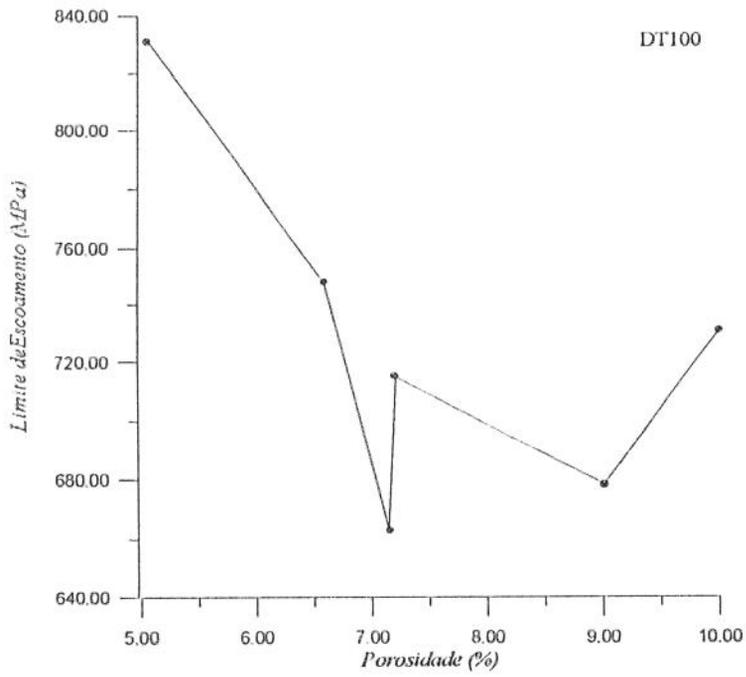
ligação entre os átomos. Por outro lado, como mostra a figura 4.33, existe uma tendência de aumento do módulo de elasticidade com o aumento da percentagem global de vazios, que neste caso representa razoavelmente a quantidade de vazios observados na superfície de fratura. Esperava-se um comportamento contrário ao observado, visto que, vazios maiores tenderiam a diminuir o módulo de elasticidade. As explicações para este comportamento são as mesmas, dadas acima, para as outras ligas.

O gráfico espaçamento interdendrítico em função do alongamento total também não evidencia nenhum tipo de comportamento, como visto na figura 4.34, mas sua forma aproxima-se da observada para a tensão de fratura em função do espaçamento interdendrítico, ou seja, CDPs com maior tensão de fratura apresentaram maior alongamento.

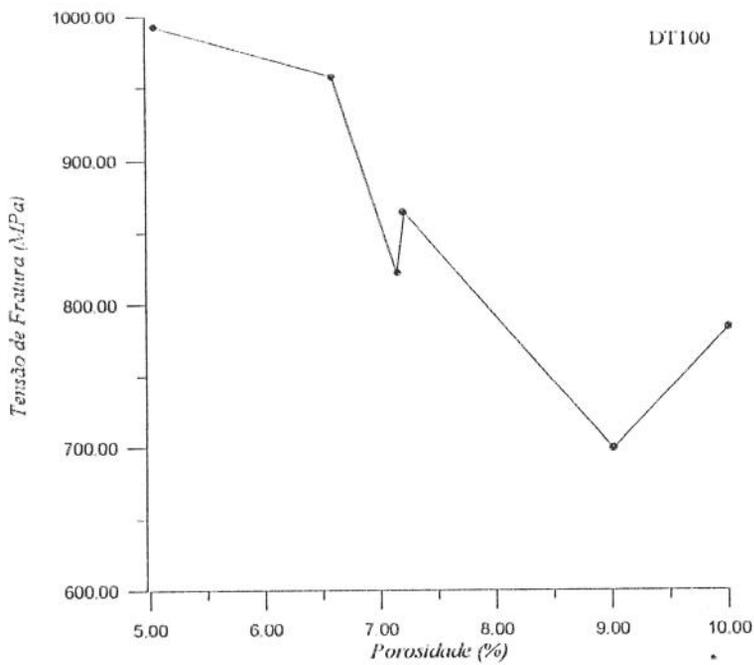
Uma observação das figuras 4.35 e 4.36, que relaciona o percentual global de vazios com o limite de escoamento e a tensão de fratura, mostra uma tendência de diminuição do limite de escoamento e tensão de fratura à medida que o percentual de vazios aumenta. Como dito, a percentagem global de vazios retrata razoavelmente o nível de vazios observados nas superfícies de fratura, reforçando a evidência que os vazios, quando presentes no material, tende a reger o comportamento mecânico do mesmo, independentemente de outras variáveis, como o espaçamento interdendrítico o qual tem grande influência sobre a resistência mecânica quando os vazios estão ausentes do material.



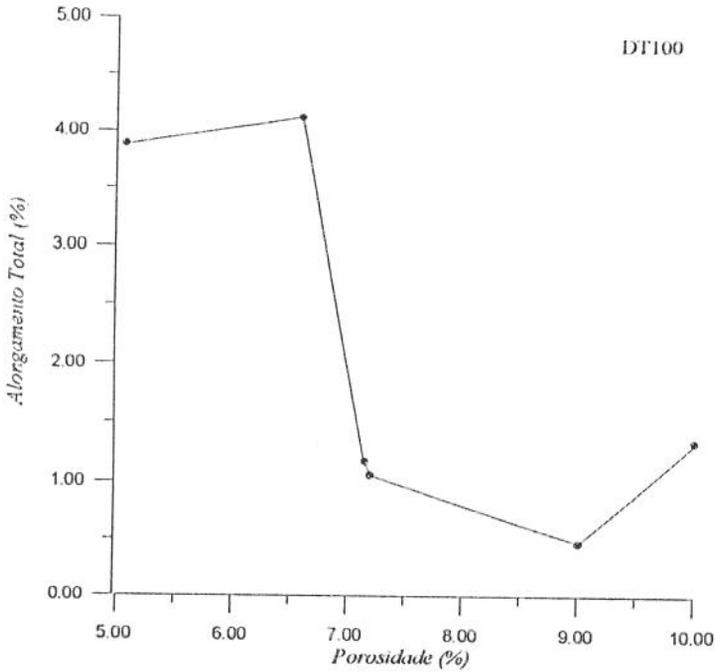
**Figura 4.34** - Relação entre o Espaçamento Interdendrítico e o Alongamento Total da liga Dentorium 100% liga nova.



**Figura 4.35** - Relação entre o Percentual Global de Vazios e o Limite de Escoamento da liga Dentorium 100% liga nova.



**Figura 4.36** - Relação entre o Percentual Global de Vazios e a Tensão de Fratura da liga Dentorium 100% liga nova.

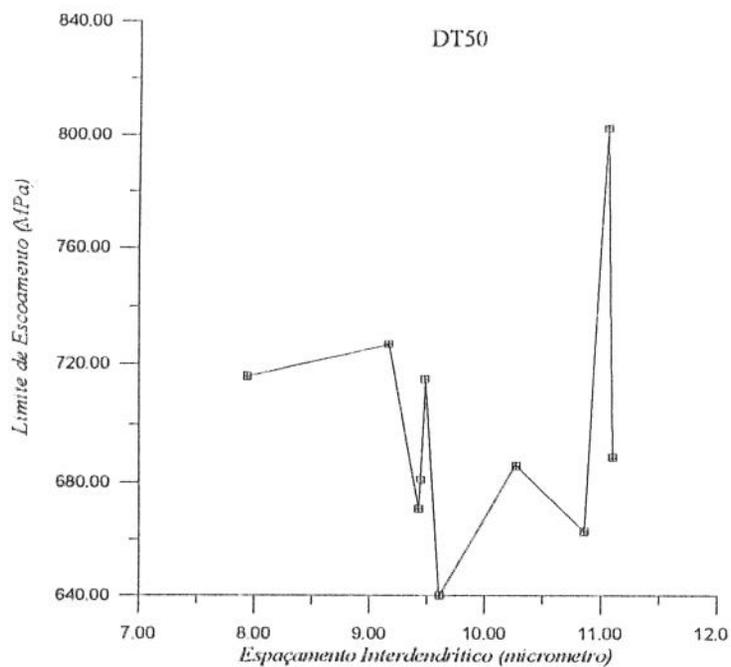


**Figura 4.37** - Relação entre o Percentual Global de Vazios e o Alongamento Total da liga Dentorium 100% liga nova.

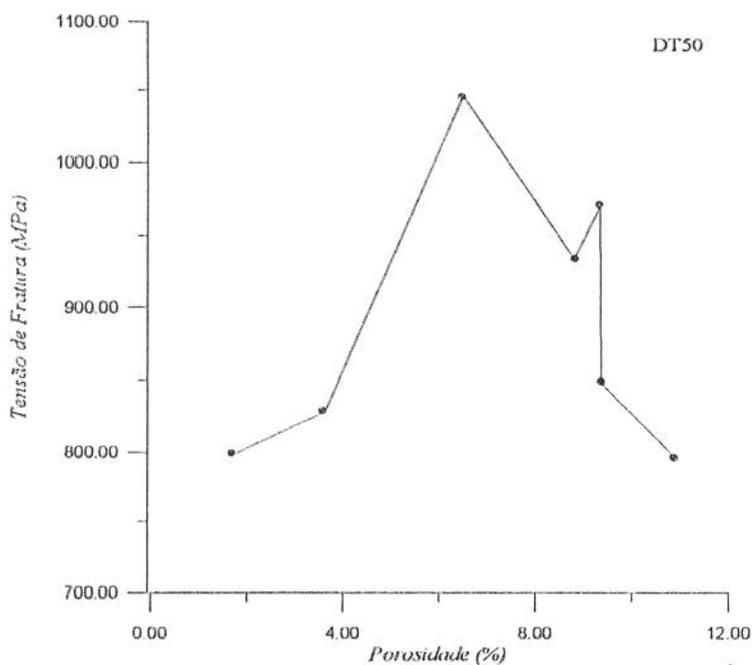
Já o gráfico da percentagem global de vazios em função do alongamento total, visto na figura 4.37, vem mostrar que este último tende a diminuir com o aumento do primeiro. Isto é razoável, visto que os vazios concentram tensões e restringem a deformação plástica, propiciando uma fratura frágil.

**DT50:** A figura 4.38 evidencia a falta de correlação entre espaçamento interdendrítico e o limite de escoamento. A hipótese que o percentual global de vazios esteja controlando o limite de escoamento não é constatada, como mostra a figura 4.39. Verifica-se uma tendência de aumento do limite de escoamento com o aumento do percentual de vazios. Além disso, a observação da superfície de fratura dos CDPs vem reforçar a afirmação de que os vazios não influem significativamente no limite de escoamento [31]. Comparando-se as superfícies de fratura do CDP 2 e 6, mostradas nas figura 4.6 e 4.9, verifica-se que, apesar deste último apresentar um menor limite de escoamento, sua superfície de fratura apresenta aparentemente, uma menor quantidade de vazios que o primeiro, cujo limite de escoamento foi o maior dentre os CDPs desta liga.

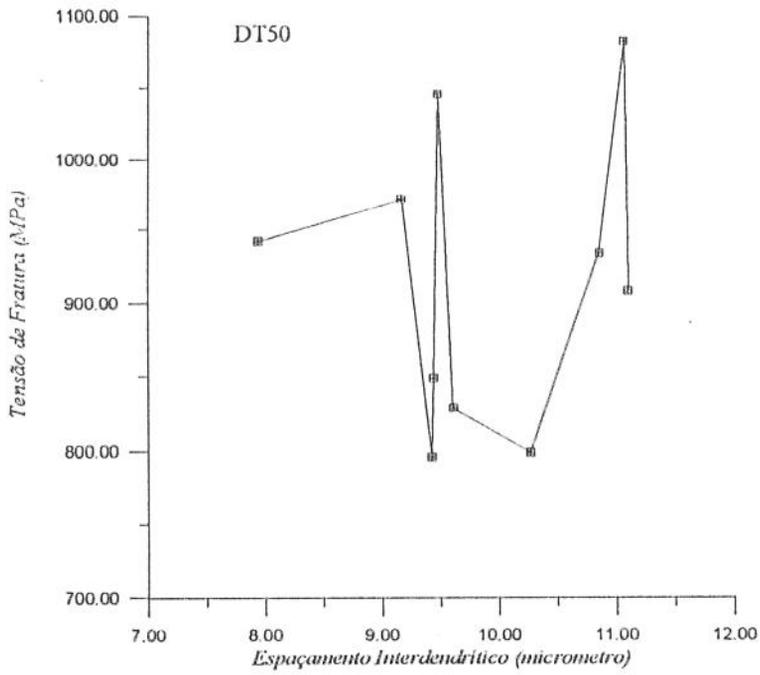
A tensão de fratura em função do espaçamento interdendrítico e percentual global de vazios, pode ser vista nas figuras 4.40 e 4.41, e apresenta um comportamento aleatório. Pelo fato da tensão de fratura ser mais afetada pelo percentual de vazios, esperava-se que esta



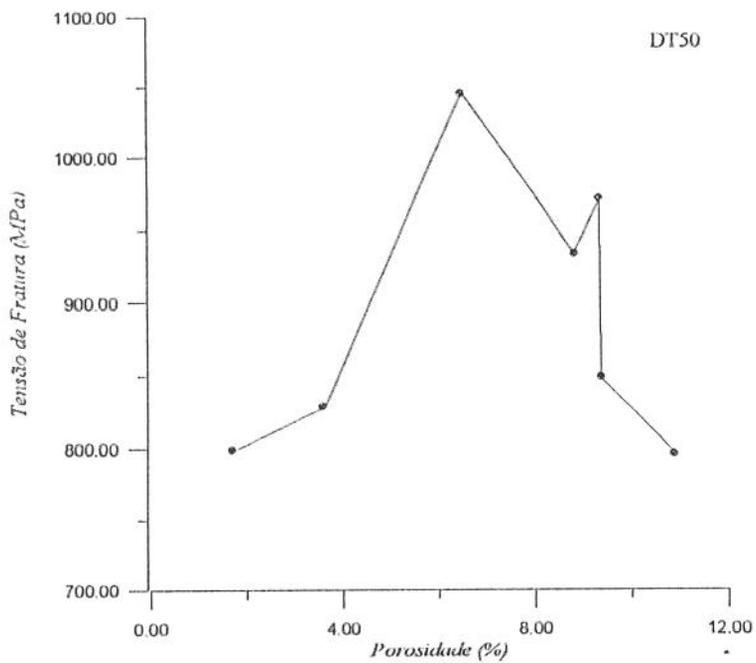
**Figura 4.38** - Relação entre o Espaçamento Interdendrítico e o Limite de Escoamento da liga Dentorium 50% liga nova.



**Figura 4.39** - Relação entre o Percentual Global de Vazios e a Tensão de Fratura da liga Dentorium 50% liga nova.



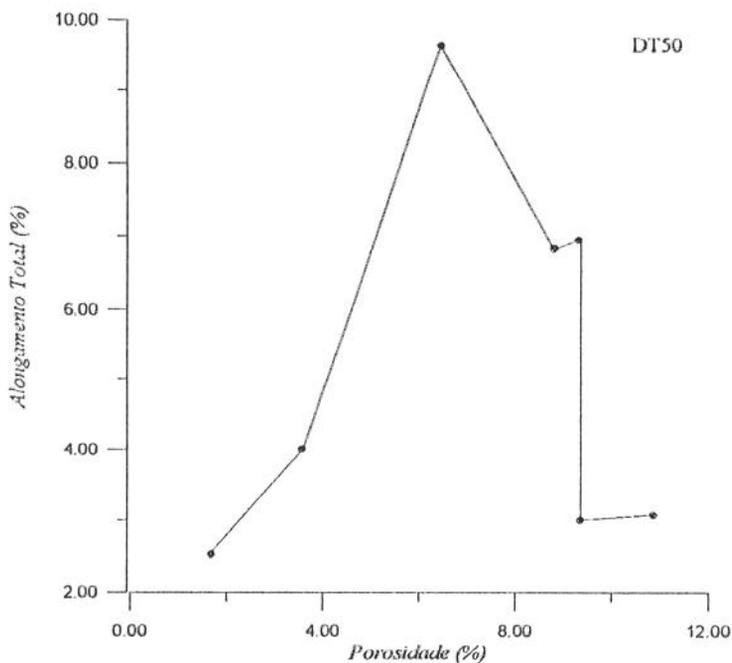
**Figura 4.40** - Relação entre o Espaçamento Interdendrítico e a Tensão de Fratura da liga Dentorium 50% liga nova.



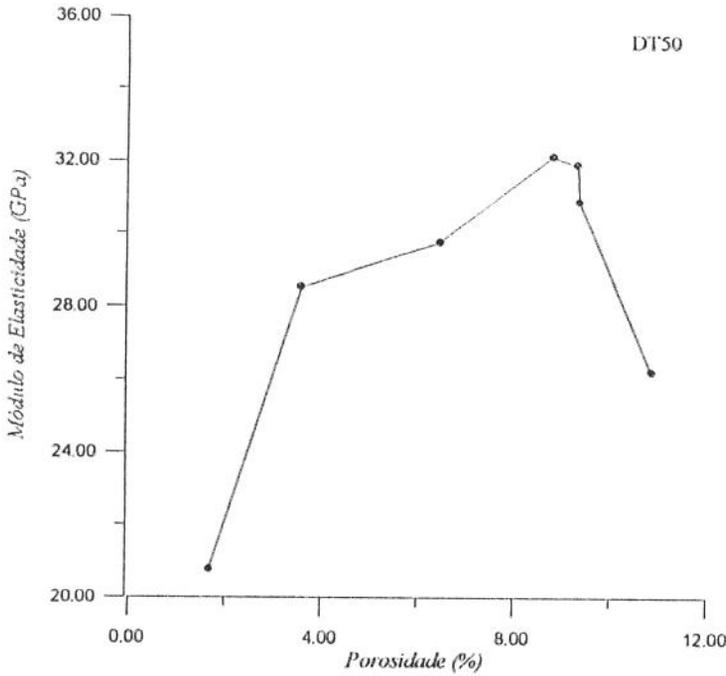
**Figura 4.41** - Relação entre o Percentual Global de Vazios e a tensã de Fratura da liga Dentorium 50% liga nova.

tivesse um comportamento de diminuição à medida que o percentual de poro global aumentasse. Mas, como o percentual de poro global, geralmente não é representativa do percentual observado na superfície de fratura, seria necessária uma análise desta superfície para verificar se este comportamento ocorre. A observação das superfícies de fratura não evidencia, nitidamente, grandes diferenças na quantidade de vazios nos cdps de modo a justificar a grande diferença na tensão de fratura (796 a 1083 MPa). Uma análise quantitativa precisa sobre a superfície de fratura seria necessária a fim de verificar se estes valores percentuais são, ou não, próximos entre si, como observado através das fotos com baixo aumento (100x). Esta análise quantitativa, provavelmente explicaria melhor estas divergências.

A semelhança entre os gráficos do percentual global de vazios em função do alongamento total e tensão de fratura também é observada, como nas liga Steeldent em ambas as condições de fundição, como mostram as figuras 4.41 e 4.42. Como já abordado, um material com menos vazios tende a possuir uma tensão de fratura maior e um maior alongamento total.



**Figura 4.42** - Relação entre o Percentual Global de Vazios e o Alongamento Total da liga Dentorium 50% liga nova.



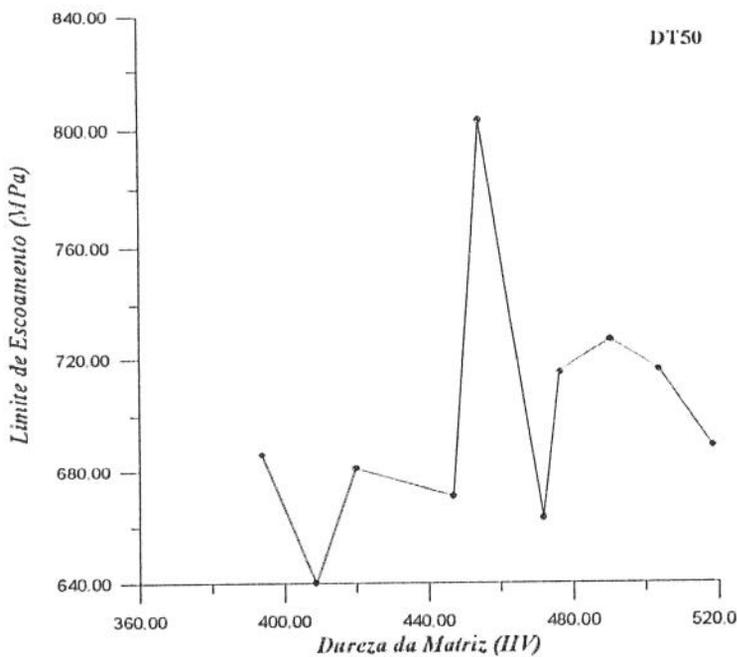
**Figura 4.43** - Relação entre o Percentual Global de Vazios e o Módulo de Elasticidade da liga Dentorium 50% liga nova.

A figura 4.43 mostra que o módulo de elasticidade aumenta a medida que o percentual global de vazios aumenta. Sendo o vazio um defeito interno do CDP, quanto maior a sua percentagem, menor deveria ser a inclinação da curva carga em função do deslocamento, ou seja, menor módulo de elasticidade aparente. Mesmo a observação do percentual de vazios na superfície de fratura não permite afirmar que existe uma correspondência clara entre este percentual e esta propriedade em questão. Aqui, mais uma vez, supõe-se que outros fatores, como a distribuição, forma, localização e severidade de entalhe dos vazios estão influenciando na inclinação desta curva. Além disso, o fato dos CDPs serem pequenos contribui para a variação desta propriedade [16].

Avaliou-se até o momento, a influência do percentual global de vazios e espaçamento interdendrítico sobre as propriedades mecânicas obtidas do ensaio de tração. Uma outra propriedade mecânica de interesse científico e tecnológico é a dureza, a qual possui, em alguns casos, uma relação com as demais propriedades mecânicas. Sabe-se que existe uma tendência de aumento da resistência mecânica e diminuição do alongamento total à medida que a mesma aumenta. Ou seja, aumenta-se a resistência em detrimento da ductilidade. Isto é observado para os materiais metálicos trabalhados e, para alguns materiais como os aços, existem tabelas que fornecem a resistência à tração em função da dureza [42]. O fato dos CDPs apresentarem dimensões pequenas, vazios e, além disso, a necessidade de se fazer um número mínimo de impressões sobre esta pequena área, para se obter uma média para esta propriedade,

inviabilizou a execução deste ensaio. Optou-se, então, por fazer um ensaio de microdureza nos carbonetos (fase dura) e na matriz (fase mole) para, posteriormente, verificar uma possível correlação entre as propriedades mecânicas e estas microdurezas.

Os gráficos relacionando a microdureza da matriz e dos carbonetos com as propriedades mecânicas (limite de escoamento, tensão de fratura, módulo de elasticidade e alongamento total) não mostraram nenhuma relação entre estas e a primeira. O fato do material ser fundido e possuir diferentes quantidades de vazios distribuídos não uniformemente ao longo do CDP, inviabiliza a análise destes gráficos a fim de se observar alguma correlação, pois os vazios como observado têm um efeito predominante sobre as propriedades mecânicas, tornando secundário o efeito da dureza, assim como o fez para o espaçamento interdendrítico, já analisado. Devido ao grande número de gráficos, apresenta-se aqui, somente alguns obtidos para liga Dentorium 50% liga nova, correlacionando a microdureza da matriz com as propriedades mecânicas. As figuras 4.44, 4.45, 4.46 e 4.47 mostram a microdureza da matriz em função das seguintes propriedades: limite de escoamento, tensão de fratura, módulo de elasticidade e alongamento total, respectivamente.



**Figura 4.44** - Relação entre a Microdureza da Matriz e o Limite de Escoamento da liga Dentorium 50% liga nova.

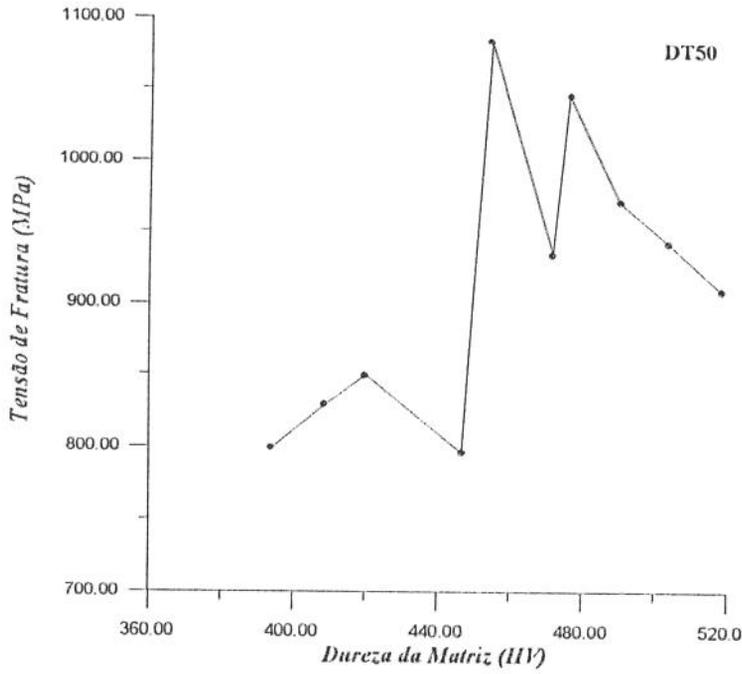


Figura 4.45 - Relação entre a Microdureza da Matriz e a Tensão de Fratura da liga Dentorium 50% liga nova.

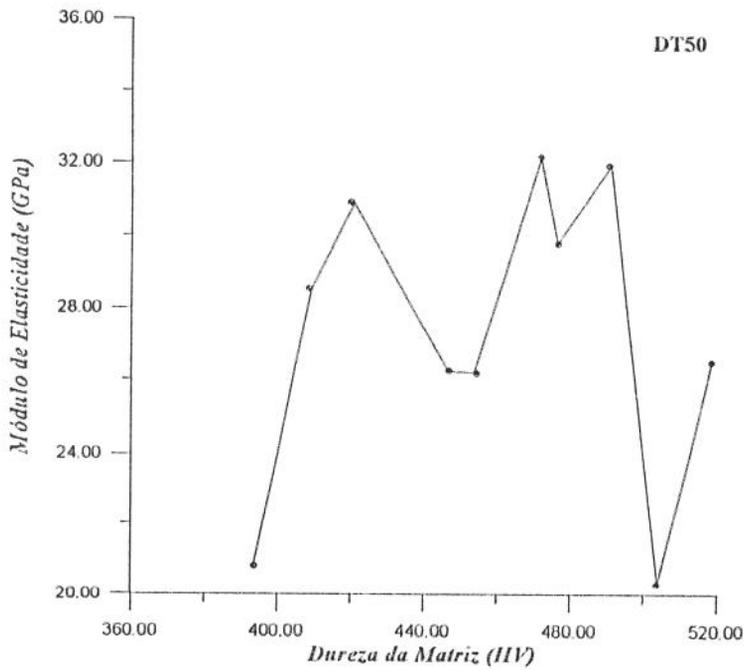
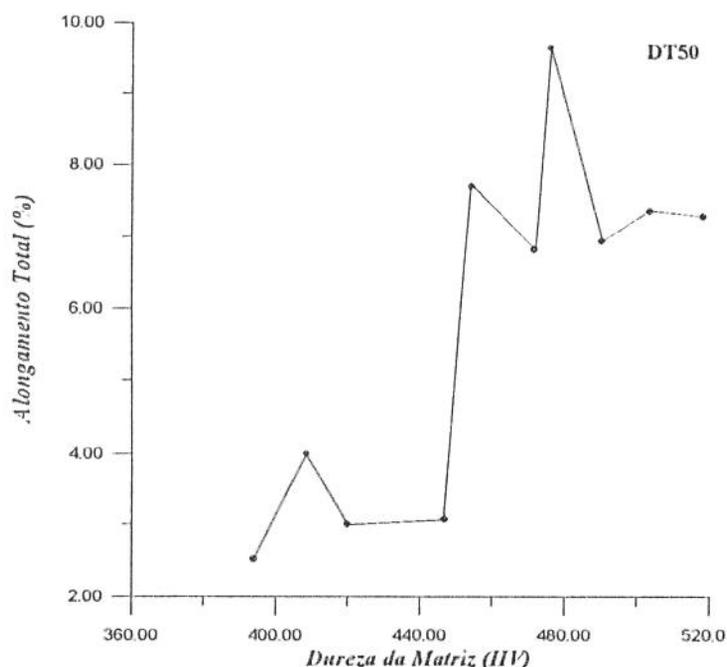


Figura 4.46 - Relação entre a Microdureza da Matriz e o Módulo de Elasticidade da liga Dentorium 50% liga nova.



**Figura 4.47** - Relação entre a Microdureza da Matriz e o Alongamento Total da liga Dentorium 50% liga nova.

A eliminação dos vazios, provavelmente permita avaliar, de modo mais preciso, como as propriedades mecânicas são influenciadas quando ocorre uma variação da microdureza, pois os vazios, estando imediatamente abaixo dos carbonetos ou matriz, permitem que a impressão de microdureza seja maior, distorcendo os resultados. Da análise dos resultados observou-se que os cdps com maior tensão de fratura tem uma tendência a possuir um maior alongamento total, ou seja uma ductilidade maior, independentemente de uma maior ou menor microdureza da matriz. Isto contribui para a afirmação de que os vazios estão regendo as propriedades mecânicas das ligas, com exceção do alongamento total obtido para a liga Dentorium 50% liga nova, onde a forma tamanho e distribuição dos carbonetos contribuíram, significativamente, para um maior alongamento total.

A variação da microdureza da matriz e dos carbonetos, observada em todas as ligas para cada CDP, pode ser explicada, além dos desvios intrínsecos do próprio método, pela falta de homogeneidade do metal líquido vazado, como foi observado no trabalho Ebert [43] para medidas de dureza de ligas a base de cobalto. Essa homogeneidade pode ser conseguida através da utilização de ondas magnéticas a fim de promover um agitação do metal líquido, o que não foi feito durante a fundição dos cdps. O percentual de cromo contido na matriz e nos carbonetos pode também influir na microdureza destas fases. O cromo possui uma alta dureza em relação aos outros elementos, e quando presente em maior quantidade nos carbonetos,

tende a aumentar a microdureza dos mesmos. De forma análoga, isto pode ocorrer para a matriz dendrítica.

Com relação ao carboneto, deve-se salientar que, pelo fato do mesmo ser uma fase pequena, a impressão de microdureza ocupa praticamente toda sua área, não respeitando a distância mínima entre a intersecção das duas diagonais e a borda da fase analisada e  $2,5 d_m$  ( $d_m$  = média das duas diagonais de uma impressão) [33]. Isto pode levar a uma variação nos valores das diagonais medidas sobre os carbonetos (fase dura) devido ao maior ou menor efeito da fase vizinha, ou seja as dendritas (fase mole).

A soma destes fatores provavelmente explique melhor as maiores variações de microdureza, quantificadas através do coeficiente de variação (razão entre o desvio-padrão e a média), observada para os carbonetos em quase todos cdps, em relação às dendritas.

Os valores da média e desvio padrão para microdurezas das fases mole e dura de cada liga, mostram que o coeficiente de variação para a fase dura é maior que o da fase mole. No caso da liga DT50 onde o coeficiente de variação da fase dura foi bem próximo ao da fase mole, deve-se ressaltar que apenas um cdp possibilitou a impressão de microdureza na fase dura, pois os outros cdps apresentaram carbonetos muito pequenos para se fazer a impressão de microdureza.

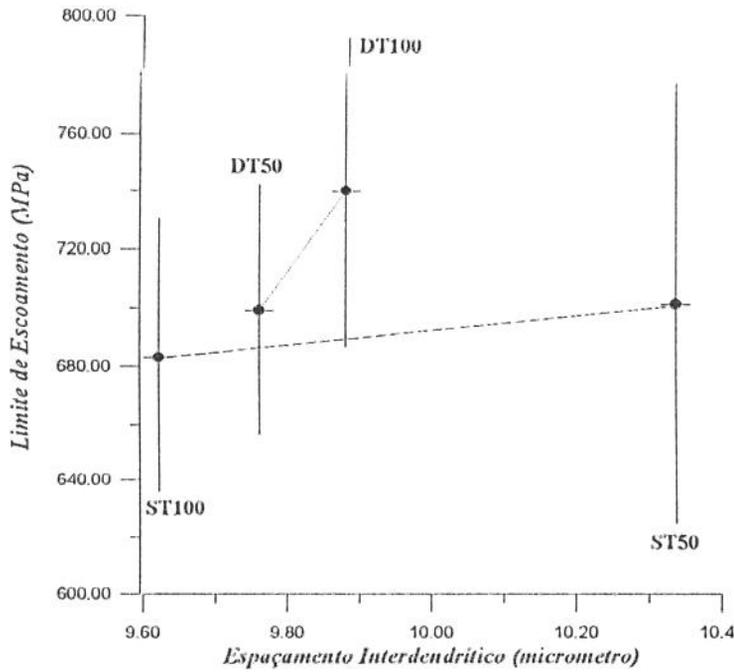
Comparando-se os valores de microdureza de cada fase entre as ligas verifica-se que não há uma diferença significativa entre eles, com exceção da fase dura da liga DT50. Mas, como apenas um cdp possibilitou a impressão de microdureza, é provável que esta liga tenha em média uma microdureza para fase dura próxima das outras ligas, como visto para a fase mole cuja análise de microdureza foi feita em todos os cdps.

Em vista da grande dispersão dos resultados obtidos para as propriedades mecânicas e parâmetros microestruturais (espaçamento interdendrítico e percentual global de vazios), se torna importante a análise estatística dos mesmos a fim de se concluir sobre as diferenças, ou não, das propriedades mecânicas e parâmetros microestruturais apresentados pelas ligas.

Analisando somente os valores médios das propriedades mecânicas obtidos para cada liga, sem considerar os desvios padrões, pode-se dizer que a liga Dentorium nas duas condições de fundição apresenta melhores propriedades mecânicas em relação à liga Steeldent. O limite de escoamento, tensão de fratura e alongamento foram maiores, enquanto o módulo de elasticidade foi menor em relação à liga Steedent.

Com relação à influência do espaçamento interdendrítico e microdureza da matriz e carbonetos sobre as propriedades mecânicas, analisando-se os valores médios, aqui também, não existe um comportamento característico como observado em trabalhos correlatos [42, 43].

Analisando-se a média do limite de escoamento para as ligas Dentorium 50 e 100% liga nova em função do espaçamento interdendrítico, vistos na figura 4.48, verifica-se que a última,



**Figura 4.48** - Relação entre as médias do Espaçamento Interdendrítico e o Limite de Escoamento para cada liga.

apesar de possuir um espaçamento relativamente pouco maior que a primeira, possui um limite de escoamento bem maior. Já para as ligas Steeldent 50 e 100% liga nova a diferença de espaçamento interdendrítico entre elas é relativamente maior, no entanto as médias dos limites de escoamento são mais próximas uma da outra. Mas, a falta de uma correlação entre o espaçamento interdendrítico e o limite de escoamento para ambas as ligas se mantém; qual seja: a condição (50 e 100% liga nova), para cada liga, com maior espaçamento interdendrítico está com um limite de escoamento também maior.

A tensão de fratura média para as condições 50 e 100% liga nova foi, praticamente, igual para as ligas Steeldent e Dentorium, não havendo indícios da influência do espaçamento interdendrítico sobre esta propriedade, como mostra a figura 4.49.

A influência do espaçamento interdendrítico sobre as outras propriedades (módulo de elasticidade e alongamento total) se mantém indefinida, como mostra as figuras 4.50 e 4.51. Para a liga Steeldent nas duas condições de fundição, o módulo de elasticidade e o alongamento total médios tendem a aumentar com o aumento do espaçamento interdendrítico. Já para a liga Dentorium ocorre o inverso, o módulo de elasticidade e o alongamento decrescem com o aumento do espaçamento interdendrítico. Analisando-se estas propriedades em separado, a liga Steeldent apresentou módulo de elasticidade médio maior que a liga Dentorium, para ambas as condições de fundição (50 e 100% liga nova), enquanto o alongamento teve um comportamento contrário.

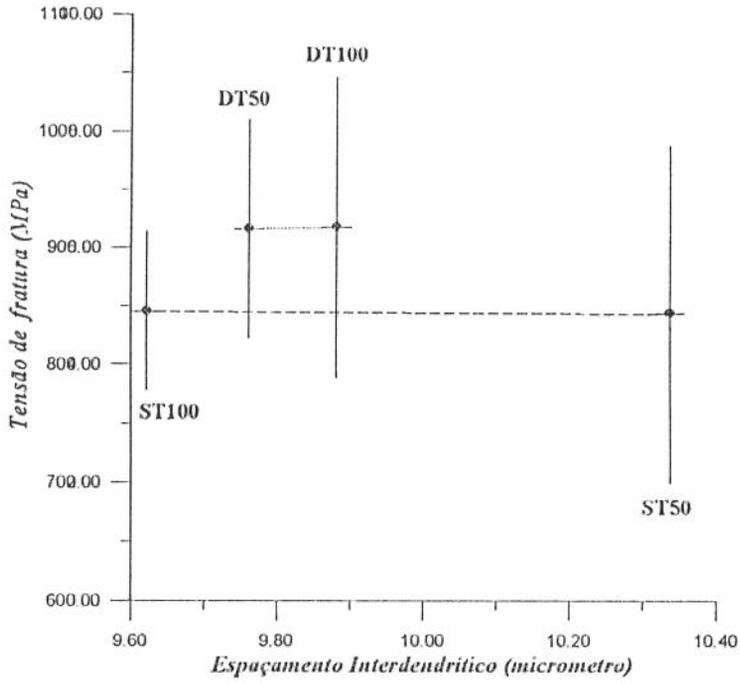


Figura 4.49 - Relação entre as médias do Espaçamento Interdendrítico e a Tensão de Fratura para cada liga.

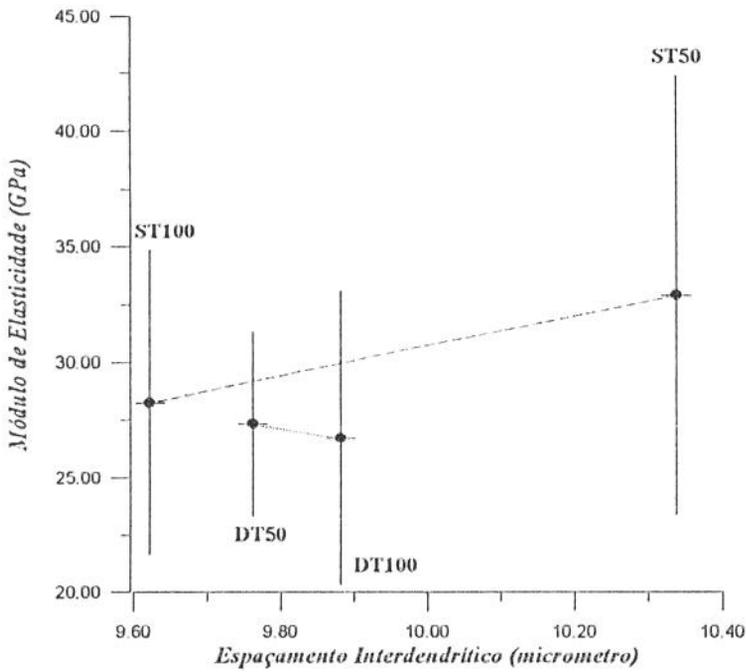
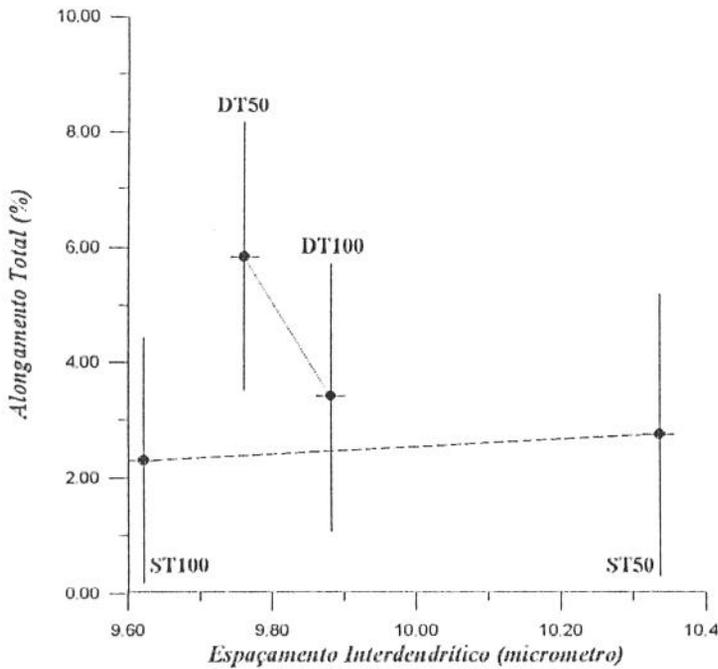


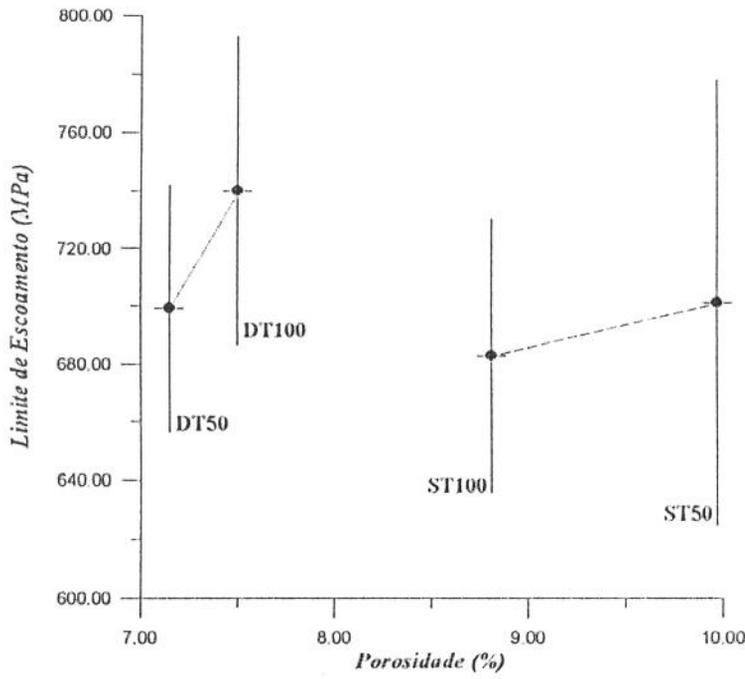
Figura 4.50 - Relação entre as médias do Espaçamento Interdendrítico e o Módulo de Elasticidade para cada liga.



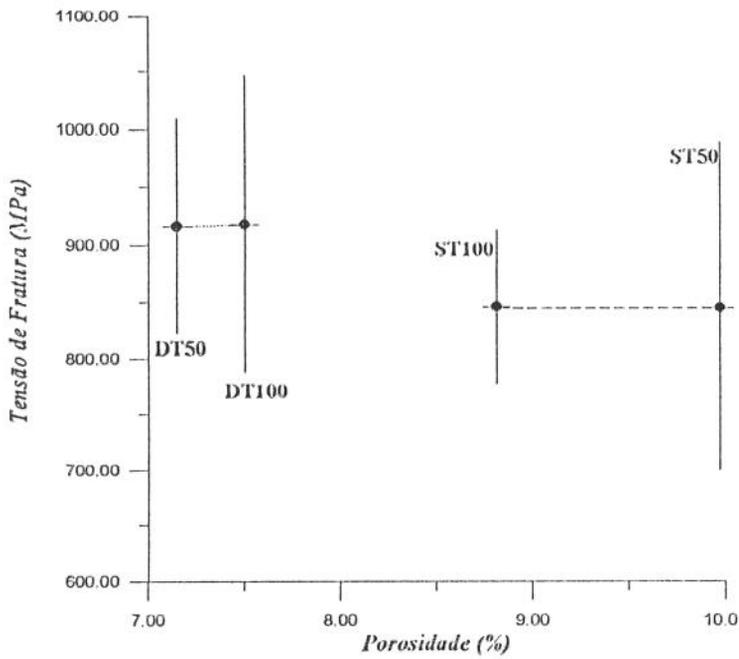
**Figura 4.51** - Relação entre as médias do Espaçamento Interdendrítico e o Alongamento Total para cada liga.

Como se observa não existe uma correlação, na qual menores espaçamentos interdendríticos proporcionariam melhores propriedades mecânicas. Deve-se atentar para o fato que os valores do espaçamento interdendrítico são muito grosseiros e a diferença entre eles relativamente pequena para se observar com clareza a influência do mesmo sobre as propriedades mecânicas. Além disso, a influência dos vazios sobre as propriedades, provavelmente, esteja prevalecendo sobre os outros parâmetros. Isto se verifica, aparentemente, quando se analisa a influência dos mesmos sobre as propriedades determinadas. As médias dos limites de escoamento, tensões de fratura e alongamentos totais para as ligas Dentorium, 50 e 100% liga nova, que apresentaram, em média, um percentual global de vazios mais baixo em relação às ligas Steeldent, foram maiores, como mostram as figuras 4.52, 4.53 e 4.54, respectivamente, indicando um comportamento coerente, pois, maiores percentuais de vazios tendem a degradar as propriedades mecânicas. Mas com relação ao módulo de elasticidade, o comportamento apresenta-se confuso, pois, as ligas Steeldent que apresentaram, em média, maiores percentuais de vazios, mostraram, em média, maiores módulos de elasticidade, como mostra a figura 4.55.

A microdureza média da matriz e dos carbonetos das ligas não influi de modo significativo nas propriedades mecânicas. Como exposto, era de se esperar que, uma liga com uma matriz mais dura tivesse uma maior resistência mecânica com um menor alongamento; e o



**Figura 4.52** - Relação entre o Percentual Global de Vazios e o Limite de Escoamento das ligas.



**Figura 4.53** - Relação entre o Percentual Global de Vazios e a Tensão de Fratura das ligas.

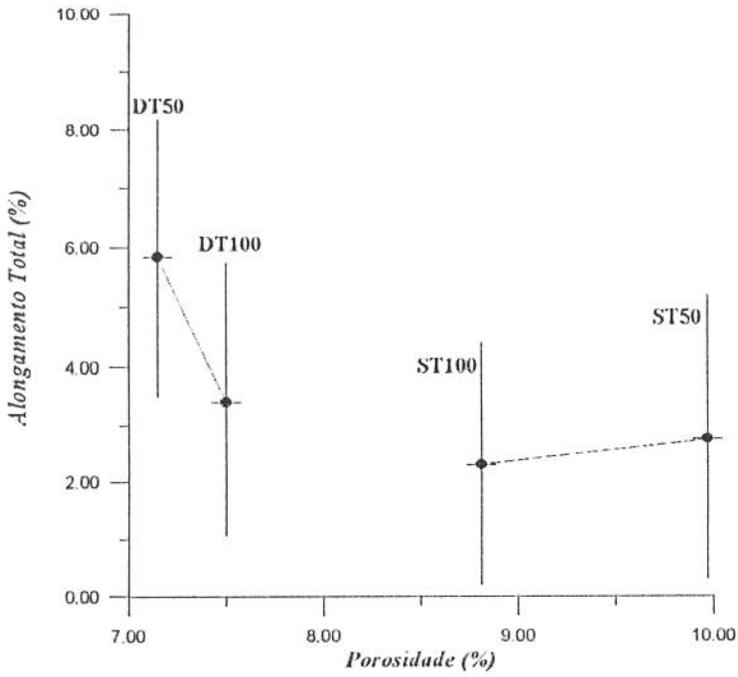


Figura 4.54 - Relação entre o Percentual Global de Vazios e o Alongamento Total das ligas.

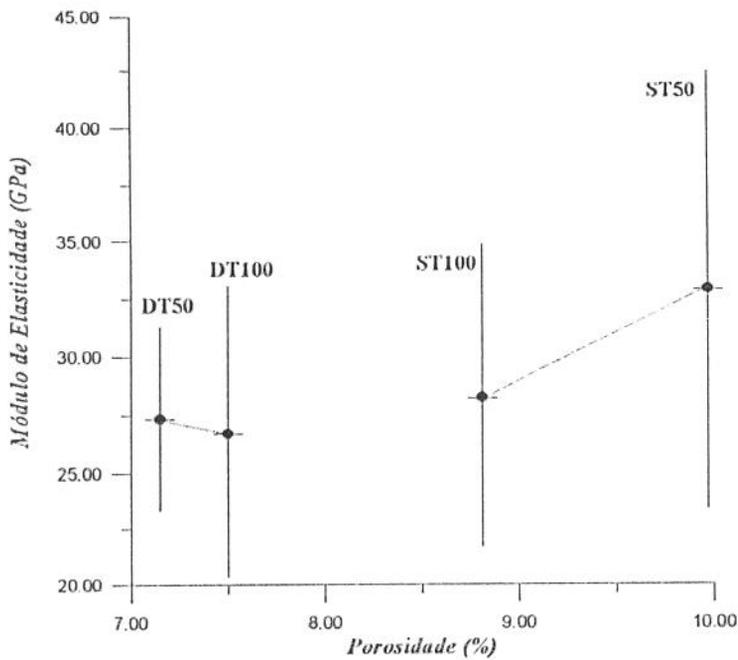


Figura 4.55 - Relação entre o Percentual Global de Vazios e o Módulo de Elasticidade das ligas.

contrário para ligas mais moles. Isto só é observado para a propriedade de alongamento total em função da microdureza da matriz, para o caso específico das ligas Steeldent 50 e 100% liga: a liga ST50 que apresentou um alongamento médio maior em relação à ST100, possui uma matriz mais mole que esta última, como mostra a figura 4.56. Mas, como a diferenças entre as microdurezas das matrizes e entre os alongamentos destas ligas são pequenas e o desvio padrão é relativamente alto, esta observação não é significativa dentro do contexto dos resultados.

Analisando-se a influência da microdureza dos carbonetos, verifica-se para as ligas Dentorium, 50 e 100% liga nova, que uma maior microdureza proporciona um maior limite de escoamento, como mostra a figura 4.57. Com relação ao alongamento total médio das ligas, o comportamento de aumento do mesmo com a diminuição da média da microdureza do carboneto é observado entre as ligas Dentorium 50 e 100% liga nova, e também entre as ligas Steeldent, em ambas as condições de fundição, como mostra a figura 4.58. Aqui também, se observa que as diferenças entre as microdurezas médias dos carbonetos das ligas Steeldent, nas duas condições de fundição, bem como também para as ligas Dentorium, em ambas condições, são pequenas, além de um desvio-padrão considerável. Existem portanto, poucas indicações que levem a conclusões mais sólidas a respeito da influência da dureza nas propriedades mecânicas. Além disso, nenhuma análise estatística foi feita, até o momento, para verificar se há diferença entre as ligas no tocante a uma determinada propriedade, considerando-se as dispersões dos resultados obtidos para cada uma delas.

A análise estatística aplicada aos resultados se restringe, basicamente, em testes de hipótese, baseado no Teorema de Cochran [50], para se verificar, com 90% de confiança, se uma dada propriedade é estatisticamente igual, ou não, entre as diferentes ligas. O valor de 90% de confiança, vem do fato de se estar fazendo um trabalho científico visando analisar as diferenças entre as propriedades mecânicas destas ligas, e não controlando a qualidade do material; daí a necessidade de se trabalhar com valor de confiança alto.

Os resultados obtidos dos testes de hipóteses revelaram que as propriedades mecânicas, e os parâmetros microestruturais (espaçamento interdendrítico e percentagem de vazios) podem ser considerados estatisticamente iguais entre as diferentes ligas. Com exceção do alongamento total da liga DT50, onde esta propriedade pode ser considerada estatisticamente superior à obtida para as demais ligas, com uma confiança de 90%. As ligas DT100, ST100 e ST50 apresentam valores para o alongamento que são iguais entre si, dentro da mesma confiança.

Esta diferença significativa entre a liga DT50 e as demais, no que diz respeito ao alongamento, pode ser explicada pelo fato desta apresentar, em média, um percentual global de vazios menor entre todas as ligas. Mas, a diferença entre os valores médios do percentual

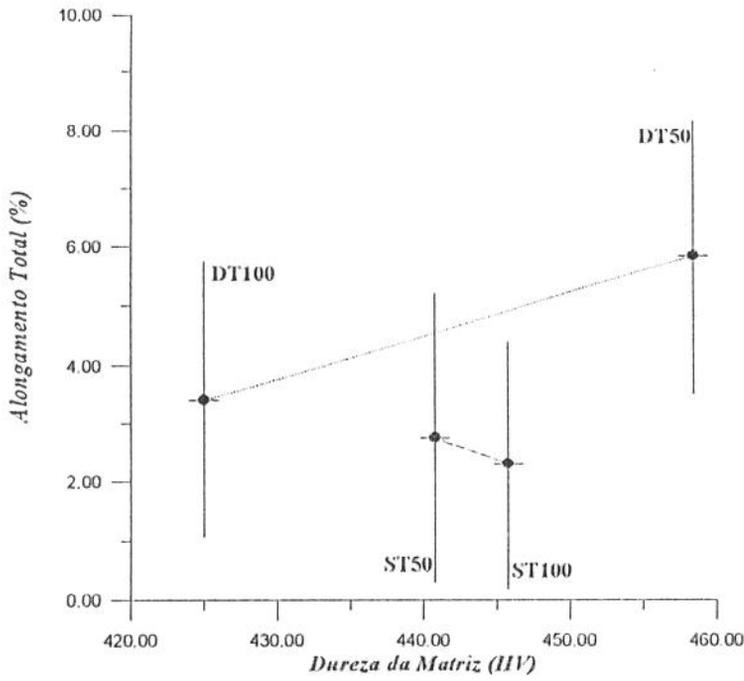


Figura 4.56 - Relação entre a Microdureza da Matriz e o Alongamento Total das ligas.

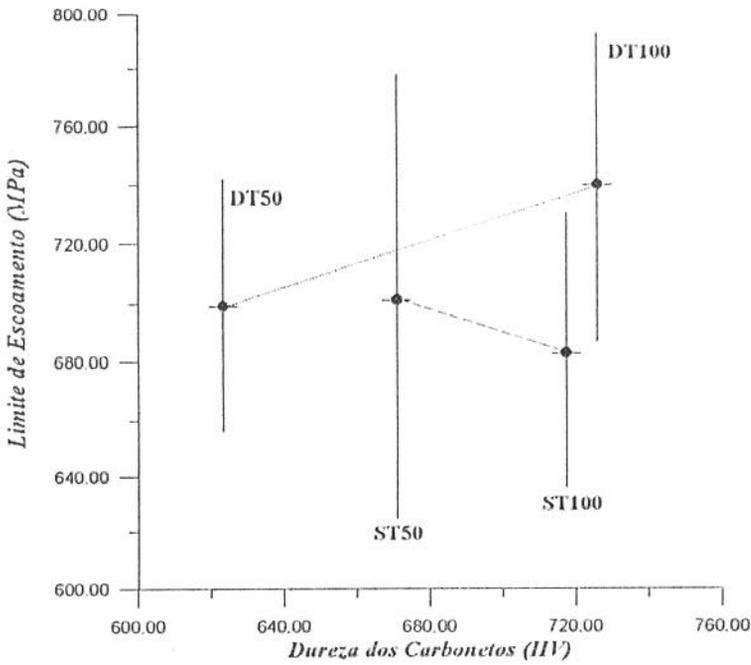
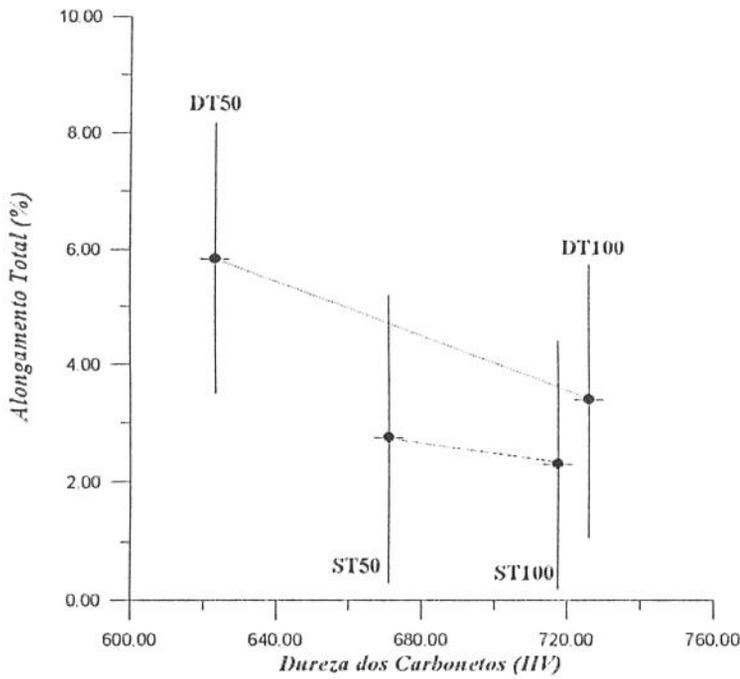


Figura 4.57 - Relação entre a Microdureza dos Carbonetos e o Limite de Escoamento das ligas.



**Figura 4.58** - Relação entre a Microdureza dos Carbonetos e o Alongamento Total das ligas.

global de vazios das ligas é pequena para se justificar esta razoável discrepância dos alongamentos. Além disso, a análise estatística revelou que o percentual global de vazios pode ser considerado igual com um nível de confiança já especificado. Uma explicação para esta diferença está na significativa diferença microestrutural observada para a liga DT50, como discutido anteriormente. O fato dos carbonetos apresentarem-se bem finos e curtos, viabiliza uma maior deformação plástica, ao contrário dos carbonetos grandes e/ou alongados que induzem uma fratura mais frágil. A pequenez dos carbonetos pôde ser verificada, além da análise micrográfica, através do ensaio de microdureza, onde a mesma não pode ser analisada para esta fase, em consequência da impressão, para o nível de carga usada, ser maior que a área do mesmo, o que não aconteceu para os CDPs das demais ligas.

Como se observa, o alongamento observado para a liga DT50 foi a única propriedade em que o percentual de vazios não teve um efeito predominante, permitindo a verificação da influência da microestrutura (distribuição e forma dos carbonetos) sobre esta propriedade.

Em relação às outras ligas, cujos cdps apresentaram, em média, um baixo alongamento total, fica difícil afirmar que somente a forma e distribuição dos carbonetos (grandes e/ou alongados) esteja sendo o principal responsável pela fragilidade das mesmas. Embora, os carbonetos apresentem-se grandes e/ou alongados, o que contribui para a fragilização do material,

os vazios são, em média, maiores para estas ligas; apesar das análises afirmarem que as percentagens destes são estatisticamente iguais, dentro de 90% de confiança. Um outro fato é que mesmo os cdps que apresentaram carbonetos com forma e distribuição semelhantes, o alongamento variou significativamente entre alguns cdps, como visto nas tabelas. Provavelmente, uma ação combinada dos vazios localizados na superfície de fratura e a forma dos carbonetos esteja controlando esta propriedade. Uma vez que os vazios localizados na superfície de fratura e o carbonetos apresentam-se pequenos, o alongamento provavelmente tenderá a ser maior.

Um aspecto das ligas, ainda não abordado, é a influência da refusão das ligas sobre as propriedades mecânicas. Como analisado, as propriedades mecânicas das ligas são estatisticamente iguais, não havendo portanto diferenças entre as condições 100% liga nova e 50% refundida. A única diferença foi observada para o alongamento total da liga DT50. Neste caso, a refusão pode ter contribuído para o aumento significativo desta propriedade.

Este aumento foi observado também, em alguns trabalhos com ligas a base de cobalto, mas para um número grande de refusões (acima de seis) e com aumento menos significativo em relação ao observado para a liga DT50. O aumento do alongamento, para um número grande de refusões, está vinculado à diminuição do percentual de carbono e, principalmente, à forma dos carbonetos, que tende a ser pequenos e curtos. Os carbonetos tornam-se pequenos, com o aumento das refusões, melhorando o alongamento. Para um número pequeno de refusões a percentagem de carbono tende a aumentar, diminuindo o alongamento. Isto leva a pensar que o maior alongamento observado para esta liga, provavelmente não é decorrente da refusão, mas da variação das condições de resfriamento, que neste caso provavelmente foi mais rápidas. A descarbonetação da liga é um outro fator que contribui neste aspecto, mas como não se quantificou o percentual de carbonetos e/ou carbono presentes nas ligas, torna-se difícil confirmar esta possibilidade. As propriedades de resistência tendem a diminuir pouco quando o número de refusões baixo (três refusões), mas acima de treze refusões a redução, em relação ao material sem refusão, é maior [44, 45]. Deve-se ressaltar, que as condições de fundição não foram as mesmas utilizadas nos referidos trabalhos.

Além do carbono, outros elementos podem sofrer alterações em suas percentagens. As refusões tendem a diminuir e aumentar as percentagens de cromo e molibdênio ocasionando uma possível queda na resistência à corrosão, sem afetar sensivelmente a resistência mecânica. A microanálise mostra que não há diferenças significativas nas percentagens dos elementos químicos, observados para cada fase (matriz, carbonetos e segregação), entre as duas condições de fundição, dando indícios, mais uma vez, de uma não influencia da refusão.

# CAPÍTULO 5

## CONCLUSÕES

## 5) CONCLUSÕES

As análises micrográficas, fractográficas, os resultados obtidos para as propriedades de resistência mecânica e a tentativa de correlacionar as microestruturas e características de fratura, observadas nestas análises, com as propriedades mecânicas levam às seguintes conclusões:

1) As ligas possuem uma microestrutura colunar dendrítica, apresentando em alguns casos grãos equiaxiais. Os grãos são grosseiros com espaçamento interdendrítico pequeno e, além disso, existe a formação de segregação ao longo dos contornos de grão indicando que as condições de resfriamento foram lentas;

2) Houve uma razoável variação dos tamanhos grãos observados nas micrografias e, também, na quantidade de vazios visualizados nas fractografias dos CDPs. Os carbonetos observados nas ligas Steeldent 50 e 100% liga nova e Dentorium 100% liga nova apresentam-se maiores e alongados em relação à liga Dentorium 50% liga nova, cujos carbonetos são pequenos e curtos. Estas características indicam que as condições de fundição (temperatura do molde, temperatura de vazamento, controle da atmosfera), provavelmente, não estão sendo bem controladas;

3) Os vazios observados são provavelmente, devidos à contração do metal líquido aprisionado dentro do CDP, ou seja, são basicamente vazios de contração;

4) A fratura é predominantemente interdendrítica. Provavelmente isto é devido ao fato dos vazios e segregações se localizarem nesta região, facilitando a propagação da trinca através dela. Os carbonetos fraturados observados nesta região apresentam uma fratura transgranular frágil, causada provavelmente pela alta dureza dos mesmos. Esta dureza elevada é oriunda do cromo que propicia a formação de carbonetos. Observa-se, também, um micromecanismo de fratura alveolar ("dimples") em todos os CDPs, sendo sua quantidade maior ou menor, dependendo do maior ou menor alongamento total sofrido pelo CDP;

5) A resistência mecânica das ligas Dentorium e Steeldent, nas condições analisadas, está compatível com os níveis encontrados na bibliografia especializada. Os limites de escoamento e resistência à fratura podem ser considerados, estatisticamente, iguais dentro de 90% de confiança;

6) As ligas Steeldent 50 e 100% liga nova e Dentorium 100% apresentam, estatisticamente, o mesmo alongamento, enquanto a liga Dentorium 50% liga nova obteve um alongamento maior em relação as primeiras. Este maior alongamento provavelmente está vinculado aos menores e mais curtos carbonetos, apresentados por esta liga, que minimizam o efeito fragilizante dos vazios;

7) Os resultados dos ensaios de tração apresentaram uma grande dispersão em relação aos valores médios. Provavelmente as variações microestruturais, principalmente a quantidade de vazios, estejam causando este comportamento aleatório;

8) Os vazios tiveram influência mais visível sobre as propriedades de resistência à fratura e alongamento total, enquanto o limite de escoamento é pouco, ou não é, influenciado pelos mesmos. No caso da liga Dentorium 50% liga nova, o efeito dos vazios sobre o alongamento é balanceado pelos carbonetos pequenos e curtos.

9) O módulo de elasticidade foi dez vezes menor que o indicado na literatura. Provavelmente devido às pequenas dimensões do CDP e o fato de se medir a deformação elástica através do deslocamento do pistão da máquina, ao invés de se utilizar um extensômetro.

# **CAPÍTULO 6**

## **SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

## 6) SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Um trabalho Acadêmico nunca é completo em todos os aspectos abordados, sendo possível a complementação deste através de outros trabalhos. Diante dos resultados obtidos e das condições de fundição em que os materiais analisados foram obtidos e, visando uma elucidação e/ou confirmação de determinados pontos deste trabalho, coloca-se a seguir algumas sugestões para futuros trabalhos a serem desenvolvidos na área de comportamento mecânico desta:

- Fundir o material em fornos com atmosfera controlada e monitoramento da temperatura através de termopares. Um controle mais rígido das temperaturas do molde e de vazamento através de termopares, também é necessário;

- Variar as temperaturas de vazamento e do molde a fim de se verificar a influência destas variáveis sobre a microestrutura e propriedades mecânicas. A influência da taxa de resfriamento é um outro fator que pode ser analisado através da utilização de moldes isolantes ou resfriados;

- Utilizar inoculantes, vibração mecânica ou outros meios para se refinar os grãos e, verificar influência do tamanho de grão sobre as propriedades mecânicas;

- Mudar a geometria do molde, obtendo uma peça fundida cilíndrica com seção transversal constante, a fim de se evitar descontinuidades geométricas que provocam a formação de vazios causado pela contração de metal líquido aprisionado dentro do CDP;

- Estimar o percentual de poros localizados na superfície de fratura através de uma técnica quantitativa e verificar a influência deste percentual sobre as propriedades;

- Determinar do módulo de elasticidade do material utilizando-se extensômetro de grande precisão, ao invés de se medir a deformação elástica através do deslocamento do pistão da máquina de ensaio;

- Quantificar o percentual de carbono presente nas ligas, através de uma técnica adequada, a fim de confirmar o grande percentual de carbonetos observados na micrografias.

# CAPÍTULO 7

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

## 7) REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] CENTRE D'INFORMATION DU COBALT. Cobalt Monograph. Brussels, Belgium, 1960. p. 1-29; 70-81; 170-295; 415-20.
- [2] HENRIQUES, Guilherme E. P.. Resistência flexural de ligas do sistema Co-Cr antes e após refusão submetidos ou não à soldagem. Dissertação de mestrado. FOP, UNICAMP, Piracicaba (SP), 1993.
- [3] ERDLE, R. W. & PRANGE, C. H.. U.S. patent 1956278. 1934. Apud AMERICAN DENTAL ASSOCIATION. Guide to dental materials: including A.D.A especification N. 14 for dental Co-Cr castings alloys. Chicago, 1962/63. p. 78-88.
- [4] PAFFENBARGER, G. C. et alii. Base metal alloys for oral restorations. **J. Am. Dent. Ass.**, Chicago, 30 (11): 852-62, june 1943.
- [5] SMITHE, A.. Vitallium as a substitute for dental gold castings alloys. **Br. Dent. J.**, 85 (7): 180-1, oct. 1948.
- [6] H. J. HARCOURT. Fractures of cobalt chromium castings. **Br. Dent. J.**, London, 17 (110): 43-50, jan. 1961.
- [7] NOORT, R. V. & LAMB, D. J.. A scanning electron microscope study of Co-Cr partial dentures fractured in service. **J. Dent.**, Surrey, 12 (2): 122-6, june 1984.
- [8] BEN-UR, Z. et alii. The fracture of cobalt-chromium alloy removable partial dentures. **Quintess Int.**, 17 (12): 797-801, Berlin, dec. 1986.
- [9] GALANTE, J. O. et alii. Failed Femoral Stems in Total Hip Prostheses. **The Journal of Bone and Joint Surgery**, 57-A (2): 230-6, march 1975.
- [10] CAHOON, J. R. & PAXTON, H. W.. Metallurgical Analyses of Failed Orthopedic Implants. **J. Biomed. Mater. Res.**, 2: 1-22, 1968.
- [11] ROSTOKER, W. E. et alii.. Defects in Failed Stems of Hip Prostheses. **J. Biomed. Mater. Res.**, 12: 635-51, 1978.

- [12] EARNSHAW, R.. Cobalt-chromium alloys in dentistry. **Br. Dent. J.**, London, 101 (7): 341-6, may 1961.
- [13] ZHUANG, L. Z. & LANGER, E. W.. Effects do cooling rate during the solidification process on the microstructure and mechanical properties of cast Co-Cr-Mo alloy used for surgical implants. **Journal of Materials Science**, 24: 381-8, 1989.
- [14] CARTER, T. J. & KIDD, J. N.. The Precision Casting of Cobalt- chromium Alloy - Part. 2. The influence of casting variables on microstructure and mechanical properties. **British Dental Journal**, 431-6, may 18 1965.
- [15] ROBERT, T. et alii.. Influence of grain refinement on some mechanical properties of non ferrous cast alloys. **Acta Metall. Mater.**, 40 (4): 771-7, 1992.
- [16] ASGAR, KAMAL & PEYTON, F. A.. Effect of casting conditions on some mechanical properties of cobalt-base alloys. **J. D. Res.**, 40 (1): 73-86, jan./feb. 1961.
- [17] ASGAR, KAMAL & PEYTON, F. A.. Effect of microstructure on the physical properties of cobalt-base alloys. **J. D. Res.**, 40, (1): 63-72, jan./feb. 1961.
- [18] ZHUANG, L. Z. & LANGER, E. W.. Effects of alloy additions on the microstructures and tensile properties of cast Co-Cr-Mo alloy used for surgical implants. **Journal of Materials Science**, 24: 4324-30, 1989.
- [19] ZHUANG, L. Z. & LANGER, E. W.. Effects of alloy additions on the fatigue properties of cast alloy used for surgical implants. **Journal of Materials Science**, 25: 683-9, 1990.
- [20] SANDLE, J. B. V. et alii.. A transmission electron microscopy study of the mechanisms of strengthening in heat-treated Co-Cr-Mo-C alloys. **Metallurgical Transactions A**, 7A: 389-97, march 1976.
- [21] DOBBS, H. S. & ROBERTSON, J. L. M.. Heat treatment of cast Co-Cr-Mo for orthopaedic implant use. **Journal of Materials Science**, 18: 391-401, 1983.

- [22] CLEMOW, A. J. T. & DANIELL, B. L.. Solution treatment behavior of Co-Cr-Mo alloy. **Journal of Biomedical Materials Research**, 13, 265-79, 1979.
- [23] TAYLOR, R. N. J. & WATERHOUSE, R. B.. The metallography of a cobalt-based implant alloy after solution treatment and ageing. **Journal of Materials Science**, 21: 1990-6, 1986.
- [24] BRESCIANE FILHO, ETTORE. Seleção de Materiais Não Ferrosos. Editora da Unicamp, 1992. p. 125-31.
- [25] AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Source Book on Materials Selection. 1977. 2 v.. p. 15-7.
- [26] CRAIG, R. G. et al., Ed. Restorative Dental Materials. 8a. ed., St. Louis, C. V. Mosby, 1989. p. 431-56.
- [27] FLEMINGS, MERTON C.. Solidification Processing. Materials Science and Engineering Series. McGraw-Hill Book Company, 1974.
- [28] AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Metals Handbook. Heat Treating, 9. Ed., 1981. 4 v., p. 650-70.
- [29] BRICK, ROBERT M. et alii.. Structure and Properties of Alloys. 3. Ed., McGraw-Hill, 1965. p. 410-5.
- [30] SANDLE, J. B. V. et alii.. A transmission electron microscopy study of the mechanisms of strengthening in heat-treated Co-Cr-Mo-C alloys. **Metallurgical Transaction A**, 7A: 389-97, 1976.
- [31] AMERICAN FOUNDRYMEN'S SOCIETY. Cast Metals Handbook. 4. Ed., Illinois, AFS Des Plaines, 1957. p. 52-60.
- [32] FLINN, RICHARD A.. Fundamentals of Metals Casting. Addison-Wesley Publishing Company, Inc., 1963.
- [33] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. ABNT NBR 6672. Materiais metálicos - Determinação da dureza Vickers; Julho 1981.

- [34] TOKIMATSU, R. C. et alii. Micromecanismo de fratura associados ao processo de fratura por fadiga. Anais do 10<sup>o</sup>. CBECIMAT, p. 792-795, 1992.
- [35] DOBBS, H. S. & ROBERTSON, J. L. M.. Heat treatment of cast Co-Cr-Mo for orthopaedic implants use. **Journal of Materials Science**, 18: p. 391-401, 1983.
- [36] DAVIES, G. J.. Solidification and casting. London, Applied Science Publishers LTD, 1973. p. 117-34; 180-1.
- [37] CAMPOS FILHO, M. P. & DAVIES, G. J.. Solidificação e Fundição de Metais e suas Ligas. São Paulo, Livros Técnicos e Científicos, Universidade de São Paulo, 1978. p.187-94.
- [38] AMERICAN FOUNDRYMEN'S SOCIETY (INCORPORATED). International Atlas of Casting Defects. USA, 1974. p. 106-125.
- [39] ROBERT B. ROSS. E. & F. N. SPON. Metallic Materials Specification Handbook; 3. Ed., 1980.
- [40] ASGAR, KAMAL & ALLAN, F. C.. Microstructure and physical properties of alloys for partial denture castings. **Journal Dental Research**, 47 (2): 189-97, march/april 1968.
- [41] STRANDMAN, ERIK. The influence of carbon content on the mechanical properties in cast dental Co-Cr alloy. **Odontologisk Revy**, 27 (4): 273-86, 1976.
- [42] AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Metals Handbook, Nondestructive Inspection and Quality Control. 8. ed., 1976, 11 v.. p. 425-7.
- [43] EBERT, CHARLES A. & RYCE, GUNNAR. The effect of heat on hardness of a chromium-cobalt alloy. **The Journal of Prosthetic Dentistry**, 15 (5): 873-879, sept./oct. 1965.
- [44] HARCOURT, H. J.. The remelting of cobalt-chromium alloys. **British Dental Journal**, 112: 199-204, march 6 1962.

- [45] HARCOURT, H. J.. Induction melting of cobalt-chromium alloys: A comparison with flame melting. **British Dental Journal**, 118 (8): 323-9, april 20 1965.
- [46] HANDBOOK OF CHEMISTRY AND PHYSICS. 35. ed., Cleveland, Ohio, Chemical Rubber Publishing Co, 1953/54, .
- [47] FLECK, N. A. & SMITH, R. A.. Use of simple models to estimate effect of density on fracture behavior of sintered steel. **Powder Metallurgy**, (3): 126-30.
- [48] HERTZBERG, RICHARD W.. Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials. 3. Ed., John Wiley & Sons, 1989. p. 237-70. .
- [49] HARCOURT, H. J.. The effects of variation in cooling rates and heat treatment on Cobalt-Chromium alloys. **British Dental Journal**, 116 (11): 475-83, June 2 1964.
- [50] MONTGOMERY, D. C.. Design and Analysis of Experiments. 3. ed., New Iorque, John Wiley & Sons, 1991. p. 53-61.