

TESE DE DOUTORADO POR Suzimara R. de
Andrade Ducatti APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM _____
Prof. Rezende
ORIENTADOR

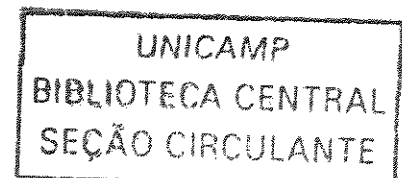
UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

**Simulação Numérica do Processo de
Solidificação de Placas Finas com Redução da
Espessura com o Núcleo Líquido**

200403188

14/03

Autor: **Suzimara Rossilho de Andrade Ducatti**
Orientador: **Prof. Rezende Gomes dos Santos**



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

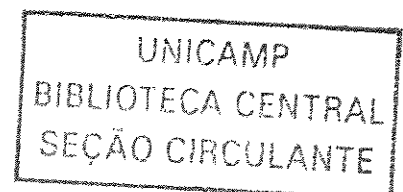
Simulação Numérica do Processo de Solidificação de Placas Finas com Redução da Espessura com o Núcleo Líquido

Autor: Suzimara Rossilho de Andrade Ducatti
Orientador: Prof. Rezende Gomes dos Santos

Curso: Engenharia Mecânica
Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

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

Campinas, 2003
S.P. – Brasil



UNIDADE	BC
Nº CHAMADA	T/UNICAMP
	D855A
V	EX
TOMBO BC/	57172
PROC.	16-717/04
C ☐	D ☒
PREÇO	R\$ 11,00
DATA	02/03/04
Nº CPD	

CM00195064-7

BIB ID 310989

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

D855s

Ducatti, Suzimara Rossilho de Andrade

Simulação numérica do processo de solidificação de placas finas com redução da espessura com o núcleo líquido / Suzimara Rossilho de Andrade Ducatti. -- Campinas, SP: [s.n.], 2003.

Orientador: Rezende Gomes dos Santos
Tese (doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Solidificação. 2. Análise numérica. 3. Metalurgia.
4. Metais. 5. Simulação. I. Santos, Rezende Gomes dos.
II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA TÉRMICA E FLUIDOS

TESE DE DOUTORADO

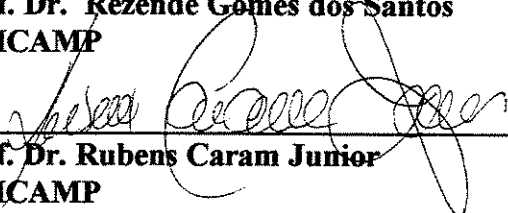
**Simulação Numérica do Processo de
Solidificação de Placas Finas com Redução da
Espessura com o Núcleo Líquido**

Autor: Suzimara Rossilho de Andrade Ducatti

Orientador: Rezende Gomes dos Santos



Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos
UNICAMP



Prof. Dr. Rubens Caram Junior
UNICAMP



Prof. Dr. Renato Pavanello
UNICAMP

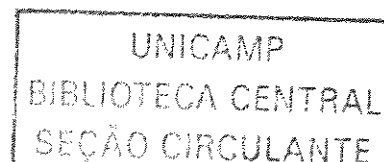


Prof. Dr. José Deodoro Trani Capocchi
USP



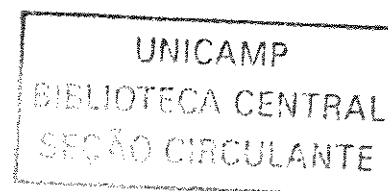
Prof. Dr. Carlos de Moura Neto
ITA

Campinas, 28 de julho de 2003



Dedicatória:

Dedico este trabalho ao meu marido Marcelo e aos meus pais, João e Antonia.



Agradecimentos

Este trabalho não poderia ser terminado sem a ajuda de diversas pessoas às quais quero expressar minha gratidão:

Ao Prof. Rezende pela orientação e apoio durante todo o tempo que durou esta pesquisa.

Ao Prof. Renato Pavanello pela ajuda e discussões.

Aos pesquisadores e amigos: João Peralta, Ricardo de Andrade, Miriam Motta Melo pela contribuição dos trabalhos experimentais e esclarecimentos.

À UNICAMP e aos técnicos e funcionários que, sem eles, nada disto seria possível.

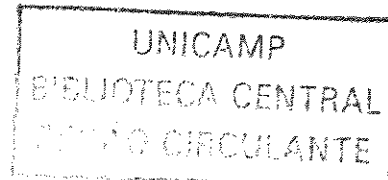
Aos companheiros do departamento de Engenharia de Materiais: Célio, Fernando, Mário, Antonio, pelas importantes discussões técnicas durante o café.

Ao CNPQ pelo apoio financeiro.

Ao meu marido Marcelo pela dedicação e amor e aos seus pais, Antonio e Vanda pelo carinho que demonstram e incentivo.

Aos meus pais (não tenho palavras) por tudo,

Obrigada.



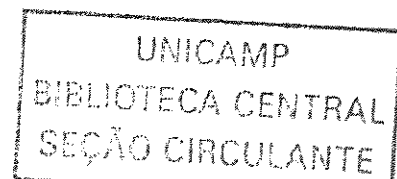
RESUMO

ANDRADE, Suzimara Rossilho, Simulação Numérica do Processo de Solidificação de Placas Finas com Redução da Espessura com Núcleo Líquido, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2003, Tese de Doutorado.

Novos processos têm sido desenvolvidos nos últimos anos com o objetivo de otimizar as propriedades de ligas metálicas produzidas por lingotamento contínuo. Um dos processos que está em desenvolvimento é o de solidificação das placas finas com redução da espessura quando o seu núcleo ainda está na fase líquida. Nos últimos anos tem sido notado um aumento na utilização de modelos matemáticos baseados em métodos numéricos para a simulação de diversos aspectos da solidificação de ligas metálicas, visando aplicações industriais. Neste trabalho um modelo matemático é desenvolvido para analisar os efeitos da redução da espessura da placa estando o núcleo ainda líquido nos parâmetros de solidificação. O trabalho utiliza um programa genérico que resolve problemas de várias áreas de engenharia, ANSYS, baseado no método de elementos finitos para as simulações com e sem redução do núcleo líquido. Além da variação de temperatura na placa em função da posição e do tempo, obtém-se outros parâmetros de solidificação e a partir de teorias, já existentes na literatura, que propõem equações para o cálculo dos espaçamentos dendríticos de ligas metálicas, foram criadas sub-rotinas dentro do programa base com a finalidade de estimar esses espaçamentos. O modelo foi aplicado para simular processos de solidificação de uma liga alumínio-cobre e de aços com diferentes composições químicas. Foram obtidos resultados para diferentes graus de redução de espessura e alguns foram comparados com resultados experimentais para analisar a precisão do modelo. O modelo final foi aplicado para a análise da influência da redução da espessura com núcleo líquido nos parâmetros térmicos e estruturais de placas finas.

Palavras-chave:

Simulação, solidificação, placas finas, redução do núcleo líquido



ABSTRACT

ANDRADE, Suzimara Rossilho, Numerical Simulation of Solidification Processes of Thin Slabs Under Liquid Core Reduction, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2003, Thesis (Doctor).

New processes have been developed in the last years to produce near net shape metallic products with final or almost final dimensions. Thin slab continuous casting is a near net shape process to produce slabs with thickness convenient for direct rolling. Numerical modeling has been explored to simulate and to predict parameters of solidification of metals in order to improve industrial processes. In this work a numerical model is developed to analyze the effects of liquid core reduction during solidification to the microstructure of thin slabs. This analysis involves numerical simulation applying the finite element method. The finite element method has been chosen for its efficiency and the availability of commercial computer codes for simulation of thermal and structural analysis. The mathematical model is developed introducing modifications in one of these commercial codes (ANSYS) and it is able to simulate the solidification of thin slabs submitted to liquid core reduction. The reduction of thickness of the slab is taken into account by a movement and a distortion of the meshes. Applying specific equations, a subroutine has been developed to estimate the variation of dendrite arms spacing in the slabs. The numerical model is applied to simulate solidification processes of Al-4.5wt%Cu and steels with different compositions. Some numerical results are compared to experimental data to verify the precision of the numerical model. Simulations of the solidification processes, with and without liquid core reduction, are carried out in order to analyze the influence of this reduction on the solidification parameters and on the microstructure formation.

Key-words:

Simulation, solidification, thin slabs, liquid core reduction.

Índice

Lista de Figuras	xi
Nomenclatura	xiv
1 Introdução	1
1.1 Conceitos Gerais	1
1.2 Processos <i>Near Net Shape</i>	2
1.3 Objetivos	4
2 Revisão Bibliográfica	6
2.1 Introdução	6
2.2 Processos de lingotamento contínuo de placas finas	8
2.3 Estruturas de solidificação	12
2.3.1 Formação das estruturas resultantes da solidificação	14
2.4 Modelagem matemática de processos de solidificação	20
2.4.1 Introdução	20
2.4.2 Equacionamento do processo de solidificação e considerações gerais dos principais trabalhos analisados	22
3 Modelo Numérico	31
3.1 Introdução	31
3.2 Análise térmica utilizando o ANSYS	32
3.3 Simulação da redução da espessura da placa	37
3.4 Sub rotinas de cálculo dos parâmetros estruturais	39
3.5 Algoritmos	42

3.5.1 – Algoritmo geral	42
3.5.2 – Algoritmo da sub rotina de cálculo dos espaçamentos	43
3.6 Características específicas dos sistemas metal/molde e condições de contorno aplicadas.	44
3.6.1 – Solidificação unidirecional da liga Al-4,5%Cu.	44
3.6.2- Solidificação do aço inoxidável AISI 304 em molde de areia	46
3.6.3 – Solidificação de placas finas em molde refrigerado	48
4 Materiais e métodos	51
4.1 Introdução	51
4.2 Solidificação unidirecional da liga Al-4,5%Cu	52
4.3 Solidificação da placa de aço inoxidável AISI 304 em molde de areia	54
4.4 Solidificação em simulador de lingotamento de placas finas com e sem redução de espessura com núcleo líquido	56
5 Resultados e Discussões	60
5.1 Introdução	60
5.2 Resultados para a liga Al-4,5%Cu	61
5.3 Resultados para o aço microligado	67
5.4 Resultados para o aço inoxidável AISI 304	72
5.5 Aplicações do modelo matemático na análise do processo de solidificação de placas finas	80
6 Conclusões	90
6.1 Propostas para trabalhos futuros	92

<i>Referências Bibliográficas</i>	93
<i>Apêndice I</i>	103

Lista de figuras

Figura 3.1 – Fluxograma da etapa de pré processamento do ANSYS	36
Figura 3.2 – Fluxograma da etapa de pós processamento do ANSYS	37
Figura 3.3 – Representação da malha de elementos da simulação da solidificação de placas finas (a) antes e (b) depois da aplicação da redução de espessura	39
Figura 3.4 - Geometria criada e as condições de contorno impostas na simulação da solidificação unidirecional da liga Al-4,5%Cu	46
Figura 3.5 - Geometria criada e as condições de contorno impostas na simulação da solidificação da placa de aço inoxidável AISI 304 em molde de areia	48
Figura 3.6 - Geometria criada e as condições de contorno impostas na simulação da solidificação de placas finas no simulador de lingotamento	50
Figura 4.1 – Representação esquemática do sistema metal/molde de solidificação unidirecional da liga Al-4,5%Cu	52
Figura 4.2 – Solidificação da placa de aço inoxidável em molde areia	54
Figura 4.3 – Simulador físico de lingotamento de placas finas e esquema representativo	58
Figura 5.1 - Curvas da variação de temperatura experimentais e simuladas da solidificação unidirecional da liga Al-4,5%Cu	61
Figura 5.2 - Valores simulados para o tempo local de solidificação (a) e velocidade da linha liquidus (b) em função da distância da interface metal/molde	63
Figura 5.3 – Resultados experimentais da variação do espaçamento dendrítico primário, em função da distância da interface metal/molde, resultante da solidificação unidirecional da liga Al-4,5%Cu comparados com os resultados calculados pelo modelo desenvolvido	64
Figura 5.4 - Resultados experimentais da variação do espaçamento dendrítico secundário, em função da distância da interface metal/molde, resultante da solidificação unidirecional da liga Al-4,5%Cu, comparados com os resultados calculados pelo modelo desenvolvido	64

Figura 5.5 - Curvas de variação de temperatura simuladas da solidificação da liga Al-4,5%Cu sem redução da espessura e com 20% de redução	66
Figura 5.6 - Variação do espaçamento interdendrítico secundário, com relação à distância ao molde, resultante da solidificação da liga Al-4,5%Cu sem redução de espessura e com 20% de redução	67
Figura 5.7 - Curvas simuladas e experimentais da variação de temperatura, em dois pontos da placa, durante a solidificação do aço microligado com espessura constante de 60 mm	69
Figura 5.8 - Curvas simuladas e experimentais da variação de temperatura, em dois pontos da placa, durante a solidificação do aço microligado com 12 mm de redução espessura da placa	70
Figura 5.9 - Curvas simuladas e experimentais da variação de temperatura, em dois pontos da placa, durante a solidificação do aço microligado com 18 mm de redução espessura da placa. Espessura inicial de 60 mm	71
Figura 5.10 – Posição da isoterma liquidus (ponta de dendrita) em função do tempo durante a solidificação da placa de aço microligado sem redução da espessura	72
Figura 5.11 - Curvas da variação de temperaturas experimentais e simuladas da solidificação em molde de areia do aço inoxidável AISI 304	73
Figura 5.12 - Variação do espaçamento dendrítico secundário, com relação à distância ao molde, resultante da solidificação do aço inoxidável solidificado em molde de areia	75
Figura 5.13 - Curvas experimentais e simuladas da variação de temperatura, em duas posições da placa, durante a solidificação do aço inoxidável AISI 304 sem redução da espessura	76
Figura 5.14 - Curvas experimentais e simuladas da variação de temperaturas, em dois pontos da placa, durante a solidificação do aço inoxidável AISI 304 com aplicação de 5 mm de redução da espessura	77
Figura 5.15 – Posição da isoterma liquidus em função do tempo, determinada através do modelo numérico, durante a solidificação do aço inoxidável AISI 304 sem redução da espessura	78

Figura 5.16 - Espaçamentos dendríticos secundários, experimentais e simulados, resultantes da solidificação do aço inoxidável AISI 304 sem redução da espessura da placa	79
Figura 5.17 - Espaçamentos dendríticos secundários, experimentais e simulados, resultantes da solidificação do aço inoxidável AISI 304 com 5 mm de redução da espessura da placa	80
Figura 5.18 - Curvas simuladas da variação de temperatura, em dois pontos da placa, durante a solidificação do aço microligado sem redução, com 12 mm de redução e com 18 mm de redução da espessura da placa	81
Figura 5.19 - Curvas simuladas da variação de temperatura, em dois pontos da placa, durante a solidificação do aço inoxidável AISI 304 sem redução, com 5 mm de redução e com 10 mm de redução da espessura da placa	82
Figura 5.20 – Curva da variação do tempo local de solidificação em função da distância da interface metal/molde para o aço inoxidável AISI 304	83
Figura 5.21 – Curva da posição das isothermas solidus e liquidus em função da distância da interface metal/molde para o aço inoxidável AISI 304	84
Figura 5.22 – Espaçamentos dendríticos secundários resultantes da simulação do processo de solidificação do aço microligado sem redução e com 30% de redução da espessura.	85
Figura 5.23 – Representação das isothermas na peça 10s após o vazamento (a) e 50s após o vazamento (b) do aço inoxidável	86
Figura 5.24 – Representação das isothermas na peça 10s após o vazamento (a) e 50s após o vazamento (b) do aço microligado	87
Figura 5.25 – Redução da espessura da placa aplicada 7s (a) e 40s (b) após o vazamento do aço microligado	88
Figura 5.26 – Placa de aço inoxidável 20 s após o vazamento (a), logo após a aplicação da redução (b) e 170s após o vazamento (c)	89

Nomenclatura

Letras Latinas

c_p – calor específico	[J/kgK]
c_{ef} – calor específico efetivo	[J/kgK]
Cc- porcentagem em massa do carbono	
Cr - taxa de resfriamento	[°C/s]
d - meia espessura do corpo de prova	[mm]
G - gradiente térmico	[K/m]
H – entalpia	[J/kg]
h – coeficiente de transferência de calor por convecção	[W/m ² K]
h_g - coeficiente de transferência de calor global na interface metal/molde	[W/m ² K]
k – condutibilidade térmica	[W/mK]
L – Calor latente de fusão	[J/kg]
q – fluxo de calor	[J/m ² s]
Q- taxa de geração de calor	[J/s]
R - velocidade de crescimento	[cm/s]
t – tempo	[s]
T – temperatura	[°C]
$\dot{T}$ - taxa de resfriamento local	[K/s]
v – velocidade da linha liquidus	[m/s]

Letras gregas

ρ – densidade	[Kg/m ³]
λ – espaçamento dendrítico	[μ m]
Δ - variação	

Γ - coeficiente de Kibbs- Thompson

Subscritos

m - metal

o - meio externo ao molde

l - liquidus

r - radiação

s - solidus

1 - primário

2 – secundário

x, y, z – direções no espaço cartesiano

Siglas

MEF – Método de Elementos Finitos

MDF – Método de Diferenças Finitas

NNSC – *Near Net Shape Casting*

CSP – *Compact Strip Production*

ISP – *In-line Strip Production*

Capítulo 1

Introdução

1.1 Conceitos gerais

As indústrias metalúrgicas estão cada vez mais interessadas em produzir peças de alta qualidade e menor custo através da otimização de métodos para reduzir perdas, aumentar o rendimento e melhorar a reprodutibilidade de processos. Em particular, os processos envolvendo solidificação, como a fundição e o lingotamento, têm sido bastante estudados nos últimos anos.

A análise do fenômeno da solidificação dos metais apresenta fundamentalmente dois aspectos: um aspecto metalúrgico ligado à composição química do metal; um aspecto térmico, relativo à história térmica anterior do metal, ou seja, a maneira pela qual o calor foi transferido do interior da peça para o meio ambiente, a cada instante do processo. A interação entre estes dois aspectos determinará as características da microestrutura do metal solidificado [Garcia, 2001]. Da mesma forma, os fenômenos de microsegregação, ou seja, distribuição de elementos, e formação de fases fora do equilíbrio são de grande importância tecnológica, pois têm implicações sobre as propriedades das ligas [Rettenmayer, et al. 1997].

Nos últimos anos tem sido notado um aumento na utilização de modelos matemáticos baseados em métodos numéricos para a simulação de diversos aspectos da solidificação de ligas metálicas, visando aplicações industriais. Tais modelos são empregados para a previsão da evolução de temperaturas e dos parâmetros térmicos e

microestruturais durante a solidificação de ligas metálicas. Tais simulações têm permitido a análise de problemas e a otimização do desenvolvimento de processos de produção baseados na fusão e solidificação de metais [Lewis e Ravindran, 2000]. Assim sendo, técnicas de modelagem computacional associadas a trabalhos experimentais têm se tornado cada vez mais freqüentes, minimizando os custos e os riscos associados com as técnicas de tentativa e erro dos procedimentos puramente empíricos.

1.2 Processos *Near Net Shape*

Na indústria siderúrgica a busca da redução do custo de produção e a melhoria da qualidade dos produtos é constante. O processo de lingotamento contínuo é responsável atualmente por um grande volume do aço produzido, alcançando cerca de 90% da produção nacional [Metalurgia e Materiais, 1999]. As grandes siderúrgicas vêm se equipando com modernos equipamentos de produção de placas e tarugos e se defrontam com a necessidade de assegurar a qualidade do produto através do controle do processo, reduzindo os custos operacionais. Os custos relacionados a esses processos de produção podem ser reduzidos a partir da eliminação de determinadas etapas do processo e redução dos gastos com energia. [Sediako et al, 1999]

Na busca de redução de custos, a indústria metalúrgica tem se movido na direção de processos *near net shape*. O termo *near net shape* corresponde a processos para obtenção de produtos com forma e dimensões próximas às do produto acabado ou semi-acabado minimizando processos posteriores. Por exemplo, na fabricação de chapas metálicas tem sido utilizado o processo de lingotamento contínuo de placas finas que diminui etapas do processo de laminação posterior.

Considerando-se o processo de produção de placas, vários problemas devem ser resolvidos para tornar competitivos novos processos em relação aos convencionais: a qualidade do produto e a produtividade devem permanecer as mesmas ou ser melhoradas e o custo deve ser reduzido. De um modo geral deve-se aumentar velocidade de lingotamento e reduzir a espessura final da placa [Brimacombe e Samarasekera, 1994]. No caso do

processo de lingotamento de placas finas, que apresentam espessuras bem menores que as convencionais permitindo a laminação sem resfriamento e um menor grau de redução posterior na produção de chapas, a presença de trincas internas e de porosidade central seriam muito prejudiciais às propriedades finais do produto. Sendo assim, a superfície e o interior da placa fina devem ser quase livres de defeitos. Todas as variáveis do processo e a utilização do equipamento de lingotamento contínuo necessitam de um controle perfeito e é indispensável o entendimento da correlação existente entre cada parâmetro do processo e a qualidade do produto final, o que só pode ser atingido através de um longo desenvolvimento científico e tecnológico [O'Connor, Dantzig, 1994, Williamson, 1988, Brimacombe e Samarasekera, 1994]

A utilização de ferramentas computacionais, como a modelagem matemática da solidificação, para determinação de parâmetros que influenciam na qualidade do produto final é extremamente útil na otimização dos processos. Modelos matemáticos são uma alternativa interessante para o desenvolvimento de processos industriais na medida em que permitem a simulação de diferentes condições até que se chegue a uma condição adequada para obtenção do produto desejado, sem a necessidade de ensaios experimentais, que são demorados e de alto custo.

A sequência de operações fundamentais do processo de lingotamento contínuo é: alimentação de metal líquido por meio de uma panela, fluxo de metal líquido do distribuidor para a cavidade do molde através de injetores, formação da camada de metal sólido junto à superfície da parede interna do molde, resfriamento do lingote após a saída do molde por meio de *sprays* que geralmente borrifam água ou água e ar, auxiliando no processo de solidificação nas regiões internas do lingote e resfriamento natural do lingote.

Os processos de lingotamento contínuo, tanto convencionais quanto *near net shape* podem ser considerados como processos de transferência de calor através do qual o metal líquido é transformado em produto sólido semi-acabado. Esse processo de conversão envolve a remoção do superaquecimento do metal líquido (calor sensível) que entra no molde através de um alimentador, a extração do calor latente de fusão na frente de

solidificação e finalmente o resfriamento do aço já solidificado (calor sensível). O calor nessas etapas do processo é extraído por uma combinação de mecanismos de transferência de calor: convecção no metal líquido, condução de calor devido ao gradiente de temperatura no metal já solidificado, transferência Newtoniana entre a superfície externa do metal solidificado e o molde refrigerado e radiação na interface metal sólido e spray.

O processo de lingotamento contínuo de placas finas difere do convencional pela menor espessura da placa produzida no final do processamento, sendo uma de suas principais vantagens o acoplamento dos processos de lingotamento e de laminação das placas, processos que até então, eram separados [Irwing, 1993]. Do ponto de vista do material, um benefício é o refinamento da estrutura da placa, pela sua menor espessura.

No próximo capítulo faremos uma revisão da literatura sobre os principais processos de lingotamento contínuo de placas finas e veremos que uma possibilidade do processamento é a redução da espessura da placa após a saída do molde tendo já se formado uma casca sólida, mas estando o núcleo ainda líquido. Esse trabalho pretende analisar, através de um modelo matemático, o processo de solidificação do metal levando em consideração esta redução de espessura da placa estando o núcleo líquido.

1.3 Objetivos

Tendo em vista a importância da análise do processo de lingotamento contínuo de placas finas e sendo a modelagem matemática da solidificação extremamente útil na otimização desses processos, o objetivo desse trabalho é desenvolver um modelo numérico para analisar os efeitos da redução da espessura da placa, estando seu núcleo ainda líquido, nos parâmetros de solidificação e a sua influência na formação da microestrutura. O método numérico escolhido foi o de Elementos Finitos (MEF) pela sua eficácia e pela viabilidade de se utilizar um programa genérico comercial que resolve problemas de várias áreas da engenharia através do MEF. O programa ANSYS é utilizado, e modificações são introduzidas com o objetivo de tornar o modelo capaz de, além de obter as curvas de variação de temperatura resultantes dos processos de solidificação de placas finas, simular a

redução de espessura da placa estando o núcleo líquido e analisar a influência dessa redução nos parâmetros térmicos e microestruturais.

O modelo numérico deve ser capaz de simular, para diferentes ligas metálicas, a variação de temperatura em função da posição e do tempo para placas solidificadas com e sem redução da espessura. Sub-rotinas deverão ser desenvolvidas para possibilitar, a partir destes resultados, a determinação de outros parâmetros do processo de solidificação que têm influência direta na formação da microestrutura, ou seja: gradientes térmicos, velocidade de solidificação, posição das isothermas *solidus* e *liquidus* em função do tempo e tempo local de solidificação. A partir desses parâmetros relacionados, utilizando teorias de formação de microestruturas, a variação dos espaçamentos dendríticos das ligas metálicas analisadas será determinada.

Em função da disponibilidade de resultados experimentais obtidos por outros pesquisadores da área de solidificação do Departamento de Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica UNICAMP [Melo, 1996, Peralta, 2002, Palmieri, 2001], tem-se o objetivo de verificação da precisão e eficácia do modelo a partir da comparação com estes resultados experimentais. Por esse motivo, as seguintes ligas foram escolhidas para simulações numéricas: Al-4,5%Cu, aço inoxidável AISI 304 e um aço microligado contendo nióbio e vanádio.

Capítulo 2

Revisão Bibliográfica

2.1 Introdução

Desde o seu surgimento, as indústrias produtoras de aço têm passado por constantes modificações. É importante identificar as causas dessas modificações. Nos anos 50 e 60, a principal motivação era a necessidade de uma produção eficiente de grandes quantidades de aço de alta qualidade. Nessa época, grandes siderúrgicas de plantas “mega-integradas”, como a as japonesas, eram uma referência. Constituíam-se de grandes fábricas com altíssimo investimento de capital e flexibilidade limitada, viáveis onde há demanda de grande volumes de aço. Nos anos 70, a crise de energia tornou-se um importante fato para a modernização da tecnologia de produção dos aços, isto é, promoveu o aparecimento e grande utilização do processo de lingotamento contínuo. Com a implantação de mini indústrias de menor custo e maior flexibilidade de produção, nos EUA, na Itália e na Índia, a competitividade tornou-se maior e as indústrias de plantas integradas tornaram-se economicamente inviáveis. Nos anos 80 e, principalmente, nos anos 90, com a dissolução de barreiras alfandegárias ao redor do mundo, aumentou-se a competição e os compradores exigiam produtos melhores, com menores preços e prazos satisfatórios. [Chaterjee, 1995]. Além disso, a preocupação com aspectos ambientais também se tornou imprescindível. Para satisfazer as mudanças do mercado, as metalúrgicas dos anos 90 deveriam preencher os seguintes requisitos:

- Não agredir o meio ambiente, ser auto suficiente energeticamente e ter capacidade de reciclagem.
- Baixo capital inicial e, ao mesmo tempo, possuir máquinas que operem utilizando a última tecnologia disponível com excelente controle do processo.
- Flexibilidade de produção
- Alta produtividade.
- Estar localizada próxima aos clientes
- Ter a capacidade de expandir a linha de produtos rapidamente quando é necessário atingir novos mercados.

Nesse contexto, um dos principais focos de atenção, nos anos 90, foi o desenvolvimento do lingotamento contínuo de placas finas e dos processos near net shape em geral, com muitas companhias se tornando adeptas dessa tecnologia e tornando pequenas metalúrgicas mais viáveis ainda [Kothe et al, 1995].

As vantagens dessa tecnologia têm sido enfatizadas por muitos autores, [Pietrika, 1995] sendo uma de suas principais vantagens o acoplamento dos processos de lingotamento e de laminação das placas, processos que até então, eram separados. Com a integração desta unidade com uma aciaria elétrica pode-se reduzir o investimento de capital e o custo operacional, resultando em alta produtividade.

Na busca contínua por qualidade, alta produtividade, baixo custo e maior valor agregado, a utilização de ferramentas matemáticas e computacionais juntamente com estratégias de otimização que determinam parâmetros do processo que têm influência direta na estrutura e propriedades finais do produto é extremamente útil e já é uma realidade nos dias atuais. A modelagem matemática oferece ao produtor a possibilidade de simulação de diferentes condições do processo até que se determine a condição mais adequada para atingir as características necessárias em cada caso.

A modelagem matemática de uma etapa do processo de lingotamento contínuo de placas finas, e da influência dos parâmetros de solidificação na microestrutura resultante

deste processo é o tema deste trabalho, então, tendo em vista que o lingotamento contínuo é, basicamente, um processo de transferência de calor e transformação de fase, será conveniente uma revisão da literatura sobre os seguintes temas:

- Processos de lingotamento contínuo de placas finas.
- Influência dos parâmetros de solidificação na microestrutura resultante da solidificação.
- Modelagem matemática do processo de solidificação.

2.2 Processos de Lingotamento contínuo de placas finas

A tecnologia de solidificação rápida (RST) surgida nos anos 70 foi de grande importância para o desenvolvimento dos processos *Near Net Shape Casting* (NNSC). Os estudos e desenvolvimentos da tecnologia de solidificação rápida já indicavam que os processos NNSC possivelmente seriam viáveis substitutos dos processos convencionais de lingotamento contínuo [Sussman, et al. 1988]. Sendo assim, *Near Net Shape Casting* tem sido um processo muito explorado, nos últimos 10 anos pela indústria e por pesquisadores, entretanto, ainda é um assunto novo. A literatura sobre o assunto é abundante, mas é mais descritiva do que analítica e crítica [Birat, 1998].

O processo convencional de lingotamento contínuo produz placas de 850 a 2300 mm de comprimento por 150 a 350 mm de espessura, sendo que as placas serão laminadas à quente até a espessura de 2,5 a 25 mm. A quantidade de energia necessária ao processo de redução da espessura representa grande parte do custo total da produção. Portanto, a indústria do aço, desde o início da década de 90, tem investido na produção de placas que tenham a espessura mais próxima possível do produto final (*Near-net-shape-casting*) [Fastert e Malinowski, 1988].

A partir dos processos NNSC placas de aço são fundidas com espessuras variando entre 40 e 90 mm na saída do molde e laminadas até sua espessura final, sem a necessidade

de cadeias de laminação de desbaste. Algumas vantagens do processo de lingotamento contínuo de placas finas, frente ao convencional foram resumidas por **Döring et al, 1990**:

- Menor investimento de capital.
- Menor custo energético (não é necessário resfriamento e reaquecimento da placa fina).
- Não é necessário o trem de desbaste.
- A estrutura obtida é mais refinada e uniforme.
- Melhor qualidade interna da placa fina (menor tendência à segregação e não ocorrência de trincas).

Uma coerente rotina de processos complementares e a produção de placas com espessura entre 30 e 70 mm caracterizam o lingotamento contínuo de placas finas. **Birat (1997)** resume as características do processo em: redução da espessura da placa, ainda na linha da produção aplicada na casca solidificada com núcleo líquido ou sólido e homogeneização do material fundido em alta temperatura e mantido em nível de entalpia adequado em fornos de encharque ou em bobinas aquecidas.

Do ponto de vista das propriedades do material, **Löser et al, (1993)** citam que o refinamento da microestrutura da placa é o principal benefício dos processos near net shape e relacionam esse efeito principalmente à redução da espessura da mesma. Sendo que a espessura é cada vez menor de acordo com essa sequência de processos: lingotamento contínuo de placas finas e lingotamento contínuo de tiras e de tiras finas.

Devido às seções mais finas, **[O'Connor e Dantizg, 1994]** existe uma maior área superficial por unidade de volume exigindo que a qualidade superficial seja cuidadosamente controlada e monitorada. De acordo com os autores, a velocidade deve ser aumentada de 1 a 3 m/min, do lingotamento contínuo convencional, para cerca de 10 a 40 m/min no lingotamento contínuo de placas finas para compensar a perda em volume da produção, entretanto causa um menor tempo de vida do molde. Além disso, a menor

espessura da casca solidificada dos lingotes aumenta o risco de ruptura. Esses fatores já indicam que é necessário um controle rígido do processo.

Okumura, (1994) e Fruehan, (1994) também concordam que o sucesso da tecnologia NNSC está em obter produtos com qualidade igual ou superior aos obtidos através do lingotamento contínuo convencional. As placas finas devem estar totalmente livres de defeitos superficiais e internos, sendo assim são de extrema importância o uso de técnicas de metalurgia secundária, processos dinâmicos e controle de qualidade **[Wunnenberg, 1995]**. Simulações numéricas e em laboratórios, a partir de plantas piloto, têm sido utilizadas com o objetivo de desenvolver e melhorar essa nova tecnologia.

Os processos de lingotamento contínuo de placas finas mais utilizados atualmente são o *Compact Strip Production* (CSP) e o *In-line Strip Production* (ISP) **[Birat, 1998]**, que produzem placas com espessura entre 35 a 70 mm.

O processo CSP, proposto primeiramente pela empresa Schloemann-Siemag, emprega vários elementos do lingotamento contínuo clássico, sendo a máquina do lingotamento combinada com um forno de encharque e 4 ou 5 cadeiras laminadoras de acabamento **[Rohde e Fleming, 1995]**. O equipamento utilizado é constituído de um distribuidor que alimenta o molde, em formato afunilado, através de uma válvula fabricada em material cerâmico que fica submersa na poça de metal líquido. Um campo magnético aplicado ao molde próximo à saída da válvula, força o fluxo de metal líquido a não incidir diretamente nas paredes mais finas do molde, diminuindo a turbulência e impondo ao fluxo uma distribuição uniforme na direção do lingotamento, implicando na diminuição das inclusões e aumentando a velocidade de lingotamento. O molde é de cobre eletrolítico e refrigerado à água tendo como principais funções retirar calor suficiente do metal líquido para que se forme uma casca sólida com espessura suficiente para conferir à placa resistência para não se romper durante o restante do processamento. Nesse processo a espessura da placa ao sair do molde é por volta de 50 mm e passa pelo forno de encharque de 100 m de comprimento antes da etapa de laminação chegando, então a espessuras finais entre 1.95 a 2.3 mm. As placas são então resfriadas e bobinadas.

O processo ISC foi desenvolvido pela empresa Mannesman Demag Hüttenchnik e, segundo Nilles, (1994) difere do processo CSP pela redução da espessura da placa com uma casca solidificada, mas ainda com o núcleo líquido. Essa redução com o núcleo ainda líquido ocorre na etapa correspondente à máquina de lingotamento contínuo. Após essa redução ocorre a etapa de laminação reduzindo ainda mais a espessura, agora com a placa já inteiramente solidificada. O processo é baseado em processos complementares que devem ser aplicados conjuntamente para caracterizar uma rotina coerente de produção considerando os seguintes parâmetros:

- Produção de placas finas com espessura entre 30 e 70mm ou placas médias com espessuras entre 80 a 150mm
- Redução de espessura aplicada com núcleo líquido e posterior laminação com a peça já solidificada.
- Material fundido homogeneizado em alta temperatura e mantido em forno de encharque passando por 3 cadeiras de laminação e por uma bobina, que também mantém a temperatura da placa, e voltando à laminação.

Danieli [Meroni et al, 1995], por muitos anos, acompanhou o desenvolvimento da tecnologia de *hot rolled coils* para a produção de placas finas. Como resultado, ele desenvolveu, para a ABS metalúrgica na Itália, um processo chamado de *Flexible Thin Slab Casting* (FTSC) de lingotamento contínuo de placas finas com laminação direta cujas características são a alta produtividade e uma grande flexibilidade para produzir diferentes tipos de aços com alta qualidade superficial e interna. Os processos, já citados, CSP e ISP estavam em operação atendendo a uma demanda de tipos específicos de aços, mas o mercado estava crescendo e necessitava de diferentes composições de aços. O processo criado por Danieli se destaca por utilizar um novo tipo de molde com grande capacidade volumétrica (baixa turbulência), de alta velocidade e alta qualidade. O FTSC foi construído para produzir placas de 50 a 90 mm na saída do molde com uma velocidade máxima de 7,5 m/min. Nessa etapa, ocorre a redução, estando o núcleo ainda líquido, da espessura da placa ficando esta entre 35 e 70 mm.

Os processos de lingotamento contínuo convencional e lingotamento contínuo de placas finas apresentam diferenças quanto à formação da microestrutura final do fundido que influenciam diretamente nas propriedades finais da peça. [Park et al, 2000]. Os processos ISP e FTSC, citados acima, por exemplo, produzem placas finas utilizando a tecnologia de redução da espessura da placa com núcleo líquido. Essa redução na espessura tem sido analisada por vários autores [Essadiqi et al, 1994, R.G. Santos et al., 2003] que notaram um refinamento na estrutura final do fundido. A seguir apresenta-se uma breve revisão da literatura sobre estruturas resultantes da solidificação de ligas metálicas, e posteriormente, em modelo numérico, apresentaremos as equações escolhidas para determinação, dos espaçamentos dendríticos resultantes dos processos de solidificação simulados neste trabalho.

2.3 Estruturas de solidificação

A estrutura morfológica de um fundido afeta fortemente as propriedades mecânicas das ligas, o conhecimento da formação dessa morfologia pode fornecer um modo de controlar e otimizar as propriedades mecânicas das ligas [Honeycombe,1981], não somente no caso de peças de fundição que já apresentam essencialmente a forma definitiva, mas também naqueles produtos que serão trabalhados para a produção de placas, fios ou forjados, pois mesmo que alguns defeitos desapareçam macroscopicamente durante a etapa de deformação, geralmente a maioria deles é conduzida até o produto acabado. Todos os aspectos da microestrutura, como tamanho de grão, espaçamentos dendríticos, espaçamentos lamelares etc., dependem fortemente das condições de solidificação. A compreensão da teoria de solidificação é fundamental para o planejamento dos processos de lingotamento, já que permite o conhecimento dos fatores que influenciam a microestrutura e, conseqüentemente, as propriedades do produto.

Os estudos sobre a formação da estrutura final de produtos que passaram pelo processo de fundição começaram a partir de pesquisas sobre macrossegregação que levaram, posteriormente às teorias, mais quantitativas de microsegregação. Em 1540,

aproximadamente, Biringuccio, já descreveu o processo de segregação em canhões de bronze, mas o empirismo era o que determinava a evolução da indústria de fundição até a primeira metade do século XX, quando grupos de pesquisa passaram a analisar de forma científica os fenômenos que ocorrem durante a solidificação de materiais [Flemings, 2000].

Com o aumento do uso do aço como material estrutural, falhas começaram a ser observadas e atribuídas a macrossegregação e pesquisas começaram a enfocar o problema, suas causas e soluções. O desenvolvimento quantitativo das teorias sobre macrossegregação foi possível a partir do surgimento das teorias de microsegregação. Os modelos microscópicos têm, como vantagem, a possibilidade de prever quantitativamente a evolução microestrutural de materiais, como os processos de nucleação, crescimento de grãos, fluxo de líquido interdendrítico e defeitos de formação [Zou et al. 1990].

A microsegregação foi estudada primeiramente por Scheil, em 1942, que propôs um modelo que considerava apenas completa difusão no líquido não levando em consideração a difusão no estado sólido, super resfriamento, efeitos de curvatura, transporte macroscópico de massa ou formação de poros. A microsegregação pode ser resumida como um processo de difusão de soluto em frente à interface sólido/líquido, podendo provocar o super- resfriamento constitucional que leva ao crescimento dendrítico da estrutura [Garcia, 2001], que é a morfologia típica resultante do processo de solidificação de ligas metálicas. A causa fundamental desse comportamento é a diferença da condição de equilíbrio termodinâmico entre as solubilidades dos elementos de liga nas fases sólida e líquida que coexistem na zona pastosa [Voller e Beckermann, 1999]. Quantitativamente, a previsão desse fenômeno é complicada por vários fatores:

- Quantificação do equilíbrio da solubilidade de cada fase como função da temperatura. Isso é geralmente feito utilizando-se o coeficiente de partição, que possuem valores relativamente confiáveis apenas para baixas concentrações e poucos elementos de liga.

- Resolução do problema do transporte por difusão nas fases sólidas, o que requer conhecimento do coeficiente de difusão de cada elemento e das condições de resfriamento da liga.
- Relacionar o fenômeno de microsegregação com o fluxo de fluido e a macrosegregação, sendo que esse fluxo ocorre em no mínimo três escalas: fluxo entre os espaçamentos interdendríticos, fluxo entre os grão, fluxo na fase líquida.
- Levar em consideração as transformação de fase como as transformações peritéticas nos aços, a formação da fase eutética nas ligas de alumínio, e a formação de precipitados.

Apesar do comportamento térmico e da evolução microestrutural de ligas metálicas, principalmente, dos aços, terem sido já bastantes investigados em inúmeros trabalhos, não há um único modelo que possa descrever todos os fenômenos envolvidos. Como seqüência da nossa análise da literatura tem-se uma descrição dos principais trabalhos que tentam descrever o comportamento do crescimento dendrítico primário e secundário

2.3.1 Formação das estruturas resultantes da solidificação

Tendo um fundido passado por solidificação unidirecional, ocorre crescimento direcional das dendritas, sendo os espaçamentos dendríticos primários e secundários os aspectos mais significativos do padrão de formação da microestrutura. Nos últimos 20 anos apareceram avanços na área de simulação computacional para ligas multicomponentes, especialmente para aços inoxidáveis. **Taha et al., 1982** através da utilização de solidificação direcional em ligas de aço com várias composições, determinaram os espaçamentos dendríticos primários e secundários para velocidade de crescimento de 30, 120, 510 mm/h e gradientes de temperatura variando de 13 a 187 K/cm. Aplicaram a equação proposta por **Kurz e Fischer, 1981** que correlaciona os espaçamentos interdendríticos com parâmetros térmicos:

$$\lambda = KR^m G^n \quad (2.1)$$

Onde λ é o espaçamento interdendrítico primário, R é velocidade de crescimento (cm/s) e G é o gradiente térmico (K/s) e K é uma constante dependente da liga utilizada. Concluíram que essa equação não atende a todos os aços estudados. Já para os espaçamentos dendríticos secundários foi utilizada a equação proposta por **Bower em 1966**, onde os espaçamentos secundários estão relacionados com o tempo local de resfriamento, isto é, o intervalo de tempo gasto entre a passagem das linhas *liquidus* e *solidus* [**Garcia, 2001; Kurz, 1992**]:

$$\lambda_2 = B t_{ls}^{-n} \quad (2.2)$$

onde B e n são constantes para cada liga, e t_{ls} é o tempo local de solidificação (s). Os espaçamentos dendríticos secundários foram medidos em função da distância a interface metal/molde e os valores concordam com os determinados através da equação.

Uma relação entre as condições de transferência de calor e a microestrutura resultante do processo de lingotamento contínuo de placas finas e do processo twin roll de tiras finas é analisada teoricamente por **Loser e Thien, (1993)**. O modelo utilizado pelos autores é unidimensional e a equações empírica, que relaciona o espaçamento dendrítico secundário com o tempo local de solidificação, já citada (eq. 2.2), é utilizada e os resultados são comparados com resultados experimentais dos espaçamentos secundários, sendo que o principal objetivo do trabalho é a estimativa do coeficiente efetivo de transferência de calor na interface metal/molde e molde/meio para diferentes processos de lingotamento contínuo de placas e tiras finas. No trabalho foram analisados três diferentes tipos de aço e os resultados numéricos, determinados a partir do método de diferenças finitas, concordam com os experimentais para valores do coeficiente efetivo de transferência de calor (h_g) entre 2500 e 4500 W/m²K para o lingotamento contínuo, e 7000 W/m²K para tiras finas. Os valores utilizados pelos autores para as constantes B e n estão na Tabela 2.1.

Tabela 2.1 - Valores das constantes B e n utilizadas na equação 2.4 para diferentes tipos de aços. [Bower,1966]

Tipo de Aço	B [$\mu\text{mK}^n/\text{s}^{-n}$]	n
Aço rápido (C90WMoV6,5)	35	0,38
Aço ferramenta (C60/C80)	92	0,42
Aço inoxidável (X 5 CrNi 18,9)	68	0,45

Muitos trabalhos, assim como o de Taha et al (1982), propõem teorias baseadas na dependência do espaçamento interdendrítico primário com a difusão de soluto. **Lasse Makkonem (2000)** diz que o espaçamento interdendrítico primário é fundamentalmente determinado pelo balanço de energia. O autor defende que a difusão do soluto afeta o espaçamento somente indiretamente estando relacionado apenas com o raio da ponta da dendrita e propõem uma simples solução para o espaçamento primário (λ). Em 1991, o autor já havia mencionado um modelo em que λ seria controlado apenas termicamente, mas não havia mostrado o que estava errado nas teorias e modelos anteriores. Também já havia sido proposto [Hunt, 1979; Triverdi, 1984, Taha et al, 1982] que ambos os aspectos, difusão térmica e difusão de soluto, controlariam a variação do espaçamento dependendo das condições de crescimento, entretanto **Makkonem** mostra que λ é controlado pelo balanço de energia do sistema e uma equação para o crescimento de dendritas para uma velocidade fixa é então proposta (eq. 2.3):

$$\lambda = \left(\frac{\pi \Delta T R}{G + Q/(Cv)} \right)^{1/2} \quad (2.3)$$

Na equação (2.3) ΔT é o calor latente de solidificação volumétrico do sistema, R é o raio de curvatura da ponta da dendrita, G é o gradiente térmico, Q é a energia por unidade de tempo e volume removida de amostra devido ao resfriamento, C é o calor específico volumétrico e v é a velocidade da linha liquidus.

El-Bealy e Thomas (1996) desenvolveram expressões simples para estimar os espaçamentos dendríticos de aços com baixo teor de carbono em função da porcentagem em peso de carbono e da taxa de resfriamento durante a solidificação. A equação proposta pelos autores para os espaçamentos dendríticos primários, medidos em μm , é:

$$\lambda = K(Cr)^m (Cc)^n \quad (2.4)$$

onde Cc é a porcentagem em massa do carbono e Cr é a taxa de resfriamento em $^{\circ}\text{C/s}$ e K , m e n são constantes empíricas para diferentes aços e estão relacionados na Tabela 2.2. Para os espaçamentos dendríticos secundários também foi utilizada a equação que relaciona este parâmetro com o tempo local de solidificação (Eq. 2.2)

Tabela 2.2 – Valores das constantes K , m e n utilizadas na equação 2.3 em função da quantidade de carbono presente nos aços.[**El-Bealy e Thomas, 1996**]

Porcentagem de carbono	K	m	n
$0 \leq Cc \leq 0.15$	278,748	-0,206277638	$-0,316225+2,0325Cc$
$0,15 \leq Cc \leq 1$	278,748	-0,206277638	$-0,0189-0,491666Cc$

Em outro trabalho teórico e experimental, **El-Bealy (2000)** estuda o efeito da tensão interdendrítica, associada a mudanças bruscas das condições de resfriamento, e da macrossegregação sobre a estrutura dendrítica resultante de processos de lingotamento contínuo. Os resultados puderam mostrar que as mudanças das condições de resfriamento tem um significativo efeito no fenômeno da macrossegregação: a diminuição repentina do fluxo de calor causa uma macrossegregação positiva, e o aumento repentino uma macrossegregação negativa. Os experimentos foram feitos em um molde estático de cobre refrigerado e os resultados obtidos com o molde de cobre submetido a variações de condições de resfriamento resultaram em placas com estruturas e perfis de macrossegregação similares aos obtidos durante os processos de lingotamento contínuo.

Won e Thomas (2001), mais recentemente, propuseram uma equação empírica para os espaçamento dendríticos secundários resultantes de processos de solidificação de aços carbono com diferentes taxas de resfriamento:

$$\lambda_2 = (169,1 - 720,9.Cc).Cr^{-0,4935}, \text{ para } 0 < Cc < 0,15 \quad (2.5)$$

$$\lambda_2 = 143,9.Cr^{-0,3616}.Cc^{(0,5501-1,996Cc)}, \text{ para } Cc > 0,15 \quad (2.6)$$

onde λ_2 é o espaçamento interdendrítico secundário em μm , Cc é a porcentagem em peso do carbono e Cr é a taxa de resfriamento em $^{\circ}\text{C/s}$. Essa complicada variação do espaçamento com a quantidade de carbono presente no aço, foi notada também por outros autores [**El-Bealy e Thomas 1996, Jacobi e Wunnenberg, 1999**]. As equações foram comparadas com resultados experimentais medidos anteriormente e apresentaram boa concordância para várias taxas de resfriamento e diferentes porcentagens de carbono.

Há vários anos [**Wood, Honeycombe, 1978; Pryds, 1997**], grandes esforços têm sido notados no campo de estudo dos efeitos da solidificação rápida de ligas ferrosas, principalmente devido a importância técnica desses materiais, indicando que as condições de solidificação afetam fortemente a formação da estrutura. Já é sabido que os processos de solidificação rápida podem resultar no refinamento, formação de fases metaestáveis e mudanças morfológicas. Uma relação entre o efeito da taxa de resfriamento sobre a microestrutura formada durante a solidificação de aços inoxidáveis ferríticos é proposta por **Pryds e Huang, 2000**. As taxas de resfriamento variam de 40 a 10^5 K/s e exercem um forte efeito sobre a constituição das fases, o tamanho de grãos, as morfologias, os tamanhos e formas dos precipitados. Com estes resultados propuseram uma relação empírica para a taxa de resfriamento local $\dot{T}$ em K/s e a meia espessura do corpo de prova d em mm, para o aço inoxidável ferrítico estudado:

$$\dot{T} = \frac{926(Kmm^2/s)}{d^2} \quad (2.7)$$

Em outro trabalho, os efeitos da taxa de resfriamento sobre a formação da microestrutura de aços ferríticos são novamente analisados por **Pryds e Huang, 2000**. Foram realizados experimentos em um molde de cobre em forma de cunha com taxas de resfriamento variando de 40 a 10^5 K/s e a microestrutura resultante foi analisada através de difração de raio X, medidas de microdureza, microscopia ótica e microscopia de transmissão de elétrons. Foi determinado que a microestrutura era composta de grãos ferríticos colunares cujo tamanho diminui com o aumento da taxa de resfriamento.

Para o caso de solidificação eutética, em geral, assume-se que o sistema solidifica-se equiaxialmente. Por exemplo, na solidificação do ferro fundido pode-se assumir que cada núcleo de grafite desenvolve-se dentro de uma colônia eutética com dimensões aproximadas em todas as direções [**Upadhy e Paul, 1994**]. Assumindo que a nucleação é instantânea, e que as células crescem esféricamente, a taxa de evolução da fase sólida em cada sistema eutético pode ser expressa pela equação de Johnson-Mehl:

$$\frac{df}{dt} = (1 - f)4\pi R^2 N \frac{dR}{dt} \quad (2.8)$$

onde R é o raio da célula eutética em crescimento e N é a densidade de grãos, usualmente expressa em função da taxa de resfriamento:

$$N = a + b \frac{dT}{dt} \quad (2.9)$$

Um modelo baseado em cálculos termodinâmicos e de difusão (Lei de Fick), de forma que prevê a formação das fases estáveis (ferrita, austenita), bem como as suas frações de concentrações em função da temperatura durante a solidificação, foi proposto por **Miettinen em 1992**. Levando-se em conta as numerosas simplificações feitas no modelo os resultados foram considerados encorajadores. Entretanto em 2000, o autor propôs modificações no modelo de simulação de crescimento dendrítico. O modelo, baseado em trabalhos anteriores [**Miettinen e Louhenkilpi, 1994; Miettinen, 1997**], determina o raio da ponta da dendrita, a morfologia da primeira fase (austenita ou ferrita), os espaçamentos

primários e o perfil de concentração de soluto à frente da interface de solidificação, em função da composição do aço, da taxa de crescimento e do gradiente de temperatura.

Os resultados previstos pelo modelo de **Miettinen (2000)** e os dados experimentais obtidos por **Vilpas (1999)**, apresentaram boa concordância, no entanto, segundo o próprio Miettinen [Miettinen, 2000], a falta de dados experimentais e as aproximações realizadas, inerentes à simulação para ligas multicomponentes, indica que existe ainda muito trabalho à ser realizado neste campo.

2.4 – Modelagem matemática de processos de solidificação

2.4.1 – Introdução

A modelagem matemática de processos industriais tem sido largamente utilizada, há vários anos, para garantir a otimização dos custos operacionais juntamente com uma melhor qualidade dos produtos. A modelagem numérica e o desenvolvimento de programas numéricos têm recebido uma atenção especial principalmente devido ao grande desenvolvimento computacional e tecnológico atingido nos últimos anos.

Quanto aos processos que envolvem a solidificação de ligas metálicas, os modelos numéricos possibilitam a indústria metalúrgica a análise de problemas em detalhes, mais rapidamente, englobando a previsão de fenômenos de transporte de calor, transformações de fase, difusão de soluto etc., permitindo assim a simulação dos parâmetros mais importantes do processo e a determinação dos efeitos destes sobre o produto final.

Durante o processo de solidificação de ligas metálicas ocorre, durante a transformação de fase, a absorção do calor latente na interface entre a zona pastosa e a fase sólida. Para a análise do fenômeno de transformação de fase que ocorre durante o processo de solidificação de metais são utilizados dois principais métodos: o método do calor específico efetivo e o método da entalpia, ambos utilizam o balanço de energia na fronteira sólido/líquido. O método de do calor específico efetivo, o efeito do calor latente liberado é

incorporado à equação de condução do calor por uma quantidade de calor sensível caracterizada por uma variação de temperatura necessária à transformação de fase. O método da entalpia já trabalha com a liberação de calor latente introduzida na equação de condução de calor através do termo de geração de calor [Swaminathan e Voller, 1992].

Os métodos numéricos de simulação mais utilizados para o estudo de processos de solidificação de peças fundidas são o Método de Diferenças Finitas (MDF) e o Método de Elementos Finitos (MEF). Utilizando um destes métodos, vários pesquisadores têm desenvolvido trabalhos na tentativa de caracterizar os fenômenos envolvidos nos processos de solidificação de ligas metálicas e, mais especificamente, nos processos de lingotamento e lingotamento contínuo de placas e tiras finas [Brimakombe e Samarasekera, 1994, Gupta et al, 2000, C.A Santos, 2001].

Foi Zienkiewicz et al (1976) quem propôs o primeiro algoritmo utilizando o MEF para resolução de problemas de solidificação, desde este, vários modelos têm sido desenvolvido e estes diferem quanto ao tratamento da liberação do calor latente. A premissa básica do MEF é que uma região de solução pode ser analiticamente modelada ou aproximada através da substituição desta por um conjunto de elementos discretos. Estes elementos podem ser colocados juntos de formas variadas sendo possível a representação de infinitas formas. Em um corpo contínuo, um problema de qualquer dimensão as variáveis possuem infinitos valores pois são funções de cada ponto genéricas da região de solução. A discretização através do MEF reduz o problema a um que contém um número finito de incógnitas dividindo a região em elementos e expressando as variáveis em termos das funções aproximadas (ou de interpolação) assumidas para cada elemento. Estas funções são definidas em termos das variáveis do problema em pontos específicos chamados nós que ficam preferencialmente nos contornos dos elementos e são conectados aos elementos adjacentes.

No modelo desenvolvido neste trabalho o MEF é utilizado nas simulações dos processos de solidificação e o método da entalpia (método de domínio fixo) governa a

transformação de fase que ocorre durante os processos. O capítulo 3 descreve as hipóteses consideradas e o modelo numérico desenvolvido.

Uma revisão bibliográfica de trabalhos que utilizam métodos numéricos para simulação de processos que envolvem a solidificação de ligas metálicas, englobando as teorias relacionadas aos modos de transferência de calor e às transformações de fase, é apresentada a seguir.

2.4.2 – Equacionamento do processo de solidificação e considerações gerais dos principais trabalhos analisados.

O processo de solidificação de metais é basicamente um processo de transferência de calor em regime transiente, ocorrendo uma mudança de fase quando o líquido se encontra em condições termodinâmicas favoráveis. O calor latente de fusão é liberado na interface sólido/líquido e dali transportado ao meio que envolve o molde. A velocidade de solidificação é controlada pela capacidade de transporte de calor que o sistema metal/molde apresenta, o que torna essencial o conhecimento das características físicas dos materiais envolvidos [Özisik, 1980].

Os trabalhos sobre métodos numéricos aplicados à transferência de calor começaram a surgir a partir dos métodos gráficos de Schmidt. Em 1945, **Dusimberre** desenvolveu um dos primeiros trabalhos para resolução do problema de condução de calor. Ele utilizou o método de diferenças finitas na análise do fluxo de calor unidirecional em uma placa plana e supôs um intervalo de tempo pequeno suficiente para que o erro introduzido, por não se considerar o efeito causado por malhas adjacentes fosse desprezível e o comprimento da malha fosse pequeno suficiente para se considerar sua temperatura uniforme. Definiu-se, nesse trabalho um módulo de convergência e estabilidade dos resultados que é diretamente proporcional a relação do quadrado do comprimento (x) da malha e o intervalo de tempo (Δt), sendo que a mesma deve ser maior ou igual a 2 para que o método seja estável e convergente :

$$\frac{x^2}{\Delta t} \geq 2 \quad (2.10)$$

Inicialmente os trabalhos apresentavam várias simplificações, **Eyres, em 1956**, por exemplo, adotou uma única temperatura de solidificação do aço adicionando o calor latente ao calor específico nesta temperatura. Além disso, negligenciou a variação da densidade com a temperatura e as correntes convectivas no líquido e considerou contato perfeito entre o metal e o molde. Essas considerações levaram a um distanciamento entre resultados numéricos e experimentais, principalmente devido à utilização de uma temperatura de solidificação constante.

Posteriormente, os trabalhos adotaram considerações mais próximas à realidade com a verificação da ocorrência da região pastosa [**Poulikakos, 1989**]. Constatou-se que as interfaces líquido/sólido e pastoso/sólido se relacionavam diretamente com as temperaturas de início (temperatura liquidus) e fim (temperatura solidus) da solidificação de uma determinada liga. Como resultado, o trabalho de Poulikakos, mostrou a importante influência que parâmetros como, temperatura inicial da liga, propriedades físicas dos materiais e calor latente de fusão têm sobre a formação e crescimento da zona pastosa.

Já foi mencionados que as duas principais formulações para tratamento da liberação do calor latente durante as transformações de fase são o método do calor específico efetivo e o método da entalpia, as formulações matemáticas destes são apresentadas a seguir.

Começando pelo método da entalpia, que é o utilizado no modelo desenvolvido neste trabalho, temos: reescrevendo a equação geral da condução de calor na sua forma unidimensional:

$$k \cdot \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \dot{q} = \rho \cdot c_p \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \quad (2.11)$$

onde k é a condutibilidade, ρ é a densidade do metal, c_p é o calor específico e q é a geração de calor definida como:

$$\dot{q} = \rho \cdot L \cdot \frac{\partial f_s}{\partial t} \quad (2.12)$$

onde f_s é a fração sólida.

A equação que representa a entalpia em função da temperatura é:

$$H = \int_{T_0}^{T_1} c_p \cdot dT - L \cdot f_s + L \quad (2.13)$$

onde L é o calor latente de fusão e T_0 é uma temperatura de referência. Derivando a equação acima com relação ao tempo temos:

$$\frac{\partial H}{\partial t} = c_p \cdot \frac{\partial T}{\partial t} - L \cdot \frac{\partial f_s}{\partial t} \quad (2.14)$$

Substituindo (2.14) e (2.12) em (2.11), obtém-se a equação geral da condução de calor expressa em função da entalpia:

$$k \cdot \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = \rho \cdot \frac{\partial H}{\partial t} \quad (2.15)$$

ou ainda:

$$\rho \frac{\partial H}{\partial t} = \nabla \cdot (k \nabla T) \quad (2.16)$$

No método do calor específico efetivo na equação de condução (2.11) é escrita em função de um calor específico efetivo (c_{ef}) que nas fases sólida e líquida é igual ao calor específico da liga, e na região pastosa é dado por:

$$c_{ef} = c - \frac{df_s}{dT} \Delta H \quad (2.17)$$

Quando se assume a fração sólida variando linearmente com a temperatura, temos:

$$f_s = \frac{T_l - T}{T_l - T_s} \quad (2.18)$$

então, neste caso, o valor de c_{ef} é constante na região pastosa e dado por:

$$c_{ef} = c + \frac{\Delta H}{\Delta T} \quad (2.18)$$

onde ΔT é o intervalo de solidificação.

Um modelo numérico de elementos finitos utilizando o método da entalpia foi aplicado para simular o processo de solidificação desprezando-se os efeitos de convecção devido às mudanças de densidades no líquido e nas fronteiras e entre as fases que compõem o sistema em solidificação [Swaminathan e Voller, 1992], sendo a equação (2.15) acima é utilizada apropriadamente para descrever o comportamento da zona pastosa. Neste trabalho, os autores demonstram a versatilidade do método aplicando-o em cinco modelos de solidificação e comparando os resultados com dados experimentais. O método apresentou um grande domínio de aplicação, entretanto, não é apropriado no caso onde o super resfriamento é relevante [Goettsch e Dantizig, 1991].

Para os casos de solidificação rápida com super resfriamento, o rastreamento do avanço da interface onde ocorre a transformação de fase é muito importante, pois a velocidade desta interface é determinante para a determinação de sua microestrutura. **Wang e Matthys, 1992**, propõem um modelo utilizando integrais de volumes de controle e conseguem ótimos resultados para os casos onde se necessita um acompanhamento do avanço desta interface. Os resultados são comparados com outros obtidos através do método da entalpia, sendo que se observou boa concordância entre as curvas de variação da temperatura entretanto a posição da interface onde ocorre a transformação de fase é mais precisamente localizada pelo método desenvolvido pelos autores.

A solidificação unidirecional da liga Al-4,5%Cu, é examinada [**Melo et al, 1997**] utilizando-se o método da entalpia para simular a solidificação da liga a partir de uma placa de cobre refrigerada, desprezando-se a convecção no líquido e tratando apenas a condução no metal. O trabalho estuda a formação de microporosidades durante o processo de solidificação e se mostrou eficiente na previsão da formação de poros a partir de equações de espaçamento dendrítico primários e secundários.

Outro fator importante no estudo da solidificação é a resistência térmica devida a formação do *gap* de ar na interface metal/molde e o mecanismo de transferência de calor através do filme fino que se forma nessa interface. Modelos físicos sobre a sua formação devido à contração sofrida pelo metal durante o processo de solidificação foram surgindo e a precisão dos resultados das simulações foram ficando cada vez melhores. Já em 1976, **Sully** estudando o comportamento na interface metal/molde dizia que o coeficiente Newtoniano é variável com o tempo e considerá-lo constante pode causar grande imprecisão de resultados, verificou também que as diferentes geometrias do sistemas metal/molde influenciam decisivamente o valor de h .

A partir de mais estudos sobre o coeficiente Newtoniano, concluiu-se que, no início da solidificação ele depende da afinidade físico-química do metal com o molde, do superaquecimento do metal líquido e das condições de acabamento da superfície de contato do molde, tendendo a ser elevado também por causa da pressão metalostática do líquido

sobre a fina camada que já foi solidificada. No decorrer do processo de solidificação, esse coeficiente vai diminuindo devido à contração do metal que supera a pressão metalostática e promove o aparecimento e crescimento do *gap* de ar [Samonds et al, 1985, Osório et al, 1999].

No caso de simulação de diferentes processos de lingotamento contínuo de placas e tiras finas, onde há ocorrência de molde refrigerado, modelos numéricos utilizam um coeficiente efetivo de transferência (h_g) de calor na interface metal/molde e molde/meio, que deve englobar os valores do coeficiente Newtoniano e do coeficiente de transferência de calor convectivo da interface molde/meio [Löser et al, 1993]. No trabalho de Loser foram analisados três diferentes tipos de aço e os resultados numéricos, determinados a partir do método de diferenças finitas, concordam com os experimentais para valores do coeficiente efetivo de transferência de calor entre 2500 e 4500 W/m²K para o lingotamento contínuo, e 7000 W/m²K para tiras finas.

O coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde, nas condições do lingotamento contínuo de tiras finas tem grande influência na estrutura do fundido e suas propriedades já que afeta fortemente as taxas de resfriamento e o tempo local de solidificação [Kim et al, 1991]. Os valores encontrados para este coeficiente ficaram entre 10⁴ e 10⁵ W/m²K, e os valores dos espaçamentos dendríticos primários e secundários forma calculados a partir da relação destes com o tempo local de solidificação (eq. 2.2).

O caso da solidificação unidirecional da liga Al-4,5%Cu a partir de uma placa de cobre refrigerada a água foi estudado por Melo (1997), além da previsão de microporosidades, o modelo também estima a evolução temporal do coeficiente efetivo de transferência de calor na interface metal/molde para este caso. A solidificação unidirecional dessa liga também foi simulada neste trabalho, e os valores do coeficiente de transferência de calor utilizados nas simulações são os citados por Melo neste trabalho.

A importância da convecção na fase líquida e na zona pastosa durante o tratamento de processos de fundição e solidificação também têm sido reconhecida à vários anos

[Fisher, 1981, Ravindram e Lewis, 1999]. As propriedades dos metais estão diretamente ligadas a sua homogeneidade química e estrutura morfológica. Convecção na fase líquida e na zona pastosa é a maior causa de defeitos estruturais e da não homogeneidade química como a macrossegregação. Alguns efeitos da convecção são: mudanças na taxa de resfriamento, no tempo local de solidificação, transição de estrutura colunar para crescimento equiaxial, trinca de solidificação etc. A análise da convecção é complexa, entretanto, na simulação de problemas de solidificação, devido aos altos valores da condutibilidade térmica dos metais, a convecção pode ser desprezada quando o principal interesse da análise é a variação de temperatura ocorrida durante os processos [Lewis e Ravindram, 2000].

Os moldes do processo de lingotamento contínuo de placas finas diferem dos convencionais pela forma afunilada para obtenção de espessura desejada na saída do molde. Este processo ocorre em altas velocidades e altas temperaturas, e os moldes apresentam vida útil menor que os do lingotamento contínuo convencional. Um modelo tri-dimensional utilizando o MEF foi desenvolvido para análise dos parâmetros que influenciam o tempo de vida desses moldes [O'Connor, Dantzig, 1994]. O MEF foi utilizado para determinação das temperaturas do molde e da placa e os resultados são utilizados numa análise elástica e plástica para determinação da deformação das paredes do molde com o objetivo de encontrar um design que traa melhor performance ao molde. O MEF se mostrou eficiente quanto aos resultados tanto das análises térmicas, que foram desenvolvidas com o software FIDAP, quanto aos das análises estruturais que utilizaram o ABAQUS, possibilitando a análise da sensibilidade do molde à vários parâmetros como velocidade de lingotamento, contração do molde, espessura do molde e formação do gap. Entretanto os autores apontam a possibilidade de melhoria do modelo através da inclusão da análise de fluxo de fluido.

O comportamento do coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde durante a solidificação de aços foi estudado mais recentemente por Lau et al (1998). A dependência deste coeficiente com tempo, durante a solidificação de aços em moldes metálicos, foi analisada através do método inverso da condução de calor. Ou seja, os perfis de temperatura durante a solidificação dos aços foram medidos e através de simulação

computacional se encontrou os valores do coeficiente de transferência na interface. Foram determinados os coeficiente para três diferentes tipos de aços, os valores variaram entre 2500 W/m²K, no início da solidificação a 150 W/m²K no final da solidificação. Os autores indicam que estes valores podem ser utilizados em simulações posteriores dos processos de solidificação desses aços.

Atenção especial tem sido notada nos últimos anos quanto ao modelamento de processos de lingotamento contínuo. **Sediako et al. (1999)** apresentam um trabalho onde o processo é analisado experimentalmente e numericamente. O modelo numérico foi desenvolvido para analisar os seguintes parâmetros: perfis de temperatura, trincas e contração do metal, possível quebra da camada solidificada, e análise de tensões. A metodologia desenvolvida tem sido aplicada na análise de defeitos e resolução de problemas operacionais do lingotamento contínuo de aços de alta concentração de carbono. Neste trabalho a redução da espessura da placa estando o núcleo ainda líquido é analisada e os autores afirmam que este procedimento pode, através da compressão do material ainda não solidificado evitar trincas de solidificação formadas pela contração do metal. A redução da espessura também provoca uma redistribuição do soluto e uma maior homogeneidade da estrutura formada, diminuindo as regiões isoladas, de alta concentração de resíduos ,que se formam entre as dendritas por causa da segregação de soluto.

Um dos problemas do processo de lingotamento contínuo de tiras finas é a ruptura do metal solidificado na saída do molde. O MEF foi utilizado na análise ruptura do metal devida à tensão térmica induzida durante a solidificação, mais precisamente durante processos de lingotamento contínuo de aços [**Gupta e Sahai, 2000**]. Os autores utilizaram o ANSYS como base de análise mecânica e térmica. São obtidos perfis de temperatura a partir da análise de fluxo de fluido e transferência de calor. Uma relação entre a temperatura e a rigidez do material é utilizada para definir um índice de ruptura do material solidificado e indicar sua susceptibilidade a trincas. Este modelo também foi aplicado na análise da espessura da casca solidificada na saída do molde durante o processo de lingotamento contínuo.

O processo de lingotamento contínuo foi simulado por **Kajitani et al (2001)** considerando-se equações de conservação de momento e massa. Neste trabalho, foi utilizado o método de volumes finitos através da implementação do *software* ABAQUS. O objetivo da pesquisa era a simulação da segregação de soluto induzida pela deformação que ocorre durante a redução da espessura das placas durante o lingotamento contínuo e a formação de trincas. Neste trabalho foi considerada redução da espessura sendo o núcleo composto pela zona pastosa. Os autores também notaram uma diminuição da formação da linha de segregação no centro das placas.

Um breve resumo dos principais trabalhos analisados sobre a importância da modelagem matemática de processos de solidificação foi apresentado. Em vista desta importância e da possibilidade de utilização do programa genérico ANSYS, o modelo desenvolvido neste trabalho utiliza o MEF e analisa o comportamento térmico de ligas metálicas durante a solidificação com e sem redução da espessura estando o núcleo líquido, com a finalidade de obter resultados que permitam a análise dos efeitos desta redução nos parâmetros de solidificação. O próximo capítulo apresenta as hipóteses e principais características dos modelos utilizados nas simulações realizadas.

Capítulo 3

Modelo numérico

3.1 – Introdução

Um modelo matemático é uma série de equações algébricas ou diferenciais que descrevem um processo ou alguns aspectos deste [Szekely, 1989]. A manufatura de produtos acabados e semi-acabados e as novas tecnologias envolvidas nos processos têm requerido um desenvolvimento com respeito à modelagem numérica e à utilização de computadores. O Método de Elementos Finitos (MEF) é o método utilizado neste trabalho com a finalidade de simular e analisar os efeitos da redução da espessura durante o processo de solidificação de placas finas.

A manipulação do MEF e sua aplicação na simulação de processos como o de solidificação é relativamente complexa, envolvendo [Dhatt et al, 1985]:

- Conhecimento profundo dos aspectos físicos envolvidos no problema;
- Teoria de interpolação e aproximação por subdomínios;
- Princípios do método de resíduos ponderados;
- Álgebra matricial;
- Métodos numéricos de integração, soluções de sistemas lineares e não lineares de equações algébricas;
- Linguagens de programação.

Sendo assim, devido às complexidades tanto dos aspectos físicos dos fenômenos envolvidos como da elaboração de programas de simulação completos para sistemas específicos,

é cada vez mais comum a utilização de programas computacionais de apoio gerados para o tratamento matemático de processos variados da área de engenharia. Neste trabalho o programa ANSYS é utilizado como ferramenta de simulação numérica através do MEF.

Neste capítulo são discutidos o modelo desenvolvido abrangendo a resolução numérica feita pelo programa ANSYS, as características dos sistemas metal/molde, as condições de contorno aplicadas, as ligas metálicas utilizadas, os algoritmos dos programas desenvolvidos e as teorias de formação micro estrutural utilizadas nas sub-rotinas de cálculo de espaçamentos dendríticos.

3.2 - Análise térmica utilizando ANSYS

O modelo numérico desenvolvido neste trabalho para simulação da transferência de calor e da transformação de fase durante os processos de solidificação de placas finas, possibilita a análise da distribuição de temperaturas na placa durante o processo e da evolução da frente de solidificação, a determinação, em cada instante, da camada já solidificada e possível aplicação da redução de espessura com o núcleo ainda líquido, além de estimar os parâmetros micro estruturais formados devido à história térmica da placa durante o processo. Para isto, foram introduzidas rotinas no programa ANSYS com o objetivo de tornar o modelo capaz de simular, além das curvas de variação de temperatura na placa, a redução de espessura estando o núcleo líquido e a variação dos espaçamentos dendríticos.

A solução de problemas através do MEF realizada pelo ANSYS calcula as temperaturas nodais e as usa na obtenção de outros parâmetros térmicos. O programa considera os três principais modos de transferência de calor: condução, convecção e radiação, sendo que a base de sua análise térmica é a equação de balanço de calor obtida através do princípio de conservação de energia. Essa equação na forma diferencial, para um volume de controle genérico, assume a seguinte forma:

$$\rho c_p \left(\frac{\partial T}{\partial t} + \{v\}^T \{L\}^T \right) + \{L\}^T \{q\} = \ddot{q} \quad (3.1)$$

onde : ρ é a densidade do material, c_p é o calor específico, T é temperatura e t é o tempo. $\{L\}$ é o vetor operador que pode ser escrito da forma $\left\{\frac{\partial}{\partial X}, \frac{\partial}{\partial Y}, \frac{\partial}{\partial Z}\right\}$, $\{v\}$ é o vetor velocidade de transporte de calor que pode ser escrito da forma $\{V_x, V_y, V_z\}$, $\{q\}$ é o vetor fluxo de calor e $\ddot{q}$ é a taxa de geração de calor (*Ansys Theory Reference*, 1998).

A Lei de Fourier relaciona o vetor fluxo de calor com o vetor gradiente térmico como é mostrado na equação 3.2:

$$\{q\} = [D]\{L\}T \quad (3.2)$$

onde $[D]$ é a matriz condutibilidade que pode ser escrita da forma:

$$[D] = \begin{bmatrix} k_x & 0 & 0 \\ 0 & k_y & 0 \\ 0 & 0 & k_z \end{bmatrix} = \quad (3.3)$$

sendo que k_x , k_y e k_z representam a condutibilidade do material nas direções x , y e z respectivamente.

Combinando as equações 3.1 e 3.2 e expandindo para forma diferencial mais familiar temos:

$$\rho c_p \left(\frac{\partial T}{\partial t} + V_x \frac{\partial T}{\partial x} + V_y \frac{\partial T}{\partial y} + V_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) = \ddot{q} + \frac{\partial}{\partial x} \left(k_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k_y \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) \quad (3.4)$$

Além dos dois modos de transferência de calor: condução e convecção (nas hipóteses, a transferência de calor por radiação não é considerada), o modelo leva em consideração a geração de calor causada pela liberação de calor latente durante transformações de fases que ocorrem em processos de solidificação de materiais. Na análise dessas transformações de fase é utilizado o

método da entalpia [Swaminathan e Voller, 1992], sendo necessária a definição da entalpia do material como função da sua temperatura. A entalpia (H) do material é definida por:

$$H = \int \rho c_p(T).dT \quad (3.5)$$

Nos modelos desenvolvidos neste trabalho, os efeitos de convecção devidos às mudanças de densidades no líquido e nas fronteiras entre as fases que compõem o sistema em solidificação são desprezados, e a equação que descreve apropriadamente o comportamento da região pastosa é:

$$\frac{\partial H}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(k_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k_y \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) \quad (3.6)$$

Na interface metal/molde, dos sistemas onde há refrigeração do molde, é considerado um coeficiente global de transferência de calor, entre o metal e o líquido refrigerante, que engloba o efeito do *gap* de ar que pode existir entre o metal e o molde e o coeficiente convectivo de transferência de calor entre o molde e o meio envolvente [C.A. Santos et al, 2000]. A transferência de calor nesta interface é, portanto, descrita pela Lei de Newton:

$$\frac{\partial q}{\partial x} = h.(T_m - T_0) \quad (3.7)$$

onde h é o coeficiente de transferência de calor cujo valor varia com a temperatura do metal, T_m é temperatura do metal e T_0 é a temperatura, considerada constante, do fluido refrigerante.

Os valores das propriedades termofísicas das ligas são considerados dependentes da temperatura durante a solução dos problemas. O ANSYS primeiro calcula a temperatura dos pontos de integração de cada elemento e determina a propriedade correspondente durante a formulação das matrizes dos elementos.

A manipulação do ANSYS para elaboração dos modelos de simulação engloba três passos básicos e distintos: construção do modelo, aplicação das condições de contorno e obtenção da

solução. Os dois primeiros passos estão dentro da etapa de pré-processamento do ANSYS, e o último passo utiliza as ferramentas de pós-processamento. As figuras 3.1 e 3.2 mostram fluxogramas dos passos seguidos durante as etapas de pré e pós-processamento do Ansys.

A construção do modelo de elementos finitos é a mais demorada parte do processo. Esta etapa do pré-processamento engloba a escolha do tipo de análise, do tipo de elemento a ser utilizado, as propriedades termofísicas dos materiais que compõem o sistema metal/molde, a definição da geometria que reproduz melhor o sistema em questão, a aplicação das condições de contorno. Aplicadas as condições de contorno, define-se o tempo de análise e os intervalos de tempo dos passos durante a simulação numérica obtendo-se a solução.

É, também, durante o pré-processamento que o programa é implementado para possibilitar a análise do caso da solidificação com redução da espessura da placa estando o núcleo ainda líquido. Esta implementação está detalhada no próximo item deste capítulo.

Tendo sido calculada a solução, dois tipos de pós-processadores estão disponíveis no ANSYS. No primeiro tipo (POST 1) os resultados são verificados em um determinado momento sobre todo o sistema ou uma parte escolhida. É possível determinar a distribuição de temperatura a cada instante no sistema inteiro através de intervalos de temperatura representados por diferentes cores, ou mesmo através de um gráfico de temperatura em função da posição na placa. O outro pós-processador disponível (POST26) disponibiliza a evolução dos resultados em função do tempo e do espaço. No caso de simulações de processo de solidificação, obtém-se a variação da temperatura em função do tempo em qualquer ponto da malha. Ambos os processadores possibilitam ao usuário a manipulação numérica dos resultados. No caso, deste trabalho, após a obtenção destes resultados, as sub-rotinas são aplicadas e utilizam-se os valores de temperatura calculados pelo ANSYS na determinação de outros parâmetros de interesse, tais como: posição das isothermas solidus e liquidus em função do tempo, tempo local de solidificação e espaçamentos dendríticos.

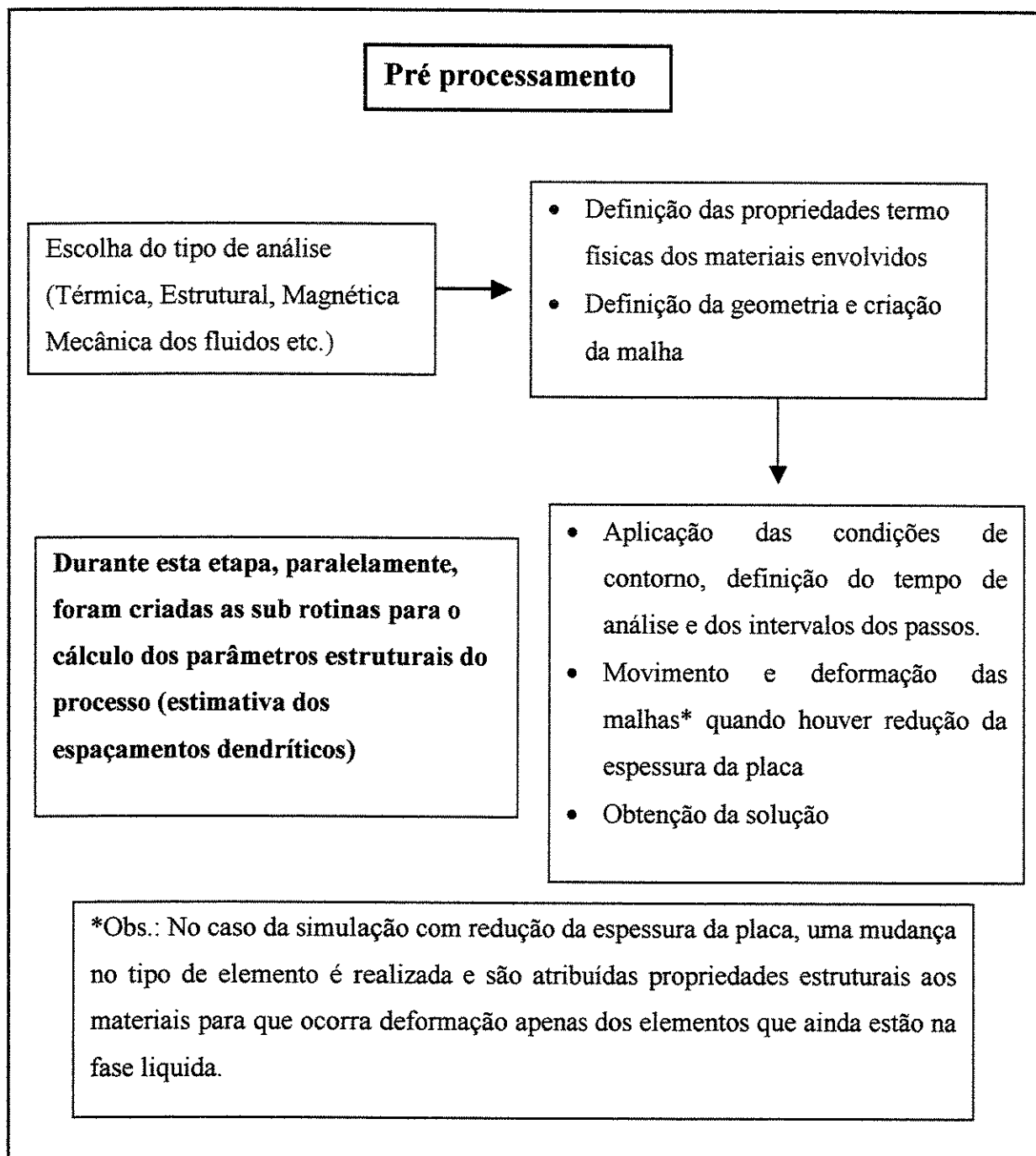


Figura 3.1 – Fluxograma da etapa de pré processamento do ANSYS

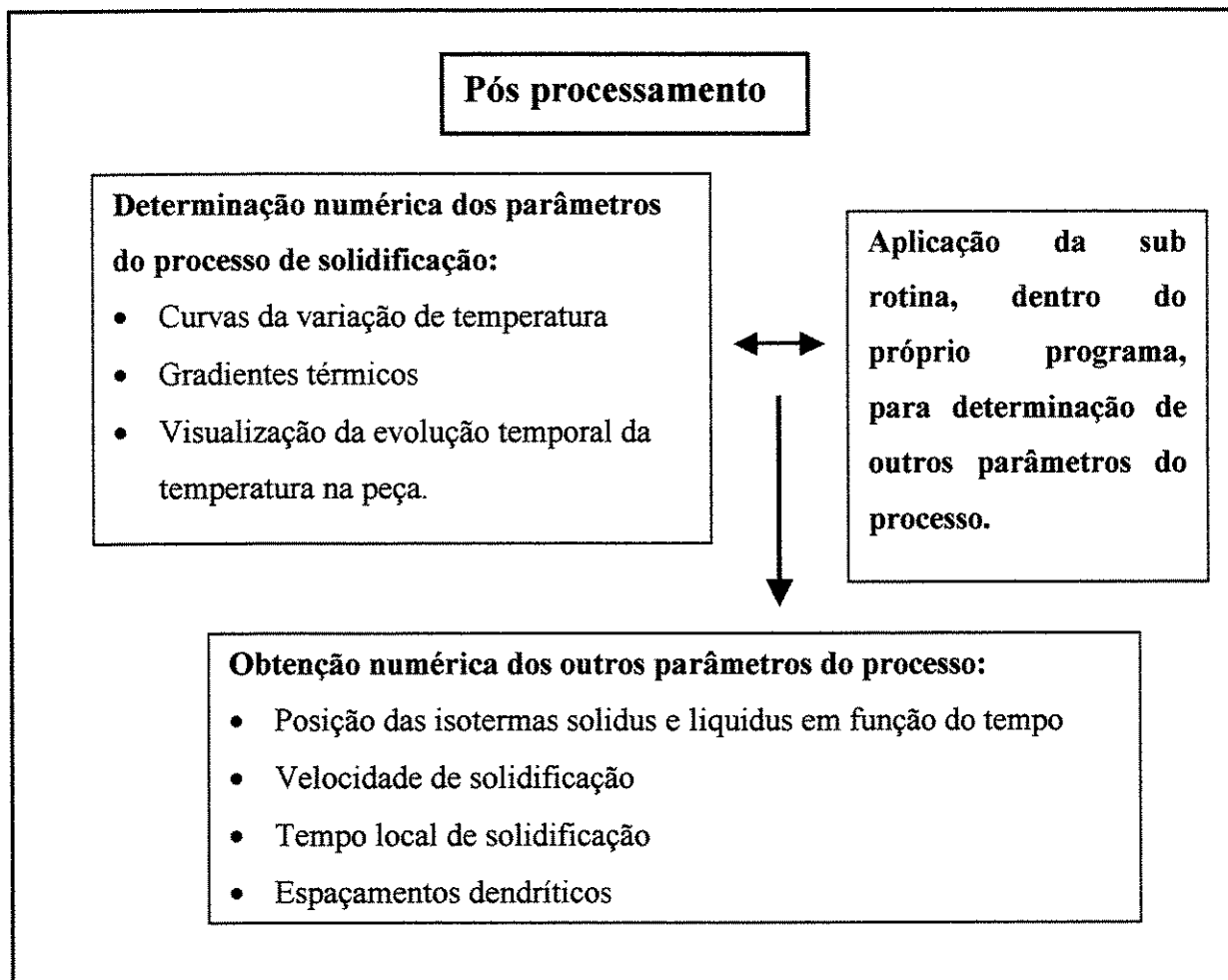


Figura 3.2– Fluxograma da etapa de pós processamento do ANSYS

As modificações introduzidas para simulação da redução da espessura e as sub rotinas desenvolvidas para determinação dos parâmetros estruturais estão detalhadas nos itens a seguir.

3.3 – Simulação da redução de espessura da placa.

A redução da espessura da placa é simulada através da imposição de um deslocamento e deformação dos elementos da malha. O modelo leva em consideração, no momento da aplicação da redução da espessura, o fato de alguns elementos da malha estarem no estado sólido e, outros, no estado líquido. Isso é possível utilizando-se, de forma artificial, o módulo estrutural do programa ANSYS e determinando-se valores do módulo de elasticidades do material dependentes

da temperatura. São considerados, para esta propriedade, valores que caracterizam a diferença de estado dos elementos dependendo da temperatura em que se encontram. Este procedimento garante que os elementos já solidificados, ou os que possuem temperaturas que caracterizam a zona pastosa, apenas se movimentem, e os elementos que se encontram na fase líquida (com temperaturas acima da liquidus) são deformados em consequência do deslocamento da fase sólida. No modelo numérico deste trabalho, tanto a fase sólida como a zona pastosa, não sofrem deformação, ou seja, não é considerada uma possível quebra da estrutura dendrítica no momento da redução da espessura da placa. Entretanto, através das simulações, é possível a determinação do grau de redução necessário e do tempo em que este deve ser aplicado para que ocorra o encontro e a quebra das dendritas resultantes das duas frentes de solidificação dentro da placa. Exemplos dessas simulações são apresentados posteriormente no item referente a aplicações do modelo.

A figura 3.3 mostra um exemplo da malha (a) antes e (b) depois da aplicação da redução da espessura. A figura 3.3 (b) mostra a diferença entre o comportamento dos elementos quando a redução da espessura da placa é aplicada. Observa-se que os elementos mais próximos à interface metal/molde (laterais da malha) conservam sua forma anterior e os elementos mais centrais deformam-se devido ao fato de uma fina camada de metal já estar solidificada junto à interface metal/molde e o núcleo da placa ainda estar líquido.

O modelo permite aplicar a redução da espessura em qualquer instante durante o processo de solidificação, ou seja, para diferentes espessuras de metal já solidificado, e diferentes espessuras de núcleo ainda líquido. Para isso, no modelo, seguem-se os passos normais do pré-processamento até a escolha do tempo de análise. Neste passo, impõem-se um tempo de resolução da evolução de temperaturas, igual ao tempo em que se deseja aplicar a redução da espessura, a análise térmica é interrompida, os elementos são modificados para elementos estruturais (com a propriedade de elasticidade já previamente estabelecida em função da temperatura) e o deslocamento é imposto. Retorna-se, então, a análise térmica, tendo cada elemento a mesma temperatura que possuía ao ser aplicado o deslocamento. Após a obtenção dos resultados de variação de temperatura em função do tempo e da posição, aplica-se a sub-rotina para a determinação dos espaçamentos.

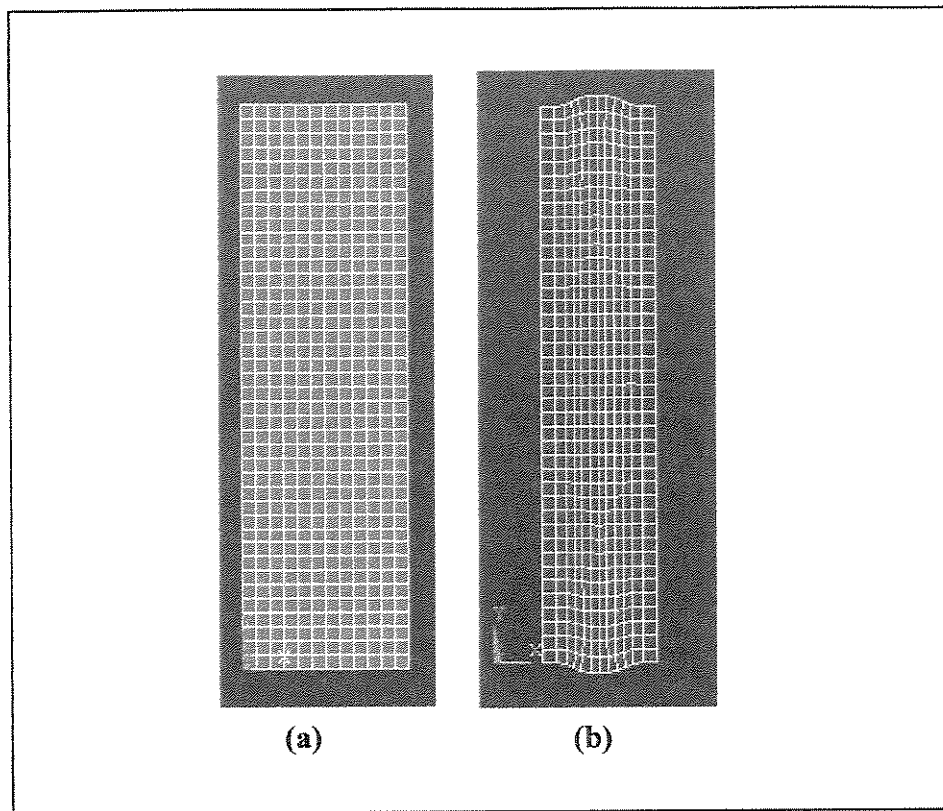


Figura 3.3 – Representação da malha de elementos da simulação da solidificação de placas finas (a) antes e (b) depois da aplicação da redução de espessura.

3.4 – Sub rotinas de cálculo dos parâmetros estruturais

A linguagem de programação do ANSYS é chamada de APDL, *ANSYS Parametric Design Language*, e permite otimizar a utilização de comandos, ou macros, do ANSYS ou mesmo a criação de sub-rotinas ou programas inteiros de simulação.

Utilizando a linguagem APDL, foram criadas sub-rotinas (ou macros de programação) que, após a aplicação do modelo de análise térmica com ou sem redução da espessura da placa, são acionadas e utilizam as variáveis do processo para determinação dos seguintes parâmetros estruturais: posição das isoterms liquidus e solidus em função do tempo, gradientes de temperatura na placa, a velocidade de solidificação, o tempo local de solidificação. A partir

destes parâmetros e de equações existentes na literatura são determinados os espaçamentos dendríticos das placas solidificadas.

Neste trabalho são simulados processos de solidificação da liga Al-4,5%Cu, do aço inoxidável AISI 304 e de um aço microligado. As equações utilizadas na determinação dos espaçamentos da liga e dos aços estão relacionadas a seguir.

Para a liga Al-4,5%Cu foram determinados tanto os espaçamentos dendríticos primários quanto os secundários pela viabilidade de comparação com resultados experimentais [Melo, 1996] e pela existência de teorias de espaçamento bem definidas. A equação 3.8, proposta por Hunt (1979), foi utilizada na determinação dos espaçamentos dendríticos primários e a equação 3.9, proposta por Bower et al (1966), foi utilizada para os espaçamentos dendríticos secundários resultantes da solidificação unidirecional da liga Al-4,5%Cu:

$$\lambda_1 = 2,83 \cdot 4 \sqrt{\frac{D_{liq} \cdot \Gamma \cdot K \cdot \Delta T_0}{V_{liq} \cdot G_{liq}^2}} \quad (3.8)$$

onde λ_1 é o espaçamento interdendrítico primário, D_{liq} é a difusividade no líquido, Γ é a constante de Gibbs-Thompson, K é o coeficiente de partição, ΔT_0 é o intervalo de solidificação ($T_l - T_s$), V_{liq} é a velocidade de avanço da isoterma líquidus e G_{liq} é o gradiente térmico na frente de solidificação.

$$\lambda_2 = 7,5 \cdot 10^{-6} \cdot (t_{sl})^{0,39} \quad (3.9)$$

onde λ_2 é o espaçamento interdendrítico secundário e t_{sl} é o tempo local de solidificação.

O tempo local de solidificação representa o intervalo de tempo entre a passagem da isoterma líquidus (ponta da dendrita) e a isoterma solidus (raiz da dendrita) em um determinado ponto.

No caso dos aços, foi utilizada a equação empírica 3.10 [Flemings, 1974, R.G. Santos et al, 1998, Andrade et al, 2002], cujas constantes k e n estão relacionadas com o tipo de material em solidificação.

$$\lambda_2 = k.(t_{sl})^n \quad (3.10)$$

Neste trabalho, por haver disponibilidades de resultados experimentais, também foi simulado o processo de solidificação do aço inoxidável AISI 304 em molde de areia e para este caso foi proposta uma modificação da equação 3.10 através da introdução de uma constante metal/molde M , definida por:

$$M = \sqrt{\frac{k_s \cdot \rho_s \cdot c_s}{k_m \cdot \rho_m \cdot c_m}} \quad (3.11)$$

onde k , ρ e c são respectivamente condutibilidade, densidade e calor específico e os sub-índices s e m referem-se, respectivamente ao metal e ao molde, só sendo aplicada no caso de moldes maciços.

Neste trabalho, para ambos os aços, as constantes propostas foram $k = 10,5$ e $n = 0,36$. Substituindo as constantes utilizadas temos, para o caso dos aços solidificados em molde refrigerado:

$$\lambda_2 = 10,5.(t_{sl})^{0,36} \quad (3.12)$$

e para o caso do molde de areia, considerando que a constante M assume o valor de 4,1, tem-se:

$$\lambda_2 = 10,5.(4,1 t_{sl})^{0,36} \quad (3.13)$$

O algoritmo geral dos modelos e o das sub rotinas de cálculo dos espaçamentos são apresentados a seguir. A listagem dos programas está no Apêndice 1.

3.5 – Algoritmos

3.5.1 -Algoritmo geral

1. Nomear o modelo
2. Determinação do(s) tipo(s) de análise(s) : *térmica e estrutural*
3. Escolha dos elementos - *um térmico e um estrutural*
4. Definição das propriedades termo físicas (consideradas linearmente dependentes da temperatura) para o metal e o molde (quando houver molde não refrigerado): *entalpia, condutibilidade, densidade e calor específico para a análise térmica e elasticidade para a aplicação de movimento e deformação dos elementos.*
5. Definição da variação dos valores do coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde também considerado linearmente dependente da temperatura.
6. Construção da geometria.
7. Divisão em elementos, *térmicos*, que formam a malha e indicação do material que cada elemento representa: *metal, gap de ar, molde*
8. Tipo de solução: *transiente*
9. Aplicação das condições iniciais: *temperatura inicial da liga, temperatura do molde*
10. Aplicação das condições de contorno: *indicação das interfaces onde ocorre fluxo de calor por convecção, definição dos valores deste coeficiente, definição da temperatura do meio envolvente.*
11. Escolha do tempo de análise (antes da deformação) e dos intervalos de tempo entre as interações
12. Arquivamento de um vetor que indica qual a temperatura de cada nó da malha no último passo da análise
13. Mudança do tipo de elemento para estrutural (em toda a malha)
14. Definição da temperatura de cada nó utilizando o vetor arquivado (necessário para que a propriedade de elasticidade seja aplicada corretamente)
15. Tipo de solução : *estático*

16. Aplicação do deslocamento: *aplica-se um deslocamento de valor, em metros, igual ao da redução da espessura da placa, na extremidade que representa a interface metal/molde*
17. Configuração da malha resultante da deformação a nova geometria a ser analisada.
18. Mudança, novamente, do tipo de elemento para a análise térmica
19. Indicação do tipo de solução: *transiente*
20. Definição das condições iniciais: *utiliza-se, novamente, o vetor de indicação da temperatura de cada nó no instante final da primeira análise térmica, sendo estas as temperaturas iniciais da nova análise*
21. Definição das condições de contorno: *as mesmas do início da análise*
22. Definição do tempo total da análise térmica e dos intervalos de interação
23. Obtenção dos resultados: *Post 1 e Post 26 (variação da temperatura em função da posição e do tempo)*
24. Aplicação da rotina de cálculo dos outros parâmetros de interesse do processo e determinação da variação dos espaçamentos dendríticos

Os passos de 11 a 21 são aplicados nos casos onde há redução da espessura da placa, sendo que nas simulações de processos sem redução da espessura, após o passo 10 segue-se direto para o passo 22.

3.5.2 – Algoritmo da sub rotina de cálculo dos espaçamentos

1. Seleção dos nós de interesse.
2. Criação de vetor para armazenamento dos parâmetros (posição dos nós, tempo de passagem da isoterma liquidus, tempo de passagem da temperatura solidus, tempo local de solidificação etc..)
3. Definir valores das temperaturas liquidus (T_l) e solidus (T_s)
4. Determinação da posição de cada nó
5. Para cada passo da análise térmica determinar qual era a temperatura T do nó
6. Se, no passo, T maior que T_l , ir para o próximo passo, quando T menor ou igual à T_l , armazenar o tempo (t_i)

7. Se, no passo, T maior que T_s , ir para o próximo, quando T menor ou igual à T_s , armazenar o tempo (t_s)
8. Determinação do tempo local ($t_{sl} = t_s - t_l$)
9. Determinação do gradiente de temperatura na frente de solidificação (isoterma *liquidus*)
10. Determinação da velocidade de avanço da isoterma liquidus (quociente entre a diferença entre os tempos de passagem de T_l em dois nós adjacentes e a distância entre eles), *looping* para todos os nós dos passos 6 ao 10.
11. Aplicação da (s) equação (ões) para determinação dos espaçamentos

3.6 – Características específicas dos sistemas metal/molde e condições de contorno aplicadas.

Apesar do objetivo do trabalho ser o desenvolvimento de um modelo para simulação do processo de solidificação de placas finas com redução da espessura com núcleo líquido, outros sistemas metal/molde foram simulados pela disponibilidade de resultados experimentais de curvas de variação de temperatura e também de medidas dos espaçamentos dendríticos que possibilitaram uma verificação da eficiência do modelo desenvolvido no ANSYS.

Então, além do sistema metal/molde de lingotamento estático de placas finas, foram simulados os processos de solidificação unidirecional da liga Al-4,5%Cu e de solidificação do aço inoxidável AISI 304 em molde de areia.

O modelo principal do trabalho foi utilizado na simulação da solidificação de placas finas das três ligas já citadas: Al-4,5%Cu, AISI 304 e um aço microligado.

3.6.1 – Solidificação unidirecional da liga Al-4,5%Cu.

O sistema metal/molde do processo de solidificação da liga Al-4,5%Cu é composto de um molde cerâmico de forma cilíndrica, de 25 cm de altura e 6 cm de diâmetro interno, e uma base

de cobre refrigerada a água que garantia um fluxo de calor unidirecional durante o processo [Andrade et al, 2001].

A geometria adotada para descrever este sistema foi a de um retângulo de mesma altura do cilindro experimental e largura igual ao raio (representando um corte longitudinal do cilindro). Foi utilizado, então, um elemento de oito nós (*Plane 77*) que possibilita impor uma simetria de rotação ao redor do eixo central. A malha foi criada a partir da divisão da geometria em elementos de lados iguais a 5 mm.

Como condições de contorno, tem-se isolamento térmico da casca lateral e da base superior do cilindro e fluxo de calor Newtoniano na base inferior, com valores do coeficiente de transferência de calor variável, e temperatura constante do fluido refrigerante. A temperatura de vazamento é de 750°C e a análise térmica foi de 900 s. Aplicou-se, ao final da análise térmica, a rotina para cálculo dos espaçamentos dendríticos primário e secundário.

A figura 3.4 mostra a geometria criada e as condições de contorno impostas para este caso.

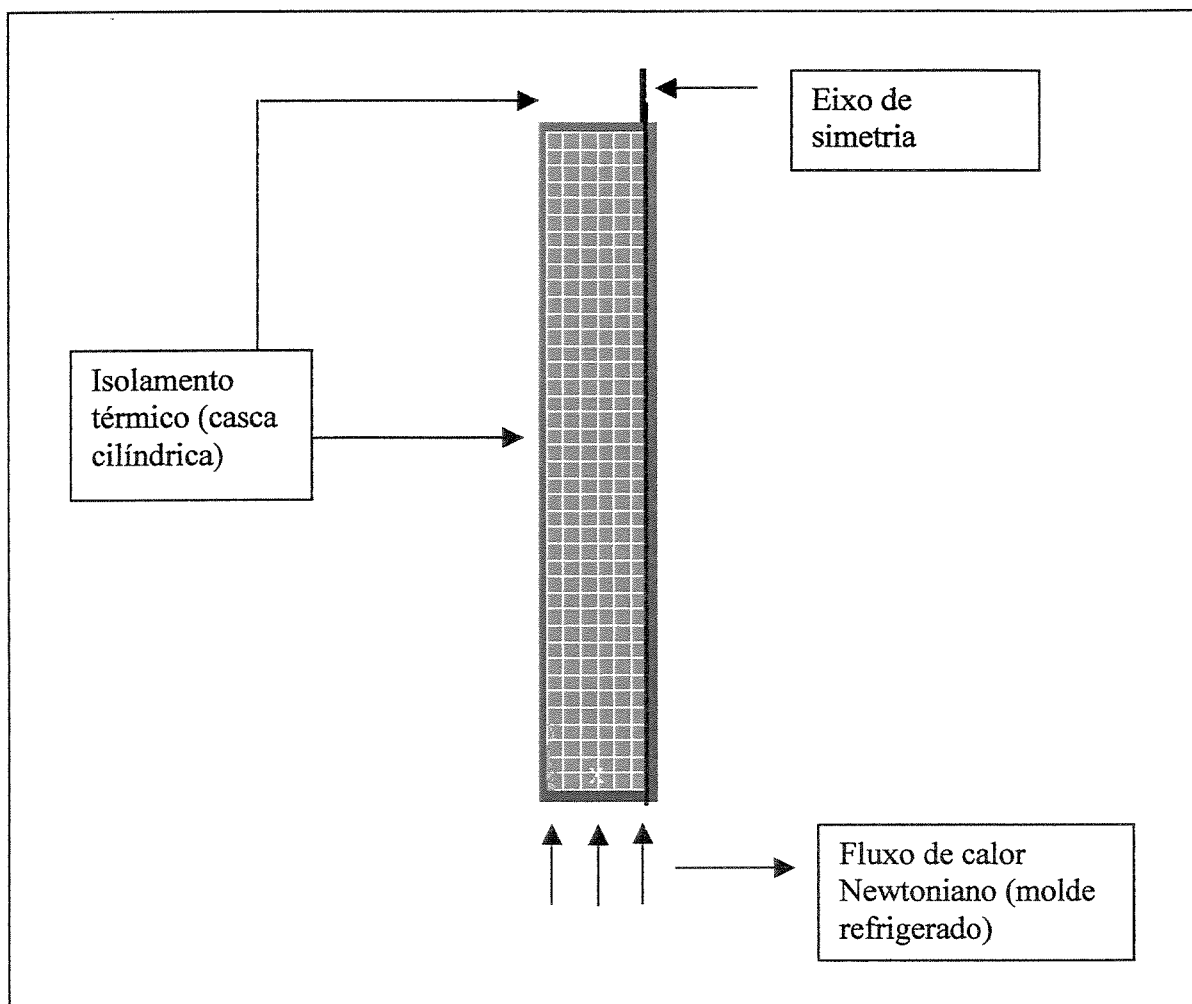


Figura 3.4 - Geometria criada e as condições de contorno impostas na simulação da solidificação unidirecional da liga Al-4,5%Cu.

3.6.2- Solidificação do aço inoxidável AISI 304 em molde de areia

O sistema metal/molde de solidificação de uma placa de aço inoxidável em molde de areia consistia em um molde retangular de areia, de espessura 60 mm, e dimensões internas de 150 mm de comprimento, 60 mm de largura e 200 mm de profundidade.

A geometria adotada na simulação para descrever este sistema é a de um retângulo de 200 mm de altura e 60 mm largura que correspondente ao molde, 2 mm correspondentes ao *gap* de ar entre o metal e molde e 30 mm correspondente ao metal. Nesta extremidade (metal) da geometria

considera-se simetria tipo espelho, sendo assim, a geometria representa um corte transversal do sistema metal molde, considerando-se apenas extração pelas paredes laterais da placa solidificada, desprezando-se o fluxo de calor nas outras direções. Foi utilizado um elemento de 4 nós (*Plane 55*).

Para simular os efeitos do gap de ar entre o metal e o molde, uma adaptação foi feita a partir da introdução de uma camada de um terceiro material cuja condutibilidade térmica equivale ao coeficiente de transferência de calor Newtoniano [Andrade e Santos, 2000]. O valor da condutibilidade equivalente ao coeficiente de transferência de calor Newtoniano é determinado a partir de uma relação proposta entre as equações de condutibilidade (3.13) e convecção (3.14) como pode ser visto a seguir:

$$q = \frac{k}{\Delta x} (T_1 - T_2) \quad (3.14)$$

$$q = h(T_1 - T_2) \quad (3.15)$$

Sendo a condutibilidades dada por: :

$$\frac{k}{\Delta x} = h \Rightarrow k = h \cdot \Delta x \quad (3.16)$$

onde Δx = espessura introduzida na malha.

As condições de contorno adotadas foram isolamento térmico da parte superior e inferior da geometria e imposição de fluxo de calor por convecção nas paredes laterais, ou seja, nas interfaces molde/meio. Neste caso, o coeficiente de transferência de calor Newtoniano na interface metal/molde foi considerado constante. A temperatura inicial foi de 1550°C para o aço e 50°C para o molde.

A figura 3.5 mostra a geometria criada e as condições de contorno impostas para este caso.

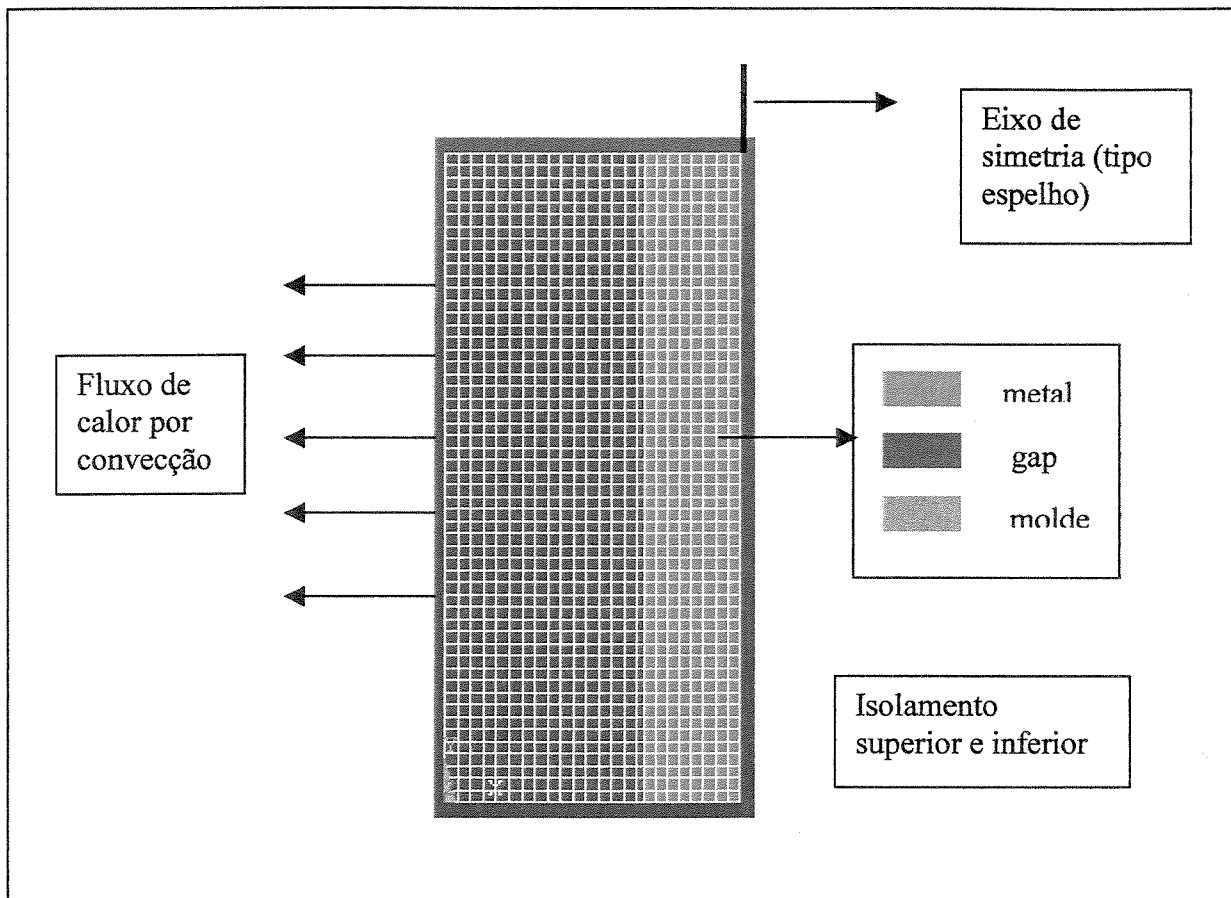


Figura 3.5 - Geometria criada e as condições de contorno impostas na simulação da solidificação da placa de aço inoxidável AISI 304 em molde de areia

3.6.3 – Solidificação de placas finas em molde refrigerado.

O sistema metal/molde do processo de solidificação de placas finas com e sem redução da espessura, é composto por um molde retangular com duas paredes paralelas de cobre refrigeradas e outras duas paredes de material isolante, para garantir fluxo de calor unidirecional durante o processo. Uma das paredes do molde é acoplada a um pistão hidráulico cujo movimento é responsável pela redução da espessura da placa.

A geometria adotada para descrever este sistema é a de um corte transversal do molde, de largura variando entre 50 e 90 mm que corresponde a espessura da placa em solidificação e 170 mm de altura (altura aproximada de metal no molde). Utilizou-se o mesmo elemento adotado para simulação do processo de solidificação em molde de areia (Plane 55). A malha representa toda a extensão da espessura da placa, não sendo adotada nenhum eixo de simetria.

Como condições de contorno, da análise térmica tem-se isolamento das extremidades superior e inferior do retângulo fluxo de calor Newtoniano nas laterais que representam as interfaces metal/molde, com valores do coeficiente de transferência de calor (h) variável, e temperatura constante do fluido refrigerante. Os valores de h e da temperatura inicial da liga dependem do metal simulado e são apresentados no capítulo de resultados. Foram simulados processos de solidificação de placas finas da liga Al-4,5%Cu, do aço inoxidável AISI 304 e de um aço microligado. A implementação para simulação da redução de espessura foi descrita anteriormente. A figura 3.6 mostra a geometria e as condições de contorno utilizadas.

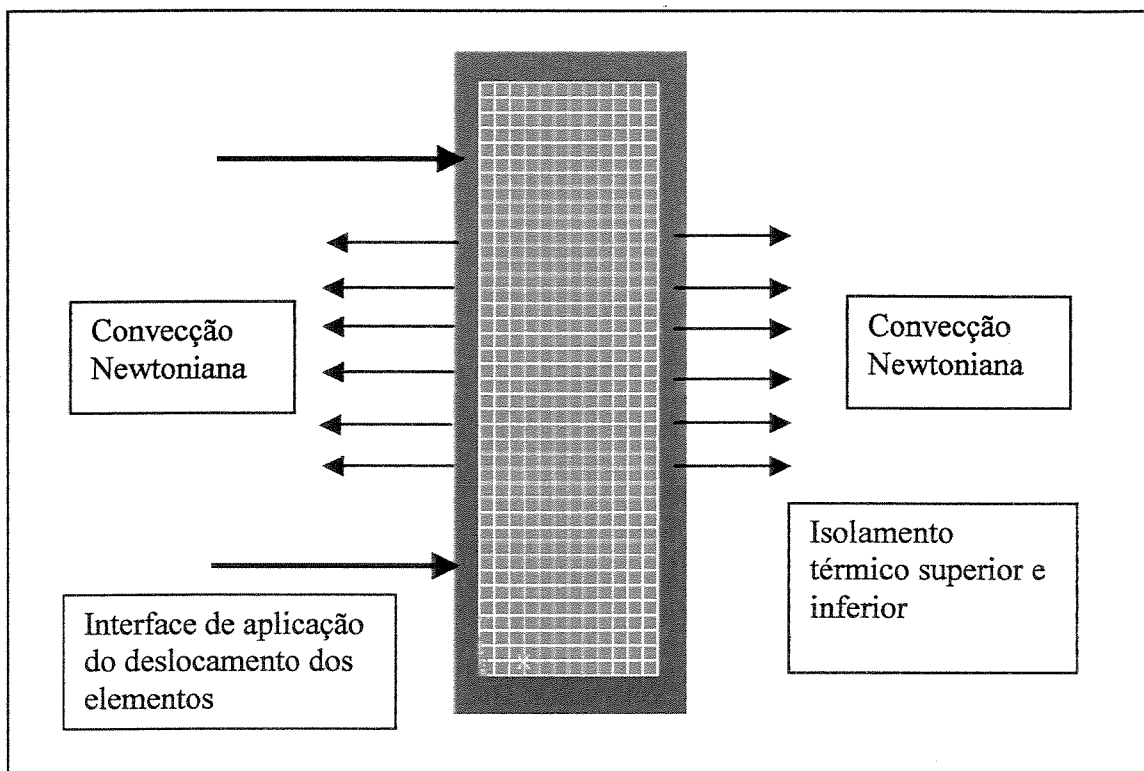


Figura 3.6 - Geometria criada e as condições de contorno impostas na simulação da solidificação de placas finas no simulador de lingotamento.

Capítulo 4

Materiais e métodos

4.1. Introdução

Os resultados de algumas simulações realizadas durante este trabalho foram comparados com resultados de trabalhos experimentais realizados por outros pesquisadores [Melo, 1996, Peralta, 2001, Palmieri, 2001] da área de solidificação do Departamento de Engenharia de Materiais da UNICAMP.

Os resultados obtidos experimentalmente referem-se a processos de solidificação realizados em três diferentes sistemas metal/molde, sendo estes:

- Solidificação unidirecional da liga Al-4,5%Cu em molde cilíndrico cerâmico com base de cobre refrigerada à água [Melo, 1996].
- Solidificação de uma placa de aço inoxidável AISI 304 em molde retangular de areia [Peralta, 2001].
- Solidificação de placas de aço inoxidável AISI 304 [Peralta, 2001] e de um aço microligado contendo vanádio e nióbio [Palmieri, 2001] em simulador de lingotamento de placas finas com e sem redução da espessura com núcleo líquido.

As características de cada sistema metal/molde, a composição e as propriedades termo físicas das ligas utilizadas e os procedimentos experimentais de coleta de dados adotados pelos pesquisadores responsáveis serão brevemente descritos a seguir.

4.2 Solidificação unidirecional da liga Al-4,5%Cu.

Os dados experimentais utilizados para análise comparativa dos resultados obtidos com a simulação da solidificação unidirecional da liga Al-4,5%Cu foram os obtidos por Melo (1996), usando um sistema metal/molde composto por uma casca cerâmica com 250mm de altura e 40mm diâmetro interno colocada sobre um molde de cobre refrigerado a água. Para dar maior garantia de fluxo unidirecional de calor durante a solidificação, a casca de material cerâmico foi pré-aquecida, através de resistência elétrica até o início do vazamento. Os perfis de temperatura foram obtidos com a colocação de termopares tipo K em diferentes posições no metal, a partir da interface metal/molde até a altura de 173 mm, acoplados a um sistema de aquisição de dados. A figura 4.1 mostra um esquema representativo do sistema descrito.

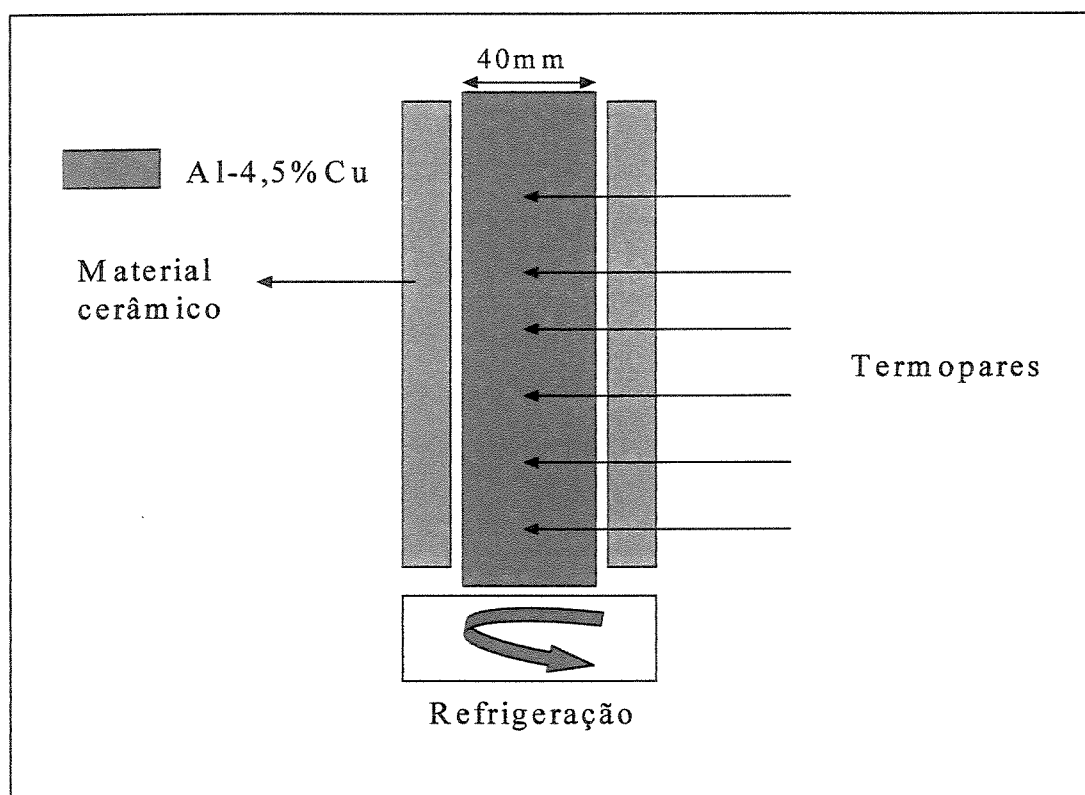


Figura 4.1 – Representação esquemática do sistema metal/molde de solidificação unidirecional da liga Al-4,5%Cu.

Também foram medidas para a liga Al-4,5%Cu [Melo, 1996], as variações dos espaçamentos dendríticos primários e secundários resultantes desta solidificação. A utilização desses resultados foi importante pelo fato de se ter obtido uma estrutura totalmente unidirecional que propiciou medidas precisas dos espaçamentos possibilitando uma análise da precisão do modelo desenvolvido.

As propriedades termofísicas e as temperaturas características de mudança de fase utilizadas durante as simulações para esta liga estão na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Propriedades termofísicas da liga Al-4,5% Cu

Propriedade	Al-4,5%Cu	Referência
Densidade no estado sólido [kg/m ³]	2600	Poirier et al, 1987
Densidade no estado líquido [kg/m ³]	2450	Poirier et al, 1987
Calor específico no estado sólido [J/ Kg. K]	$0,74874+4,442.10^{-4}.T$ (T ≤ 821) $1,28675-2,5.10^{-4}.T$ (821 ≤ T ≤ 911) 1,059 (919 ≤ T)	Sahn e Hansen, 1984
Temperatura <i>Liquidus</i> [°C]	646	Swaminathan e Voller, 1994
Temperatura <i>Solidus</i> [°C]	548	Swaminathan e Voller, 1994
Condutibilidade Térmica [W/mK]	188,3 (T ≤ 52K) $144,36+0,084.T$ (523 K ≤ T ≤ 573 K) 192,5 (573 K ≤ T ≤ 919 K) $52,555+0,033.T$ (919 K ≤ T)	Pelke et al, 1992
Calor Latente [J/kg]	390000	Pelke et al, 1992

4.3 Solidificação da placa de aço inoxidável AISI 304 em molde de areia

O experimento que consiste na solidificação de uma placa de aço inoxidável AISI 304 em molde de areia foi realizado por Peralta (2001). O molde de areia utilizado consistia em um molde retangular de espessura 60 mm, e dimensões internas de 150 mm de comprimento, 60 mm de largura e 200 mm de profundidade. Os perfis de temperatura resultantes da solidificação deste aço foram obtidos utilizando-se termopares do tipo S (Pt-PtRh) acoplados a um sistema de aquisição de dados, posicionados no centro (em relação a todas as dimensões) da placa e a 15 mm da interface metal/molde. A Figura 4.4 mostra o sistema metal/molde e o posicionamento dos termopares durante a solidificação da placa de aço.

A fusão do aço foi realizada em um forno de indução eletromagnética de alta frequência com capacidade para fundir até 25 kg de metal. A temperatura de vazamento foi de 1540 °C.

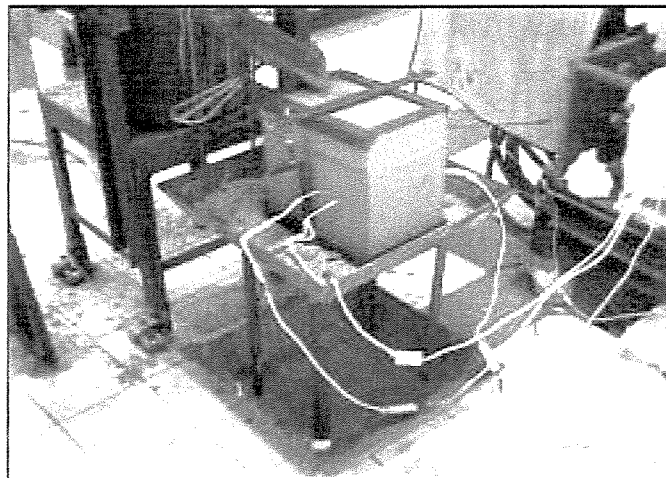


Figura 4.2 – Solidificação da placa de aço inoxidável em molde areia

A Tabela 4.2 mostra a composição química do aço inoxidável AISI 304, a Tabela 4.3 mostra as propriedades termofísicas e as temperaturas características de mudança de

fase utilizadas durante as simulações da solidificação deste aço e a Tabela 4.4 mostra as propriedades utilizadas para o molde de areia.

Tabela 4.2 – Composição química do aço inoxidável AISI 304

Material	C	Mn	Si	Cu	Cr	Ni	S	Mo
Aço Inoxidável	0,04	1,52	0,47	0,18	18,7	8,9	0,009	0,36

Tabela 4.3 – Propriedades termofísicas utilizadas para o aço inoxidável AISI 304 [Pelke et al, 1992]

Propriedade	AISI 304
Densidade no estado sólido [kg/m ³]	8000
Densidade no estado líquido [kg/m ³]	8000
Calor específico em função da temperatura [J/kg K]	$0,43895+1,98 \cdot 10^{-4} \cdot T$ ($T \leq 773$ K) $0,13793+5,9 \cdot 10^{-4} \cdot T$ (773 K $\leq T \leq 873$ K) $0,87125-2,5 \cdot 10^{-4} \cdot T$ (873 K $\leq T \leq 973$ K) $0,5552+7,75 \cdot 10^{-5} \cdot T$ (973 K $\leq T$)
Temperatura <i>Liquidus</i> [°C]	1454
Temperatura <i>Solidus</i> [°C]	1399
Condutibilidade Térmica [W/mK]	$10,717+0,01495 \cdot T$ ($T \leq 780$ K) $12,076+0,013213 \cdot T$ (780 K $\leq T \leq 1682$ K) $217,12-0,1094 \cdot T$ (1682 K $\leq T \leq 1727$ K) $8,272+0,0115 \cdot T$ (1727 K $\leq T$)
Calor Latente [J/kg]	290000

Tabela 4.4 – Propriedades termofísicas utilizadas para o molde de areia [Pelke et al, 1992]

Material	K (W/mK)	c (J/KgK)	d (Kg/m ³)
Areia à base sílica	0,65	900	1.500

4.4 Solidificação em simulador de lingotamento de placas finas com e sem redução de espessura com núcleo líquido.

O simulador físico de solidificação de placas finas, construído por **Gentile (1999)**, é constituído, basicamente, de uma câmara para solidificação de ligas metálicas composta de três paredes fixas e uma parede móvel todas construídas em aço 1020. Na parede móvel e na parede fixa oposta à mesma, são fixadas placas de cobre eletrolítico refrigeradas à água, que simulam o resfriamento controlado do lingotamento contínuo. As paredes fixas laterais que são soldadas na mesa de apoio, permitem o encaixe de placas de material cerâmico para que a extração de calor ocorra preferencialmente na direção da espessura da placa a ser fundida. A parede móvel do molde é acoplada a um pistão hidráulico que possibilita a redução da espessura da placa durante o processo de solidificação. Este simulador foi projetado para lingotamento de placas de 160 mm de altura por 240 mm de largura com espessura inicial máxima de 90 mm podendo ser reduzida para até 38 mm, redução esta aplicada nos equipamentos que seguem a tecnologia ISP.

Neste simulador físico foram realizados experimentos de processos de solidificação, com e sem redução da espessura estando o núcleo líquido, de placas finas de um aço microligado contendo vanádio e nióbio [**Palmieri, 2001**] e do aço inoxidável AISI 304 [**Peralta, 2001**].

Foram analisados neste trabalho três experimentos, utilizando o aço microligado, realizados por **Palmieri (2001)**:

- Solidificação de uma placa com espessura constante de 55 mm.
- Solidificação de uma placa de 60 mm de espessura inicial aplicando-se 12 mm de redução.

- Solidificação de uma placa de 60 mm de espessura inicial aplicando-se 18 mm de redução.

Foram analisados também três experimentos, utilizando o aço inoxidável AISI 304, realizados por Peralta, (2001):

- Solidificação de uma placa com espessura constante de 60 mm.
- Solidificação de uma placa de 60 mm de espessura inicial aplicando-se 5 mm de redução.
- Solidificação de uma placa de 60 mm de espessura inicial aplicando-se 10 mm de redução.

Para monitorar as variações de temperatura durante a solidificação, foram utilizados termopares do tipo S (Pt-PtRh) acoplados a um sistema de aquisição de dados, posicionados no centro, a $\frac{1}{4}$ da espessura e em posição bem próxima a interface metal/molde de cada placa. Entretanto, não foi possível a obtenção dos perfis de temperaturas de todos os termopares durante as experiências. Segundo o autor [Peralta, 2001], a alta temperatura da liga e o movimento do molde foram responsáveis por essas imperfeições de medidas. A Figura 4.3 mostra o simulador físico de lingotamento de placas finas (a) e um esquema representativo do mesmo (b).

A temperatura de vazamento das ligas de aço inoxidável era de, aproximadamente, 1540°C e do aço microligado, aproximadamente, 1530°C. A Tabela 4.5 mostra a composição química do aço microligado e a Tabela 4.6 mostra as propriedades termofísicas utilizadas para esse aço.

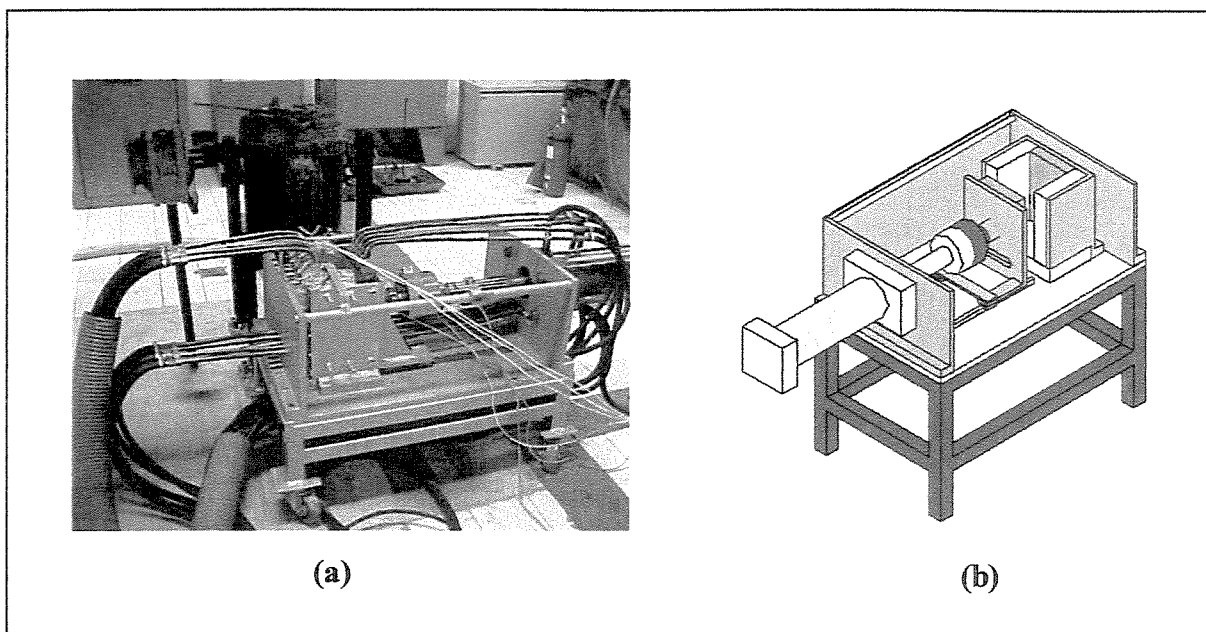


Figura 4.3 – Simulador físico de lingotamento de placas finas (a) e esquema representativo (b).

Foram realizadas, também, análises metalográficas ao longo da espessura das placas de aço inoxidável para verificar a constituição da estrutura final de cada placa e medir a variação dos espaçamentos dendríticos secundários da superfície ao centro das mesmas, na direção do fluxo de calor [Peralta, 2001]. O ataque utilizado foi com o ácido oxálico a 10% e as medidas foram realizadas com o uso de microscópio ótico.

Tabela 4.5 – Composição química do aço microligado utilizado nas experiências (%).

Material	C	Mn	Si	Cu	Cr	Ni	Al	V	Nb
Aço	0.07	1.32	0.08	0.03	0.02	0.01	0.03	0.05	0.02

Tabela 4.6 – Propriedades termofísicas utilizadas para o aço microligado [Pelke et al, 1992].

Propriedade	Aço microligado
Densidade no estado sólido [kg/m ³]	7840
Densidade no estado líquido [kg/m ³]	7840
Calor específico em função da temperatura [J/kg K]	$0,49-3,01.10^{-4}.T+6,6.10^{-7}.T^2$ ($T \leq 973$ K) $1,24.10^{-2}.T-11,23$ ($973 \text{ K} \leq T \leq 1023$ K) $14,224-1,248.10^{-2}.T$ ($1023 \text{ K} \leq T \leq 1773$ K) $-1,2+2,36.10^{-3}.T-7,7.10^{-7}T$ ($1773 \text{ K} \leq T$)
Temperatura <i>Liquidus</i> [oC]	1520
Temperatura <i>Solidus</i> [°c]	1506
Condutibilidade Térmica [W/mK]	$52,808-0,017 .T$ ($T \leq 547$ K) $58,349-0,27137.T$ ($547 \leq T \leq 1185$ K) $12,556+0,01156.T$ ($1185 \text{ K} \leq T \leq 1777$ K) $441,45-0,229.T$ ($1777 \text{ K} \leq T$)
Calor Latente [J/kg]	251000

Capítulo 5

Resultados e discussões

5.1 – Introdução

Os resultados das simulações numéricas realizadas pelo método desenvolvido são comparados com os resultados experimentais das curvas de variação de temperatura e dos espaçamentos dendríticos resultantes dos processos de solidificação dos sistemas metal/molde explicitados anteriormente. O resultados das simulações são comparados e analisados quanto à sua eficiência ao reproduzir os resultados experimentais e, verificada a eficiência do método, são utilizados para analisar os efeitos que a redução da espessura da placa durante o processo de solidificação, estando o núcleo ainda líquido, pode ter sobre a microestrutura resultante da solidificação.

São apresentados resultados simulados da variação da temperatura durante o processo de solidificação, sem redução e com diferentes graus de redução da espessura da placa, da liga Al-4,5%Cu, do aço inoxidável AISI 304 e de um aço microligado. Para todos os casos foram também calculados os espaçamentos dendríticos secundários, possibilitando a discussão sobre a influência dos parâmetros de solidificação, principalmente da redução da espessura da placa, sobre a microestrutura resultante.

5.2 Resultados para a liga Al-4,5%Cu

Foram realizadas simulações referentes à solidificação unidirecional da liga Al-4,5%Cu, cujo aparato experimental está descrito no capítulo 4. Esse sistema metal/molde foi escolhido para as primeiras simulações de curvas térmicas e espaçamentos dendríticos primários e secundários pela possibilidade de comparação com os resultados experimentais [Melo, 1996] e pelo fato da liga apresentar propriedades termofísicas já bem definidas, sendo os resultados, portanto, muito úteis na aferição inicial do modelo desenvolvido, principalmente no que se refere à microestrutura.

As propriedades utilizadas estão no capítulo 4 (materiais e métodos). A temperatura de vazamento utilizada foi de 750°C. Inicialmente tentou-se utilizar um coeficiente de transferência de calor Newtoniano médio, constante, nas simulações. Entretanto os resultados não foram satisfatórios [Andrade, 2000]. Utilizaram-se, então, valores variáveis linearmente dependentes da temperatura para este coeficiente conforme mostra a tabela 5.1 [Melo, 1996].

A Figura 5.1 mostra as curvas experimentais de variação de temperatura para diferentes posições de no metal comparadas com as curvas simuladas.

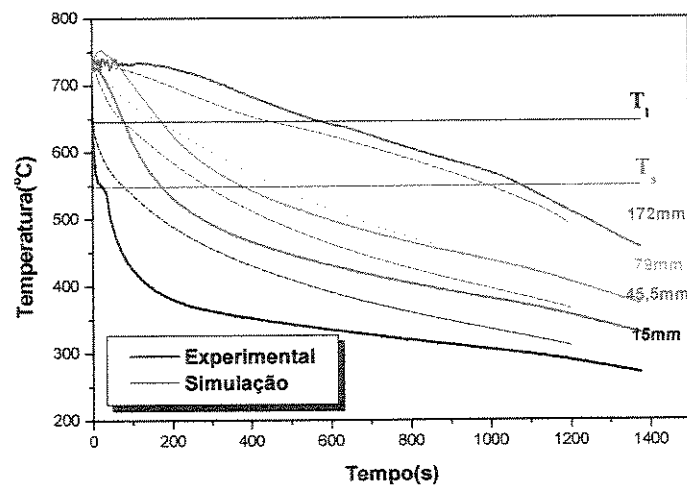


Figura 5.1 - Curvas da variação de temperatura experimentais e simuladas da solidificação unidirecional da liga Al-4,5%Cu.

Os resultados das curvas simuladas apresentaram boa concordância com os resultados experimentais, exceto as curvas das posições mais próximas a interface metal/molde. As curvas que distam 75 mm e 172 mm dessa interface apresentam uma diferença máxima de 4,5% entre os valores experimentais e simulados. Na posição 45,5 mm da interface a diferença chega a 11% e as curvas que representam a variação de temperatura a 1,5 mm da interface apresentam 20% aproximadamente de diferença entre os valores experimentais e simulados em alguns instantes. As diferenças entre as curvas simuladas e experimentais em posições muito próximas à interface já eram esperadas. Próximo à interface ocorre o resfriamento muito rápido, podendo a solidificação se iniciar antes mesmo do final do vazamento ocorrendo erros de medidas maiores.

Tabela 5.1 – Valores do coeficiente transferência de calor da interface metal/molde utilizados na simulação numérica da solidificação da liga Al-4,5%Cu em molde refrigerado [Melo, 1996].

Al-4,5%Cu	
Temperatura (°C)	h (W/m ² °C)
200	1000
400	1200
550	1800
646	3200
745	4000

Partindo dos resultados das curvas de variação de temperatura, a rotina desenvolvida para o cálculo dos outros parâmetros térmicos e dos espaçamentos interdendríticos primários e secundários foi aplicada. Os valores do tempo local de solidificação, velocidade da frente de solidificação (temperatura liquidus), e o gradiente de temperatura na frente de solidificação são os parâmetros determinados pelo programa e utilizados nas equações, já apresentadas no capítulo 4, para os cálculos de espaçamentos dendríticos primários e secundários.

A Figura 5.2 (a) mostra a variação do tempo local de solidificação da liga e a Figura 5.2 (b) mostra a velocidade da frente de solidificação (ponta da dendrita), ambos em função da distância da interface metal/molde, obtidos através do modelo desenvolvido. No caso da velocidade, pode-se observar, que ela, inicialmente, diminui com a distância da interface metal/molde devido à resistência imposta pela camada de metal já solidificado e aumenta no final do processo a medida que diminui a quantidade de líquido remanescente.

A Figura 5.3 mostra os resultados experimentais da variação do espaçamento dendrítico primário, em função da distância da interface metal/molde, resultante da solidificação unidirecional da liga Al-4,5%Cu comparados com os resultados calculados a partir do modelo desenvolvido. A Figura 5.4 mostra o mesmo para os espaçamentos dendríticos secundários. Nota-se que as curvas simuladas representam bem a variação dos valores experimentais tanto do espaçamento dendrítico primário quanto do secundário, o que retifica a eficácia do método e também justifica a escolha das equações utilizadas nos cálculos desses parâmetros.

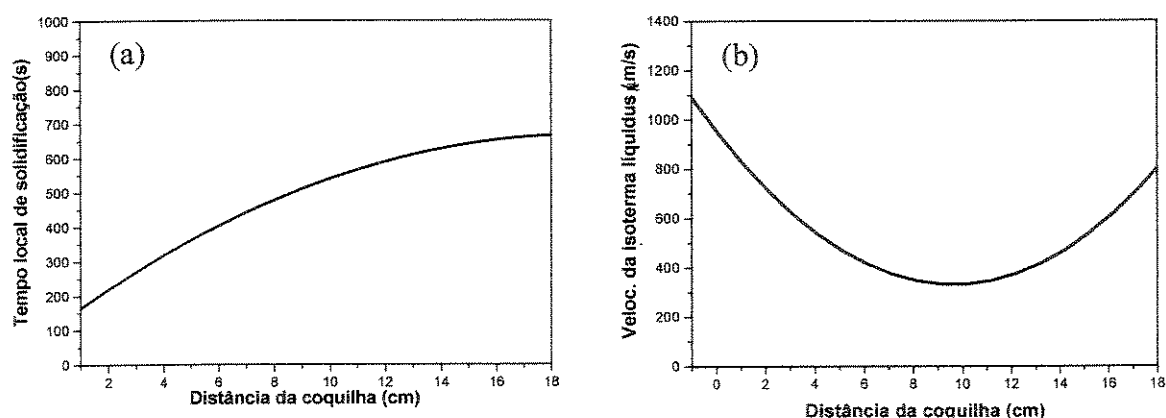


Figura 5.2 - Valores simulados para o tempo local de solidificação (a) e velocidade da linha liquidus (b) em função da distância da interface metal/molde.

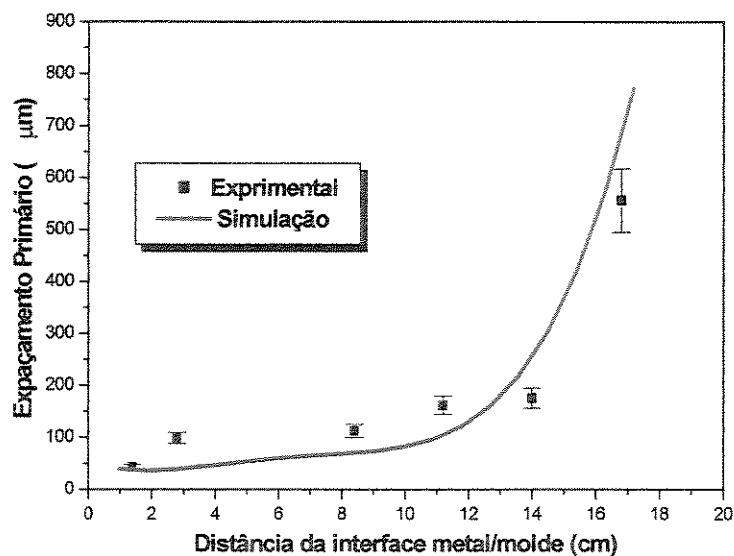


Figura 5.3 – Resultados experimentais e calculados da variação do espaçamento dendrítico primário, em função da distância da interface metal/molde, resultante da solidificação unidirecional da liga Al-4,5%Cu.

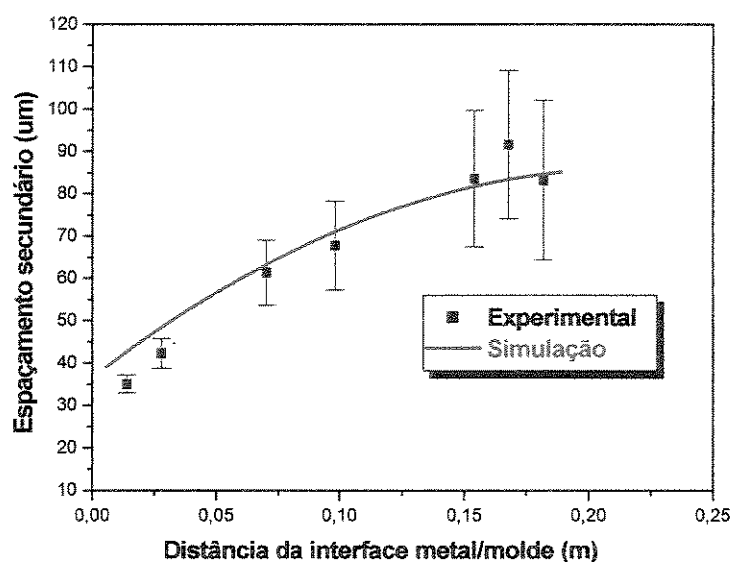


Figura 5.4 - Resultados experimentais e calculados da variação do espaçamento dendrítico secundário, em função da distância da interface metal/molde, resultante da solidificação unidirecional da liga Al-4,5%Cu.

Analisando os resultados apresentados até este ponto, conclui-se que o modelo numérico apresenta resultados confiáveis tanto para as curvas da variação de temperatura quanto para os espaçamentos dendríticos. O modelo foi utilizado, então, para simular o processo de solidificação, dessa mesma liga, considerando o sistema metal/molde do simulador estático de lingotamento contínuo de placas finas que é o caso de estudo deste trabalho. Foram feitas simulações da variação de temperatura ocorrida durante a solidificação dessa liga com e sem redução da espessura da placa e os cálculos dos valores esperados dos espaçamentos dendríticos secundário.

A espessura da placa utilizada na simulação sem redução da espessura foi de 60 mm. Para simulação com deformação, partiu-se dessa mesma espessura e foi aplicada uma redução de 12 mm (20%), ficando a placa com espessura final de 48 mm. Os valores utilizados para o coeficiente de transferência de calor Newtoniano e a temperatura de vazamento ($T_v=740^{\circ}\text{C}$) foram os mesmos utilizados anteriormente (Tabela 5.1).

Para o caso da solidificação com redução de espessura da placa, foram considerados dois tempos diferentes para a aplicação do deslocamento do molde a fim de analisar a diferença de comportamento das curvas no caso dessa liga que apresenta grande diferença entre as temperaturas liquidus (646°C) e solidus (550°C)

A Figura 5.5 mostra, para duas posições da placa, as curvas de resfriamento para o caso sem deformação e para o caso com redução de 20% da espessura aplicadas em tempos diferentes. As posições analisadas são o centro da placa e 10 mm de distância do molde.

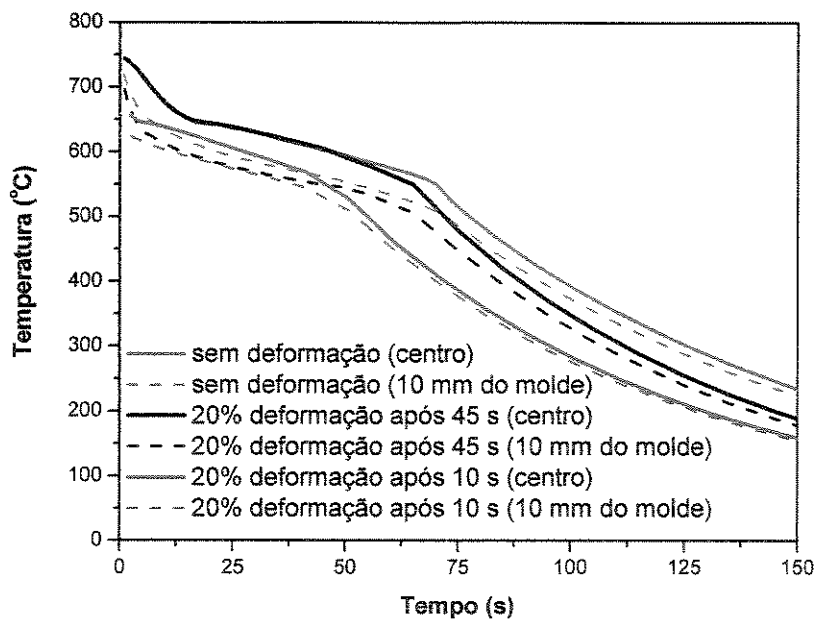


Figura 5.5 - Curvas de variação de temperatura simuladas da solidificação da liga Al-4,5%Cu sem redução da espessura e com 20% de redução.

Podem-se observar diferentes comportamentos das curvas de variação de temperatura entre os casos sem redução e com redução da espessura da placa, cuja solidificação e resfriamento ficam cada vez mais rápidos. Observando, também, as curvas com redução da espessura nota-se que, quanto mais no início da solidificação se aplica a redução da espessura, mais rápido é o resfriamento da placa, o que deve afetar o espaçamento dendrítico secundário. Para verificar esse fato foi aplicada a rotina de cálculo de espaçamento dendrítico secundário para o caso sem redução e para o caso com redução aplicada 10 s após o vazamento.

A Figura 5.6 mostra os resultados dos cálculos dos espaçamentos dendríticos secundários para a solidificação da liga Al-4,5%Cu sem redução da espessura da placa e com 20% de redução da espessura aplicada 10s após o vazamento. Como esperado, observa-se diferença entre os valores dos espaçamentos, sendo que a placa que sofreu redução na espessura apresenta valores menores para o espaçamento interdendrítico

secundário (estrutura mais refinada), resultado de um tempo local de solidificação menor também.

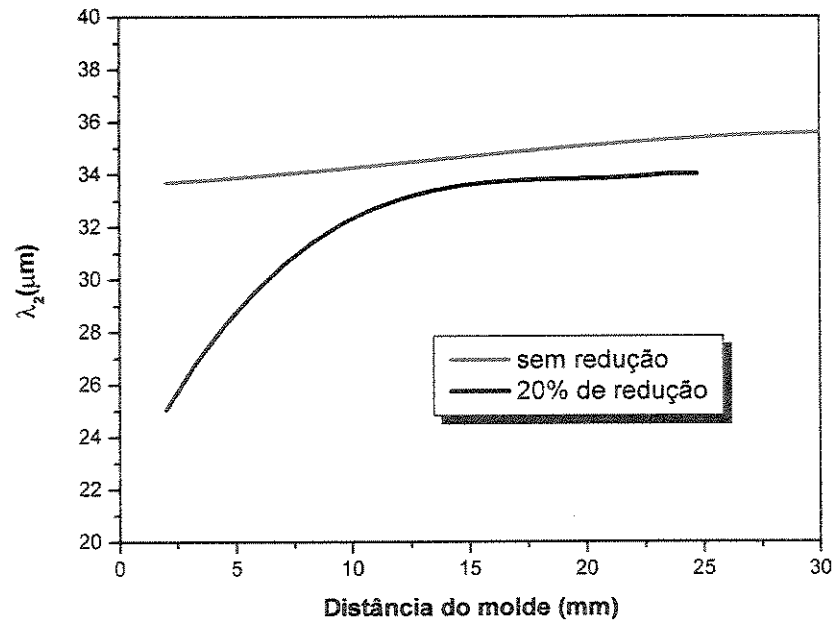


Figura 5.6: Variação do espaçamento interdendrítico secundário, com relação à distância ao molde, resultante da solidificação da liga Al-4,5%Cu sem redução de espessura e com 20% de redução.

Outras aplicações do modelo utilizado são discutidas no final deste capítulo.

5.3 Resultados para o aço microligado.

Para o aço microligado as primeiras simulações foram baseadas em experimentos realizados no simulador físico de lingotamento de placas finas [Palmieri, 2001] e os resultados numéricos foram comparados com as curvas experimentais de variação de temperatura.

Os resultados experimentais disponíveis para este aço referem-se aos processos de solidificação de duas placas com espessura inicial de 60 mm onde aplicou-se 12 mm

(20%) de redução da espessura em uma e 18 mm de redução (30 %) em outra, e de uma placa de espessura constante igual a 55 mm. Estes três casos foram simulados e os resultados são comparados a seguir. Nas simulações considerou-se temperatura de vazamento da liga igual a 1500°C, e os valores do coeficiente global de transferência de calor (h) utilizados para a interface metal/molde estão na tabela 5.2.

Tabela 5.2 – Valores do coeficiente global de transferência de calor da interface metal/molde utilizados na simulação da solidificação do aço microligado em molde refrigerado.[Thien, 1994]

Aço microligado	
Temperatura (°C)	h (W/m ² °C)
800	1100
1200	1300
1300	2000
1504	3800
1524	5000
1540	6000

A Figura 5.7 mostra a comparação entre as curvas simuladas e experimentais da variação da temperatura em duas posições da placa do aço microligado solidificado sem redução da espessura. As curvas apresentam boa concordância, principalmente durante o intervalo de solidificação, estando as diferenças maiores na fase de resfriamento da liga. A curva experimental do centro da placa também apresenta muito ruído principalmente perto de 1504°C que é a temperatura solidus da liga, e erros também podem ser atribuídos à imprecisão das propriedades termofísicas utilizadas.

A Figura 5.8 mostra as curvas simuladas da variação de temperatura em dois pontos da placa solidificada com 12 mm de redução da espessura, sendo que só se dispunha de uma curva experimental para esse caso. Assim, como ocorreu em outros vazamentos, com movimento do molde, não foi possível utilizar as medidas de todos os termopares, e também não se pode precisar a posição exata do termopar durante todo o intervalo de solidificação da peça. Logo no início, pode-se observar uma mudança brusca

na temperatura que, normalmente, não deveria ter ocorrido. Isso pode ser consequência de uma mudança na posição de termopar ou simplesmente erro de medida do aparelho. Mesmo assim, considerando a curva simulada para a posição igual a $\frac{1}{4}$ da espessura da placa, observamos, no máximo, 10% de diferença entre as temperaturas para um mesmo tempo.

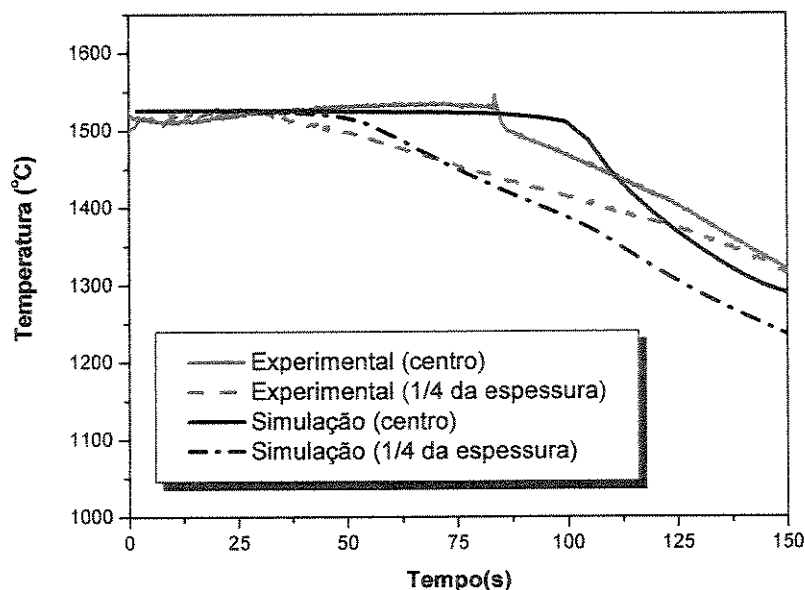


Figura 5.7: Curvas simuladas e experimentais da variação de temperatura, em dois pontos da placa, durante a solidificação do aço microligado com espessura constante de 60 mm.

A Figura 5.9 mostra a comparação entre as curvas simuladas e experimentais da variação da temperatura em duas posições da placa do aço microligado solidificado com 18 mm de redução da espessura, sendo a espessura inicial de 60 mm. As curvas experimentais e simuladas apresentam, aproximadamente 5% de diferença entre elas. As posições dos termopares, entretanto, durante os experimentos não podem ser rigorosamente avaliadas, podendo não estar exatamente na mesma posição do início do vazamento, devido ao movimento da parede do molde que provoca a redução da espessura da placa. Os ruídos observados no início das curvas experimentais também se devem a este fato, juntamente com os erros causados pela alta temperatura de vazamento.

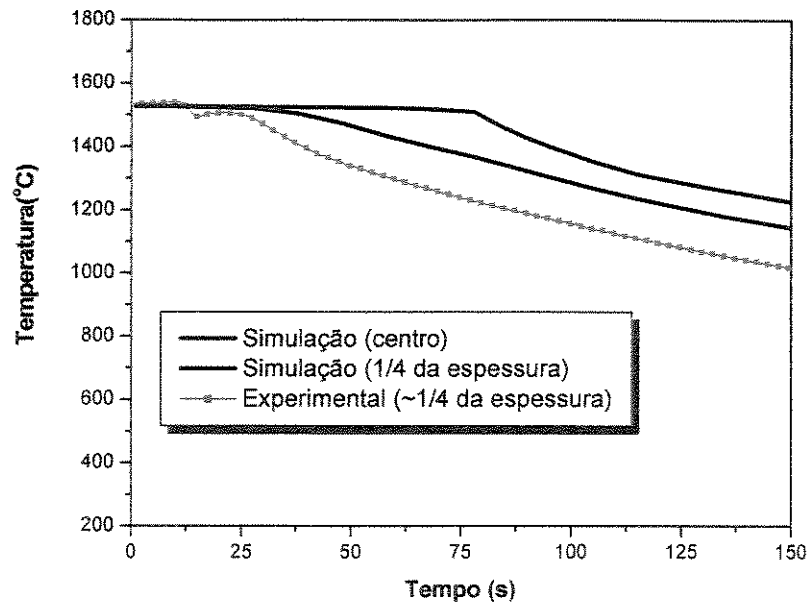


Figura 5.8: Curvas simuladas e experimentais da variação de temperatura, em dois pontos da placa, durante a solidificação do aço microligado com 12 mm de redução espessura da placa. Espessura inicial de 60 mm.

As diferenças apresentadas entre as curvas experimentais e simuladas, apresentadas nas Figura 5.7, 5.8 e 5.9, podem ser consideradas aceitáveis (aproximadamente 10% de diferença), principalmente considerando que não há disponibilidade de propriedades físicas exatas para o aço utilizado. Portanto, o modelo permite a realização de simulações que representam de forma confiável a variação de temperatura durante a solidificação de placas finas com e sem redução da espessura com núcleo ainda líquido.

Nas simulações, considerou-se a redução da espessura das placas iniciando-se 10s após o vazamento. A partir da sub-rotina é possível a determinação da variação da posição das isothermas liquidus e solidus em função do tempo, e a partir dessas curvas verifica-se qual a porção já solidificada e onde se encontram as pontas da estrutura dendrítica no momento de aplicação da redução da espessura da placa. Por exemplo, a

Figura 5.10 apresenta a curva de variação da posição da isoterma liquidus em função do tempo, para o aço microligado solidificado sem redução da espessura. Observa-se que 10 s após o vazamento, as pontas da estrutura dendrítica estavam, aproximadamente, a 8 mm de distância da interface metal/molde, possibilitando uma redução da espessura com 44 mm de núcleo ainda líquido. Como a redução da espessura é muito rápida, e foi, de no máximo, 18 mm pode-se afirmar que não houve quebra das dendritas.

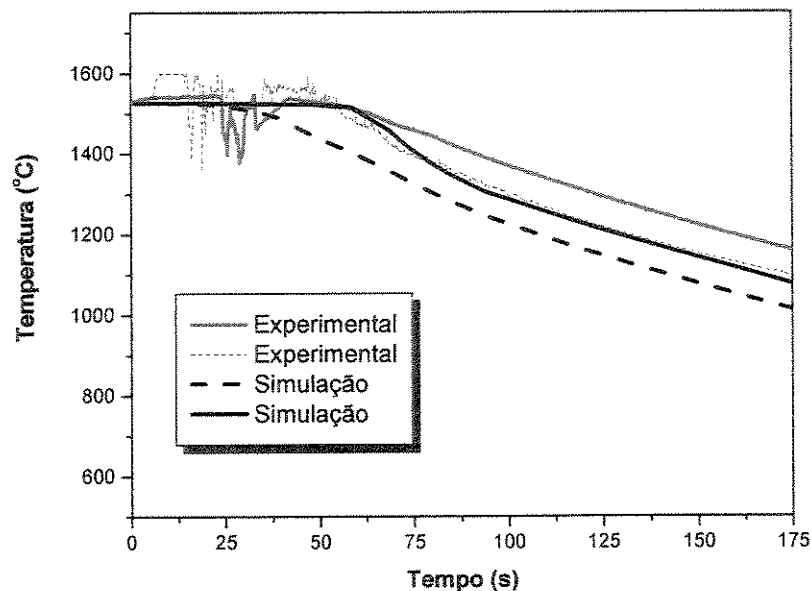


Figura 5.9 - Curvas simuladas e experimentais da variação de temperatura, em dois pontos da placa, durante a solidificação do aço microligado com 18 mm de redução espessura da placa. Espessura inicial de 60 mm.

Outra forma de se observar as posições das isotermas liquidus e solidus é utilizar a ferramenta de pós-processamento do programa Ansys que possibilita a visualização das temperaturas, através de isotermas representadas por cores, em toda extensão da peça a qualquer instante desejado. Esse tipo de resultado será apresentado juntamente com outros resultados numéricos do processo de solidificação deste aço na seção de aplicações do modelo. Não há resultados experimentais dos espaçamentos dendríticos, os valores determinados através da simulação são também analisados posteriormente.

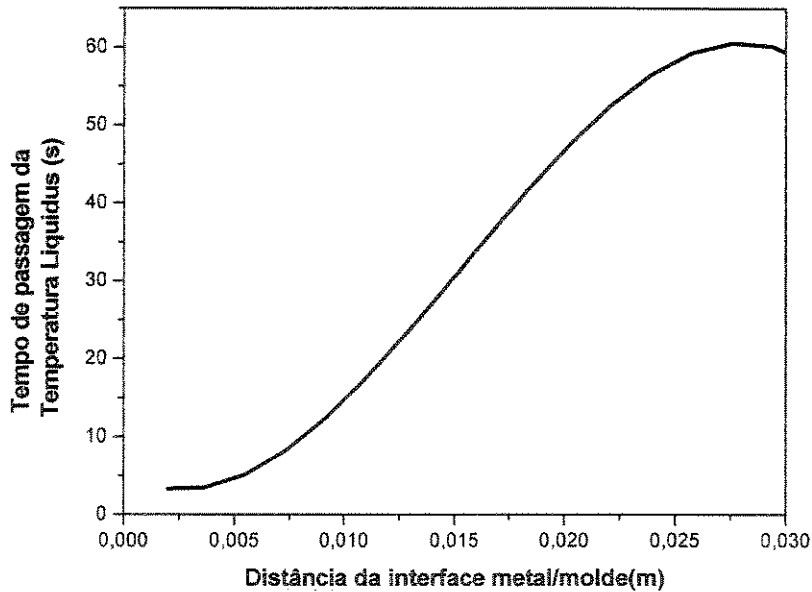


Figura 5.10 – Posição da isoterma liquidus (ponta de dendrita) em função do tempo durante a solidificação da placa de aço microligado sem redução da espessura.

5.4 Resultados para o aço inoxidável AISI 304

Para o aço inoxidável AISI 304 também foi feita uma simulação para um sistema metal/molde diferente do caso do simulador estático de lingotamento de placas finas. Como havia a disponibilidade de resultados experimentais [Peralta, 2001] de variação de temperatura e de medidas dos espaçamentos dendríticos resultantes da solidificação desse aço em molde de areia, com o objetivo de uma aferição mais abrangente do modelo, foi feita, inicialmente, a simulação para esse caso.

Para simulação das curvas de temperatura, a temperatura de vazamento considerada foi de 1500°C e utilizou-se um valor constante igual a 1100 W/m²K para o coeficiente de transferência de calor Newtoniano no *gap* de ar entre o metal e o molde. O valor do coeficiente de transferência de calor Newtoniano não exerce influência significativa no fluxo de calor no caso de moldes de areia já que a resistência maior é imposta pelas paredes do molde.

A Figura 5.11 mostra as curvas de variação de temperatura experimentais e simuladas, em duas posições na placa, da solidificação do aço inoxidável AISI 304 em molde de areia. No caso das curvas experimentais, o sistema de aquisição de dados registrou muitos ruídos, gerando erros nas medidas. No caso das curvas simuladas não há disponibilidade de valores precisos das propriedades termofísicas, principalmente do molde de areia, o que pode gerar alguma imprecisão nos cálculos. Mas mesmo assim é possível observar boa concordância entre as curvas simuladas e as experimentais.

Os espaçamentos dendríticos secundários para este caso também foram determinados através do modelo, sendo que foi proposta a inclusão de uma constante relativa ao molde, na equação que relaciona os espaçamentos com o tempo local de solidificação, explicitada anteriormente, na rotina de cálculo do espaçamento.

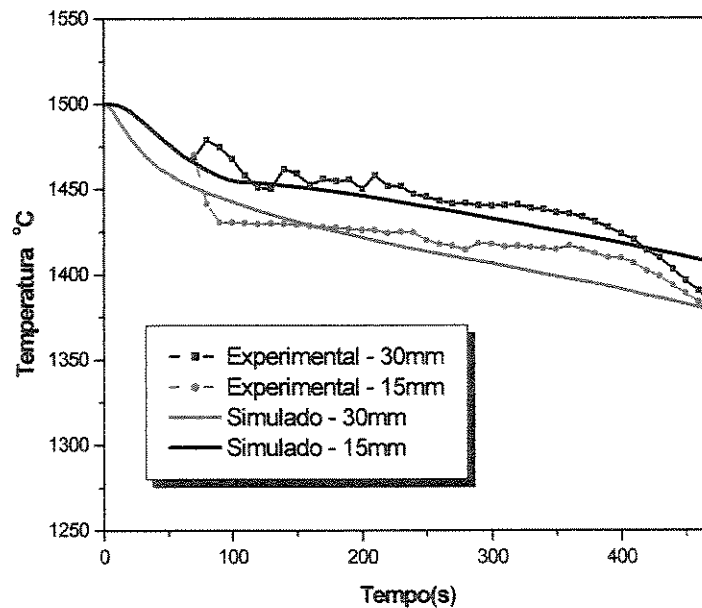


Figura 5.11 - Curvas da variação de temperaturas experimentais e simuladas da solidificação em molde de areia do aço inoxidável AISI 304.

A Figura 5.12 mostra os valores, calculados através do modelo e os medidos experimentalmente, dos espaçamentos dendríticos secundários resultantes da solidificação do aço inoxidável AISI 304 em molde de areia. Mesmo considerando as dificuldades de medidas experimentais dos espaçamentos [Peralta, 2001], pode-se notar que o modelo descreve satisfatoriamente o comportamento da variação do espaçamento em relação à distância da interface metal/molde.

Também foram realizados experimentos dos processos de solidificação do aço inoxidável AISI 304 no sistema metal/molde de lingotamento estático de placas finas. Sendo estes, uma solidificação do aço inoxidável AISI 304 com espessura constante da placa igual à 60 mm, e também o caso com 5 mm de redução da espessura sendo a espessura inicial também igual a 60 mm. Posteriormente foram realizadas simulações considerando outros graus de redução de espessura objetivando demonstrar a aplicação do modelo para análise e otimização do processo de obtenção de placas finas. Estes resultados estão no item de aplicações do modelo.

No modelo numérico, como já foi descrito, é considerada solidificação unidirecional do metal sendo o calor extraído por duas paredes de cobre refrigerado. É considerada transferência de calor por condução no metal sólido e líquido, não é considerada a convecção no líquido e, na interface metal/molde, a transferência de calor obedece à equação de convecção descrita por Newton e um coeficiente global de transferência de calor entre o metal e o líquido refrigerante (água) é considerado. Os valores desse coeficiente variam com a temperatura como mostra a tabela 5.3. A temperatura de vazamento considerada foi de 1500°C.

A Figura 5.13 mostra as curvas de variação de temperatura simuladas e experimentais, em duas posições da placa, para o caso da solidificação do aço inoxidável sem redução de espessura. A Figura 5.14 mostra as curvas de solidificação, experimentais e simuladas, para o caso da solidificação com redução da espessura da placa com o núcleo ainda líquido. Observa-se boa concordância entre os resultados experimentais e simulados, não ultrapassando 10 % a diferença entre eles. Além da imprecisão das

propriedades termofísicas outra fonte de erro é a impossibilidade de determinação da posição exata dos termopares durante as medidas no caso da placa que sofreu redução da espessura, devido ao deslocamento dos mesmos.

Tabela 5.3 – Valores do coeficiente transferência de calor global da interface metal/molde utilizados na simulação numérica da solidificação do aço inoxidável AISI 304 em molde refrigerado [Thien, 1994].

AISI 304	
Temperatura (°C)	h (W/m ² °C)
500	1200
800	1400
1000	2500
1399	3800
1454	5000
1500	6000

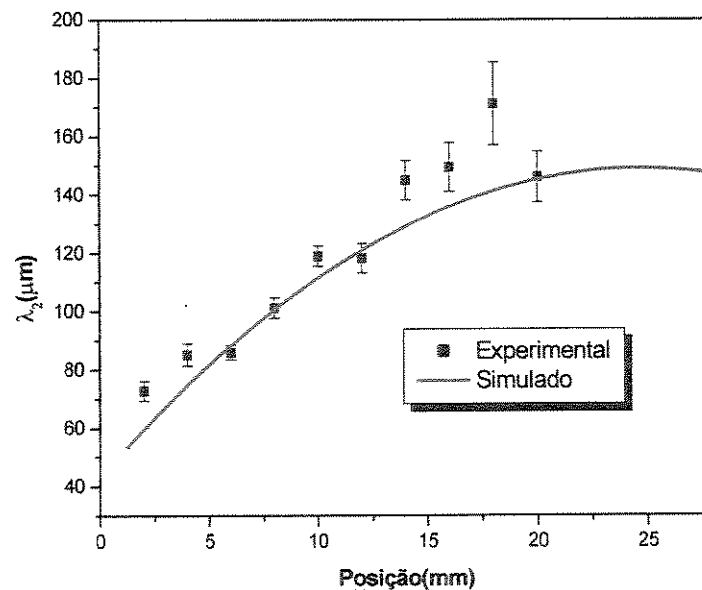


Figura 5.12: Variação do espaçamento dendrítico secundário, com relação à distância ao molde, resultante da solidificação do aço inoxidável solidificado em molde de areia.

No caso das curvas experimentais, da Figura 5.14, o sistema registrou apenas ruídos no início do vazamento, provavelmente, devido à aplicação do movimento do molde, não havendo medidas confiáveis antes de 10s. Por esse motivo esta Figura apresenta valores de temperatura a partir deste tempo, a partir de onde foi possível uma leitura coerente dos valores experimentais desse vazamento.

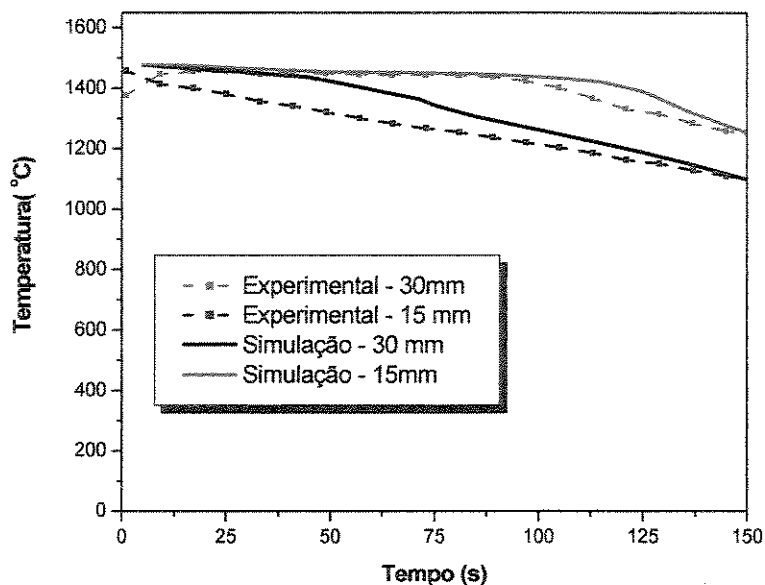


Figura 5.13 - Curvas experimentais e simuladas da variação de temperatura, em duas posições da placa, durante a solidificação do aço inoxidável AISI 304 sem redução da espessura.

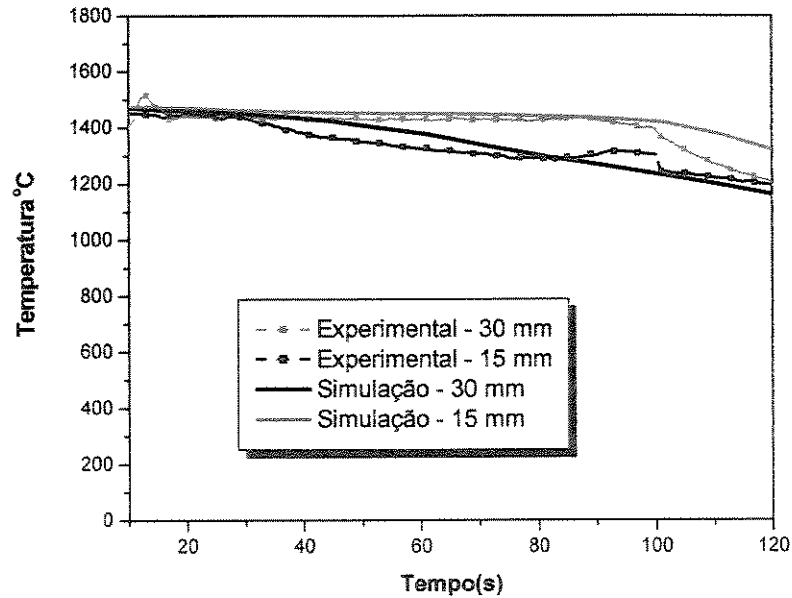


Figura 5.14 - Curvas experimentais e simuladas da variação de temperaturas, em dois pontos da placa, durante a solidificação do aço inoxidável AISI 304 com aplicação de 5 mm de redução da espessura.

No caso da solidificação com redução da espessura da placa, assim como ocorreu para a solidificação do aço microligado, a aplicação do movimento do molde no experimento ocorreu logo no início do processo de solidificação, (entretanto não há uma determinação exata desse tempo, nem a temperatura em que se encontrava o metal), pois a solidificação é muito rápida perto da interface metal/molde e desejava-se que a redução se iniciasse logo após solidificação de uma pequena espessura da placa junto a essa interface. No modelo matemático, a deformação foi aplicada 7s após o vazamento, tempo em que os elementos mais próximos ao molde já haviam alcançado a temperatura liquidus, ou seja, já havia estrutura dendrítica próxima da interface metal/molde, e um núcleo ainda líquido (temperaturas acima da liquidus). Isto pode ser confirmado através da observação da curva, da Figura 5.15, que mostra a posição da isoterma liquidus (ponta da dendrita) em função do tempo. A curva indica que 7s após o vazamento, tempo em que foi aplicada a redução de espessura na simulação, a isoterma liquidus estava, aproximadamente, a 5 mm da interface metal/molde.

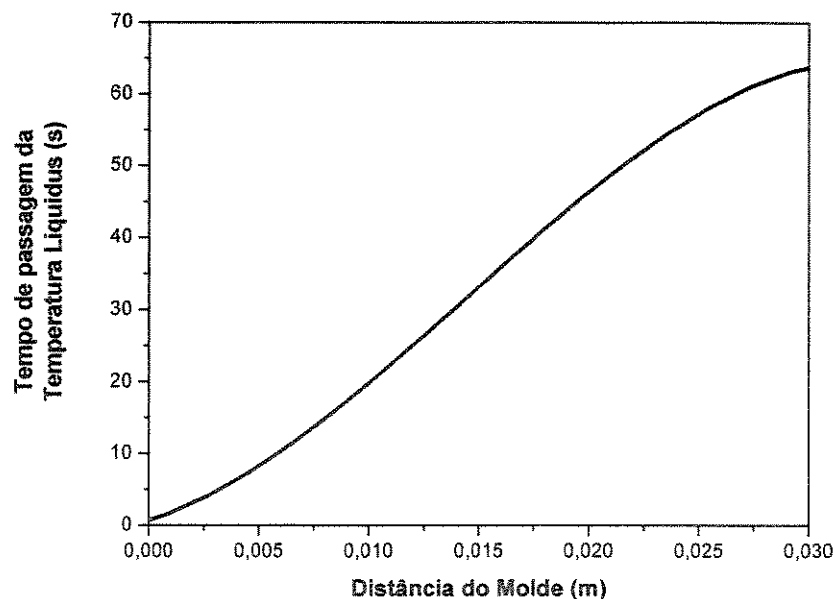


Figura 5.15 – Posição da isoterma liquidus em função do tempo, determinada através do modelo numérico, durante a solidificação do aço inoxidável AISI 304 sem redução da espessura.

Os espaçamentos dendríticos secundários para os casos sem redução e com redução da espessura foram determinados através do modelo, e comparados com os valores experimentais. A Figura 5.16 mostra os valores experimentais e simulados dos espaçamentos dendríticos secundários da placa de aço inoxidável solidificada sem redução da espessura, e a Figura 5.17 mostra o mesmo para a placa solidificada com 5 mm de redução da espessura.

Os valores obtidos numericamente para os espaçamentos secundários da placa solidificada com redução da espessura são menores (valores entre 12 e 40 μm) que os obtidos para o caso sem redução da espessura da placa (entre 20 e 46 μm) como já era esperado, posto que ocorre uma redução no tempo local de solidificação quando ocorre a redução da espessura. É observada maior concordância entre os valores experimentais e simulados para o caso com redução da espessura da placa. Para a placa que não sofreu redução da espessura, observa uma diferença um pouco maior entre os valores

experimentais e os determinados numericamente. Segundo o autor das medidas, neste caso houve a formação de uma estrutura menos direcional, dificultando as medidas, o que pode explicar os erros observados. Quanto ao modelo, deve-se levar em consideração o fato da equação utilizada apresentar constantes empíricas que podem causar alguma imprecisão.

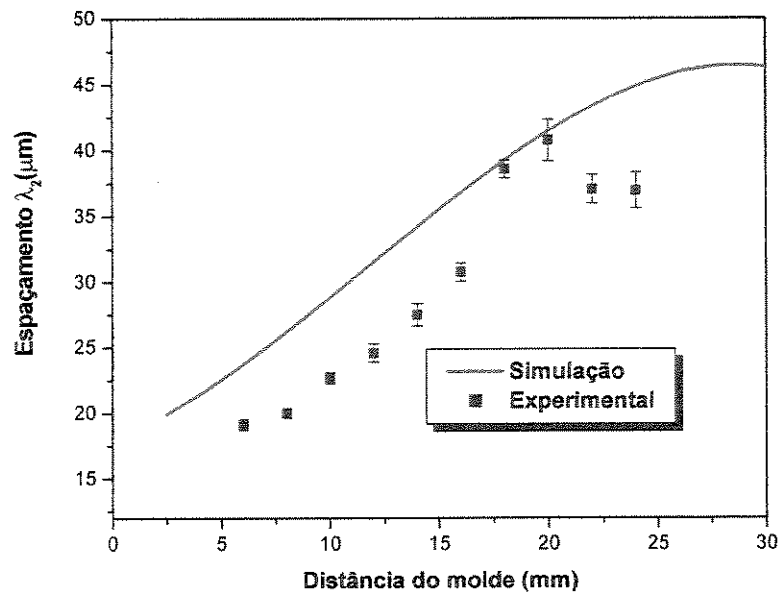


Figura 5.16 - Espaçamentos dendríticos secundários, experimentais e simulados, resultantes da solidificação do aço inoxidável AISI 304 sem redução da espessura da placa.

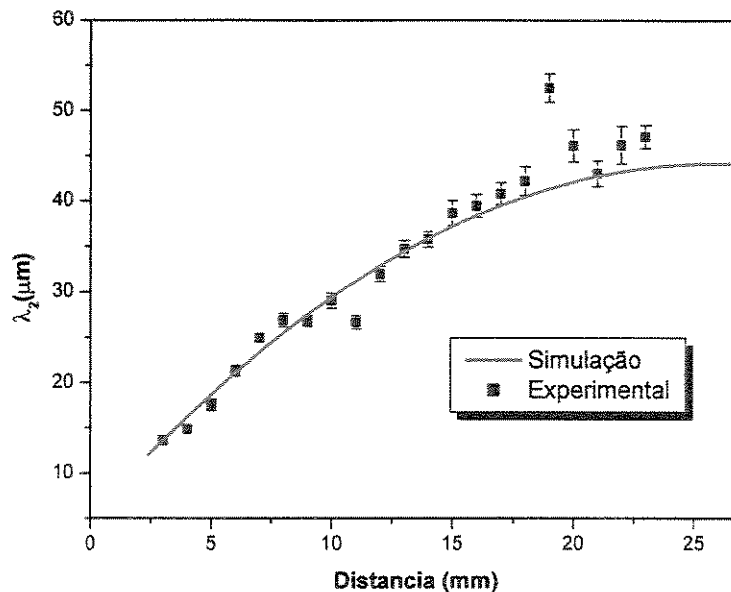


Figura 5.17 - Espaçamentos dendríticos secundários, experimentais e simulados, resultantes da solidificação do aço inoxidável AISI 304 com 5 mm de redução da espessura da placa.

Os resultados apresentados até este ponto referem-se as simulações realizadas baseadas em experimentos realizados por outros pesquisadores da área de solidificação do Departamento de Engenharia de Materiais da UNICAMP com o objetivo de, frente a possibilidade de comparação dos resultados numéricos e experimentais, testar a confiabilidade dos resultados gerados pelo modelo numérico desenvolvido. Tendo sido concluído que, dentro de todas as hipóteses assumidas, o modelo representa satisfatoriamente os processos de solidificação apresentados, este foi utilizado com o objetivo de explorar suas possíveis aplicações na análise dos efeitos da redução do núcleo líquido durante processos de solidificação de placas finas.

5.5 – Aplicações do modelo matemático na análise do processo de solidificação de placas finas.

Foram simuladas as curvas de variação de temperatura para os casos da solidificação sem redução, com 12 mm de redução e 18 mm de redução da espessura do

aço microligado. para uma mesma espessura inicial das placas (60 mm). Foram realizadas também simulações da solidificação, para a mesma espessura inicial, sem redução, com redução de 5 mm e com redução de 10 mm do aço inoxidável AISI 304. A Figura 5.19 mostra a comparação entre as curvas simuladas de variação de temperatura durante a solidificação do aço microligado com e sem redução de espessura, em duas posições das placas. A Figura 5.20 mostra o mesmo para o aço inoxidável.

Observa-se nas figuras 5.18 e 5.19, como era esperado, uma diferença significativa de comportamento entre as curvas que representam os processos sem redução da espessura e com diferentes graus de redução. Observando as curvas simuladas para a posição central das placas, por exemplo, é possível ter uma idéia quantitativa da diferença entre os tempos de solidificação total das placas.

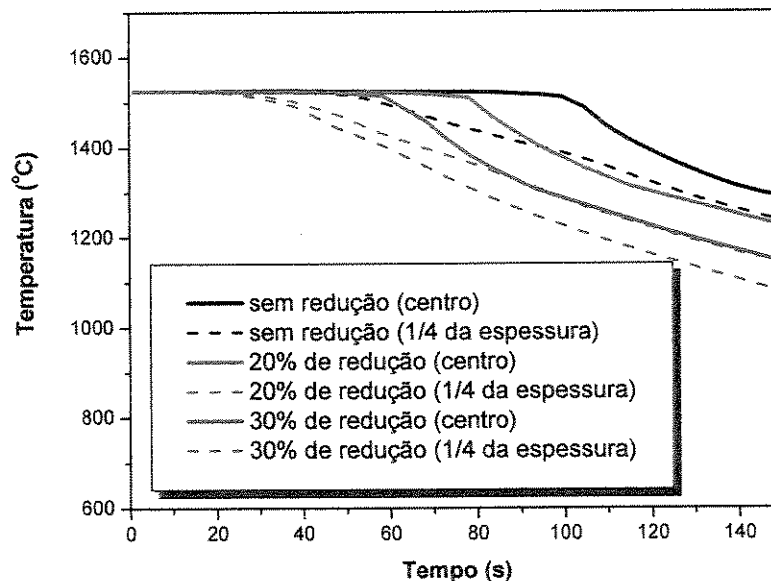


Figura 5.18 - Curvas simuladas da variação de temperatura, em dois pontos da placa, durante a solidificação do aço microligado sem redução, com 12 mm de redução e com 18 mm de redução da espessura da placa. Espessura inicial de 60 mm.

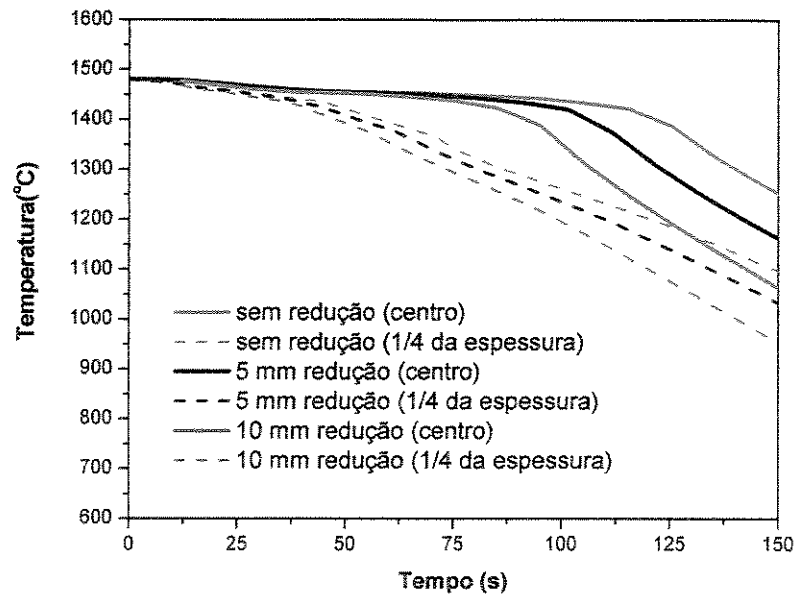


Figura 5.19 - Curvas simuladas da variação de temperatura, em dois pontos da placa, durante a solidificação do aço inoxidável AISI 304 sem redução, com 5 mm de redução e com 10 mm de redução da espessura da placa. Espessura inicial de 60 mm.

Além disso, o modelo permite determinar a curva da variação do tempo local de solidificação em função da distância da interface metal/molde em toda a extensão da placa, assim como foi feito para a posição da isoterma liquidus (Figuras 5.10 e 5.15). Para exemplificar, a figura 5.20 mostra a variação do tempo local de solidificação, em função da distância da interface metal/molde, para o caso da solidificação sem redução da espessura do aço inoxidável AISI 304.

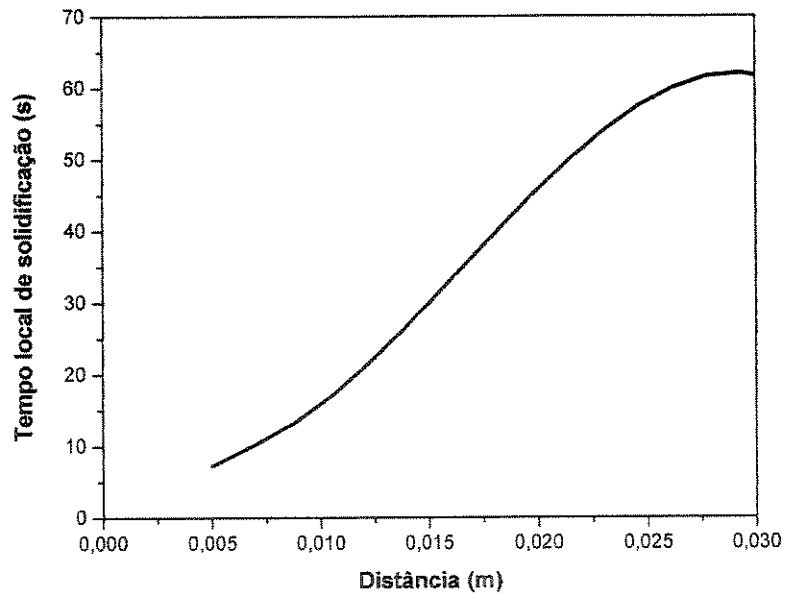


Figura 5.20 – Curva da variação do tempo local de solidificação em função da distância da interface metal/molde para o aço inoxidável AISI 304.

O tempo local de solidificação é o intervalo de tempo entre a passagem da isoterma liquidus e da isoterma solidus num mesmo ponto do metal em solidificação. A Figura 5.21 mostra o tempo de passagem destas duas isotermas em função da distância do ponto a interface metal/ molde para o aço inoxidável AISI 304. A partir da observação desta curva é possível determinar qual a espessura da casca já solidificada e a posição da ponta da dendrita, simultaneamente, durante todo o intervalo de solidificação. Observando essa curva da variação da posição das isotermas, determina-se qual a espessura já solidificada, e qual a espessura da zona pastosa no instante de aplicação da redução de espessura. No caso das simulações já apresentadas, do aço inoxidável, a redução da espessura da placa foi aplicada 7 s após o vazamento, e para este tempo havia menos de 1 mm de casca solidificada e as pontas da estrutura dendrítica estavam a 5 mm de distâncias da interface metal/molde. Isto indica que, praticamente, toda a extensão da placa solidificada, com redução da espessura, apresentará valores menores dos espaçamentos do que os da placa solidificada sem redução da espessura (como é observado nas figuras 5.16 e 5.17). Pode-se observar que aplicando a redução depois de

decorrido um tempo maior, obtém-se uma estrutura mais refinada, apenas numa porção da placa, já que a estrutura dendrítica já estará definida em regiões mais próxima da interface metal/molde.

Determinou-se também através do modelo, os valores resultantes a partir da aplicação das equações de cálculo dos espaçamentos dendríticos secundários da solidificação do aço microligado sem redução e com redução de 30% da espessura placa. A Figura 5.22 mostra a variação dos espaçamentos dendríticos determinada através do modelo (não há medidas experimentais para esse aço) em função da distância da interface metal/molde das placas com e sem redução da espessura. Os espaçamentos dendríticos apresentam valores diferentes desde posições próximas a interface metal/molde, o que indica que, novamente, a redução da espessura foi aplicada antes da formação de uma casca sólida significativa.

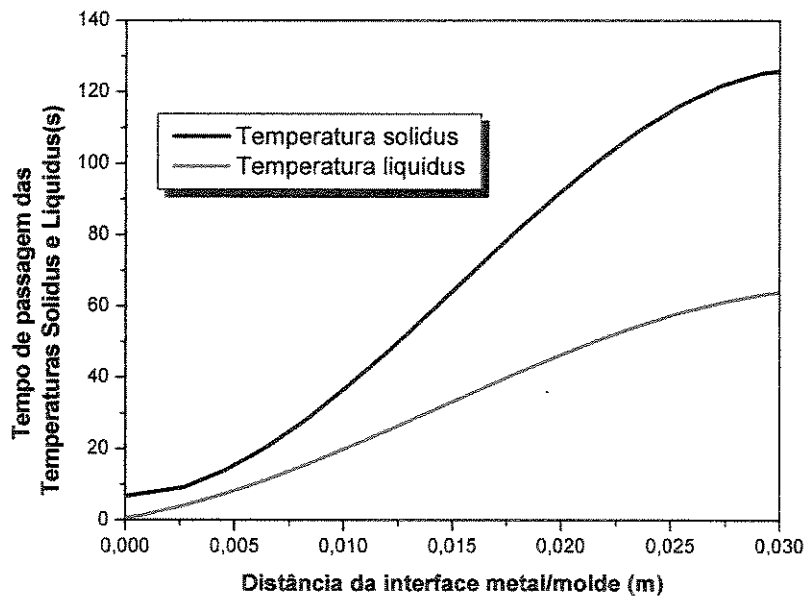


Figura 5.21 – Curva da posição das isothermas solidus e liquidus em função da distância da interface metal/molde para o aço inoxidável AISI 304.

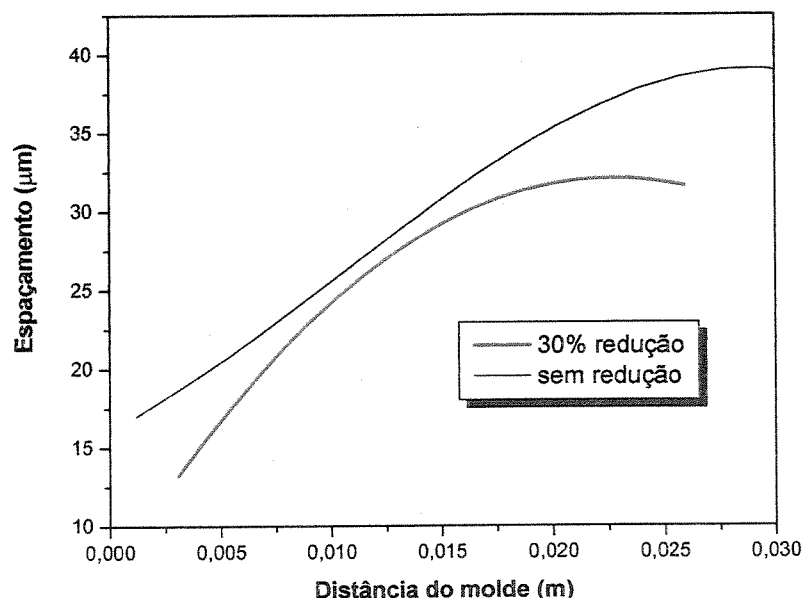


Figura 5.22 – Espaços dendríticos secundários resultantes da simulação do processo de solidificação do aço microligado sem redução e com 30% de redução da espessura.

Foram mostradas curvas da variação da posição das isoterms liquidus e solidus em função do tempo determinadas através do modelo aplicando-se a sub-rotina desenvolvida. Outra opção de análise dessas isoterms é utilizar uma ferramenta do pós-processamento do ANSYS que permite visualizar, num determinado instante, intervalos de temperaturas em toda a extensão da peça, indicadas através de diferentes cores. Através de uma escolha apropriada dos intervalos de temperatura, evidencia-se a posição das frentes de solidificação no tempo de interesse, ou seja, diferencia-se facilmente a fase sólida, a zona pastosa e a fase líquida na peça. A Figura 5.23 (a) mostra as isoterms, representadas por cores, 10 s após o vazamento e a Figura 5.23 (b) 50s após o vazamento do aço inoxidável. Na Figura as regiões em vermelho representam a fase líquida, (acima da temperatura liquidus), a região amarela representa a zona pastosa, onde há ocorrência de dendritas e as outras cores representam partes já solidificadas da peça, os intervalos de temperaturas que cada cor representa estão descritos na própria figura. As figuras 5.24 (a) e (b) mostram o mesmo para o aço microligado.

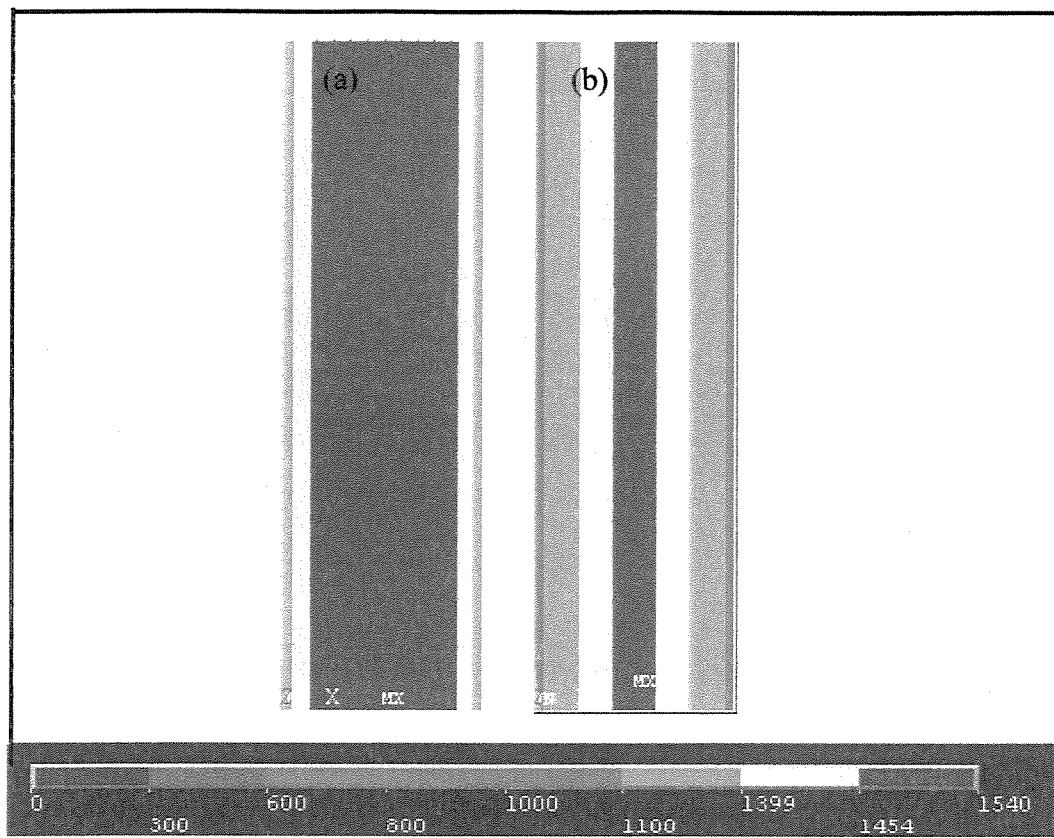


Figura 5.23 – Representação das isotermas na peça 10s após o vazamento (a) e 50s após o vazamento (b) do aço inoxidável.

Utilizando este recurso do modelo podemos também observar, qualitativamente, a diferença entre a aplicação da redução da espessura da placa em diferentes tempos do processo de solidificação. A Figura 5.25 mostra duas placas do aço microligado nas quais a deformação foi aplicada em tempos diferentes durante o processo. Na placa da Figura 5.25 (a) a redução da espessura foi aplicada 7 s após o início do processo, na figura 5.25 (b) aplicou-se a redução da espessura após 40 s. Fica claro, pela figura que somente a parte relativa ao núcleo líquido foi deformada ao ser aplicado o movimento do molde, sendo que havia mais metal ainda na fase líquida na figura 5.25 (a) do que na (b).

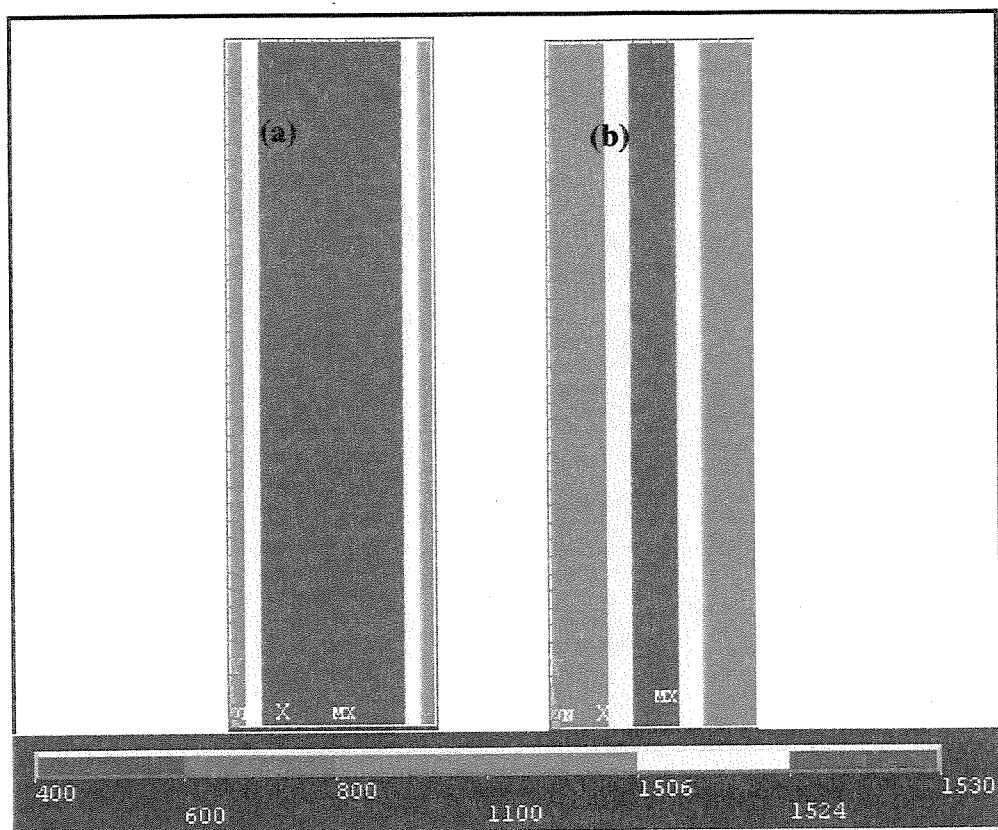


Figura 5.24 – Representação das isotermas na peça 10s após o vazamento (a) e 50s após o vazamento (b) do aço microligado.

Para o aço inox, foi realizada uma simulação de uma placa com 85 mm de espessura inicial e 50 mm de espessura final para exemplificar um caso com 40 % de redução, uma porcentagem maior do que as realizadas até agora tanto nas simulações como experimentalmente. A Figura 5.26 mostra a placa 20 s após o vazamento (a), instante que foi escolhido para aplicação do movimento dos elementos, mostra a placa logo após a aplicação da redução (b) e 170s após o vazamento (c), já totalmente solidificada.

No instante de aplicação da redução da espessura a casca solidificada era de 7 mm, sendo que havia mais 6 mm de zona pastosa, estas informações são importantes quanto à análise do caso do processo industrial de lingotamento contínuo, onde a casca solidificada tem uma espessura mínima para que não haja ruptura na saída do molde [Kominami, 1991].

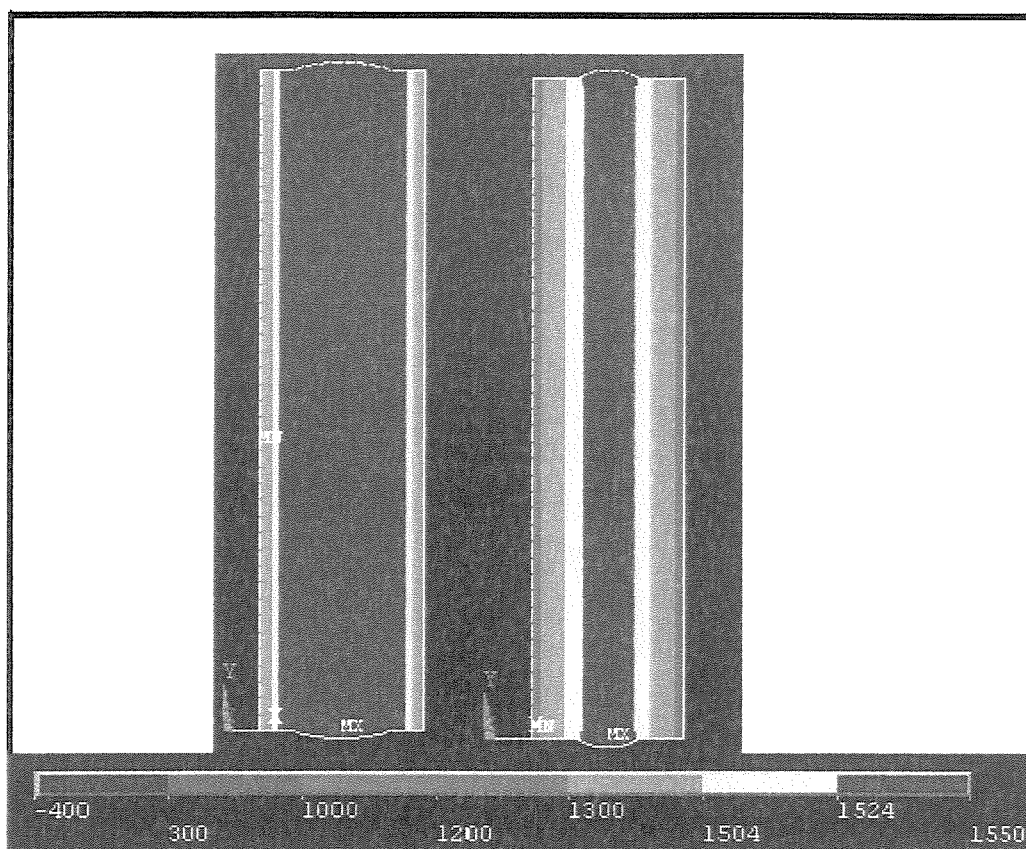


Figura 5.25 – Redução da espessura da placa aplicada 7s (a) e 40s (b) após o vazamento do aço microligado.

Neste capítulo, como eram os objetivos do trabalho, verificou-se a precisão do modelo desenvolvido quanto à simulação da variação da temperatura nas placas finas solidificadas com e sem redução da espessura estando o núcleo líquido e quanto ao programa de determinação dos espaçamentos dendríticos. Foram também demonstradas as possibilidades de aplicação da ferramenta de pós-processamento do programa e da rotina para determinação dos parâmetros de solidificação de interesse, sendo estes o tempo local de solidificação, posição das isothermas liquidus e solidus em função do tempo, tamanho da casca solidificada no instante de aplicação da redução e espaçamentos dendríticos secundários.

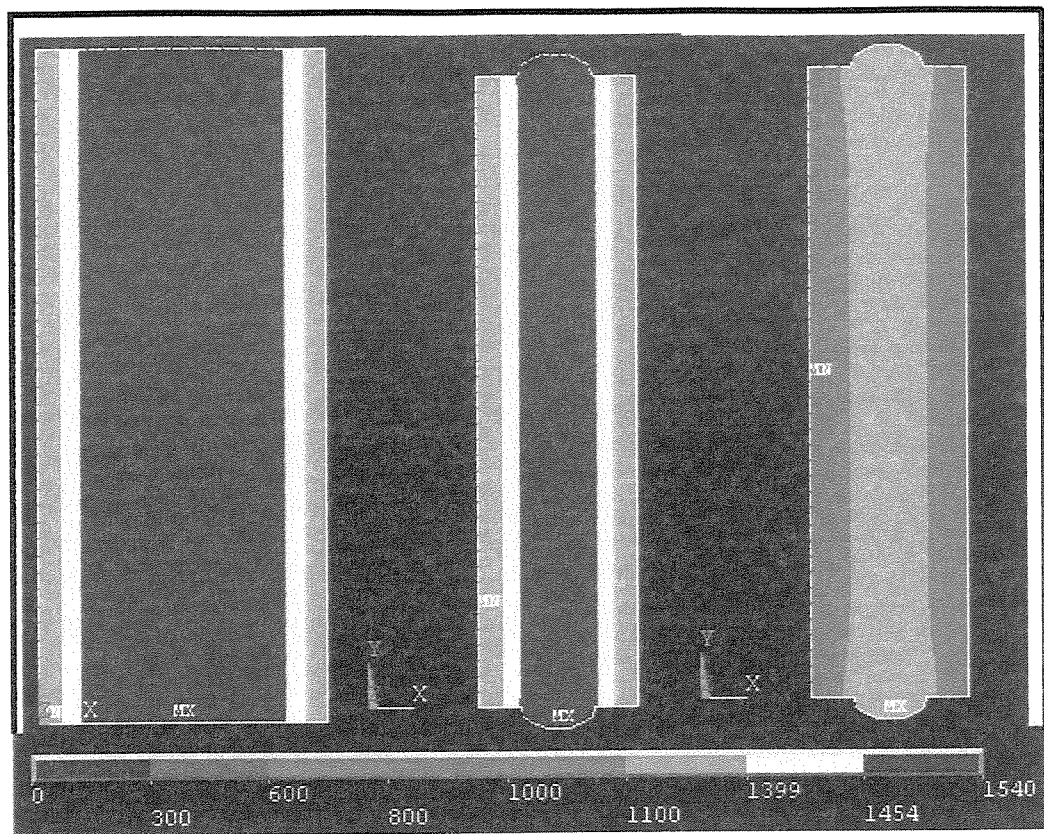


Figura 5.26 – Placa de aço inoxidável 20 s após o vazamento (a), logo após a aplicação da redução (b) e 170s após o vazamento (c).

Capítulo 6

Conclusões

A partir da análise dos resultados apresentados neste trabalho, várias conclusões podem ser tiradas sobre a aplicabilidade e confiabilidade do modelo numérico desenvolvido.

Os resultados obtidos através do modelo numérico das curvas de variação de temperatura foram comparados com resultados experimentais, obtidos a partir de experimentos com diferentes sistemas metal/molde para solidificação de peças metálicas, e pôde ser observada uma boa concordância entre eles. Conclui-se, portanto, que o modelo desenvolvido pode efetuar, com boa precisão, simulações de processos de solidificação de ligas metálicas.

Os perfis de temperaturas resultantes das simulações de processos de solidificação de placas finas com redução da espessura estando o núcleo líquido, objetivo principal deste trabalho, também concordam com os obtidos experimentalmente, portanto, a adaptação introduzida para simulação da redução da espessura da malha também atingiu o objetivo esperado. Além, da concordância entre os perfis de temperatura experimentais e simulados, o modelo satisfaz a condição de movimentação dos elementos que representam o material já solidificado ou a zona pastosa e deformação apenas dos que representam o material metálico ainda na fase líquida, conseguindo simular uma condição muito próxima à realidade experimental.

A introdução de sub-rotinas permitiu a determinação de outros parâmetros do processo de solidificação, como tempo local e velocidade de avanço das isothermas liquidus (ponta de dendrita) e solidus (raiz da dendrita), e dos espaçamentos dendríticos secundários ao longo das peças durante a solidificação. Os valores calculados para os espaçamentos também apresentaram boa concordância quando comparados com resultados experimentais, sendo que as equações propostas para o cálculo dos espaçamentos dendríticos podem ser utilizadas para a estimativa deste parâmetro.

Tendo sido comprovada sua boa precisão, o modelo apresenta, portanto, grande versatilidade na análise dos efeitos da redução da espessura durante a solidificação de placas finas. Como exemplo, o modelo pode simular o efeito de diferentes graus de deformação sobre os parâmetros estruturais da placa solidificada. Também é possível a análise dos efeitos da aplicação da redução da espessura da peça em diferentes tempos durante o processo.

O modelo apresenta ainda vantagens relacionadas com as ferramentas de pré e pós-processamento encontradas no programa básico ANSYS. Pode-se citar, no pré-processamento, a possibilidade da utilização de condições de simetria, e tipo de elemento, que facilitam a definição de uma geometria que represente satisfatoriamente o sistema a ser simulado. Apesar de terem sido mostrados apenas resultados relativos a processos de solidificação unidirecional, o programa é flexível permitindo a simulação da solidificação de peças com qualquer tipo de geometria. Quanto ao pós-processamento, vários resultados e aplicações foram apresentados durante o capítulo de resultados, como por exemplo, a possibilidade de visualização das frentes de solidificação durante o processo, e de uma análise qualitativa dos efeitos da aplicação de diferentes graus de redução de espessura, em tempos diferentes do processo.

O modelo é conveniente, portanto, na análise de parâmetros e otimização de processos de solidificação onde há ocorrência de redução de espessura da placa com o núcleo líquido.

Propostas para trabalhos futuros

- Introdução de modificações que possibilitem ao modelo a simulação de processos com condições mais próximas às industriais. Para isso, uma das possibilidades é a introdução da fase de resfriamento secundário da peça, presente no processo industrial de lingotamento contínuo de placas finas, após a saída do molde (*sprays* de água).
- Utilização do modelo para simulação de processos de solidificação de outros tipos de aços utilizados em processos industriais *near net shape*.
- Aplicação do modelo e medidas experimentais para a determinação de equações apropriadas para a estimativa dos espaçamentos dendríticos primários e secundários para diferentes aços e ligas metálicas não ferrosas.
- Implementação do modelo para possibilitar a análise de transferência de calor bidimensional e tridimensional.

Referências bibliográficas

- Andrade, S.R., Santos, R.G., 2000, “Utilização do método de elementos finitos na simulação de processos de solidificação de ligas metálicas”, Anais (CD rom) do Congresso Nacional de Engenharia Mecânica (CONEM), 10 p, agosto, 2000.
- Andrade, S.R., Melo, M.L.N.M., Pavanello, R., Santos, R.G., Simulação da formação da microestrutura resultante da solidificação unidirectional da liga Al-4,5 %Cu, Anais (CD rom) do Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica, (COBEM) 10 p., 2001.
- Andrade, S.R., Peralta, J.L., Santos R.G. - Comparação de resultados teóricos e experimentais do processo de solidificação do aço inoxidável AISI 304, CBECIMAT, 2002.
- Ansys Manual guide, 8 ed., New York: SAS IP, Inc., Cap. 1: Ansys thermal analysis guide, Cap. 6: Ansys theory reference, 1998.
- Bower, T.F., Brody, H.D., Flemings, M.C. - Measurements of solute redistribution in dendrite solidification, Transitions AIME, v. 236, p.624-634, 1966.
- Birat, J.P. - Recent advances in near-net shape flat steel manufacturing, La Reveu de Metallurgie – CIT , pp.1387-1406, Nov 1998).
- Biringuccio, V., Pirotechnia, (1540) tradução para o inglês de Smith, C.S. e Gnudi, M.T, AIME, New York, 254 p., 1942.
- Brimacombe, J.K., Samarasekera, I.V - The challege of thin slab casting, Iron & Steelmaker, pp. 29-39, Nov. 1994.

- Coassin, G., Meroni, U. – Flexible thin slab conticaster – MPT International, p. 110-120, 1994.
- Chaterjee, A. – Recent developments in ironmaking and steelmaking. Ironmaking and steelmaking, v. 22, p. 100-104, 1995.
- Dhatt, G., Touzot, G., Cantin, G., The Finit Element Method Displayed, New Yok : John Wiley & Sons, 509p.,1985.
- Döring, k., Wiesinger, H., Eberle, ^a, Flick, ^a, Hirschmanner, F., Wallner, F., Giedenbacher, G., Gabel, D., Kahle, P., Loose, J. – Continuous casting and rolling of thin slabs, Metallurgical Plant and Technology International, n.5, p. 16-29,1990
- Dusimberre, G.M. – Numerical methods for transient, heat Flow, Transaction of the ASME, p. 703-712, 1945.
- Eyres, N.R., Phil. Transactions Royal Society, v. 240 (A), p. 1-57, 1946.
- El-Bealy, M., Thomas, B. G. – Prediction of dendrite arm spacing for low alloy steel casting process - Metallurgical and Materials Transactions B, v. 27, p. 689-693, 1996.
- El-Bealy, M., Modeling of interdendritic strain and Macrosegregation for dendritic solidification processes: Part 1: theory and experiments, Metallurgical and Materials Transactions B, v. 31, p. 331-343, 2000.
- Essadiqi, E., Collins, L.E., Shehata, M.T, Chiang, L.K., Thin slab casting simulation of 1020 stell with liquid core reduction, Second Canada-Japan Symposium on Modern Steelmakin and Casting, p. 251-264, 1994.
- Fastert, H. and Malinowski, H. - Casting of near net shape products, Proceedings of TMS-AIME Conference, p. 493-510, 1988.

- Fischer, K.M. – The effects of fluids flow on the solidification of industrial casting and ingots. *Physical Chen Hydrodyn*, v.2, p. 311-326, 1981.
- Fischmeister, H.F., Riedl, R., Karagoz, S.– *Metallurgical Transactions A*, V. 20, n. 10, p. 2133 –2148, 1989.
- Flemings, M.C.,- *Solidification Processing*, 1ed. New York, Ed. McGraw-Hill, 1974.
- Flemings, M.C., Our understanding of macrosegregation: Past and present, *ISIJ International*, v. 40, p. 833-841, 2000.
- Fruehan, R.J. – Critical research and the impact of emerging technologies in steelmaking. *Metallurgical Processes for Early Twenty-First Century*, v.2, p.20-23, 1994.
- Garcia, A. – *Solidificação: fundamentos e aplicações*. Campinas, SP: Ed. UNICAMP, 2001.
- Gentile, F. C. - *Desenvolvimento de protótipo para simulação de processo de lingotamento contínuo de placas finas*. Dissertação de Mestrado, Faculdade de Engenharia Mecânica, UNICAMP, Campinas, S.P., Brasil, 100 p., 1999.
- Goettsch, D.D., Dantzig, J.A. – *Materials processing in the computer age*, V.R. Voller, M.S. Stachowics and B.G. Thomas eds., Warrendale, PA, 1991.
- Gupta, M., Sahai, Y., *Mathematical modelling of thermal induced stresses in two-roll melt drag thin strip casting of steel*. *ISIJ International*, v.40, n.2, p. 137-143, 2000.
- Honeycombe, R.K.W. – *Steel: microstructure and properties* – Edward Arnold Ed., London, 1981.
- Hunt, J.D., *Solidification and casting of metals*, The Metals Society, London, 1979.

- Irwing, W.R., On line quality control for continuously cast semis. Ironmaking and Steelmaking, v.17, n.3, p.197-202, 1990.
- Irwing, W.R., Continuous casting of steel. The institute of materials, 1993.
- Kajitani, T., Drezet, J.M., Rappaz, M. – Numerical simulation of deformation-induced segregation in continuous casting of steel, Metallurgical and Materials transactions A, v. 32, p. 1479-1491, 2001.
- Kim, Y., Frouk, B., Keverian, J., Mathematical model for thermal analysis of thin strip casting of low carbon steel – Journal of engineering for industry, v. 113, p. 113-53, 1991.
- Kominami, H. – Neural network system for breakout prediction in continuous casting process, Nippon Steel Technical Report, n. 49, 1991.
- Kothe, D., Kruger, B., Pleschiutchnigg, F.P., Spangenberg, M., Caesar, C.- ISP thin slab casting and rolling concepts for economical processing of quality products, SEAIISI Quaterly, April, 15 p., 1995.
- Kurz, W.; Fischer D.J. - Fundamentals of Solidification, 3ed. Switzerland, Trans Tech Publications, 1992.
- Lau, F.; Lee, W.B.; Xiong, S.M.; Liu, B.C. – A study of the interfacial heat transfer between iron casting and a metallic mould, Journal of Materials Processing Technology, v.79, p.25-29, 1998.
- Lewis, R.W., Ravindran, K. – Finite Element Simulation of Metal Casting. International Journal for Numerical Methods in Engineering., v.47, p.29-59, 2000.

Löser, W., Thiem, S., Jurisch, M. – Solidification modeling of microstructures in near net shape casting of steels, *Materials Science and Engineering A*, v. 173, p. 323-326, (1993).

Makkonem, L., Spacing in solidification of dendritic arrays, *Journal of Crystal Growth*, v. 208, p. 772-778, 2000.

Meroni, U., Carboni, A., Domini, E., Sirk, A., Borsi, R. – Flexible thin slab rolling: a new challenge to improve production mix and quality –*SEAI Quaterly*, p. 57-65, 1995.

Metalurgia e Materiais, v. 55, n. 493, pp. 554, Dez. 1999.

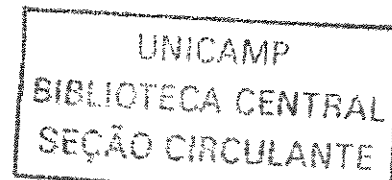
Melo, M.L.N.M., Análise numérico/experimental da formação de microporosidades durante a solidificação de ligas de alumínio, Tese de Doutorado, Faculdade de Engenharia Mecânica, UNICAMP, Campinas, S.P., Brasil, 253p. 1996

Melo, M.L.N.M., Rizzo, E.M.S., Santos, R.G, - Numerical method for analysis of microporosity formation in aluminium alloy casting, *Materials Science Forum*, v.242, p.83-88, 1997

Miettinen, J. – Mathematical simulation of interdendritic solidification of low-alloyed and stainless steels, *Metallurgical Transactions A*, v.23, p. 1155-1170, 1992.

Miettinen, J., Louhenkilpi, S. – Calculation of thermo physical properties of carbon and low alloyed steels for modeling of solidification process. *Metallurgical Transactions B*, v.25, p. 909-916, 1994.

Miettinen, J. – Calculation of simulation-related thermophysical properties for steels. *Metallurgical Transactions B*, v.28, p. 281-297, 1997.



Nilles, P. Quality aspects in near net shape casting. *Metallurgical Plant and Technology International*, v. 17, p. 46-56, 1994.

O'Connor, T.G., Dantzig, J.A - Modeling the thin-slab continuous-casting mold. *Metallurgical and Materials Transactions B*, v.25B, p.443-457, June 1994.

Okumura, H. - Recent trends and future prospects of continuous casting technology, *Nippon Steel Technical Report*, n. 61, p. 9-14, 1994.

Osório, W.R.R., Quaresma, J.M.V., Neto, M.F., Garcia, A. - Estrutura dendrítica e parâmetros na solidificação de ligas Zn-Al. *Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais: CBECIMAT*, 1999.

Özisiki, M.N. – Heat conduction, 2 ed., New York, Wiley, 1980.

Palmieri, W. - Otimização e aplicação de um sistema de simulação física no estudo dos efeitos da deformação com núcleo líquido na obtenção de placas finas. Tese de Doutorado, Faculdade de Engenharia Mecânica, UNICAMP, Campinas, S.P., Brasil, 2001.

Park, J.S., Ajmal, M., Priestner, R. – Tensile properties of simulated thin slab cast and direct rolled low-carbon steel microalloyed with Nb, V and Ti., in: *ISIJ International*, v. 40, p. 380, (2000)

Pelke, R.D., Jeyarajan, A., Wada, H., Summary of thermal properties for casting alloys and mold materials, 166 p., 1992.

Peralta, J.L. – comunicação pessoal, Tese de Doutorado em andamento.

Pietrika, J. - A new approach to the production of flat rolled steel, *Reveu de Metallurgie-CIT*, n.7/8, p. 877-882, 1995.

- Poirier, D.R., Yeum, K., Maples, A.L. – A thermodynamic prediction for microporosity formation in aluminium-rich Al-Cu alloys. *Metallurgica Transaction*, v. 18A, p. 1979-1987, 1987.
- Poulikakos, D., Cao, W.Z. – Solidification of a binary alloy from a cold wire or pipe: modeling of the mixed-phase region, *Numerical Heat Transfer A*, v. 15, p. 197-219, 1989.
- Pryds, N.H. – Tese de Doutorado – Riso National Laboratory, Roskilde, Dinamarca, (1997).
- Pryds, N.H., Huang, X. – The effect of cooling rate on the microstructures formed during solidification of ferritic steel – *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 31, p. 3155-3166, (2000).
- Ravindram, K., Lewis, R.W. – Finite element modeling of solidification effects in mold filling. *Finite Elements in Analysis and Design*, v. 31, p. 99-116, 1999.
- Rettenmayr, M.; Kraft, T., Exner, H.E. - Results and opportunities of micromodelling. In: proceedings of 4th decennial international conference on solidification processing, J. Beech; H. Jones, Eds. Sheffield, p. 372-375, (1997).
- Rohde, W. Flemming, G. – Current state, capabilities and further developments of the CSP technology. *Metallurgical Plant and Technology International*, n. 4, p. 82-98, 1995.
- Sahn, P.R., Hansen, P.N. – Numerical simulation and modeling of casting and solidification process for foundry and casthouse. Aachen, Ed. CIATF, 1984.
- Samonds, M., Lewis, R.W., Morgan, K., Symberlist, R. – Finite element modelling of the mold-metal interface in casting simulation with coincident nodes or thin elements. *Computational techniques in heat Transfer*, v. 1, Lewis, Morgan, Johnson, Smith eds. Pineridge Press: Swansea, p. 331-334, 1985.

- Santos, C.A., Cheung, N., Sotelo, M.O., Spim, J.A., Garcia, A., Comparação entre as diferentes formulações para a transferência de calor no lingotamento contínuo de aços, anais do I Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica – CONEM, Natal, 2000.
- Santos, C.A. – A inserção de técnicas de inteligência artificial na modelagem matemática do lingotamento contínuo de aços. Tese de Doutorado, Faculdade de Engenharia Mecânica, UNICAMP, Campinas, S.P., Brasil, 2001.
- Santos, R.G., Andrade, S.R., Peralta, J. L – Influence of liquid core reduction in the microstructure of steel thin slab, Thermec- Spain, julho, 2003.
- Santos, R.G., Garcia, A., Thermal behavior during the inward solidification of cylinders and spheres and the correlation with structural effects, International Journal of Cast Metals Research, v. 11, n.3, p. 187- 195, 1998.
- Scheil, E. – Solute redistribution of solute, Zeitschrift fur Metalkund, v. 34, p. 70-72, 1942.
- Sediaako, D., Sediako, O., Lin, K.J. – Some aspects of thermal analysis and technology in steel continuous casting, Canadian Metallurgical Quaterly, v. 38, n.5, p. 377-385, 1999.
- Sully, L.J.D. – The thermal interface between castings and chill molds, AFS Transactions, p. 735-744, 1976.
- Sussman, R.C., Williams, R.S., Follstaedt, D.W, Powell, J.C., Fluid flow, Characteristics during planar flow casting of low carbon steel strip, Proceedings of The Metallurgical saociety of AIME, Honolulu, pp. 755-772, Nov. 1988.
- Swaminathan, C.R., Voller, V.R. – A general ethalpy method for modeling solidification proceses, Metallurgical Transaction B, v 23, p. 651-664, 1992.

- Szekely, J. - Some perspectives on mathematical modeling of metals processing operation, *Iromaking & Steelmaking*, v. 16, n.3, pp. 183-193, 1989.
- Taha, M.A., Jacobi, H., Imagumbai, M.; Schwerdtfeger, K. – Dendrite morphology of several steady state unidirectionally solidified iron base alloys, *Metallurgical Transactions A*, v.13, p. 2131-2141, 1982.
- Thien S., Löser, W. – Reanalysis of solidification behavior from the microstructure in near net shape casting of steel, *Process Metallurgy*, 1994.
- Triverdi, R., Somboonsuk, K., *Materials Science Engineering*, v. 65, 66p.1984.
- Upadhyaya, G., Paul, A.J. – Solidification modeling: a phenomenological review. *AFS Transaction*, v. 75, p. 69-80, 1994.
- Vilpas, M. Tese de doutorado, Finlândia, 1999, citado por MIETTINEN, J. – Thermodynamic-Kinetic Simulation of Constrained Dendrite Growth Steels. *Metallurgical Transactions B*, v.31, p. 365-379, 2000.
- Voller, V.R, Beckermann, C. - *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 30, p. 2183-2189, (1999).
- Wang, G.X., Matthys, E.F. – Numerical modelling of phase change and heat transfer during rapid solidification processes: use of control volume integrals with element subdivision, *Int. J. of Heat and Mass Transfer*, v. 35, n. 1, p. 141- 153, 1992.
- Williamson, C.Q., Process control in continuous casting: a trend or must, *Continuous Casting*, v.4, pp. 281-287, 1988.
- Wolf, M., Clyne, T.W., Kurz, W. – *Arch. Eisenhüttenwes*, v. 53, n. 3, p. 91-96, (1982).

- Won, Y.M, Thomas, B.G. – Simple model of microsegregation during solidification of steel, Metallurgical and Materials Transactions A, v. 32, p. 1755-1767, (2001).
- Wood, J.V., Honeycombe, R.K.W – Phil Mag. A, v. 37, p. 501, (1978)
- Wünnenberg, K. – 10th Mannesmann Continuous Casting conference. Ironmaking and Steelmaking, v.22, n.5, p.346-348, (1995).
- Zienkiewicz, O.C., Parekh, C.J., Wills, A.J. – The application of finite element method in heat conduction problems involving latent heat. Rock Mechanics, 5, p. 65-76, 1976.
- Zou, J., Shivkumar, S., Apelian, D. – Modeling of microstructure evolution and microporosity formation in cast aluminum alloys. AFS Transactions, v. 98, p.871-878, 1990.

Apêndice 1

1 - Listagem do programa para obtenção das curvas de variação de temperaturas durante a solidificação com aplicação de redução de espessura da placa com núcleo líquido.

!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!Solução Térmica

/PREP7

!* !!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!Tipo de elemento

ET,1,PLANE55

TOFFST,273

!* !!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!Propriedades da liga metálica

MPTEMP,1,1000,1200,1300,1504,1524,1550

MPDATA,ENTH,1,1,2948000000,6070000000,7379600000,8974576000,11000000000,11600000000

MPTEMP,1,100,1200,1300,1506,1520,1570

MPDATA,KXX,1,1,25,26,27,28,30,33,

!!!!!!!!!!!!coeficiente efetivo de transferência de calor na interface metal/ molde

MPTEMP,1,800,1200,1300,1504,1524,1550

MPDATA,HF,2,1,1100,1300,2000,3800,5000,6000,

!*

!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!Criação da geometria e divisão em elementos (malha)

RECTNG,0,0.06,0,0.2,

TYPE, 1

MAT, 1

REAL,

ESYS, 0

SECNUM,

!*

ESIZE,0.005,0,

MSHKEY,0

CM,_Y,AREA

ASEL, , , , 1

CM,_Y1,AREA

CHKMSH,'AREA'

CMSEL,S,_Y

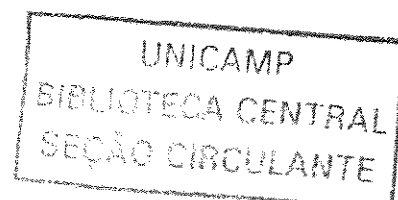
!*

AMESH,_Y1

!*

CMDELE,_Y

CMDELE,_Y1



```

CMDELE,_Y2
!*
FINISH

!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!Solução transiente
/SOLU
!*
ANTYPE,4
!*
TRNOPT,FULL
LUMPM,0

!* !!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!Condições e iniciais e de contorno

FLST,2,533,1,ORDE,2
FITEM,2,1
FITEM,2,-533
IC,P51X,TEMP,1526,
FLST,5,82,1,ORDE,6
FITEM,5,1
FITEM,5,-2
FITEM,5,14
FITEM,5,-54
FITEM,5,66
FITEM,5,-104
NSEL,S,,P51X
FLST,2,82,1,ORDE,6
FITEM,2,1
FITEM,2,-2
FITEM,2,14
FITEM,2,-54
FITEM,2,66
FITEM,2,-104
/GO
!*
!*
SF,P51X,CONV, %-2% ,30
ALLSEL,ALL

!* !!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!Tempo de simulação antes da redução de espessura

TIME,7
AUTOTS,-1
DELTIM,1,0.1,2,0
KBC,0
!*
TSRES,ERASE

```



```

TIMINT,1
!*
TINTP,0.005,,,-1,0.5,1
!*
OUTRES,ALL,ALL,

```

```

solv !!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!Solução térmica
FINISH
/POST1
SET, LAST

```

```

PLNSOL,TEMP,,0,
!*
/CVAL,1,300,1000,1200,1300,1504,1524,1550
SET, LAST
/EFACE,1
/REPLOT
FINISH

```

!!!movimento do molde
 !!!!Guarda os valores da temperatura de cada nó neste instante

```

FINISH
/POST1
*GET,NNODE,NODE,0,COUNT
*DIM,TEMPR,ARRAY,NNODE,1
SET, LAST
*do,j,1,NNODE
*vget,TEMPR(J),NODE,J,TEMP
*ENDDO
finish
!* !!!!!!!!!!!!!Módulo térmico e estrutural
/NOPR
/PMETH,OFF,0
KEYW,PR_SET,1
KEYW,PR_STRUC,1
KEYW,PR_THERM,1

KEYW,PR_MULTI,1
KEYW,PR_CFD,0
/GO
!*
/COM,
/COM,Preferences for GUI filtering have been set to display:
/COM, Structural
/COM, Thermal

```

```

!*
/prep7
ET,2,PLANE42
ETCHG,TTS

!!!!!!!!!!!!!!!!!!!! ! Define propriedades estruturais do materiais

MPTEMP,1,600,800,1200,1506,1520,1570
MPDATA,EX,4,1,2.1E11,2.1E11,2.1E11,2.1E11,1E5,1E5,
MPDATA,PRXY,4,1,0.3,0.3,0.3,0.3,0.3,0.3
MPPLOT,EX,4,

!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!Modifica elemento para estrutural

EMODIF,all,MAT,4,
FINISH
/SOLU
ldread,temp,last,,,,,rth
EPLOT
!*
ANTYPE,0

!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!Solução não transiente
!*
TIME,
AUTOTS,-1
DELTIM,, , ,1
KBC,0
!*

!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!Deslocamento dos nós (aplicado na direção x)

TSRES,ERASE
FLST,2,41,1,ORDE,4
FITEM,2,1
FITEM,2,54
FITEM,2,66
FITEM,2,-104
!*
/GO
D,P51X,,0.018,, , ,UX,, , , ,
FLST,2,41,1,ORDE,4
FITEM,2,1
FITEM,2,54
FITEM,2,66
FITEM,2,-104
!*

```

```

/GO
D,P51X,,0,,,UY,,,,,
FLST,2,41,1,ORDE,3
FITEM,2,2
FITEM,2,14
FITEM,2,-53
!*
/GO
D,P51X,,0,,,ALL,UX,UY,,,
SOLVE
FINISH
/POST1
/EFACE,1
PLDISP,0
/DSCALE,1,1.0
/REPLOT
FINISH

```

!!!!!!!!!!!!!!Definição da nova geometria da malha (malha deformada)

```

/PREP7
UPGEOM,1,LAST,LAST,'API18mm','rst',''
!*
/prep7 !!!!!!!mudança de elemento (para continuar a análise térmica)

```

```

ETCHG,STT
ALLSEL,ALL
EMODIF,all,MAT,1,
FINISH
/SOLU
!*
ANTYPE,4
!*
TRNOPT,FULL
LUMPM,0

```

!!!!!!!!!!!!!!Condições iniciais (temperaturas salvas anteriormente)

```

*do,j,1,NNODE
ic,j,TEMP,TEMPD(J)
*enddo
FLST,5,82,1,ORDE,6
FITEM,5,1
FITEM,5,-2
FITEM,5,14
FITEM,5,-54
FITEM,5,66
FITEM,5,-104

```

```

NSEL,S,,P51X
FLST,2,82,1,ORDE,6
FITEM,2,1
FITEM,2,-2
FITEM,2,14
FITEM,2,-54
FITEM,2,66
FITEM,2,-104
/GO
!*
!*
SF,P51X,CONV, %-2% ,30
ALLSEL,ALL
!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!tempo de solução térmica após a deformação
!*
TIME,200
AUTOTS,-1
DELTIM,5,0.1,10,0
KBC,0
!*
TSRES,ERASE
TIMINT,1
!*
TINTP,0.005,,,-1,0.5,1
!*
OUTRES,ALL,ALL,
solv
FINISH
!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!      !!!!Obtenção da solução
/POST1
SET,LAST
/EFACE,1
!*
PLNSOL,TEMP,,0,
FINISH

/POST26
!*
!*
!*
NSOL,2,209,TEMP,,
!*
!*
!*
NSOL,3,324,TEMP,,
!*
PRVAR,2,3,, , , ,

```

FINISH

2. Listagem do programa para obtenção dos parâmetros de solidificação e espaçamentos dendríticos

!!!!!!!Cálculo dos Tlc e Espaçamento (APIX70)

! Seleciona os nós de interesse

```
finish
/POST26
NSEL,S,LOC,Y,0.06
cm,CenterNodes,nodes,
*GET,QtOfNods,NODE,0,COUNT
NPLOT
```

!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!! Cria um vetor
*DIM,Vno,ARRAY,QtOfNods,7,1

!!!!Recupera os dados da evolução de temperatura dos nós de interesse

```
NSOL,2,1,TEMP, ,
STORE,MERGE, ,
!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!Define Tl e Ts
*SET,TL,1524
*SET,TS,1504
```

!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!! Rotina de cálculo do tempo local para cada nó
!!!!!!!!!!!!!! !!!(definição de tempo de passagem de Tl e Ts em cada nó)

```
*get,Npassos,vari,2,nsets
*DO,J,1,QtOfNods,1
*SET,AcTL,0
*SET,AcTS,0
*SET,TLnode,0
*get,Xmin,node,,mnloc,X
NSEL,R,LOC,X,Xmin
*get,CurNode,node,,num,min,
NSOL,2,CurNode,TEMP, ,
STORE,MERGE, ,
*DO,I,1,Npassos,1
*GET,Vtem,VARI,2,RSET,I,
```

```

*IF,Vtem,LE,TL,THEN
*if,AcTL,eq,0,THEN
*GET,TLnode,VARI,1,RSET,i,
*SET,AcTL,1
*SET,PassoTL,i
*endif
*endif
*IF,Vtem,LE,TS,THEN
*if,AcTS,eq,0,THEN
*GET,TSnode,VARI,1,RSET,i,
*SET,AcTS,1
*endif
*endif
*ENDDO

```

! Tempo local de solidificação

```

*SET,TLc,TSnode-TLnode

```

! Espaçamento secundário

```

*SET,Es,10.5*(TLc**0.36)

```

```

Vno(J,1)=Xmin
Vno(J,2)=TLnode
Vno(J,3)=TSnode
Vno(J,4)=TLc
Vno(J,5)=Es
Vno(J,6)=CurNode
Vno(J,7)=PassoTL

```

!***** Atualiza o cálculo para o próximo nó

```

cmsel,s,Centernodes,
nset,u,node,,CurNode,,,
cm,CenterNodes,nodes,
*ENDDO
FINISH
! /EXIT,ALL

```