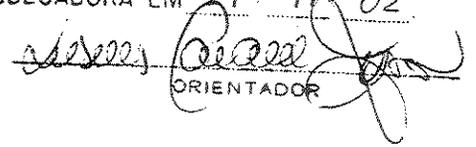


ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL  
TESE DEFENDIDA POR MAURÍCIO ANTONIO  
JAIME E APROVADA PE  
COMISSÃO JULGADORA EM 21.11.02.

  
ORIENTADOR

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

**Modo, Microestrutura e Simulação da  
Solidificação de um Aço Inoxidável Austenítico  
em um Processo de Fundição de Precisão.**

Autor: **Mauricio Antonio Jaime**

Orientador: **Prof. Dr. Rubens Caram Junior**

UNICAMP

UNICAMP  
BIBLIOTECA CENTRAL  
SEÇÃO CIRCULANTE

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

**Modo, Microestrutura e Simulação da  
Solidificação de um Aço Inoxidável Austenítico  
em um Processo de Fundição de Precisão.**

**Autor: Mauricio Antonio Jaime**

**Orientador: Prof. Dr. Rubens Caram Junior**

Curso: Engenharia Mecânica

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Tese de doutoramento apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2002

S.P. – Brasil

UNIDADE	BC
Nº CHAMADA	T/UNICAMP
	J199m
V	EX
TOMBO BC/	53544
PROC.	124/03
C	<input type="checkbox"/>
D	<input checked="" type="checkbox"/>
PREÇO	R\$ 1.100
DATA	01/05/03
Nº CPD	

CM00182248-7

IB ID 289762

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA  
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA - BAE - UNICAMP

J199m

Jaime, Mauricio Antonio

Modo, microestrutura e simulação da solidificação de um aço inoxidável austenítico em um processo de fundição de precisão / Mauricio Antonio Jaime. -- Campinas, SP: [s.n.], 2002.

Orientador: Rubens Caram Junior.

Tese (doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Fundição. 2. Implantes ortopédicos. 3. Aço austenítico. 4. Solidificação – Métodos de simulação. I. Caram Junior, Rubens. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

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

**TESE DE DOUTORAMENTO**

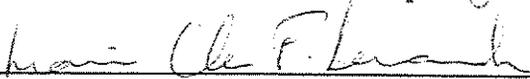
**Modo, Microestrutura e Simulação da  
Solidificação de um Aço Inoxidável Austenítico  
em um Processo de Fundição de Precisão.**

**Autor: Mauricio Antonio Jaime**

**Orientador: Prof. Dr. Rubens Caram Junior**



**Prof. Dr. Rubens Caram Junior, Presidente  
Universidade Estadual de Campinas – Faculdade de Engenharia Mecânica**



**Profa. Dra. Maria Clara Filippini Ierardi  
Universidade Estadual de Campinas – Faculdade de Engenharia Mecânica**



**Profa. Dra. Maria Helena Robert  
Universidade Estadual de Campinas – Faculdade de Engenharia Mecânica**



**Prof. Dr. João Manuel Domingos de Almeida Rollo  
Universidade de São Paulo – Campus de São Carlos**



**Prof. Dr. Claudemiro Bolfarini  
Universidade Federal de São Carlos – Departamento de Materiais**

12.31.6686

## **Dedicatória:**

Dedico este trabalho aos meus pais, à minha esposa Sandra e meus dois filhos Gabriel e Murillo.

## **Agradecimentos:**

Seria injusto ao não mencionar as pessoas e entidades que merecem o meu agradecimento, agradeço então:

A Deus, sempre em primeiro lugar.

Ao Prof. Rubens Caram, pelo apoio, amizade, paciência e orientação.

À minha mãe Gladis Mercedes, à minha avó Julia, à minha irmã Rosa Marina e à Rica, por terem sido parte de minha vida.

À minha esposa, pelo amor, ajuda, apoio e compreensão em todos os momentos.

Aos meus filhos Gabriel e Murillo, por existirem.

A toda minha família de El Salvador, pela minha forma de ser.

Ao Sylvio Ortiz, pelo legado ao meu caráter.

Ao meu irmão Joaquín e à minha cunhada Mirian, pelo apoio.

Aos amigos do grupo de Solidificação, Carlos T. Rios, Srdjan Milenkovic, Gisela Rocha Mello, Wilton W. Batista, Ricardo Risso Chaves, Marcelo Zanotello, Antonio T. Dutra Jr., Fernando G. Araújo, Peterson Ferrandini e Alicia E. Ares, pela convivência diária e colaboração.

À Rita H. B. Jacon, pelo auxílio em várias etapas do trabalho experimental.

Aos técnicos José Luis Lisboa, Fábio Gatamorta, Cláudia S. C. Aoki, Sérgio G. da Cruz, Claudenete V. Leal, Jiomar.G. Pereira.

Aos Srs. José Daniel P. Cedro e Maria do Carmo M. Ferreira, da secretaria do DEMa.

À Profa. Dra. Cecília Zavaglia pelas idéias e facilidades brindadas.

À Marta Cuêrvo, pela ajuda na catalogação de parte da Bibliografia e amizade.

A todos os professores, funcionários, colegas e amigos que, direta ou indiretamente, contribuíram para a realização do presente trabalho.

À empresa MICROSTEEL, pela utilização de suas instalações, materiais e pessoal de fábrica, que auxiliaram a elaboração parcial da parte experimental desta Tese.

Ao Sr. Lawrence E. Smiley da Finite Solutions, pelas exceções abertas na utilização da versão 4.0 do programa AFS-Solidification System.

Ao CNPq - Centro Nacional de Pesquisa, pela bolsa de doutoramento e pelo suporte financeiro em todas as etapas do trabalho.

## Resumo:

**JAIIME**, Mauricio A. *Modo, Microestrutura e Simulação da Solidificação de um Aço Inoxidável Austenítico em um Processo de Fundição de Precisão*. Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2002. 117p. Tese (Doutorado).

A fundição de precisão é considerada com uma das mais antigas técnicas de fabricação envolvendo a conformação de metais e suas ligas. Apesar de ser utilizada há mais de 4.000 anos, esse processo é ainda largamente utilizado na fabricação de inúmeros produtos de engenharia, incluindo componentes de propulsores na indústria aeronáutica e partes metálicas de implantes ortopédicos em aços inoxidáveis. O presente trabalho teve como objetivo principal avaliar a etapa de transformação líquido/sólido na fundição de um aço inoxidável austenítico AISI 316L através da investigação do modo, da microestrutura e da simulação de sua solidificação. Inicialmente, estudou-se o modo de solidificação através da técnica de solidificação direcional sob baixas taxas de crescimento, bem como através de ensaios de análise térmica diferencial. Constatou-se que o aço AISI 316L exibe modo A de solidificação, porém, dependendo do nível de segregação de solutos é possível observar o modo AF. Além disso, observou-se que a maioria dos elementos de liga desse aço exibe coeficiente de distribuição menor que a unidade. Esse estudo foi complementado por experimentos de solidificação direcional sob altas taxas de crescimento, o que permitiu correlacionar dimensões dendríticas com parâmetros do processo de transformação de fase. Em seguida, a fundição de uma haste metálica utilizada na reconstrução artificial de quadril foi implementada experimentalmente e virtualmente através da simulação da transferência de calor no processo, empregando o programa AFS Solidification System. O confronto entre resultados teóricos e experimentais mostrou concordância satisfatória. A partir da simulação do processo e de informações decorrentes do estudo do modo e da microestrutura de solidificação foi possível prever a microestrutura dendrítica ao longo da peça fundida. Tais resultados permitem afirmar que a simulação do processo de fundição apoiada em estudos da evolução microestrutural podem auxiliar a otimização da fundição no tocante a custos e qualidade do produto final.

Palavras-chave: fundição, implantes, aços austeníticos, simulação da solidificação.

## Abstract

**JAIME**, Mauricio A.. *Mode, Microstructure and Simulation of an Austenitic Stainless Steel Solidification in an Investment Casting Process*. State University of Campinas, Department of Materials Engineering. 2002. 117p. Doctoral Thesis.

Investment casting process is considered one of the oldest techniques of metal processing. Even considering this technique has been utilized for more than 4000 years, it is still extensively used to produce a number of engineering products, including aircraft engines components and artificial implant parts made of stainless steel. The main aim of this work is to evaluate liquid/solid transformation in a casting process of the AISI 316L type austenitic stainless steel by analyzing its mode, microstructure and simulation of solidification. Firstly, solidification mode was studying by using directional solidification at low growth rates as well as using differential thermal analysis. It was found that the AISI 316L type austenitic stainless steel exhibits A mode of solidification and, depending on the solute segregation level, it may present AF mode of solidification. Also, it was observed that the most part of the steel alloy elements has distribution coefficient less than unity. In addition, directional solidification experiments at high growth rate were utilized to find a correlation between secondary dendrite arm spacing and solidification thermal parameters. Following, the investment casting of a metallic femoral stem used in artificial total hip replacement was experimentally made and virtually analyzed by using simulation of the heat transfer process using the AFS Solidification System software. Comparison between both theoretical and experimental results showed satisfactory agreement. By using simulation process supported by studies on mode and microstructure of solidification it was possible to predict the dendritic microstructure in such a casting. This result allows one to apply casting simulation in order to optimize the casting process in respect to the costs and the quality of a final product.

*Keywords:* Investment casting simulation, AISI 316L, orthopaedic prosthesis

## **Sumário**

	<b>Página</b>
Lista de figuras	iii
Lista de tabelas	ix
Nomenclatura	xi
<b>Introdução</b>	
1.1 Considerações Iniciais	1
1.2 Implantes Ortopédicos	2
1.3. Objetivos	4
<b>Fundamentos da Transformação Líquido/Sólido</b>	
2.1 Introdução	6
2.2 Nucleação e Crescimento	7
2.3 Redistribuição de Solute na Solidificação	10
2.4 Estabilidade Interfacial: Crescimento Celular e Dendrítico	13
2.5 Parâmetros Térmicos e o Crescimento Dendrítico	17
2.6 Aços Inoxidáveis Austeníticos	22
2.7 Solidificação de Aços Inoxidáveis Austeníticos	23
2.8 Conceitos Básicos de Simulação da Solidificação	36
<b>Metodologia e Procedimentos Experimentais</b>	
3.1 Considerações iniciais	43
3.2 Simulação do processo de fundição	43
3.3 Materiais	44

3.4 Solidificação Direcional	46
3.4.1 Solidificação sob Baixas Taxas de Crescimento	46
3.4.2 Solidificação sob Altas Taxas de Crescimento	49
3.5 Processo de Fundição de Precisão	51
3.6 Caracterização Microestrutural	55
3.7 Análise Térmica Diferencial	57

## **Resultados e Discussão**

4.1 Considerações iniciais	58
4.2 Avaliação do programa de simulação de solidificação AFS Solidification System	58
4.3 Simulação de um processo de fundição de precisão	67
4.3.1 Temperaturas de transformação	68
4.3.2 Modo de solidificação do aço AISI 316L	71
4.3.3 Correlação entre parâmetros térmicos do processo de solidificação e parâmetros microestruturais	87
4.3.4 Fundição de precisão de uma prótese ortopédica	92
4.3.5 Simulação da fundição de precisão de uma prótese ortopédica	98
4.3.6 Previsão da microestrutura de solidificação no processo de fundição	101

## **Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros**

5.1 Conclusões	109
5.2 Sugestões para trabalhos futuros	110

<b>Referências Bibliográficas</b>	112
-----------------------------------	-----

## Lista de figuras

	<b>Página</b>
Figura 1.1 – (a) Ossos e articulações na região do quadril humano; (b) implante de prótese total de quadril; e (c) implante após a cirurgia	3
Figura 2.1 – Embriões da fase sólida dentro da fase líquida, ilustrando arranjos atômicos ordenados de curto alcance	7
Figura 2.2 – Variação da energia livre na interface em função de $\alpha$ e $x$	9
Figura 2.3 – Composições utilizadas na determinação do coeficiente de distribuição de soluto no equilíbrio ( $k_0$ )	10
Figura 2.4 – Distribuição de soluto durante a solidificação direcional	13
Figura 2.5 – (a) Diagrama de fases de uma liga submetida à solidificação direcional e (b) distribuição de soluto junto ao líquido interfacial	15
Figura 2.6 – Perfis térmicos junto ao líquido interfacial:	16
Figura 2.7 – Evolução da morfologia interfacial com o aumento da taxa de solidificação em presença do S.R.C	17
Figura 2.8 – Microsegregação em torno de ramos celulares e dendríticos	18
Figura 2.9 – Espaçamentos dendríticos primários, secundários e terciários	20
Figura 2.10 – Projeção das superfícies liquidus e solidus do diagrama de fases ternário Fe-Ni-Cr	24
Figura 2.11 – Superfícies liquidus e solidus do diagrama de fases ternário Fe-Ni-Cr	25
Figura 2.12 – Secções verticais do diagrama de fases ternários Fe-Ni-Cr com teores constantes de Fe	26
Figura 2.13 – Perfis de distribuição de soluto teóricos na solidificação de ramos dendríticos e celulares de ferrita e austenita primárias	30

Figura 2.14 – Influência dos teores equivalentes de Ni e Cr no modo de solidificação de aços inoxidáveis austeníticos, obtido a partir de resultados experimentais	31
Figura 2.15 – Diagrama parcial Fe-Ni-Cr com os respectivos modos de solidificação e teores de níquel e cromo nas fases formadas	32
Figura 2.16 – Modos de solidificação de aços inoxidáveis austeníticos	33
Figura 2.17 – Mapas de microestruturas obtidos por Fukumoto e Kurz, solidificação direcional e fusão através de laser	35
Figura 2.18 – Divisão do sistema a ser analisado em pequenos elementos de volume	39
Figura 2.19 – Arranjo e características de dois elementos de volume dentro do domínio de análise pelo método de diferenças finitas	40
Figura 3.1 – Diagrama esquemático da codificação de um sistema metal/molde na simulação de um processo de fundição	44
Figura 3.2 – Dispositivo de solidificação direcional de baixas taxas de crescimento	47
Figura 3.3 – Amostra utilizada em experimentos de solidificação direcional sob baixa taxa de crescimento	48
Figura 3.4 – Sistema de solidificação direcional sob altas taxas de crescimento	50
Figura 3.5 – Lingote obtido através de solidificação direcional no sistema de altas taxas de crescimento	51
Figura 3.6 – Reprodução da haste metálica em cera, mostrando o posicionamento de termopares na peça fundida	52
Figura 3.7 – Conjunto de peças em cera na forma de um “cacho” em etapa anterior ao recobrimento por massa cerâmica	53
Figura 3.8 – Conjunto de peças de cera recobertas por massa cerâmica	54
Figura 3.9 – Etapa de sinterização da massa cerâmica e eliminação da cera	54
Figura 3.10 – Vazamento do metal líquido no conjunto de moldes contendo os termopares	55
Figura 4.1 – Ilustração do: sistema metal/molde gerado através do módulo 3D do programa AFS; sólido gerado pela malha de elementos do programa AFS e peça fundida estudada	59

Figura 4.2 – . Posicionamento de termopares no sistema metal/molde gerado, conforme apresentado na literatura	60
Figura 4.3 – Comparação entre os resultados obtidos através do programa AFS e dados experimentais para o termopar 1	61
Figura 4.4 – Comparação entre os resultados obtidos através do programa AFS e os dados experimentais para o termopar 2	62
Figura 4.5 – Comparação entre os resultados obtidos através do programa AFS e os dados experimentais para o termopar 3	62
Figura 4.6 – Comparação entre os resultados obtidos através do programa AFS e os dados experimentais para o termopar 4	63
Figura 4.7 – Comparação entre os resultados obtidos através do programa AFS e os dados experimentais para o termopar 5	63
Figura 4.8 – Comparação entre os resultados obtidos através do programa AFS e os dados experimentais para o termopar 6	64
Figura 4.9 – Comparação entre os resultados obtidos através do programa AFS e os dados experimentais para o termopar 7	64
Figura 4.10 – Isotermas no fundido obtidas através do programa AFS	65
Figura 4.11 – Localização provável de porosidades previstas através do critério de Niyama	66
Figura 4.12 – Ilustração das prováveis regiões com probabilidade de ocorrência de porosidade na peça, previstas através do critério de Niyama	67
Figura 4.13 – Termograma obtido com taxa de resfriamento de 5 °C/min e as respectivas temperaturas de transformações de fase	69
Figura 4.14 – Termograma obtido com taxa de resfriamento de 10 °C/min e as respectivas temperaturas de transformações de fase	69
Figura 4.15 – Termograma obtido com taxa de resfriamento de 20 °C/min e as respectivas temperaturas de transformações de fase	70
Figura 4.16 – Corte vertical do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para uma composição fixa de 70 % em peso de Fe	72
Figura 4.17 – Diagrama esquemático de posições na amostra solidificada direcionalmente, com L=100 mm	73

Figura 4.18 – Evolução microestrutural durante a solidificação direcional do aço AISI 316L	74
Figura 4.19 – Secções transversais da amostra solidificada direcionalmente	75
Figura 4.20 – Distribuição do Cr após solidificação direcional à taxa de solidificação $V=1,0$ cm/h	76
Figura 4.21 – Distribuição do Ni após solidificação direcional à taxa de solidificação $V=1,0$ cm/h	76
Figura 4.22 – Distribuição do Mo após solidificação direcional à taxa de solidificação $V=1,0$ cm/h	77
Figura 4.23 – Distribuição do Mn após solidificação direcional à taxa de solidificação $V=1,0$ cm/h	78
Figura 4.24 – Distribuição do Cu após solidificação direcional à taxa de solidificação $V=1,0$ cm/h	79
Figura 4.25 – Distribuição do Si após solidificação direcional à taxa de solidificação $V=1,0$ cm/h	79
Figura 4.26 – Distribuição do P após solidificação direcional à taxa de solidificação $V=1,0$ cm/h	80
Figura 4.27 – Evolução da razão $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ ao longo da amostra solidificada direcionalmente	81
Figura 4.28 – Estrutura eutética formada por carbonetos de Cr e Mo	82
Figura 4.29 – Distribuição do Cr após solidificação direcional à taxa de solidificação $V=5,0$ cm/h	83
Figura 4.30 – Distribuição do Ni após solidificação direcional à taxa de solidificação $V=5,0$ cm/h	83
Figura 4.31 – Distribuição do Mo após solidificação direcional à taxa de solidificação $V=5,0$ cm/h	84
Figura 4.32 – Distribuição do Mn após solidificação direcional à taxa de solidificação $V=5,0$ cm/h	84
Figura 4.33 – Distribuição do Cu após solidificação direcional à taxa de solidificação $V=5,0$ cm/h	85
Figura 4.34 – Distribuição do Si após solidificação direcional à taxa de solidificação $V=5,0$ cm/h	85

Figura 4.35 – Distribuição do P após solidificação direcional à taxa de solidificação $V=5,0$ cm/h	86
Figura 4.36 – Microestrutura dendrítica obtida durante a solidificação direcional sob taxa de crescimento de $1,0$ cm/h	87
Figura 4.37 – Evolução de temperaturas em posições específicas de amostra da liga AISI 316L solidificada direcionalmente.	88
Figura 4.38 – Diagrama esquemático da determinação dos parâmetros térmicos do processo de solidificação direcional da liga F138	90
Figura 4.39 – Evolução do espaçamento dendrítico secundário ( $\mu\text{m}$ ) com a raiz quadrada do tempo local de solidificação (s)	91
Figura 4.40 – Evolução de microestruturas dendríticas com o aumento do tempo local de solidificação	92
Figura 4.41 – Posição dos termopares utilizados no monitoramento da evolução das temperaturas na de fundição em precisão de uma haste metálica de aço AISI 316L	93
Figura 4.42 – Evolução de temperaturas obtida na fundição de precisão de uma haste metálica em aço AISI 316L	94
Figura 4.43 – Macrografia do corte longitudinal da peça fundida em aço AISI 316L	95
Figura 4.44 – Teores de elementos de liga em torno de ramos dendríticos resultantes em um processo de fundição de precisão utilizando o aço AISI 316L	96
Figura 4.45 – Posições na peça fundida referentes à análise dos espaçamentos dendríticos secundários ( $\lambda_2$ )	97
Figura 4.46 – Microestrutura dendrítica da peça fundida em aço inoxidável AISI 316L: (a) Borda da região E. (b) Interior da secção B	98
Figura 4.47 – (a) Vistas do modelo da peça fundida gerada a partir do programa AFS Solidification System, (b) Modelo peça fundida reconstruído a partir de elementos cúbicos.	99
Figura 4.48 – Confronto teórico/experimental relativo à evolução de temperaturas junto à posição 2 (figura 4.41).	101

Figura 4.49 – Ilustração da evolução de temperaturas relacionada com a percentagem de sólido durante a solidificação da prótese femural em função do tempo percorrido para a obtenção das diferentes percentagens	102
Figura 4.50 – Distribuição do tempo local de solidificação ao longo da peça fundida.	103
Figura 4.51 – Distribuição do espaçamento dendrítico secundário em função tempo local de solidificação na peça fundida ( $\lambda_2 = 5,48 t_{SL}^{0,5}$ ).	104
Figura 4.52 – Confronto teórico/experimental de espaçamentos dendríticos secundários ( $\lambda_2$ ) na região periférica da peça fundida.	105
Figura 4.53 – Confronto teórico/experimental de espaçamentos dendríticos secundários ( $\lambda_2$ ) na região central da peça fundida.	106
Figura 4.54 – Evolução dos espaçamentos dendríticos secundários ( $\lambda_2$ ) na região periférica da peça fundida, calculada para várias temperaturas iniciais do molde.	107
Figura 4.55 – Evolução dos espaçamentos dendríticos secundários ( $\lambda_2$ ) na região central da peça fundida, calculada para várias temperaturas iniciais do molde.	107
Figura 4.56 – Evolução dos espaçamentos dendríticos secundários ( $\lambda_2$ ) na região periférica da peça fundida, calculada para várias espessuras de molde	107
Figura 4.57 – Evolução dos espaçamentos dendríticos secundários ( $\lambda_2$ ) na região central da peça fundida, calculada para várias espessuras de molde.	108

## Lista de tabelas

	<b>Página</b>
Tabela 2.1 – Valores de a e b da equação 2.8, obtidos experimentalmente	21
Tabela 2.2 – Composição em peso dos aços inoxidáveis austeníticos da série AISI 300	23
Tabela 2.3 – Valores dos coeficientes das equações 2.12 e 2.13 utilizados no cálculo de teores equivalentes de Ni e Cr	27
Tabela 3.1 – Teor de elementos de liga segundo especificações ASTM F138 e AISI 316L do aço inoxidável estudado no presente trabalho	45
Tabela 3.2 – Composição das amostras do aço inoxidável austenítico utilizadas no presente trabalho obtida através de fluorescência de raios-X	45
Tabela 3.3 – Propriedades termofísicas da liga analisada no presente trabalho, segundo resultados da literatura	46
Tabela 3.4 – Parâmetros termofísicos do material do molde	53
Tabela 3.5 – Composição da massa cerâmica aplicada ao conjunto de peças em cera	53
Tabela 4.1 – Temperaturas relativas às transformações de fase obtidas através de análise térmica diferencial	71
Tabela 4.2 – Composição de posições próximas à transição plana/celular obtida através de micro-análise por EDS	82
Tabela 4.3 – Composição de posições próximas à transição plana/celular obtida através de micro-análise por EDS	87
Tabela 4.4 – Parâmetros térmicos do experimento de solidificação direcional apresentado na figura 4.37	90

Tabela 4.5 – Espaçamentos dendríticos secundários ( $\lambda_2$ ) ao longo da peça fundida,  
conforme figura 4.45

97

## Nomenclatura

### *Letras Latinas*

a	– constante experimental	
A	– modo de solidificação austenítico	
AF	– modo de solidificação austenítico/ferrítico	
b	– constante experimental	
C	– calor específico	[J/kgK]
C <sub>L</sub>	– composição do líquido ou composição do líquido interfacial	[% em átomos ou peso]
C <sub>S</sub>	– composição do sólido	[% em átomos ou peso]
C <sub>∞</sub>	– composição distante da interface	[% em átomos ou peso]
d	– distância	[μm]
E	– energia livre	
F	– modo de solidificação ferrítico	
FA	– modo de solidificação ferrítico/austenítico	
f <sub>S</sub>	– fração de sólido	
G	– gradiente de temperaturas	[°C/mm]
G <sub>L</sub>	– gradiente de temperaturas junto à isoterma liquidus	
h <sub>c</sub>	– coeficientes de transmissão de calor por convecção	
h <sub>R</sub>	– coeficientes de transmissão de calor por radiação	
H	– coeficiente de transmissão de calor	[W/mK]
K	– constante de Boltzmann	
k <sub>O</sub>	– coeficiente de distribuição do soluto em equilíbrio	
k <sub>E</sub>	– coeficiente de distribuição de soluto efetivo	

$k_{Ni}^{\delta}$	– coeficiente de distribuição do níquel	
$k_{Cr}^{\delta}$	– coeficiente de distribuição do cromo	
$i, j, k$	– coordenadas	
L	– fase líquida	
$L_0$	– calor latente de fusão	
$m_L$	– inclinação da curva liquidus	
n	– número total de átomos	
S	– fase sólida	
$T_f$	– temperatura de fusão	[°C]
$\dot{T}$	– taxa de resfriamento	[°C /min]
$t_{sl}$	– tempo local de solidificação	[s ou min]
V	– velocidade de solidificação	[cm/h]
x	– fração de átomos	
X	– distância	

### *Letras Gregas*

$\alpha$	– fase $\alpha$	
$\alpha$	– parâmetro dependente do calor latente de fusão	
$\delta$	– fase delta	
$\Delta E$	– variação de energia livre na interface	
$\beta$	– fase $\beta$	
$\gamma$	– fase gama	
$\Delta T$	– variação de temperatura	[°C]
$\varepsilon$	– emissividade	
$\kappa$	– número de coordenação	
$\lambda$	– distância entre braços dendríticos	[ $\mu\text{m}$ ]
$\lambda_1$	– distância entre braços dendríticos primários	[ $\mu\text{m}$ ]
$\lambda_2$	– distância entre braços dendríticos secundários	[ $\mu\text{m}$ ]
$\lambda_3$	– distância entre braços dendríticos terciários	[ $\mu\text{m}$ ]
$\Delta t$	– intervalo de tempo	[s]

$\rho$  – densidade

[Kg/m<sup>3</sup>]

$\Sigma$  – somatório

$\omega$  – número de vizinhos

### *Abreviações*

at % – porcentagem atômica

AFS – *American Foundry Society*

ASTM – *American Society for Testing Materials*

AISI – American Iron and Steel Institute

Eq. – equivalente

CAD – desenho assistido por computador (*Computer Aided Desing*)

CCC – cúbico de corpo centrado

CFC – cúbico de fase centrada

CPU – Unidade de processamento central (*central processing unity*)

DTA – análise térmica diferencial (*differential thermal analysis*)

máx. – valor máximo

mín. – valor mínimo

MDF – método de diferenças finitas

MEF – método de elementos finitos

MEV – microscopia eletrônica de varredura

S.R.C. – super-resfriamento constitucional

## Capítulo 1

### 1. Introdução

#### 1.1. Considerações Iniciais

O processo de fundição é considerado uma das mais antigas técnicas de fabricação envolvendo a conformação de metais e suas ligas. Um exame de eventos históricos permite concluir que esse processo era utilizado na Europa, na Ásia, na África e, possivelmente, em partes da América Latina há mais de 4.000 anos, durante a Idade do Cobre e do Bronze [Hummel, 1998]. Dependendo de particularidades desse processo de fabricação, o mesmo pode ser denominado de diversas formas, incluindo fundição sob pressão, de precisão, de molde permanente, em areia, etc. A escolha de um ou outro tipo de processo de fundição está associado a fatores como a natureza da liga metálica a ser processada, à geometria final da peça a ser fundida ou à quantidade de peças a ser produzida.

Em um processo de fundição, a solidificação é resultado da transferência de calor que o metal líquido sofre ao entrar em contato com o molde e a qualidade do produto final é consequência de uma série de fenômenos, incluindo a segregação de solutos, as transformações de fases e a forma de crescimento da interface sólido/líquido [Rios, 1996]. Todos esses fenômenos são influenciados pela forma com que o calor do metal fundido é removido e transferido ao molde. Conseqüentemente, compreender a solidificação na fundição permite otimizar esse processo de fabricação em relação a custos e à qualidade e essa investigação passa necessariamente pela compreensão das trocas de calor presentes no processo. O estudo da transferência de calor na fundição envolve um conjunto de dificuldades bastante elevado, à medida que o mesmo caracteriza-se por apresentar condições de contorno complexas. Esse

aspecto virtualmente inviabiliza a solução do problema a partir de métodos analíticos e sugere a aplicação de modelos numéricos apoiados em recursos computacionais. Essa estratégia permite simular todas as etapas de fundição, o que leva à previsão da evolução de temperaturas em função do tempo e assim, a uma oportunidade de otimizar o processo sem utilizar técnicas de tentativa e erro. Em função dessa característica, observa-se que a simulação da etapa de solidificação em processos de fundição é atualmente bastante difundida em indústrias com alta densidade tecnológica.

Dentre as variedades do processo de fundição destaca-se a de precisão, também denominada de fundição por cera perdida [Raymond, 1986]. Esse tipo de processo, que já era utilizado há milhares de anos no antigo Egito, é ainda importante atualmente na fabricação de inúmeros produtos de engenharia, incluindo componentes de propulsores na indústria aeronáutica. Uma das aplicações da técnica de fundição de precisão refere-se à fabricação de partes metálicas de implantes ortopédicos utilizados na reconstrução artificial de quadril [Chaves, 2001].

## **1.2. Implantes Ortopédicos**

O corpo humano pode, em alguns momentos, tornar-se inabilitado a desenvolver adequadamente suas funções, necessitando de reparos em algumas de suas partes, em virtude de acidentes ou devido a enfermidades. Um desses casos é a restauração das funções da articulação coxo-femural através da cirurgia de prótese total de quadril. Essa cirurgia, também denominada de artroplastia total, é um procedimento cirúrgico que objetiva a substituição de estruturas danificadas da articulação do quadril, por dispositivos que funcionarão articulados, na forma de uma junta. A prótese é constituída de três partes básicas: o copo acetabular, que é preso à bacia, confeccionada em material polimérico, a haste metálica, que é inserida no osso da coxa e a cabeça da haste, produzida com material cerâmico, como mostra a figura 1.1 [Callister, 1994]. Estas partes se articulam, permitindo realizar os movimentos da articulação do quadril. A artroplastia total justifica-se em duas situações: (a) No caso de doenças degenerativas, como em pacientes portadores de artrose intensa da articulação do quadril, com limitação excessiva de movimentos e dor muito intensa, ou; (b) No caso da fratura do fêmur, ocorrência causada principalmente pela osteoporose ou por traumatismos [Chaves, 2001].

Em geral, a constituição da haste metálica, que é o tema do presente estudo, envolve o uso de diversos materiais, incluindo as ligas de titânio, os aços inoxidáveis ou as ligas à base de Cr, Co e Mo. A escolha entre um ou outro tipo de material é baseada não apenas em aspectos técnicos, mas principalmente em fatores econômicos.

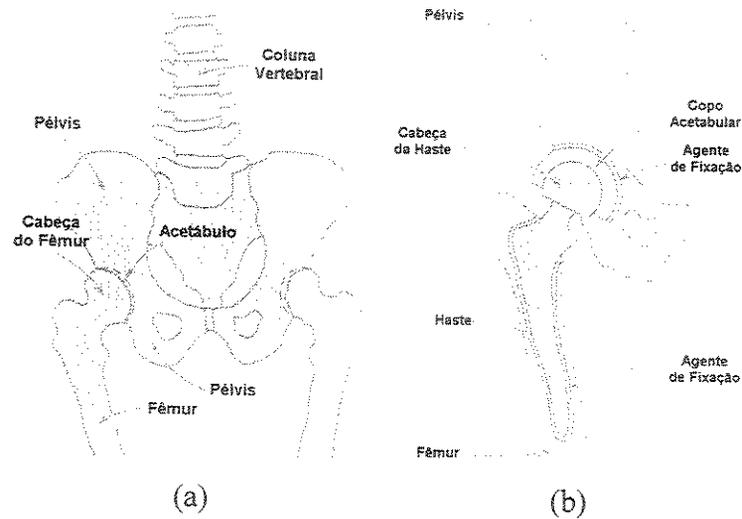


Figura 1.1. (a) Ossos e articulações na região do quadril humano; (b) implante de prótese total de quadril; e (c) implante após a cirurgia [Callister, 1994].

No Brasil, devido ao seu custo relativamente baixo, o material mais empregado na fabricação da haste metálica em próteses totais de quadril é o aço inoxidável austenítico AISI 316L (ou equivalente) e o processo utilizado na obtenção de sua forma final é a fundição de precisão. Os aços inoxidáveis austeníticos são constituídos essencialmente de ferro, cromo e níquel. Nessa liga, a alotropia do ferro pode ser alterada, à medida que o cromo age como estabilizador da fase CCC (ferrita), enquanto o níquel desempenha o papel de estabilizador da fase CFC (austenita) [Brooks, 1991]. Dependendo das quantidades desses dois elementos de liga, a solidificação dos aços austeníticos pode exibir comportamentos bastante distintos, pois em função da composição pode-se ter como fase primária, a ferrita ou a austenita [Suutala, 2000]. Além disso, a fase primária pode sofrer transformações de estado sólido. Na literatura, existe farto material sobre a solidificação de aços austeníticos em processos de soldagem [Kerr, 1996]. Nesse caso, as taxas de resfriamento são extremamente elevadas. Além disso, nos processos de soldagem é comum a ocorrência de trincas de solidificação, resultado direto das transformações de fase com diferentes fatores de empacotamento que esses aços sofrem. No tocante a processos de fundição, as informações existentes na literatura não são tão extensas.

### **1.3. Objetivos**

O objetivo principal do presente trabalho é a compreensão da etapa de solidificação de um aço inoxidável austenítico tipo AISI 316L tendo em vista a simulação de processos de fundição envolvendo o mesmo. Tal objetivo é alcançado a partir da elaboração dos seguintes estudos:

- a. Avaliação da eficiência do programa AFS Solidification System na simulação de processos de fundição através do confronto dos resultados obtidos com dados da literatura;
- b. Estudo do modo de solidificação do aço inoxidável AISI 316L utilizando a técnica de solidificação direcional sob baixas taxas de crescimento;
- c. Estudo da correlação entre microestrutura dendrítica e parâmetros do processo de solidificação do aço inoxidável AISI 316L utilizando a técnica de solidificação direcional sob altas taxas de crescimento;
- d. Implementação e monitoramento do processo de fundição de precisão de uma haste metálica de uma prótese ortopédica em aço inoxidável AISI 316L;

- e. Simulação do processo de fundição descrito no item d;
- f. Previsão de microestruturas a partir dos estudos realizados.

## Capítulo 2

### 2. Fundamentos da Transformação Líquido/Sólido

#### 2.1. Introdução

O estudo da solidificação de um material é um problema complexo, cujo objetivo é descrever a forma que o líquido transforma-se em sólido. A solidificação pode ser observada em diversos processos de fabricação, incluindo a fundição, o lingotamento, a soldagem e o crescimento de cristais [Shewmon,1969]; [Prates, 1978]; [Caram;1988], [Flinn, 1963]. Nesses processos de fabricação existem diversos fenômenos que influenciam decisivamente as características do produto final. Tais fenômenos ocorrem em função das condições de solidificação e da natureza do material a ser solidificado e são controlados pela composição do sistema, pela distribuição de temperaturas junto à interface sólido/líquido e pelas taxas de deslocamento das isoterms de transformação. Considerando todos esses aspectos, é possível prever a microestrutura do metal solidificado e, conseqüentemente, o seu comportamento em operação.

A complexidade de um processo de solidificação pode ser sintetizada ao se listar os principais fenômenos envolvidos: a solidificação inicia-se pela etapa de nucleação da nova fase. Dependendo das características do material processado e das condições de solidificação, o crescimento dessa nova fase pode ocorrer de maneira celular ou dendrítica. A evolução da solidificação resulta na ocorrência de fenômenos ligados à micro e macro-segregação. Todos esses fenômenos definem, de maneira indelével, a microestrutura do material solidificado.

## 2.2. Nucleação e Crescimento

A transformação líquido/sólido, invariavelmente, está ligada à ocorrência de duas etapas básicas: a nucleação e o crescimento da fase sólida. O líquido, ao ser resfriado, pode exibir regiões de ordenamento atômico, como ilustra a figura 2.1, que dependendo de condições termodinâmicas podem evoluir e transformar-se na fase sólida. Essa etapa do processo é definida como nucleação. A nucleação de uma nova fase, no caso, da fase sólida, é resultado de variações de energia de superfície e de volume da fase antiga e da nova fase a ser nucleada. A formação de uma nova fase pode ocorrer através de duas formas: nucleação homogênea e nucleação heterogênea. No primeiro caso, o processo de nucleação ocorre sem a interferência energética externa, o que apenas é possível em condições laboratoriais. O segundo caso ocorre com mais frequência e é a forma que o processo de solidificação se desenvolve na maioria dos processos de fabricação envolvendo a transformação líquido/sólido. A interferência externa pode ocorrer através da superfície de moldes ou através da adição de substâncias que intensifiquem a intensidade da nucleação.

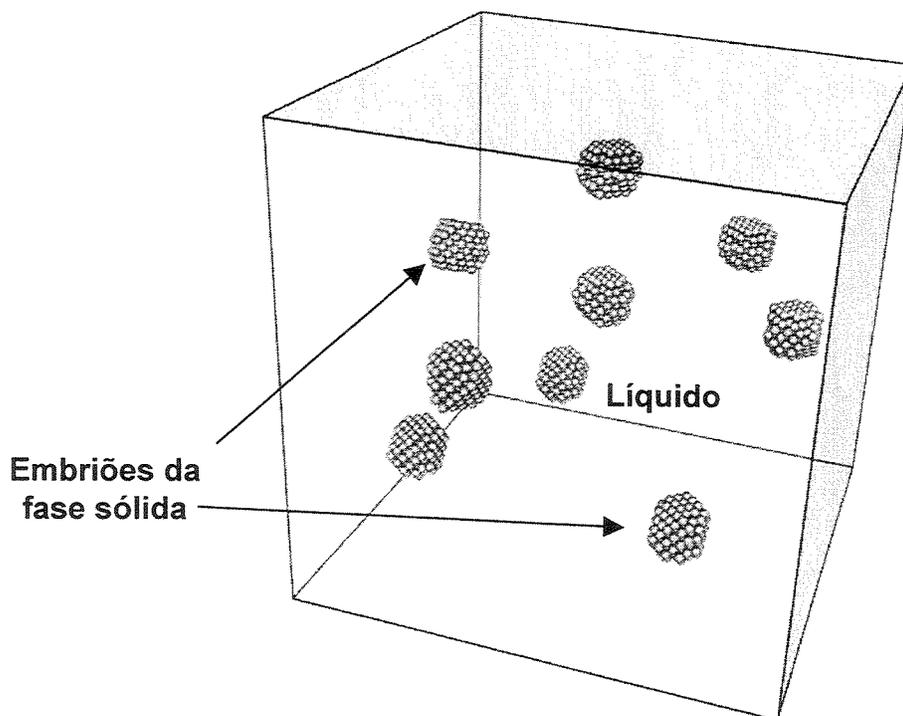


Figura 2.1. Embriões da fase sólida dentro da fase líquida, ilustrando arranjos atômicos ordenados de curto alcance.

Por exemplo, em um processo de fundição, as paredes do molde contribuem energeticamente para a formação da fase sólida, interferindo no processo de nucleação. Como resultado desse fenômeno, é comum observar em estruturas de fundidos uma região periférica onde é clara a formação de pequenos grãos cristalinos que foram nucleados através da interferência energética do molde [Otsumi, 1974]. Em função da intensidade da nucleação dessa nova fase (sólido), o material fundido apresentará menor ou maior tamanho de grão.

A etapa seguinte à nucleação refere-se ao crescimento da nova fase. O crescimento do sólido ocorre quando átomos da fase líquida são transferidos para o sólido. A forma como essa transferência ocorre dá origem a dois tipos de comportamento ao nível atômico, que foram definidos por Jackson em 1958 [Jackson, 1958]. Nessa análise, Jackson sugeriu que um material em solidificação pode exibir interface sólido/líquido do tipo não-facetada, também denominada de difusa, ou do tipo facetada. Nesse trabalho, Jackson propôs que o comportamento da interface sólido/líquido é função do parâmetro  $\alpha$ , que por sua vez está associado à entropia de fusão e características cristalográficas do material.

O comportamento interfacial facetado surge quando o crescimento ocorre em direções preferenciais e a forma atômica da interface é plana. Tal forma de crescimento é comum em materiais com alta entropia de fusão. Por outro lado, o comportamento interfacial não facetado ou difuso ocorre quando há completa anisotropia cristalográfica, caso típico dos metais. Essa característica está ligada a baixa entropia de fusão. Essas duas formas de crescimento estão intimamente ligadas à forma da variação da energia livre na interface sólido/líquido, como função da adição de novos átomos à fase sólida. A equação 2.1 permite determinar tal variação:

$$\frac{\Delta E}{nKT_f} = \alpha x(1-x) + x \ln x + (1-x) \ln(1-x) \quad (2.1)$$

onde  $\Delta E$  é a variação de energia livre na interface,  $n$  é o número total de átomos da interface,  $K$  é a constante de Boltzmann,  $T_f$  é a temperatura de fusão e  $x$  é a fração de átomos ocupando a

interface sólido/líquido. O parâmetro  $\alpha$  depende do calor latente de fusão do material, da sua temperatura de fusão e de características cristalográficas do mesmo ou:

$$\alpha = \frac{L_0}{KT_f} \left( \frac{\omega}{\kappa} \right) \quad (2.2)$$

onde  $L_0$  é o calor latente de fusão,  $\omega$  é o número de vizinhos de um átomo localizado na interface sólido/líquido e  $\kappa$  é o número de coordenação. Utilizando a equação 2.1 é possível prever a variação da energia livre na interface, em função de  $\alpha$  e da ocupação de átomos na interface. A estabilidade da interface está relacionada à fração de átomos  $x$  que corresponde a valores mínimos de energia livre. Tal estabilidade pode ocorrer em dois casos. No primeiro caso, para valores de  $\alpha$  menores que 2, tal estabilidade é alcançada quando  $x$  assume valores próximos a 0,5, ou seja, quando 50% das posições atômicas da interface estão preenchidas. Nessa situação, ocorre a formação de interfaces do tipo não facetadas ou difusas. A figura 2.2. exibe a variação da energia livre na interface em função do parâmetro  $\alpha$  e de  $x$ .

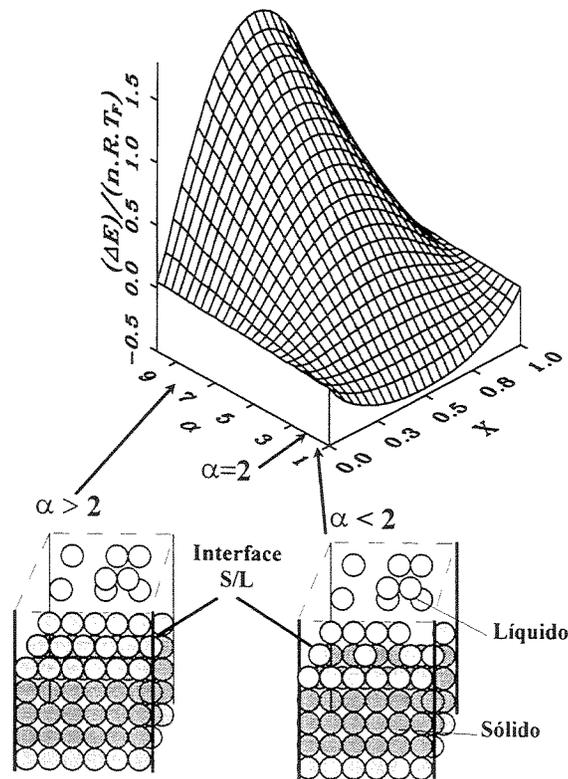


Figura 2.2. Variação da energia livre na interface em função de  $\alpha$  e  $x$ .

O modelo de crescimento proposto por Jackson [Jackson, 1958] deve ser aplicado dentro de condições próximas ao equilíbrio termodinâmico, ou seja, quando a taxa de crescimento é baixa. Caso contrário, uma interface facetada pode ter um comportamento não facetado e vice-versa.

### 2.3. Redistribuição de Solute na Solidificação

Um líquido ao sofrer um processo de transformação líquido/sólido experimenta uma série de eventos, incluindo um que pode ser considerado como o de maior importância e que tem papel fundamental na definição da natureza do produto solidificado e que se refere à redistribuição de soluto durante a solidificação. O fenômeno de redistribuição de soluto está associado a alterações de composição que um sólido exibe em relação à composição inicial do líquido, o que resulta das condições de equilíbrio determinadas pelo diagrama de fases do sistema em solidificação [Shewmon, 1969].

A redistribuição de soluto durante a solidificação é governada pelo coeficiente de distribuição de soluto no equilíbrio ( $k_0$ ). Esse parâmetro está associado à razão entre as solubilidades de um sólido e de um líquido em equilíbrio, conforme indica a figura 2.3.

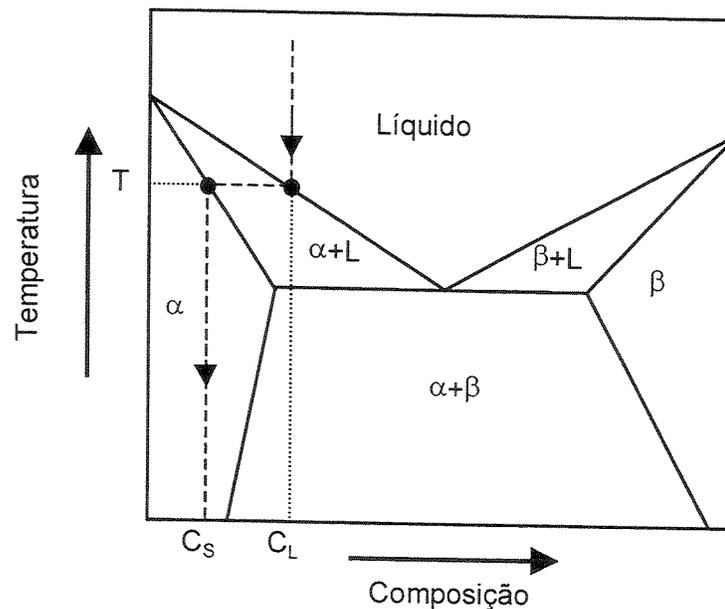


Figura 2.3. Composições utilizadas na determinação do coeficiente de distribuição de soluto no equilíbrio ( $k_0$ ).

Essa ilustração mostra um diagrama de fases contendo reação eutética. Nesse diagrama, quando um líquido de composição  $C_L$  é solidificado em condições de equilíbrio, o sólido resultante exibirá composição  $C_S$ , que é inferior a  $C_L$ . A razão entre as composições do sólido e do líquido fornece o coeficiente de distribuição de soluto no equilíbrio, ou:

$$k_0 = \frac{C_S}{C_L} \quad (2.3)$$

O fenômeno de redistribuição de soluto durante a solidificação pode ser melhor avaliado através de um processo de solidificação direcional. Nesse caso, uma amostra de forma cilíndrica e composição  $C_0$  é totalmente fundida e solidificada a partir de uma de suas extremidades, com taxa ou velocidade de solidificação controlada ( $V$ ). A solidificação ocorrerá à medida que uma interface sólido/líquido é movimentada ao longo dessa amostra. Em geral, o coeficiente de distribuição de soluto no equilíbrio é menor que a unidade e será considerado assim nas discussões seguintes, a não ser quando mencionado o contrário. O processo de solidificação pode ser estabelecido segundo três formas diferentes:

a. Solidificação em condições de equilíbrio

Esse processo apenas pode ser observado quando a taxa de solidificação é extremamente baixa, permitindo que qualquer gradiente de composição resultante do fenômeno de redistribuição de soluto seja eliminado através da difusão atômica do soluto nos estados sólido e líquido. Ao final da solidificação, não restará qualquer gradiente de composição.

Nas situações seguintes, a velocidade de solidificação é suficientemente alta para inibir qualquer efeito da difusão no estado sólido.

b. Solidificação com mistura completa na fase líquida

Em processos onde as taxas de solidificação são relativamente elevadas, os gradientes de composição na fase sólida não são alterados pela ação da difusão atômica no estado sólido. A homogeneização do soluto no líquido ocorre pelo efeito combinado do transporte de massa por

difusão e também, pelo transporte por convecção imposto artificialmente. Nesse caso, o primeiro elemento de volume líquido, de composição  $C_0$ , a sofrer a solidificação, exibirá a composição (quando sólido) inferior à inicial e igual a  $C_s = k_0 C_L$ . O soluto rejeitado pela fase sólida será segregado ao líquido, aumentando o teor dessa fase. Em uma etapa seguinte, o próximo volume de líquido a ser solidificado sofrerá processo semelhante, formando um sólido de composição inferior a do líquido, mas superior ao do primeiro sólido. A composição do sólido durante o processo de solidificação direcional pode ser prevista através da equação de Scheil:

$$C_s = k_0 C_0 (1 - f_s)^{k_0 - 1} \quad (2.4)$$

onde  $f_s$  refere-se à fração da amostra já solidificada.

### c. Solidificação com mistura parcial na fase líquida

O caso anterior, onde a mistura na fase líquida é completa, dificilmente ocorre na prática, pois à medida que o soluto é segregado ao líquido, dificilmente este é completamente redistribuído nessa fase. Assim, invariavelmente ocorre o acúmulo de soluto junto ao líquido interfacial. Nessas condições, o sólido formado terá sua composição originada da composição do líquido interfacial, que é superior à composição do líquido distante da interface sólido/líquido. Conseqüentemente, sob tais condições, o sólido resultante desse processo de solidificação apresentará segregação de soluto com menor intensidade que no caso anterior. Tal decréscimo na intensidade de solidificação é sintetizado na alteração do valor de  $k_0$ . Essa redução na eficiência de segregação é dada pela formulação de um coeficiente de distribuição de soluto efetivo,  $k_E$ . Vale salientar novamente que  $k_0$  é menor que a unidade e que  $k_0 < k_E < 1$ . À medida que o nível de homogeneização de soluto na fase líquida é intensificado, o valor de  $k_E$  aproxima-se de  $k_0$ . Caso contrário, aproxima-se de 1. A segregação de soluto pode ser avaliada qualitativamente a partir da figura 2.4.

No caso a, a composição do sólido está em equilíbrio com a do líquido, à medida que todo soluto segregado durante a solidificação é redistribuído pela ação da difusão atômica no estado

sólido. Como consequência, todo gradiente de composição é eliminado, resultando em um sólido de composição homogênea. Para que tal processo ocorra é necessário que a solidificação ocorra de forma extremamente lenta.

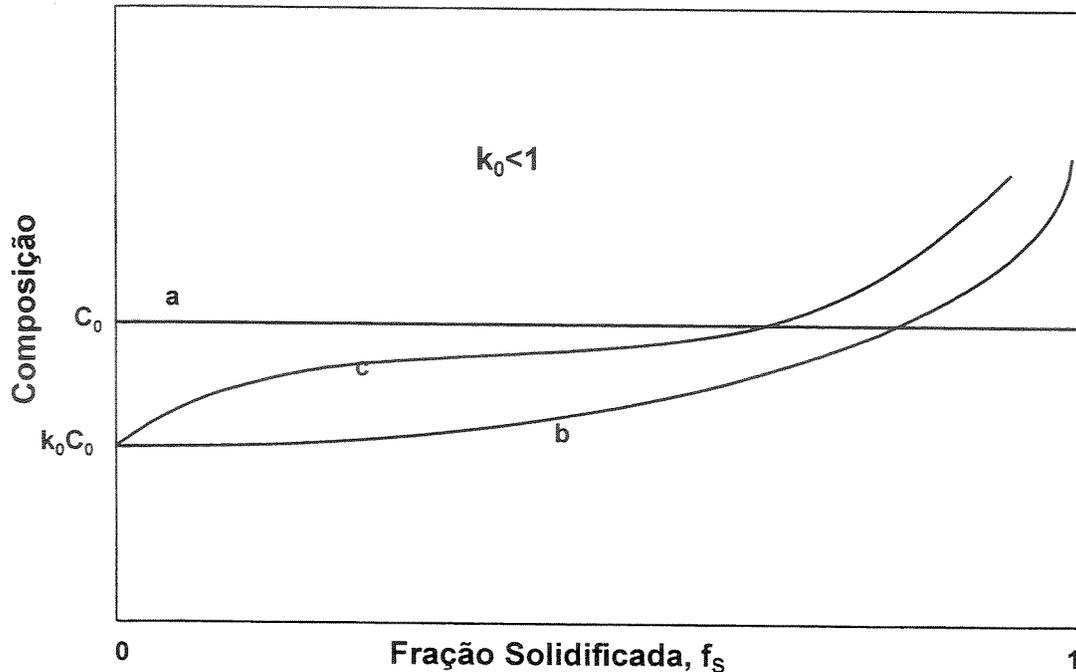


Figura 2.4. Distribuição de soluto durante a solidificação direcional; (a) em condições de equilíbrio; (b) com mistura completa na fase líquida e (c) com mistura parcial na fase líquida.

Nos casos b e c, considera-se que a difusão de soluto no estado sólido é inexistente. Assim, a redistribuição de soluto dependerá apenas da maneira com que o soluto é distribuído na fase líquida. À medida que a solidificação evolui, o soluto é segregado para o líquido, enriquecendo-o. A maneira pela qual esse soluto é distribuído junto ao líquido definirá os casos restantes.

#### 2.4. Estabilidade Interfacial: Crescimento Celular e Dendrítico

O crescimento de uma fase sólida sempre envolve o super-resfriamento do líquido. Entretanto, na solidificação de uma liga metálica, é comum a ocorrência de um outro tipo de super-resfriamento, denominado por super-resfriamento constitucional (S.R.C.), cuja formação se deve à presença de uma camada enriquecida de soluto junto ao líquido interfacial. Tal fenômeno é

ocorrência define a natureza da mesma. Em um processo de solidificação, uma interface sólido/líquido macroscopicamente plana pode sofrer alteração em sua morfologia devido a instabilidades térmicas da mesma, provocadas pelo S.R.C.. Tais instabilidades podem surgir quando a distribuição de temperaturas no líquido interfacial mostra tendências à nucleação da fase sólida em pontos distantes da interface. Como resultado desse evento, a morfologia interfacial plana pode se transformar em celular e, eventualmente, em dendrítica. O S.R.C. pode ser equacionado a partir do diagrama exposto na figura 2.5. Nessa ilustração é apresentado um processo de solidificação direcional de uma amostra constituída por uma liga com diagrama de fases dado pela figura 2.5.a. A evolução do processo leva ao acúmulo de soluto no líquido interfacial, como mostra a figura 2.5.b. É importante notar que tal acúmulo de soluto no líquido interfacial modifica a temperatura liquidus do mesmo. Nessa ilustração, a composição distante da interface,  $C_{\infty}$ , é inferior à composição do líquido interfacial,  $C_L$ . Conseqüentemente, a temperatura liquidus em posições longe da interface é maior que nas posições próximas à interface. Isso equivale a afirmar que é mais fácil fundir o líquido interfacial que o líquido distante da interface. Assim, supondo a situação em que o líquido interfacial é submetido a temperaturas acima da respectiva temperatura liquidus, pode-se afirmar que tal líquido apresenta-se termodinamicamente estável. Por outro lado, o líquido distante dessa interface apenas apresentará estabilidade termodinâmica caso o mesmo seja submetido a temperaturas superiores a sua respectiva temperatura liquidus. Caso contrário, a fase com estabilidade seria a sólida. Na figura 2.6 são apresentadas duas situações. Na primeira (figura 2.6.a), o perfil de temperatura imposto ao líquido interfacial é maior que o perfil de temperatura liquidus desse líquido. Nessa situação, pode-se afirmar que existe estabilidade interfacial. Na segunda situação (figura 2.6.b), o perfil de temperatura liquidus é inferior ao perfil de temperatura imposto ao líquido. Essa situação é de instabilidade e equivale a afirmar que a fase sólida poderia ser nucleada em posições no líquido interfacial. Pode-se ainda afirmar que tal líquido está super-resfriado constitucionalmente.

De acordo com o diagrama de fase da liga em solidificação, a relação entre composição do líquido e sua temperatura liquidus pode ser obtida pela inclinação da curva liquidus,  $m_L$ , que é dada por:

$$m_L = \text{tg } \alpha \quad (2.5)$$

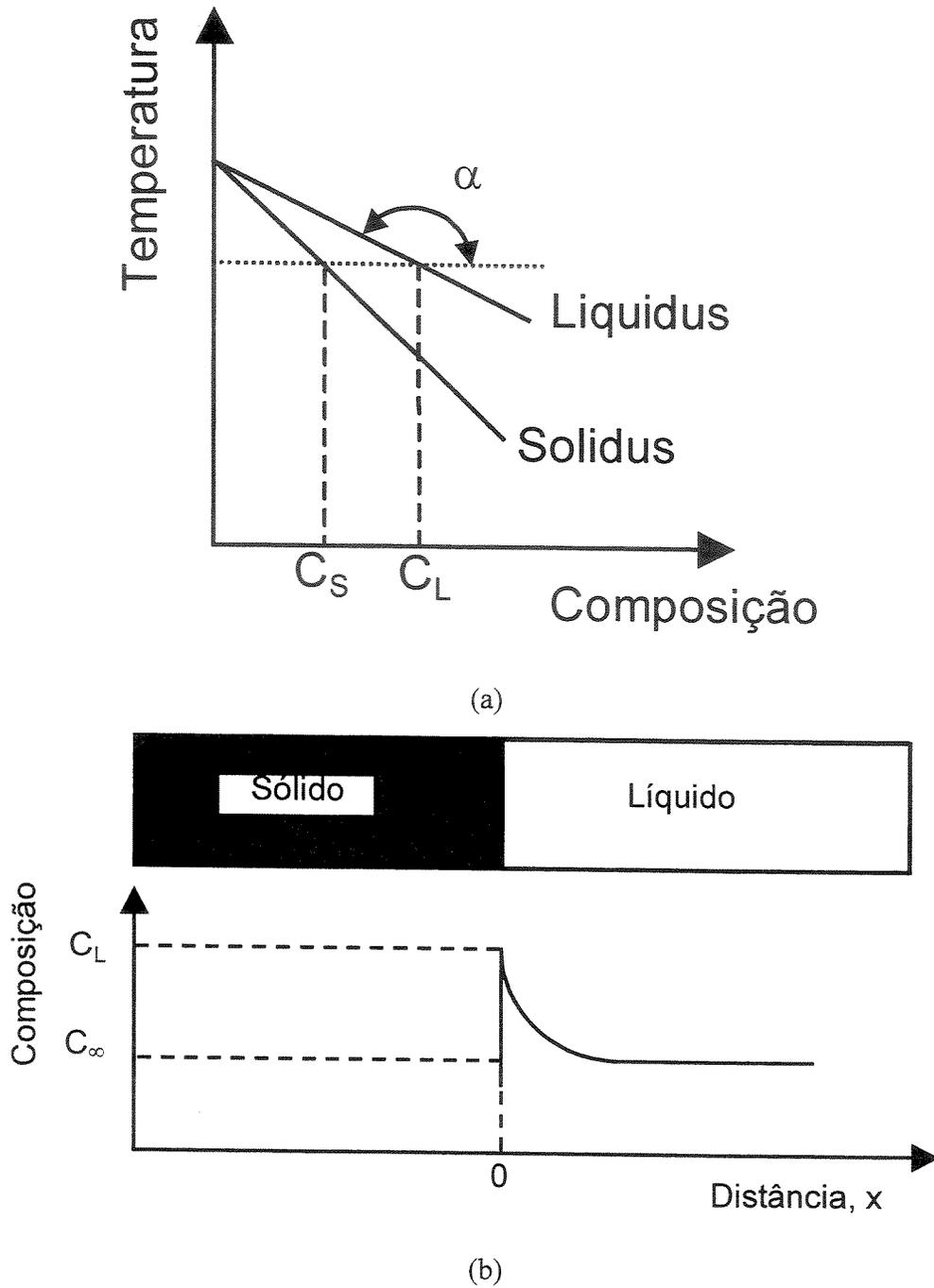
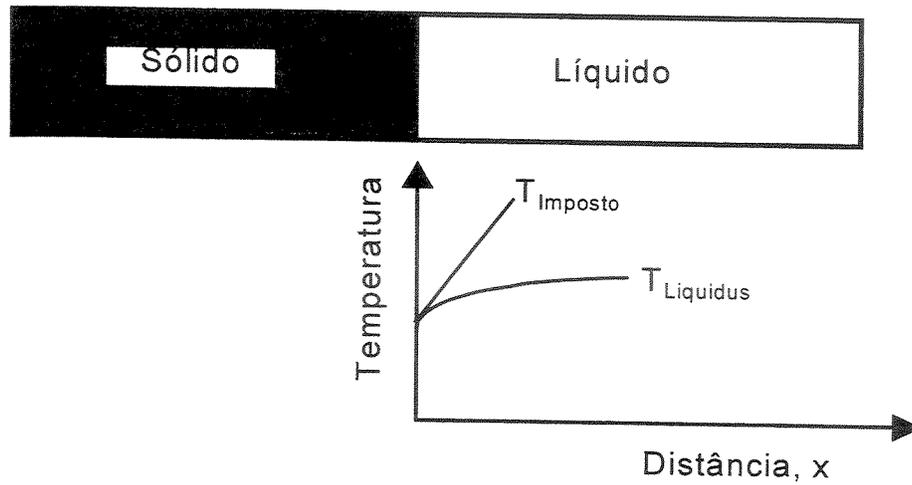


Figura 2.5. (a) Diagrama de fases de uma liga submetida à solidificação direcional e (b) distribuição de soluto junto ao líquido interfacial.

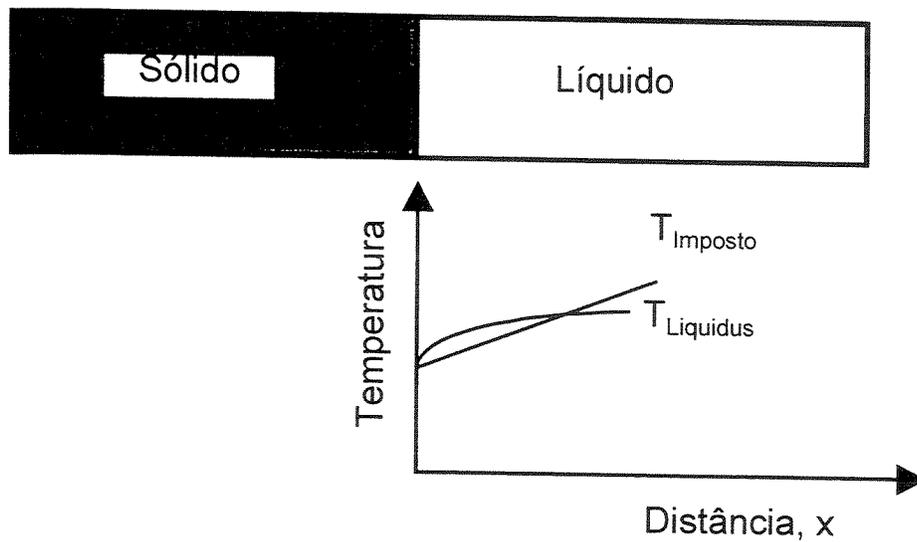
Em um processo de distribuição de soluto com mistura parcial no líquido, o perfil de concentração junto ao líquido interfacial dependerá do transporte de massa por difusão atômica. O equacionamento de tal perfil associado à inclinação da curva liquidus produz a distribuição de

temperaturas liquidus em regiões interfaciais. Para que o S.R.C. não ocorra, é necessário que o gradiente de temperaturas imposto ao líquido interfacial seja maior que o gradiente de temperaturas liquidus, o que pode ser sintetizado pela equação:

$$G \geq - \frac{m_L VC_\infty (1 - k_0)}{D_L k_0} \quad (2.6)$$



(a)



(b)

Figura 2.6. Perfis térmicos junto ao líquido interfacial: (a) Perfil térmico imposto superior ao perfil da temperatura liquidus – sem S.R.C. e (b) Perfil térmico imposto inferior ao perfil da temperatura liquidus – com S.R.C..

## 2.5. Parâmetros Térmicos e o Crescimento Dendrítico

A quebra do crescimento planar provocada pelo fenômeno de super-resfriamento constitucional provoca o crescimento celular, que pode passar ao crescimento dendrítico com a intensificação desse fenômeno. A figura 2.7 ilustra tal fenômeno.

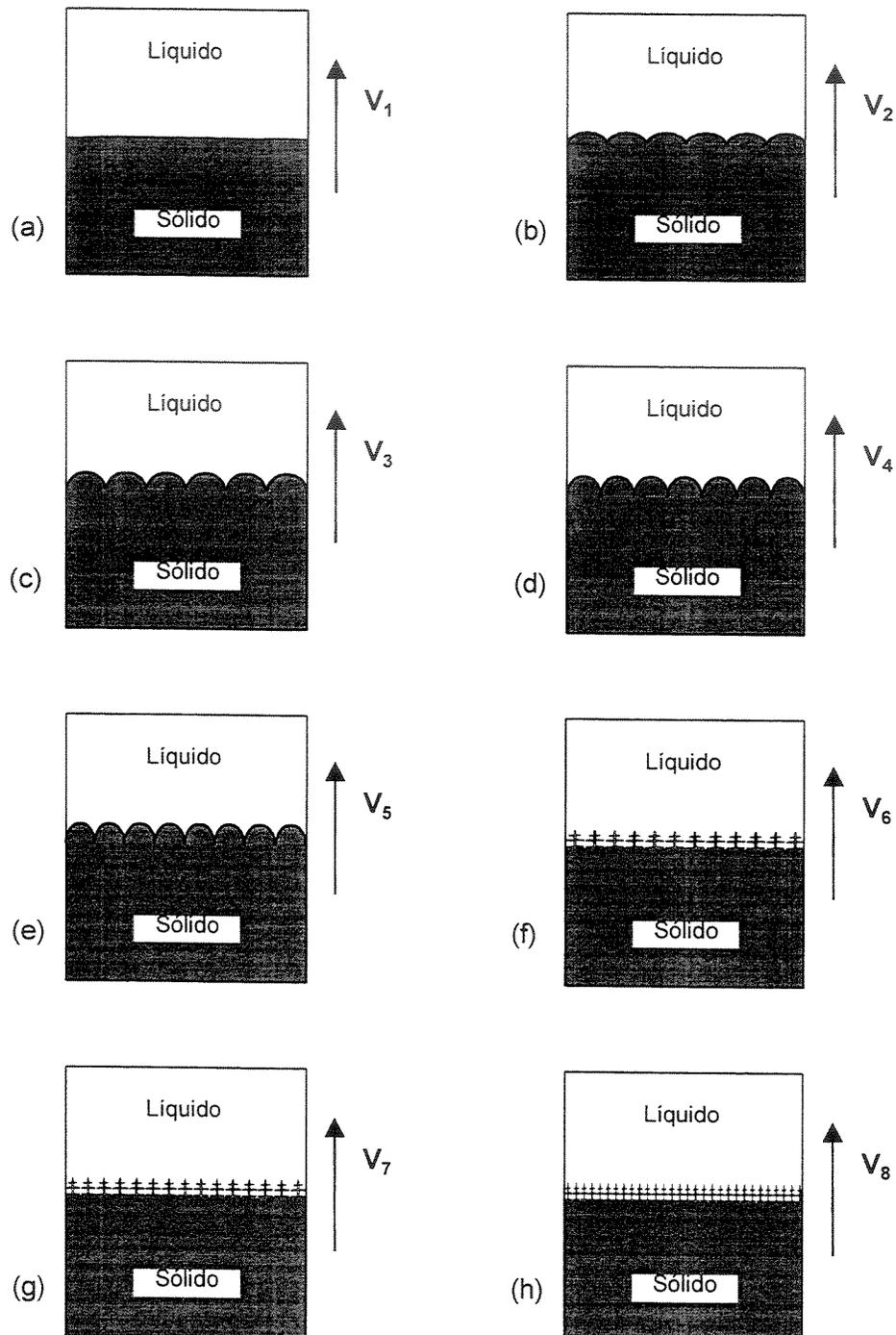


Figura 2.7. Evolução da morfologia interfacial com o aumento da taxa de solidificação em presença do S.R.C. ( $V_1 < V_2 < V_3 < V_4 < V_5 < V_6 < V_7 < V_8$ ).

Do ponto de vista microscópico, o crescimento de um ramo dendrítico pode ser visto como um processo de solidificação direcional. Em tal processo, o crescimento desse ramo gera um sólido com composição diferenciada da composição na região interdendrítica, levando ao fenômeno de micro-segregação. Esse tipo de redistribuição de soluto é observado em diversos produtos, incluindo os fundidos e caracteriza-se por ter natureza cíclica, localizada e de curto alcance. A figura 2.8 mostra um ramo celular ou dendrítico em crescimento, onde se destaca um elemento de volume exibindo solidificação direcional.

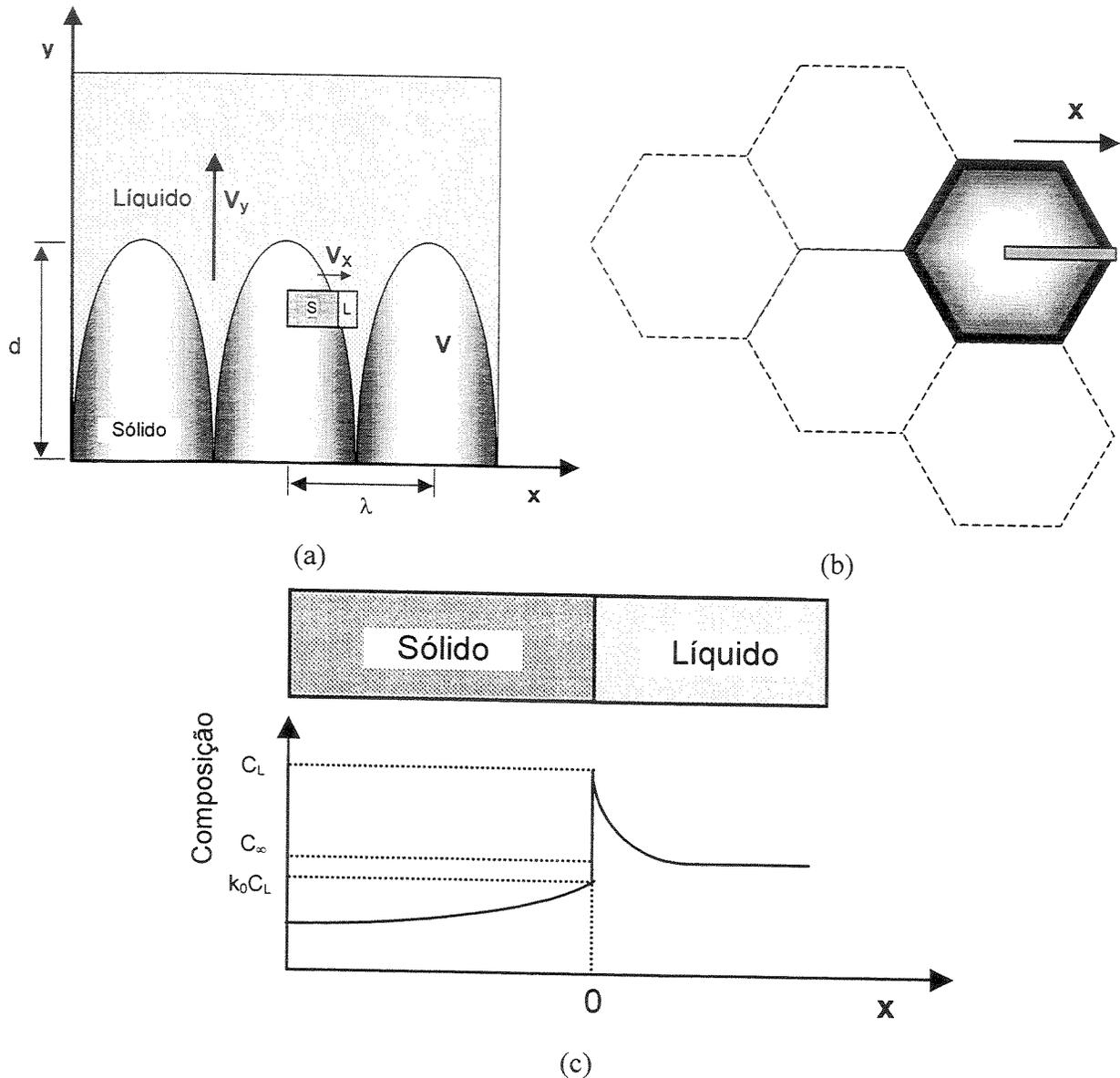


Figura 2.8. Microsegregação em torno de ramos celulares e dendríticos: (a) vista longitudinal; (b) vista transversal e (c) redistribuição de soluto durante a solidificação.

A redistribuição de soluto ocorre à medida que a superfície dos ramos celular e dendrítico exibem um deslocamento próximo ao de uma solidificação direcional.

Como a estrutura dendrítica tem caráter cíclico bastante evidente, a composição de um fundido exhibe perfis de distribuição de soluto marcadamente cíclicos, resultado direto da segregação de soluto em torno dos braços dendríticos [Prates, 1978]. Essa distribuição de soluto afeta diretamente as propriedades do produto final, principalmente aquelas associadas ao comportamento mecânico.

Uma das formas de minimizar os problemas decorrentes das microsegregações em fundidos refere-se a tratamentos térmicos de homogeneização. Nesses tratamentos, em adição à homogeneização, também podem ocorrer outros fenômenos, algumas vezes indesejáveis como o crescimento de grão. O planejamento de tal tratamento térmico envolve o conhecimento da natureza do crescimento dendrítico, principalmente as dimensões dos espaçamentos primários, secundários e terciários [Grugel, 1993]; [Taha, 1979].

Uma estrutura dendrítica é constituída por ramos de diversas ordens, formando uma rede complexa e tridimensional. A figura 2.9 exhibe uma estrutura dendrítica onde é possível identificar os espaçamentos dendríticos primários, secundários e terciários. Nesse arranjo, o espaço entre os ramos pode ser preenchido por eutéticos ou fases intermetálicas. Assim, em um produto fundido não é raro encontrar ramos dendríticos, constituídos por fases primárias, envolvendo estruturas eutéticas ou outras fases de características não desejáveis. Esse aprisionamento que os braços dendríticos desempenham pode se tornar benéfico no tocante às propriedades mecânicas do material [Grugel,1993]. Em geral, à medida que as dimensões da estrutura dendrítica são reduzidas, obtêm-se a otimização do comportamento mecânico do produto solidificado.

Em um crescimento dendrítico, a direção de extração de calor desempenha papel de fundamental importância. A direção de crescimento dos ramos será função da direção do fluxo de calor e seguirá algumas direções cristalográficas preferenciais. No caso de cristais cúbicos, a família de direções preferencial refere-se à família  $\langle 100 \rangle$  [Flemings, 1974].

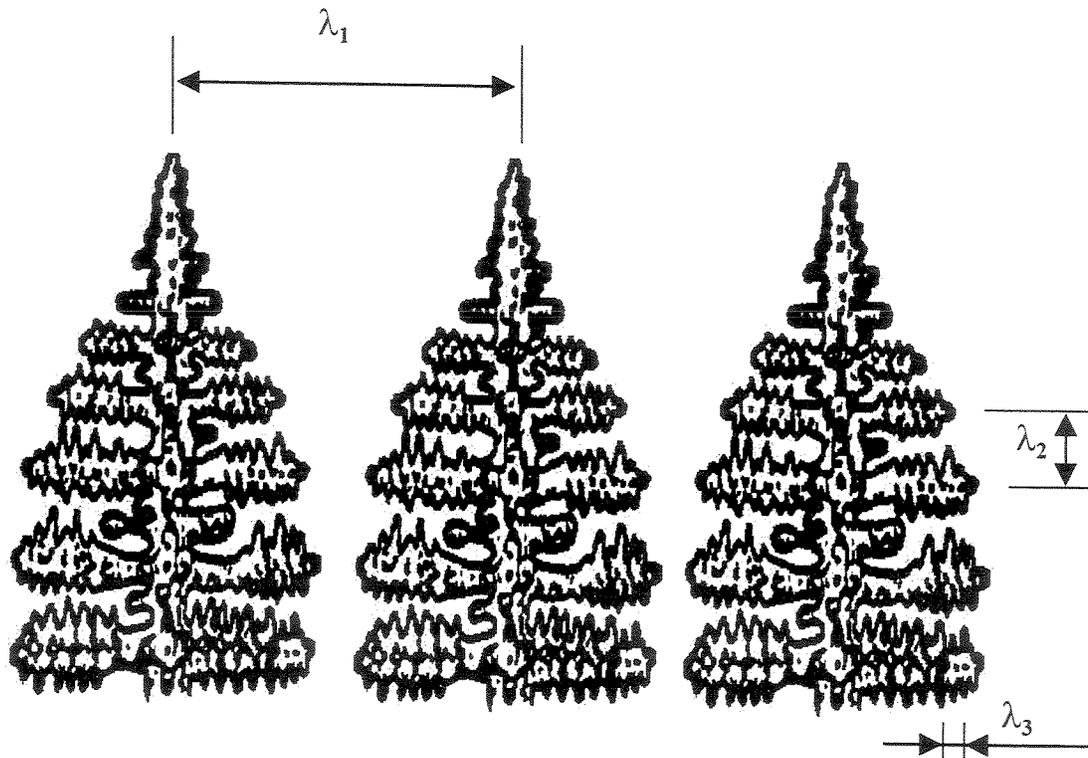


Figura 2.9. Espaçamentos dendríticos primários, secundários e terciários.

Em adição à natureza do material solidificado, as dimensões de uma estrutura dendrítica dependem invariavelmente da evolução térmica do sistema em solidificação. Essa evolução é medida através de alguns parâmetros, incluindo a taxa de solidificação ( $V$ ) e o gradiente de temperaturas junto à isoterma liquidus ( $G_L$ ). O crescimento dendrítico ainda depende da taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ ), da diferença entre as temperaturas liquidus e solidus do material ( $\Delta T$ ) e do tempo local de solidificação ( $t_{sl}$ ) [Okamoto, 1975]; [Kattamis, 1967]; [Mason, 1982], [Geying, 1987]. Tais parâmetros podem ser correlacionados a partir de [Alves, 1994]; [Grugel, 1992]; Tunca, 1988]:

$$t_{SL} = \frac{\Delta T}{G_L V} = \frac{\Delta T}{\dot{T}} \quad (2.7)$$

Na literatura, um volume considerável de informações sobre o crescimento dendrítico pode ser encontrado. Nesses estudos existem diversas correlações obtidas teoricamente e

empiricamente entre as dimensões microestruturais (espaçamentos dendríticos) e parâmetros térmicos. [Grugel, 1993]; [Taha, 1979]; [Okamoto, 1975]; [Kattamis, 1967]; [Mason, 1982]; [Geying, 1987], [Tunca, 1988], [Hunt, 1979]; [Kurz, 1981]; [Trivedi, 1980]; [Trivedi, 1984]; [Esaka, 1986]; [Hunt, 1973-a]; [Hunt, 1973-b]. A partir de experimentos de solidificação direcional, onde é possível controlar a direção e a taxa de crescimento, é possível constatar que os espaçamentos dendríticos primários dependem diretamente do gradiente térmico junto à interface sólido/líquido, bem como da taxa de crescimento. Tal correlação pode ser sintetizada na equação [Okamoto, 1975], [Kattamis, 1967]; [Mason, 1982]; [Tunca, 1988]:

$$\lambda_1 = KG^{-a}V^{-b} \quad (2.8)$$

onde a e b são constantes obtidas experimentalmente e apresentadas na tabela. 2.1

Tabela 2.1. Valores de a e b da equação 2.8, obtidos experimentalmente [Esaka, 1986].

Solvente	Soluto (% em peso)	a	b
Fe	0,4C; 1Cr; 0,2Mo	0,4	0,2
Al	5,7 Cu	0,44	0,43
Ciclohexano	H <sub>2</sub> O	0,38	0,5
Pb	5-10 Sb	0,45	0,75

Por outro lado, os espaçamentos dendríticos secundários dependem do tempo local de solidificação, bem como do teor de soluto na liga. Essa dependência pode ser confirmada através da relação:

$$\lambda_2 = Kt_{SL}^a \quad (2.9)$$

onde a e K são constantes que dependem da liga em solidificação. Com relação aos espaçamentos terciários, poucos estudos podem ser encontrados na literatura, incluindo os resultados de Taha

[Taha, 1979] e de Grugel [Grugel, 1993]. Segundos tais estudos, os ramos terciários surgem imediatamente após o surgimento dos ramos secundários. Em função da intensidade da extração de calor, esses ramos terciários podem tornar-se ramos primários. Da mesma forma que ocorre com os espaçamentos secundários, os ramos terciários tem sua evolução dependente do tempo local de solidificação, o que está sintetizado na equação:

$$\lambda_3 = Kt_{SL}^a \quad (2.10)$$

onde K e a estão associados à liga metálica em solidificação.

## 2.6. Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis referem-se a ligas ferrosas contendo alto teor de elementos de liga, principalmente o elemento cromo. A principal característica desses aços está associada à elevada resistência a processos corrosivos e de oxidação, o que ocorre em função da presença desses elementos. O cromo quando exposto a atmosferas oxidantes forma um filme óxido que protege o material de processos subseqüentes.

O desenvolvimento dos aços inoxidáveis é resultado da necessidade de materiais resistentes a condições de operação extremamente severas, que podem estar ligadas a temperaturas criogênicas ou temperaturas elevadas. Existem diversos tipos de aços inoxidáveis, incluindo os austeníticos, os ferríticos, os martensíticos e os endurecíveis através de processos de precipitação.

O tipo austenítico é constituído essencialmente dos elementos ferro, níquel e cromo. O teor desses elementos varia de 16 a 25 % (% em peso) para o cromo e de 8 a 20 % (% em peso) para o níquel, com pequenas adições de silício, carbono e manganês. Esse tipo de aço tem essa denominação em virtude da natureza da estrutura cristalina estabilizada em baixas temperaturas. A presença do elemento níquel, de estrutura CFC, permite estabilizar a estrutura da austenita, também CFC, em baixas temperaturas, o que resulta em um material com boa forjabilidade, que é resultado das características dessa estrutura. Essa estrutura contém um número elevado de

sistemas de deslizamento, o que facilita a deformação plástica. A tabela 2.2 mostra alguns aços inoxidáveis austeníticos e suas composições.

A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis austeníticos é elevada, mesmo quando comparada à resistência dos aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos. Tal fato deriva da dissolução de carbonetos que pode ser efetivada pelo resfriamento rápido a partir de altas temperaturas. Caso tal resfriamento não seja intenso, esses carbonetos precipitam-se junto aos contornos de grão, contribuindo para a ocorrência de corrosão intergranular. Em alguns casos, a formação desses carbonetos pode ser limitada pela redução do teor de carbono.

Tabela 2.2. Composição em peso dos aços inoxidáveis austeníticos da série AISI 300 [Brooks, 1991].

Tipo AISI	% C	% Mn	% Cr	% Ni	Outros Elementos
301	0,015 máx.	2,0 máx.	16-18	6-8	---
302	0,015 máx.	2,0 máx.	17-19	8-10	---
304	0,080 máx.	2,0 máx.	18-20	8-12	---
304L	0,030 máx.	2,0 máx.	18-20	8-12	---
309	0,200 máx.	2,0 máx.	22-24	12-15	---
309S	0,080 máx.	2,0 máx.	22-24	12-15	---
310	0,250 máx.	2,0 máx.	24-26	19-22	---
316	0,080 máx.	2,0 máx.	16-18	10-14	2-3 Mo
316L	0,030 máx.	2,0 máx.	16-18	10-14	2-3 Mo
321	0,080 máx.	2,0 máx.	17-19	9-12	Ti <sub>min.</sub> (=5 x C)
347	0,080 máx.	2,0 máx.	17-19	9-12	(Nb+Ta) <sub>min.</sub> (=10 x C)

## 2.7. Solidificação de Aços Inoxidáveis Austeníticos

A microestrutura de solidificação de um aço austenítico é essencialmente governada pela composição, principalmente pelas quantidades de níquel e cromo. Enquanto alguns elementos, como o cromo, intensificam a estabilização da fase CCC (ferrita -  $\delta$ ), outros elementos, principalmente o níquel, estabilizam a fase CFC (austenita -  $\gamma$ ). Além da composição, a

microestrutura de solidificação também depende da natureza dos parâmetros térmicos, incluindo a taxa de resfriamento, a velocidade de solidificação e os gradientes térmicos durante o processo.

O diagrama de fases ternário Fe-Ni-Cr é a base de qualquer discussão sobre a solidificação dessas ligas. A figura 2.10 mostra as superfícies liquidus e solidus desse diagrama, obtido por Speich [Brooks, 1991]. Observa-se a partir de um ponto próximo ao vértice do Fe até a composição 50%Cr-50%Ni existe uma linha de inflexão da superfície liquidus associada a uma reação peritética. Essa reação estende-se da composição Fe-4%Ni até ligas com teores próximos a 75% de ferro. Nesse ponto, a curva liquidus cruza a linha solidus, passando da reação peritética para eutética. Uma versão mais recente e mais detalhada desse diagrama foi obtida por Schurmann e Brauckmann [Brooks, 1991] e é mostrado na figura 2.11.

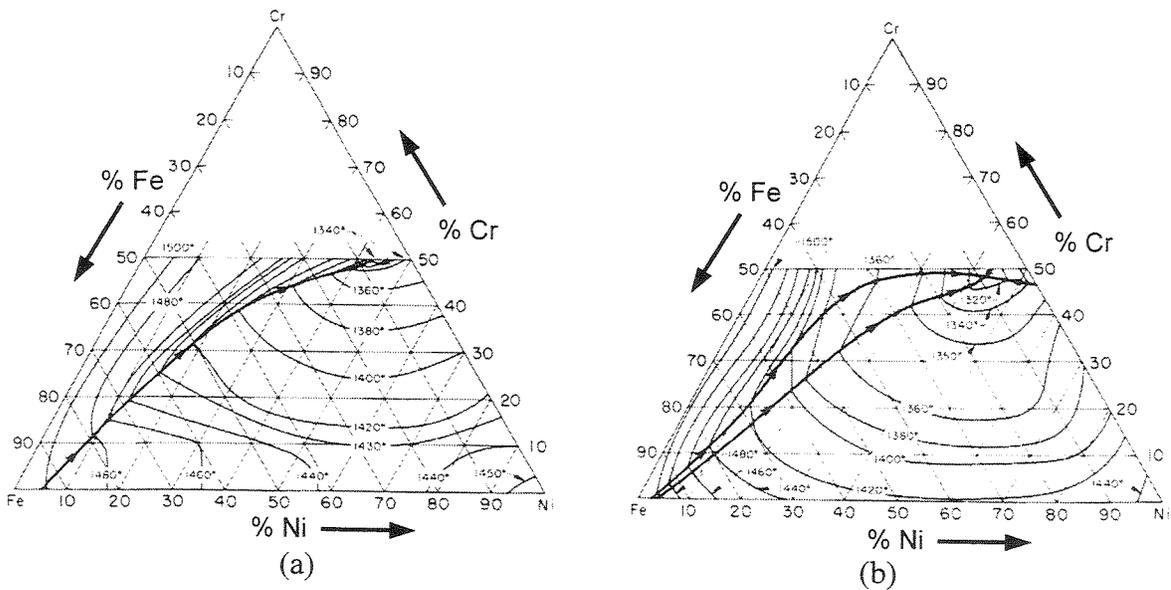


Figura 2.10. Projeção das superfícies liquidus (a) e solidus (b) do diagrama de fases ternário Fe-Ni-Cr [Brooks, 1991]

Como a maioria dos aços inoxidáveis austeníticos exibe teor de ferro inferior a 80%, é usual tratar esse diagrama em secções verticais com teores constantes de ferro, como os diagramas apresentados na figura 2.12. Nesses diagramas observa-se a ocorrência da reação

eutética que forma as fases sólidas austenita e ferrita. Em adição aos elementos cromo e níquel, esses aços também exibem diversos outros elementos, que também modificam o equilíbrio da austenita e da ferrita. Os aços inoxidáveis austeníticos podem exibir teores variáveis de Mn, C, Cu, N, Co, V, W, Ti, Nb Al, Mo e Si. Todos esses elementos afetam de alguma maneira a solidificação, o que sugere ser necessário definir teores equivalentes de níquel e cromo nesses aços.

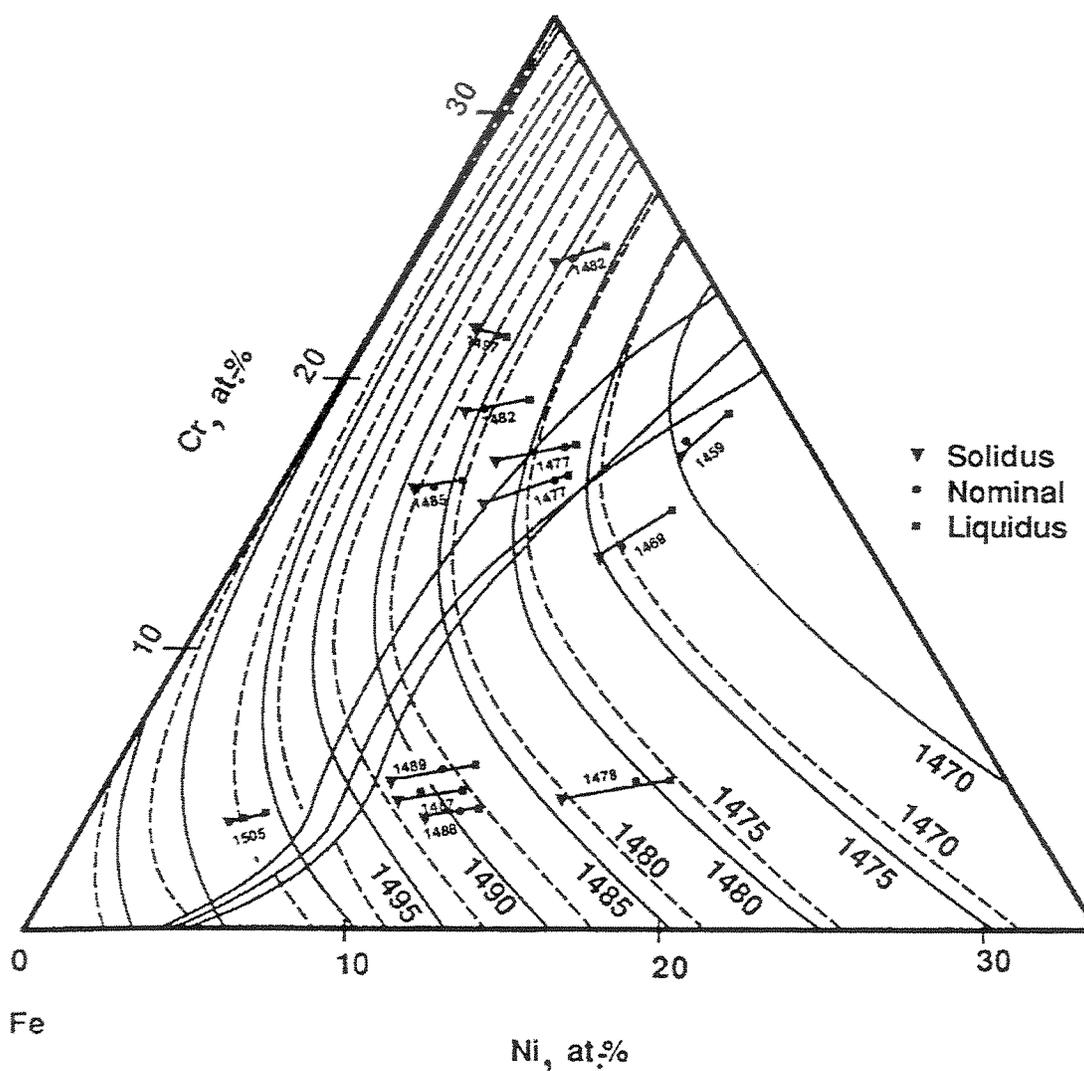


Figura 2.11. Superfícies liquidus e solidus do diagrama de fases ternário Fe-Ni-Cr [Brooks, 1991].

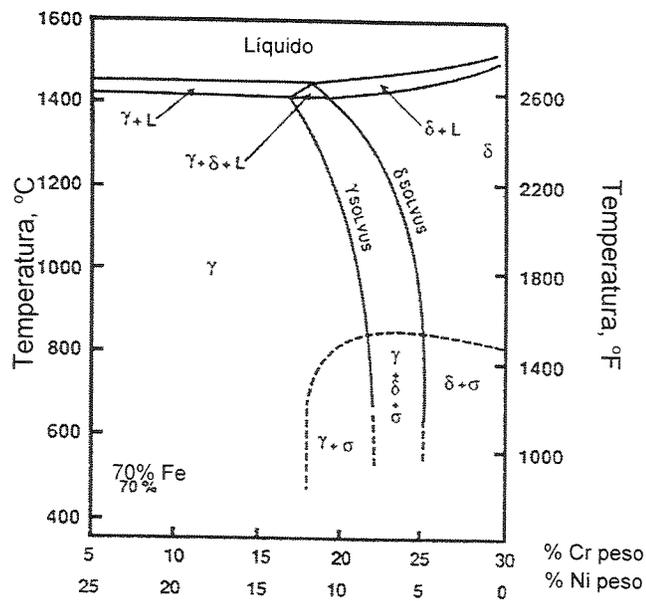
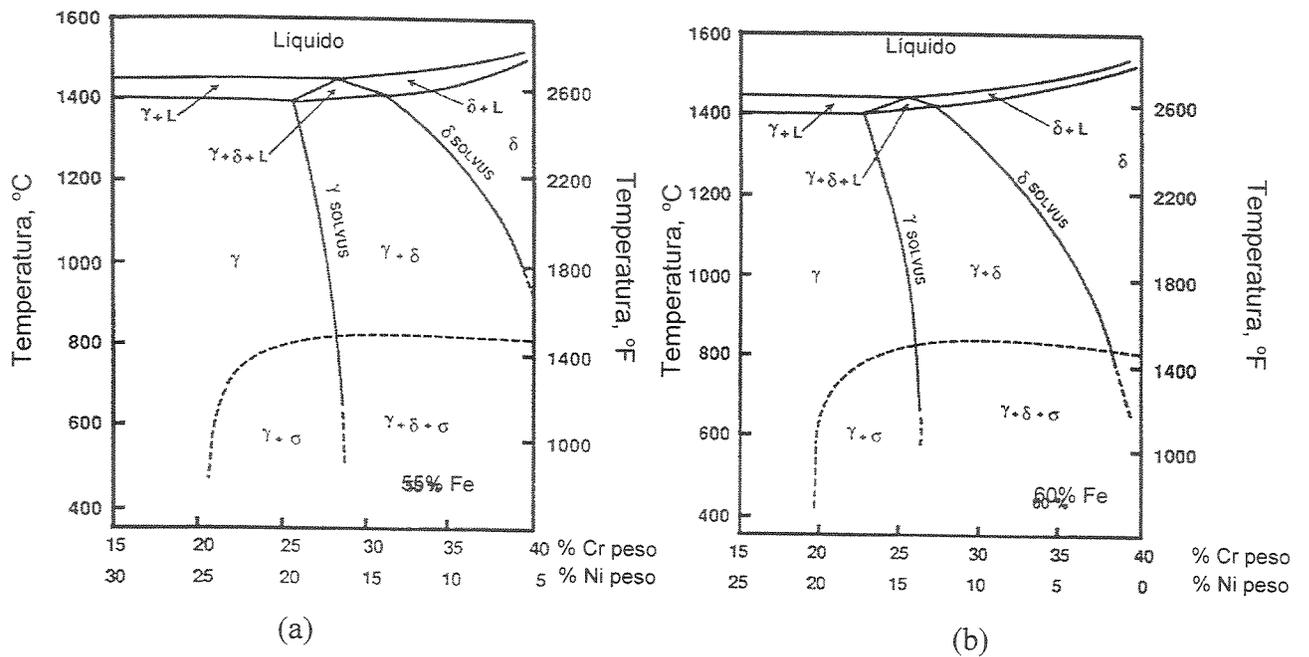


Figura 2.12. Seções verticais do diagrama de fases ternários Fe-Ni-Cr com teores constantes de Fe.

A partir de dados da literatura é possível verificar a influência desses elementos nas transformações de fase, o que é realizado através da obtenção de um teor equivalente de níquel e cromo. De forma geral, tais teores equivalentes podem ser obtidos a partir das seguintes expressões:

$$Ni_{eq} = \%Ni + a(\%Mn) + b(\%C) + c(\%N) \quad (2.11)$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + d(\%Si) + e(\%Mo) + f(\%Ti) + g(\%Nb) \quad (2.12)$$

onde os valores dos coeficientes de ambas as expressões são apresentados na tabela 2.3.

Tabela 2.3. Valores dos coeficientes das equações 2.11 e 2.12 utilizados no cálculo de teores equivalentes de Ni e Cr.

Referência	a	b	c	d	e	f	g
Suutala, 1980	0,5	30	-	1,5	1	-	0,5
Brooks, 1991	0,5	30	30	1,5	1	-	0,5
Rajasekhar, 1997	0,5	30	-	1,5	1	-	0,5
Takalo, 1979	0,5	30	-	1,5	1	2	0,5

A influência de elementos de liga na microestrutura de solidificação pode ser descrita a partir dos teores de elementos estabilizadores da fase  $\delta$  e de elementos estabilizadores da fase  $\gamma$  ou, também, de teores equivalentes de Ni e Cr equivalentes, o que permite definir diferentes modos de solidificação. Os modos de solidificação de aços inoxidáveis austeníticos são controlados pela fase primária do processo e pelas suas transformações no estado sólido, que estão associados à composição da liga, expressa pela razão  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ . De acordo com estudos elaborados por diversos autores [Cieslak, 1982]; [Leone, 1982]; [Brooks, 1991]; [Kerr, 1996] e [Rajasekhar, 1997], quatro modos de solidificação são possíveis e eles dependem diretamente da razão entre os teores equivalentes de Cr e Ni, ou de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ :

a. Modo A

Ocorre quando  $Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,25$  e envolve a transformação total do líquido em austenita. Essa fase é estável durante todo o processo, resultando na estrutura cristalina totalmente do tipo CFC.

Transformações: Líquido  $\rightarrow$  (Líquido +  $\gamma$ )  $\rightarrow$   $\gamma$

b. Modo AF

Ocorre quando  $1,25 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,48$  e envolve a formação, ao final do processo, de austenita e ferrita. Nesse caso, a solidificação inicia-se com a formação de austenita. Com o progresso da solidificação, o líquido remanescente pode alterar sua composição tornando-se rico em estabilizador de ferrita e formando essa fase nas regiões interdendríticas nos estágios finais da solidificação.

Transformações: Líquido  $\rightarrow$  (Líquido +  $\gamma$ )  $\rightarrow$  (Líquido +  $\gamma$  +  $\delta$ )  $\rightarrow$  ( $\gamma$  +  $\delta$ )

c. Modo FA

Ocorre quando  $1,48 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,95$  e permite formar, ao final do processo, ferrita e austenita. A solidificação inicia-se a partir da formação de ferrita como fase primária. No resfriamento, com a evolução da solidificação, o líquido remanescente é enriquecido com elementos estabilizadores de austenita. Tal fenômeno leva esse líquido a se transformar em austenita. Assim, na microestrutura final, a fase primária  $\delta$  permanece no núcleo dos ramos dendríticos, com forma vermicular, envolvida pela austenita. Além disso, observa-se que a ferrita remanescente da transformação torna-se mais rica em cromo e mais pobre em níquel em comparação com os teores antes da transformação.

Transformações: Líquido  $\rightarrow$  (Líquido +  $\delta$ )  $\rightarrow$  (Líquido +  $\delta$  +  $\gamma$ )  $\rightarrow$  ( $\delta$  +  $\gamma$ )

d. Modo F

Ocorre quando  $Cr_{eq}/Ni_{eq} > 1,95$  e resulta na formação completa de apenas ferrita, que pode se transformar parcialmente em austenita, dependendo do valor de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ . A fase ferrita é estável durante a solidificação e transforma-se em austenita no resfriamento, produzindo estruturas de Widmanstätten. Nesse caso, a estrutura dendrítica não pode ser identificada facilmente.

Transformações: Líquido  $\rightarrow$  (Líquido +  $\delta$ )  $\rightarrow$   $\delta$   $\rightarrow$  ( $\delta$  +  $\gamma$ )

Nas transformações mencionadas, a formação de ferrita ou austenita a partir de transformações líquido/sólido envolve diferentes coeficientes de distribuição de soluto,  $k$ , para os elementos Cr e Ni. De acordo com Kerr e Kurz [Kerr, 1996], na solidificação da fase ferrítica, o coeficiente de distribuição do níquel,  $k_{Ni}^{\delta}$ , é próximo a 0,85, enquanto o associado ao cromo,  $k_{Cr}^{\delta}$ , varia entre 0,98-1,15. Para a solidificação da austenita, o coeficiente de distribuição em relação ao níquel,  $k_{Ni}^{\gamma}$ , assume valores em torno de 0,98 e em relação ao cromo,  $k_{Cr}^{\gamma}$  é aproximadamente 0,92. Dessa maneira, a solidificação da fase  $\gamma$  conduz à segregação de Ni e Cr à fase líquida, enquanto a solidificação da fase  $\delta$  leva o líquido a ser enriquecido em Ni e manutenção do teor de Cr. Tais valores do coeficiente de distribuição de soluto podem ser alterados em função da presença de outros elementos de liga além do cromo e do níquel. Como resultado, o processo de solidificação com formação de austenita ou ferrita primária pode exibir aumento progressivo do teor de Ni e Cr no líquido, o que possibilitaria a formação de outra fase ao final do processo.

De acordo com Brooks et al. [Brooks, 1991], na solidificação de ramos dendríticos ou celulares de ferrita e austenita primárias, o perfil de distribuição de soluto pode ser determinado teoricamente empregando conceitos de segregação de soluto na transformação líquido/sólido discutidos no item 2.3. A figura 2.13 exhibe as previsões teóricas da segregação de soluto em aços inoxidáveis austeníticos exibindo os dois modos principais de solidificação: formação de ferrita primária e formação de austenita primária. É importante notar que no cálculo dos perfis de austenita primária, ambos os coeficientes de distribuição de soluto são menores que a unidade. Por outro lado, na formação da ferrita, o coeficiente de distribuição do cromo é menor que a unidade, enquanto que aquele associado ao níquel é próximo à unidade.

A figura 2.14 exhibe campos de ocorrência dos vários modos de solidificação em função dos teores equivalentes de cromo e níquel. Nesse diagrama, a formação de austenita é intensificada quando o teor de estabilizadores da fase  $\gamma$  é aumentado ou através da redução do teor de estabilizadores da fase  $\delta$ . Quando o teor de níquel equivalente é reduzido ou quando o teor de cromo equivalente é aumentado, o modo de solidificação passa de A para AF, de AF para FA e, finalmente, de FA para F.

Rajasekhar et al. [Rajasekhar, 1997], a partir da compilação de dados de diversos autores, relacionaram o modo de solidificação com o diagrama de equilíbrio Fe-Ni-Cr, com as microestruturas formadas e com os perfis de composição nas fases formadas, conforme exibe a figura 2.15.

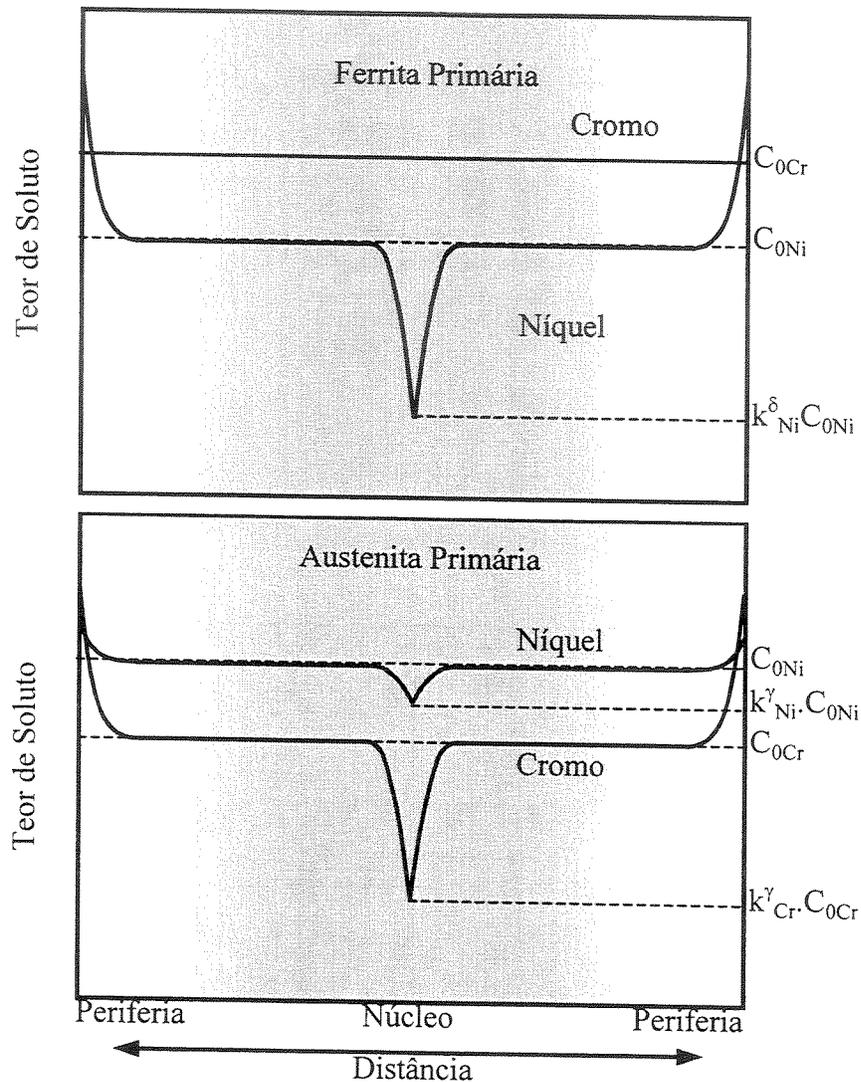


Figura 2.13. Perfis de distribuição de soluto teóricos na solidificação de ramos dendríticos e celulares de ferrita e austenita primárias.

Em geral, na solidificação de ligas metálicas, a morfologia de crescimento da fase sólida é a dendrítica. A estrutura dendrítica consiste do arranjo de ramos primários, secundários, terciários e eventualmente, de ramos de maior ordem, o que resulta em um sistema complexo, onde os

espaços entre os ramos dendríticos são ocupados por segundas fases e precipitados. O crescimento dendrítico é de considerável importância na solidificação de ligas metálicas, pois esse tipo de arranjo estrutural controla diversos fenômenos e características, incluindo a micro e macro-segregação, distribuição de porosidades e propriedades mecânicas de produtos finais. No caso dos aços austeníticos, a natureza da estrutura dendrítica dependerá do modo de solidificação.

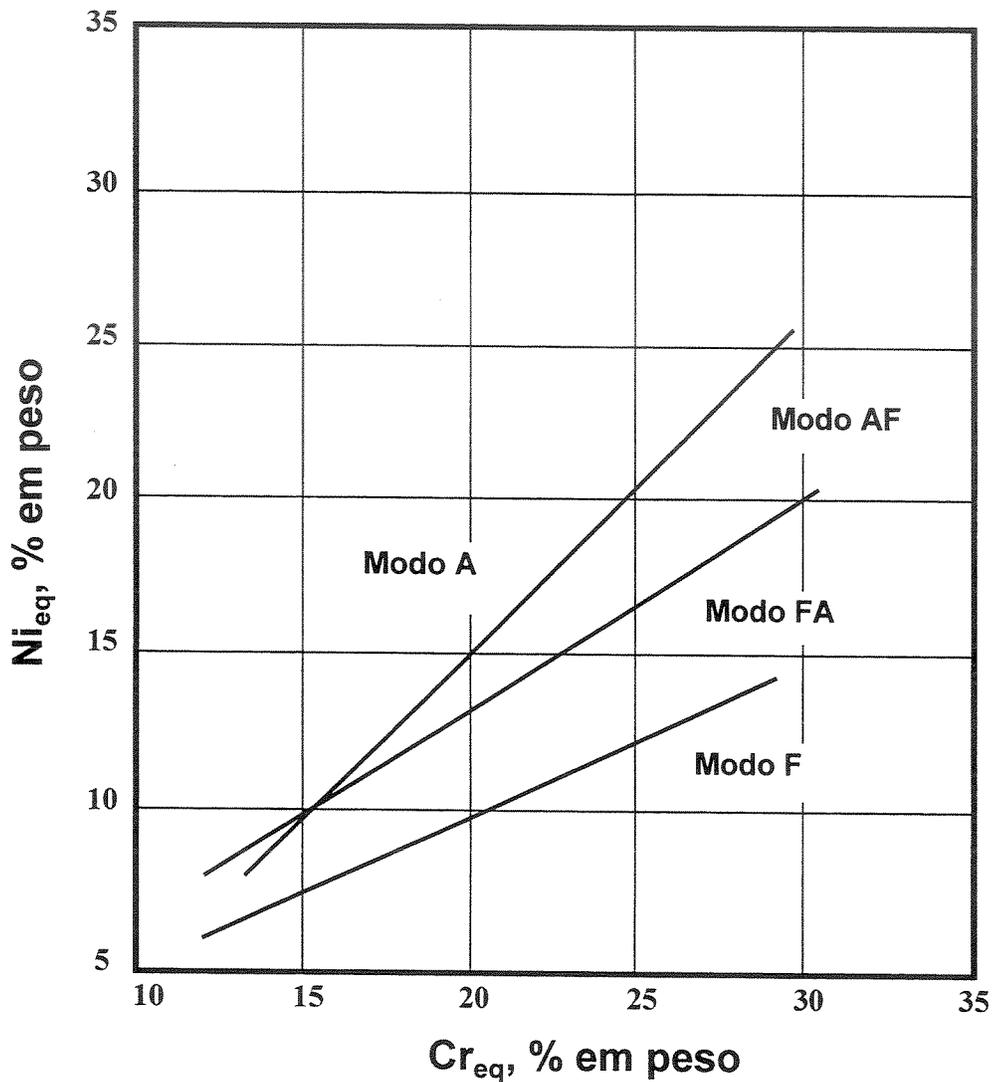


Figura 2.14. Influência dos teores equivalentes de Ni e Cr no modo de solidificação de aços inoxidáveis austeníticos, obtido a partir de resultados experimentais [Brooks, 1991].

O processo de solidificação junto a um ramo dendrítico será função da distribuição de soluto junto ao líquido a ser solidificado e da ocorrência ou não de difusão atômica no sólido.

Assumindo o coeficiente de distribuição de soluto no equilíbrio,  $k_0$ , menor que a unidade, os três casos de redistribuição de soluto descritos no item 2.3 valem também nesse tipo de crescimento.

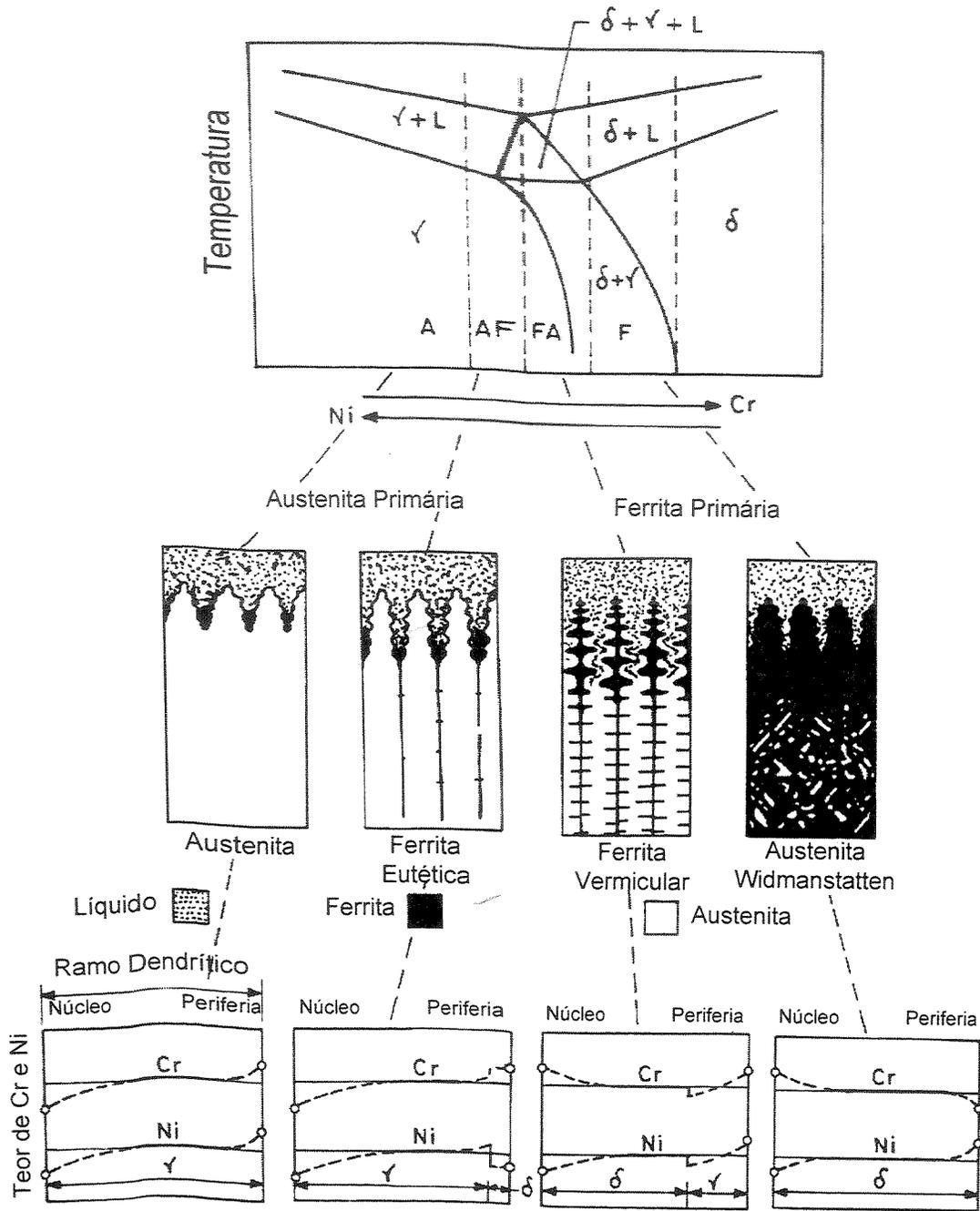


Figura 2.15. Diagrama parcial Fe-Ni-Cr com os respectivos modos de solidificação e teores de níquel e cromo nas fases formadas [Rajasekhar, 1997].

solidificação estrutura totalmente ferrítica, que é transformada em austenita de Widmanstätten. Conforme mostra figura 2.16.a, sob tal solução de ataque, a austenita torna-se colorida enquanto a ferrita permanece branca. Como a austenita é pobre em cromo torna-se anódica em relação à ferrita, que é rica em cromo e é passivada durante o ataque químico.

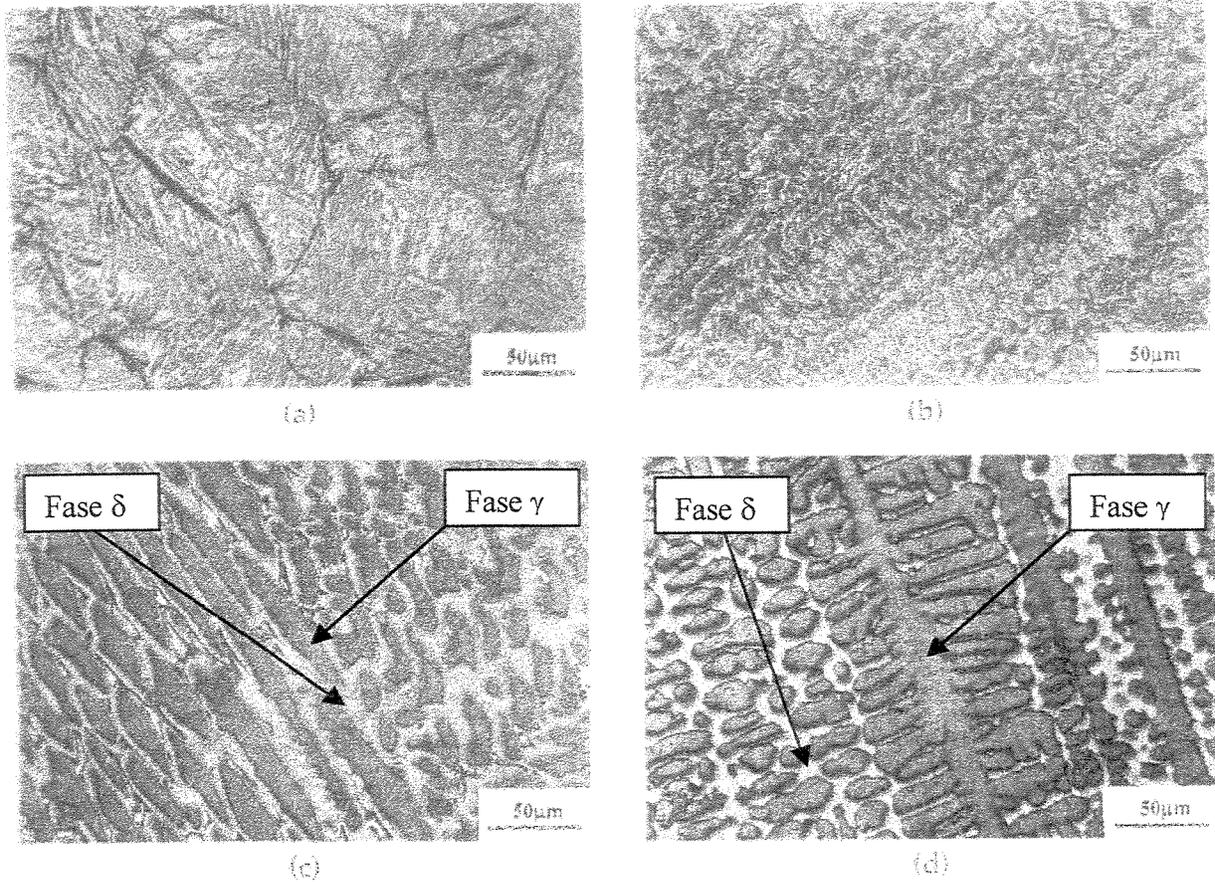


Figura 2.16. Modos de solidificação de aços inoxidáveis austeníticos: (a) modo F; (b) modo FA; (c) modo AF e (d) modo A [Rajasekhar, 1997].

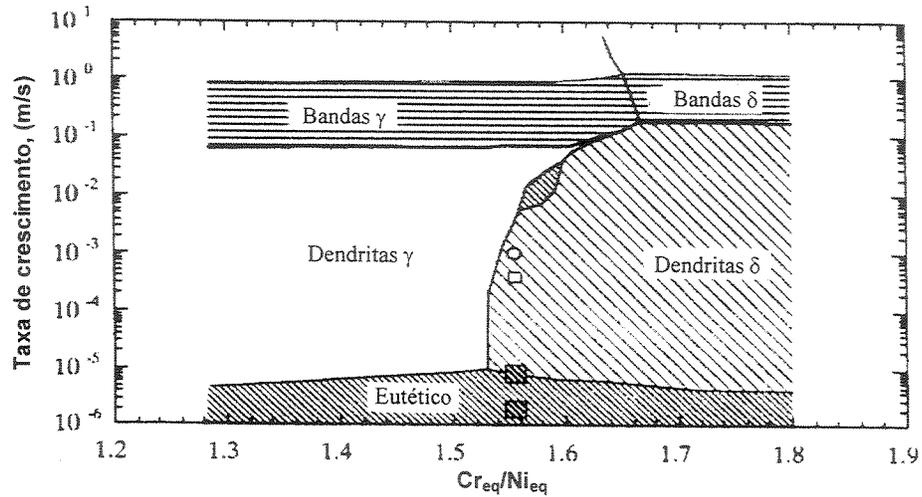
Os modos AF e FA, além de austenita, exibem certa quantidade de ferrita, tornando delicada a identificação do modo de solidificação. Caso a fase ferrítica se apresente no centro dos ramos dendríticos, o modo de solidificação que a liga exibe é o FA (figura 2.16.b). Nesse caso, a microestrutura exibe uma faixa de colorações. Durante o processo de solidificação, após a formação da ferrita, ocorre a precipitação de austenita. Tal fato altera o modo de segregação de solutos. Como resultado desse evento, a região central da ferrita permanece com coloração

microestrutura exibe uma faixa de colorações. Durante o processo de solidificação, após a formação da ferrita, ocorre a precipitação de austenita. Tal fato altera o modo de segregação de solutos. Como resultado desse evento, a região central da ferrita permanece com coloração inalterada. Com a formação da austenita, as regiões interdendríticas são enriquecidas de níquel e cromo, o que leva o ataque químico a desenvolver coloração amarela e vermelha. Por outro lado, se a ferrita encontra-se nas regiões interdendríticas, o modo de solidificação presente é o AF (figura 2.16.c). Nesse modo, os ramos celulares e dendríticos da austenita têm sua parte central esverdeada. A intensidade dessa coloração decresce progressivamente na periferia das células, o que indica que nessa região ocorre o aumento da concentração de elementos de liga. A ferrita formada na região interdendrítica tem sua cor inalterada e é vista como áreas claras. O aumento da quantidade de cromo nessa região permite a passivação da ferrita. O modo A resulta na formação de estrutura totalmente austenítica (figura 2.16.d). Como essa fase não se transforma com o decréscimo de temperatura, a austenita se mantém estável até a temperatura ambiente. A austenita é pobre em cromo e níquel, enquanto suas regiões interdendríticas são ricas em relação a ambos os elementos. Tal fato leva a região dendrítica a desenvolver coloração verde, enquanto a coloração da região interdendrítica permanece inalterada.

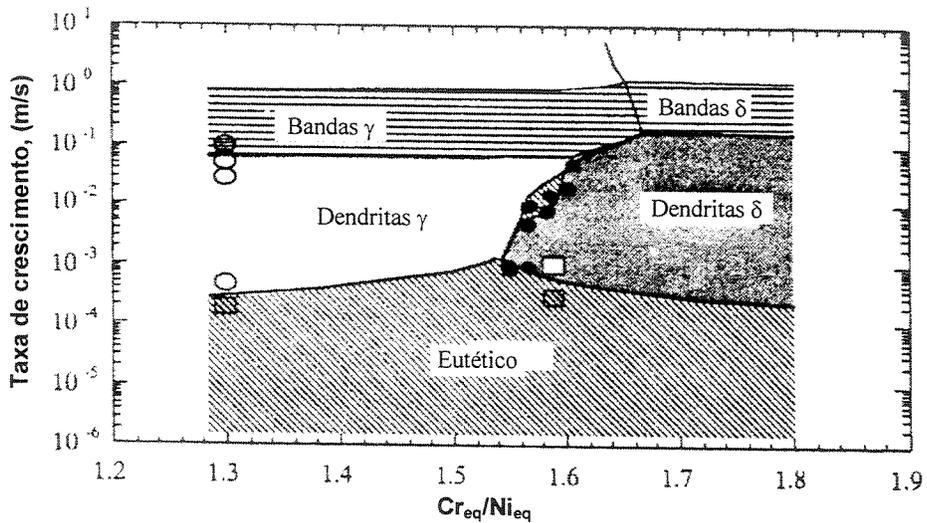
Por outro lado, de acordo com Fukumoto e Kurz [Fukumoto, 1999], os vários modos de solidificação de um aço inoxidável austenítico podem ser identificados através da morfologia da microestrutura e posição da ferrita em relação à austenita. Utilizando ataque eletrolítico com solução de 10% de ácido oxálico, a ferrita se revela escura ou cinza, enquanto a austenita, torna-se clara. Se a ferrita é observada como núcleos de ramos dendríticos ou celulares, a solidificação da liga foi iniciada a partir de ferrita primária, que se transformou parcialmente em austenita com o decréscimo de temperatura. Por outro lado, se a ferrita está localizada em regiões interdendríticas, a liga sofreu solidificação iniciada com o aparecimento de austenita primária. Essa análise microestrutural não é uma tarefa simples, pois em alguns casos a natureza da microestrutura de solidificação pode não se apresentar de forma inteiramente clara.

Como mencionado anteriormente, além da composição química, expressa pela razão  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , a natureza das microestruturas decorrentes da solidificação de aços inoxidáveis

[Fukumoto, 1999] conceberam mapas de microestruturas de aços inoxidáveis austeníticos, conforme indica a figura 2.17.



(a)



(b)

Figura 2.17. Mapas de microestruturas obtidos por Fukumoto e Kurz [Fukumoto, 1999]: (a) solidificação direcional ( $G=15\text{ }^{\circ}\text{C/mm}$ ) e (b) fusão através de laser ( $G=700\text{ }^{\circ}\text{C/mm}$ ).

Nesse estudo, microestruturas de solidificação foram relacionadas a taxas de solidificação, a gradientes térmicos envolvidos e à composição química das amostras processadas. De acordo com os resultados obtidos, tanto de caráter teórico como experimental, baixas taxas de solidificação resultam em microestrutura eutética. Para um gradiente térmico na interface sólido/líquido próximo a  $15\text{ }^{\circ}\text{C/mm}$ , a estrutura eutética pode ser obtida desde que a taxa de

solidificação resultam em microestrutura eutética. Para um gradiente térmico na interface sólido/líquido próximo a 15 °C/mm, a estrutura eutética pode ser obtida desde que a taxa de solidificação seja inferior a 10<sup>-5</sup> m/s. Valores elevados de gradiente térmico inibem o super-resfriamento constitucional, permitindo que a estrutura eutética seja obtida sob taxas mais elevadas. Quando tal gradiente é aumentado para valores próximos a 700 °C/mm, a estrutura eutética é obtida para taxas de até 10<sup>-3</sup> m/s. Ao se aumentar a taxa de solidificação, dependendo da composição, a fase primária pode se transformar de ferrita estável para austenita metaestável. Para ligas com baixos valores de Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub>, o aumento da taxa de solidificação produz dendritas da fase austenita, enquanto que altos valores de Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> levam à formação de dendritas de ferrita. Valores maiores da taxa de crescimento, independente do gradiente térmico resultam em microestruturas definidas como “em bandas”. Estruturas “em bandas” são constituídas por faixas alternadas, que se desenvolvem na direção paralela à interface sólido/líquido.

## **2.8. Conceitos Básicos de Simulação da Solidificação**

Quando o objetivo é descrever o progresso da solidificação na fundição de metais, deve-se adotar um modelo que permita acompanhar com fidelidade a transferência de calor do processo. Este propósito não pode ser alcançado de maneira simples, pois para tanto deve-se conceber um modelo capaz de reproduzir com o máximo de detalhes as condições do processo. As dificuldades envolvidas no estudo de um processo de fundição estão relacionadas à definição das condições iniciais e de contorno do problema, que por sua vez estão associadas às operações de enchimento do molde, às transformações de fase do metal em solidificação, à variação das propriedades termofísicas do sistema metal/molde, à evolução da resistência térmica metal/molde e particularmente, à geometria complexa do sistema em solidificação [Caram, 1988].

A transferência ou troca de calor na fundição ocorre principalmente entre o metal em solidificação, o molde e o meio que envolve o sistema metal/molde. Para que o metal líquido torne-se sólido, este deve trocar calor com o molde. O meio envolvente refere-se ao meio que abriga o molde e o metal, podendo ser o meio ambiente ou um determinado meio de refrigeração. A transferência de calor entre estes meios, assim como a troca de calor no interior dos mesmos se processa por condução, convecção ou radiação ou por combinação desses modos de troca térmica.

No sistema metal/molde, para o caso de troca térmica por condução, o transporte de calor no metal líquido, sólido e pastoso e no molde se dá da região de temperatura mais alta para a de temperatura mais baixa. Ao se tratar do transporte de calor por convecção, deve-se abordá-lo como uma combinação de condução de calor, de armazenamento de energia e de movimento da mistura. No líquido, a convecção permite que o superaquecimento do metal líquido seja eliminado de maneira muito rápida. A convecção é observada ao mesmo tempo na superfície superior do metal que está em contato com o meio que o envolve e entre a superfície do molde e o meio envolvente. O transporte de calor por radiação ocorre ao existirem diferenças muito elevadas entre as temperaturas do sistema metal/molde e o meio envolvente. A troca de calor por radiação ocorre basicamente em dois pontos específicos: na superfície do molde e nas superfícies do metal, que trocam calor com o meio envolvente.

No estudo da fundição de metais deve-se ainda considerar outro mecanismo de transferência de calor, que é o transporte através de contato newtoniano, o qual ocorre entre o metal já solidificado e as paredes do molde. Além disso, é importante considerar que o metal, ao solidificar, contrai-se, enquanto que o molde, ao se aquecer, sofre expansão, o que leva à separação metal/molde e que aumenta a resistência térmica entre tais meios [Caram, 1995].

Não é difícil constatar, pelo número de variáveis envolvidas, que a fundição se processa de maneira muito complexa e, assim, pode-se prever que se forem usadas as técnicas tradicionais de análise, tais como métodos analíticos, no estudo da transferência de calor, provavelmente os resultados a serem obtidos serão limitados, tornando necessário o emprego de ferramentas mais apropriadas. O uso de técnicas de simulação baseadas em modelos matemáticos permite avaliar a evolução de temperaturas em um sistema metal/molde com alto nível de eficiência. Tais técnicas são concebidas com o auxílio de abordagens numéricas implementadas em computadores, o que permite a solução de problemas complexos, tais como condições de contorno que não podem ser tratadas analiticamente. Para se formular o fenômeno da solidificação de um metal deve-se estudar o comportamento térmico do sistema, onde o processo de transferência de calor ocorre em regime não estacionário. Para que ocorra a evolução do processo de fundição é necessário que a liberação do calor latente do metal durante a transformação de fase seja removido da região

próxima à interface sólido/líquido. A transferência de calor no sistema metal/molde pode ser tratada como troca de calor por condução e é governada pela equação:

$$\frac{\rho \cdot c}{K} \left( \frac{\partial T}{\partial t} \right) = \left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) \quad (2.13)$$

onde  $\rho$  é densidade,  $c$  o calor específico,  $K$  é a condutividade térmica,  $T$  é a temperatura,  $t$  é o tempo e  $x$ ,  $y$  e  $z$  são as coordenadas no espaço. Uma maneira eficiente de resolver tal equação é o uso da técnica de diferenças finitas. Para se aplicar o método de diferenças finitas a uma análise de solidificação, inicialmente divide-se o sistema em estudo em pequenos elementos de volume ou nós com dimensões  $\Delta x$ ,  $\Delta y$  e  $\Delta z$ , como mostra a figura 2.18.

Como os elementos são suficientemente pequenos, a temperatura destes pode ser representada pela temperatura no seu centro, que é definido como ponto nodal. Para se localizar os elementos dentro do domínio, adota-se uma determinada coordenada  $i$ ,  $j$ ,  $k$ . Um balanço térmico individual de cada nó fornece as equações que permitem descrever o processo e este balanço relaciona o fluxo de calor em um determinado nó, durante um determinado intervalo de tempo  $\Delta t$ , com aumento ou decréscimo de energia interna do mesmo [Caram, 1988].

O transporte de calor ocorre de elemento para elemento, a princípio por condução, fluindo de um elemento de maior temperatura para outro adjacente de temperatura inferior, através da área comum de contato  $\Delta y \cdot \Delta z$  [Ierardi, 1986]. Se ambos elementos pertencem a uma mesma região, de um mesmo meio e suas dimensões são iguais, ou seja, apresentam as mesmas características e propriedades termofísicas, o fluxo de calor poderá ser obtido da seguinte relação [Ierardi, 1986]:

$$q_{2 \leftrightarrow 1} = k \Delta y \Delta z \left( \frac{(T_2 - T_1)}{\Delta x} \right) \quad (2.14)$$

onde  $\Delta x = \Delta y = \Delta z$ .

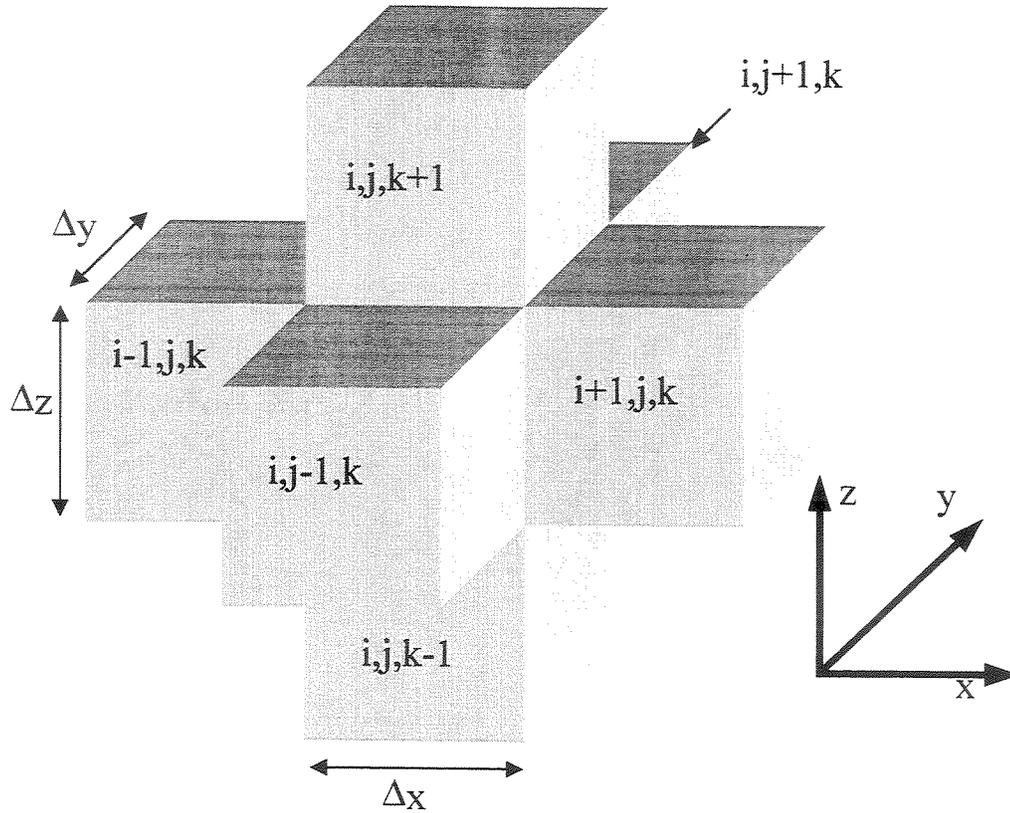


Figura 2.18. Divisão do sistema a ser analisado em pequenos elementos de volume.

Caso tais elementos em troca térmica pertençam a meios diferentes ou de dimensões diferentes, a figura 2.19 pode ser usada para gerar a seguinte relação para o cálculo do fluxo de calor entre tais elementos [Ierardi, 1986]:

$$q_{2 \leftrightarrow 1} = \Delta y \Delta z \left\{ \frac{(T_2 - T_1)}{\left[ \frac{\Delta x_2}{2K_2} + \frac{\Delta x_1}{2K_1} \right]} \right\} \quad (2.15)$$

onde  $K_1$ ,  $K_2$ , são as condutibilidades térmicas dos meios 1 e 2,  $(\Delta x_1/2 + \Delta x_2/2)$  é a distância total entre os centros dos dois elementos e  $(\Delta y \Delta z)$  representa a área de contato entre os dois elementos. Para um elemento que estiver em contato com o meio envolvente, é necessário reescrever este

fluxo de calor, já que o mesmo se processa via radiação e/ou convecção, gerando a seguinte relação:

$$q_{l \leftrightarrow \text{amb}} = \Delta y \Delta z \left\{ \frac{((T_1 - T_{\text{amb}}))}{\left[ \frac{\Delta x}{2K_1} + \frac{1}{h_c + h_r} \right]} \right\} \quad (2.16)$$

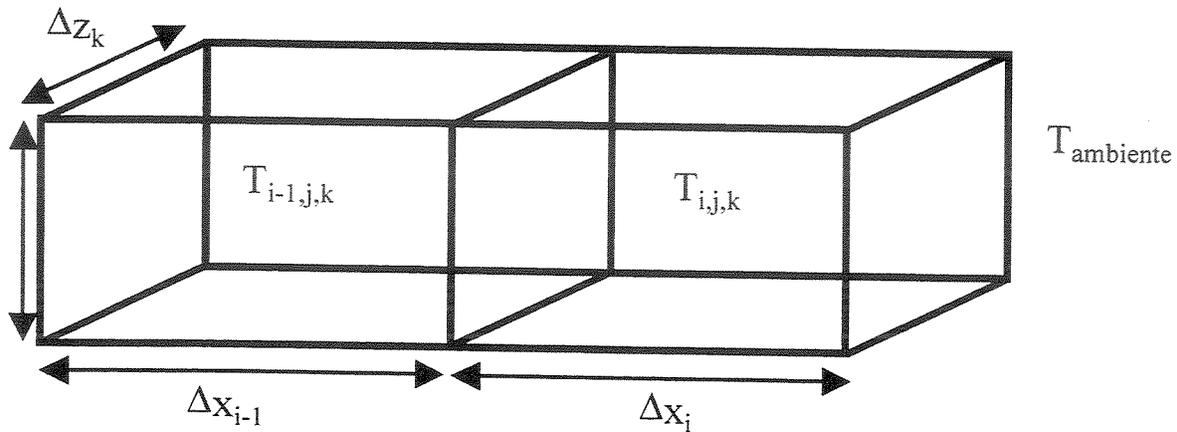


Figura 2.19. Arranjo e características de dois elementos de volume dentro do domínio de análise pelo método de diferenças finitas [Ierardi, 1986].

Na equação 2.16,  $h_c$  e  $h_r$  representam os coeficientes de transmissão de calor por convecção e radiação, respectivamente, podendo ser obtidos das seguintes relações [Rios, 1995]:

$$h_c = A(T - T_{\text{amb.}})^{1/3} \quad (2.17)$$

e

$$h_r = \varepsilon \sigma (T^2 - T_{\text{amb.}}^2)(T - T_{\text{amb.}}) \quad (2.18)$$

onde  $A$  é uma constante,  $\varepsilon$  é a emissividade e  $\sigma$  é a constante de Stefan-Boltzmann.

Para um determinado elemento, o balanço de energia será dado pela quantidade de calor que entra nesse elemento, menos a quantidade de calor que sai do mesmo, com relação a um intervalo de tempo  $\Delta t$ . Considerando que um determinado elemento tem seis vizinhos, este balanço é dado por [Ierardi, 1986]:

$$\Delta E = \Delta t \sum_{i=1}^6 q_i \quad (2.19)$$

Assim, a variação de temperatura neste elemento, antes e depois do intervalo de tempo  $\Delta t$ , pode ser calculada pela seguinte expressão [Ierardi, 1986]:

$$T' = T + \left( \frac{\Delta t \sum_{i=1}^6 q_i}{\rho \cdot \Delta x \Delta y \Delta z \cdot c} \right) \quad (2.20)$$

Na equação 2.20,  $T'$  é a temperatura do nó em questão, após um intervalo de tempo  $\Delta t$ ,  $T$  é a temperatura antes de tal intervalo,  $\rho$  a densidade do meio e  $c$  o seu calor específico. Se esta equação for utilizada em um meio computacional adequado, é possível acompanhar a evolução térmica do processo.

Em geral as etapas básicas da simulação de um processo de fundição são definidas como:

- a. Pré-processamento das informações do sistema em solidificação;
- b. Processamento das equações que permitem acompanhar as trocas térmicas;
- c. Pós-processamento dos resultados da análise das trocas térmicas [Smiley, 1993]; [Jolly, 1994].

De maneira sucinta tais etapas são detalhadas como se segue:

- a. Pré-processamento

Nessa etapa a peça é desenhada em três dimensões (molde, fundido, resfriadores, ambiente ou qualquer outro meio dentro do sistema metal/molde). Em seguida é feita a divisão do

sistema em uma rede de pequenos elementos de volume, para que seja possível aplicar a técnica numérica escolhida para tratar o sistema.

#### b. Processamento

Nesta etapa, onde a transferência de calor deve ser abordada, utiliza-se geralmente uma das seguintes técnicas: método das diferenças finitas (MDF) ou o método de elementos finitos (MEF). Como o MDF envolve grau de dificuldade menor que o MEF ao se abordar transformações de fase, o primeiro é mais utilizado no tratamento de problemas envolvendo solidificação de metais e suas ligas.

#### c. Pós-processamento

Com o uso de recursos gráficos, esta etapa torna o acompanhamento e análise da transferência de calor mais eficiente, facilitando a obtenção de resultados e conclusões com respeito ao comportamento do sistema estudado, obtendo-se resultados gráficos dos parâmetros de interesse, tais como as taxas de resfriamento, as taxas de deslocamento das isotermas, os gradientes térmicos e o tempo local de solidificação, sendo todos em função do tempo após o vazamento do metal líquido e/ou da posição do sistema metal/molde.

## **Capítulo 3**

### **3. Metodologia e Procedimentos Experimentais**

#### **3.1. Considerações Iniciais**

O presente trabalho envolveu dois tipos distintos de metodologia de análise. O primeiro tipo esteve associado à simulação do processo de fundição utilizando aço inoxidável austenítico do tipo AISI 316L. O outro tipo refere-se à análise experimental associada a processamentos que tiveram como fim a investigação do modo e da microestrutura de solidificação, bem como às técnicas de caracterização utilizadas.

#### **3.2. Simulação do Processo de Fundição**

A simulação do processo de fundição foi efetivada através do emprego do pacote computacional AFS Solidification System. Esse programa permite simular o processo de solidificação em três dimensões, incluindo sistemas metal/molde com geometrias complexas. Nesse pacote, a entrada de dados, que é uma tarefa árdua, é facilitada com o uso de programas do tipo "CAD", conforme mostra o diagrama da figura 3.1. Por meio dessas ferramentas, o molde e a peça a serem obtidos através da fundição, mesmo que exibam formas geométricas complexas, são desenhados nas três dimensões por meio da composição de sólidos adequados. A simulação do processo de fundição é obtida pela reconstrução do sistema metal/molde por meio de pequenos elementos de volume com a forma de paralelepípedos. Em seguida, à geometria do sistema metal/molde é imposta uma rede de diferenças finitas, onde se aplica a equação 2.15. O cálculo das temperaturas nesses elementos é implementado em função da natureza de cada elemento. A partir da natureza de cada elemento (molde, metal ou a qualquer meio encontrado dentro do

sistema metal/molde), é possível associar àquele ponto do sistema metal/molde suas respectivas propriedades termofísicas.

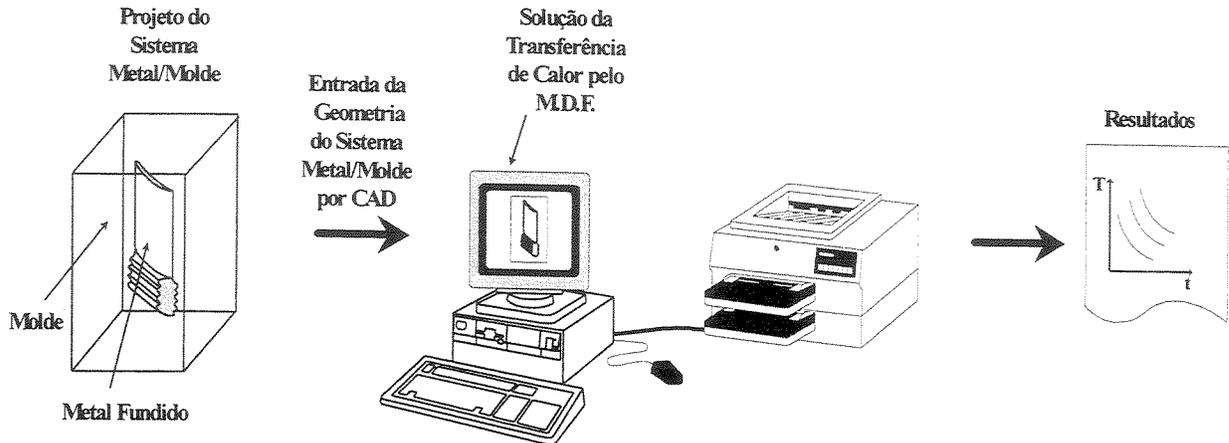


Figura 3.1. Diagrama esquemático da codificação de um sistema metal/molde na simulação de um processo de fundição.

No presente trabalho, foi utilizada uma rede de diferenças finitas com um limite máximo de 400.000 elementos. O programa AFS Solidification System foi utilizado em um micro computador padrão IBM, com CPU Pentium IV, 750 MHz e 128 kb de memória de CPU. O tempo de cada simulação, considerado a partir do início dos cálculos foi de aproximadamente 1 hora. A partir dessa metodologia de simulação foi possível obter a análise detalhada da evolução térmica do sistema.

### 3.3. Materiais

O aço inoxidável aqui estudado foi fornecido pela empresa MICROSTEEL, Sumaré, SP. Esta liga é classificada como aço inoxidável austenítico de baixo carbono e é empregado na fabricação de elementos de aplicação cirúrgica (próteses, fios, pinos, etc.), cuja composição garante a ausência de corrosão intergranular, assim como boa resistência à fadiga. Por pertencer à classe de materiais utilizados em dispositivos de aplicação cirúrgica e por atender às especificações da norma ASTM F138 [ASTM F138-92, 1992], esta liga pode ser denominada de liga F138 ou ainda de AISI 316L, cujas composições químicas nominais encontram-se apresentadas na tabela 3.1. Ao longo do presente trabalho, a denominação AISI 316L será utilizada. A tabela 3.2 exhibe resultados de composição obtidos através de fluorescência de raios-X

de amostras da liga estudada. De acordo com informações da literatura, esse aço apresenta as propriedades termofísicas mostradas na tabela 3.3.

Tabela 3.1. Teor de elementos de liga segundo especificações ASTM F138 e AISI 316L do aço inoxidável estudado no presente trabalho [Jernkontoret, 1977]; [ASTM F138-92, 1992,].

Elemento	AISI 316L (% peso)	F138 (% peso)
Carbono	0,030 máx	0,030 máx.
Manganês	2,00 máx	2,00 máx
Fósforo	0,030 máx	0,025 máx.
Enxofre	0,030 máx	0,010 máx
Silício	0,75 máx	0,75 máx
Cromo	17,00 a 20,00	17,00 a 19,00
Níquel	10,00 a 14,00	13,00 a 15,50
Molibdênio	2,00 a 4,00	2,00 a 3,00
Nitrogênio	-----	0,10 máx
Cobre	-----	0,50 máx
Ferro	balanço	balanço

Tabela 3.2. Composição das amostras do aço inoxidável austenítico utilizadas no presente trabalho obtida através de fluorescência de raios-X.

Elemento	Quantidade (% em peso)
Cromo	16,6
Níquel	10,1
Carbono	0,03
Manganês	1,40
Molibdênio	2,20
Silício	0,47
Cobre	0,20

Tabela 3.3. Propriedades termofísicas da liga analisada no presente trabalho, segundo resultados da literatura [Matweb, 2002]

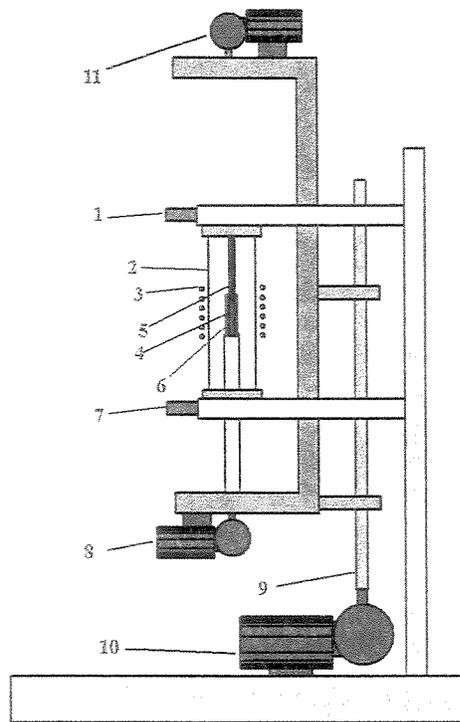
Parâmetro	AISI 316L
C (J/kg K)	451
K (W/m K)	85
$\rho$ (kg/m <sup>3</sup> )	7.750
H (J/kg)	294.000
T <sub>L</sub> (°C)	1.440
T <sub>S</sub> (°C)	1.415

### 3.4. Solidificação Direcional

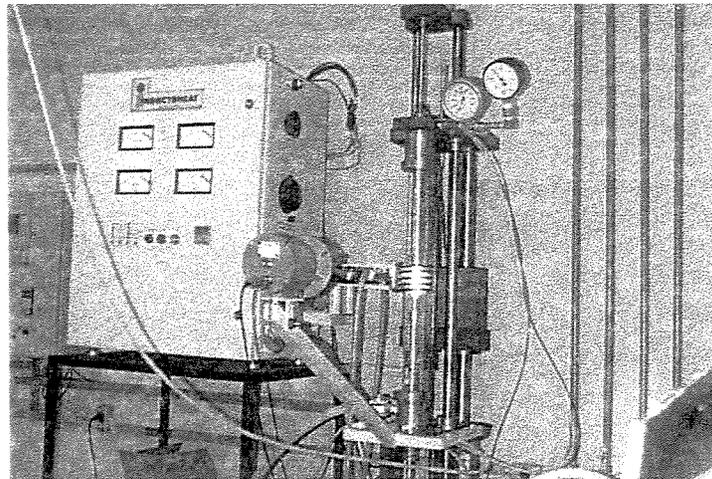
A análise do modo e da microestrutura de solidificação do aço AISI 316L foi implementada através da técnica de solidificação direcional. Inicialmente, amostras desse aço foram solidificadas sob baixas taxas de crescimento, em um forno de solidificação direcional Bridgman, o que permitiu evidenciar os efeitos da redistribuição de soluto no modo e na microestrutura de solidificação. Objetivando obter taxas de solidificação mais elevadas, equivalentes às taxas presentes em processos de fundição, um segundo dispositivo de solidificação direcional foi empregado, o que permitiu avaliar correlações entre parâmetros térmicos do processo de solidificação e espaçamentos interdendríticos. Ambos os dispositivos de solidificação direcional são descritos a seguir.

#### 3.4.1. Solidificação sob Baixas Taxas de Crescimento

Amostras do aço AISI 316L de 110 mm de comprimento foram inseridas em cadinhos de alumina fornecidos pela CETEBRA, São Carlos, SP, com 7,0 mm de diâmetro interno e 300 mm de comprimento. Previamente, tais cadinhos foram tratados em solução de 1% de ácido fluorídrico e posteriormente lavados em álcool e secos com ar quente. A etapa de solidificação direcional das amostras foi implementada com o uso de um forno de solidificação direcional com aquecimento indutivo. Tal equipamento é constituído por unidade de aquecimento, unidade de movimentação de amostras e pelo sistema de medida e controle de temperatura. O esquema do equipamento utilizado para a fusão direcional e a foto do mesmo são vistos na figura 3.2.



(a)



(b)

Figura 3.2. Dispositivo de solidificação direcional de baixas taxas de crescimento: (a) diagrama esquemático e (b) foto do equipamento em operação. (1. Conexão para Argônio; 2. Tubo de Quartzo; 3. Espira de Indução; 4. Fundido; 5. Cadinho de Alumina; 6. Tubo de Nióbio; 7. Conexão para Vácuo; 8. Moto-Redutor - Rotação; 9. Fuso para Translação; 10. Motor de Passo - Translação; 11. Moto-Redutor - Rotação).

A unidade de aquecimento compõe-se de dois tubos de quartzo e um susceptor de nióbio envolvidos por uma bobina de indução. Os tubos de quartzo são montados coaxialmente, e servem para proteção tanto da amostra, como da fonte de indução. Outra função dos tubos de quartzo é a manutenção da atmosfera inerte obtida através de sistema de vácuo e injeção de argônio. O sistema de vácuo utilizado é constituído por uma bomba mecânica fornecida pela EDWARDS do BRASIL. A injeção de gás envolveu argônio de alta pureza 99,999%. A bobina de indução é constituída por um tubo com geometria espiral confeccionado em cobre, que é conectada a uma fonte de radiofrequência de 250 kHz e potência de 7,5 kW. O movimento de translação da amostra dentro da unidade de aquecimento é obtido através de um motor de passo controlado por um microcomputador, ligado a um redutor de velocidades e a um fuso que permite a ascendência ou descendência de uma base metálica. As amostras podem ser deslocadas dentro de faixa de velocidade de 1,0 mm/h a 180,0 mm/h. O sistema de medida e controle de temperatura é implementado através de um pirômetro ótico conectado a um controlador de temperatura digital do tipo P.I.D.. Os experimentos de solidificação direcional foram iniciados com o posicionamento dos cadinhos com a amostra dentro de forno, de modo que a parte inferior do tubo de alumina estivesse localizada na parte mais quente do tubo de nióbio. A figura 3.3 exhibe uma amostra típica utilizada nos experimentos de solidificação direcional sob baixa taxa de crescimento. Após a obtenção de atmosfera inerte no sistema, iniciava-se a fusão da amostra com a aplicação de 50 % da potência total. A temperatura da zona quente do forno foi ajustada a 1.500 °C. As amostras permaneciam nessa temperatura por 10 minutos, objetivando a homogeneização de temperaturas.

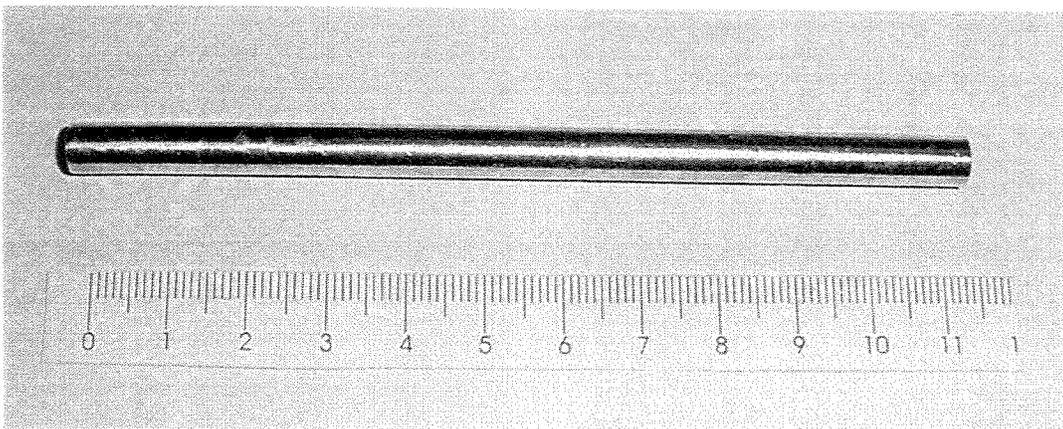
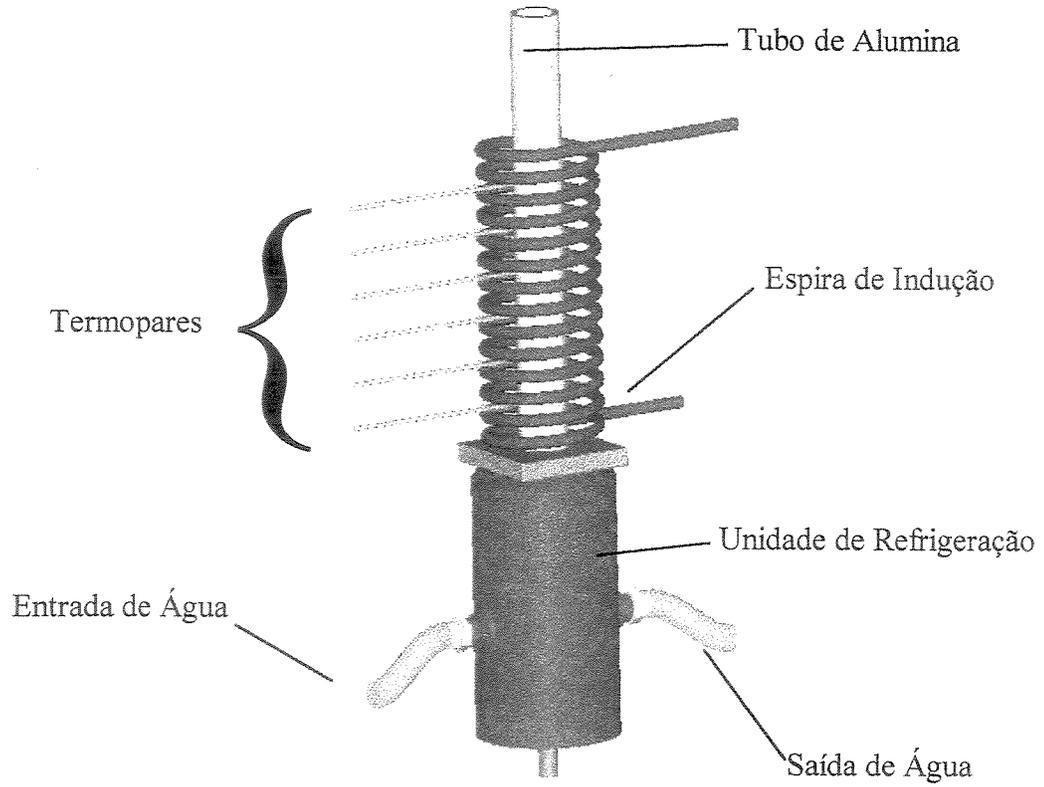


Figura 3.3. Amostra utilizada em experimentos de solidificação direcional sob baixa taxa de crescimento.

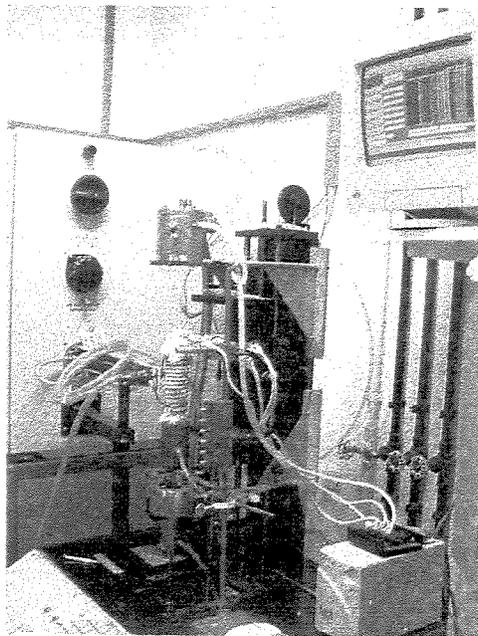
Após o período de homogeneização, iniciava-se o processamento das amostras com o movimento descendente das mesmas em direção à parte inferior do forno, que foi mantido à temperatura ambiente. Nos experimentos executados nesse trabalho, as velocidades de descida (translação) das amostras foram de 1,0; 50,0 e 150,0 mm/h.

### **3.4.2. Solidificação sob Altas Taxas de Crescimento**

O processo de fundição de metais envolve taxas de solidificação muito superiores a aqueles valores obtidos com o uso do equipamento de solidificação direcional descrito anteriormente. Tal fato resultou na necessidade do desenvolvimento de um sistema de solidificação direcional que permitisse desenvolver a solidificação do aço AISI 316L sob taxas de solidificação acima de 1.000 mm/h. Esse sistema é apresentado na figura 3.4 e consiste basicamente de uma unidade de aquecimento do tipo indutiva, alimentada por uma fonte de indução de 250 kHz e 15 kW, uma unidade de posicionamento da amostra constituída por um tubo de alumina de 150 mm de comprimento e 11,0 mm de diâmetro interno. Em tal tubo de alumina foram inseridos transversalmente 6 termopares tipo S, de 0,3 mm de diâmetro, protegidos por tubos de alumina de 0,5 mm de diâmetro interno e 0,7 mm de diâmetro externo. Esses termopares foram conectados a uma unidade de aquisição de dados controlada por um micro computador, que permite alta precisão de medidas de temperatura ( $> 0,5\%$ ). Esse módulo de aquisição de temperaturas foi fornecido pela Measurement Computing, E.U.A., modelo CIO-DAS-TC, conta com 16 canais independentes de leitura e foi acoplado a um microcomputador padrão IBM Pentium II, 450 MHz, 64 Mb de memória RAM. A amostra contida no tubo de alumina era aquecida através de indução eletromagnética, o que resultava na fusão das amostras. A solidificação era obtida através de uma unidade de resfriamento, posicionada na parte inferior da amostra. A figura 3.5 mostra uma amostra processada através de solidificação direcional sob altas taxas de crescimento. Dois tipos de unidade de aquecimento foram empregados, o primeiro confeccionado em cobre e refrigerado a partir da passagem de água e o segundo, confeccionado em aço carbono, também refrigerado com água, que permitia grau de resfriamento inferior. Os experimentos eram iniciados pelo aquecimento e fusão da amostra. Quando a distribuição de temperaturas atingia nível adequado, o sistema de resfriamento através de circulação de água era acionado, o que permitia a solidificação direcional do aço fundido.



(a)



(b)

Figura 3.4. Sistema de solidificação direcional sob altas taxas de crescimento: (a) diagrama do dispositivo; (b) foto do equipamento em operação.

A interpretação dos registros do sistema de aquisição de temperaturas permitiu determinar as velocidades de solidificação, os gradientes térmicos envolvidos, bem como outros parâmetros térmicos do processo.

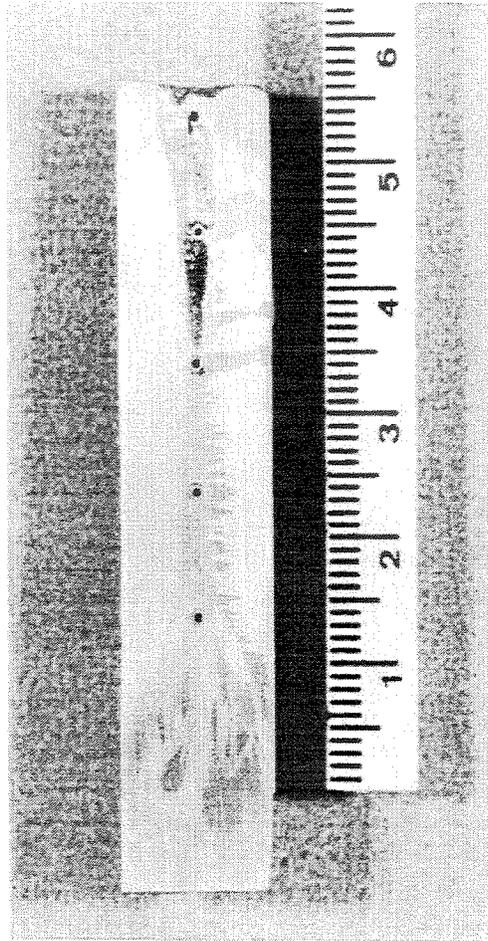


Figura 3.5. Lingote obtido através de solidificação direcional no sistema de altas taxas de crescimento.

### **3.5. Processo de Fundição de Precisão**

A peça analisada constituiu-se de uma haste metálica utilizada como parte de uma prótese total de quadril. Os experimentos de fundição estiveram associados ao processo de fundição de precisão do tipo cera perdida. Nesse processo, a peça a ser fabricada tem sua forma reproduzida em cera, como indica a figura 3.6. O registro da evolução de temperaturas foi obtido através do emprego de três termopares tipo S, protegidos por tubos de alumina e convenientemente localizados no sistema metal/molde, como indica a mesma figura. O processo

de fundição é realizado através da formação de um conjunto com diversas peças em cera, na forma de um “cacho”, como é exibido na figura 3.7. Em seguida, o modelo em cera é recoberto com massa cerâmica, resultando no conjunto mostrado na figura 3.8. Finalmente, a finalização da fabricação do molde é obtida por meio do aquecimento do conjunto em cera recoberto com a massa cerâmica. Nessa etapa, com a elevação da temperatura, a massa cerâmica é sinterizada e a cera é fundida e retirada do conjunto, como mostra a figura 3.9. A tabela 3.4 apresenta os parâmetros termofísicos da massa cerâmica utilizada como molde, enquanto a tabela 3.5 exhibe detalhes da constituição dessa massa.

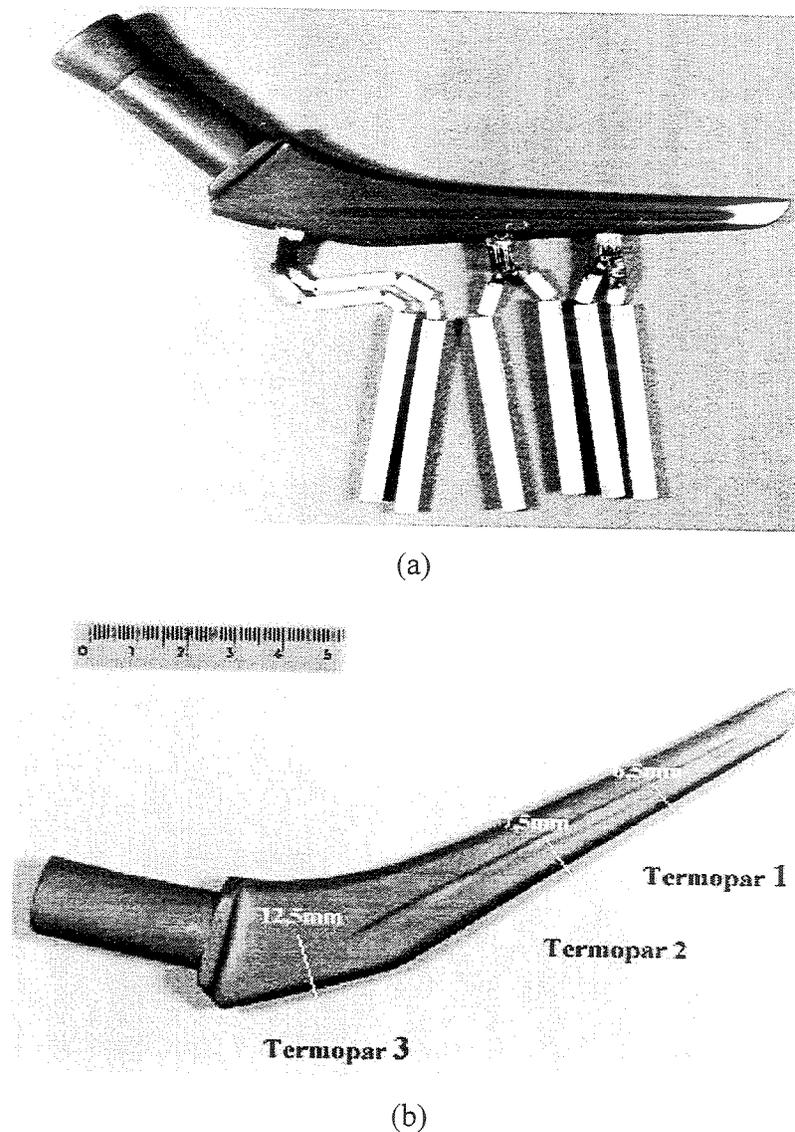


Figura 3.6. Reprodução da haste metálica em cera, mostrando o posicionamento de termopares na peça fundida: (a) peça com os três termopares acoplados, (b) posição dos termopares na amostra a partir da superfície externa do molde.

Tabela 3.4. Parâmetros termofísicos do material do molde.

Parâmetro	Molde
C (J/kg K)	732
$\rho$ (kg/m <sup>3</sup> )	2.700
K (W/m K)	0,83

Tabela 3.5. Composição da massa cerâmica aplicada ao conjunto de peças em cera.

Constituinte	Composição (% peso)
SiO <sub>2</sub>	33,5
TiO <sub>2</sub>	2,3
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	2,28
K <sub>2</sub> O	1,48
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	59,7
CaO	0,04
MgO	0,08

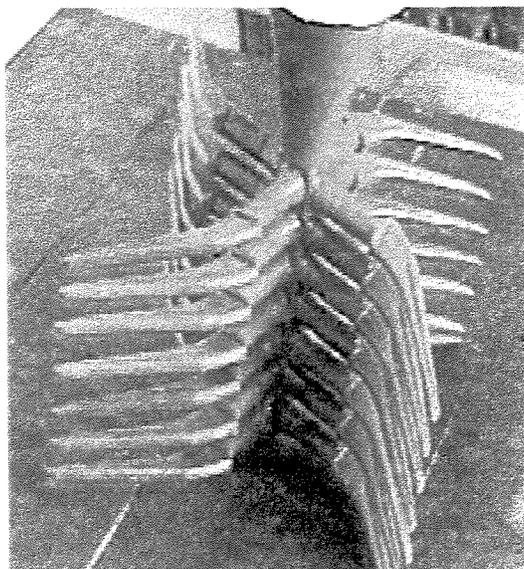


Figura 3.7. Conjunto de peças em cera na forma de um “cacho” em etapa anterior ao recobrimento por massa cerâmica.

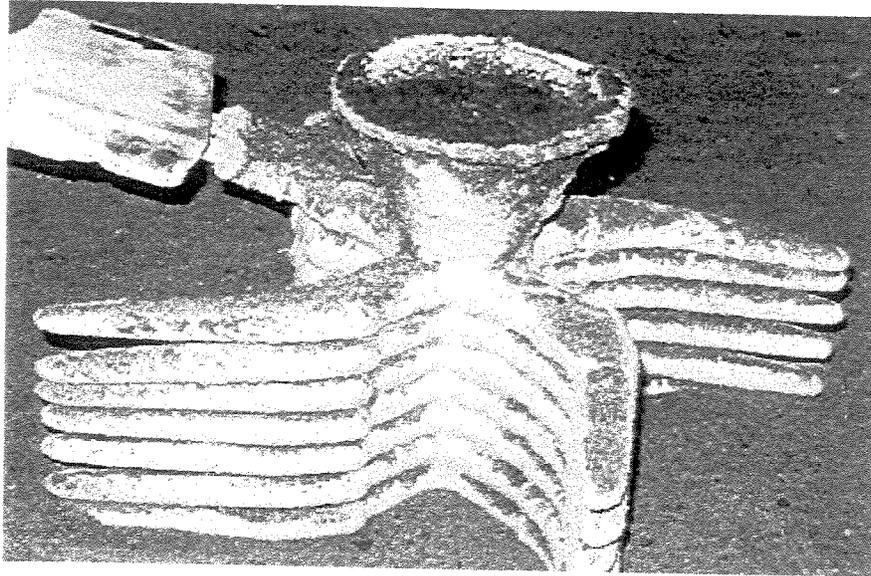


Figura 3.8. Conjunto de peças de cera recobertas por massa cerâmica.

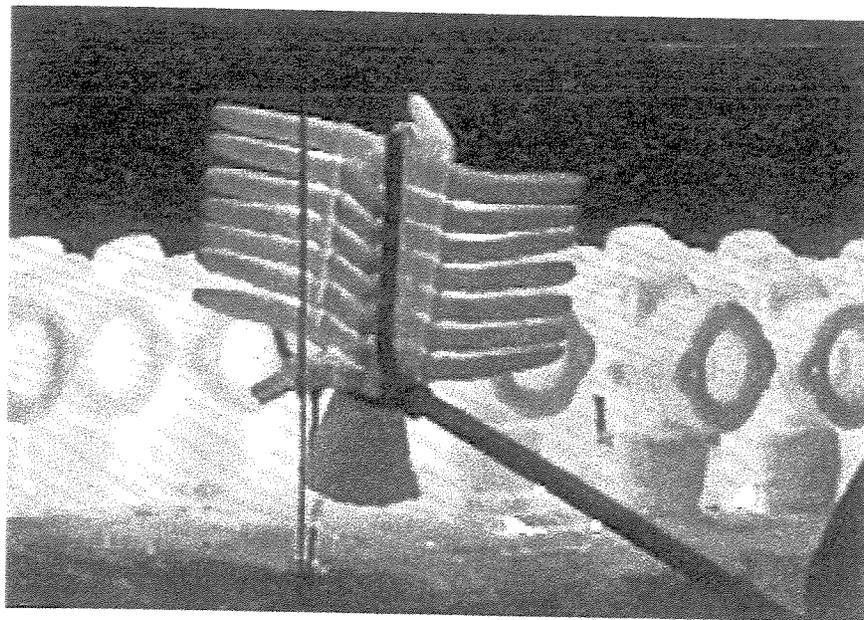


Figura 3.9. Etapa de sinterização da massa cerâmica e eliminação da cera.

A fundição foi realizada com o vazamento da liga fundida à temperatura de  $1.580\text{ }^{\circ}\text{C}$ , enquanto a temperatura do molde no momento do vazamento era de  $1.100\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Na figura 3.10 é ilustrado o instante do vazamento do metal líquido no molde com os termopares, o qual ocorre, aproximadamente, 10 segundos após a retirada do metal líquido do forno.

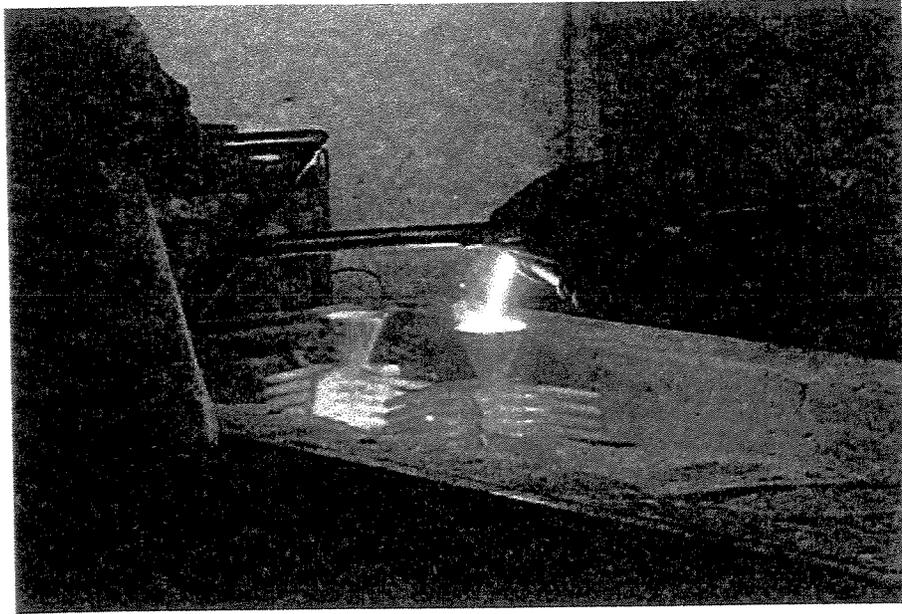


Figura 3.10 Vazamento do metal líquido no conjunto de moldes contendo os termopares.

### 3.6. Caracterização Microestrutural

A caracterização microestrutural das amostras abrangeu a preparação das mesmas por técnicas de metalografia e análises por microscopia óptica e eletrônica de varredura (MEV). Na realização desses estudos foi necessário que as amostras obtidas fossem submetidas a uma seqüência de procedimentos comuns na preparação metalográfica. Em um momento inicial, as amostras foram seccionadas com serra de alta velocidade usando discos abrasivos. Em seguida, essas amostras foram embutidas a quente em baquelite e submetidas à preparação metalográfica objetivando a remoção da camada superficial danificada durante o corte e a obtenção de uma superfície plana necessária à análise microscópica. O procedimento metalográfico envolveu o lixamento com lixas de granulometria 220, 320, 400, 600 e 1.200, seguido por polimento mecânico em panos metalográficos com pasta de diamante de 6, 1 e 0,25  $\mu\text{m}$  e lubrificadas com álcool etílico absoluto. Após cada etapa, as amostras foram lavadas para a retirada dos resíduos. Essa limpeza foi feita com água e sabão, seguida por banho em aparelho de ultra-som e secagem com ar quente.

O passo seguinte ao polimento foi o ataque químico das amostras. O ataque químico possibilita a visualização da morfologia e a revelação das fases através da imposição de um

contraste à amostra. A escolha do ataque químico envolve técnicas de tentativa e erro, e geralmente, é considerada mais arte do que ciência. Os ataques necessários foram efetuados com dois tipos de reagente: Nital ( $\text{HNO}_3$ :  $\text{H}_2\text{SO}_4$ :  $\text{H}_2\text{O}$  destilada), na proporção 1:1:1 e de Beraha modificado (0,5 g de  $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$  e 20,0 g de  $\text{NH}_4\text{FHF}$  em 100 ml de água destilada) por 5 minutos [Rajasekhar, 1997]. A solução de Beraha exibe pH entre 2 e 3. Resultados da literatura indicam que o pH ideal para a observação de aços austeníticos deve ser igual 2,5, o que pode ser obtido através da adição extra de  $\text{NH}_4\text{OH}$  ou de  $\text{HNO}_3$  [Rajasekhar, 1997]. Após esse procedimento de ataque químico, as amostras foram lavadas em banho de etanol em ultra-som e secadas ao ar quente.

A observação microscópica foi elaborada em um microscópio óptico Neophot-32. Esse microscópio é do tipo invertido e tem faixa de aumento variando de 10 a 2.000 vezes, possui dois conjuntos com quatro filtros cada, os quais permitem, através de várias combinações, obter vários comprimentos de ondas dentro de espectro de luz visível (400-720 nm). Além disso, outras características que podem ser variadas são tipo de luz (natural ou polarizada) e tipo de iluminação (campo claro ou campo escuro). Assim, a escolha adequada dos filtros, da luz e de iluminação viabiliza alto nível de contraste na imagem das amostras e qualidade das micrografias. Acoplado a este microscópio existe uma câmera fotográfica e um sistema de aquisição de imagens, através do qual foi possível realizar medida de diversos parâmetros relacionados com a microestrutura obtida. A análise realizada nesse microscópio compreendeu a aquisição de imagens, a análise da morfologia de solidificação e também, a determinação de espaçamentos dendríticos.

A microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi executada em um microscópio JEOL, modelo JXA-840A. Esse equipamento tem resolução de 100Å e aumento máximo possível de 100.000 vezes e possui dois dispositivos de análise acoplados: um de espectrometria por dispersão de energia (EDS) e um de emissão de raios-X (XRE). A análise por EDS possibilita determinar a composição geral do material, bem como as composições das fases constituintes. A técnica de emissão de raios-X (XRE) permite identificar a distribuição de elementos nas fases constituintes. As análises realizadas neste trabalho objetivaram o estudo da microestrutura no tocante à morfologia e a determinação da composição química das fases. A preparação das

amostras para a análise por microscopia eletrônica envolveu o procedimento semelhante ao da análise por microscopia óptica, porém, sem a utilização do ataque químico.

### 3.7. Análise Térmica Diferencial

As técnicas de análise térmica são essenciais na caracterização das transformações de fase de um material. Dentro dessas técnicas destaca-se a análise térmica diferencial (DTA), que pode ser considerada a mais simples e a mais utilizada. O princípio dessa técnica é baseado no registro de diferença da temperatura entre a amostra e o material de referência, enquanto ambos são submetidos ao mesmo programa de aquecimento. Normalmente a temperatura do material analisado ( $T_A$ ) e a do material de referência ( $T_R$ ) é variada linearmente em relação ao tempo. A diferença entre a temperatura do material analisado e a temperatura do material de referência, definida como  $\Delta T = T_R - T_A$  é então monitorada e considerada em função da temperatura do material analisado, gerando o que se denomina de “termograma diferencial”. Este termograma permite identificar as temperaturas de transformação solidus e liquidus, bem como as temperaturas características de transformação de fase de uma determinada liga. A análise térmica é utilizada para determinar as temperaturas de transformação de fases que ocorrem dentro da faixa de temperaturas examinada.

O equipamento utilizado no presente trabalho foi da marca Netzsch, modelo STA 409C, sob as seguintes condições: atmosfera protetora de argônio, cadinho de alumina, cadinho de referência (alumina) vazio, temperatura máxima de 1.550 °C, taxas de aquecimento e resfriamento de 5,0 °C/min, 10 °C/min e 20 °C/min e massas de análise próximas a 200 mg. Antes das análises, as amostras foram limpas em álcool em ultra-som. Na determinação das temperaturas de transformação utilizou-se o sistema padrão “onset”, onde a temperatura da transformação é determinada através do ponto de interceptação da reta tangente à curva que antecede a transformação e da que sucede a transformação.

## **Capítulo 4**

### **4. Resultados e Discussão**

#### **4.1 Considerações Iniciais**

Os resultados aqui apresentados e discutidos referem-se, em uma primeira etapa, à avaliação do programa de simulação de solidificação AFS Solidification System, o que foi elaborado a partir da comparação com dados da literatura. Em uma etapa seguinte, avaliou-se a solidificação em um processo de fundição de precisão de uma peça em Aço Inoxidável AISI 316L. Essa peça foi estudada através da simulação de sua fabricação e os resultados obtidos foram comparados a dados experimentais resultantes do processo real de fundição. Em adição, o estudo da solidificação do aço AISI 316L foi complementado por experimentos de solidificação direcional que visaram estabelecer relações entre parâmetros térmicos do processo de solidificação e parâmetros microestruturais, bem como uma análise do modo de solidificação desse aço. Em uma etapa final, os dados obtidos da solidificação desse aço foram inseridos no programa de simulação AFS Solidification System, o que permitiu compreender o processo de fundição da peça estudada.

#### **4.2. Avaliação do Programa de Simulação de Solidificação AFS Solidification System**

Com o objetivo de avaliar a eficiência e a confiabilidade dos resultados obtidos do programa de simulação de solidificação AFS Solidification System em relação a dados da literatura, o sistema metal/molde estudado foi inicialmente gerado a partir de técnicas de desenho auxiliado por computador, através de módulos de desenho em duas e três dimensões existentes no próprio programa. Esse sistema metal/molde seguiu as dimensões previamente estabelecidas na literatura [George, 1988]. Na figura 4.1 encontram-se ilustrados o sistema metal/molde em três

dimensões gerado a partir do módulo de desenho, o sólido gerado através do programa de simulação da solidificação AFS e a peça fundida estudada [George, 1988].

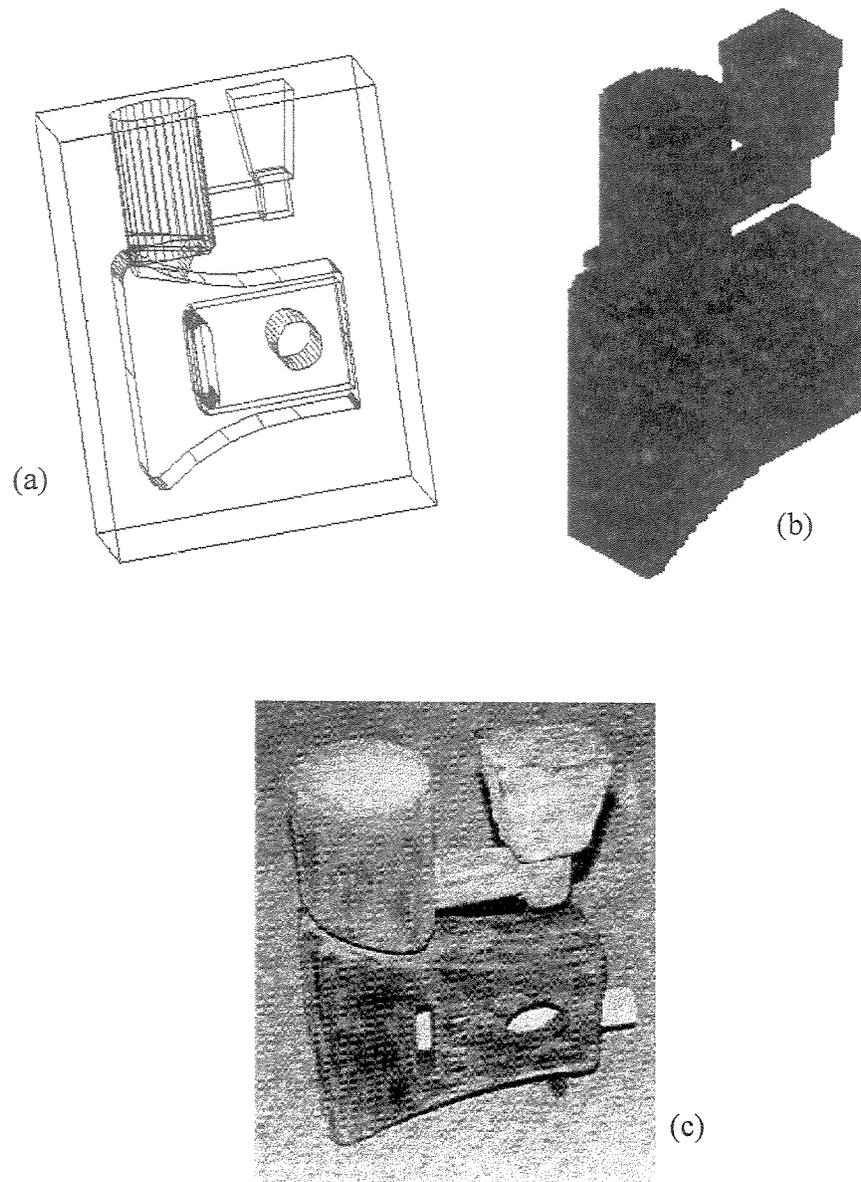


Figura 4.1. Ilustração do: (a) sistema metal/molde gerado através do módulo 3D do programa AFS; (b) sólido gerado pela malha de elementos do programa AFS e (c) peça fundida estudada.

Comparando-se o sólido gerado através do programa AFS apresentado com o sólido real, é possível verificar grande similaridade entre ambos, podendo-se afirmar que o modelo gerado representa fielmente a peça a ser simulada.

Termopares virtuais foram inseridos no sistema metal/molde em posições equivalentes ao apresentado pelo sistema real [George, 1988], visando obter o comportamento térmico da peça através do programa AFS para, posteriormente, comparar os resultados obtidos com os dados da literatura. Na figura 4.2 encontra-se uma ilustração do posicionamento dos sete termopares no sistema metal/molde.

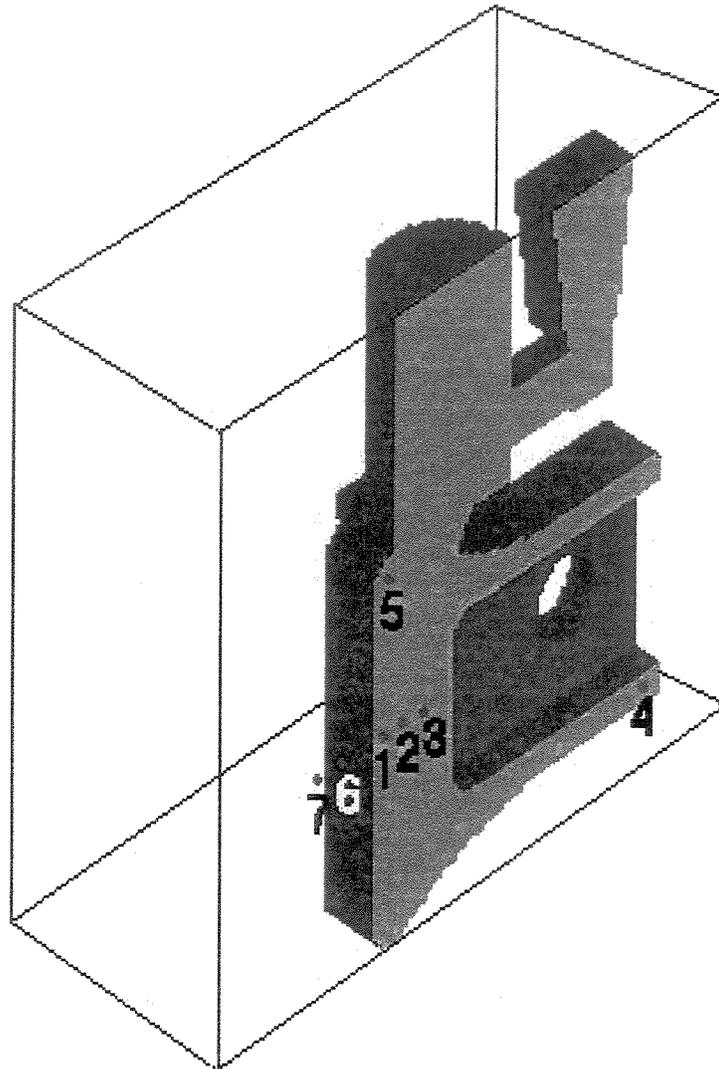


Figura 4.2. Posicionamento de termopares no sistema metal/molde gerado, conforme apresentado na literatura [George, 1988].

A confiabilidade do programa de simulação de solidificação AFS foi comprovada através da comparação de resultados obtidos com resultados experimentais disponíveis [George, 1988], a partir do confronto direto dos resultados da evolução das temperaturas obtidas para cada um dos termopares indicados na figura 4.2. Nas figuras 4.3 a 4.7 encontram-se as comparações entre os

resultados obtidos através do programa AFS comparados aos dados experimentais para os termopares 1 a 5, respectivamente. Nessas figuras apresenta-se a região de abrangência das temperaturas solidus ( $T_S=1.439\text{ }^\circ\text{C}$ ) e liquidus ( $T_L=1.488\text{ }^\circ\text{C}$ ) do metal estudado.

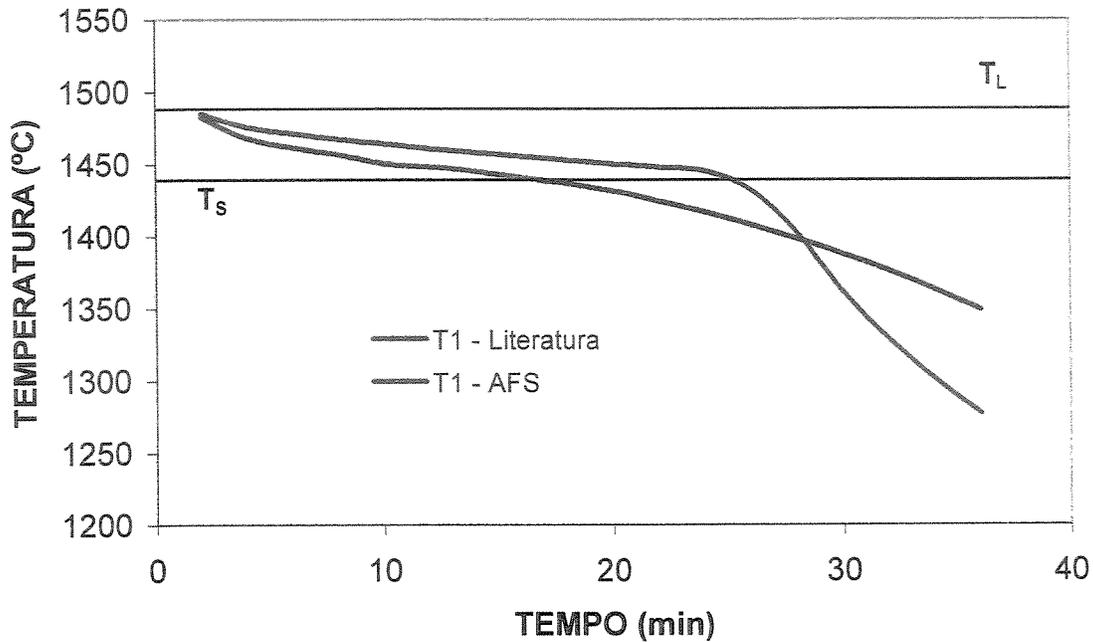


Figura 4.3. Comparação entre os resultados obtidos através do programa AFS e dados experimentais para o termopar 1 ( $T_L$  = Temperatura liquidus e  $T_S$  = Temperatura solidus).

Pode-se observar que os resultados apresentados pelo programa AFS, para todos os termopares localizados na peça, possuem boa concordância com os resultados experimentais para a faixa compreendida entre as temperaturas solidus ( $T_S=1.439\text{ }^\circ\text{C}$ ) e liquidus ( $T_L=1.488\text{ }^\circ\text{C}$ ). Para os termopares 1, 2, 3 e 5, observou-se boa concordância entre os resultados a partir de 5 até, aproximadamente, 20 a 25 minutos de solidificação da peça. Em função da localização do termopar 4 (figura 4.6), a curva de resfriamento da peça nesta posição apresenta outro tipo de comportamento térmico, porém os dados obtidos através do programa AFS apresentam boa concordância com os resultados experimentais. Nas figuras 4.8 e 4.9 encontram-se as comparações entre os resultados obtidos através do programa AFS comparados aos dados experimentais para os termopares 6 e 7, respectivamente, localizados no molde.

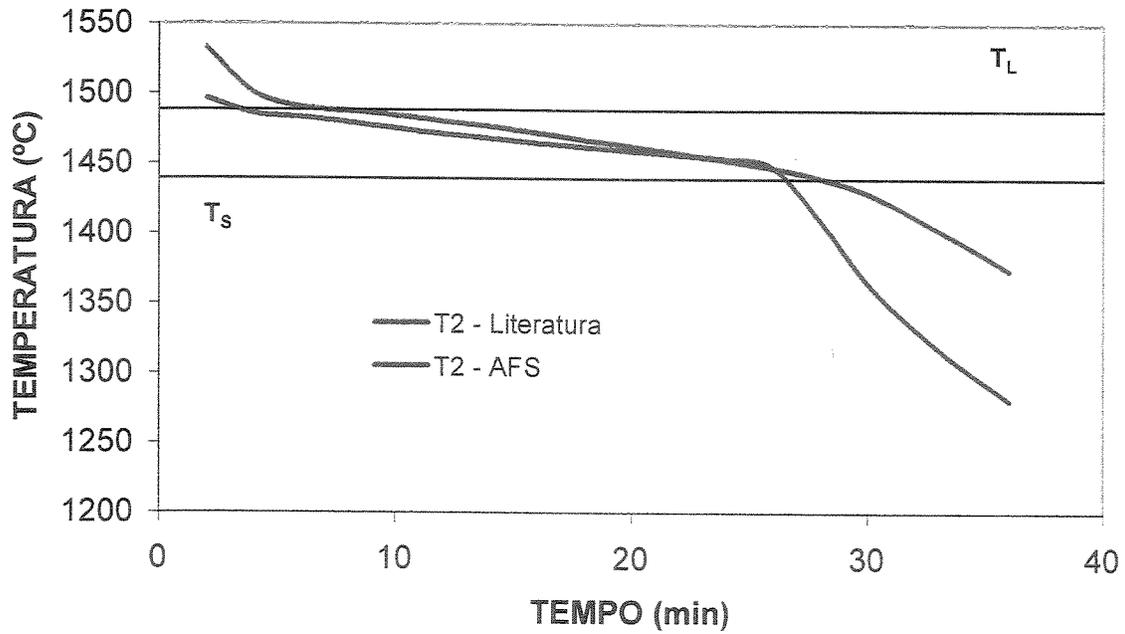


Figura 4.4. Comparação entre os resultados obtidos através do programa AFS e os dados experimentais para o termopar 2 ( $T_L$  = Temperatura liquidus e  $T_s$  = Temperatura solidus).

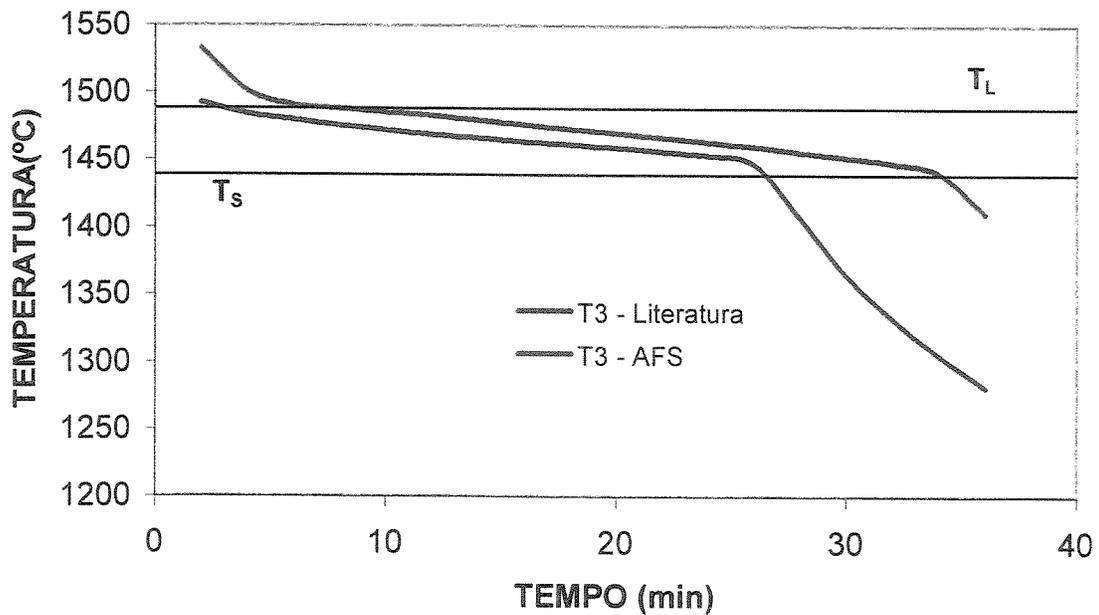


Figura 4.5. Comparação entre os resultados obtidos através do programa AFS e os dados experimentais para o termopar 3 ( $T_L$  = Temperatura liquidus e  $T_s$  = Temperatura solidus).

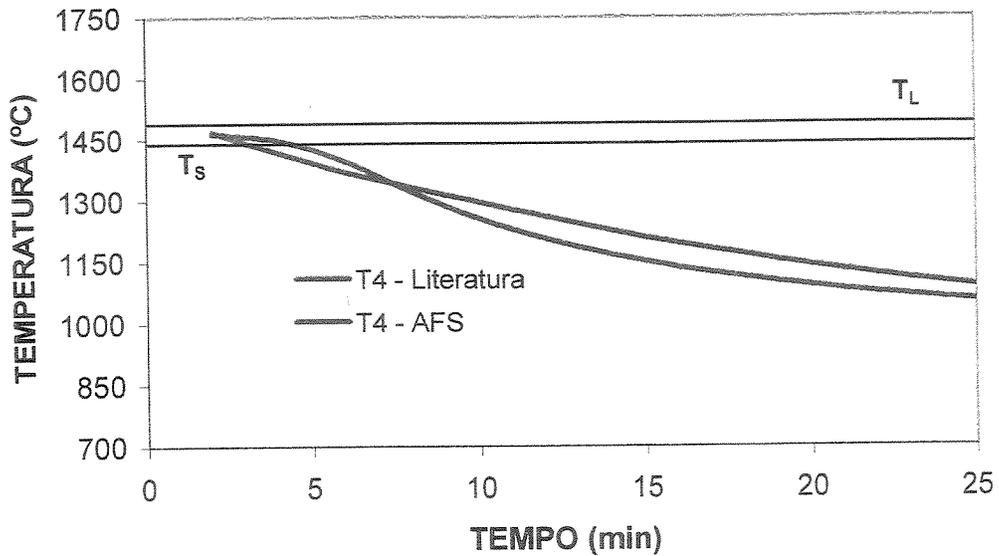


Figura 4.6. Comparação entre os resultados obtidos através do programa AFS e os dados experimentais para o termopar 4 ( $T_L$  = Temperatura liquidus e  $T_s$  = Temperatura solidus).

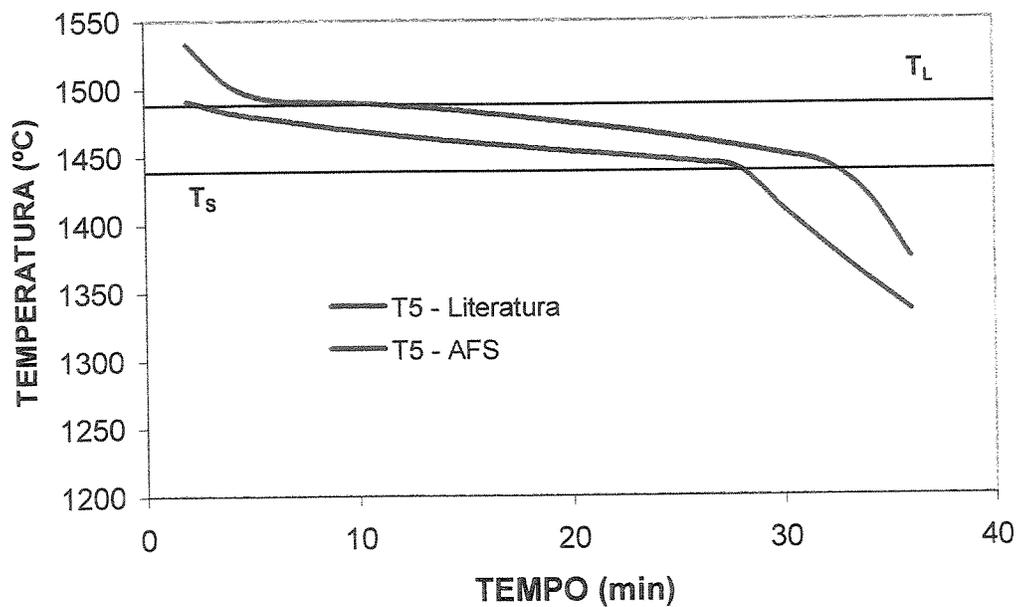


Figura 4.7. Comparação entre os resultados obtidos através do programa AFS e os dados experimentais para o termopar 5 ( $T_L$  = Temperatura liquidus e  $T_s$  = Temperatura solidus).

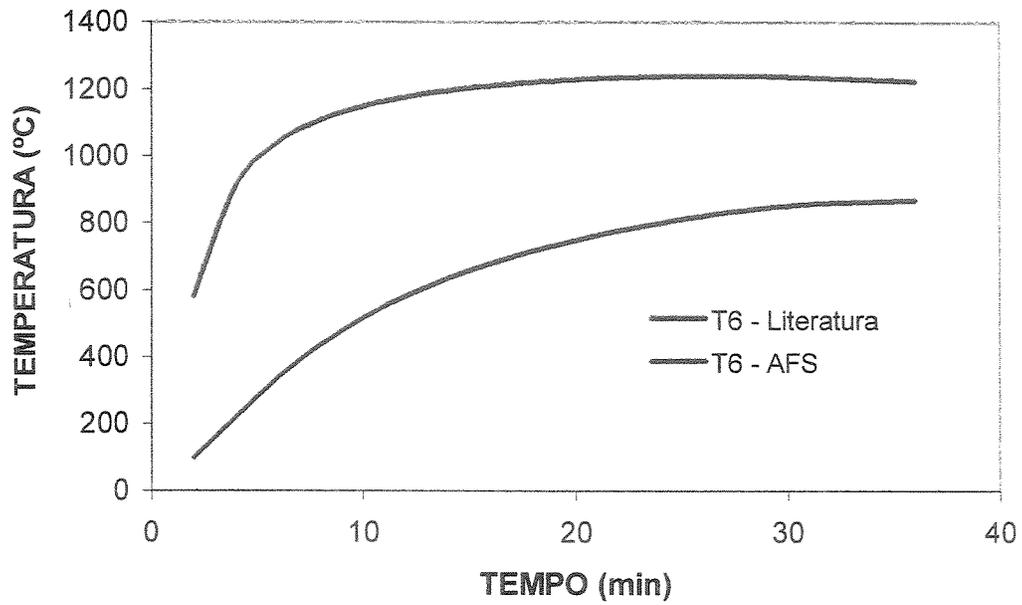


Figura 4.8. Comparação entre os resultados obtidos através do programa AFS e os dados experimentais para o termopar 6, localizado no molde.

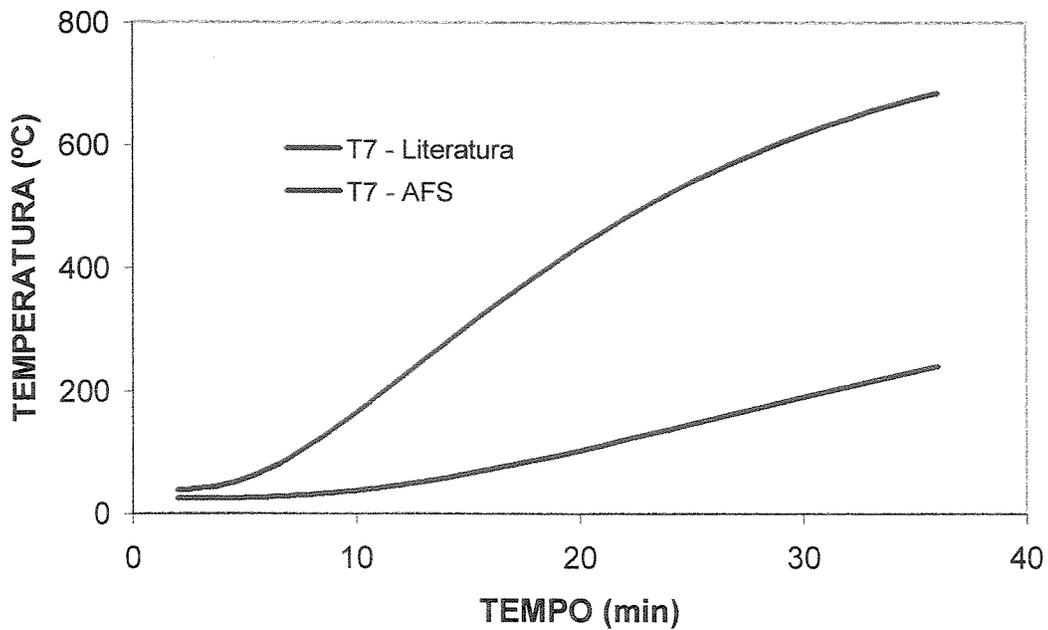


Figura 4.9. Comparação entre os resultados obtidos através do programa AFS e os dados experimentais para o termopar 7, localizado no molde.

Nesse caso, as respostas obtidas através do programa AFS, não foram tão eficientes se comparados com os resultados obtidos para os demais termopares localizados na peça. Essa discrepância de resultados pode ser resultado da variação do coeficiente de transmissão de calor metal/molde, podendo ter influenciado de forma negativa na previsão das temperaturas para os termopares localizados no molde.

Portanto, a partir da constatação de que a evolução das temperaturas obtidas virtualmente através do programa AFS possui concordância satisfatória com dados experimentais de literatura, principalmente junto à região pastosa, pode-se dizer que o programa pode ser empregado com eficiência e confiabilidade e que seus resultados poderão ser utilizados para a obtenção de informações adicionais sobre a evolução do processo de solidificação da peça, fundamentais para uma otimização do processo com relação à qualidade e custos. Na figura 4.10 encontra-se o comportamento térmico do fundido, gerado através do programa AFS, representado a partir das isoterma da peça compreendida entre as temperaturas de 936 °C a 1.433 °C.

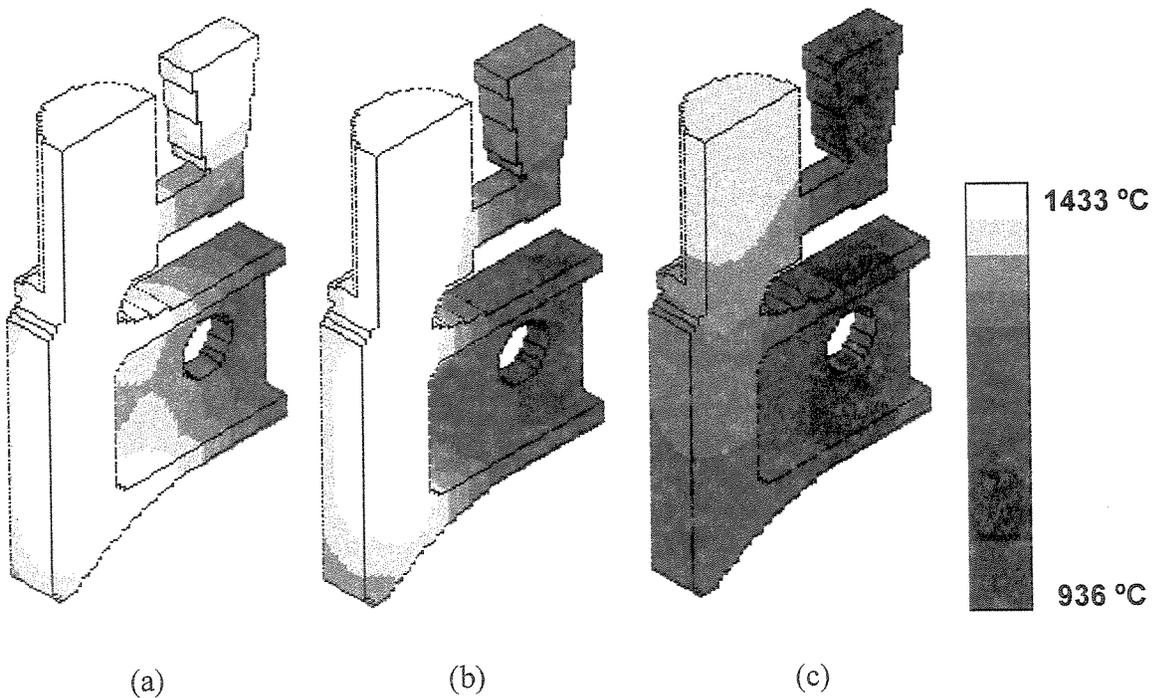


Figura 4.10. Isothermas no fundido obtidas através do programa AFS, com (a) 30%, (b) 50% e (c) 100% de sólido.

A partir dessa figura podem ser avaliados alguns aspectos fundamentais do processo de fundição como, por exemplo, o grau de direcionalidade da solidificação, que controla a formação de alguns defeitos na peça. Pela disposição e direção de movimento das isoterma, pode-se concluir que a peça obtida apresenta comportamento favorável de minimização de tempo de desmoldagem, uma vez que a maior temperatura da peça encontra-se abaixo da região pastosa ( $T_S=1.439\text{ }^\circ\text{C}$ ). Pode-se dizer ainda que em virtude da maior temperatura do sistema encontrar-se localizada no massalote, a peça se apresentará isenta de defeitos provocados pela contração do metal durante sua solidificação. O programa AFS permite ainda que seja feita uma análise do sistema estudado, visando a previsão de locais com probabilidade de defeitos de porosidade na peça. Esta análise foi efetuada considerando-se o critério de Niyama para aços, onde são estabelecidos os valores entre 0 (limite inferior de porosidade severa) e 1 (limite superior de pequena ou nenhuma porosidade). Na figura 4.11 encontra-se ilustrada a peça e o sistema de alimentação contendo as prováveis regiões com probabilidade de ocorrência de porosidade. As regiões apresentadas com cores de laranja a amarelo possuem características de porosidade crítica. Estes resultados coincidem com os resultados apresentados na literatura, conforme apresentado na figura 4.12 [George, 1988].

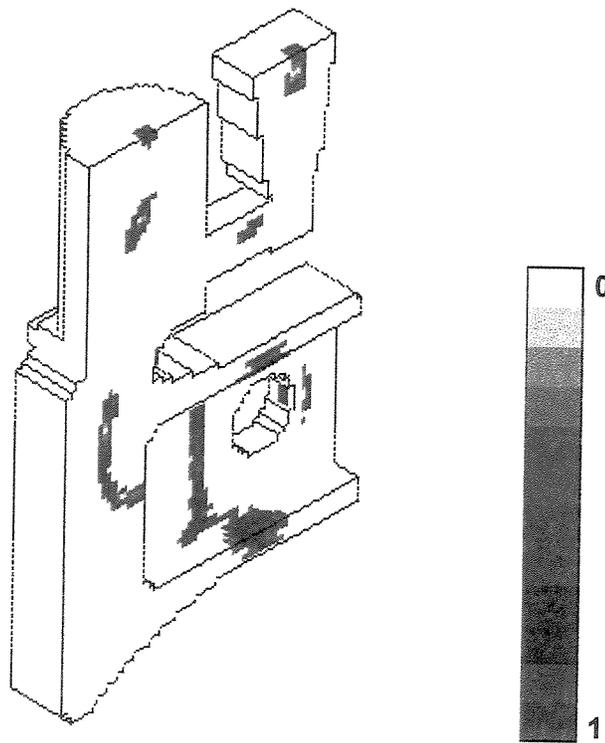


Figura 4.11. Localização provável de porosidades previstas através do critério de Niyama.

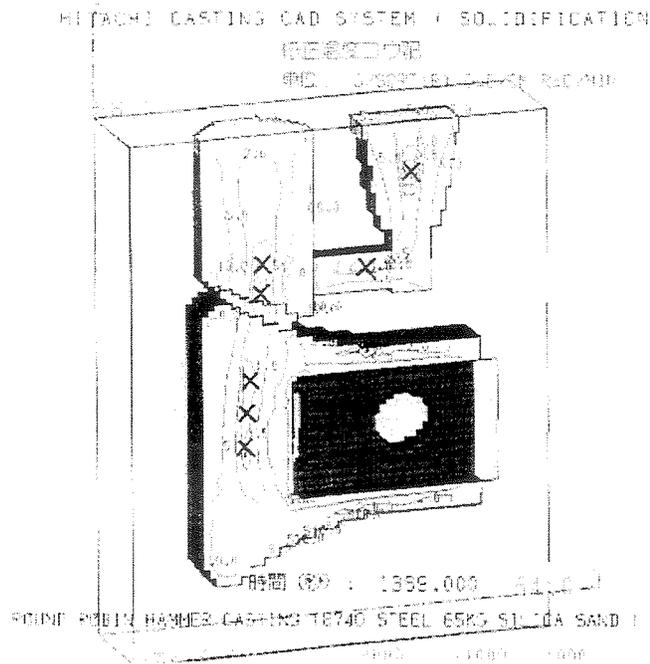


Figura 4.12. Ilustração das prováveis regiões com probabilidade de ocorrência de porosidade na peça, prevista através do critério de Niyama [Niyama, 1982].

Verificado que o programa AFS mostrou-se efetivo para simular a solidificação em processo de fundição, essa ferramenta foi utilizada na etapa seguinte do presente trabalho, visando descrever a solidificação no processo de fabricação de uma haste metálica de uma prótese total de quadril, obtida por fundição de precisão, utilizando o aço inoxidável AISI 316L.

#### 4.3. Simulação de um Processo de Fundição de Precisão

A aplicação do programa AFS Solidification System no estudo da fabricação da haste metálica em aço inoxidável AISI 316L constituiu-se das seguintes etapas:

- a. Determinação dos pontos de transformação do aço AISI 316L, através da análise térmica diferencial;
- b. Determinação do modo de solidificação do aço AISI 316L através da técnica de solidificação direcional (baixas taxas de crescimento);

- c. Determinação da correlação entre parâmetros térmicos do processo de solidificação e parâmetros microestruturais do aço AISI 316L, através de técnicas de solidificação direcional (altas taxas de crescimento);
- d. Realização do processo real de fundição de precisão da prótese ortopédica e monitoramento de sua evolução de temperaturas;
- e. Simulação do processo de fundição de precisão da prótese ortopédica através do programa AFS Solidification System;
- f. Previsão da microestrutura de solidificação da prótese ortopédica a partir dos estudos realizados nos itens a, b, c, d e e.

### 4.3.1 Temperaturas de Transformação

As temperaturas de transformação em ligas ferrosas estão diretamente associadas à composição da amostra estudada. Fundamentando-se nessa afirmação, amostras da liga estudada foram analisadas quimicamente através da técnica de fluorescência de energia dispersiva de raios-X (EDXRF). Os resultados obtidos foram apresentados na tabela 3.2. Nas figuras 4.13 a 4.15 são apresentados os resultados obtidos de ensaios de análise térmica diferencial realizados com taxas de 5 °C/min, 10 °C/min e 20 °C/min, respectivamente, de maneira a determinar as temperaturas de transformação do aço inoxidável AISI 316L.

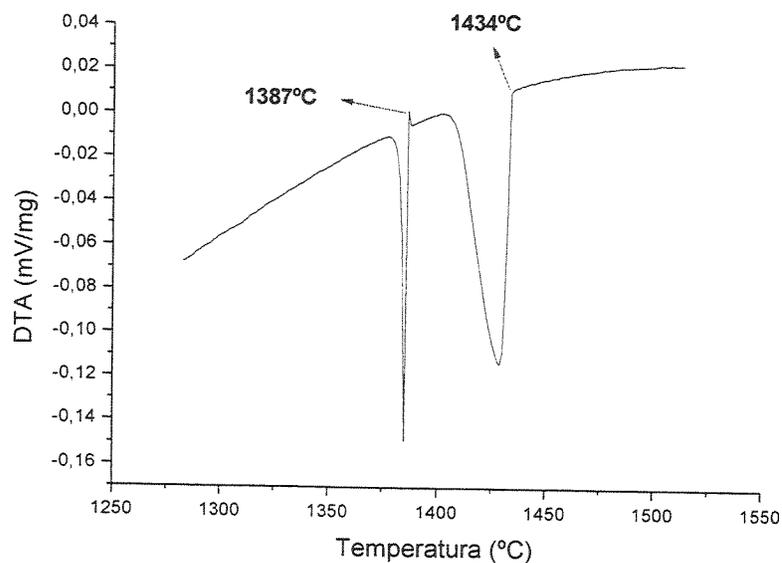


Figura 4.13. Termograma obtido com taxa de resfriamento de 5 °C/min e as respectivas temperaturas de transformações de fase.

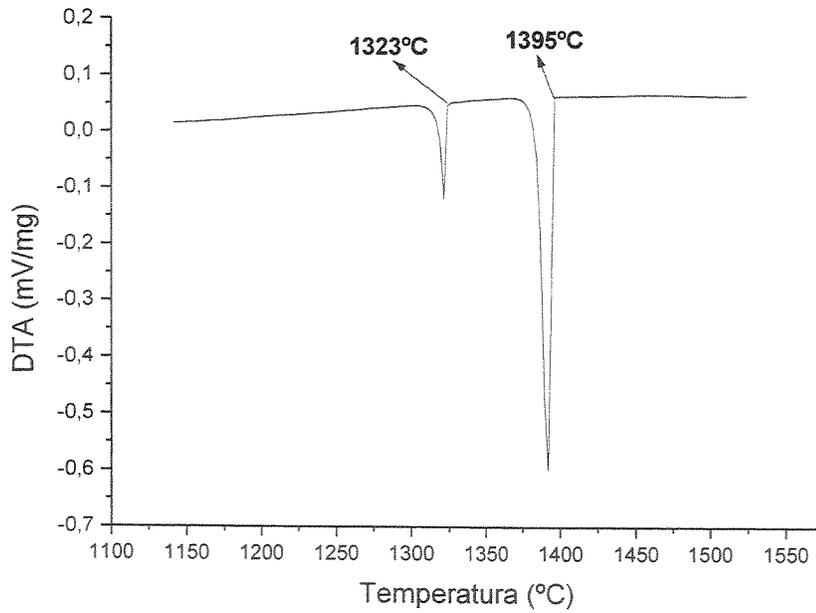


Figura 4.14. Termograma obtido com taxa de resfriamento de 10 °C/min e as respectivas temperaturas de transformações de fase.

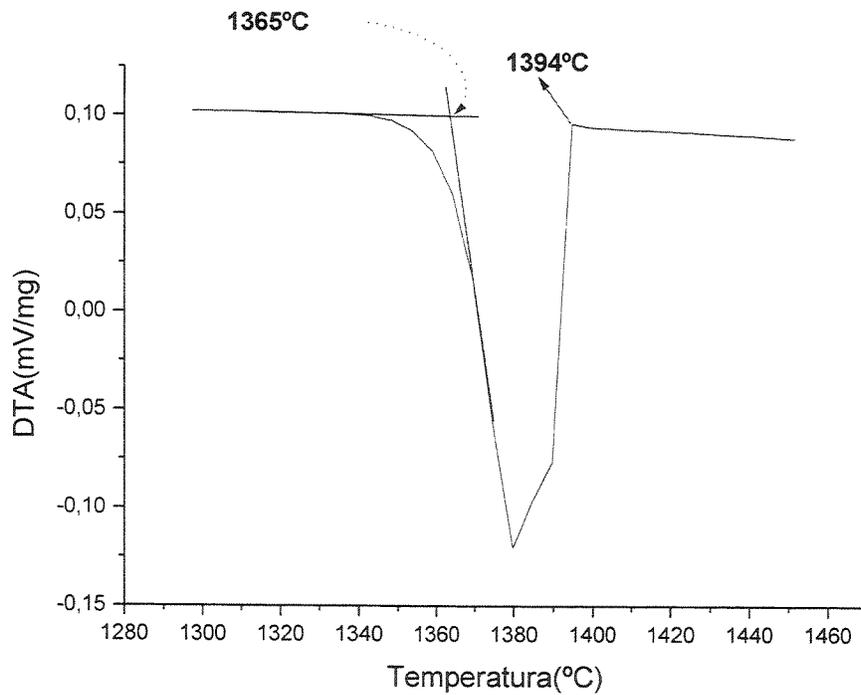


Figura 4.15. Termograma obtido com taxa de resfriamento de 20 °C/min e as respectivas temperaturas de transformações de fase.

Nesses termogramas podem ser identificadas variações dos valores das temperaturas liquidus e solidus,  $T_L$  ( $L \rightleftharpoons L+\gamma$ ) e  $T_S$  ( $L+\gamma \rightleftharpoons \gamma$ ), respectivamente. Vale lembrar que no modo de solidificação A, a transformação seria Líquido  $\rightarrow$  (Líquido +  $\gamma$ )  $\rightarrow$   $\gamma$ . Ao se comparar os ensaios realizados com a taxa de 5 °C/min, figura 4.13 e o ensaio com taxa de 10 °C/min, figura 4.14, nota-se acentuada diferença entre os resultados obtidos. Essa diferença é resultado da dificuldade de se medir valores longe do equilíbrio. Quando é utilizada uma taxa de resfriamento pequena, o sistema em estudo encontra-se mais próximo do equilíbrio. Para a medida obtida com taxa de resfriamento de 20 °C/min (figura 4.15), os resultados obtidos são discrepantes. Dependendo da taxa de solidificação imposta à amostra e do nível de segregação de solutos, é possível ocorrer o modo de solidificação AF, que envolveria a transformação Líquido  $\rightarrow$  (Líquido +  $\gamma$ )  $\rightarrow$  (Líquido +  $\gamma$  +  $\delta$ )  $\rightarrow$  ( $\gamma$  +  $\delta$ ). Esse tipo de transformação é observado sob baixas taxas de solidificação. Com o aumento da taxa de resfriamento e, conseqüentemente, da taxa de solidificação, a liberação da energia associada a essa transformação é pequena, e não é possível detectá-la através do sistema de análise térmica diferencial empregado, pois a quantidade de ferrita formada é pequena.

Na tabela 4.1 são apresentadas as temperaturas obtidas através da análise térmica diferencial para cada taxa de resfriamento avaliada, para as diversas transformações de fase do aço AISI 316L.

Tabela 4.1. Temperaturas relativas às transformações de fase obtidas através de análise térmica diferencial.

Transformação de fase	Taxa de resfriamento (°C/min)		
	5	10	15
$T_L$ Líquido $\rightarrow$ (Líquido + $\gamma$ )	1.434	1.395	1.394
$T_S$ (Líquido + $\gamma$ + $\delta$ ) $\rightarrow$ ( $\gamma$ + $\delta$ )	1.387	1.323	1.365

O resfriamento de uma porção de líquido dentro de um corte no diagrama ternário Fe-Cr-Ni, junto à composição de 70 % de Fe (figura 4.16), que corresponde à composição da liga AISI 316L, torna possível descrever a história de solidificação dessa liga, o que permite tecer um paralelo entre as transformações de fase, microestruturas e temperaturas obtidas no ensaio de análise térmica diferencial.

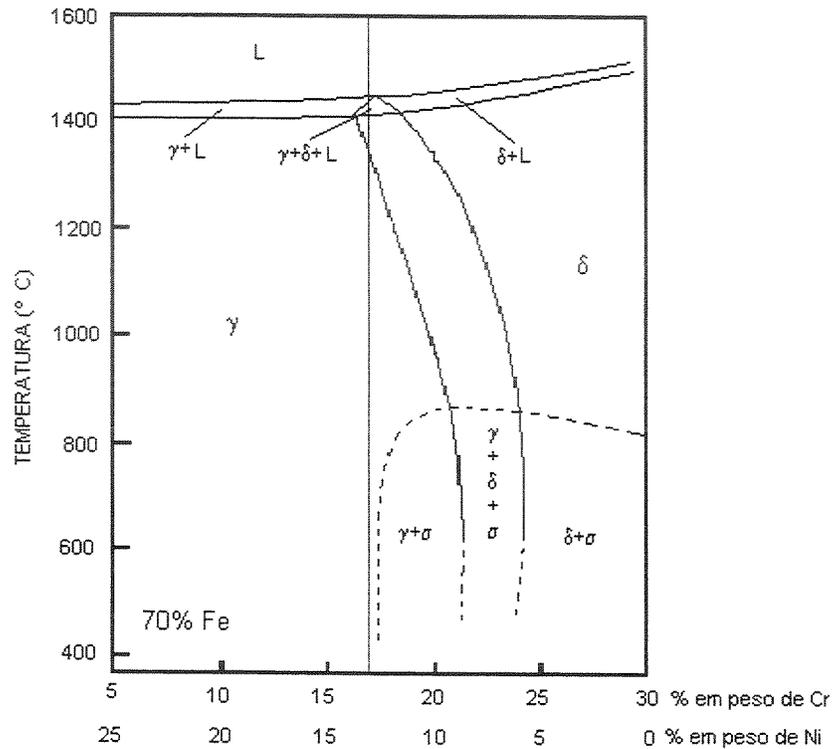


Figura 4.16. Corte vertical do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para uma composição fixa de 70 % em peso de Fe [Brooks, 1991].

A primeira transformação detectada pela análise térmica diferencial corresponde à temperatura liquidus da liga, que representa a temperatura onde ocorre a primeira transformação da fase líquida em fase  $\gamma$ , a segunda alteração corresponde à temperatura de transformação do líquido remanescente em fase sólida. A partir dessa temperatura, a fase existente é a fase  $\gamma$ .

#### 4.3.2 Modo de solidificação do Aço AISI 316L

De acordo com a literatura [Brooks, 1991], aços inoxidáveis do tipo AISI 316L exibem modo de solidificação A, pois nesse caso a razão  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  é próxima a 1,4. Com o aumento

desse parâmetro, o modo de solidificação pode transformar-se em AF, com o aparecimento de ferrita nas regiões interdendríticas. Na solidificação com modo A (austenita como fase primária), conforme sugerem diversos estudos [Brooks, 1991], a maioria dos coeficientes de distribuição de soluto desse aço são menores que a unidade e, portanto, os elementos de liga são segregados ao líquido, empobrecendo os núcleos dos braços dendríticos da austenita.

Objetivando avaliar o modo de solidificação, a forma e intensidade da segregação de solutos e a evolução da microestrutura, amostras do aço inoxidável AISI 316L foram solidificadas direcionalmente. A solidificação direcional permite constatar com precisão as intensidades de redistribuição de soluto e, também, a evolução das morfologias com maior eficiência que os resultados obtidos na formação de um braço dendrítico. Isso é possível, pois o processo de solidificação direcional da forma como foi aqui implementado permite controlar não apenas a direção de extração de calor, mas também as taxas de solidificação envolvidas e, dentro de limites, o gradiente térmico na interface sólido/líquido.

A figura 4.17 exibe um diagrama onde é possível identificar posições na amostra solidificada direcionalmente. As figuras 4.18 e 4.19 mostram a evolução microestrutural obtida ao longo da mesma amostra. A primeira constatação refere-se às morfologias obtidas. A parte inicial do lingote, ou seja, aquela a sofrer a solidificação direcional do início do processo, apresenta-se totalmente austenítica, para valores de fração solidificada ( $f_s=x/L$ ) inferiores 0,6. Essa fase exibe morfologia com poucos grãos colunares, evidenciando a ocorrência de solidificação direcional com interface sólido/líquido plana.

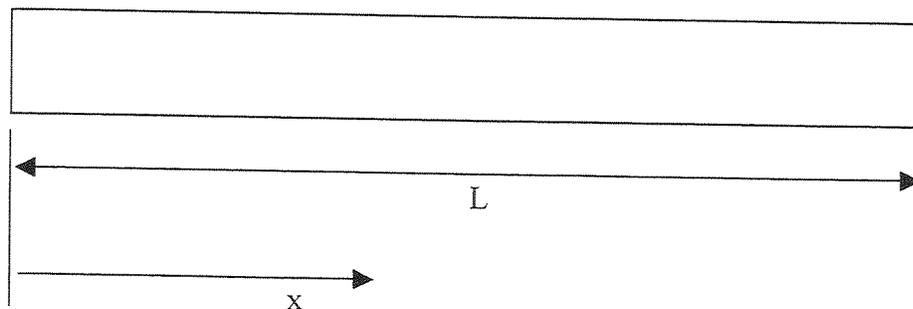


Figura 4.17. Diagrama esquemático de posições na amostra solidificada direcionalmente, com  $L=100$  mm.

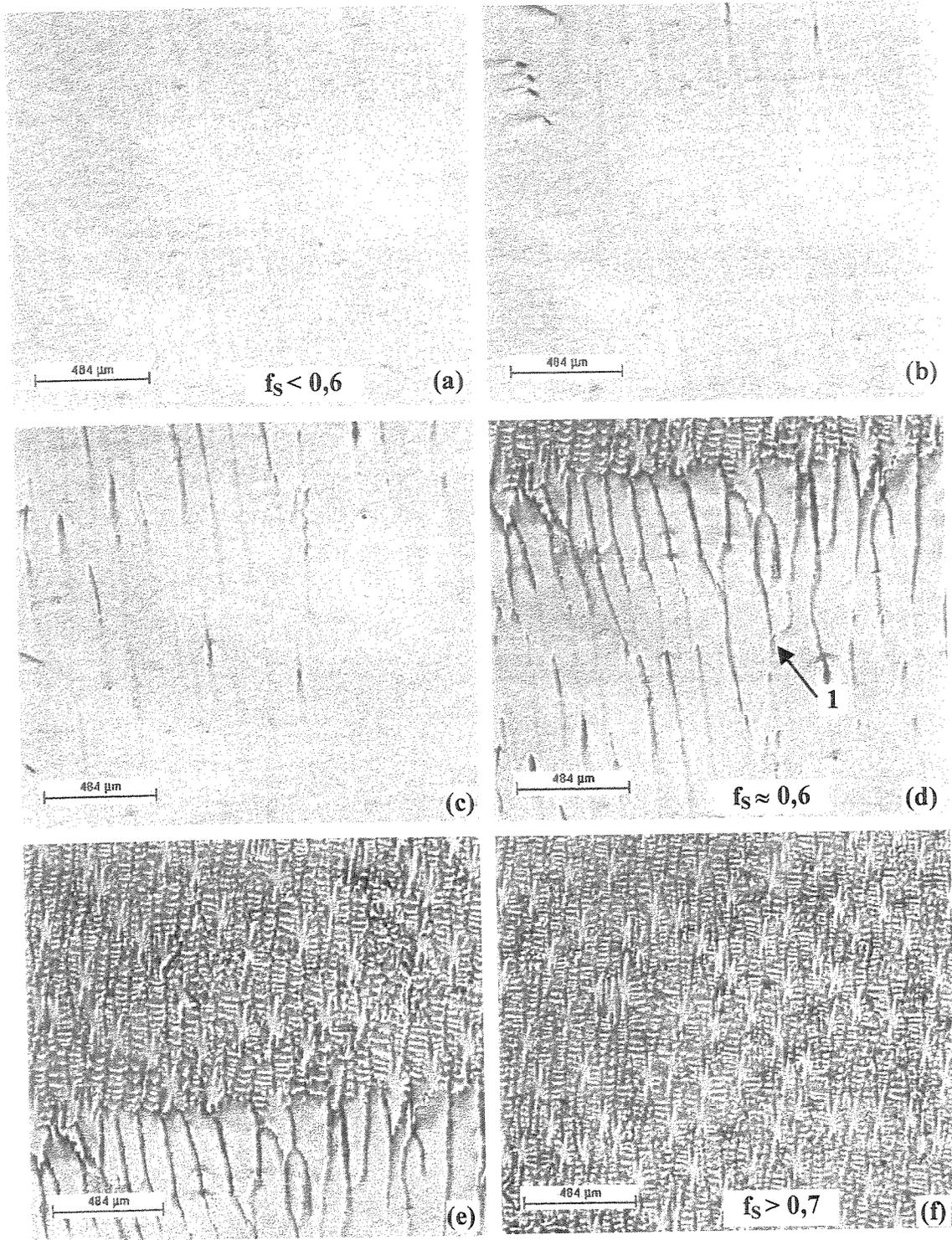


Figura 4.18. Evolução microestrutural durante a solidificação direcional do aço AISI 316L: (a) Crescimento da austenita com interface sólido/líquida plana; (b) Início da formação de contornos celulares; (c) Crescimento celular (d) Início da transição celular/dendrítica; (e) Crescimento dendrítico e (f) Crescimento dendrítico (vistas longitudinais).

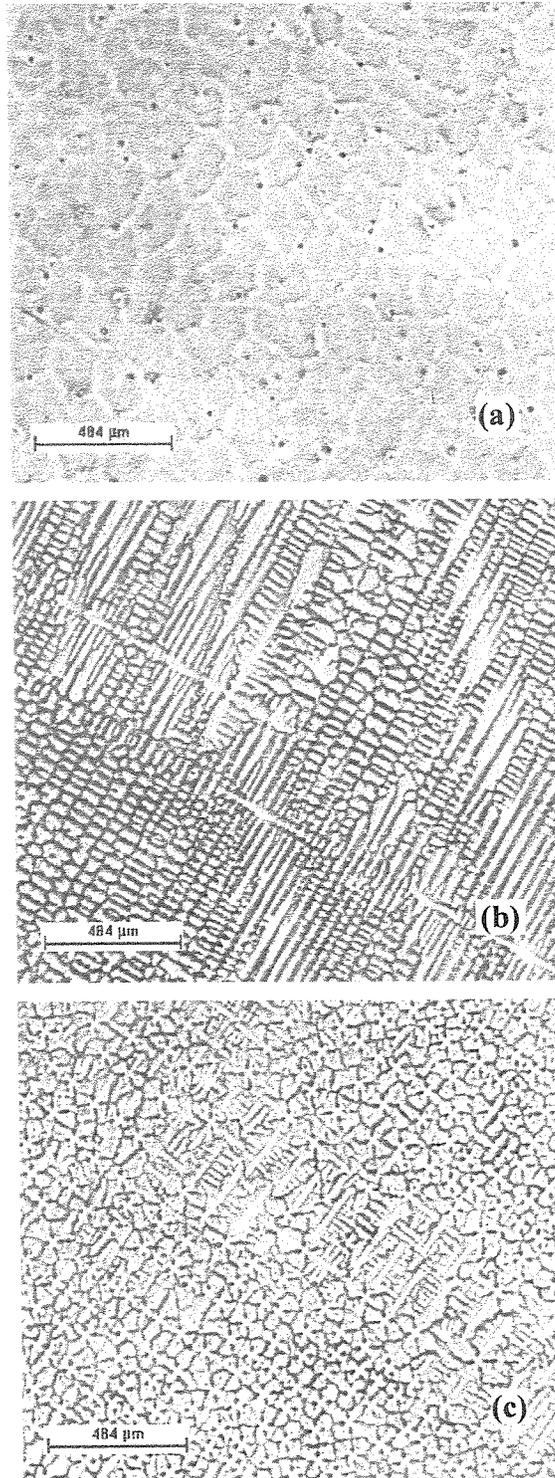


Figura 4.19. Secções transversais da amostra solidificada direcionalmente: (a) morfologia na região de transição plana/celular, (b) morfologia na região de transição celular/dendrítica e (c) morfologia na região de crescimento dendrítico.

À medida que a fração solidificada cresce, ocorre também a redistribuição de solutos, enriquecendo a parte final da amostra, o que pode ser constatado a partir das figuras 4.20 a 4.26. Os perfis de solutos obtidos mostram claramente que todos os elementos analisados exibem  $k < 1$  (para solidificação do tipo líquido  $\rightarrow$  fase  $\gamma$ ). Esse resultado confirma parcialmente informações sobre a segregação de solutos obtidas por diversos autores [Brooks, 1991]. Em relação ao níquel, os resultados obtidos não confirmam resultados apresentados por Kerr e Kurz [Kerr, 1996], que sugere valores de  $k$  maiores que a unidade.

A figura 4.20 apresenta a distribuição de cromo na amostra. Nota-se claramente que esse elemento possui  $k < 1$  na formação da austenita e não muito distante da unidade. Isso é observado a partir do pequeno nível de alteração da distribuição de soluto em relação à distribuição inicial. A figura 4.21 refere-se à distribuição do níquel. De acordo com a literatura, esse elemento tem coeficiente de distribuição igual ou mesmo superior à unidade. Uma avaliação do perfil de distribuição obtido indica que tal suposição não está totalmente correta, já que os resultados obtidos indicam claramente que esse elemento tem  $k < 1$  e próximo à unidade. A figura 4.22 refere-se ao perfil de molibdênio após a solidificação direcional.

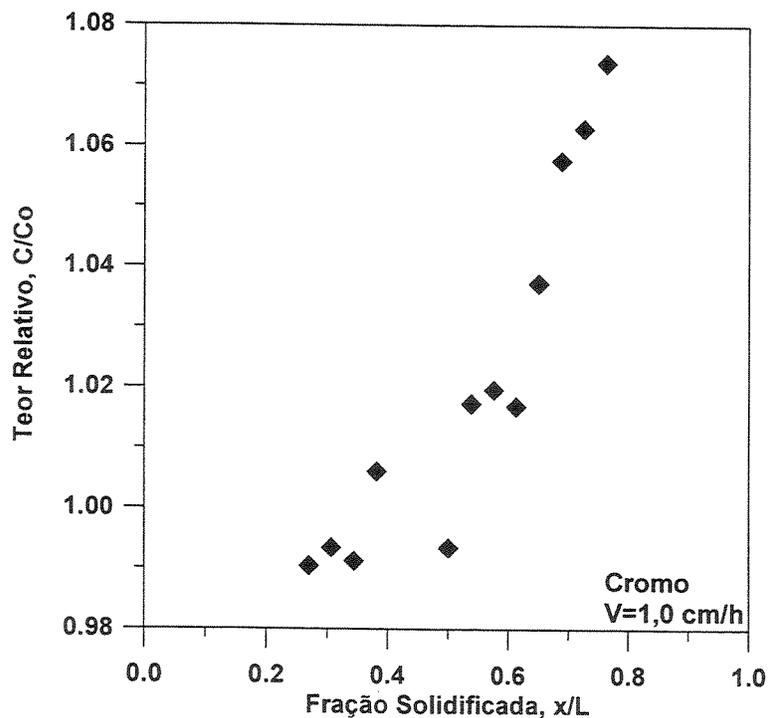


Figura 4.20. Distribuição do Cr após solidificação direcional à taxa de solidificação  $V=1,0$  cm/h.

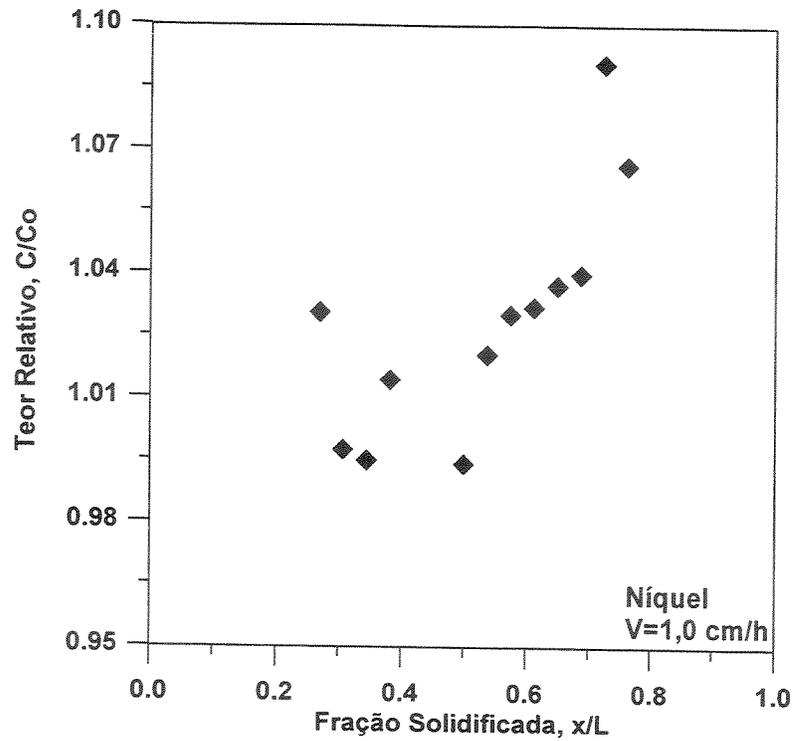


Figura 4.21. Distribuição do Ni após solidificação direcional à taxa de solidificação  $V=1,0$  cm/h.

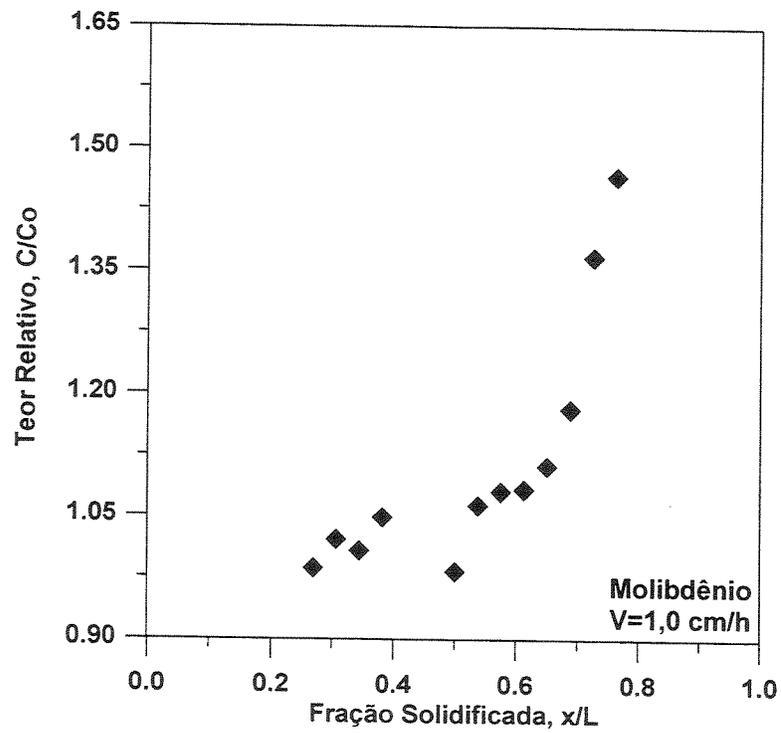


Figura 4.22. Distribuição do Mo após solidificação direcional à taxa de solidificação  $V=1,0$  cm/h.

Esse elemento mostra coeficiente de distribuição menor que a unidade e valor menor que aqueles obtidos com o cromo e níquel. Essa observação é obtida a partir do perfil de distribuição, onde se constata que a parte final da amostra teve sua quantidade de molibdênio aumentada em quase 50 % do valor inicial. A distribuição do manganês na amostra solidificada direcionalmente também indica coeficiente de distribuição de soluto menor que a unidade e um valor compatível com aqueles do cromo e do níquel, conforme sugere a figura 4.23. A distribuição do cobre é vista na figura 4.24. Tal resultado leva à conclusão que esse elemento exhibe coeficiente de distribuição na formação da austenita muito próximo à unidade, já a análise da composição não resultou em um perfil desse elemento que indicasse claramente a segregação para uma das extremidades da amostra. A figura 4.25 apresenta o perfil de distribuição do silício. Através desses resultados observa-se claramente que esse elemento possui coeficiente de distribuição menor que a unidade e um valor associado a altos níveis de segregação. Considerando que na literatura, o valor desse coeficiente para o cromo é próximo de 0,9, é possível, dentro de uma avaliação grosseira sugerir que o silício, da mesma forma que o manganês, exhibe valores iguais ou menores que 0,7. A figura 4.26 mostra a distribuição do fósforo. Esse perfil permite constatar que o coeficiente de distribuição é inferior à unidade e típico de um processo com alto nível de segregação.

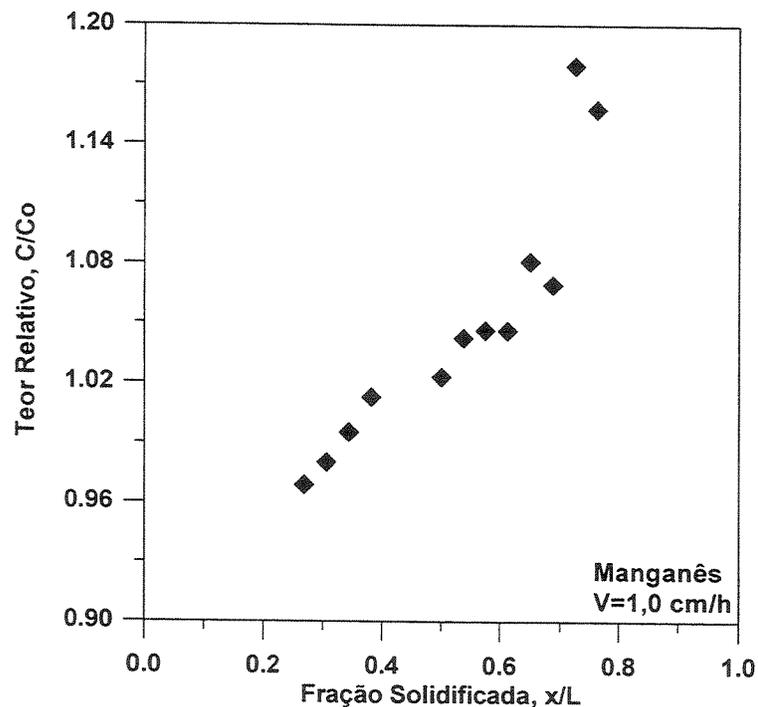


Figura 4.23. Distribuição do Mn após solidificação direcional à taxa de solidificação  $V=1,0$  cm/h.

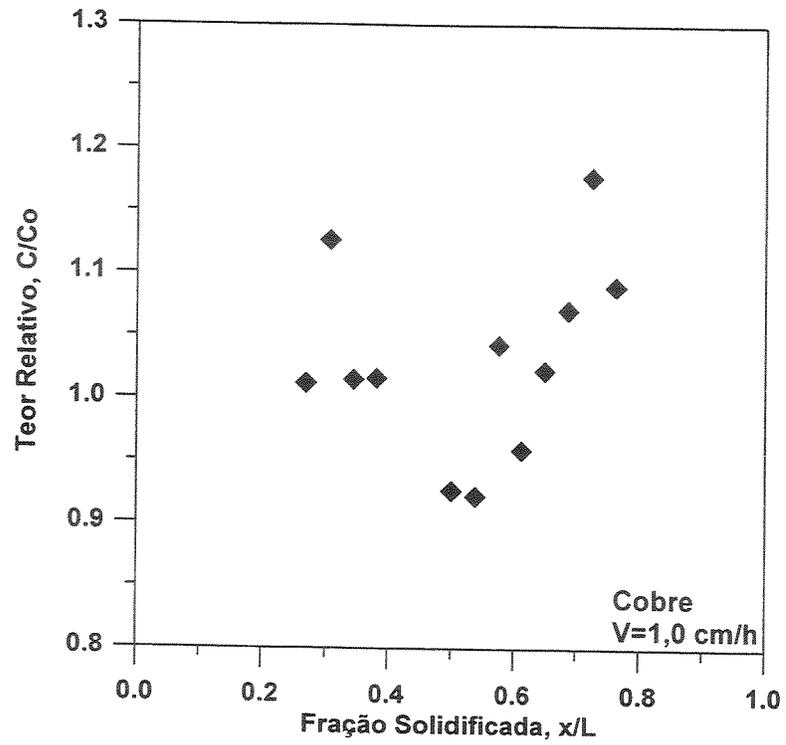


Figura 4.24. Distribuição do Cu após solidificação direcional à taxa de solidificação  $V=1,0$  cm/h.

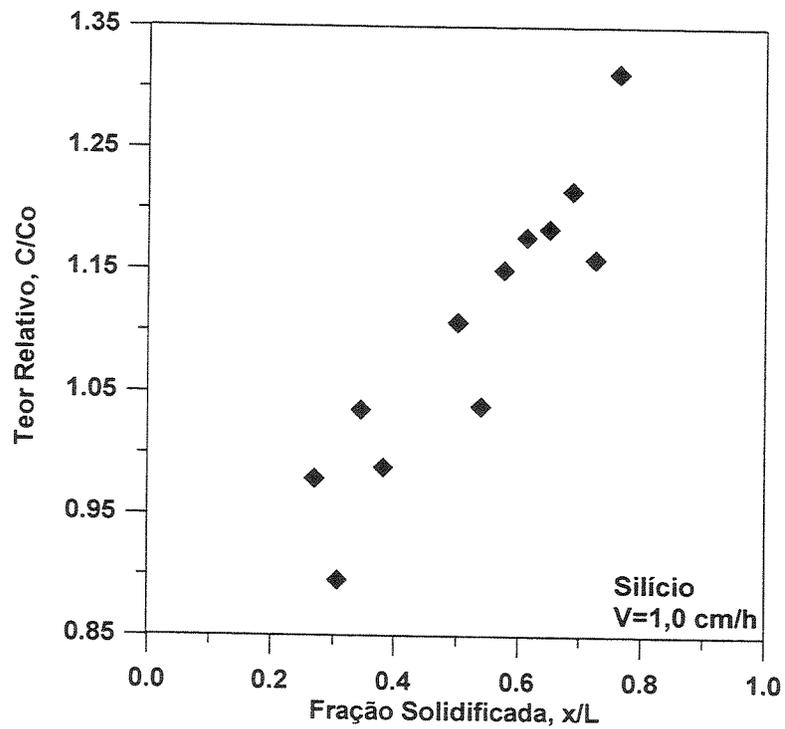


Figura 4.25. Distribuição do Si após solidificação direcional à taxa de solidificação  $V=1,0$  cm/h.

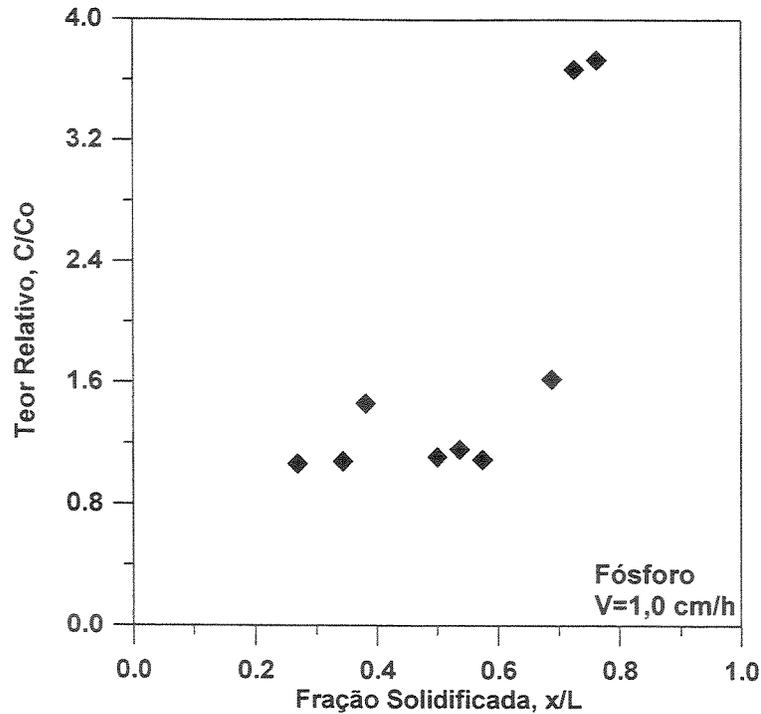


Figura 4.26. Distribuição do P após solidificação direcional à taxa de solidificação  $V=1,0$  cm/h.

Inicialmente, a amostra exibia composição uniforme e ao final do processo, a distribuição dos elementos foi alterada. À medida que os teores de elementos de liga variaram, a razão entre estabilizadores de ferrita ( $Cr_{eq}$ ) e estabilizadores de austenita ( $Ni_{eq}$ ) também se alterou. Entretanto, tal variação não foi acentuada, à medida que o níquel e outros elementos estabilizadores da austenita também se acumularam na parte final da amostra. Esse fato é evidenciado pela figura 4.27. O cálculo da razão  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  foi efetuado a partir da utilização das equações 2.11 e 2.12 e coeficientes presentes na tabela 2.3 sugeridos por Rajasekhar et al. [Rajasekhar, 1997]. Desses resultados pode-se afirmar que a razão entre estabilizadores de austenita e ferrita tem seu valor mínimo no início da amostra ( $Cr_{eq}/Ni_{eq}\approx 1,4$ ) e seu valor máximo no final da mesma ( $Cr_{eq}/Ni_{eq}\approx 1,5$ ). De acordo com resultados de outros estudos [Rajasekhar, 1997], os valores de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  obtidos poderiam resultar na formação de pequenas quantidades de ferrita nas regiões interdendríticas. Porém, enquanto a interface sólido/líquido permaneceu plana, apenas a fase austenita foi formada. É importante salientar que essa variação de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  foi elaborada a partir da solidificação realizada sob condições termodinâmicas próximas ao equilíbrio (baixa taxa de crescimento), diferente da solidificação observada em processos de soldagem (altas taxas de crescimento).

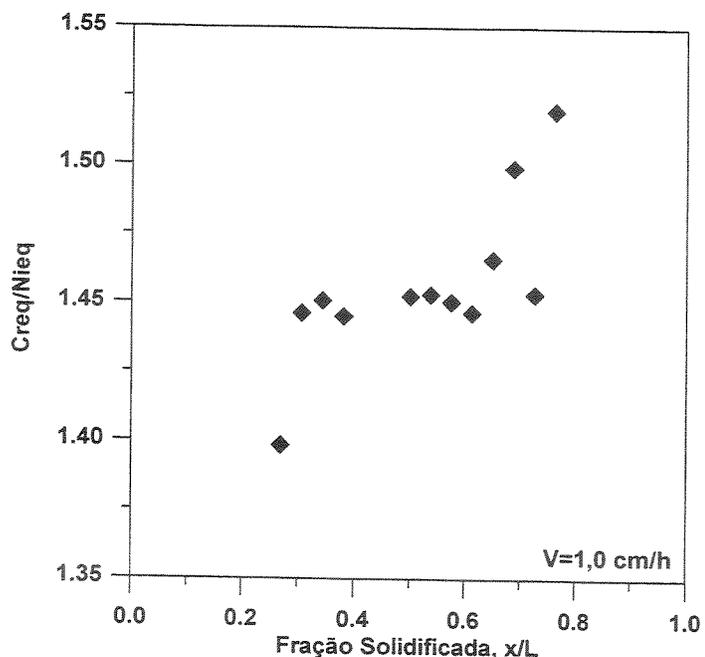


Figura 4.27. Evolução da razão  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  ao longo da amostra solidificada direcionalmente.

A degeneração da interface sólido/líquido ocorreu com o aumento gradativo do teor de elementos de liga no líquido, o que pode provocar a formação de super-resfriamento constitucional. Apesar de não ter sido detectado pelo método de análise química empregado (fluorescência de raios-X), o elemento carbono está presente no aço estudado. Com a evolução da fração sólida, tal elemento é segregado ao líquido. Quando o teor de carbono atinge determinados níveis, ocorre a precipitação de carbonetos, na forma de estruturas eutéticas, como indica a figura 4.28. Essa figura exhibe a microestrutura da posição 1 da figura 4.18.d, com maior ampliação e obtida através de microscopia eletrônica de varredura. A realização da microanálise por EDS dessa região revelou a presença de elevadas quantidades (em relação à composição média da amostra) de cromo e molibdênio. Tais elementos formam carbonetos em presença do carbono. A tabela 4.2 mostra a composição em posições específicas da figura 4.28.b. Os níveis dos elementos formadores de carbonetos são bastante superiores aos valores médios da fase austenita. Enquanto o teor de cromo na estrutura eutética é igual a 30,9 % em peso, na austenita, esse valor cai para valores próximos a 18%. Por outro lado, o níquel mostra um comportamento oposto. Na região eutética, seu teor é próximo a 6%, enquanto na austenita, esse valor sobe para níveis próximos a 12 %.

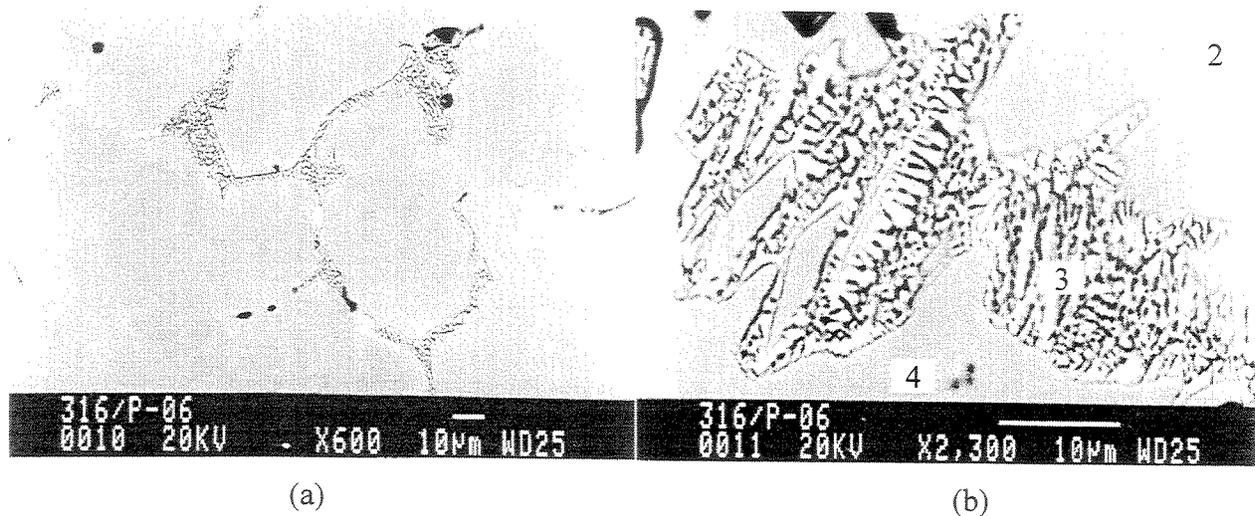


Figura 4.28. Estrutura eutética formada por carbonetos de Cr e Mo (ampliação da posição 1 da figura 4.18.d) evidenciando a quebra do crescimento plano e dando origem à transição plano/celular.

Tabela 4.2. Composição de posições próximas à transição plana/celular obtida através de micro-análise por EDS.

Posições	Cr (% em peso)	Ni (% em peso)	Mo (% em peso)	Mn (% em peso)	Cu (% em peso)	Si (% em peso)	P (% em peso)
2	17,7	11,3	2,0	3,1	1,3	0,4	0,0
3	30,9	6,0	8,1	4,0	1,0	0,8	0,3
4	18,8	12,1	1,6	3,4	0,9	0,5	0,0

Ao se aumentar a velocidade de solidificação de 1,0 cm/h para 5,0 cm/h, também foi possível constatar a transição do regime plano para o celular, seguido do dendrítico. O aumento da taxa de crescimento, em geral, modifica o fenômeno de segregação de solutos, pois existe um período de tempo menor para que o soluto segregado ao líquido interfacial seja removido para posições distantes da interface. Sob  $V=5,0$  cm/h, a redistribuição de soluto foi virtualmente eliminada, o que pode ser constatado a partir das figuras 4.29 a 4.35.

A velocidade superior inibe que a segregação tenha continuidade, com uma única exceção, que se refere ao perfil de distribuição do fósforo, que mesmo sob taxa de crescimento mais elevada, ainda resultou em segregação para a parte final da amostra.

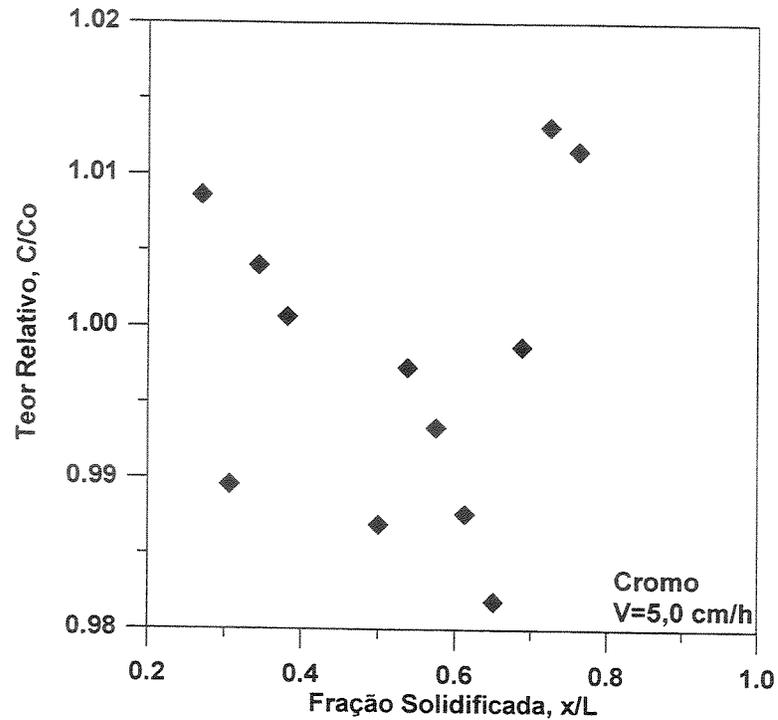


Figura 4.29. Distribuição do Cr após solidificação direcional à taxa de solidificação  $V=5,0$  cm/h.

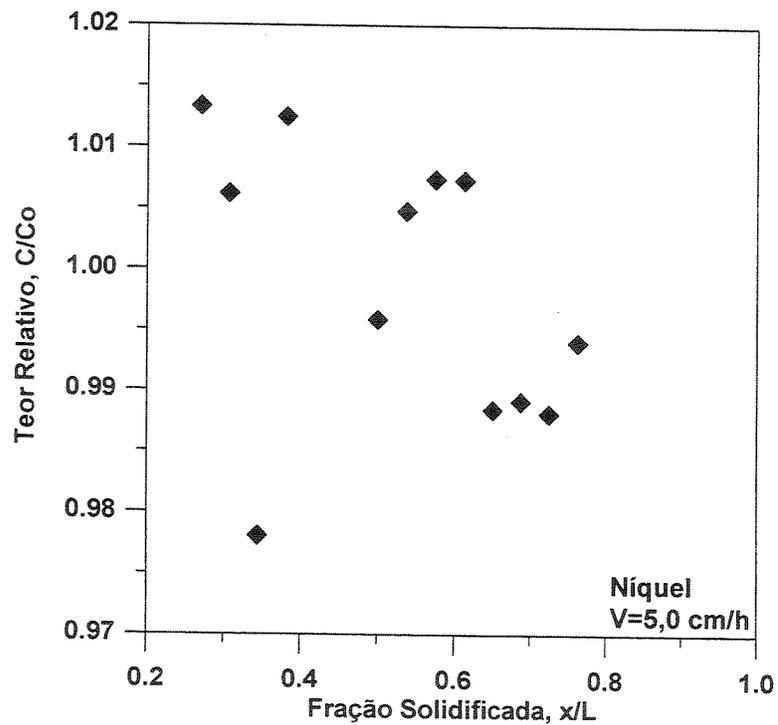


Figura 4.30. Distribuição do Ni após solidificação direcional à taxa de solidificação  $V=5,0$  cm/h.

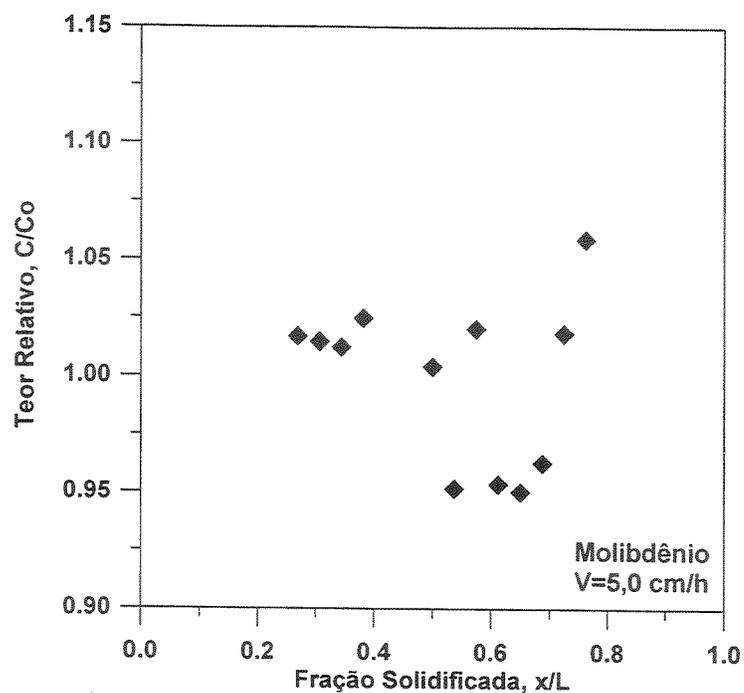


Figura 4.31. Distribuição do Mo após solidificação direcional à taxa de solidificação  $V=5,0$  cm/h.

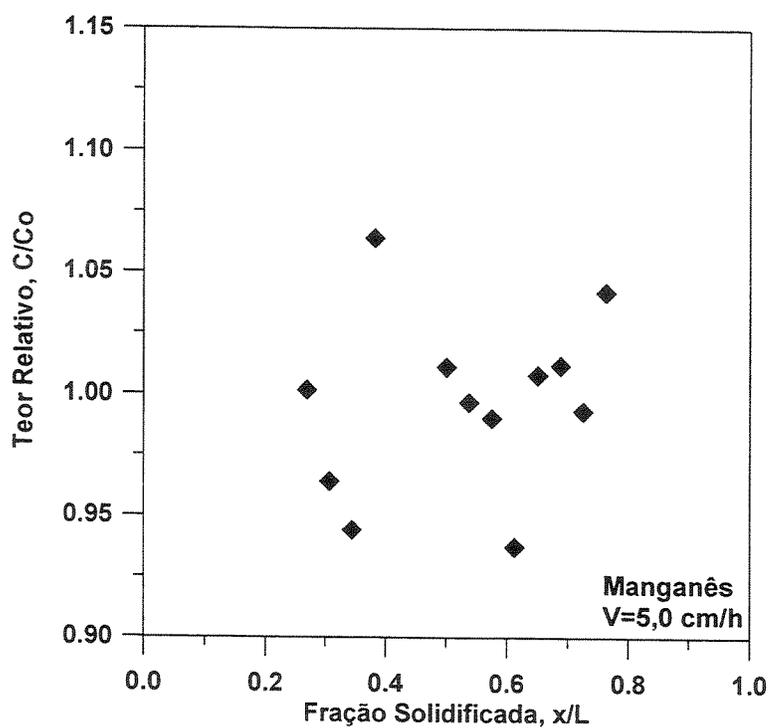


Figura 4.32. Distribuição do Mn após solidificação direcional à taxa de solidificação  $V=5,0$  cm/h.

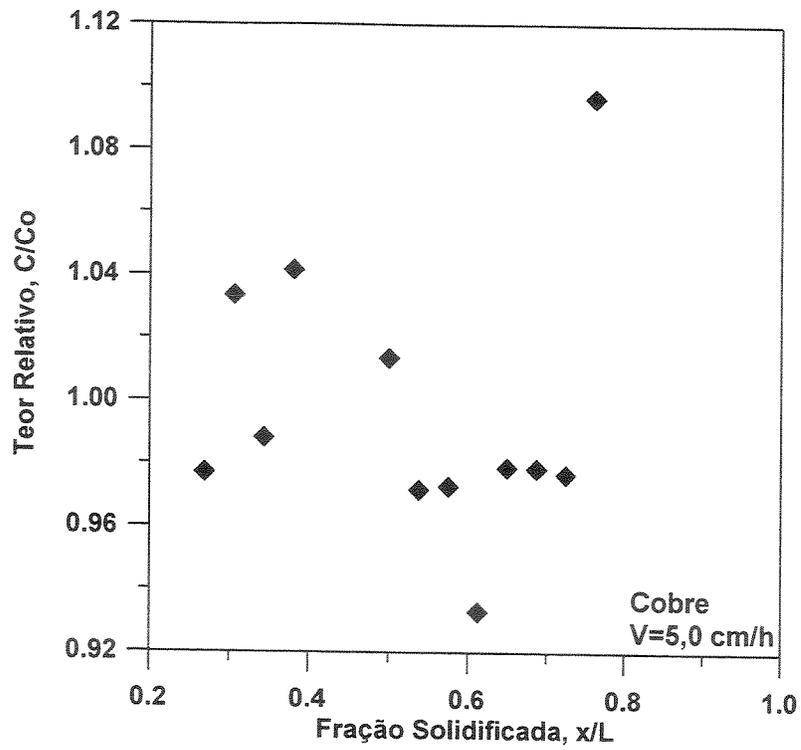


Figura 4.33. Distribuição do Cu após solidificação direcional à taxa de solidificação  $V=5,0$  cm/h.

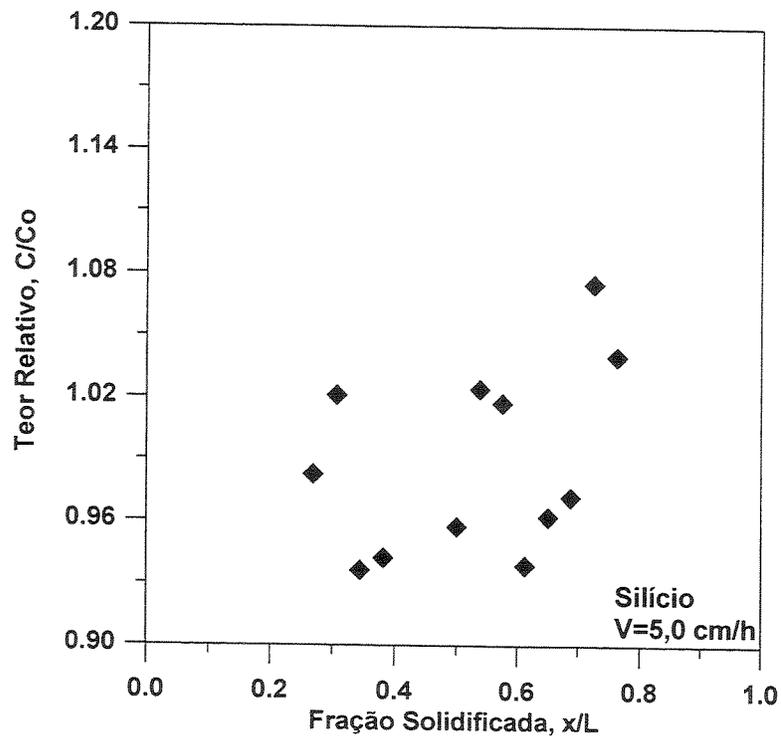


Figura 4.34. Distribuição do Si após solidificação direcional à taxa de solidificação  $V=5,0$  cm/h.

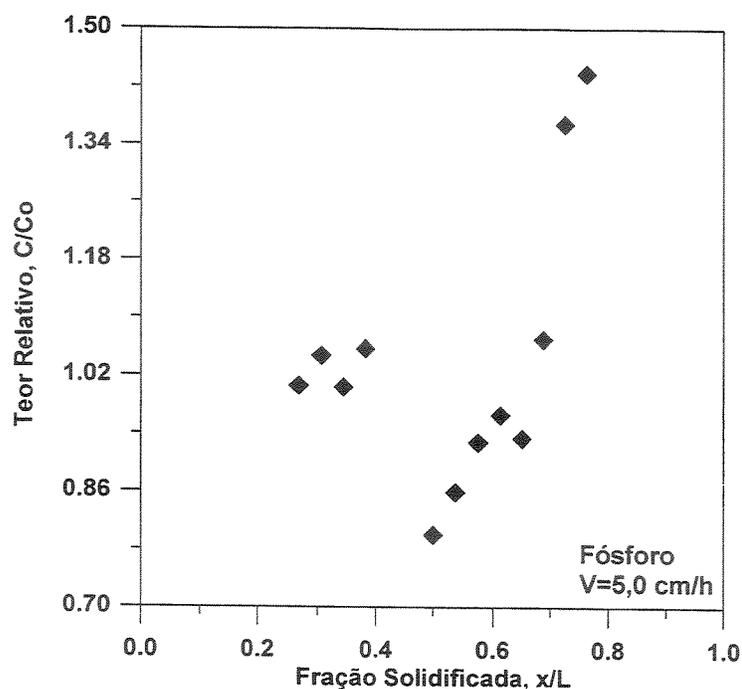


Figura 4.35. Distribuição do P após solidificação direcional à taxa de solidificação  $V=5,0$  cm/h.

Os resultados de redistribuição de soluto apresentados até aqui se referem a segregações de longo alcance, podendo ser definidas como macroscópicas. Em um processo de fundição ou soldagem, o tipo de morfologia mais comum é a dendrítica e nesse caso, o crescimento de cada ramo dendrítico provoca a segregação de soluto da mesma forma que aquela obtida em um processo de solidificação direcional, porém em nível microscópico. Objetivando avaliar a redistribuição de solutos ao nível microscópico, procedeu-se a análise de composições em torno de um ramo dendrítico resultante do crescimento realizado sob  $V=1,0$  cm/h.

A figura 4.36 mostra a microestrutura dendrítica onde foi elaborada análise de composição, enquanto a tabela 4.3 mostra os resultados relativos aos teores de elementos de liga nessa microestrutura. As posições 5 e 7 referem-se a ramos dendríticos, enquanto a posição 6 está localizada em uma região interdendrítica. Os valores de composição obtidos mostram claramente que mesmo durante o crescimento dendrítico, a segregação de elementos de liga também ocorre ao nível microscópico. Os elementos Cr, Ni, Mo, Mn, Si e P exibem coeficiente de distribuição menor que a unidade. O único comportamento não totalmente compreendido refere-se à distribuição do cobre. Novamente, esse elemento exibe um comportamento parcialmente

previsível. Enquanto na formação do ramo dendrítico onde se localiza a posição 5, houve decréscimo do teor de cobre, no ramo relativo à posição 7, houve aumento da quantidade desse elemento, o que não era esperado. Provavelmente, esse elemento exibe  $k \approx 1$  durante a formação da austenita.

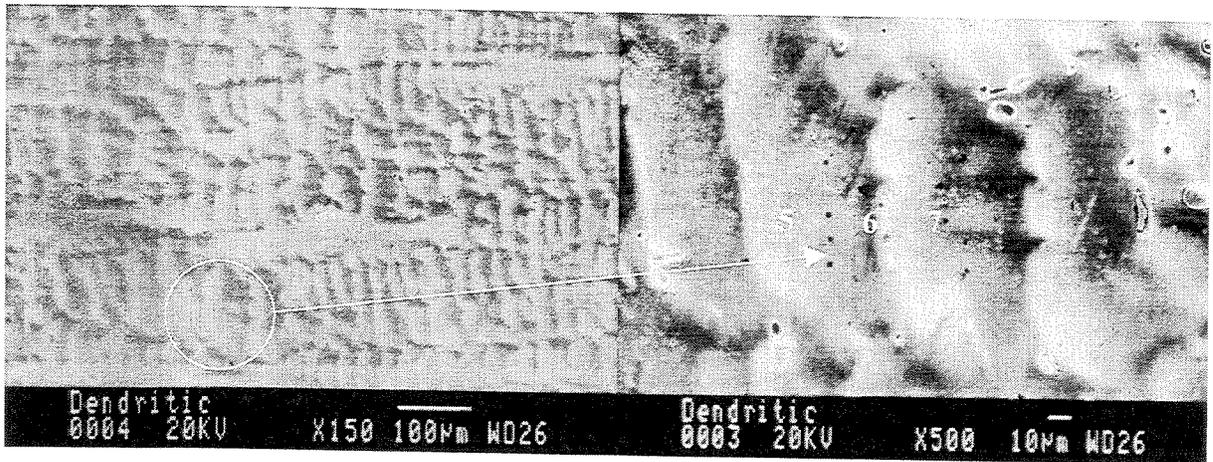


Figura 4.36. Microestrutura dendrítica obtida durante a solidificação direcional sob taxa de crescimento de 1,0 cm/h

Tabela 4.3. Composição de posições próximas à transição plana/celular obtida através de micro-análise por EDS.

Posições	Cr (% em peso)	Ni (% em peso)	Mo (% em peso)	Mn (% em peso)	Cu (% em peso)	Si (% em peso)	P (% em peso)
5	17,5	10,8	1,3	2,9	1,1	0,4	0,0
6	18,4	11,4	2,2	3,0	1,3	0,6	0,0
7	17,5	10,5	1,4	2,9	1,5	0,4	0,0

O experimento realizado com  $V=15,0$  cm/h produziu resultados coerentes com os anteriores. Como a taxa de solidificação foi elevada, a amostra não exibiu crescimento plano ou celular, mas apenas dendrítico. A redistribuição de soluto dos elementos de liga resultou em

perfis semelhantes aos observados no crescimento dendrítico, ou seja, apenas segregação de curto alcance.

#### 4.3.3. Correlação entre Parâmetros Térmicos do Processo de Solidificação e Parâmetros Microestruturais

Com objetivo de relacionar parâmetros térmicos com parâmetros microestruturais, foram realizados experimentos de solidificação direcional do aço AISI 316L envolvendo diferentes condições de crescimento. Tais condições foram obtidas a partir da determinação das inclinações médias das curvas de história térmica nos experimentos de solidificação direcional, monitorados por termopares inseridos em pontos específicos. Em adição, a partir da evolução térmica com o tempo também foi possível estabelecer as velocidades das isothermas liquidus e solidus, computando-se para tanto, o tempo de início e fim da solidificação e as posições dos termopares. A figura 4.37 mostra a evolução de temperaturas para posições no interior de uma amostra, obtida durante um experimento típico de solidificação direcional.

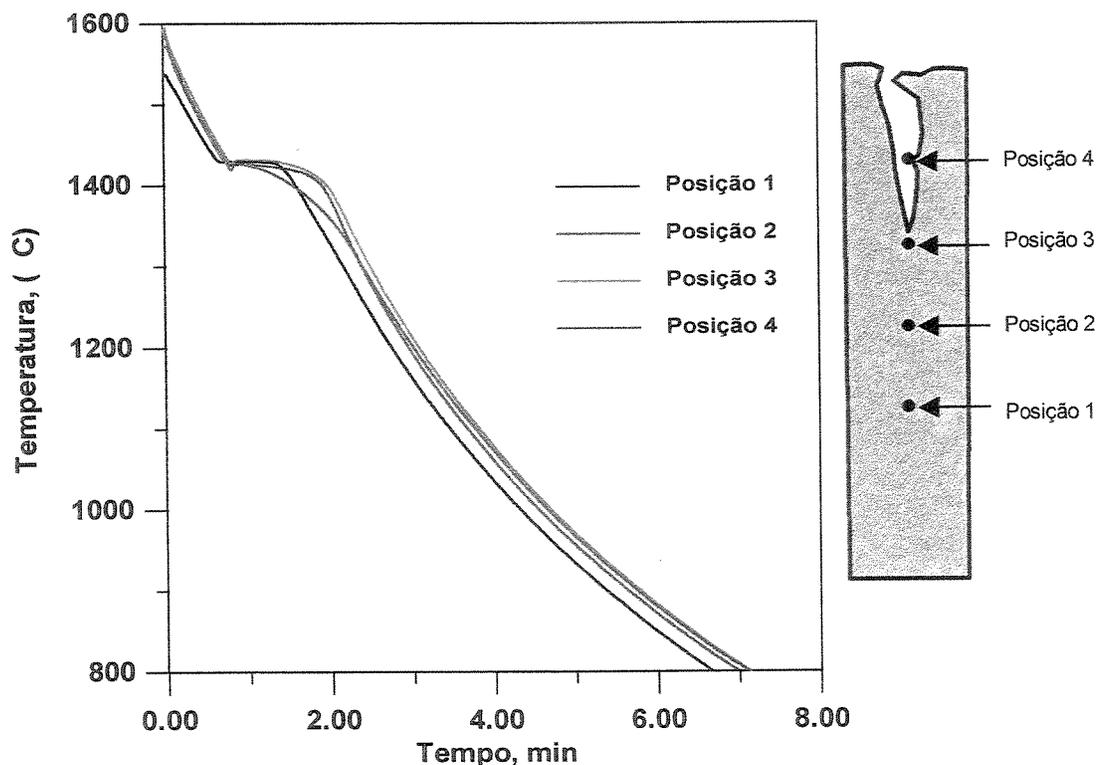


Figura 4.37. Evolução de temperaturas em posições específicas de amostra da liga AISI 316L solidificada direcionalmente.

Nesses experimentos de solidificação direcional, conforme salientado anteriormente, foram utilizados dois tipos de sistema de refrigeração, de cobre e de aço. Enquanto o dispositivo de aço permite resfriar a amostra de forma moderada, o dispositivo de cobre permite resfriamento bem mais severo, o que resultou em taxas de solidificação superiores. O número de termopares utilizados foi de quatro a seis, dependendo do experimento. Entretanto, em alguns casos a resposta térmica de alguns deles foi desconsiderada em virtude da ruptura da junção ou de problemas de posicionamento dos mesmos no interior da amostra. É oportuno salientar que nesse tipo de experimento as temperaturas de trabalho atingem valores próximos a 1.600 °C, o que aumenta não apenas as dificuldades experimentais, mas também o risco de obter valores não coerentes com a realidade do processo.

No experimento exibido na figura 4.37, constata-se o registro térmico em quatro posições no interior da amostra. A posição 1, relativa à base do lingote é o primeiro ponto a se solidificar. As posições 2 e 3 referem-se ao interior do lingote e finalmente, a posição 4, é última a iniciar a transformação líquido/sólido. Essa última posição está localizada próxima ao vazio de contração (rechupe) e, portanto, próxima à região superior da amostra. Em função dessa localização e por perder calor não apenas para o resfriador, mas também para o meio acima do lingote, o tempo local de solidificação da posição 4 é menor que os relativos as outras posições.

Os cálculos dos parâmetros térmicos: gradiente térmico na isoterma liquidus,  $G_L$ , a taxa de movimentação da isoterma liquidus,  $V_L$ , e o tempo local de solidificação,  $t_{SL}$ , foram elaborados de acordo com a figura 4.38 e seguiram as equações 4.1 a 4.3.

$$G_L = \frac{T_A - T_L}{\Delta x} \quad (4.1)$$

$$V_L = \frac{\Delta x}{t_{L2} - t_{L1}} \quad (4.2)$$

$$t_{SL} = t_S - t_L \quad (4.3)$$

É importante salientar que o valor de  $\Delta x$  é de 10,0 mm,  $T_L=1.434$  °C e  $T_S=1.387$  °C. A tabela 4.4 mostra os valores dos citados parâmetros calculados a partir das curvas de resfriamento da figura 4.37.

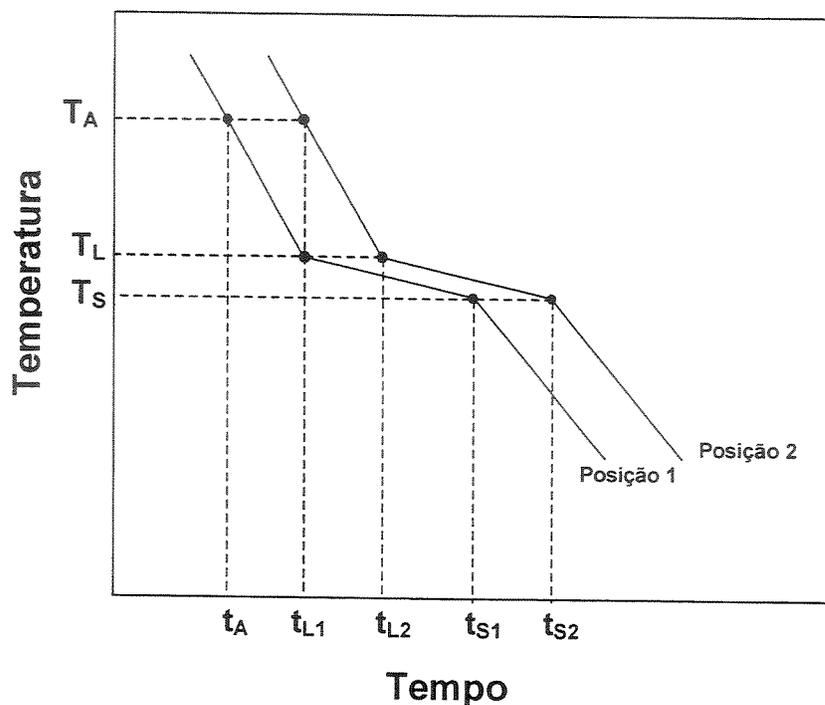


Figura 4.38. Diagrama esquemático da determinação dos parâmetros térmicos do processo de solidificação direcional da liga F138.

Tabela 4.4. Parâmetros térmicos do experimento de solidificação direcional apresentado na figura 4.37.

Parâmetro	Posição 1	Posição 2	Posição 3
$G_L$	0,65 °C/mm	0,75 °C/mm	0,9 °C/mm
$V_L$	143 mm/min	450 mm/min	900 mm/min
$t_{SL}$	0,98 min	1,19 min	1,20 min

A partir de experimentos como o mencionado e com resultados apresentados na figura 4.37, foi possível comparar a microestrutura dendrítica com parâmetros térmicos do processo de

solidificação do aço inoxidável AISI 316L. Comparando-se os espaçamentos interdendríticos secundários com o tempo local de solidificação. Essa comparação foi efetivada através da equação 2.9 e resultou na expressão:

$$\lambda_2 = 5,48 t_{SL}^{0,5} \quad (4.4)$$

onde o espaçamento interdendrítico secundário é dado em  $\mu\text{m}$  e o tempo local de solidificação em s. A figura 4.39 exibe a correlação entre esses dois parâmetros. A figura 4.40 mostra microestruturas dendríticas típicas utilizadas na determinação da correlação entre espaçamentos dendríticos e parâmetros termofísicos

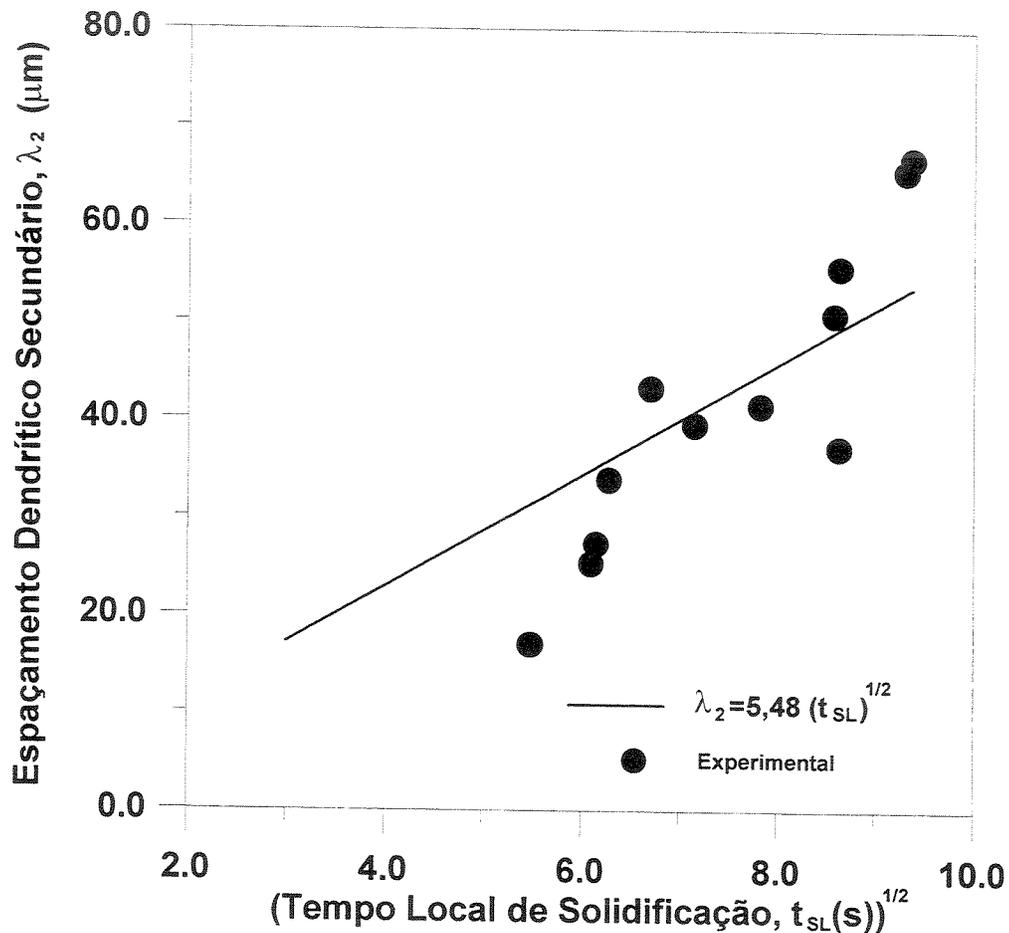
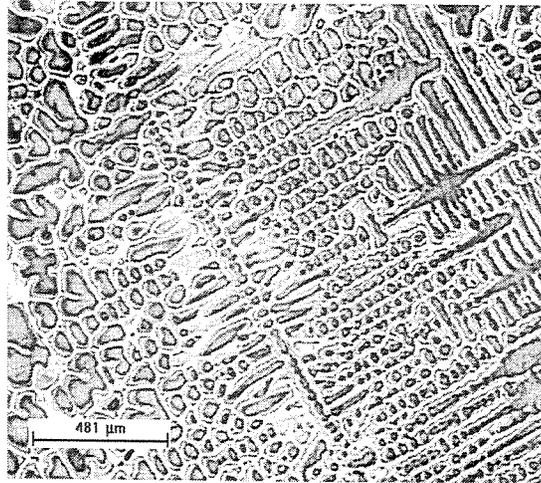


Figura 4.39. Evolução do espaçamento dendrítico secundário ( $\mu\text{m}$ ) com a raiz quadrada do tempo local de solidificação (s).



(a)



(b)



(c)

Figura 4.40. Evolução de microestruturas dendríticas com o aumento do tempo local de solidificação.

#### 4.3.4. Fundição de Precisão de uma Prótese Ortopédica

Com o objetivo de avaliar a solidificação durante o processo de fundição de precisão de uma prótese ortopédica produzida com o aço AISI 316L, monitorou-se o mesmo através da inserção de termopares no sistema metal/molde, tipo S em seu interior, conforme ilustrado anteriormente na figura 3.5. A figura 4.41 ilustra a posição desses termopares na peça.

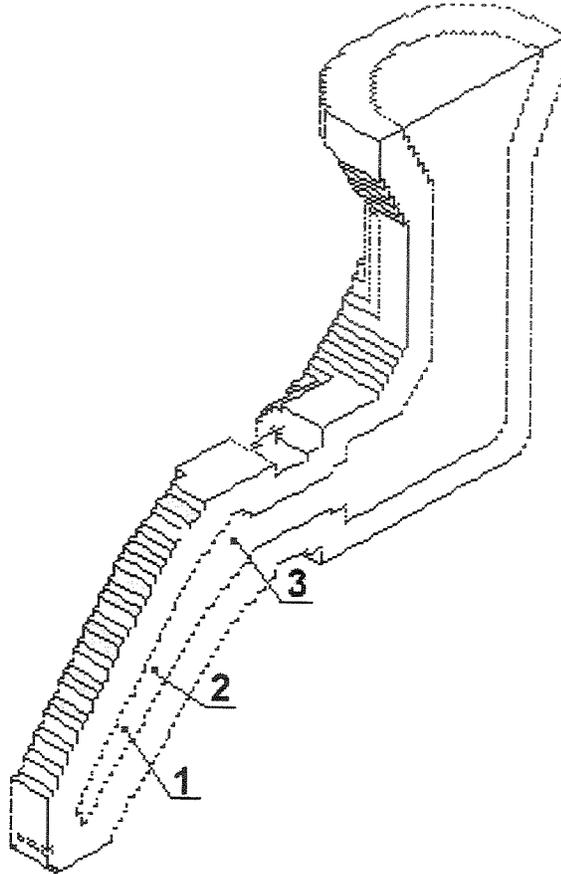


Figura 4.41. Posição dos termopares utilizados no monitoramento da evolução das temperaturas na fundição de precisão de uma haste metálica de aço AISI 316L.

Em um experimento dessa natureza, onde as temperaturas de trabalho ultrapassam  $1.500\text{ }^{\circ}\text{C}$ , é comum a falha de termopares. Além disso, vale lembrar que o nível de dificuldades é bastante elevado, pois tal monitoramento foi elaborado no ambiente industrial, o que limitou em muito a utilização de sistemas de aquisição normalmente empregados em condições laboratoriais. Como resultado desses fatos, no presente experimento foi possível obter resultados de apenas dois dos três termopares colocados na peça (posições 1 e 2) e um deles, o da posição 1 não exibiu

dados coerentes. Provavelmente, esse termopar deslocou-se de sua posição original com o fluxo de metal líquido. A figura 4.42 exibe a evolução de temperaturas obtida a partir do momento do vazamento do metal líquido no molde.

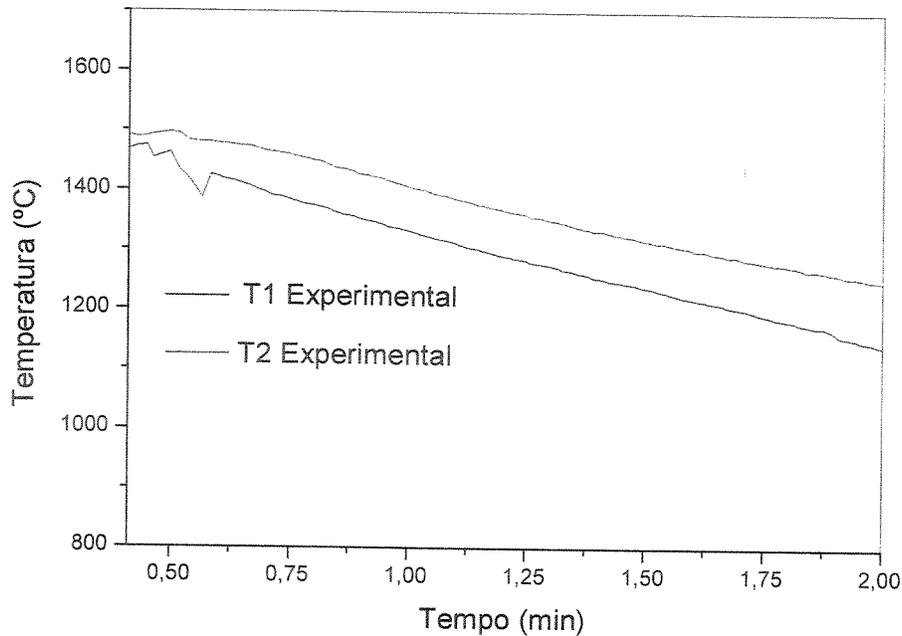


Figura 4.42. Evolução de temperaturas obtida na fundição de precisão de uma haste metálica em aço AISI 316L.

Como consequência desses resultados, optou-se por analisar apenas as informações obtidas através do termopar localizado na posição 2. Esse termopar registrou a transformação líquido/sólido, o que é visto através de um pequeno patamar que ocorre após 0,6 minutos do vazamento, onde se inicia a liberação do calor latente de fusão. Como o programa de simulação do processo de fundição empregado tem como unidade de tempo o minuto, decidiu-se elaborar o registro da figura 4.42 também em minutos.

A figura 4.43 mostra a macroestrutura da haste fundida, em um corte longitudinal em relação a maior dimensão da peça. Essa macrografia revela claramente a região periférica com grãos de pequeno tamanho, e definida como zona coquilhada. Em seguida, em direção ao centro da peça, são vistos grãos colunares e, finalmente, a região central contendo grãos equiaxiais. As microestruturas dessas regiões (coquilhada, colunar e equiaxial) exibem caráter dendrítico. Nessa

estrutura, a austenita é a fase predominante. No crescimento de um ramo dendrítico de austenita ocorre a segregação de elementos de liga ao líquido. Esse enriquecimento do líquido pode gerar a fase ferrita, que estaria localizada na região interdendrítica, o que caracterizaria o modo AF de solidificação. Esse fenômeno apenas ocorre caso a quantidade de elementos de liga for elevada. Objetivando avaliar o nível de elementos de liga nessa estrutura dendrítica, procedeu-se a microanálise dessa região, utilizando microscopia eletrônica de varredura e análise por EDS. Os resultados indicam que os elementos de liga foram segregados para as posições interdendríticas.

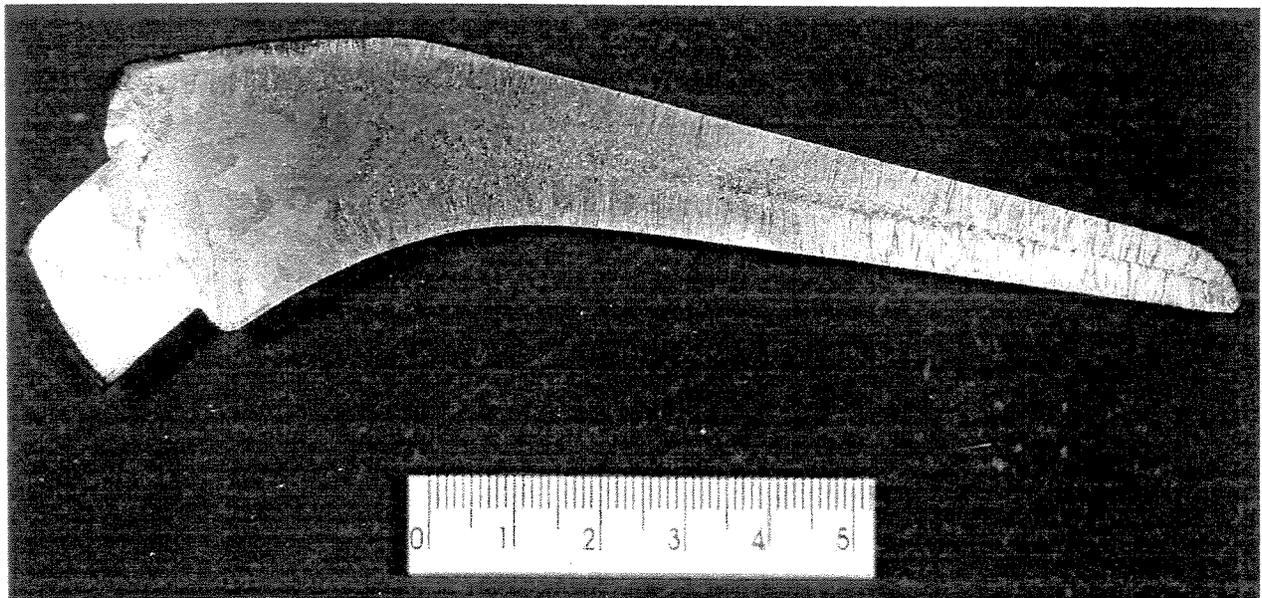


Figura 4.43. Macrografia do corte longitudinal da peça fundida em aço AISI 316L.

A figura 4.44 apresenta a microestrutura da região analisada. As posições 1 e 7 referem-se a regiões dendríticas, enquanto os pontos intermediários, à região interdendrítica.

A análise dessa região dendrítica mostra que os elementos de liga são segregados ao líquido, durante a solidificação, o que inclui também o níquel. Novamente, o cobre exibe comportamento intrigante, à medida que esse elemento não apresenta um comportamento coerente. Mais uma vez, os resultados experimentais levam a crer que esses elementos têm coeficiente de distribuição de soluto muito próximo à unidade.

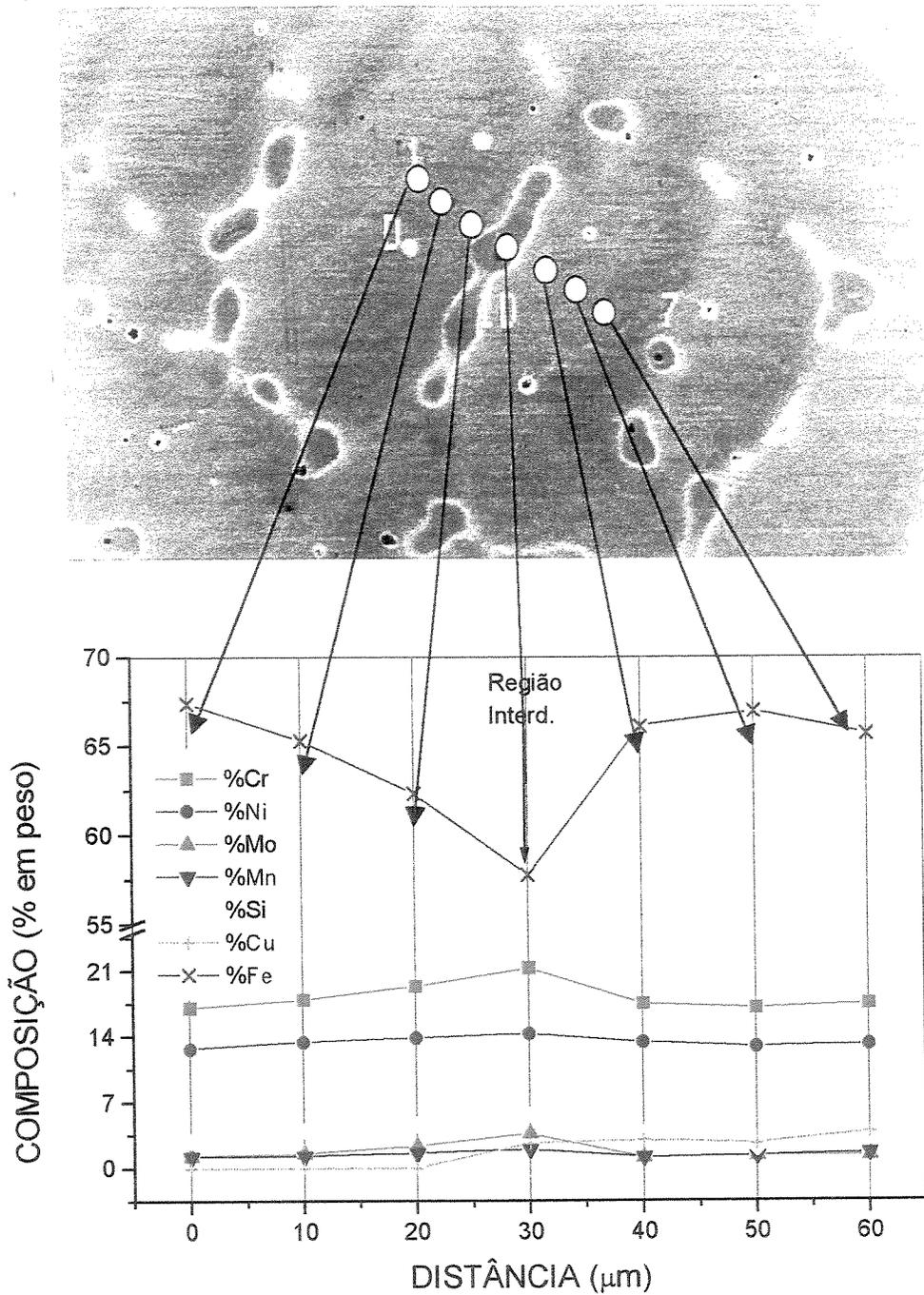


Figura 4.44. Teores de elementos de liga em torno de ramos dendríticos resultantes em um processo de fundição de precisão utilizando o aço AISI 316L.

Os espaçamentos dendríticos também foram analisados na peça fundida. Objetivando identificar as posições desses espaçamentos, utilizou-se a figura 4.45 como referência. Os resultados obtidos são apresentados na tabela 4.5.

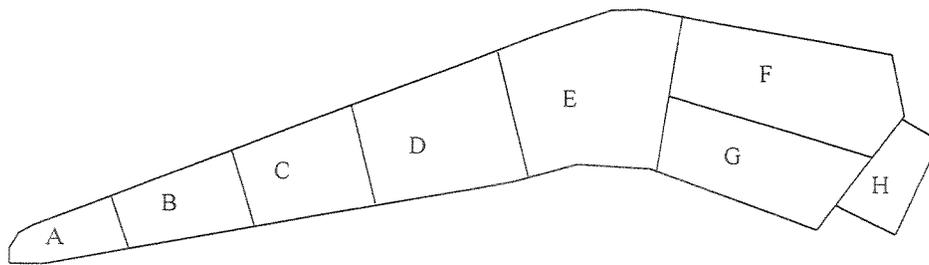
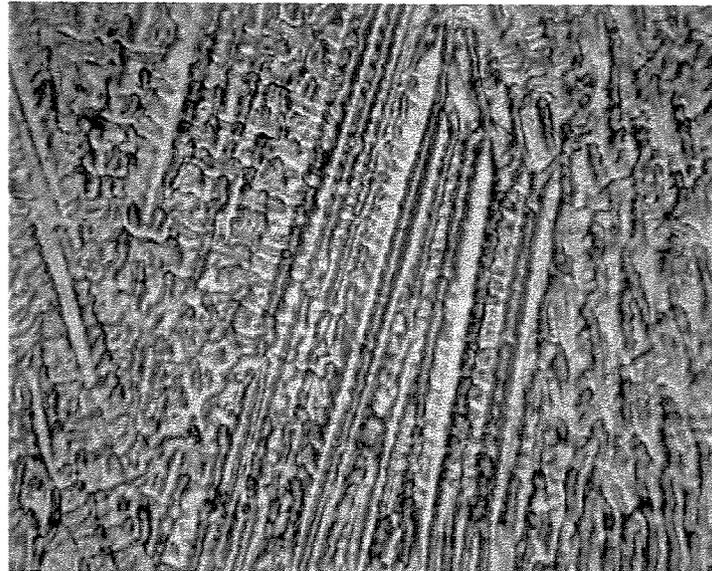


Figura 4.45. Posições na peça fundida referentes à análise dos espaçamentos dendríticos secundários ( $\lambda_2$ ).

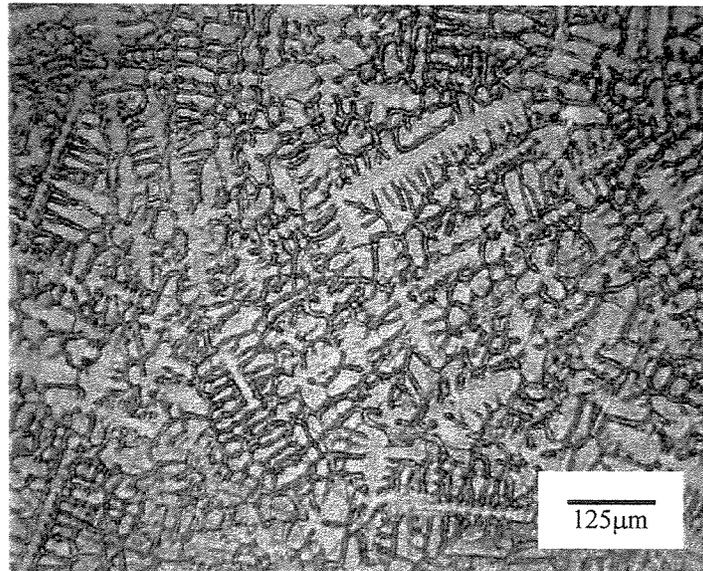
Tabela 4.5. Espaçamentos dendríticos secundários ( $\lambda_2$ ) ao longo da peça fundida, conforme figura 4.45.

POSIÇÃO	REGIÃO	BORDA	INTERIOR
	PARÂMETRO	$\lambda_2$ ( $\mu\text{m}$ )	$\lambda_2$ ( $\mu\text{m}$ )
A	Mínimo	16,0	13,5
	Máximo	18,0	14,5
B	Mínimo	22,0	18,0
	Máximo	44,0	25,0
C	Mínimo	26,0	23,2
	Máximo	29,4	25,8
D	Mínimo	22,8	55,6
	Máximo	26,0	55,6
E	Mínimo	19,0	-----
	Máximo	38,4	-----
F	Mínimo	33,9	-----
	Máximo	35,2	-----
G	Mínimo	29,2	-----
	Máximo	29,9	-----
H	Mínimo	42,0	47,0
	Máximo	50,0	47,0

A figura 4.46 mostra microestruturas dendríticas típicas da peça avaliada e que foi utilizada na determinação dos respectivos espaçamentos dendríticos secundários. Na determinação desses espaçamentos foram utilizados os métodos planimétricos para o caso de regiões da borda da haste fundida e o método de arranjos regulares nas regiões interiores da seção longitudinal [Rios, 1996].



(a)



(b)

Figura 4.46. Microestrutura dendrítica da peça fundida em aço inoxidável AISI 316L: (a) Borda da região E. (b) Interior da região B.

#### 4.3.5. Simulação da Fundição de Precisão de uma Prótese Ortopédica.

Para a aquisição de resultados relativos ao comportamento térmico do modelo, foram adaptados dois termopares virtuais em posições compatíveis com os termopares colocados na prótese femoral fabricada pelo processo de fundição de precisão.

Para a realização da simulação do processo de solidificação de precisão foi necessário definir ainda os parâmetros termofísicos inerentes ao sistema metal/molde. Estes parâmetros foram anteriormente apresentados na tabela 3.4 no Capítulo 3. Além dos parâmetros mencionados, foram também definidos os respectivos coeficientes de transferência de calor para cada interface no modelo para a realização das simulações, conforme apresentado na tabela 4.2.

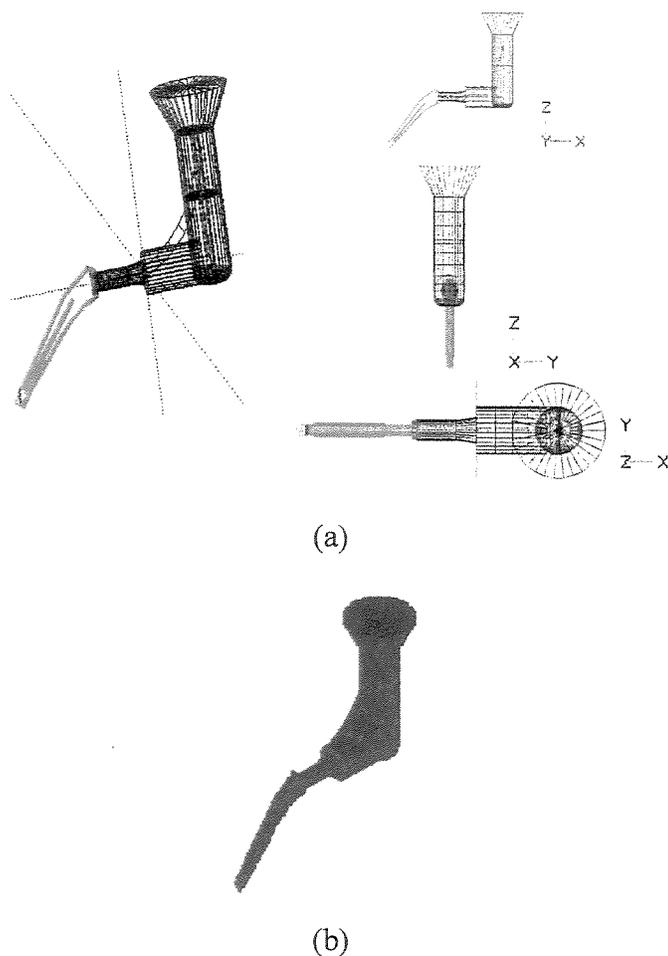


Figura 4.47. (a) Vistas do modelo da peça fundida gerada a partir do programa AFS Solidification System, (b) Modelo peça fundida reconstruído a partir de elementos cúbicos.

Construiu-se um modelo representativo do processo de fundição de precisão, cujo desenho em 3D e respectivo sólido gerado pelo programa Solidification System é mostrado nas suas diferentes vistas

Tabela 4.2. Coeficientes de transferência de calor entre as diferentes interfaces dos componentes do sistema metal/molde utilizados na simulação do processo de fundição por precisão.

Interface	Coeficiente de transferência de calor ( $W/m^2K$ )
Metal/Molde	1500
Metal/Ambiente	0
Molde/Ambiente	100

Considerando-se assim as temperaturas para  $T_L$  e  $T_S$  correspondentes a  $1.400^\circ C$  e  $1375^\circ C$ , respectivamente (calculados a partir das médias dos valores obtidos por DTA), e os parâmetros apresentados anteriormente, efetuou-se a simulação do processo de solidificação por precisão da liga AISI 316L, considerando-se as posições dos termopares virtuais no modelo equivalentes às utilizadas no processo real. O confronto da curva de solidificação experimental com a teórica, obtida através do programa AFS, para o termopar da posição de número 2, encontra-se ilustrado na figura 4.48.

Pode-se notar através da análise da figura 4.48, que o resultado obtido teoricamente, através do programa AFS, para o termopar 2 apresenta boa concordância quando comparado ao resultado experimental, indicando um mesmo perfil de resfriamento. Pode-se verificar também que o perfil da curva teórica define claramente a região de liberação do calor latente de fusão (região pastosa), enquanto que o perfil da curva experimental não indicou este fenômeno, provavelmente devido à deficiência de sensibilidade de captação dos termopares.

A simulação do processo de solidificação por precisão do elemento de prótese femural foi efetuada inicialmente considerando-se condições compatíveis com o processo real, ou seja, temperatura de vazamento igual a  $1600^\circ C$ , temperatura de pré-aquecimento do molde de  $1300^\circ C$ , temperatura ambiente de  $30^\circ C$ , além dos parâmetros mencionados anteriormente. Sendo definidos todos os parâmetros necessários para a simulação do processo de solidificação, acompanhou-se a evolução da porcentagem de sólido obtida em função do tempo de realização da simulação.

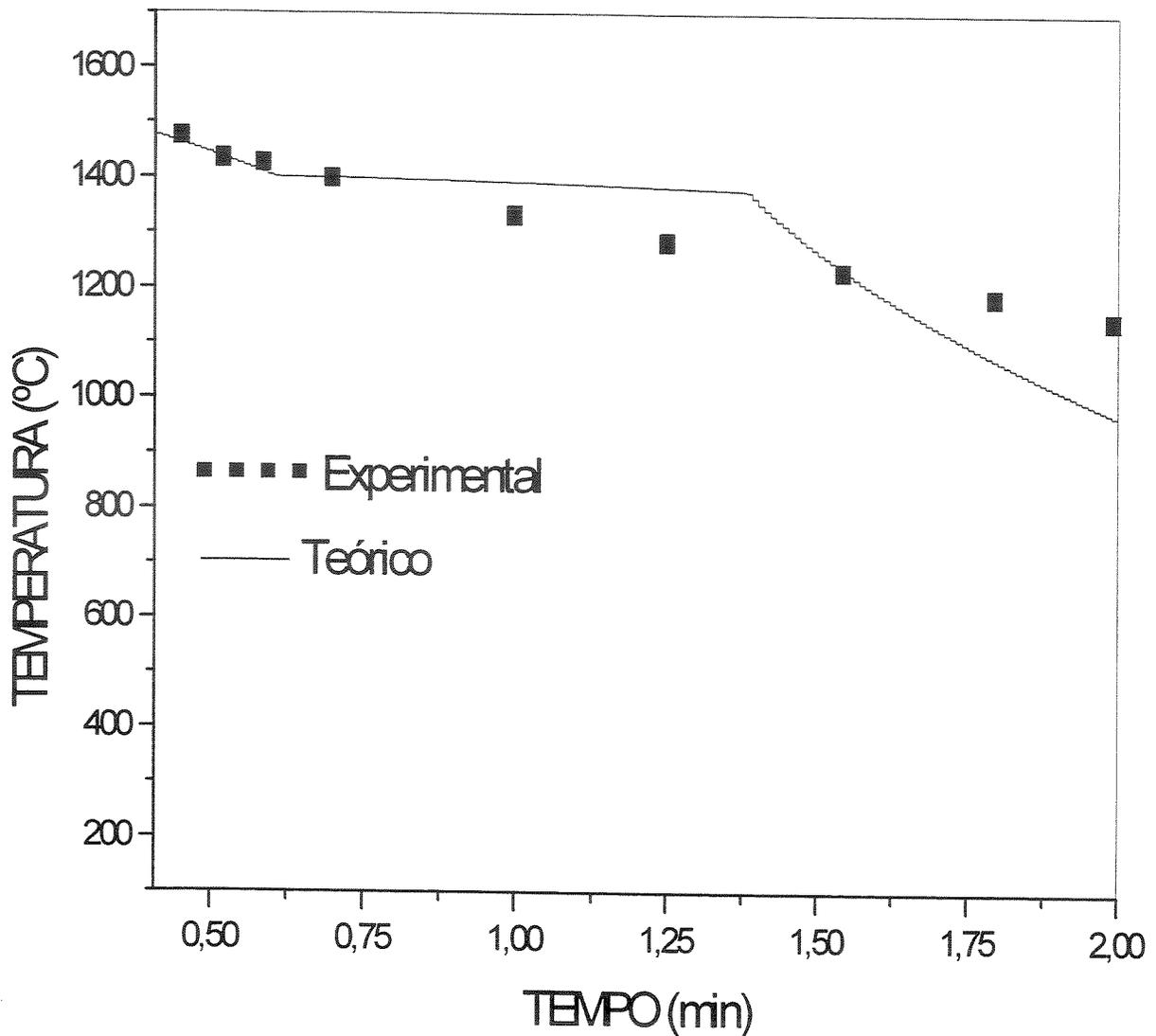


Figura 4.48. Confronto teórico/experimental relativo à evolução de temperaturas junto à posição 2 (figura 4.41).

Os resultados obtidos encontram-se apresentados seqüencialmente na figura 4.49, indicando a evolução da solidificação em função do tempo de simulação. Nesta figura vê-se que o tempo necessário para a conclusão da solidificação da prótese é de 2.93min e que o perfil de solidificação é a partir das regiões da borda em direção ao centro da prótese, que concorda com os resultados obtidos na análise da microestrutura dendrítica obtida, ou seja, zona colunar nas bordas e zona equiaxial no interior da prótese.

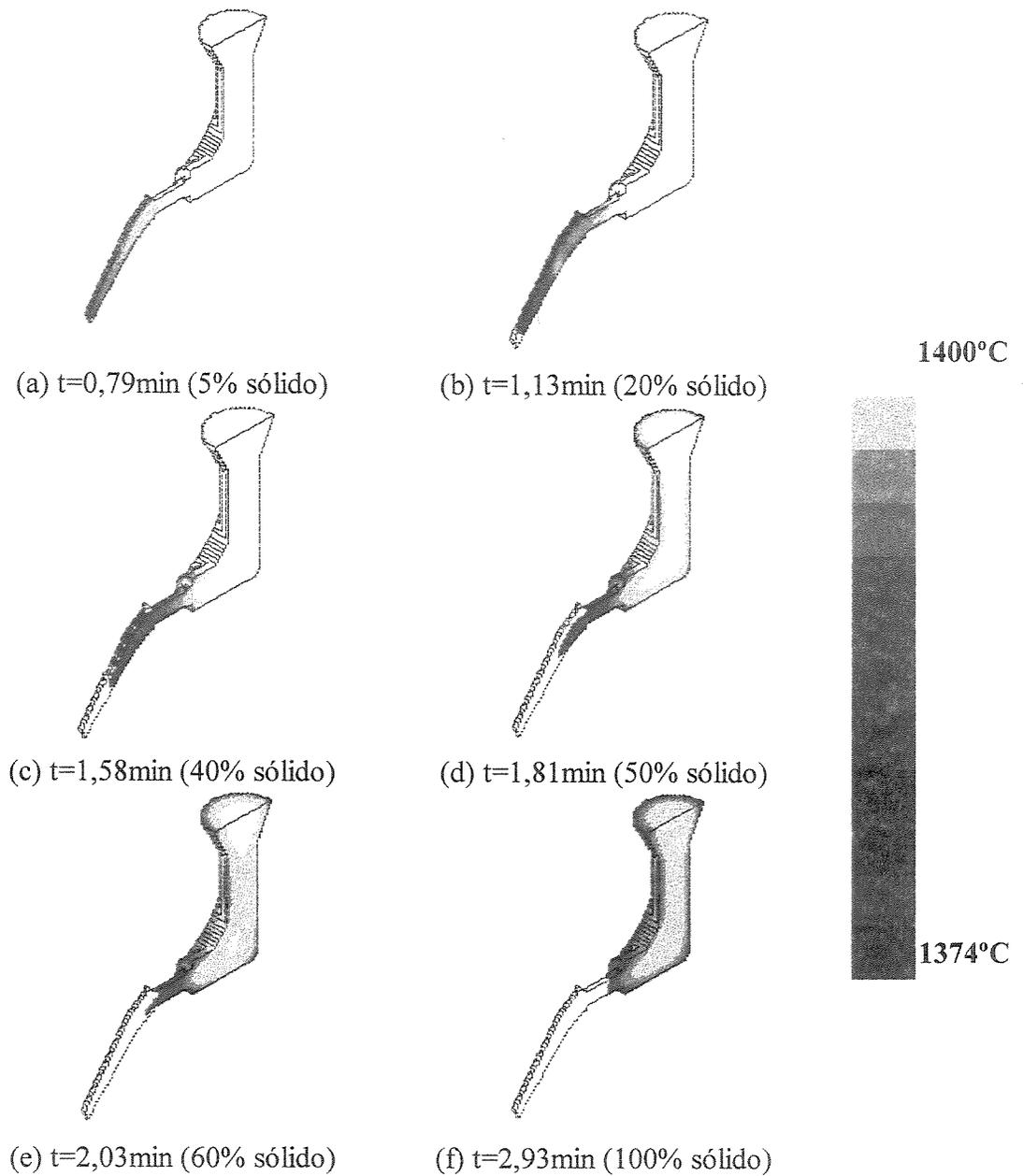


Figura 4.49. Evolução da fração sólida na peça fundida em função do tempo após o vazamento.

#### 4.3.6 Previsão da Microestrutura de Solidificação no Processo de Fundição.

Os resultados referentes ao modo de solidificação do aço AISI 316L, sua correlação entre microestrutura dendrítica e parâmetros térmicos do processo de solidificação associados à simulação do processo de fundição permitem prever o comportamento da microestrutura

dendrítica ao longo da peça fundida. Tal previsão foi elaborada a partir da equação 4.4 associada à evolução do tempo local de solidificação determinada através da simulação do processo. A inserção da equação 4.4 no programa AFS Solidification System permitiu mapear os espaçamentos dendríticos secundários ao longo de toda a peça fundida.

A figura 4.50 mostra a distribuição do tempo local de solidificação ao longo da extensão da peça fundida.

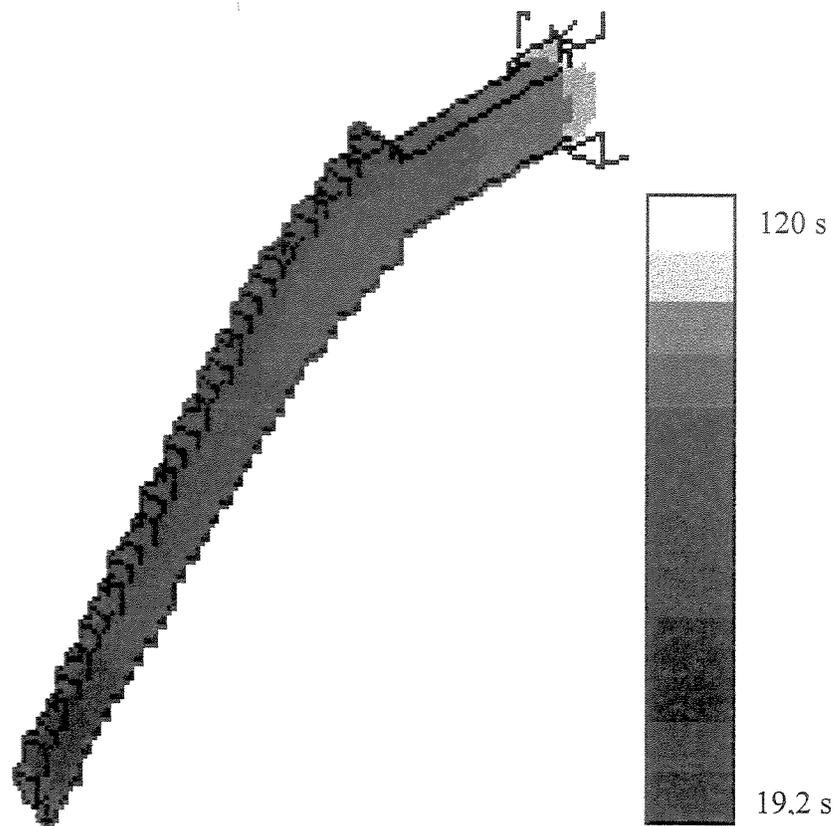


Figura 4.50. Distribuição do tempo local de solidificação ao longo da peça fundida.

Tal ilustração mostra que o  $t_{SL}$  é menor na parte inferior da peça, na região distante do massalote. Essa constatação era esperada, à medida que essa região do fundido necessita de um período de tempo menor para ser resfriada, em comparação com a parte superior. À medida que a região de análise se aproxima da parte superior da peça, próximo à região de alimentação do molde,  $t_{SL}$  torna-se maior, pois o metal dessa posição tem dificuldade em perder calor em função da alta temperatura do massalote. Utilizando a equação 4.4 foi possível mapear os espaçamentos

dendríticos secundários ao longo da peça fundida, o que pode ser visto na figura 4.51. Esse mapa de espaçamentos permite também constatar que a região inferior da amostra exibe espaçamentos dendríticos inferiores à região superior. Junto ao massalote, tal espaçamento cresce até valores máximos. Outra constatação interessante está associada às diferenças de espaçamento nos vários locais da peça. Apesar da peça ter evolução térmica diferenciada ao longo de sua extensão, a distribuição dos espaçamentos dendríticos secundários é razoavelmente homogênea.

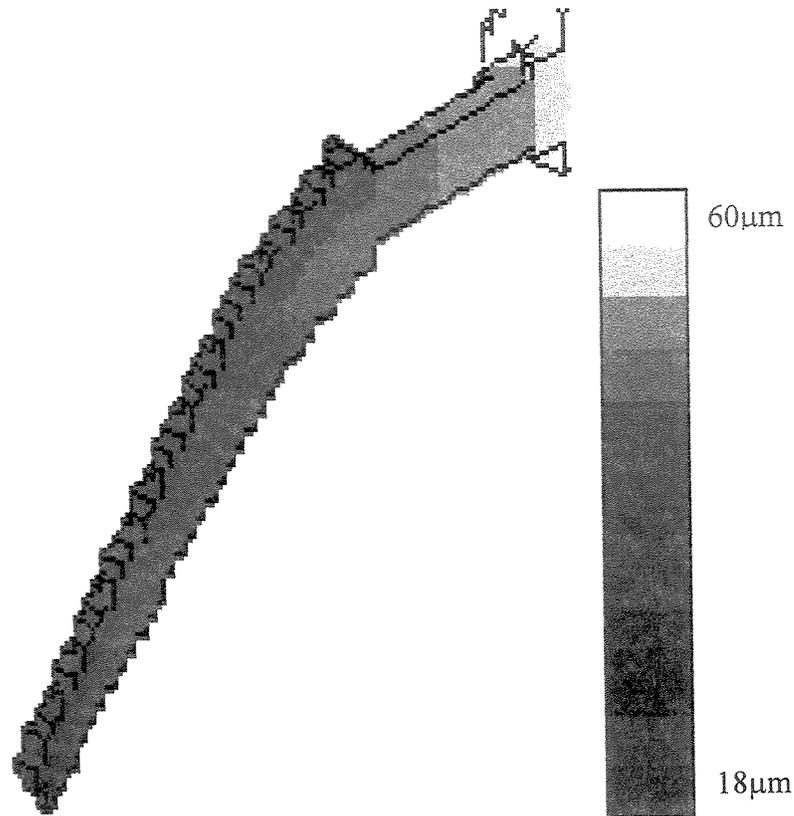


Figura 4.51. Distribuição do espaçamento dendrítico secundário em função tempo local de solidificação na peça fundida ( $\lambda_2=5,48 t_{SL}^{0,5}$ ).

Com a utilização da equação 4.4, oriunda da correlação entre espaçamentos dendríticos e parâmetros do processo de solidificação direcional, e as medidas dos espaçamentos dendríticos secundários nos vários pontos da peça fundida, foi possível conceber o confronto entre dados experimentais e dados fornecidos pela simulação. Tal confronto é apresentado nas figuras 4.52 e

4.53. Na região periférica da amostra, figura 4.52, observa-se que houve razoável concordância entre dados experimentais e dados teóricos.

As diferenças de valores podem ser devido a diversos fatores, tais como erros nas medidas experimentais, incluindo incorreções na determinação dos espaçamentos e da evolução de temperaturas no processo de solidificação direcional. Na parte central da amostra, o confronto entre dados experimentais e teóricos também exhibe concordância satisfatória. Novamente, as diferenças podem ser atribuídas a erros nas medidas experimentais, bem como a aproximações na etapa de simulação do processo.

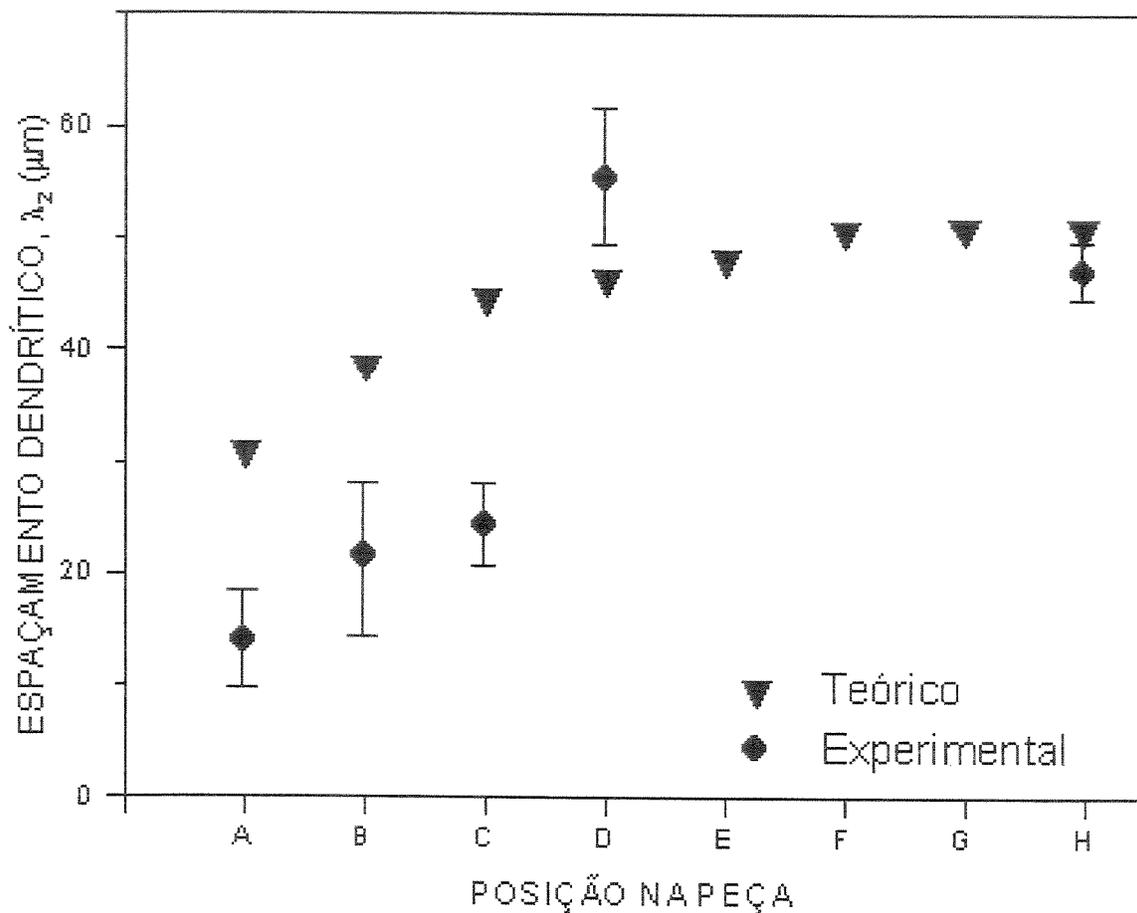


Figura 4.52. Confronto teórico/experimental de espaçamentos dendríticos secundários ( $\lambda_2$ ) na região periférica da peça fundida.

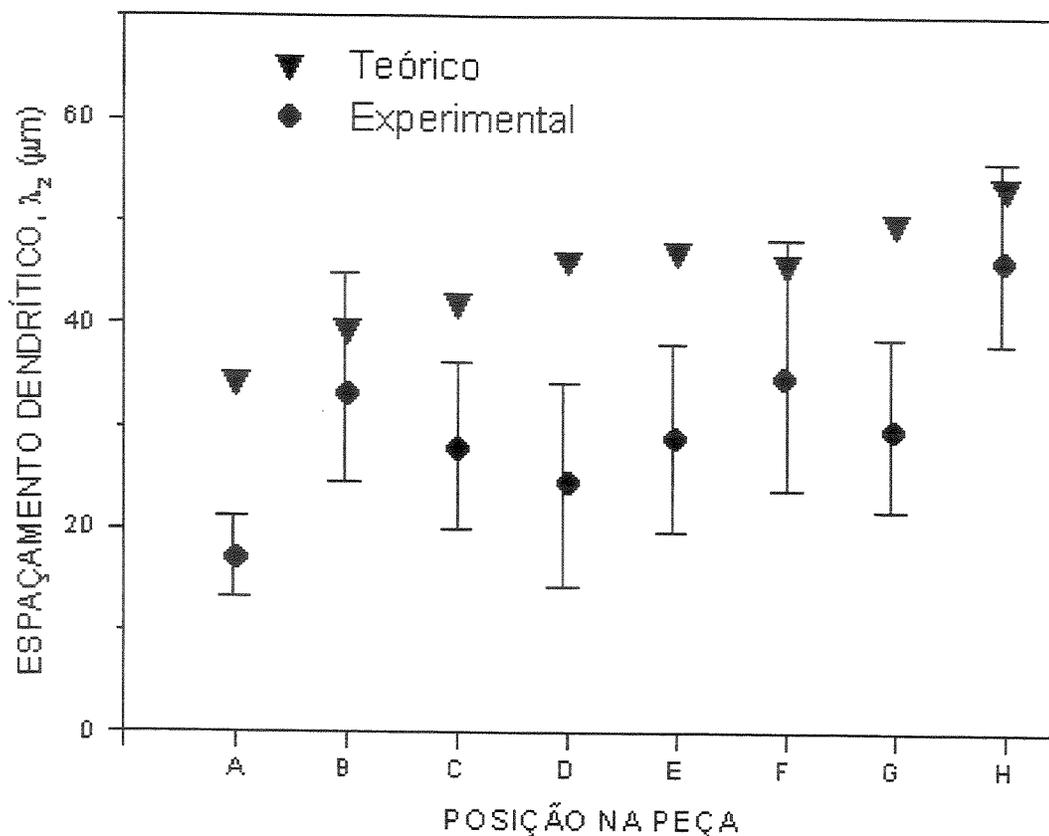


Figura 4.53. Confronto teórico/experimental de espaçamentos dendríticos secundários ( $\lambda_2$ ) na região central da peça fundida.

Objetivando avaliar o efeito das variáveis do processo de fundição, na microestrutura, procedeu-se a simulação do mesmo com diferentes temperaturas iniciais do molde. A figura 4.54 apresenta os espaçamentos dendríticos secundários na parte periférica da peça fundida para 5 diferentes temperaturas iniciais do molde. Nota-se que à medida que essa temperatura é aumentada, os espaçamentos dendríticos mostram tendência ao crescimento.

Tal observação é coerente com a evolução de temperaturas no sistema metal/molde, pois temperaturas do molde superiores levam a um maior tempo de solidificação e, conseqüentemente, ao um maior tempo local de solidificação. O mesmo tipo de evento é observado na região central da peça, como mostra figura 4.55. À medida que a temperatura do molde é elevada, provoca-se o aumento do tempo local de solidificação e dos espaçamentos dendríticos secundários.

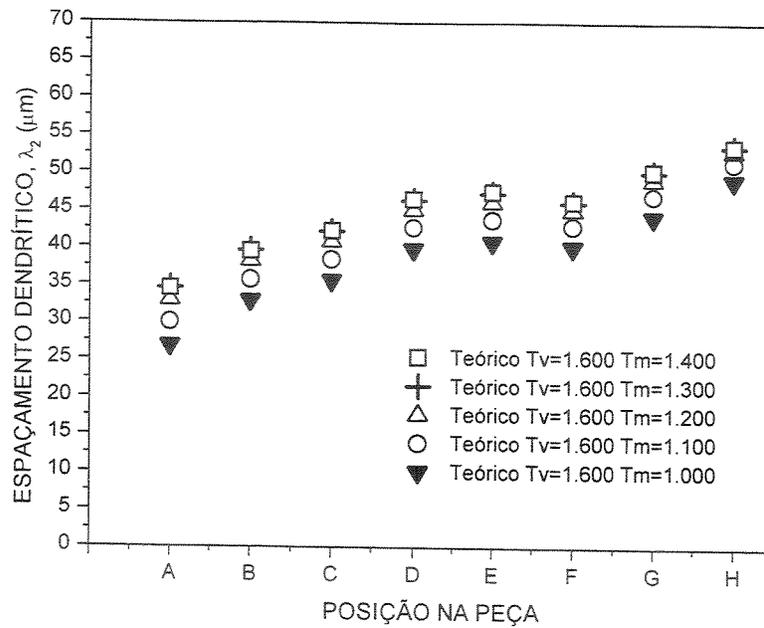


Figura 4.54. Evolução dos espaçamentos dendríticos secundários ( $\lambda_2$ ) na região periférica da peça fundida, calculada para várias temperaturas iniciais do molde.

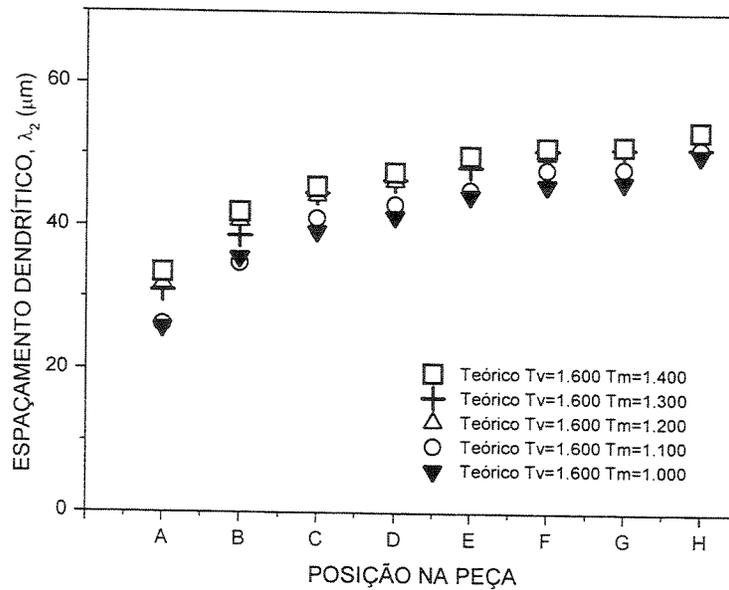


Figura 4.55. Evolução dos espaçamentos dendríticos secundários ( $\lambda_2$ ) na região central da peça fundida, calculada para várias temperaturas iniciais do molde.

Alterando-se a espessura do molde (da casca cerâmica), também foi possível observar variações microestruturais na peça fundida. A figura 4.56 exhibe os espaçamentos dendríticos secundários para diferentes espessuras de molde na região periférica da peça fundida. A extração de calor do metal fundido é alterada de duas maneiras ao se modificar a espessura do molde. Um molde com maior espessura tem maior capacidade de absorver o calor do metal líquido. Entretanto, à medida que essa espessura é diminuída, torna-se mais fácil transferir o calor do metal líquido ao ambiente. Assim, a transferência de calor é controlada pelo compromisso entre armazenamento e a condução do calor do metal líquido para o ambiente. Na região distante do massalote, o aumento ou a diminuição da espessura causam a queda no tempo local de solidificação e, conseqüentemente, a diminuição nos espaçamentos dendríticos. Essa afirmação deve ser vista com reservas, pois a variação final nos espaçamentos não foi elevada para exibir uma tendência. Para a região próxima ao massalote, aparentemente, dentro da faixa de valores de espessura analisados, o aumento ou a diminuição alterou muito pouco a transferência de calor, o que resultou em espaçamentos dendríticos constantes com a variação da espessura do molde. A variação da espessura do molde na microestrutura da região central da peça fundida, com resultados apresentados na figura 4.57, também resultou em tendência semelhante aos da região periférica.

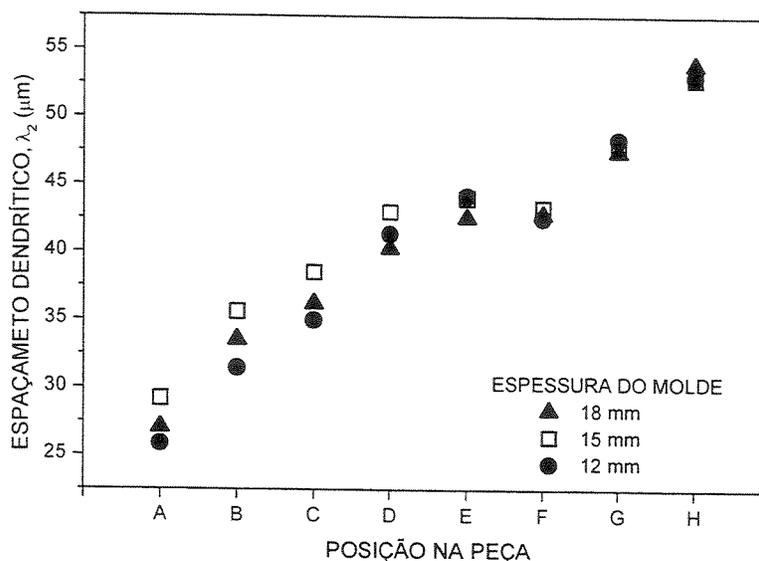


Figura 4.56. Evolução dos espaçamentos dendríticos secundários ( $\lambda_2$ ) na região periférica da peça fundida, calculada para várias espessuras de molde

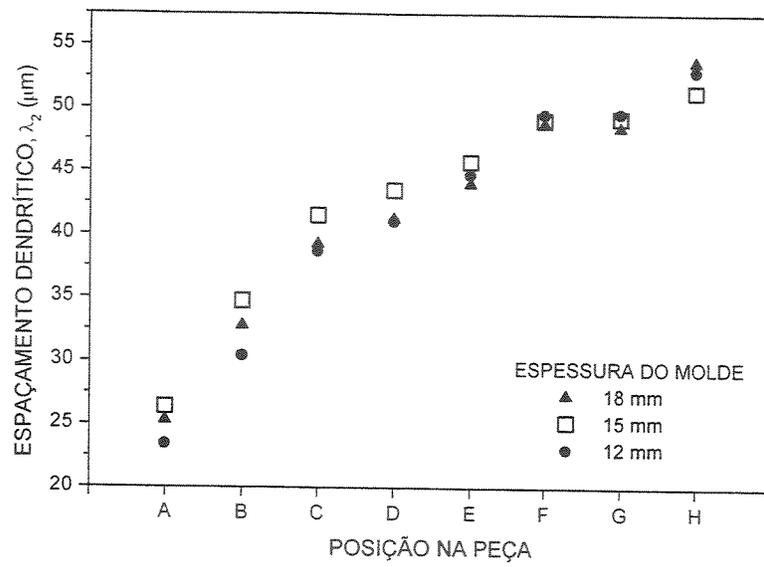


Figura 4.57. Evolução dos espaçamentos dendríticos secundários ( $\lambda_2$ ) na região central da peça fundida, calculada para várias espessuras de molde.

## Capítulo 5

### 5. Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros

#### 5.1. Conclusões

Essa pesquisa envolveu a investigação do modo, microestrutura e simulação de um aço inoxidável austenítico AISI 316L aplicado à fundição de precisão de implantes ortopédicos. Os resultados obtidos conduzem às seguintes conclusões:

- a. A aplicação do programa computacional AFS Solidification System no acompanhamento da solidificação em processos de fundição mostrou-se bastante satisfatória. Os resultados obtidos permitem descrever em detalhes a transformação líquido/sólido e obter informações importantes, verificando a teoria, para a otimização da fundição em relação a custos e qualidade do produto final;
- b. A análise térmica diferencial de amostras do aço inoxidável AISI 316L permitiu determinar suas temperaturas liquidus e solidus, respectivamente iguais a 1.434 e 1.387 °C. A transformação de fase presente na solidificação desse aço é: Líquido  $\rightarrow$  (Líquido +  $\gamma$ )  $\rightarrow$   $\gamma$ . Dependendo do grau de segregação de solutos, a composição do líquido pode ser modificada, originando a transformação: Líquido  $\rightarrow$  (Líquido +  $\gamma$ )  $\rightarrow$  (Líquido +  $\gamma$  +  $\delta$ )  $\rightarrow$  ( $\gamma$  +  $\delta$ ). Nesse último caso, ocorre a formação de ferrita na região interdendrítica;
- c. A solidificação direcional sob baixas taxas de crescimento do aço inoxidável austenítico AISI 316L permitiu observar que a maioria dos elementos de liga, incluindo Cr, Ni, Mo, Mn, Si e P apresentam coeficiente de distribuição menor que a unidade. Com relação ao

Cu, observou-se que esse elemento possui tal coeficiente próximo à unidade. Sob baixa taxa de crescimento, constatou-se que é possível obter a solidificação com interface sólido/líquido plana. A segregação de solutos permite a formação de carbonetos de Cr e Mo com estrutura eutética, o que causa a degeneração do crescimento plano, levando ao crescimento celular, seguido pelo dendrítico;

- d. A solidificação direcional sob altas taxas de crescimento do aço inoxidável austenítico 316L permitiu estabelecer a correlação entre espaçamentos dendríticos secundários e parâmetros do processo de solidificação, o que resultou na equação:  $\lambda_2 = 5,48 t_{SL}^{0,5}$ ;
- e. A realização do processo de fundição real de uma haste utilizada em implantes ortopédicos confrontada com a simulação do mesmo processo através do programa AFS Solidification System resultou em concordância satisfatória entre resultados experimentais e teóricos. A partir das investigações sobre o modo e a microestrutura de solidificação foi possível simular os espaçamentos dendríticos da peça fundida e compará-los com resultados experimentais. Essa comparação resultou em razoável concordância;
- f. Os resultados obtidos no tocante ao modo e microestrutura de solidificação associados à simulação do processo de fundição permitem otimizar esse processo colaborando em evitar utilizar alguns métodos de tentativa e erro. A partir de alterações nos parâmetros operacionais do processo de fundição é possível prever a evolução da solidificação, bem como aspectos microestruturais da mesma.

## 5.2. Sugestões para Trabalhos Futuros

O desenvolvimento do presente trabalho permite sugerir algumas linhas de pesquisa que permitiriam enriquecer o tema abordado:

- a. Estudo do diagrama de equilíbrio Fe-Cr-Ni na região associada aos aços inoxidáveis austeníticos em diversas condições, objetivando estabelecer o efeito de taxas de resfriamento nas transformações de fase;

- b. Estudo da solidificação direcional de ligas Fe-Cr-Ni na região associada aos aços inoxidáveis austeníticos objetivando estabelecer o valor do coeficiente de distribuição do Cr e do Ni, à medida que os resultados presentes na literatura são conflitantes;
- c. Estudo da solidificação direcional de ligas Fe-Cr-Ni na região associada aos aços inoxidáveis na tentativa de estabelecer o efeito da razão Cr/Ni nas transformações de fase. Os resultados presentes na literatura são obtidos com amostras com um número elevado de elementos de liga, o que provoca alterações na microestrutura final;
- d. Estudo da solidificação direcional de ligas Fe-Cr-Ni na região associada aos aços inoxidáveis austeníticos objetivando estabelecer correlações entre espaçamentos dendríticos primários e parâmetros do processo.

## Referências Bibliográficas

- American Society for Testing and Materials–ASTM. Standard specification for stainless steel bar and wire for surgical implants (special quality). ASTM–F138-92. Philadelphia: ASTM, v.13.01, p.20-22, 1992.
- Brooks, J.A., Thompson, A.W. Microstructural development and solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel welds. *Int. Materials Reviews*, v.36, n.1 p.16-44, 1991.
- Callister, W.D.Jr. *Materials science and engineering: an introduction*. John Wiley & Sons Inc., New York, 3<sup>rd</sup> edition, 811 p., 1994.
- Caram, R. *Modelagem matemática, simulação e otimização do processo de solidificação*. Campinas: UNICAMP, 192p, 1988. Tese de Doutorado.
- Caram, R., Garcia, A. The use of dendritic microstructure growth to evaluate the metal/mould heat transfer coefficient in the foundry process. In: 4<sup>th</sup> UK National Conference on Heat Transfer, I Meche Conference Transactions, p.555-559, 1995.
- Chaves, R. R. *Obtenção e caracterização de ligas Ti-Al-Nb para uso em implantes ortopédicos*. Campinas: UNICAMP, 2001. Tese de Doutorado.
- Cieslak, M.J., Ritter, A.M., Savage, W.F. Solidification cracking and analytical electron microscopy of austenitic stainless steel weld Metals. *Welding Research Supplement*, january, p.1s-8s, 1982.
- Esaka, H. *Dendrite growth and spacing in succinitrile-acetone alloys*. Lausanne: EPFL, 154p., 1986. These du Grade de Doctour.
- Flemings, M.C. *Solidification processing – materials science and engineering series*. EUA: McGraw Hill, 364p., 1974.
- Flinn, R.A. *Fundamentals of the metal casting*. EUA: Addison-Wesley Publishing Company, INC., 324p., 1963.
- Fukumoto, S., Kurz, W. Solidification phase and microstructure selection maps for Fe-Cr-Ni alloys. *ISIJ International*, v.39, n.12, p.1270-1279, 1999.
- George, S.P., Elder, S.P., Abbaschian, G.J. Thermal profiles measured during casting of a steel hammer. *Proceedings of modeling and control of casting and welding process IV*. Palm\_Coast FL, v.1, p. 775-857, 1988.
- Geying, A., Lixing, L. Dendrite spacing in unidirectionally solidified Al-Cu alloy. *J. Crystal Growth*, v.80, p.383-392, 1987.

- Grugel, R.N. Evaluation of primary dendrite trunk diameters in directionally solidified Al-Si alloys. *Mat. Characterization*, v.28, p.213-219, 1992.
- Grugel, R.N. Secondary and tertiary dendrite arm spacing relationships in directionally solidified Al-Si alloys. *J. Materials Science*, v.28, p.677-683, 1993.
- Hummel, R.E. *Understanding materials science: history, properties and applications*. Springer-Verlag: New York Inc., 407p, 1998.
- Hunt, J.D. Cellular and primary dendrite arm spacing. In: *Solidification and Casting of Metals*. London: The Metals Society, p.3, 1979.
- Hunt, J.D., Burden M.J. Cellular and dendritic growth - part I. *J. Crystal Growth*, v.22, p.99-108, 1973-a.
- Hunt, J.D., Burden M.J. Cellular and dendritic growth - part II. *J. Crystal Growth*, v.22, p.109-116, 1973-b.
- Ierardi, M.C., Caram, R., Garcia, A. Modeling of heat transfer in static and continuous casting. *Proceedings of the 4<sup>th</sup> Miami International Symposium on Multiphase Transport & Particulate Phenomena*, Miami, v.1, p.10, 1986.
- Jackson. K.A. *Mechanism of growth liquid metals and solidification*. Cleveland, Ohio. American Society for Metals, p.174. 1958.
- Jernkontoret. *A guide to the solidification of steels*. Stockholm, p.102-105, 1977.
- Jolly, M.R. Cast benefits of solidification simulation to foundry users. *The Foundryman*, p.11-18, january, 1994.
- Kattamis, T.Z., Coughlin, J.C., Flemings, M.C. Influence of coarsening on dendrite arm spacing of aluminum-copper alloys. *Trans. AIME*, v.239, p.1504-1511, 1967.
- Kerr, H.W., Kurz, W. Solidification of peritectic alloys. *Int. Materials Reviews*, v.41, n.4, p.129-163, 1996.
- Kurz, W., Fisher, D.J. Dendritic growth at limit of stability: tip radius and spacing. *Acta Metall.*, v. 29, p.11-20, 1981.
- Leone, G.L., Kerr, H.W. The ferrite to austenitic transformation in stainless steel. *Welding Research Supplement*, january, p.13s-21-s, 1982.
- Mason, J.T., Verhoeven, J.D., Trivedi, R. Primary dendrite spacing. *J. Crystal Growth*, v.59, p.516-534, 1982.

- Matweb Material Property Data. AISI type 316L stainless steel, annealed sheet. Disponível em: <<http://www.matweb.com/search/SpecificMaterial.asp?bassnum=Q316N>>. Acesso em: 25/sept./02.
- Niyama, E., Uchida, T., Morikawa, M., Saito, S. *et al.* A method of shrinkage prediction and its application to steel casting practice. Proceedings of the 49<sup>th</sup> international foundry congress. Chicago, 04/1982.
- Okamoto, T., Kishitake, K. Dendritic structure in unidirectionally solidified aluminum, tin and zinc base binary alloys. *J. Crystal Growth*, v.29, p.137-146, 1975.
- Otsumi, O. Solidificação dos metais. São Paulo: LCTE. Ltda., 185p., 1988.
- Prates, M., Davis, J.G. Solidificação e fundição de metais e suas ligas. São Paulo: LTC/EDUSP, 246p., 1978.
- Rajasekhar, K., Harendranath, C.S., Raman, R., Kulkarni, S.D. Microstructural evolution during solidification of austenitic stainless steel weld metals: a color metallographic and electron microprobe analysis study. *Mat. Characterization*, v.38, p.53-65, 1997.
- Raymond, R. Out of the fiery furnace: the impact of metals on the history of mankind. Penn State Press, 274p., 1986.
- Rios, C.T., Alves, A.P., Caram, R. Simulação numérica e análise microestrutural na fundição de alumínio. *Fundição e Serviços*, n.34, 48-57, 08/09-1995.
- Rios C. T. Correlação entre parâmetros térmicos e microestrutura dendrítica e sua aplicação na simulação da fundição de ligas de alumínio. Campinas: UNICAMP, 1996. 86p. Tese de Mestrado.
- Shewmon, P.G. Transformation in metals – Materials science and engineering series. EUA: McGraw-Hill, 1969, 394p.
- Smiley, L.E. Applying PCs to 3-D solidification modeling. *Modern Casting*, p.24, november, 1993.
- Suutala, N., Takalo, T., Moision, T. Ferritic-austenitic solidification mode in austenitic in stainless steel welds. *Metall. Trans. A*, v.11a, may, p.717-725, 1980.
- Taha, M.A. Some observations on dendritic morphology and dendrite arm spacing. *Metals Science*, v.9, p.9-12, 01-1979.
- Takalo, T., Suutala, N., Moision, T. Austenitic solidification mode in austenitic in stainless steel welds. *Metall. Trans. A*, v.10a, august, p.1173-1181, 1979.

- Trivedi, R. Interdendritic spacing: part II – a comparison of theory and experiment. *Metall. Trans. A*, v.15, p.977-982, 1984.
- Trivedi, R. Theory of dendritic growth during the directional solidification of binary alloys. *J. Crystal Growth*, v.49, p.219-232, 1980.
- Tunca, N., Smith, R.W. Variation of dendrite arm spacing in Al-rich Zn-Al off-eutectic alloys. *J. Materials Science*, v.23, p.111-120, 1988.

Relação de páginas coloridas

Página N<sup>o</sup>

33  
47  
50  
53  
54  
55  
59  
60  
61  
62  
63  
64  
65  
66  
73  
74  
87  
93  
95  
97  
98  
101  
102  
103

TOTAL  
137