ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE À REDAÇÃO FINAL DA TESE DEFENDIDA POR Noé CHEUNG E APROVADA PELA COMISSÃO JULGADORA EM 22 / 02 / 1999

ORIENTADOR

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

Interação entre uma Base de Conhecimento e um Modelo Matemático de Solidificação na Análise da Qualidade no Lingotamento Contínuo de Aços

Autor: **Noé Cheung**
Orientador: **Prof. Dr. Amauri Garcia**

02/99

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

Interação entre uma Base de Conhecimento e um Modelo Matemático de Solidificação na Análise da Qualidade no Lingotamento Contínuo de Aços

Autor: **Noé Cheung**
Orientador: **Prof. Dr. Amauri Garcia**

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

Dissertação de mestrado apresentada à comissão de Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, 1999
S.P. - Brasil

UNIDADE BC
N.º CHAMADA
C426i
V. EX.
TOMBO BC/ 38468
PROC. 229/99
C [ ] D [X]
PREÇO R$ 11,00
DATA 24/05/99
N.º CPD

CM-00125614-7

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

N68i

Noé, Cheung
Interação entre uma base de conhecimento e um modelo matemático de solidificação na análise da qualidade no lingotamento contínuo de aços. / Noé Cheung.--Campinas, SP: [s.n.], 1999.

Orientador: Amauri Garcia
Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Fundição contínua. 2. Modelos matemáticos. 3. Solidificação. 4. Controle de qualidade. 5. Aço – fundição. 6. Diferenças finitas. I. Garcia, Amauri. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

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

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

Interação entre uma Base de Conhecimento e um Modelo Matemático de Solidificação na Análise da Qualidade no Lingotamento Contínuo de Aços

Autor: **Noé Cheung**
Orientador: **Prof. Dr. Amauri Garcia**

Prof. Dr. Amauri Garcia, Presidente
Universidade Estadual de Campinas - Faculdade de Engenharia Mecânica

Prof. Dr. José Deodoro Trani Capocchi
Universidade de São Paulo - Escola Politécnica

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

Campinas, 22 de fevereiro de 1999.

Dedicatória:

Dedico este trabalho aos meus pais Cheung Tin Man e Chuah Siew Ling e as minhas irmãs Eunice Cheung e Alice Cheung.

Agradecimentos

Este trabalho não poderia ser efetivado sem a a colaboração e apoio de diversas pessoas e instituições às quais presto minha homenagem:

Aos meus pais pelo apoio em mais esta etapa de minha vida.

À Fapesp pela bolsa que permitiu o desenvolvimento deste trabalho.

À Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas pelo programa de pós-graduação.

Ao Prof. Amauri Garcia pela forma segura, dedicada e competente com que orientou este trabalho.

À Companhia Siderúrgica Belgo-Mineira, Divisão de João Monlevade, pela vivência prática do lingotamento contínuo. Agradecimentos estendidos aos engenheiros André Cunha, Joaquim Gonçalves Costa Neto, e Wellerson Júlio Ribeiro pela atenção dispensada durante minha estada em João Monlevade.

Aos colegas do grupo de pesquisas Carlos Alexandre dos Santos, Jaime Alvares Spim Jr., José Maria do Vale Quaresma e Marcolino Fernandes Neto pelas discussões e sugestões pertinentes.

Por último, mas não menos importante, à sociedade brasileira que converte parte de seu trabalho nos impostos que dão suporte aos programas de pós-graduação e às bolsas de estudos, contribuindo para a formação de recursos humanos de alto nível imprescindíveis para o desenvolvimento de nosso país.

"... o Senhor dá a sabedoria,
da sua boca vem a inteligência e o entendimento."

(Pv 2:6)

Sumário

1- Introdução 1

1.1- Considerações Iniciais 1

1.2 - Objetivos 5

2- O Equipamento de Lingotamento Contínuo 6

2.1 - Histórico 6

2.1.1- Tipos de instalações 7

2.2 - Produtos do Lingotamento Contínuo de Aços 8

2.3- Descrição do Processo de Lingotamento Contínuo 9

2.4- Principais Partes de um Sistema de Lingotamento Contínuo 12

2.4.1- Torre de Panelas 12

2.4.2 - Distribuidor 14

2.4.3- Sistema de Alimentação de Aço Líquido para o Molde 16

2.4.4 - Molde 18

2.4.5 - Sistema de Suporte do Lingote 24

2.4.6 - Região de Chuveiros (Sprays) 27

2.4.7 - Região de Radiação Livre 28

3- Transferência de Calor no Lingotamento Contínuo 31

3.1 - Molde 32

3.2- Região Secundária de Resfriamento 39

3.3 - Resfriamento por Radiação e Convecção Livres 42

4- Desenvolvimento de um modelo matemático para análise da solidificação no processo de Lingotamento Contínuo 45

4.1 - A Equação Geral da Condução de Calor 45

4.2 - Determinação da Fração Sólida 49

4.3 - Condutividade Térmica 50

4.4 - O Método das Diferenças Finitas (M. D. F.) 51
4.4.1- Formação da Malha do M.D.F. 51
4.4.2- A Expansão de Taylor para o Método de Diferenças Finitas 52
4.4.3- O Modo Explícito do M.D.F. 56
4.4.4- O Modo Implícito do M.D.F. 57
4.4.5- Comparação entre o Modo Implícito e o Modo Explícito 57
4.4.6 - M.D.F. Através da Conservação de Energia por Volumes Finitos de Controle 58
4.5 - Estruturação do Modelo Matemático 59
4.5.1- Formulação Matemática do Modelo Numérico para SolidificaçãoUnidirecional de Metais Puros e de Ligas Eutéticas em Moldes Refrigerados 60
4.5.1.1 - Análise da Condição de Fronteira Interface Metal/*Gap* 60
4.5.1.2 - Análise da Condição de Fronteira Interface Sólido/Líquido 62
4.5.1.3- Condução de Calor 64
4.5.2- Formulação Matemática do Modelo Numérico para Solidificação Unidirecional de Metais Puros e Ligas Eutéticas em Lingoteira 65
4.5.2.1- Análise da condição de fronteira interface molde/ambiente 66
4.5.2.2 - Análise da Condição de Fronteira Interface Molde/*Gap* e Metal/*Gap* 66
4.5.3- Formulação Matemática do Modelo Numérico para Solidificação Unidirecional de Ligas em Lingoteira 67
4.5.4- Formulação Matemática do Modelo Numérico para Solidificação Bidimensional no Processo de Lingotamento Contínuo 68
4.5.4.1 - Condições de Contorno 69
4.6- Outros Modelos Aplicados ao Processo de Lingotamento Contínuo 72
4.6.1- Modelo Matemático para o Controle da Temperatura do Aço Líquido na Panela e no Distribuidor 72
4.6.2- Modelo de Fluxo de Aço Líquido no Distribuidor 73
4.6.3 - Modelo de Consumo de Pó Fluxante 73
4.6.4- Modelo de Distribuição de Temperaturas na Parede Interna do Molde 73
4.6.5- Modelo de Deformação do Lingote 74
4.6.6- Modelo de Deflexão e de Distribuição Térmica em Rolos Refrigerados 75

5- Validação do Modelo Matemático com Resultados Experimentais e de outros Modelos da Literatura 77
5.1- Solidificação Unidirecional de Metais Puros em Moldes Refrigerados 77

5.1.1– Descrição do Dispositivo Experimental 78
5.1.2- Propriedades Termofísicas 79
5.1.3 – Condição de Vazamento Sem Superaquecimento 80
5.1.4 - Condição de Vazamento Com Superaquecimento 83
5.2 - Solidificação Unidirecional de Metais Puros, Ligas Binárias Eutéticas e Ligas Binárias em Lingoteira 87
5.2.1 – Descrição do Dispositivo Experimental 87
5.2.2 – Parâmetros de Solidificação 88
5.2.3 – Propriedades Termofísicas 89
5.2.4 – Simulações 89
5.3 - Solidificação Bidirecional no Processo de Lingotamento Contínuo 92

6- Qualidade no Processo de Lingotamento Contínuo 99
6.1- Introdução 99
6.2 - Efeito de Fatores de Composição do Aço na Formação de Trincas 101
6.2.1 - Concentração de Carbono 101
6.2.2 - Efeito de Elementos de Liga 102
6.3 - Efeito de Fatores Operacionais nos Defeitos Superfíciais 104
6.3.1 - Resfriamento Assimétrico do Lingote na Região do Molde 104
6.3.2 - Variação da Dimensão do Molde 104
6.3.3 - Controle do Nível de Metal Líquido no Molde 107
6.3.4 - Lubrificação do Molde 109
6.3.5 - Oscilação do Molde 112
6.3.6 - Resfriamento Brando e Resfriamento Intenso na Região de Chuveiros para a Produção de Aços com Grãos Refinados 114
6.4 - Efeito da Temperatura de Lingotamento nos Defeitos Internos 114
6.4.1 - Nível de Inclusões 114
6.4.2 - Estrutura Interna 115
6.5 - O Efeito do Agitador Eletromagnético na Estrutura Interna 119
6.6 - Influência dos Rolos nos Defeitos Internos 120
6.6.1 - Segregação Interdendrítica 120
6.6.2 - Segregação Central de Linha 121
6.7 - Influência da Região de Chuveiros na Formação de Defeitos Internos 122
6.8 - A Modelagem Matemática como Ferramenta de Prevenção de Defeitos 125

7- Resultados e Discussões 129
7.1- Interação entre o Modelo Matemático e a Base de Conhecimento na Análise da Qualidade do Processo de Lingotamento Contínuo 129

7.2- Aplicação do Modelo Numérico na Análise da Qualidade de Tarugos em uma Máquina de Lingotamento Contínuo 132
7.3- Aplicação do Modelo Numérico para o Projeto Otimizado de uma Máquina de Lingotamento Contínuo 136

8- Conclusões e Propostas para Trabalhos Futuros 140
8.1- Conclusões 140
8.2- Propostas para Trabalhos Futuros 141

Bibliografia 142

Resumo

CHEUNG, Noé, *Interação entre uma Base de Conhecimento e um Modelo Matemático na Análise da Qualidade no Lingotamento Contínuo de Aços*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1999. Dissertação (Mestrado)

Neste trabalho foi desenvolvido um modelo numérico baseado na técnica de diferenças finitas que permite o mapeamento térmico durante a solidificação ao longo do processo de lingotamento contínuo. Aferiu-se o respectivo modelo com resultados experimentais e de outros modelos constantes na literatura.Realizou-se a interação entre uma base de conhecimento e este modelo matemático de solidificação para a análise da qualidade no lingotamento contínuo de tarugos de aços. A base de conhecimento foi estruturada com informações que correlacionam problemas de qualidade com parâmetros do processo, a partir da literatura especializada e da interação com siderúrgica envolvida com a prática do lingotamento contínuo. A comunicação do modelo numérico com a base de conhecimento foi efetuada através de um programa computacional desenvolvido neste trabalho, permitindo uma interação autônoma na busca de soluções ótimas. O modelo foi aplicado na análise de situações de operações reais de um equipamento de lingotamento contínuo de uma siderúrgica e também foi utilizado para projetar um sistema otimizado de lingotamento contínuo de tarugos empregando tendências atuais de maior comprimento de molde e velocidades de produção mais elevadas.

Palavras Chave:

Lingotamento contínuo, Modelagem matemática, Solidificação, Qualidade

Abstract

CHEUNG, Noé, *Interaction Between a Knowledge Base and a Mathematical Model for the Analysis of Quality in the Continuous Casting of Steel.* Campinas: Faculty of Mechanical Engineering, State University of Campians, 1999, Dissertation (Master of Science)

In this work, a numerical model based on the finite difference technique was developed permitting to determine the a thermal field evolution during solidification along the continuous casting process. The model predictions were compared to experimental results as well as to those furnished by other models found in literature. An interaction between a knowledge base and the mathematical model was carried out in order to analyse steel billet quality. As a result of literature search and interaction with knowledge provided by a continuous casting industry, the knowledge base was structured with information that correlate quality problems with process parameters. The numerical model communication with the knowledge base was established by employing a computer program in order to permit automatic solutions of optimized operating conditions to be attained. The model was applied to analyse real casting operation of a steel plant equipment as well as to design an optimized continuous billet casting system by employing recent trends of larger mould lenght and higher production speeds.

Key words:

Continuous casting, Mathematical modelling, Solidification, Quality

Lista de Figuras

Capítulo 1

Figura 1.1- Produção de aço por lingotamento contínuo em relação ao total produzido no Brasil e no mundo

Figura 1.2 - Produção de aço por lingotamento contínuo (1996) em relação ao total produzido no Brasil e no mundo

Figura 1.3 - Fluxograma da análise de problemas de qualidade surgidos durante o processo de lingotamento contínuo

Capítulo 2

Figura 2.1 - Tipos de instalações de lingotamento contínuo

Figura 2.2 - Desenho esquemático do sistema de lingotamento contínuo

Figura 2.3 - Planta de um sistema de lingotamento contínuo de placas

Figura 2.4 - Equipamento de lingotamento contínuo de tiras em Ugine Isbergues

Figura 2.5 - Equipamento de lingotamento contínuo de tarugos da Schloemann-Siemag Aktiengesellschaft

Figura 2.6 - Equipamento de lingotamento contínuo de tarugos na Aciaria de Bolzano

Figura 2.7 - Torre de panelas

Figura 2.8 - Panela posicionada sobre o distribuidor

Figura 2.9- Desenho esquemático mostrando a válvula de deslizamento

Figura 2.10 - Válvula gaveta da panela

Figura 2.11 - Invólucro de proteção do jato de aço entre a panela e o distribuidor

Figura 2.12- Desenho esquemático do distribuidor de um sistema de lingotamento de placas de dois veios

Figura 2.13 - Fluxo do metal líquido para algumas configurações de diques e barreiras

Figura 2.14- Posicionamento do filtro em várias configurações
a) sem barreira
b) filtro atrás da barreira
c) filtro na frente da barreira

Figura 2.15 - Válvula gaveta do distribuidor

Figura 2.17 - Tubo de imersão utilizado entre o distribuidor e o molde

Figura 2.18- Sistema de proteção do jato de metal líquido para tarugos

Figura 2.19- Sistema metal/molde

Figura 2.20 - Sistema do molde para lingotamento contínuo de tarugos

Figura 2.21 - Sistema de molde para lingotamento de tarugos aberto superiormente mostrando o tubo de cobre

Figura 2.22 - Secções transversais de moldes (Desenhos sem escala)
a) Secção transversal do molde para lingotamento de tarugos
b) Secção transversal do molde para lingotamento de blocos
c) Secção transversal do molde para lingotamento de placa

Figura 2.23 - Molde em corte para lingotamento de placas

Figura 2.24 - Sistemas oscilatórios de molde
a) Braço de alavanca longo
b) Braço curto de alavanca
c) Sistema oscilatório composto por quatro cames

Figura 2.25 - Gráfico comparativo entre a velocidade de oscilação e a velocidade de produção

Figura 2.26 - Agitador eletromagnético acoplado a um molde de lingotamento contínuo de placas

Figura 2.27 - Agitador eletromagnético acoplado no molde de lingotamento contínuo de tarugos

Figura 2.28 - Agitador eletromagnético instalado no ponto final de solidificação

Figura 2.29 - Sistema de rolos de apoio e de extração

Figura 2.30 - a) Sistema de rolos para lingotamento contínuo de tarugos
b) Sistema de rolos para lingotamento contínuo de blocos

Figura 2.31 - a) Conjunto de rolos simples
b) Conjunto de rolos divididos

Figura 2.32 -Sistema de rolos de apoio ao longo da região de resfriamento secundário no lingotamento contínuo de placas

Figura 2.33 - Configurações de rolos refrigerados internamente

Figura 2.34 - Extração de calor do lingote por jateamento de água

Figura 2.35 - Jato de mistura ar mais água e de somente água

Figura 2.36 - Conjunto de rolos endireitadores

Figura 2.37 - Vista lateral da região de radiação livre de um equipamento de lingotamento contínuo de tarugos de seis veios

Figura 2.38 - Vista superior da região de radiação livre de um equipamento de lingotamento contínuo de tarugos de seis veios

Figura 2.39 - Máquina de oxicorte

Capítulo 3

Figura 3.1 - Esquema ilustrando as três zonas de resfriamento do processo de lingotamento contínuo

Figura 3.2 - Resistências térmicas do sistema aço/molde

Figura 3.3 - Etapas de formação do *gap* intermitent devido à transformação δ-γ

Figura 3.4 - Desenho esquemático mostrando o *gap* no sistema metal/molde (tarugo) para casos sem romboidade e com romboidade

Figura 3.5 - Representação da resistência térmica global

Figura 3.6 - Calor adimensional removido em função da posição dimensional no molde

Figura 3.7 - Variação do fluxo de calor ao longo do molde em função do tempo de residência do lingote no molde. Os pontos experimentais de diferentes notações referem-se a dis tintas unidades industriais onde foram obtidos os dados experimentais

Figura 3.8 - Desenho esquemático mostrando os elementos envolvidos na transferência de calor da região de chuveiros

Capítulo 4

Figura 4.1 - Secção transversal do tarugo indicando a área modelada matematicamente

Figura 4.2 - Funções de entalpia para aços

Figura 4.3 - Representação da malha de nós num sistema bidimensional

Figura 4.4- Representação da malha de nós num sistema unidimensional

Figura 4.5 - Representação geométrica da Diferença Finita de Avanço

Figura 4.6 - Representação geométrica da Diferença Finita de Retorno

Figura 4.7 - Representação geométrica da Diferença Finita Central

Figura 4.8 - Representação dos elementos de volume para um sistema bidimensional

Figura 4.9 - Sistema de malha acoplada ao sistema físico

Figura 4.10- Desenho esquemático para o tratamento de diferentes materiais em contato

Figura 4.11 - Elementos de referência para a análise da condução de calor unidimensional

Figura 4.12 - Representação das condições de fronteira no sistema metal/molde

Figura 4.13 - Malha acoplada ao sistema físico

Figura 4.14 - Malha acoplada mostrando as condições de contorno

Figura 4.15 - Desenho esquemático dos fluxos de calor em elementos situados em $1 \leq i \leq m-1$ e j=0

Figura 4.16 - Desenho esquemático dos fluxos de calor em elementos situados em $1 \leq i \leq m-1$ e j=m

Figura 4.17 - Desenho esquemático dos fluxos de calor em elementos situados em i=0 e $1 \leq j \leq m-1$

Figura 4.18 - Desenho esquemático dos fluxos de calor em elementos situados em i=m e $1 \leq j \leq m-1$

Figura 4.19 - Desenho esquemático dos fluxos de calor em elemento situado em i=0 e j=0

Figura 4.20 - Desenho esquemático dos fluxos de calor em elemento situado em i=m e j=0

Figura 4.21 - Desenho esquemático dos fluxos de calor em elemento situado em i=0 e j=m

Figura 4.22 - Desenho esquemático dos fluxos de calor em elemento situado em i=m e j=m

Figura 4.23 - Tensões de compressão e tração no lingote

Figura 4.24 - Sobreposição dos efeitos da pressão ferrostática e desalinhamento de rolos sobre a tensão

Figura 4.25 - Malha de elementos finitos acoplada nos três tipos de rolos refrigerados

Capítulo 5

Figura 5.1 – Representação esquemática em corte do dispositivo de solidificação unidirecional refrigerado à água

Figura 5.2 - Curvas de tempo de solidificação em relação à espessura solidificada para o chumbo com h_i=4900 W/m^{2}K

Figura 5.3 - Curvas de tempo de solidificação em relação à espessura solidificada para o chumbo com h_i=750 W/m^{2}K

Figura 5.4 - Curvas de tempo de solidificação em relação à espessura solidificada para o alumínio com h_i=4800 W/m^{2}K

Figura 5.5 - Curvas de tempo de solidificação em relação à espessura solidificada para o chumbo com h_i=4750 W/m^{2}K, ΔT_v= 30 K

Figura 5.6 - Curvas de tempo de solidificação em relação à espessura solidificada para o chumbo com h_i=4750 W/m^{2}K, ΔT_v= 60 K

Figura 5.7 - Curvas de tempo de solidificação em relação à espessura solidificada para o alumínio com h_i=1351 W/m^{2}K, ΔT_v= 46 K

Figura 5.8 – Esquema do sistema experimental de solidificação unidirecional medidas em milímetros

Figura 5.9 - Resultados experimentais e de simulação para a solidificação do chumbo com h_i variável

Figura 5.10 - Resultados experimentais e de simulação para a solidificação do estanho com h_i variável

Figura 5.11 - Resultados experimentais e de simulação para a solidificação da liga eutética Sn/Pb com h_i variável

Figura 5.12- Resultados experimentais e de simulação para a solidificação do alumínio com h_i variável

Figura 5.13 - Resultados experimentais e de simulação para a solidificação da liga Sn-5% Pb com h_i variável

Figura 5.14 - Resultados experimentais e de simulação para a solidificação da liga Sn-20% Pb com h_i variável

Figura 5.15 – Perfis da linha solidus e liquidus gerados pelo modelo numérico e pontos experimentais

Figura 5.16 – Perfis da linha solidus e liquidus gerados pelo modelo numérico e pontos experimentais

Figura 5.17 – Comparação entre os resultados experimentais e os do modelos analítico e numérico proposto

Figura 5.18 - Localização do elemento de malha para a monitorização da temperatura superficial da placa

Figura 5.19 - Comparação da variação de temperatura da superfície da placa entre o modelo proposto e o da literatura

Capítulo 6

Figura 6.1 - Desenho esquemático de defeitos encontrados no lingotamernto contínuo de placas e tarugos

Figura 6.2 - Efeito da concentração de carbono nas trincas longitudinais

Figura 6.3 - Trincas longitudinais na superfície de uma placa

Figura 6.4 - Efeito do fósforo na dutilidade do aço

Figura 6.5 - Micrografia obtida por microscopia eletrônica revelando inclusões de sulfetos

Figura 6.6 - Influência da relação Mn/S na dutilidade do aço

Figura 6.7 - Trinca transversal na superfície de uma placa

Figura 6.8 - Trinca em forma de estrela na superfície do lingote

Figura 6.9 - Trinca longitudinal localizada no canto num tarugo

Figura 6.10 - Romboidade e trinca diagonal num tarugo

Figura 6.11 - Secções transversais de moldes para lingotamento de tarugos
a) maior *gap* de água na quina do tubo de cobre;
b) posicionamento fora de centro do tubo de cobre

Figura 6.12 - Direção e sentido da tensão gerada pela romboidade do tarugo

Figura 6.13 - Índice de ocorrência de trincas longitudinais em relação ao nível de flutuação do menisco

Figura 6.14 - Relação entre densidade de defeitos e as várias faixas de variação do nível do menisco

Figura 6.15 - Relação entre trincas transversais e as várias faixas de variação do nível do menisco

Figura 6.16 - Dinâmina da formação de *breakout*

Figura 6.17 - Perfis normal de casca sólida e de quando ocorre breakout

Figura 6.18 - a) Dinâmica da formação da dobra
b) Dinâmica da formação do sangramento

Figura 6.19 - Marcas de oscilação numa placa lingotada

Figura 6.20- Dinâmica de formação da marca de oscilação

Figura 6.21 - Mecanismos de formação de marcas de oscilação
a) Formação do gancho
b) Fusão do gancho
c) Deformação do gancho

Figura 6.22 - Efeito da temperatura de lingotamento na incidência de inclusões superfíciais

Figura 6.23- Efeito da porcentagem de carbono sobre a quantidade de zona equiaxial para o lingotamento de blocos (superaquecimento 25-35 °C)

Figura 6.24 - Segregação central
a) Secção longitudinal
b) Secção transversal

Figura 6.25 - Sequencionamento da solidificação em duas regiões isoladas por pontes de dendritas

Figura 6.26 - Sequencionamento da formação da segregação em 'V'

Figura 6.27 - Desenho esquemático do mecanismo de flotação de inclusões

Figura 6.28 - Macrografias de um lingote de aço 0,37 %C; 1,40 % Si; 0,72 %Mn; Superaquecimento de 29 °C)
a) sem agitação eletromagnética
b) com agitação eletromagnética

Figura 6.29 - Formação da segregação interdendrítica

Figura 6.30 - Representação esquemática de tensões geradas pelo abaulamento do lingote e pelo desalinhamento entre rolos adjacente

Figura 6.31 - Abaulamento do lingote no ponto final de solidificação

Figura 6.32 - Segregação rica em enxofre

Figura 6.33 - Trincas na região central

Figura 6.34 - Localização da segregação central de linha para os casos com e s em superposição de leques de água

Figura 6.35 - Trinca na linha central de uma placa

Figura 6.36 - Esquema mostrando a espessura mínima de casca sólida

Figura 6.37 - Desenho do tarugo com coordenadas de referência

Figura 6.38 - Desenho esquemático mostrando o fechamento do poço líquido e a restrição da temperatura superficial ao longo do resfriamento secundário

Figura 6.39 - Reaquecimento da superfície do lingote nas regiões de chuveiros e de radia ção livre

Capítulo 7

Figura 7.1 - Diagrama do conjunto de condições de resfriamento nas regiões do molde, chuveiros e radiação livre

Figura 7.2 - Fluxograma geral de comunicação entre o modelo matemático e a base de conhecimento

Figura 7.3 - Eliminação das condições de resfriamento que comprometem a qualidade

Figura 7.4 - Aumento do resfriamento pelo deslocamento dentro de um mesmo nível

Figura 7.5 - Atuação do Módulo de Ferramenta de Decisões para o caso de resfriamento excessivo

Figura 7.6 - Dimensões da máquina de lingotamento contínuo juntamente com as condições de resfriamento limites impostas ao modelo numérico

Figura 7.7 - Evolução da temperatura superficial para as condições de resfriamento impostas pelos Conjuntos (1) e (4)

Figura 7.8 - Evolução da casca solidificada juntamente com as condições de resfriamento para os casos de resfriamento do Conjunto (1) e (4)

Figura 7.9 - Gráfico comparativo entre a solução teórica ideal e a otimizada

Figura 7.10 - Evolução da casca sólida (isoterma solidus) juntamente com as condições de resfriamento

Figura 7.11 - Evolução da temperatura superficial do lingote ao longo de sua solidificação

Lista de Tabelas

Capítulo 2

Tabela 2.1 - Tipos de instalações de sistema de Lingotamento Contínuo

Capítulo 3

Tabela 3.1 - Correlações entre h_c e $\dot{m}$

Tabela 3.2 - Parâmetros de cálculo para face na posição vertical

Tabela 3.3 - Parâmetros de cálculo para face na posição horizontal

Capítulo 5

Tabela 5.1- Propriedades termofísicas dos materiais utilizados

Tabela 5.2 - Resultados experimentais e resultados de simulações do Modelo Analítico e do Modelo Numérico para solidificação do chumbo com h_i= 4900W/m^{2}K

Tabela 5.3 - Resultados experimentais e resultados de simulações do Modelo Analítico e do Modelo Numérico para solidificação do chumbo com h_i= 750W/m^{2}K

Tabela 5.4 - Resultados experimentais de simulações do Modelo Analítico e do Modelo Numérico para solidificação do alumínio com h_i= 4800W/m^{2}K

Tabela 5.5 - Resultados experimentais e resultados de simulações do Modelo Analítico e do Modelo Numérico para solidificação do chumbo com h_i= 4750W/m^{2}K, ΔT_v= 30 K

Tabela 5.6 - Resultados experimentais e resultados de simulações do Modelo Analítico e do Modelo Numérico para solidificação do chumbo com h_i= 4750W/m^{2}K, ΔT_v= 60 K

Tabela 5.7 - Resultados experimentais e resultados de simulações do Modelo Analítico e do Modelo Numérico para solidificação do alumínio com h_i= 1351 W/m^{2}K, ΔT_v= 46 K

Tabela 5.8 – Parâmetros térmicos

Tabela 5.9 – Propriedades termofísicas dos materiais

Tabela 5.10 – Dados de entrada do modelo numérico bidimensional de simulação do processo de lingotamento contínuo

Tabela 5.11 – Dados de entrada do modelo numérico bidimensional de simulação do processo de lingotamento contínuo

Tabela 5.12 – Dados de entrada do modelo numérico bidimensional de simulação do processo de lingotamento contínuo

Tabela 5.13 - Características dimensionais, dados de entrada no modelo de solidificação de lingotamento contínuo de placa

Capítulo 6

Tabela 6.1 - Espessura mínima da casca sólida na saída do molde para cada tipo de lingote

Capítulo 7

Tabela 7.1 - Critérios metalúrgicos de qualidade

Tabela 7.2 - Características dimensionais e dados de entrada no modelo numérico de lingotamento contínuo de tarugos

Tabela 7.3 - Conjunto de condições de resfriamento das regiões de chuveiros encontradas pelo modelo numérico

Tabela 7.4- Características dimensionais da máquina de lingotamento contínuo juntamente com parâmetros de entrada no modelo numérico

Nomenclatura

Letras Latinas

a - Difusividade térmica	[m^2/s]
$\mathbf{A_v}$ - Constante que controla o avanço da interface sólido/líquido	[K]
c - Calor específico	[J/kg.K]
c'- Pseudo calor específico	[J/kg.K]
$\mathbf{C_e}$ - Constante experimental dependente da geometria do lingote	[adimensional]
D - Largura do canal de refrigeração do molde	[m]
$\mathbf{D_s}$ - Difusividade do soluto no sólido	[m^2/s]
e - Espessura de casca solidificada do lingote na saída do molde	[m]
ep - Constante experimental dependente da geometria do lingote	[adimensional]
$\mathbf{F_C}$- Fator corretivo	[adimensional]
$\mathbf{f_L}$ - Fração de líquido na zona pastosa	[%]
Fo - Número de Fourier	[adimensional]
$\mathbf{f_S}$ - Fração de sólido na zona pastosa	[%]
g - Aceleração da gravidade	[m^2/s]
Gr - Número de Grashof	[adimensional]
h - Coeficiente de transferência de calor	[$W/m^2.K$]
$\mathbf{h_i}$ - Coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde	[$W/m^2.K$]
H - Entalpia	[J/m^3]
k -Condutividade térmica	[W/m.K]
k'- Coeficiente de redistribuição de soluto	[adimensional]
$\mathbf{k_{eff}}$ = Condutividade térmica efetiva	[W/m.K]
$\mathbf{k_{eq}}$ = Condutividade térmica equivalente	[W/m.K]
l - Comprimento útil do molde	[m]
L - Calor latente de fusão	[J/kg]
$\dot{m}$ - Vazão mássica	[kg/s]
n - Contador de interação no tempo do MDF	
Pr - Número de Prandtl	[adimensional]

q - Fluxo de calor [W/m^2]

$\dot{q}$ - Geração interna de calor [W/m^3]

Q* - Quantidade calor [adimensional]

R - Resistência térmica [$m^2.K/W$]

Re - Número de Reynolds [adimensional]

t_r - Tempo de residência no molde [s]

t_{SL} - Tempo local de solidificação [s]

u - Velocidade de produção [m/s]

V - Volume [m^3]

V_a - Velocidade da água de refrigeração do molde [m/s]

T - Temperatura [K]

T_f - Temperatura de fusão [K]

T_S - Temperatura solidus [K]

T_L - Temperatura liquidus [K]

x - Coordenada cartesiana

z - Coordenada cartesiana

y - Coordenada cartesiana

z' - Posição abaixo do menisco [m]

z* - Distância adimensional abaixo do menisco [adimensional]

Letras Gregas

Δ - Diferença

ε - Emissividade radioativa [adimensional]

∂ - derivada parcial

γ - Coeficiente de expansão térmica volumétrica [K^{-1}]

λ - Espaçamento interdendrítico local [μm]

μ - Viscosidade [kg/m.s]

ρ - Densidade [kg/m^3]

σ - Constante de Stefan-Boltzmann [$W/m^2.K^4$]

χ= Dimensão que se refere à distância percorrida pelo fluido de refrigeração ao passar pela superfície do corpo [m]

Superescritos

$\bar{}$ - Valor médio

Subscritos

a - Água
ar - Ar
amb - Ambiente
c - Chuveiro
ex- Saída do circuito de refrigeração do molde
i - Posição no eixo x na malha do MDF
in - Entrada no circuito de refrigeração do molde
j - Posição no eixo y na malha do MDF
L - Líquido
lb - Lubrificante
m - Molde
max - Valor máximo
min - Valor mínimo
p - Pastoso
S - Sólido
sup - Superfície do lingote
v - Vazamento

Abreviações

MDF - Método das Diferenças Finitas

Capítulo 1

Introdução

1.1 - Considerações Iniciais

Nas últimas quatro décadas, os processos que envolvem a solidificação do aço têm evoluído consideravelmente *[Nilles, 1991; Bobadilla, 1993]*. O método tradicional de lingotamento estático, apesar de ser utilizado em algumas siderúrgicas, tem perdido sua aplicação devido principalmente à velocidade de produção limitada e aos gastos de energia com processos de laminação para obter formas semi-acabadas como por exemplo, a de placas e tarugos. A necessidade de permanecer em condições de concorrência, através da redução custos e do aumento da produtividade com a simultânea melhoria de qualidade, tem levado as indústrias siderúrgicas a uma substituição parcial e em muitos casos completa dos processos de baixa produtividade pelo lingotamento contínuo, conforme mostra a Figura (1.1).

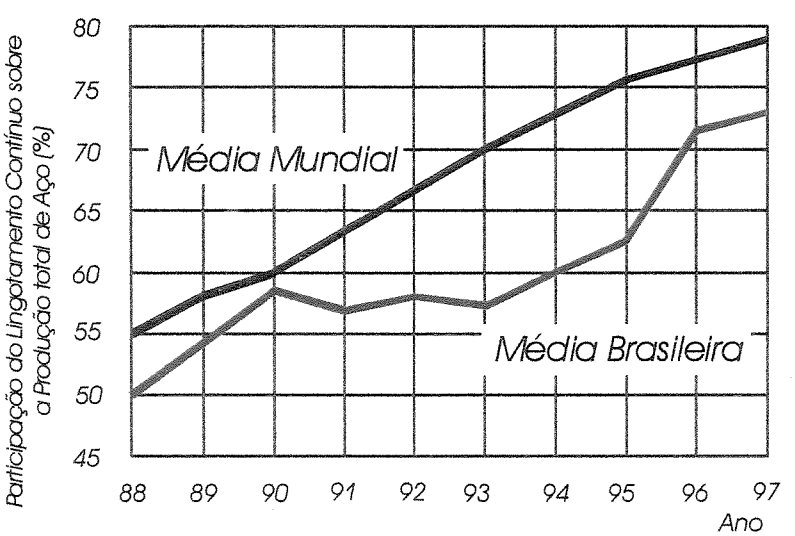


Figura 1 .1- Produção de aço por lingotamento contínuo em relação ao total produzido no Brasil e no mundo ***[Instituto Brasileiro de Siderurgia, 1998]***

As vantagens do sistema de lingotamento contínuo em relação ao lingotamento estático são: *[Patto, 1975]*:

- redução do tempo de lingotamento;
- eliminação da bateria de lingoteiras massivas, cabeças quentes, pontes transportadoras, estripadores, etc;
- eliminação dos onerosos e poluidores fornos-poço;
- eliminação dos custosos e complexos laminadores-desbastadores;
- obtenção de aços com melhor e com qualidade estrutural mais constante, pelo maior controle da velocidade de solidificação;
- obtenção de melhor e acabamento superficial mais constante, pela eliminação de defeitos como gotas-frias, escamas, dobras, normalmente provenientes do vazamento convencional;
- aproveitamento praticamente total do aço fundido, devido a própria continuidade do processo, eliminando-se processos de corte de cabeça;

Atualmente, o lingotamento contínuo é responsável por praticamente todo volume de aço produzido nos grandes centros siderúrgicos no mundo, como ilustra a Figura (1.2).

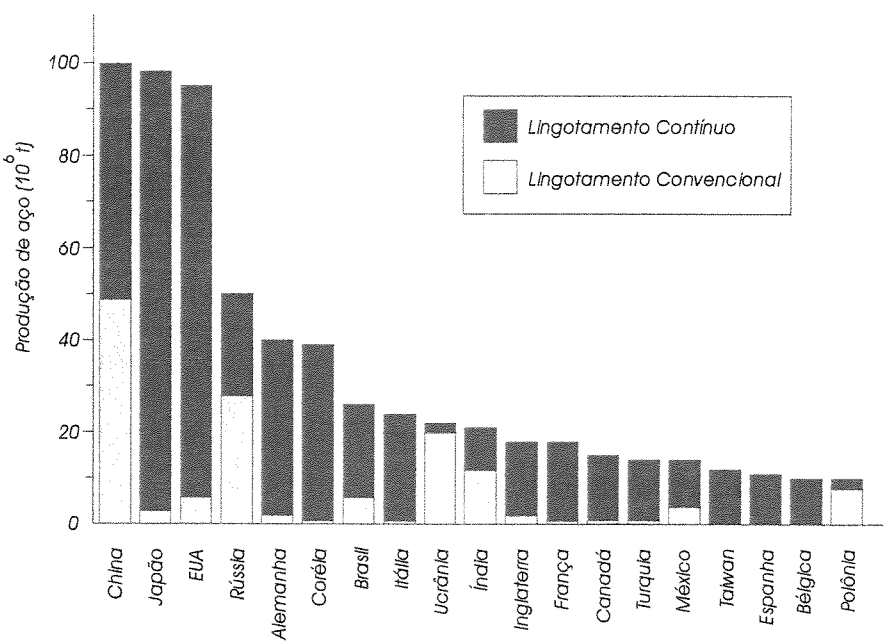


Figura 1.2 - Produção de aço por lingotamento contínuo (1996) em relação ao lingotamento convencional nos 20 maiores produtores de aço no mundo

[Costa Neto, 1997]

As grandes siderúrgicas nacionais vêm se equipando com modernos equipamentos de lingotamento contínuo de placas e tarugos com significativos números de veios e já se defrontam com a necessidade de assegurar a qualidade do produto através do controle do processo e diminuição de custos operacionais. No entanto, as indústrias tomam uma posição conservativa em relação à mudanças das condições

de trabalho da máquina, devido à complexidade inerente ao sistema: parâmetros operacionais ajustados inadequadamente comprometem a qualidade do produto ou põem o equipamento fora de funcionamento, causando queda de produtividade e gastos de matéria-prima e energia.

O lingotamento contínuo representa um tipo de processo que necessita ao longo de sua dinâmica, equipamentos controlados que garantam a estabilidade da sequência ininterrupta de trabalho. Neste ponto atuam os modelos matemáticos que representados na forma de pacotes de programas, permitem aos engenheiros de usinas siderúrgicas desenvolverem simulações coerentes com a realidade física do sistema.

A modelagem matemática do processo é uma ferramenta útil que está sendo cada vez mais utilizada no ambiente industrial com o objetivo de determinar condições ótimas de operação, garantindo a qualidade final do produto *[Spim Jr., 1993]*. Os avanços que a informática tem conquistado permitem a implementação de técnicas numéricas de rotinas sequenciais escrita em linguagem de máquina proporcionando simulações de diferentes condições operacionais. A simulação do fenômeno da solidificação que ocorre no lingotamento contínuo permite prever o surgimento de defeitos, bem como ajustes ótimos no equipamento e no processo.

A ênfase no controle da qualidade é parte fundamental na produção de aços por lingotamento contínuo. Entretanto, um produto de alta qualidade não pode ser alcançado sem um amplo e prévio conhecimento a respeito da transferência de calor da solidificação e do comportamento mecânico dos aços nas condições operacionais adotadas. Isso só pode ser alcançado através do levantamento de uma ampla base de conhecimento do processo, de uma atualização contínua dessa base original, e da correta transferência das informações aí contidas para o pessoal de operação. A experiência decorrente da prática de operações de lingotamento contínuo, reportada por engenheiros e técnicos atuantes nessa tecnologia, também constitui uma valiosa fonte de conhecimento, tão mais valiosa quanto mais localizada for essa experiência. O acoplamento dessas experiências localizadas com a fonte de conhecimento permite constituir um domínio ou uma base de conhecimento extremamente útil no diagnóstico de problemas operacionais e na determinação rápida de alternativas de solução.

A integração do modelo matemático com a base de conhecimento através de ferramentas que garantam sua comunicação, é extremamente útil para uma busca automatizada e inteligente de opções de ajustes da máquina de lingotamento contínuo com o objetivo de assegurar um produto livre de defeitos. O fluxograma da Figura (1.3) ilustra a interação entre o modelo matemático e a base de conhecimento, no sentido de gerar diagnósticos a eventuais problemas de qualidade. Um bloco de análise global recebe as informações a respeito dos problemas de qualidade que ocorrem no processo, por exemplo trincas longitudinais ou transversais de superfície, que são confrontadas com informações a respeito da evolução térmica da solidificação calculadas pelo modelo matemático em função dos parâmetros operacionais do processo. A base de conhecimento permite encaminhar o problema para um bloco

setorial mais específico (por exemplo: rompimento da casca sólida do lingote na região do molde e trincas podem aparecer na região de chuveiros ou na etapa de radiação livre). Essa análise mais particularizada pode conduzir a diagnóstico e consequentemente a alternativas de solução. As soluções implementadas com sucesso, devem ser armazenadas em um banco de dados que constituirá a experiência acumulada de soluções bem sucedidas. Esse banco de dados passa a ser então consultado previamente a cada novo problema de qualidade surgido, tendo em vista que a solução já pode se encontrar devidamente armazenada. É importante também que a base de conhecimento seja constantemente atualizada para manter as informações com o desenvolvimento do processo.

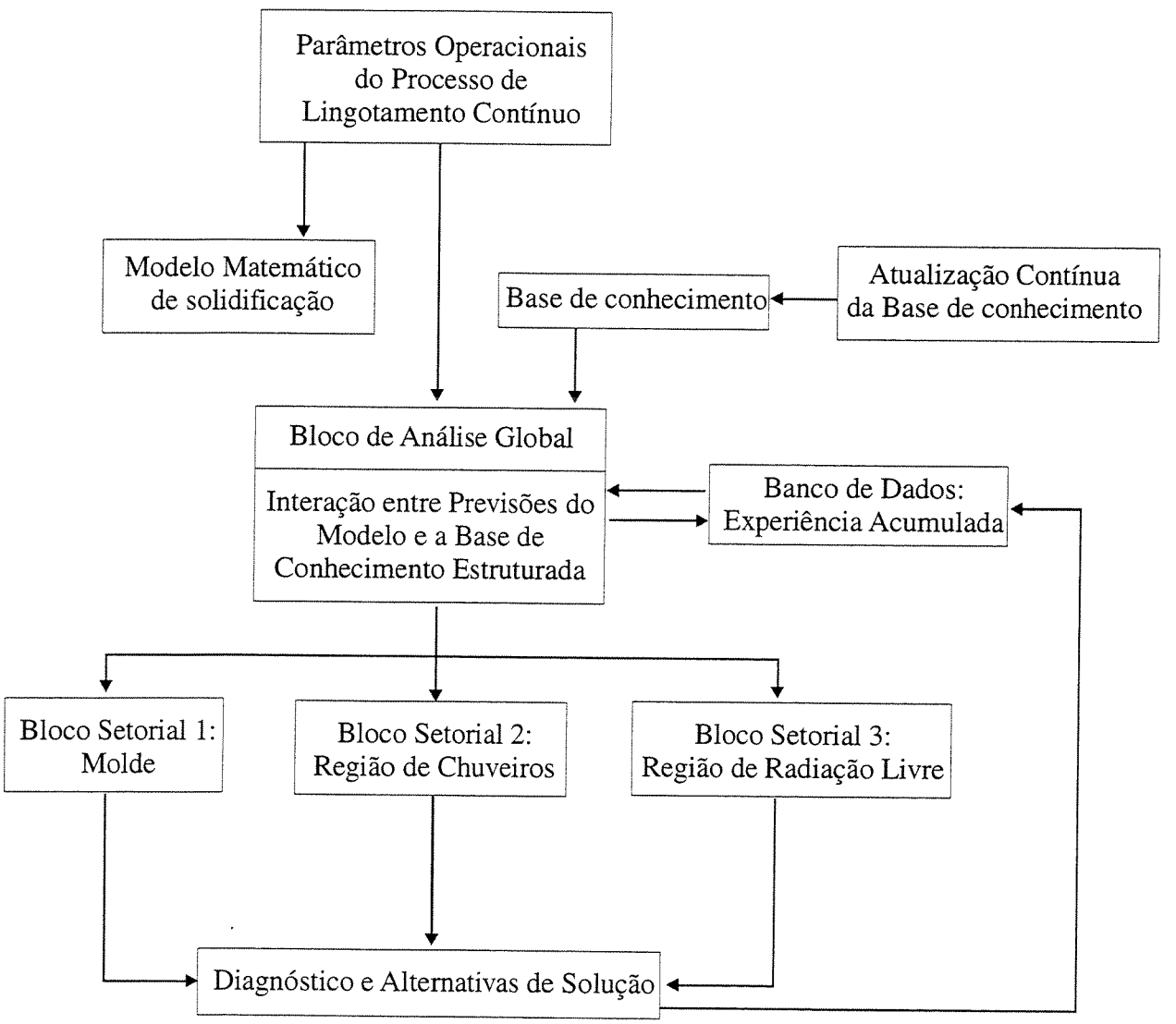


Figura 1.3 - Fluxograma da análise de problemas de qualidade surgidos durante o processo de lingotamento contínuo

1.2 - Objetivos do trabalho

Dentro de um plano de trabalho que visa o desenvolvimento de um modelo matemático para análise do processo de lingotamento contínuo de aços, o levantamento de uma base de conhecimento correlacionando condições operacionais e problemas de qualidade, e a interação dessa base de conhecimento com o modelo numérico no sentido de gerar soluções para problemas de qualidade, estabeleceu-se uma metodologia com os seguintes objetivos:

1- Levantamento de informações sobre o equipamento de lingotamento contínuo;

2- Levantamento crítico e atualizado da literatura no que diz respeito aos modelos e técnicas numéricas utilizadas na análise do processo de lingotamento contínuo de aços;

3- Levantamento de informações que correlacionem problemas de qualidade com parâmetros de operação do processo, a partir da literatura especializada e da interação com siderúrgica envolvida com a prática do lingotamento contínuo;

4- Desenvolvimento de um modelo numérico baseado na técnica de diferenças finitas;

5- Validação do modelo através de comparações entre suas previsões teóricas, simulações de outros modelos existentes na literatura e resultados experimentais;

6- Levantamento de uma base de conhecimento a partir da sistematização das informações coletadas na literatura e na prática industrial;

7- Interação entre o modelo matemático com a base de conhecimento que permita gerar soluções para problemas de qualidade correlacionados com o comportamento térmico do lingote ao longo do processo de lingotamento contínuo;

8- Simulações com o modelo matemático no sentido de projetar um sistema otimizado de lingotamento contínuo de tarugos;

Capítulo 2

O Equipamento de Lingotamento Contínuo

2.1- Histórico *[Petersen, 1965; Irving, 1993]*

As primeiras idéias e ensaios sobre o sistema de lingotamento contínuo deve-se a Henry Bessemer, no século passado (1846). Os ensaios consistiam em pequenas secções transversais e comprimentos reduzidos de lingotamento, mas devido à falta de possibilidades técnicas e construtivas, estes primeiros ensaios caíram no esquecimento.

Em 1887, R. M. Daelen formulou o sistema que constitui atualmente no princípio de funcionamento do lingotamento contínuo. Daelen idealizou um molde refrigerado à água, aberto superiormente e inferiormente, por onde o metal líquido atravessa formando uma casca sólida, passando então para uma região de resfriamento secundário, sendo conduzido posteriormente para a região de corte.

Somente a partir da Segunda Guerra Mundial, os ensaios iniciados por Bessemer foram retomados na Alemanha, Estados Unidos e outros países europeus, sendo que na Alemanha os ensaios foram interrompidos com o fim da Segunda Guerra Mundial.

Em 1946, uma das primeiras máquinas verticais foi instalada em Low Moor, Inglaterra, para a produção de tarugos. Em 1949, na Áustria, foram iniciados testes com moldes fixos. No mesmo ano, Siegfried Junghans na Alemanha, e a Allegheny Ludlum Steel Corporation nos Estados Unidos, inseriram o sistema de molde oscilante em suas instalações de lingotamento contínuo vertical.

Em 1950, Siegfried Junghans, Mannesmann e algumas outras firmas alemãs se associaram formando uma sociedade de lingotamento contínuo. Em 1952, a sociedade alemã e a usina dos irmãos Boehler uniram-se com o objetivo de cooperação técnica entre si. Em 1963, fundou-se a MBC (Mannesmann-Boehler-Concast) com a adesão da Concast de Zurique, a qual se especializou em construção e distribuição de instalações de lingotamento contínuo. No mesmo ano, fundou-se a DMB (Demag, Mannesmann e Boehler), sociedade fornecedora de instalações para lingotamento contínuo. Desta maneira, estavam reunidas numa só organização, as firmas de maior experiência no campo de lingotamento

contínuo de aço e segundo suas idéias foram construídos quase todos os equipamentos de lingotamento contínuo do mundo.

2.1.1- Tipos de Instalações

Os tipos de instalação de sistemas de lingotamento contínuo são classificadas pela Tabela (2.1) e mostradas pela Figura (2.1):

Tabela 2.1 - Tipos de instalação de sistemas de Lingotamento Contínuo *[Petersen, 1965]*

Tipo	Descrição
A	Instalação vertical (molde reto) com mecanismo de corte na posição vertical
B	Instalação vertical (molde reto) com único ponto com mecanismo curvador e endireitador. A solidificação é completada na posição vertical
C	Instalação em arco (molde curvo) com raio constante
D	Instalação em arco (molde curvo) com endireitamento progressivo

Instalações verticais: o lingote é subdividido na vertical, basculado na horizontal e depois transportado. Esse tipo é a instalação universal para todas as secções transversais, inclusive lingotamento contínuo ôco e perfis pré-fundidos.

Instalações de dobramento: o lingote é dobrado abaixo dos rolos extratores e em seguida, retificado. O seccionamento do lingote contínuo dá-se após a retificação na horizontal.

Instalações em arco:

a) Com curvatura constante do lingote contínuo entre lingoteira e rolos extratores, a retificação e o seccionamento dão-se após a passagem pelos rolos também na horizontal.

b) Com curvatura inicial constante e depois decrescente do lingote contínuo, o lingote já passa para a posição horizontal antes de atingir os rolos, isto é, ele é retificado antes da passagem nestes rolos.

As desvantagens dos equipamentos de lingotamento contínuo verticais (equipamento A da Figura 2.1) são:

- custo com a construção para abrigar o equipamento (pé direito da ordem de 35m de altura);
- utilização de guindaste de grande altura;
- o mecanismo para transportar a barra para a posição horizontal após o corte é caro e complexo;

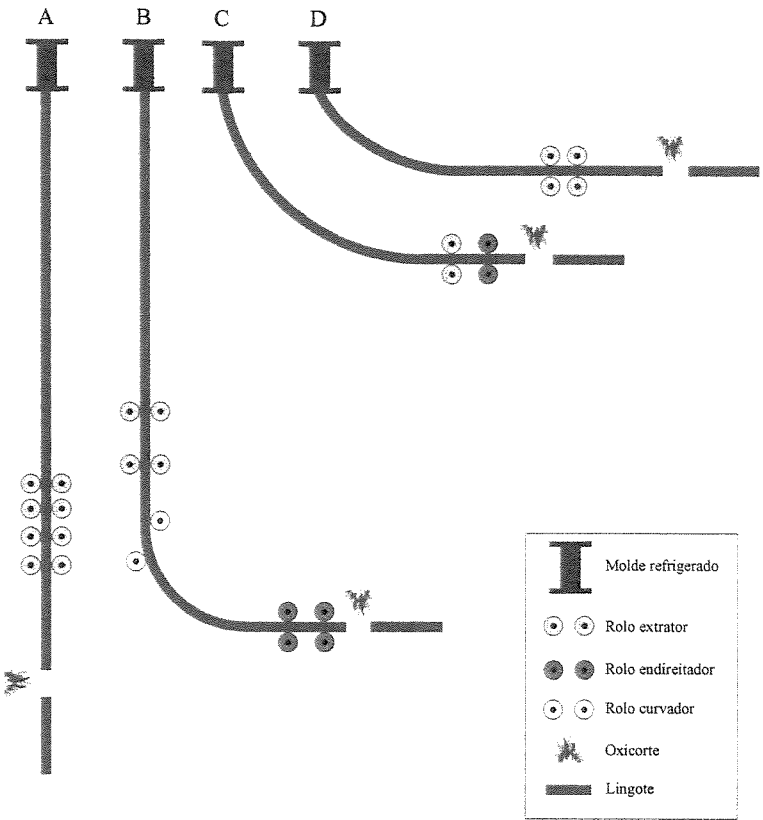


Figura 2.1 - Tipos de instalações de lingotamento contínuo *[Petersen, 1965]*

Para contornar o problema do pé direito da construção, a princípio o equipamento foi instalado em poços subterrâneos profundos, mas havia o incoveniente do transporte do lingote para a superfície após o corte. A solução veio posteriormente com o início do encurvamento (equipamento B da Figura 2.1) mas não houve redução significativa da altura do equipamento.

Quanto menor a altura de construção das instalações em arco, menor é a pressão metalostática na extremidade ainda pastosa. Para as instalações verticais, essa pressão é de cerca de 10 kg/cm^2 (para tarugos), enquanto que na instalação em arco (equipamentos C e D da Figura 2.1), o seu valor é de 3,5 kg/cm^2. *[Petersen, 1965]*

2.2 - Produtos do Lingotamento Contínuo de Aços *[Irving, 1993]*

Os principais produtos do lingotamento contínuo de aços são:

- **Tarugos:** tem secção transversal quadrada de no máximo 150 mm ou seção transversal circular de no máximo 150 mm de diâmetro;

- **Blocos:** tem secção transversal quadrada ou retangular maior que 150 mm até a dimensão de

800 mm x 400 mm, respeitando uma razão entre os lados , menor ou igual a 2. Tarugo com secção transversal circular maior que 150 mm de diâmetro também é considerado como bloco.

- **Placas:** São considerados os lingotes com razão dos lados da secção transversal maior do que 2. A maior placa atualmente lingotada tem a dimensão de 2725mm x 254 mm.

- **Placas Finas:** a espessura do lingote varia de 20 a 80 mm;

- **Tiras Finas:** têm espessuras na faixa de 0,1 a 20 mm.

2.3- Descrição do Processo de Lingotamento Contínuo

O processo de lingotamento contínuo pode ser considerado essencialmente como um processo de transferência de calor através do qual o aço líquido é transformado em um produto sólido semi-acabado. O resfriamento ocorre em três etapas sequenciais: em um molde de cobre refrigerado a água; em conjuntos de chuveiros de água com capacidades variáveis de extração de calor, e ao ar através da transferência de calor por radiação. A Figura (2.2) mostra uma representação esquemática do processo.

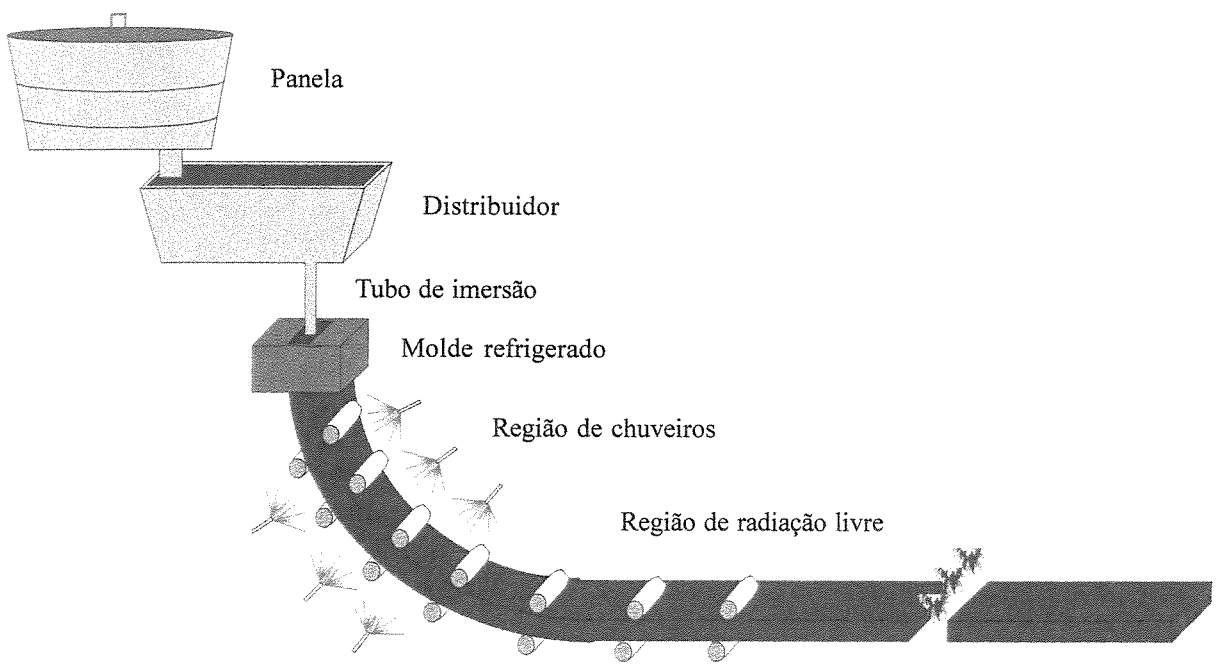


Figura 2.2 - Desenho esquemático do sistema de lingotamento contínuo

O processo de lingotamento contínuo começa na transferência de aço líquido para o distribuidor pela panela e este alimenta o molde refrigerado através de um tubo de imersão. O processo de solidificação inicia-se com a formação de uma casca sólida do lingote na região do molde, suficiente o bastante para suportar a pressão interna do metal líquido e as solicitações mecânicas na saída do molde. Em seguida, o lingote passa para uma região resfriamento caracterizada pelo jateamento de uma

mistura de ar e água ou somente de água, responsável pela maior parcela da solidificação do lingote. Posteriormente, a transferência de calor ao ambiente ocorre por radiação e nesta fase o lingote é cortado.

A Figura (2.3) mostra uma planta de um sistema de lingotamento contínuo e as Figuras (2.4 a 2.6) mostram equipamentos de lingotamento contínuo instalados em ambiente industrial.

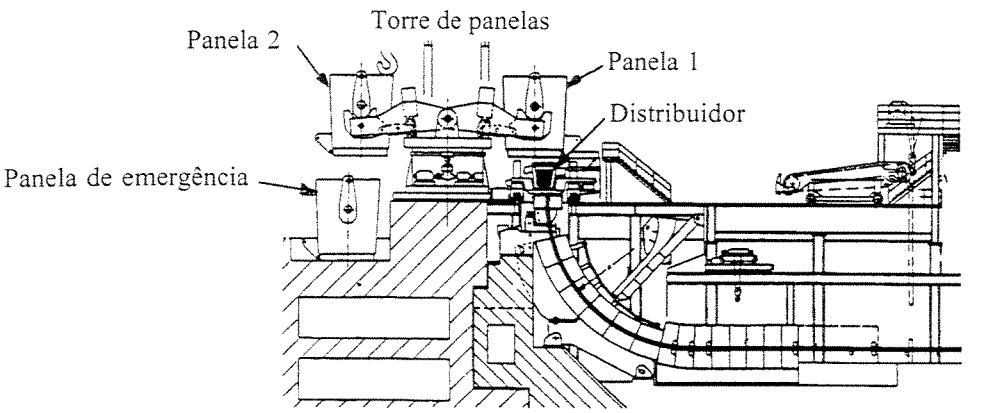


Figura 2.3 - Planta de um sistema de lingotamento contínuo de placas *[Irving, 1993]*

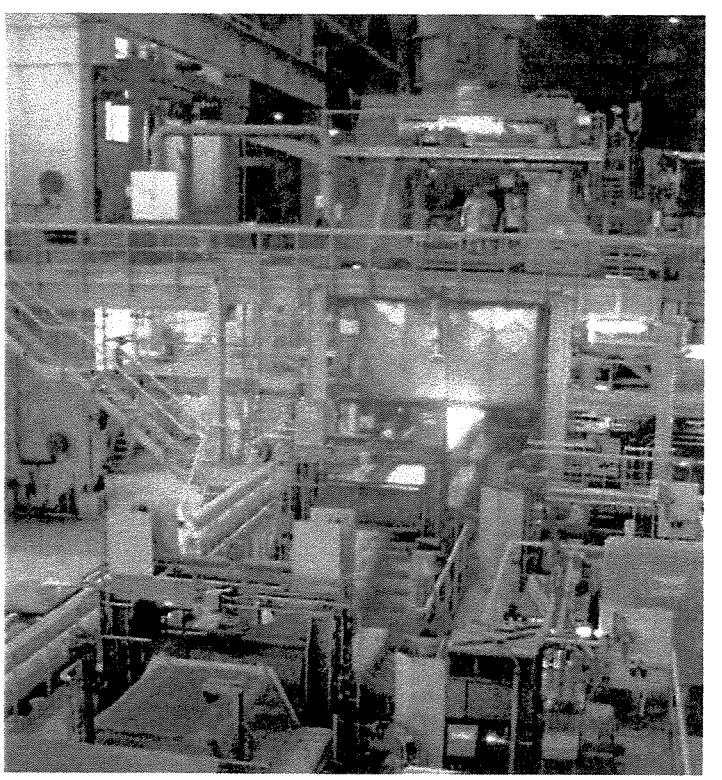


Figura 2.4 - Equipamento de lingotamento contínuo de chapas finas em Ugine Isbergues *[Greis, 1994]*

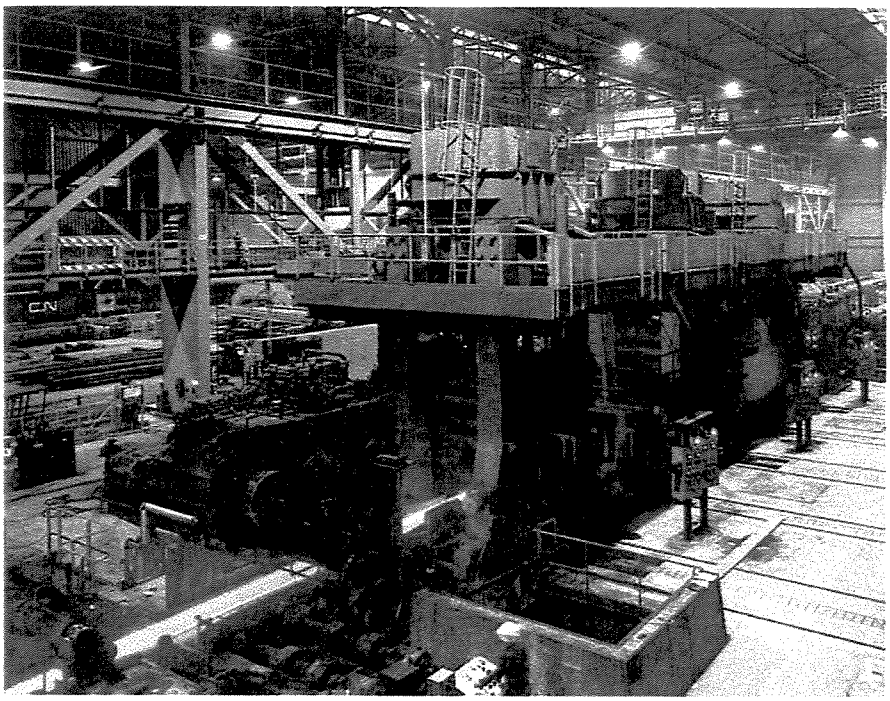


Figura 2.5 - Equipamento de lingotamento contínuo de tarugos da Schloemann-Siemag Aktiengesellschaft - *[MPT, 1984]*

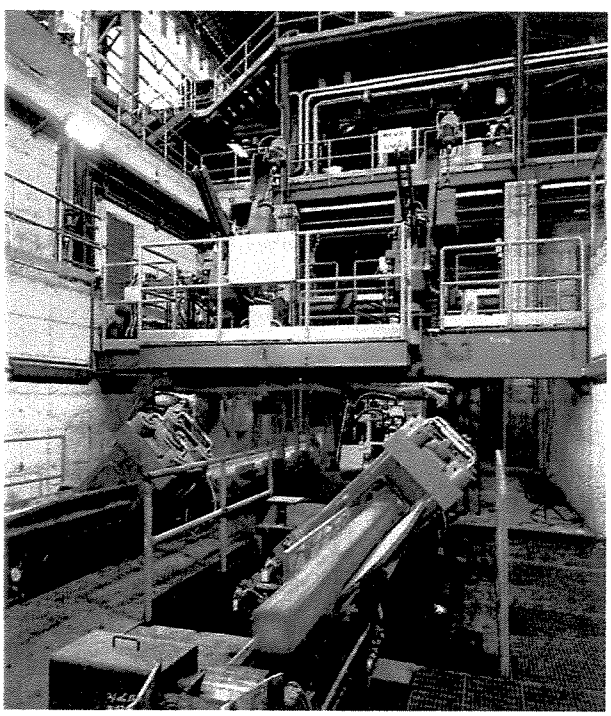


Figura 2.6 - Equipamento de lingotamento contínuo de tarugos na Aciaria de Bolzano - *[Preibl, 1994]*

2.4- Principais Partes de um Sistema de Lingotamento Contínuo

2.4.1- Torre de Panelas

A torre é mostrada na Figura (2.7), sendo dimensionada para suportar duas panelas e para rotacionar, posicionando a panela para alimentar o distribuidor (Figura 2.8) com aço líquido de acordo com a velocidade de produção. A transferência de metal líquido da panela para o distribuidor é feita através de uma válvula gaveta de deslizamento (Figuras 2.9 e 2.10). A válvula controla a taxa de vazão de metal líquido pela contínua verificação do peso do distribuidor ou do nível de aço líquido no distribuidor.

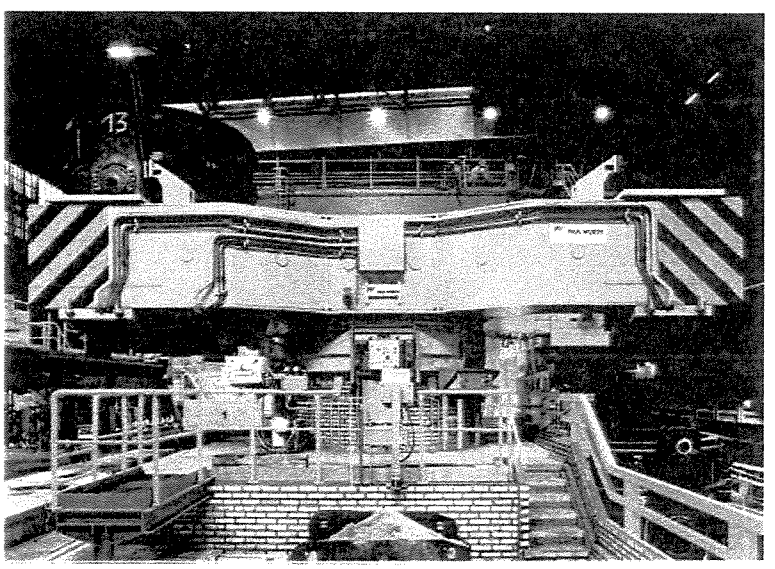


Figura 2.7 - Torre de panelas *[Paul-Wurth]*

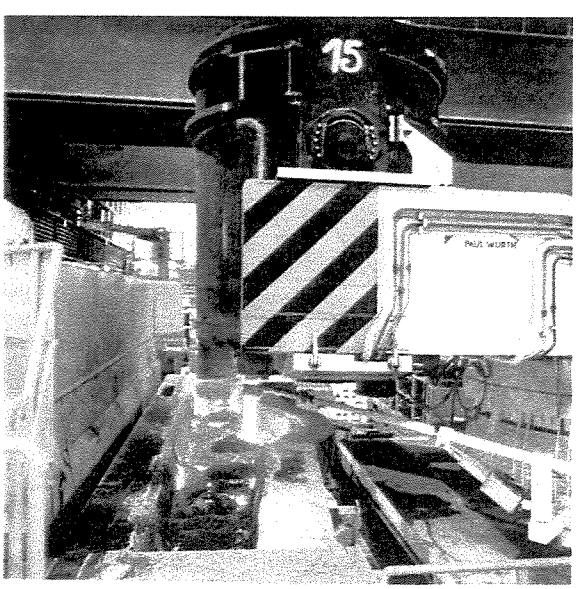
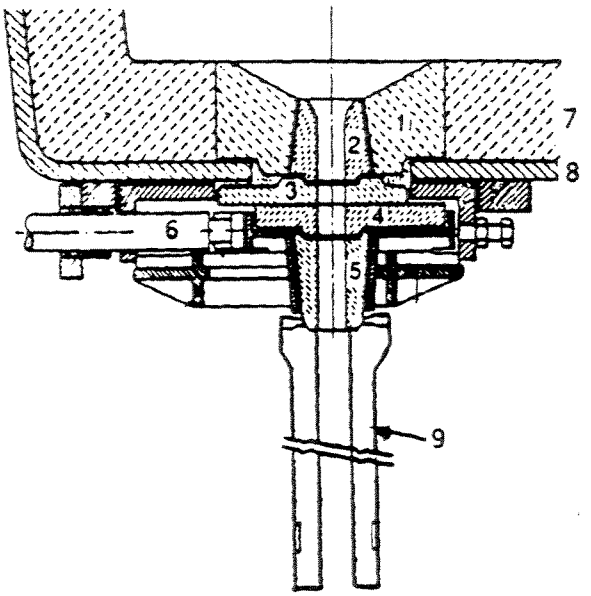


Figura 2.8 - Panela posicionada sobre o distribuidor *[Paul-Wurth]*



1- Funil
2- Entrada do bocal
3- Placa refratária superior
4- Placa refratária deslizante
5- Coletor do bocal
6- Atuador hidráulico
7- Tijolo refratário
8- Casco da Panela
9- Invólucro refratário

Figura 2.9- Desenho esquemático mostrando a válvula de deslizamento *[Irving, 1993]*

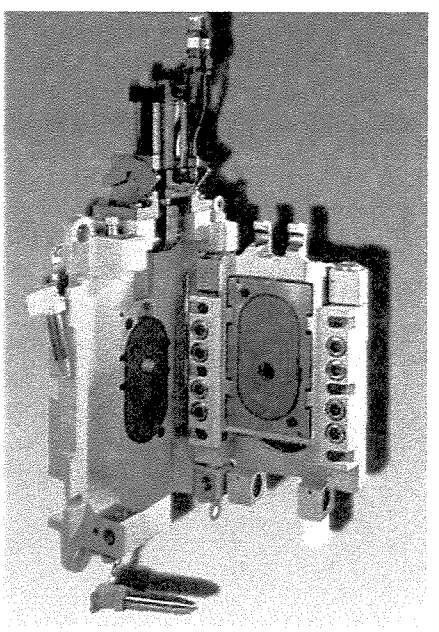


Figura 2.10 - Válvula gaveta da panela *[Vesuvius]*

Nos antigos processos (20 anos atrás) de lingotamento contínuo, o aço líquido transferido da panela para o distribuidor não era protegido do ambiente, favorecendo o aparecimento de inclusões. Por exemplo, aços com baixos níveis de enxofre possuem afinidade com o nitrogênio e aços contendo alumínio são suceptíveis ao ataque do oxigênio. Atualmente, as válvulas gavetas possuem um invólucro refratário (Figura 2.11) por onde o aço líquido escoa, protegendo-o do ambiente, gerando aços de melhor qualidade. Entretanto, devido ao movimento da placa deslizante, há ainda a entrada indesejável de bolhas de ar. Para contornar este problema, muitos sistemas utilizam gases nobres, geralmente argônio, para criar um ambiente protetor na região de deslizamento da placa *[Valadares, 1984]*.

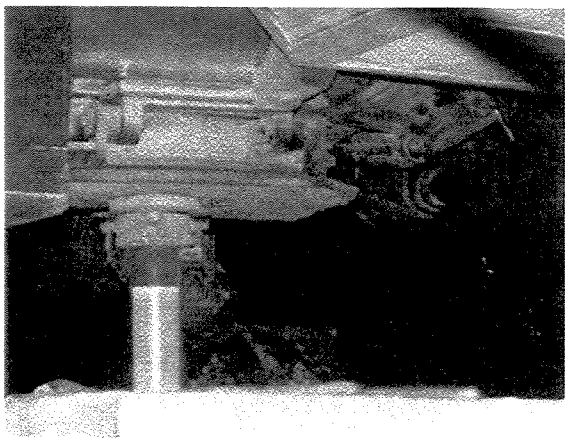


Figura 2.11 - Invólucro de proteção do jato de aço entre a panela e o distribuidor *[MPT - 1994]*

2.4.2 - Distribuidor

A Figura (2.12) mostra um desenho esquemático do distribuidor. As principais funções do distribuidor são:

- distribuir o aço líquido convenientemente em função do número de veios. O projeto do distribuidor deve promover a menor variação possível de temperatura entre a saída da panela e a saída do distribuidor *[Robertson, 1986]* além de fornecer a mesma temperatura de saída do aço líquido para cada molde em caso de lingotamento com mais de um veio;
- favorecer a remoção de inclusões;
- funcionar como reservatório no intervalo de tempo de troca de panelas, permitindo a continuidade do processo;

Uma camada de pó fluxante sobrenadante no aço líquido é utilizada para reter as inclusões e também possui a função de reduzir as perdas de calor por radiação do aço líquido ao ambiente.

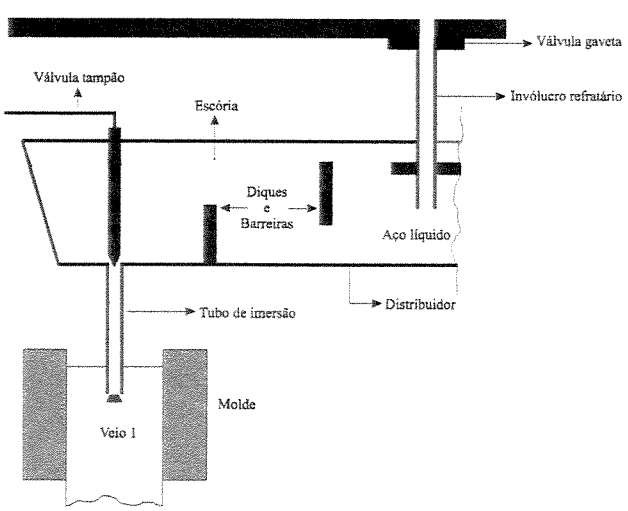


Figura 2.12- Desenho esquemático do distribuidor de um sistema de lingotamento de placas de dois veios

Para atingir as funções citadas anteriormente, o distribuidor deve ter uma geometria adequada para conter o volume de aço líquido necessário, o arranjo das barreiras e diques devem ser projetados para a melhor remoção de inclusões forçando o metal líquido a percorrer um caminho maior dentro do distribuidor até sair pelo tubo de imersão. A Figura (2.13) ilustra quatro configurações de distribuição de barreiras e diques, mostrando o percurso do aço líquido dentro do distribuidor. O efeito de retenção de inclusões aumenta na sequência A B C D. *[Irving, 1993]*

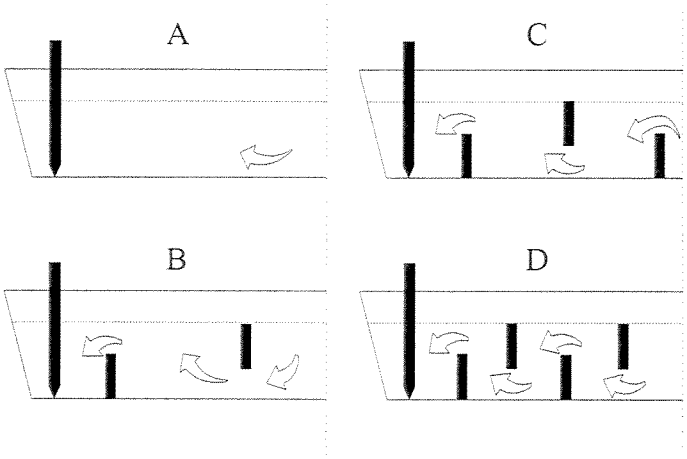


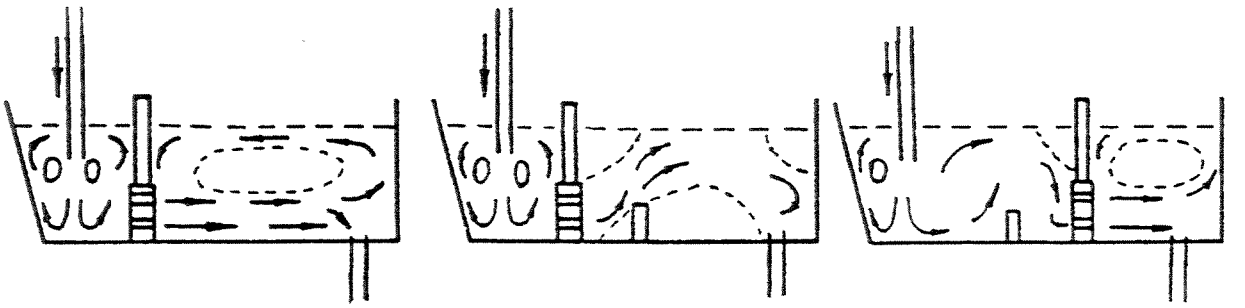
Figura 2.13 - Fluxo do metal líquido para algumas configurações de diques e barreiras ***[Irving, 1993]***

Modelos matemáticos e físicos têm sido desenvolvidos para simular o fluxo do metal líquido, para determinar a distribuição térmica e o melhor projeto do distribuidor.

Os modelos matemáticos são baseados nas equações de conservação de massa e energia, e analisam a dinâmica do preenchimento do distribuidor por aço líquido e seu escoamento na saída do tubo de imersão. *[Chakraborty, 1992 A, B; Gastón, 1991]*

Xintian e outros *[Xintian, 1992]* mostram a inserção de um filtro à base de corindo e quartzo no distribuidor. Foram realizadas experiências num modelo físico, em que a água substitui o aço líquido, para verificar o escoamento no distribuidor e determinar a melhor posição do filtro (Figura 2.14). Depois de encontrar a melhor localização do filtro (Figura 2.14 b), experimentos com um sistema real de lingotamento comprovaram uma significativa redução de inclusões.

Outros trabalhos sobre o fluxo dentro do distribuidor foram realizados *[Singh, 1993; Sinha, 1993; Costa Neto, 1997]* utilizando também um modelo físico onde o metal líquido é substituído por água. O fluxo é observado a partir do momento do vazamento de uma mistura de água mais corante para dentro do distribuidor, simulando a entrada de aço líquido no distribuidor. Durante a dinâmica do processo, observou-se o tempo de permanência da mistura dentro do distribuidor, variações na concentração, existência de zonas mortas e zonas turbulentas.



a) b) c)

Figura 2.14- Posicionamento do filtro em várias configurações
a) sem barreira
b) filtro atrás da barreira
c) filtro na frente da barreira *[Xintian, 1992]*

2.4.3- Sistema de Alimentação de Aço Líquido para o Molde

A alimentação de aço líquido para o molde pelo distribuidor é controlada por uma válvula gaveta (Figura 2.15), semelhante à existente no distribuidor porém menor, ou por uma válvula tampão (Figura 2.16) que somente não é utilizada para tarugos de diâmetros menores do que 130 mm e secções quadradas menores do que 130 x 130 mm.

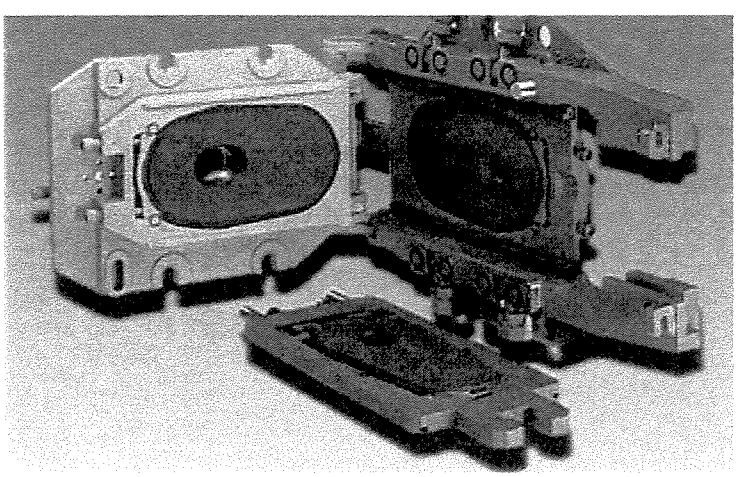


Figura 2.15 - Válvula gaveta do distribuidor *[Vesuvius]*

No lingotamento de blocos e de placas, é utilizado um tubo de imersão (Figura 2.23) juntamente com pó fluxante para proteger o aço líquido do ataque ambiente. O pó fluxante ainda tem as funções de reter inclusões não metálicas, lubrificar o molde e evitar perdas de calor do metal líquido para o ambiente pela formação de uma camada constituída de pó fluxante e escória. O tubo de imersão tem a função de promover um escoamento adequado dentro da região do molde, controlando a redução do superaquecimento através das correntes convectivas e favorecendo a retenção de inclusões. O ângulo

de saída do tubo de imersão e a profundidade imersa do mesmo no menisco tem sido assunto de estudos de vários pesquisadores. *[Thomas, 1990]*.

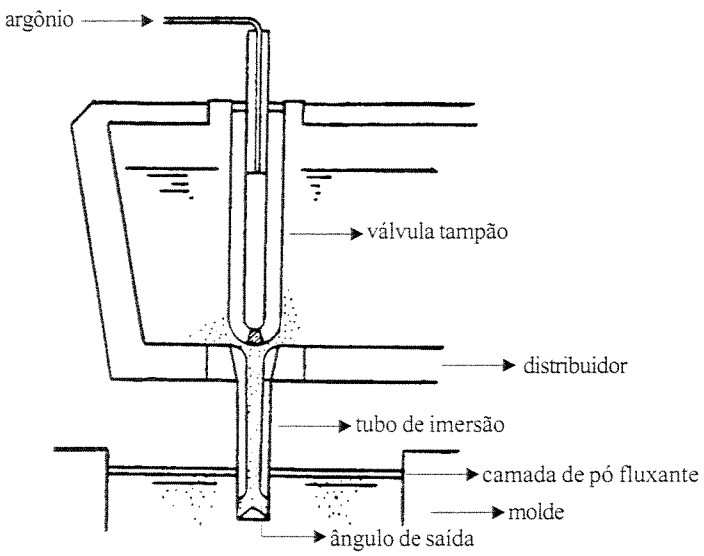


Figura 2.16 - Sistema de alimentação do metal líquido para o molde ***[Irving, 1993]***

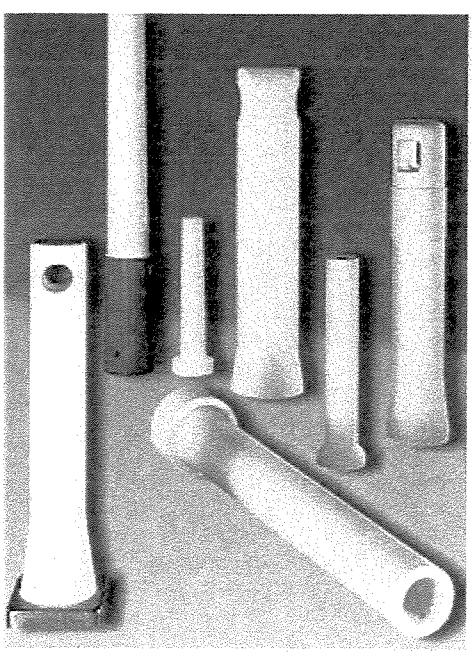


Figura 2.17 - Tubo de imersão utilizado entre o distribuidor e o molde ***[Vesuvius]***

No caso de lingotamento de tarugos com diâmetros menores que 130 mm e secções quadradas menores do que 130 mm x 130 mm, a transferência de aço líquido do distribuidor para o molde não utiliza um tubo de imersão devido à pequena secção do lingote. A transferência se dá diretamente como ilustra a Figura (2.18), mas com um ambiente protetor de gás inerte. A lubrificação do molde é realizada por óleo, sendo injetado por pequenos orifícios localizados na parede do molde na região do menisco.

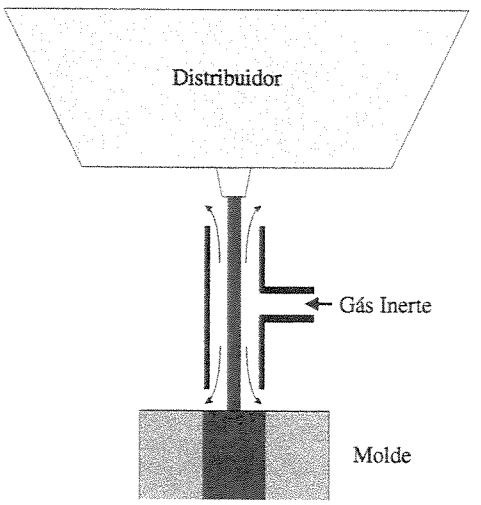


Figura 2.18- Sistema de proteção do jato de metal líquido para tarugos

2.4.4 - Molde

A solidificação do metal líquido inicia-se a partir do menisco no molde refrigerado, pela formação de uma casca sólida com uma espessura suficientemente resistente na saída do molde para resistir à pressão metalostálica exercida pela poça de aço líquido e às tensões de extração do tarugo na saída do molde. Nesta etapa de resfriamento primário, verifica-se a formação do *gap* que separa o molde da superfície da casca sólida, dificultando o fluxo de calor do aço para o molde (Figura 2.19).

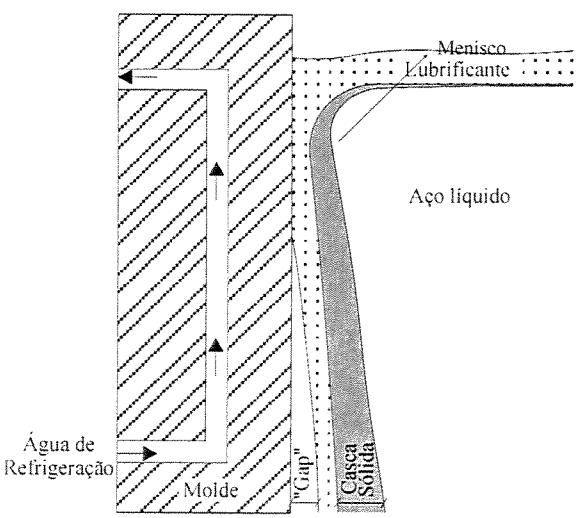


Figura 2.19- Sistema metal/molde

O sistema do molde para o lingotamento contínuo de tarugos é mostrado pelas Figuras (2.20) e (2.21) e a Figura (2.22) ilustra as secções transversais de moldes de tarugo, bloco e placa. Nota-se que para o caso de tarugos, o tubo de cobre é envolvido por uma camisa de água, onde o fluxo da mesma é dirigido no sentido ascendente, isto é, a água entra pela parte inferior do molde e sai pela superior.

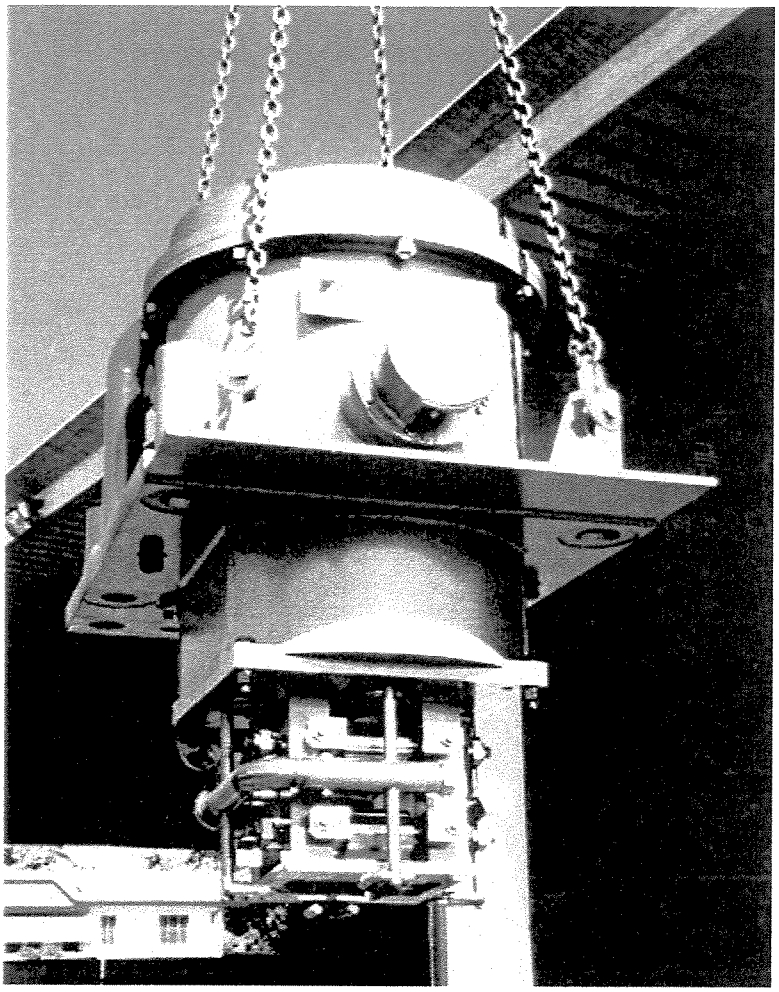


Figura 2.20 - Sistema do molde para lingotamento contínuo de tarugos *[Paul-Wurth]*

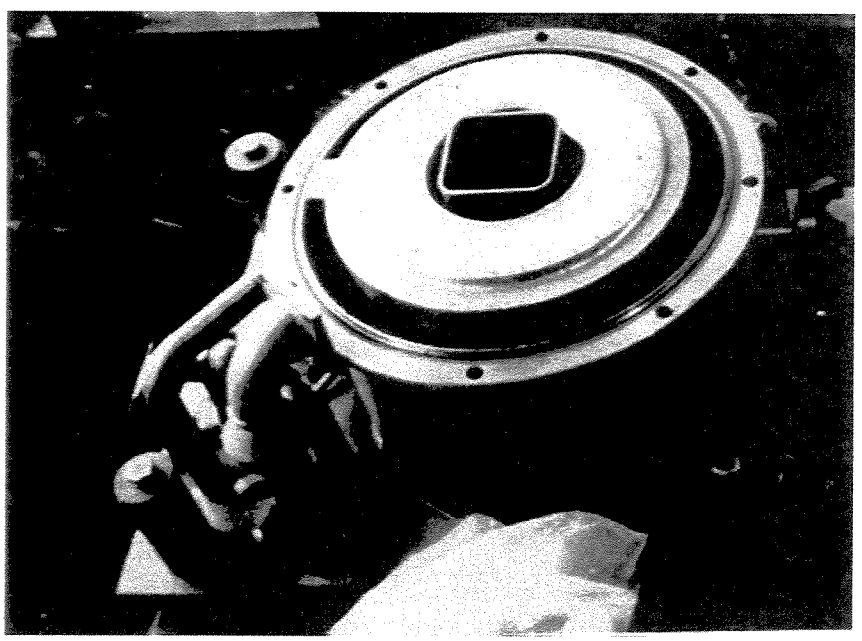
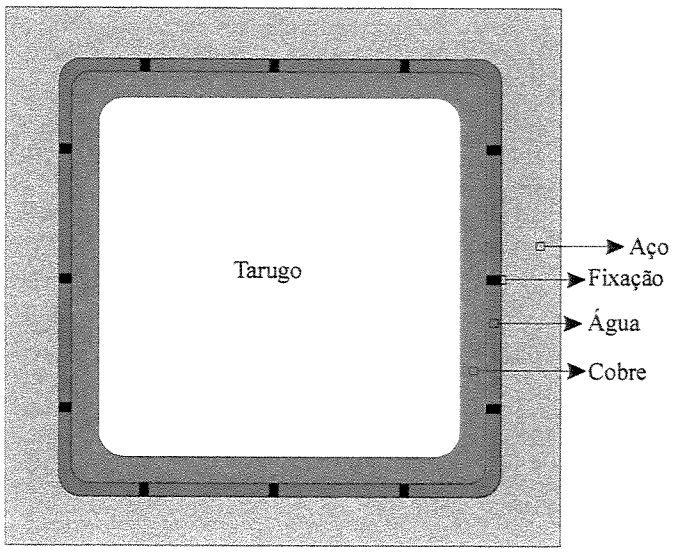
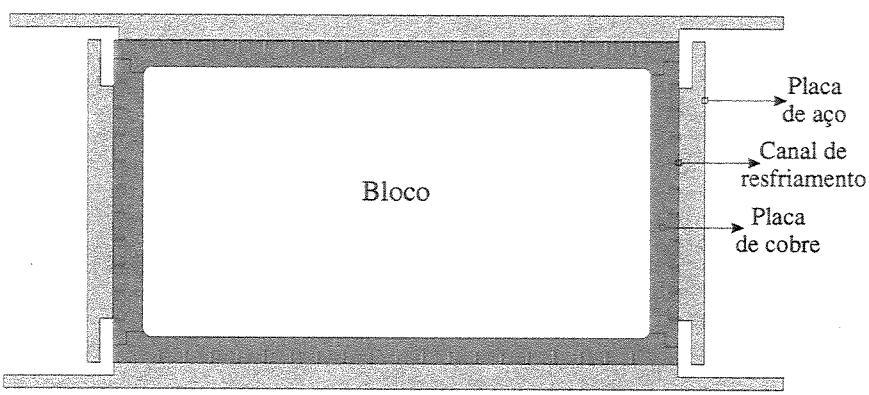


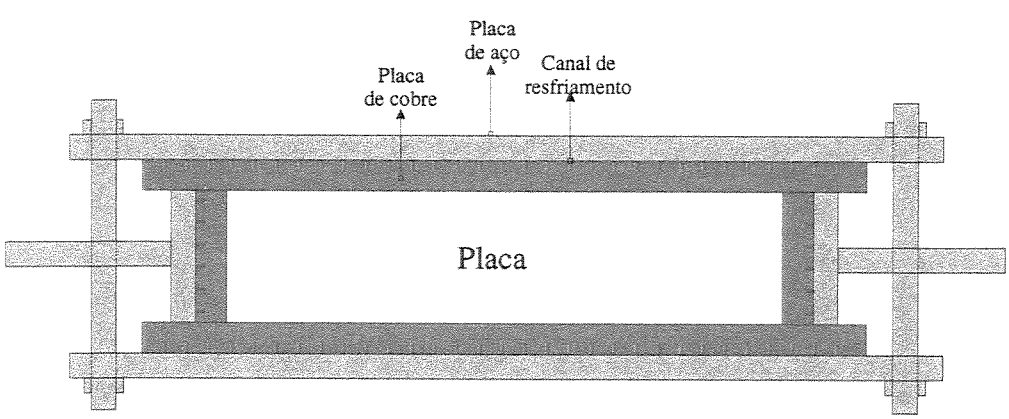
Figura 2.21 - Sistema de molde para lingotamento de tarugos aberto superiormente mostrando o tubo de cobre *[Paul-Wurth]*



a) Secção transversal do molde para lingotamento de tarugos



b) Secção transversal do molde para lingotamento de blocos



c) Secção transversal do molde para lingotamento de placa

Figura 2.22 - Secções transversais de moldes (Desenhos sem escala) ***[Irving, 1993]***

Há dois tipos de moldes:

a) Molde tubular: este tipo de molde é circundado por uma jaqueta d'água sendo frequentemente utilizado para secções menores de lingotes (tarugos). A maior dimensão do tubo de cobre é (230 mm x 230 mm) ou 430 mm de diâmetro.

b) Chapa-molde: o molde é constituído por quatro placas de espessura de 40 a 60 mm, sendo usinadas para formar os canais que compõem o curcuito de refrigeração. Este molde ainda oferece a vantagem de alterar a largura da chapa de acordo com a necessidade, como ilustra a Figura (2.23).

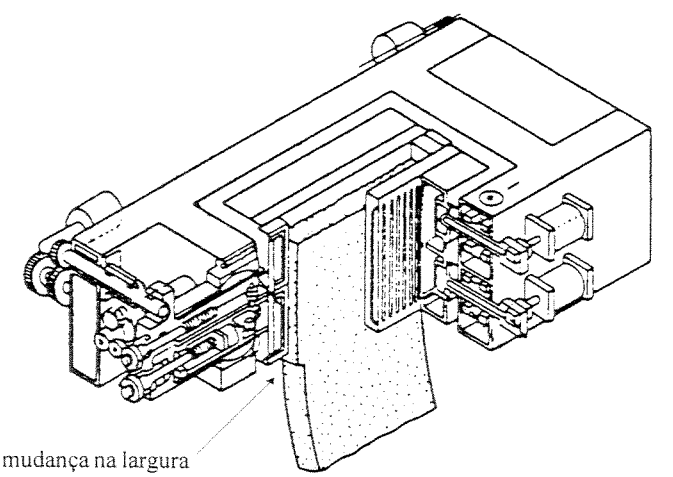
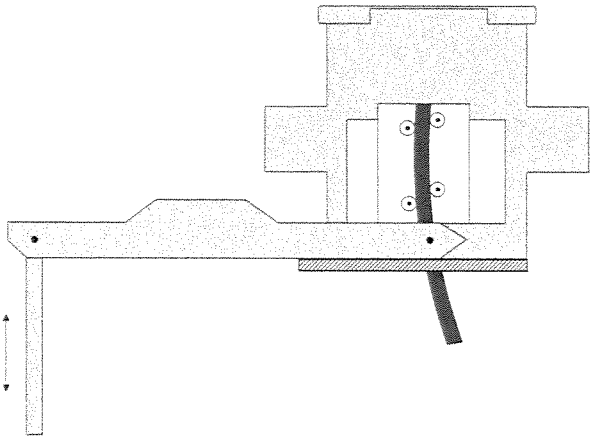


Figura 2.23 - Molde em corte para lingotamento de placas ***[Irving, 1993]***

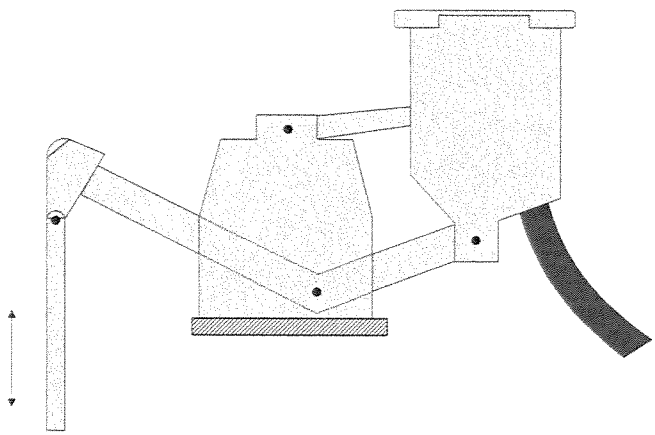
Os comprimentos usuais do molde estão na faixa de 500 a 1200 mm. Apesar de a maioria dos moldes terem 700 mm de comprimento, a nova tendência é a utilização de 1000 mm para equipamentos de lingotamento de alta velocidade de produção *[Pavlicevinc, 1996]*.

O material construtivo do molde deve ter alta condutividade térmica para transmitir rapidamente o calor liberado pelo metal em solidificação para a água. Os materiais utilizados para a construção do molde são o cobre e suas ligas que possuem elementos como a prata, cromo e zircônio contribuindo para melhores propriedades mecânicas à alta temperatura. Alguns moldes possuem um revestimento de níquel e cromo na parede em contato com o lingote para diminuir o atrito e o desgaste adesivo do molde.

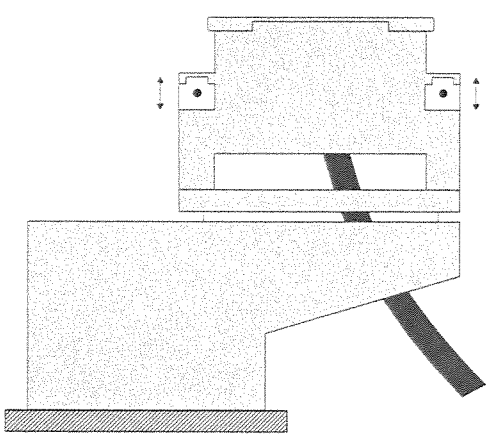
Mecanismos osciladores são acoplados ao molde para evitar a ocorrência da aderência da casca sólida do lingote com a parede do molde, que causa o romprimento da casca (*break out*). Alguns mecanismos osciladores são ilustrados na Figura (2.24).



a) Braço de alavanca longo



b) Braço curto de alavanca



c) Sistema oscilatório composto por quatro cames

Figura 2.24 - Sistemas oscilatórios de molde *[Irving, 1993]*

O ciclo de oscilação do molde é geralmente senoidal e a velocidade descendente no ciclo excede a velocidade de extração do lingote, sendo este comportamento denominado tempo negativo de estripagem, conforme ilustra o gráfico da Figura (2.25).

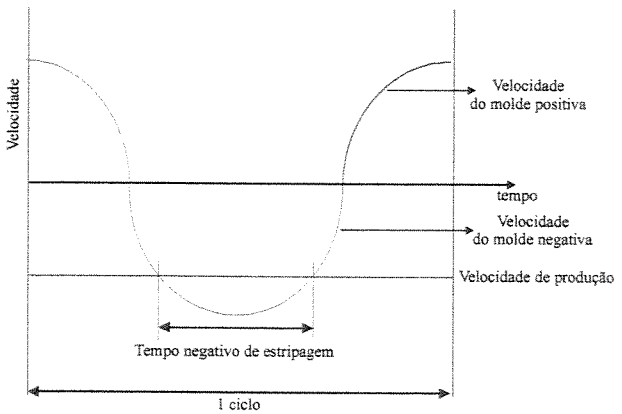


Figura 2.25 - Gráfico comparativo entre a velocidade de oscilação e a velocidade de produção *[Irving, 1993]*

Geralmente agitadores eletromagnéticos são instalados no molde, com o objetivo de gerar correntes convectivas no metal líquido pela ação de um campo eletromagnético, que pode ser rotativo, linear ou alternante. Na região do molde, as correntes convectivas têm ação centrífuga que deslocam as inclusões da região periférica do lingote, melhorando sua qualidade superficial. Além da região do molde (Figuras 2.26 e 2.27), agitadores eletromagnéticos podem ser instalados na região abaixo do molde e na região onde ocorre o final da solidificação (Figura 2.28).

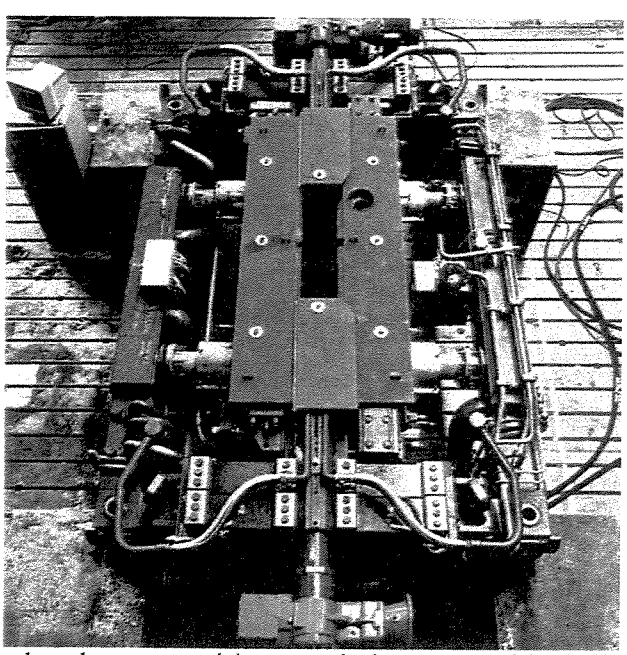


Figura 2.26 - Agitador eletromagnético acoplado a um molde de lingotamento contínuo de placas - *[Spiess, 1994]*

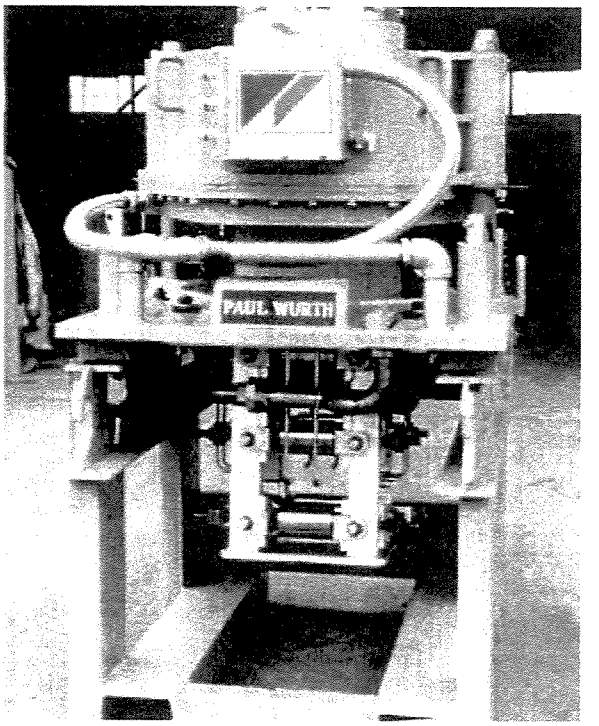


Figura 2.27 - Agitador eletromagnético acoplado no molde de lingotamento contínuo de tarugos *[Paul-Wurth]*

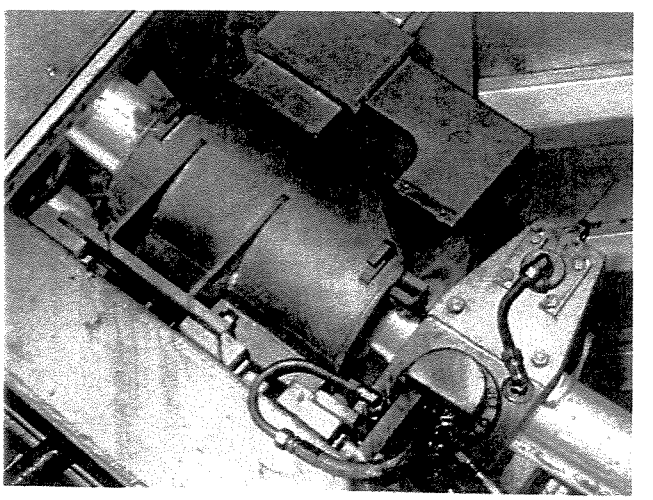


Figura 2.28 - Agitador eletromagnético instalado no ponto final de solidificação *[Paul-Wurth]*

2.4.5 - Sistema de Suporte do Lingote

Após a saída do lingote da região do molde, uma casca sólida de espessura de 10 a 25 mm é formada, cuja superfície possui temperatura da ordem de 1000 °C, e apresenta um gradiente térmico positivo em direção à interface sólido/líquido. Esta casca sólida aumenta de espessura ao longo da região de resfriamento secundário, e está sujeita à pressão exercida pelo aço líquido, sendo preciso um sistema de rolos de apoio para evitar a deformação do lingote (Figura 2.29).

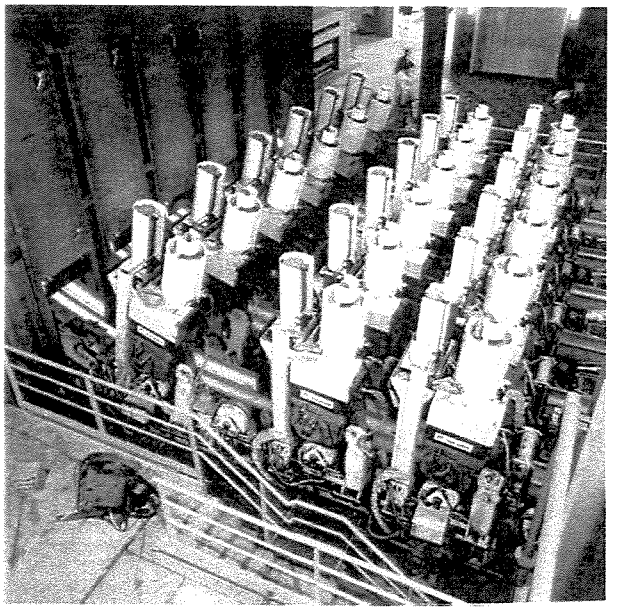


Figura 2.29 - Sistema de rolos de apoio e de extração *[Paul-Wurth]*

O sistema de rolos varia consideravelmente para cada tipo de lingotamento (tarugo, bloco e placa). No lingotamento de tarugos de pequenas secções transversais, um conjunto de rolos de apoio no primeiro metro abaixo do molde já é suficiente, apesar de ser necessário uma quantidade maior de rolos para casos de alta velocidade de lingotamento.

No lingotamento de lingotes de secções maiores como blocos, o volume do poço líquido é maior (maior pressão ferrostática), requerendo portanto, uma maior quantidade de rolos de apoio, como mostra comparativamente a Figura (2.30).

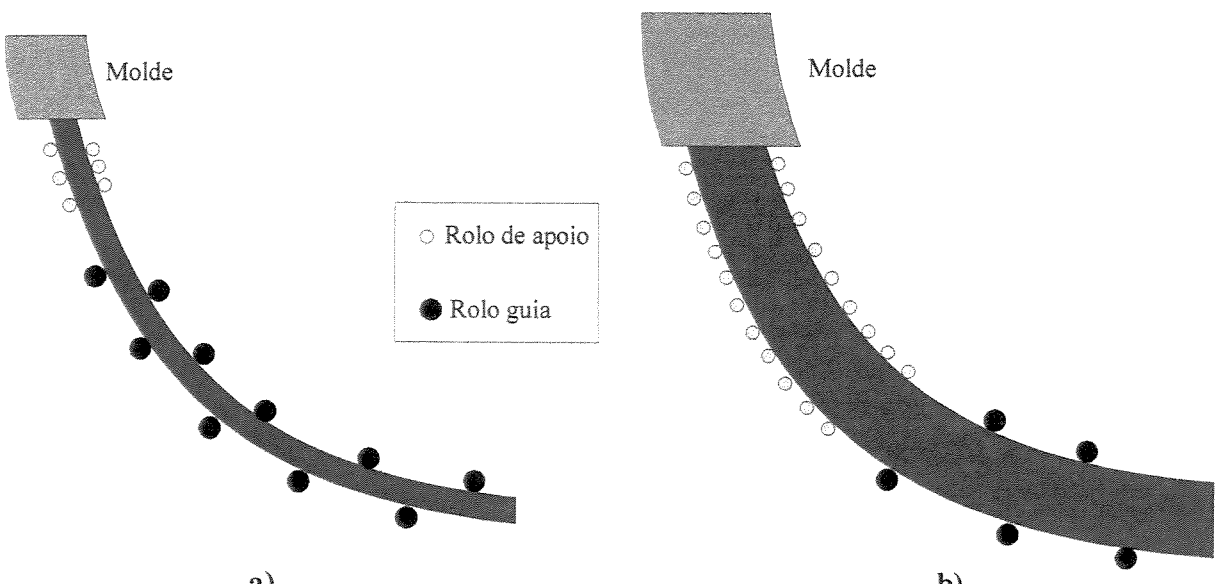


Figura 2.30 - a) Sistema de rolos para lingotamento contínuo de tarugos
b) Sistema de rolos para lingotamento contínuo de blocos *[Irving, 1993]*

No lingotamento de placas, a tendência de deformação devido à pressão metalostática se estende até o ponto onde ocorre a solidificação. Portanto, os rolos de apoio são instalados em toda extensão da região de resfriamento secundário. Cada conjunto de rolos de apoio é formado por três a seis pares de rolos refrigerados internamente, sendo que existem duas configurações: rolos simples (Figura 2.31 a) e rolos divididos (Figura 2.31 b). O sistema de substituição de cada conjunto de rolos é automatizado, facilitando a manutenção (Figura 2.32).

A Figura (2.33) ilustra três configurações de rolos refrigerados internamente. A região de chuveiros deve ser dimensionada levando em conta o tipo de rolo utilizado no sistema, devida às diferentes capacidades de retirada de calor.

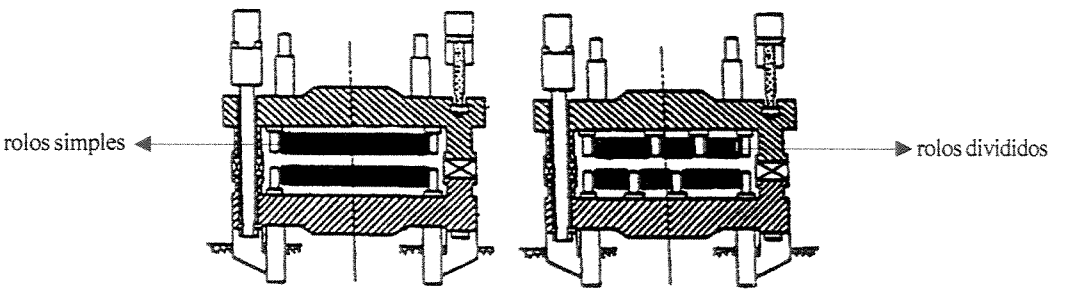


Figura 2.31 - a) Conjunto de rolos simples
b) Conjunto de rolos divididos *[Irving, 1993]*

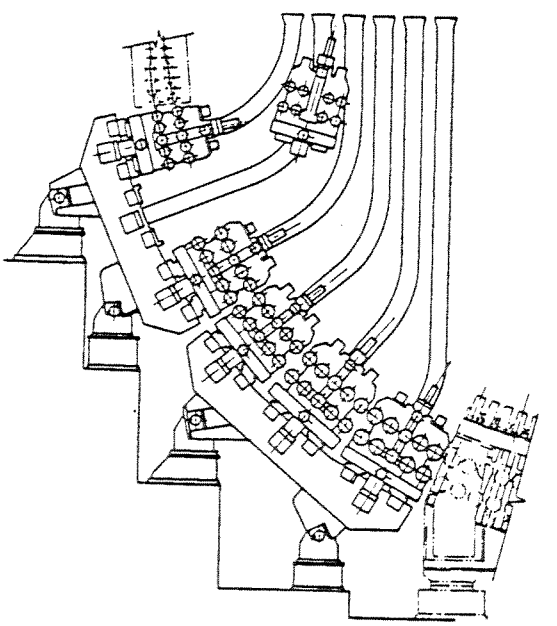


Figura 2.32 -Sistema de rolos de apoio ao longo da região de resfriamento secundário no lingotamento contínuo de placas *[International Iron & Steel Institute, 1977]*

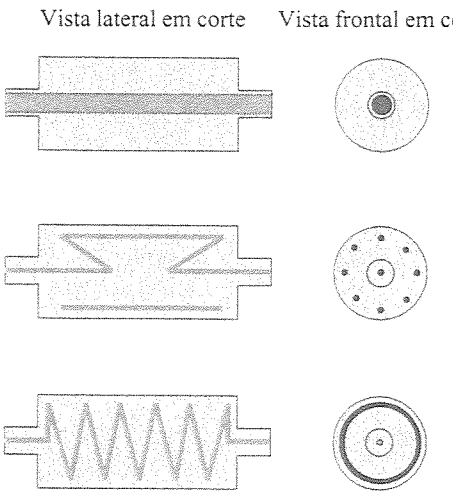


Figura 2.33 - Configurações de rolos refrigerados internamente
[International Iron and Steel Institute, 1986]

2.4.6 - Região de Chuveiros (Sprays)

A região de chuveiros ou segunda região de resfriamento é responsável pela maior retirada de calor latente do lingote pela transferência de calor por radiação, por condução aos rolos refrigerados e por evaporação da água que é jateada na superfície do lingote (Figura 2.34).

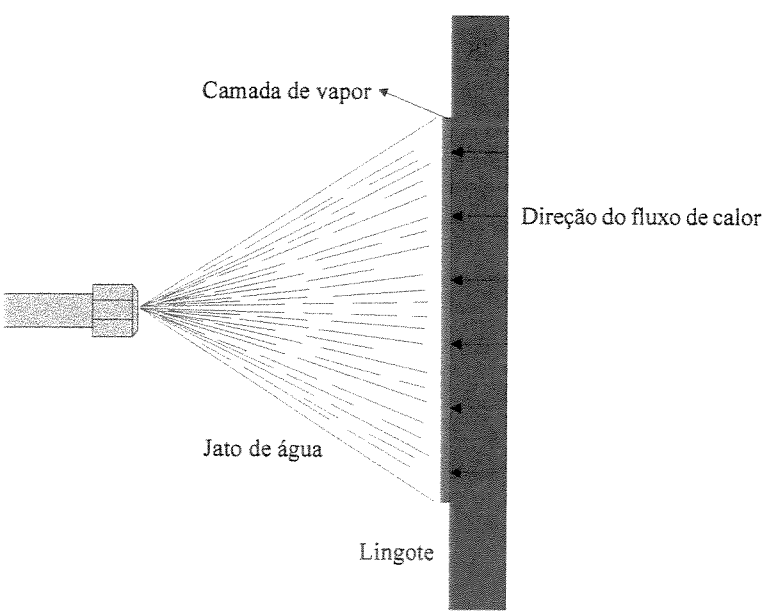


Figura 2.34 - Extração de calor do lingote por jateamento de água *[Mizikar, 1984]*

Há duas formas de a água ser jateada sobre a superfície do lingote, conforme ilustra a Figura (2.35). A pulverização de uma mistura de água e ar comprimido, em relação à de somente água, tem a vantagem de promover uma aplicação mais uniforme devido ao pequeno tamanho das gotas de água.

Cada região de chuveiros deve ser dimensionada para minimizar o reaquecimento da superfície do lingote de modo a evitar a geração de trincas devido à alterações volumétricas, contração e expansão de forma cíclica.

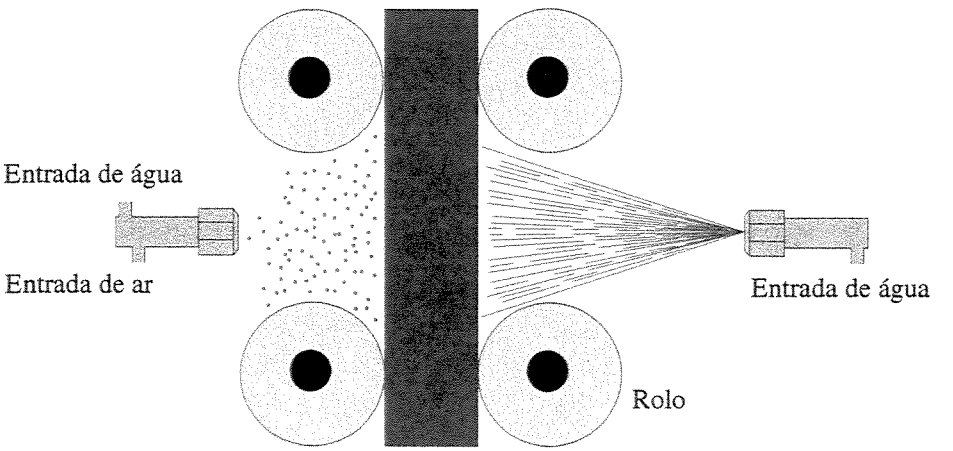


Figura 2.35 - Jato de mistura ar mais água e de somente água *[Irving, 1993]*

2.4.7 - Região de Radiação Livre

Após a saída do lingote da região de chuveiros, o lingote passa por rolos endireitadores (Figura 2.36) e a transferência de calor ocorre por radiação e convecção (Figuras 2.37 e 2.38), sendo que nesta etapa, a parcela devido à radiação é mais significativa, podendo ser desprezados os efeitos da convecção térmica e da condução nos rolos. Posteriormente, o lingote é medido e atingido o comprimento desejado, é cortado pela máquina de oxicorte como mostra a Figura (2.39).

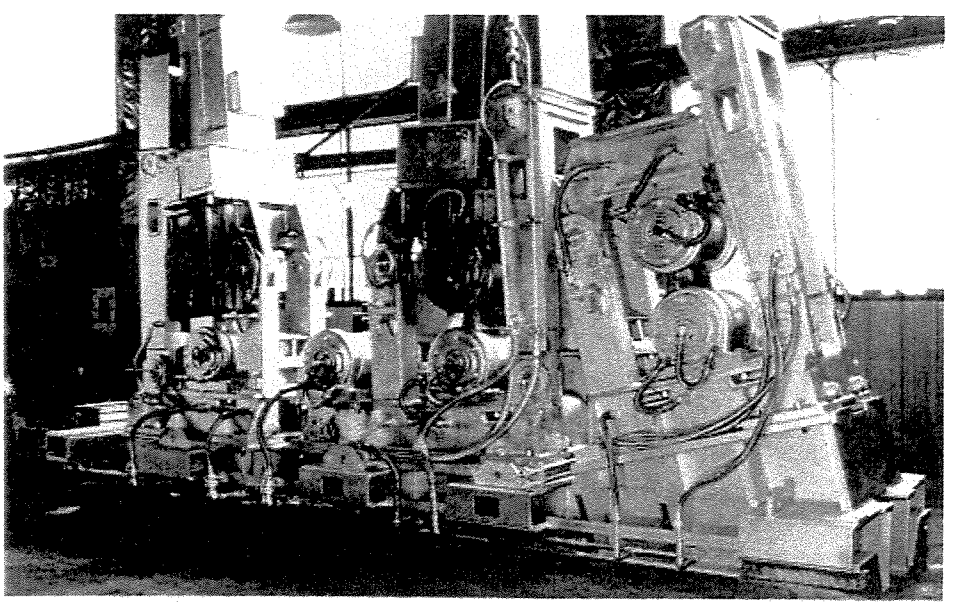


Figura 2.36 - Conjunto de rolos endireitadores *[Paul-Wurth]*

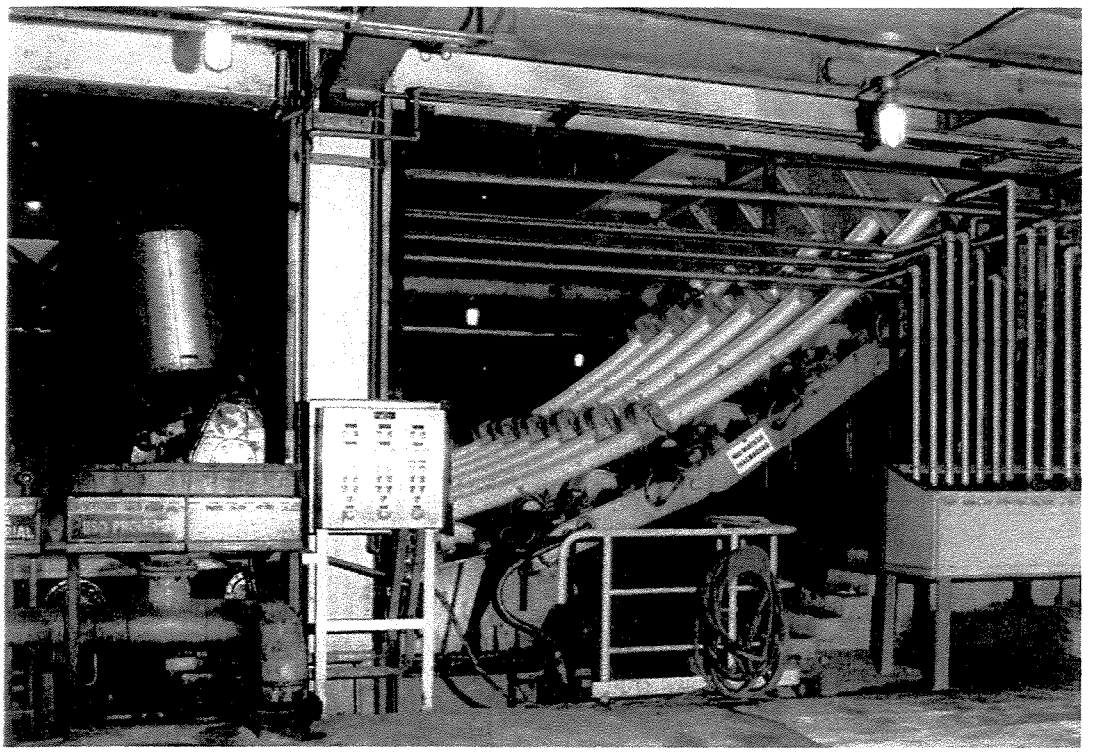


Figura 2.37 - Vista lateral da região de radiação livre de um equipamento de lingotamento contínuo de tarugos de seis veios *[Paul-Wurth]*

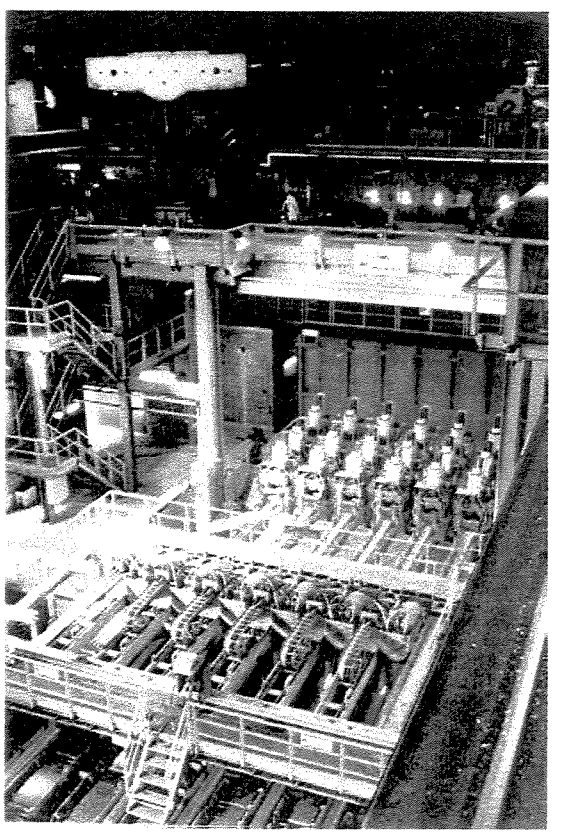


Figura 2.38 - Vista superior da região de radiação livre de um equipamento de lingotamento contínuo de tarugos de seis veios *[Paul-Wurth]*

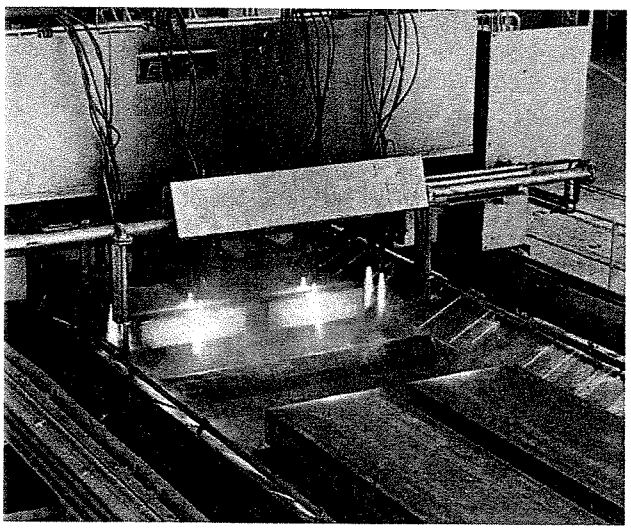


Figura 2.39 - Máquina de oxicorte *[Preibl, 1994]*

Capítulo 3

Transferência de Calor no Lingotamento Contínuo

O lingotamento contínuo é um processo de solidificação que consiste na extração de calor ao longo das três zonas de resfriamento (Figura 3.1) que possuem diferentes modos de transferência de calor, mas que se complementam para a transformação de todo metal líquido numa forma sólida semi-acabada. A transferência de calor é o principal fenômeno que ocorre no processo do lingotamento contínuo afetando diretamente na qualidade, particularmente com respeito à formação de trincas e à ocorrência do rompimento da casca sólida (*break out*). A expansão e contração do lingote durante os períodos de resfriamento e reaquecimento, ou seja, as alterações súbitas de gradientes térmicos na casca sólida, são os principais fatores responsáveis pela geração de uma série de tipos de trincas. Neste sentido, o conhecimento dos mecanismos que controlam a transferência de calor em cada região de resfriamento é de fundamental importância para a obtenção de um produto com qualidades competitivas no mercado.

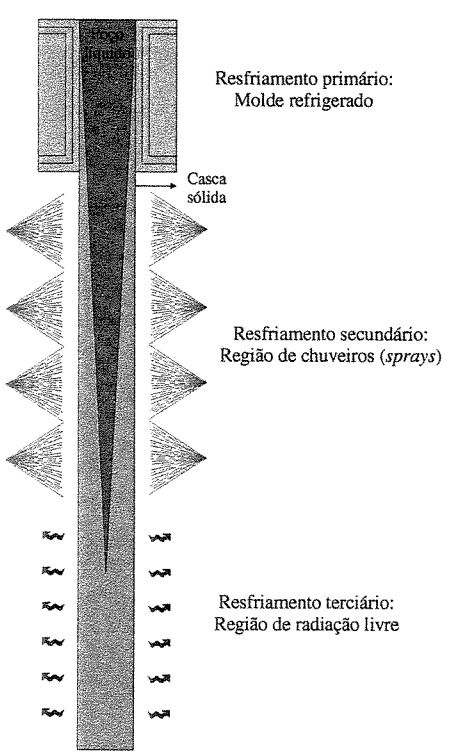


Figura 3.1 - Esquema ilustrando as três zonas de resfriamento do processo de lingotamento contínuo

3.1- Molde

A transferência de calor a partir da superfície do lingote na região do molde ocorre nas seguintes etapas: *[Lait, 1984]*

- condução através da casca sólida;
- condução através da camada de pó fluxante;
- condução e radiação através do *gap* que separa o molde do lingote;
- condução através da parede do molde;
- convecção na água de refrigeração;

A análise da transferência de calor no molde deve levar em conta todas as resistências térmicas envolvidas na passagem do fluxo de calor, desde o interior do lingote até a água de refrigeração, conforme mostra a Figura (3.2).

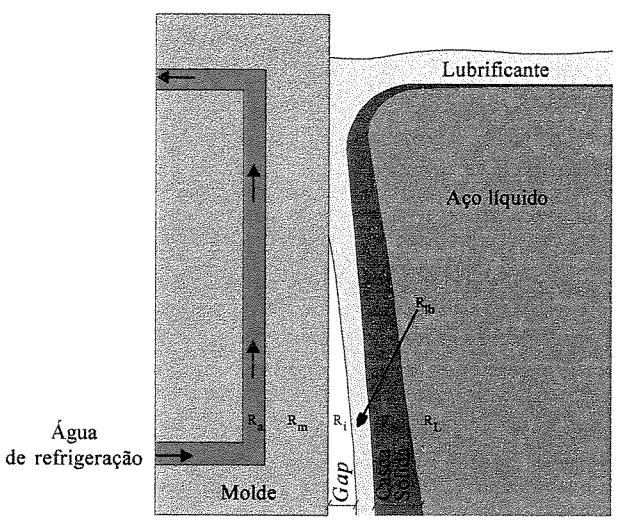


Figura 3.2 - Resistências térmicas do sistema aço/molde

onde:

R_a = resistência térmica da água;

R_m = resistência térmica do molde;

R_i = resistência térmica da interface metal/molde (*gap*);

R_{lub} = resistência térmica do lubrificante;

R_S = resistência térmica da casca sólida;

R_L = resistência térmica do aço líquido;

Estudos revelaram que a resistência térmica devida ao *gap* corresponde a cerca de 84% da resistência térmica total, enquanto a parede do molde e a água por 2 e 14%, respectivamente. *[Samarasekera, 1978]*

A resistência térmica da água (inverso do coeficiente de transferência de calor h_a) para condições de regime de convecção forçada pode ser calculada pela expressão: *[Samarasekera, 1982 A]*

$$h_a = 0{,}023.\frac{k_a}{D}.\left(\frac{\rho_a.V_a.D}{\mu_a}\right)^{0,8}.\left(\frac{c_a.\mu_a}{k_a}\right)^{0,4} \qquad \textbf{(3.1)}$$

ou

$$h_a = 0{,}023.\frac{k_a}{D}.(Re)^{0,8}.(Pr)^{0,4} \qquad \textbf{(3.2)}$$

sendo válida para 10000<Re<120000 e na ausência de nucleação de ebulição da água;

onde:

Re= número de Reynolds;
Pr= número de Prandtl;
ρ_a= densidade da água;
c_a= calor específico da água;
k_a= condutividade térmica da água;
μ_a= viscosidade da água;
V_a= velocidade da água;
D= largura do canal de refrigeração;

A resistência térmica R_m da parede de cobre do molde é dada por:

$$R_m = \frac{\delta_m}{k_m} \qquad \textbf{(3.3)}$$

onde:

δ_m = espessura do molde;
k_m = condutividade térmica do molde;

A avaliação precisa da resistência térmica R_i é bastante complexa devido à existência de duas grandes dificuldades. A primeira refere-se à determinação da evolução do *gap* ao longo do molde que está relacionado com diversos fatores inerentes ao processo, como:

- **Porcentagem de carbono no aço:** *[Wolf, 1981]* para aços com teor de carbono até 0,1%, verifica-se a ocorrência de aumento do *gap*, sendo seu valor máximo para 0,1% de C, devido à contração da casca sólida ser maior do que a pressão metalostática. Singh *[Singh, 1974]* trabalhando com uma velocidade de lingotamento de 21,2 mm/s, analisa o fluxo de calor médio na região do molde em função da porcentagem de carbono (até 1,7 %) contida no aço. Para concentrações até 0,1 %, o fluxo de calor

decai apresentando para esta concentração, o seu valor mínimo. Acima desta concentração, o fluxo de calor volta a elevar-se mantendo-se aproximadamente constante para concentrações acima de 0,25 %. Grill e Brimacombe *[Grill, 1976]* propuseram um mecanismo baseado na transformação de fase δ-γ para explicar esta observação. Estes autores compararam o aço 0.10% C com outros de maiores concentrações de carbono e notaram que o de 0,10% C sofre uma transformação no estado sólido mais intensa do que os outros, ocorrendo uma contração volumétrica de 0,38%. Este mecanismo é ilustrado pela Figura (3.3), mostrando as etapas de formação de um *gap* intermitente:

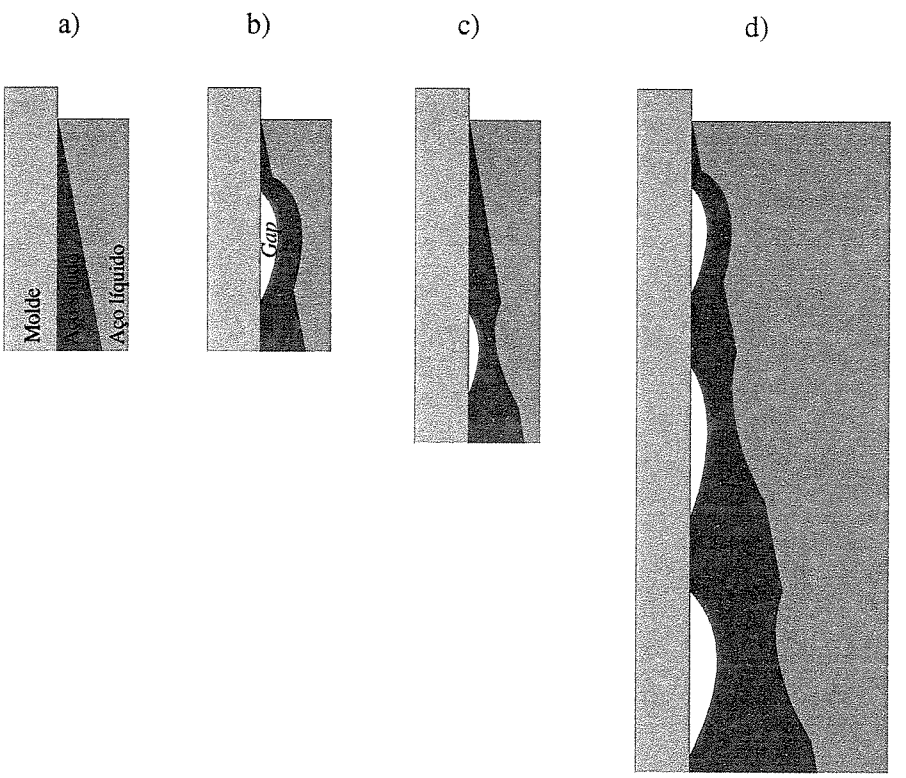


Figura 3.3 - Etapas de formação do *gap* intermitente devido à transformação δ-γ ***[Grill, 1976]***

a-b) Próximo à região do menisco, a superfície do lingote é resfriada o suficiente para permitir a transformação δ-γ. Esta transformação gera uma contração volumétrica que causa a formação de um *gap* localizado;

c) Com a diminuição da extração de calor no *gap*, ocorre o reaquecimento naquele local da casca sólida, provocando a diminuição da resistência mecânica até que a pressão metalostática a dobre em direção ao molde;

d) Na interface sólido/líquido, onde a transferência de calor é reduzida devido à presença do *gap*, a casca sólida é mais fina, dando um aspecto irregular à casca sólida;

- **Marcas na superfície do lingote devido ao movimento de oscilação do molde:** *[Mahapatra, 1991]* quanto maior for a marca devido à oscilação, maior é o valor do *gap* naquele local e portanto, a transferência de calor do lingote para o molde é menor, retardando a formação da casca solidificada;

- **Velocidade de lingotamento:** *[Mahapatra, 1991]* a redução da velocidade de lingotamento aumenta a profundidade das marcas na superfície do lingote devido ao movimento de oscilação do molde;

- **Efeito da distorção do molde:** *[Samarasekera, 1982 A]* a distorção do molde altera significantemente o valor do *gap* como ilustra a Figura (3.4). Mesmo em condições normais de operação do molde (sem distorção), nota-se pela Figura (3.4) que o *gap* varia também na direção transversal. Devido ao fluxo de calor bidimensional, o *gap* forma-se primeiramente na região dos cantos do lingote, reduzindo a transferência de calor nesta região. Com a evolução da solidificação, o *gap* avança em direção ao centro da face do lingote, mas devido à pressão metalostática, a espessura do *gap* no centro da face é menor do que o localizado no canto do lingote. *[Lait, 1984]*

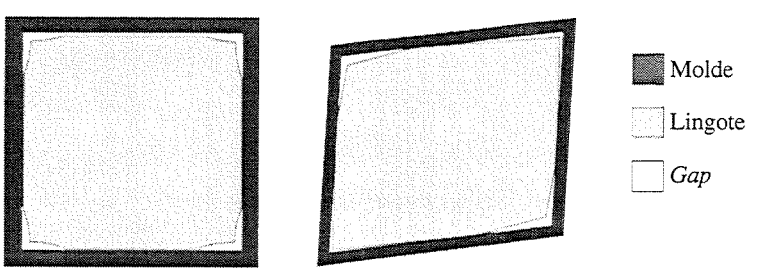


Figura 3.4 - Desenho esquemático mostrando o *gap* no sistema metal/molde (tarugo) para casos sem romboidade e com romboidade ***[Samarasekera, 1982 C]***

- **Rugosidade da superfície interna do molde**: *[Campos Filho, 1978]* o acabamento da superfície interna do molde muda o comportamento físico do *gap* devido a um escoamento específico do fluido do *gap* para cada tipo de acabamento.

A segunda dificuldade é relativa ao tipo de lubrificante utilizado: sob temperaturas elevadas, o lubrificante sofre decomposição, preenchendo o *gap* com gases cujas características físicas não são bem determinadas. Além destas dificuldades, existem outras decorrentes da dinâmica do equipamento de lingotamento contínuo, por exemplo, a contínua utilização do equipamento desgasta de forma diferenciada a superfície interna do molde provocando uma alteração progressiva no valor do *gap*, sendo que a correlação entre o *gap* formado e a proporção do desgaste não é uma condição trivial de ser obtida. Outro fator que pode influenciar a formação do *gap* é a ocorrência de desalinhamento dos rolos extratores abaixo do molde (rolo de pé).

A resistência térmica R_4 refere-se à camada de lubrificante ou pó fluxante, sendo expressa por:

$$R_{lb} = \frac{\delta_{lb}}{k_{lb}} \tag{3.4}$$

onde:

δ_{lb}= espessura da camada de lubrificante;

k_{lb}= condutividade térmica do lubrificante;

Scheel e outros *[Scheel, 1987]* analisaram diferentes tipos de pó fluxante relacionando sua influência com o fluxo de calor e com o *gap* formado.

Uma forma de contornar as dificuldades apontadas anteriormente, consiste em traduzir todas essas resistências através de uma resistência térmica global (resistência equivalente em série) que é dada por: (Figura 3.5)

$$R_g = \sum R = R_a + R_m + R_i + R_{lb} \tag{3.5}$$

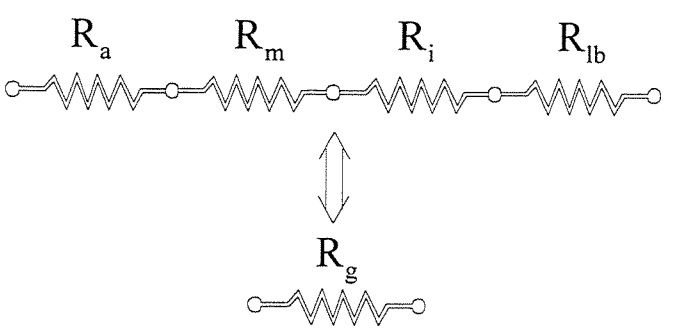


Figura 3.5 - Representação da resistência térmica global

A determinação do coeficiente global de transferência de calor (inverso da R_g) ao longo do molde é obtido em função das temperaturas envolvidas no sistema aço/molde, como: temperatura na superfície do lingote (T_{sup}), temperatura da água na entrada do circuito de refrigeração (T_{in}) temperatura da água na saída do circuito de refrigeração (T_{ex}), variação da temperatura da água dentro do circuito de refrigeração ($\Delta T = T_{ex} - T_{in}$), temperatura média da água ($\overline{T}_a$) bem como a vazão mássica ($\dot{m}$), área de contato da parede do molde com a água (A). Fazendo um balanço térmico a partir da hipótese que toda energia cedida pelo lingote é absorvida pela água de refrigeração:

$$h_g.A.(T_{sup} - \overline{T}_a) = \dot{m}.c_a.(T_{ex} - T_{in}) \tag{3.6}$$

Isolando h_g, obtém-se:

$$h_g = \frac{\dot{m}.c_a.(T_{ex} - T_{in})}{A.(T_{sup} - \overline{T}_a)} \tag{3.7}$$

Na prática, não se consegue a obtenção do valor de (T_{sup}) pois é impossível posicionar o termopar junto à superfície do lingote e acompanhar seu movimento descendente ao longo do molde. Assim, uma maneira de determinar os valores de (T_{sup}) na região do molde é através de um modelo matemático de solidificação. A validação do modelo matemático é comprovada com o valor numérico de (T_{sup}) na saída do molde em confronto com o valor experimental de (T_{sup}) medido neste ponto através de um pirômetro óptico.

Hills *[Hills, 1969]* propôs um modelo para a determinação de h_g, em função da posição no molde (z) através da seguinte expressão:

$$Q^* = \frac{\dot{m}_a.c_a.(T_{ex} - T_{in})}{(z.u.c_s.\rho_s.k_s)^{0,5}.T_S} \tag{3.8}$$

onde:

Q*= quantidade de calor (adimensional);
z= posição no molde em relação ao menisco;
u= velocidade de produção;
c_s= calor específico do metal lingotado no estado sólido;
ρ_s= densidade do metal lingotado no estado sólido;
k_s= condutividade térmica do metal no estado sólido;
T_s= temperatura solidus (°C);

$$z^* = \frac{h_g^2.z}{d_s.c_s.k_s.u}$$

Com auxílio do gráfico da Figura (3.6) são obtidos valores de h_g de acordo com a posição no molde (z).

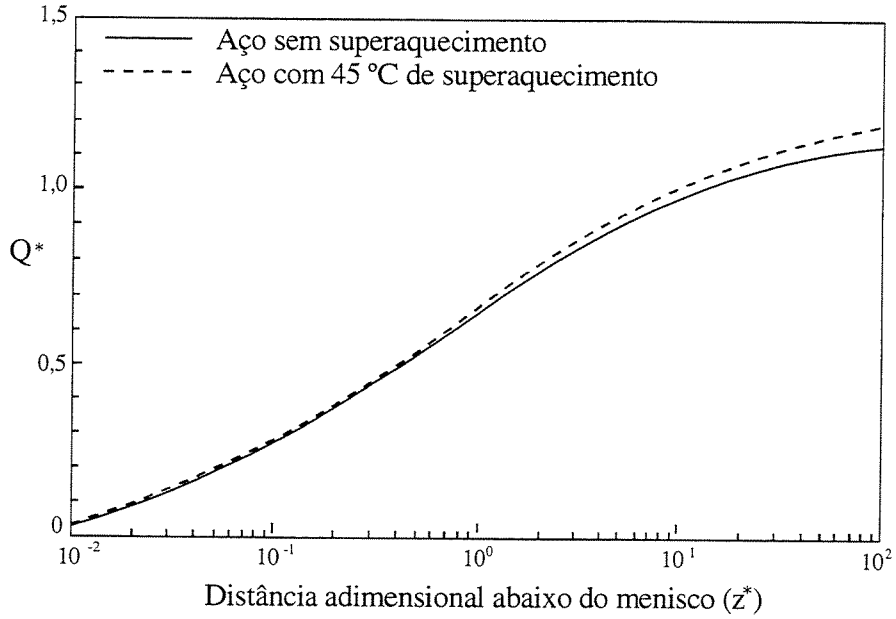


Figura 3.6 - Calor adimensional removido em função da posição adimensional no molde *[Hills, 1969]*

Uma abordagem semelhante à de Hills foi desenvolvida pelo grupo de pesquisas de Brimacombe *[Brimacombe, 1973]* para o cálculo de um $\bar{h}_g$ médio na extensão do molde:

$$h_g = 1{,}551.\left(\frac{l}{u_s.c_s.\rho_s.k_s}\right)^{0{,}141}.\left(\frac{\bar{q}}{T_s}\right)^{1{,}282} \qquad \textbf{(3.9)}$$

onde:

$\bar{h}_g$ dado em kcal/m².s.°C;
subíndice (s) = estado sólido;
l= comprimento útil do molde [m];
T_s= temperatura solidus [°C];
u= velocidade de produção [m/s];
c= calor específico [kcal/kg. °C];
k= condutividade térmica [kcal/m.°C.s];
ρ_s= densidade [kg/m³];
q= fluxo médio de calor no molde; [kcal/m²]

Alguns pesquisadores relacionaram o fluxo de calor com o tempo de residência (t_r) no molde com o objetivo de contornar o problema da complexa avaliação de h_g. A expressão de Savage e Pritchard *[Savage, 1954]* é utilizada em alguns modelos matemáticos, sendo dada por:

$$q = 64 - 8\sqrt{t_r} \qquad [\text{cal.cm}^{-2}.\text{s}^{-1}] \qquad \textbf{(3.10)}$$

Outra expressão foi determinada por Lait e outros *[Lait, 1974]* a partir de dados de diversos equipamentos de lingotamento contínuo (Figura 3.7):

$$q = 64 - 5{,}3\sqrt{t_r} \quad [\text{cal.cm}^{-2}.\text{s}^{-1}] \tag{3.11}$$

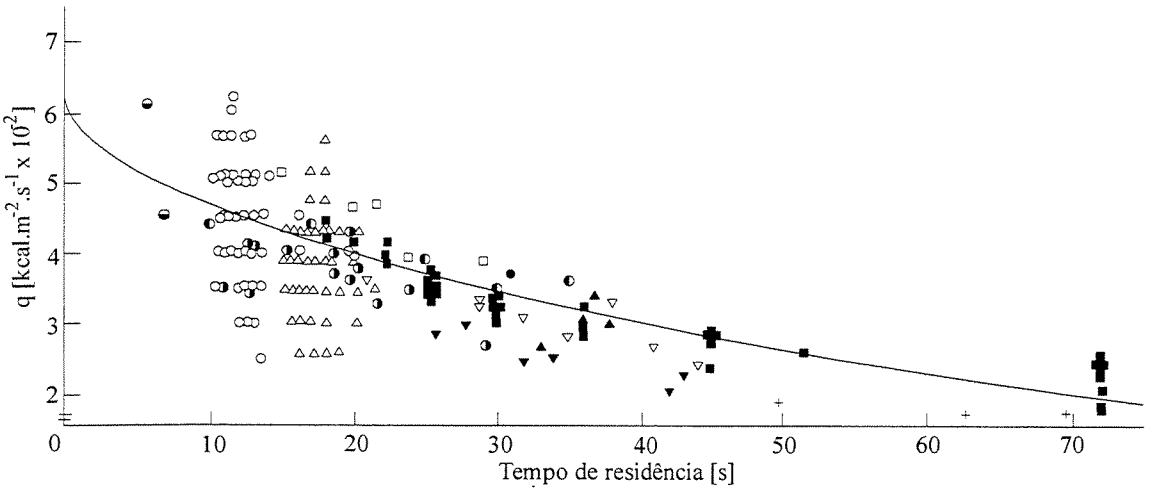


Figura 3.7 - Variação do fluxo de calor ao longo do molde em função do tempo de residência do lingote no molde. Os pontos experimentais de diferentes notações referem-se a distintas unidades industriais onde foram obtidos os dados experimentais ***[Lait, 1974]***

3.2 - Região Secundária de Resfriamento

A transferência de calor na segunda região de resfriamento é dada pelos seguintes mecanismos: *[Pinheiro, 1988]*

- radiação da superfície do lingote para o ambiente;
- convecção devido ao impacto do jato de água;
- transferência de calor por ebulição da água que escorre ao longo da superfície do lingote e se acumula sobre os rolos;
- condução devido ao contato da superfície do lingote com os rolos;
- convecção do ar que circunda o lingote, que pode ser desprezada em relação aos outros modos de transferência de calor;

Um estudo realizado por Hibbins e Brimacombe *[Hibbins, 1984]* em uma máquina de lingotamento de placas com cinco zonas de resfriamento, mostrou que a contribuição da transferência de calor devida ao impacto do jato de água foi de 61%, enquanto a radiação e a parcela devida ao contato do rolo e a convecção da água drenada, 17 e 22% respectivamente.

A segunda zona de resfriamento é dividida em regiões de chuveiros independentes entre si, possuindo uma redução gradual da taxa de resfriamento desde a primeira região de chuveiros até a última.

O fluxo de calor proporcionado por uma região de chuveiros é dada por:

$$q_c = h_c.A_c.(T_{sup} - T_a) \tag{3.12}$$

onde

h_c= coeficiente de troca de calor da região de chuveiros;
A_c= área da superfície do lingote em contato com a água;
T_a= temperatura da água;

Uma forma usual de expressar (h_c) é relacionando com a vazão de água ($\dot{m}$). A expressão genérica é dada por: *[Brimacombe, 1984]*

$$h_c \propto \dot{m}^n \tag{3.13}$$

onde $0,5 < n < 1$

O valor de (h_c) é influenciado por uma série de fatores como: tipo de bico de chuveiros, distância do bico à superfície do lingote, pressão da água, temperatura da água, temperatura da superfície do lingote e outros.

Uma série de relações é mostrada na Tabela (3.1), que foi compilada por Brimacombe e outros *[Brimacombe, 1984A]*. A maioria das relações foi obtida em laboratório a partir de placas quadradas de aço quentes resfriadas utilizando diversos tipos de bicos existentes no mercado. Dois tipos de experimentos foram realizados: um deles foi em regime transitório em que a placa quente é resfriada até uma certa temperatura; o outro foi realizado em regime permanente em que a placa é mantida a uma temperatura por resistência elétrica. O valor de (h_c) é calculado pela expressão, derivada da Equação (3.12):

$$h_c = \frac{q_c}{A_c.(T_{sup} - T_a)} \tag{3.13}$$

Mizikar *[Mizikar, 1970]* e Mitsutsuka *[Mitsutsuka, 1968]* analisaram a Temperatura de Leidenfrost, definida como a temperatura crítica da superfície do lingote abaixo do qual o coeficiente (h_c) aumenta seu valor rapidamente.

Apesar da existência das correlações entre (h_c) e a vazão de água apresentandas na Tabela (3.1), ressalta-se que a maioria foi obtida em laboratório, sendo que situações mais realistas no ambiente industrial, como representadas na Figura (3.8), constitui um problema complexo de ser representado fisicamente por modelos matemáticos para a determinação de (h_c). Alguns dos fenômenos de difícil quantificação é a acumulação de água na interface lingote/rolo e a taxa de retirada de calor do rolo refrigerado. Uma das formas de solucionar este problema é o posicionamento adequado de pirômetros ópticos para a obtenção da temperatura superficial do lingote, com o objetivo de alimentar o modelo matemático com estes dados.

Tabela 3.1 - Correlações entre h_c [kW/m².K] e $\dot{m}$ [l/m².s]*[Brimacombe, 1984A]*

Autor	Método	Correlação	Comentário
Mitsutsuka *[Mitsutsuka, 1968]*	- placa plana de aço carbono na posição horizontal resfriado nas duas faces; - temperatura inicial da placa: 930 °C; - experimento em regime transitório;	$h_c \propto \dot{m}^n.(1-b.T_a)$ $0,65 < n < 0,75$ $10 < \dot{m} < 10,3\ [l/m^2.s]$ $0,005 < b < 0,008$	- h_c aumenta com aumento de T_s; - para valores altos de $\dot{m}$, a temperatura de Leidenfrost é 500 °C;
Shimada e Mitsutsuka *[Shimada, 1966]*	Mesmo do anterior	$h_c = 1,57.\dot{m}^{0,55}.(1-0,0075.T_a)$	
Mizikar *[Mizikar, 1970]*	- placa vertical de aço inoxidável, resfriado somente em uma face; - temperatura inicial da placa: 1090 °C; - pressão da água: 69-620 kPa; - distância do chuveiro: 102-305 mm; - experimento em regime transitório;	$h_c = 0,0776.\dot{m}$ $(a\ 276\ kPa)$ $h_c = 0,1.\dot{m}$ $(a\ 620\ kPa)$ $0 < \dot{m} < 20,3\ [l/m^2.s]$	- efeito da radiação é desconsiderado; - h_c aumenta com o aumento de T_s; - temperatura de Leidenfrost: 550 °C
Muller e Jeschar *[Muller, 1973]*	- placa de aço vertical eletricamente aquecida e resfriada nas duas faces; - bicos cônicos e planos - experimento em regime permanente; - distância do chuveiro: 100-200 mm; - pressão > 1100 kPa; - velocidade da água 10-35 m/s; - temperaturainicial da placa: 700-1200 °C; - diâmetro do bico 0,8-3,3 mm	$h_c = 0,01.u + (0,107 + 0,0068.u).\dot{m}$ $0,3 \le \dot{m} \le 9,0\ [l/m^2.s]$ $11 \le u \le 32\ [m/s]$	- efeito da radiação desconsiderado; - h_c não depende da distância do bico à superfície do lingote;não depende do tipo de bico; - h_c pouco afetado por T_s;
Ishiguno e outros *[Ishiguno, 1974]*	Equação de Mitsutsuka	$h_c = 0,581.\dot{m}^{0,451}.(1-0,0075.T_a)$	
Nozaki e outros *[Nozaki, 1978]*	- Equação de Shimada e Mitsutuska com ajuste empírico de a partir de medidas industriais	$h_c = \frac{1,57.\dot{m}^{0,55}.(1-0,0075.T_a)}{\alpha}$ α=4	
Bolle e Moureu *[Bolle, 1976, 1979]*	- placa horizontal de aço inoxidável, eletricamente aquecida em uma das faces; - T_s: 600-1100 °C; - ventiladores de pulverização; - experimento em regime permanente;	$h_c = 0,423.\dot{m}^{0,556}$ $1 < \dot{m} < 71$ $627 < T_{sup} < 927[°C$ T_{sup} = temperatura superficial do lingote $h_c = 0,360.\dot{m}^{0,556}$ $0,8 < \dot{m} < 2,5$ $727 < T_{sup} < 1027[°C]$	- jateamento no sentido descendente e efeito da radiação é desconsiderado; - jateamento no sentido ascendente e efeito da radiação é desconsiderado;
Sasaki e outros *[Sasaki, 1979]*	- placa vertical de aço inoxidável e resfriados nas duas faces; - experimento em regime permanente; - distância do bocal:100-500 mm	$h_c = 708.\dot{m}^{0,75}.T_{sup}^{-1,2} + 0,116$ $1,67 < \dot{m} < 41,7$ $700 < T_{sup} < 1200\ [°C]$	- h_c diminui com o aumento de T_a; - efeito da pressão da água, do tipo de bico e posição do mesmo são desprezíveis;

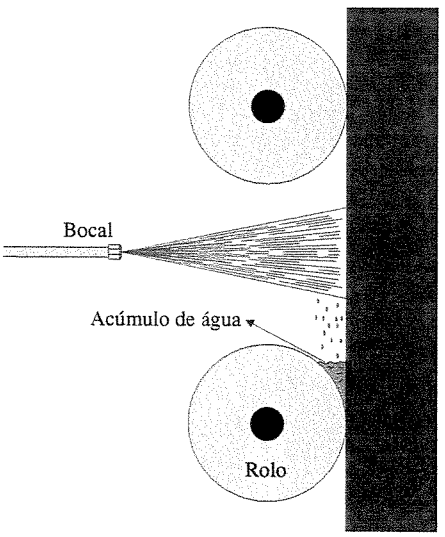


Figura 3.8 - Desenho esquemático mostrando os elementos envolvidos na transferência de calor da região de chuveiros ***[Hibbins, 1984]***

3.3 - Resfriamento por Radiação e Convecção Livres *[Santos, 1997]*

Depois de sair da região de chuveiros, o lingote está sujeito à última região de resfriamento, onde a transferência de calor ocorre por radiação e convecção livres. O coeficiente de transferência de calor do ambiente (h_{amb}) é constituído pela combinação de duas componentes:

$$h_{amb} = h_{rad} + h_{conv} \tag{3.14}$$

onde:

h_{rad} = coeficiente de transferência de calor por radiação;

h_{conv} = coeficiente de transferência de calor por convecção;

A parcela radiativa é expressa por:

$$h_{rad} = \sigma.\varepsilon.\left(T_{sup} + T_{amb}\right).\left(T_{sup}^{\ 2} + T_{amb}^{\ 2}\right) \tag{3.15}$$

onde

T_{amb} = temperatura ambiente

ε = emissividade radioativa (=0,8 para o aço) *[Holman, 1983]*

σ = constante de Stefan-Boltzmann (= $5{,}67 \cdot 10^{-8}$ W/m^2.K^4)

A parcela convectiva é expressa relacionando-se com o número de Nusselt (Nu):

$$h_{conv} = \frac{k_f.Nu}{\chi} \tag{3.16}$$

onde

χ= dimensão que se refere à distância percorrida pelo fluido de refrigeração ao passar pela superfície do corpo [m];

k_f= condutividade térmica do fluido;

sendo o número de Nusselt expresso por:

$$Nu = F_c.C_e.(Gr.Pr)^{ep} \tag{3.17}$$

onde

Gr= número de Grashof;

Pr= número de Prandtl;

C_e, ep= constantes experimentais dependentes da geometria do lingote;

F_c= fator corretivo;

O Número de Grashof é expresso por:

$$Gr = \frac{g.\gamma.\rho^2.\chi^3.(T_s - T_0)}{\mu^2} \tag{3.18}$$

sendo

g= aceleração da gravidade;

γ= coeficiente de expansão térmica volumétrica, que pode ser aproximado para $1/T_0$ para gases;

ρ_{ar}= densidade do ar;

μ_{ar}= viscosidade do ar;

O Número de Prandtl é expresso por:

$$Pr = \frac{\mu.c}{k} \tag{3.19}$$

Dependendo do tipo de lingote produzido, os valores de (C_e), (ep) e (F_c) variam conforme a geometria e posição do lingote. As Tabela (3.3) e (3.4) mostram os valores de (C_e), (ep) e (F_c) de acordo com a orientação da face em análise (vertical ou horizontal) e de acordo com o fluxo (laminar ou turbulento).

Tabela 3.2 - Parâmetros de cálculo para face na posição vertical

Fluxo	C_e	ep	F_c
laminar	0,8	1/4	$\left[1+\left(1+\frac{1}{\sqrt{Pr}}\right)^2\right]^{-\frac{1}{4}}$
turbulento	0,0246	2/5	$\left[\frac{Pr^{\frac{1}{6}}}{1+0{,}494.Pr^{\frac{2}{3}}}\right]^{\frac{2}{5}}$

Tabela 3.3 - Parâmetros de cálculo para face na posição horizontal

Fluxo	C_e	ep	F_C
laminar	0,54	1/4	1
turbulento	0,14	1/3	1

Capítulo 4

Desenvolvimento de um modelo matemático para análise da solidificação no processo de Lingotamento Contínuo

Antes do advento dos computadores, os modelos matemáticos de simulação do fenômeno da solidificação no processo de lingotamento contínuo eram baseados em técnicas analíticas e abordagens experimentais. Na década de 80, a informática iniciou seu desenvolvimento acelerado com a criação de microprocessadores mais velozes e possantes, juntamente com periféricos de armazenamento de dados de grande capacidade e de rápido acesso de leitura. A aplicação de modelos matemáticos baseados em técnicas numéricas aumentou desde então, utilizando como ferramenta de cálculo o computador e linguagens de programação cada vez mais próximas da linguagem humana. Dois dos métodos numéricos mais explorados por centros de pesquisa são o método dos elementos finitos (M.E.F.) e o método das diferenças finitas (M.D.F.). A utilização do M. D. F. tem crescido na modelagem da solidificação em processos de lingotamento contínuo de blocos, tarugos e placas, devido a suas geometrias simples. *[Tieu, 1997]*

4.1 - A Equação Geral da Condução de Calor *[Incropera, 1990]*

A equação básica de todos os modelos de solidificação é a Equação Geral da Condução de Calor:

$$\rho\, c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(k(x)\frac{\partial T}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(k(y)\frac{\partial T}{\partial y}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(k(z)\frac{\partial T}{\partial z}\right) + \dot{q} \qquad \textbf{(4.1)}$$

onde

k= Condutividade térmica;
c= Calor específico;
ρ= Densidade;
$\dot{q}$ = Geração de calor;
T= Temperatura;
t= Tempo;
x, y, z = Coordenadas cartesianas;

Devido às altas velocidades de lingotamento e às altas taxas de retirada de calor nas faces laterais do lingote (na direção x e y) pelo molde, região de chuveiros, rolos refrigerados e região de radiação, o fluxo de calor na direção de extração (eixo z) é pequeno em relação à direção (x) e (y), podendo ser desprezado *[Lally, 1990]*. O sistema tridimensional passa a ser bidimensional e a Equação (4.1) é reescrita como:

$$\rho.c.\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(k(x).\frac{\partial T}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(k(y).\frac{\partial T}{\partial y}\right) + \dot{q} \qquad \textbf{(4.2)}$$

A simetria do lingote permite que somente a quarta parte de sua face normal à direção de lingotamento (z) seja a área de controle, como ilustra a Figura (4.1), para o caso de lingotamento de tarugo. Fisicamente, interpreta-se o problema como se a área de controle transladasse na direção de lingotamento na mesma velocidade que a de produção e com as condições de fronteira se alterando por onde for passando.

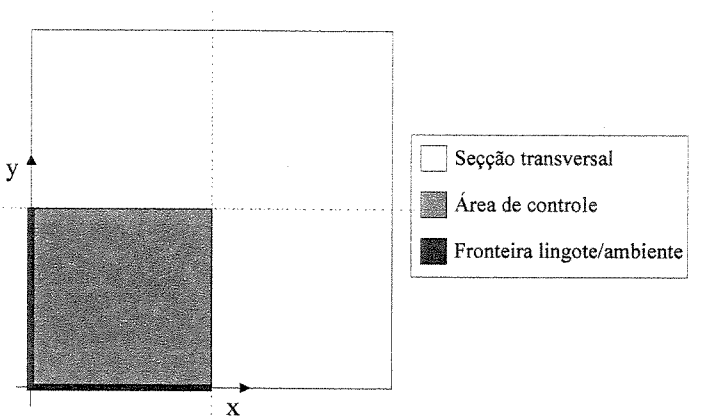


Figura 4.1 - Secção transversal do tarugo indicando a área modelada matematicamente

Existem duas formas de modelar a liberação do calor latente: pela modificação do calor específico ou pela entalpia.

O termo $\dot{q}$ (geração de calor na mudança de fase) é dada por: *[Tieu, 1997]*

$$\dot{q} = -\delta H.\frac{\partial f_L}{\partial t} \qquad \textbf{(4.3)}$$

onde H= Entalpia do processo;

$\frac{\partial f_L}{\partial t}$ = Variação da fração líquida em função do tempo;

A fração sólida é expressa por:

$$f_s = 1 - f_L \tag{4.4}$$

Assumindo que o valor do calor específico no estado sólido e líquido da liga são bastante próximos, pode-se ter a seguinte aproximação:

$$\delta H \cong \rho . L \tag{4.5}$$

onde L= calor latente de fusão;

Aplicando as Equações (4.5) e (4.4) em (4.3), tem-se:

$$\dot{q} = \rho . L . \frac{\partial f_s}{\partial t} \tag{4.6}$$

Substituindo a Equação (4.6) em (4.2): *[Hong, 1983]*

$$\rho . c' . \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(k(x) . \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(k(y) . \frac{\partial T}{\partial y} \right) \tag{4.7}$$

onde o termo (c') pode ser interpretado como um pseudo calor específico expresso por:

$$c' = c_p - \rho L . \frac{\partial f_S}{\partial T} \tag{4.8}$$

sendo

$$c_p = (1 - f_L) . c_s + f_L . c_L \tag{4.9}$$

onde os subscritos *S*, *L* e *p* representam as fases sólida, líquida e pastosa respectivamente e f_L corresponde ao volume de fração líquida local. *[Voller, 1991]*

A entalpia pode ser função de várias variáveis como temperatura, concentração, taxa de resfriamento, etc. Entretanto, a entalpia pode ser bem representada somente em função da temperatura:

$$H = \int c_P . \partial T + \rho L (1 - f_s) \tag{4.10}$$

Derivando a Equação (4.10) em relação à temperatura e multiplicando por $\frac{\partial T}{\partial t}$, obtém-se:

$$\frac{\partial H}{\partial t} = c_P . \frac{\partial T}{\partial t} - \rho L . \frac{\partial f_s}{\partial t} \tag{4.11}$$

Substituindo a Equação (4.11) em (4.7):

$$\rho.\frac{\partial H}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(k(x).\frac{\partial T}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(k(y).\frac{\partial T}{\partial y}\right) \qquad \textbf{(4.12)}$$

A Equação (4.12) é a Equação Geral da Condução de Calor expressa em função da entalpia.

Thomas e outros *[Thomas, 1987]* consideram a liberação de calor latente como uma função linear entre a temperaturas liquidus (T_{liq}) e temperatura solidus (T_{sol}). A Figura (4.2) ilustra várias funções de entalpia em função da temperatura. As temperaturas (T_{liq}) e (T_{sol}) são estimadas por correlações empíricas de acordo com a composição do aço:

$$\begin{aligned} T_{liq} = {} & 1537 - 88.(\%\ C) - 25.(\%\ S) - 5.(\%Cu) - 8.(\%Si) \\ & - 5.(\%\ Mn) - 2.(\%\ Mo) - 4.(\%\ Ni) - 1{,}5.(\%\ Cr) \\ & - 18.(\%\ Ti) - 2.(\%\ V) - 30.(\%\ P) \end{aligned} \qquad \textbf{(4.13)}$$

$$\begin{aligned} T_{sol} = {} & 1535 - 200.(\%\ C) - 12{,}3.(\%\ Si) - 6{,}8.(\%\ Mn) - 124{,}5.(\%\ P) \\ & - 183{,}9.(\%\ S) - 4{,}3.(\%\ Ni) - 1{,}4.(\%\ Cr) - 4{,}1.(\%\ Al) \end{aligned} \qquad \textbf{(4.14)}$$

Siegel *[Siegel, 1978]* formula um modelo analítico complexo para analisar o avanço da frente de solidificação no processo de lingotamento contínuo de placas, empregando variáveis complexas e a formulação integral de Cauchy.

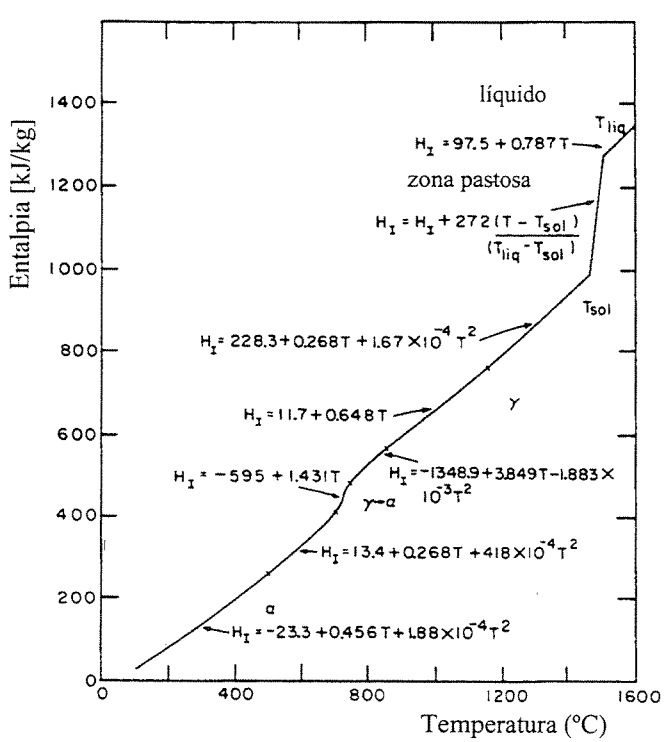


Figura 4.2 - Funções de entalpia para aços ***[Thomas, 1987]***

4.2 - Determinação da Fração Sólida

Com o resfriamento do metal líquido até a zona pastosa, inicia-se o crescimento dendrítico, sendo caracterizado no modelo matemático pela fração sólida. Várias formulações para o cálculo da fração sólida foram determinadas por pesquisadores para cada condição de solidificação. A fração sólida pode ser expressa por parâmetros como concentração e temperatura da liga. Entretanto, como o modelo matemático constitui-se em mapeamento térmico, é interessante que a fração sólida seja expressa em função da temperatura.

O comportamento da solidificação pode ser descrito pela *Regra da alavanca [Kurz, 1992]* quando se considera o equilíbrio termodinâmico do sistema, ou seja, a composição química permanece uniforme dentro de cada fase onde há completa difusão de soluto tanto na fase sólida quanto na fase líquida. A fração sólida segundo a *Regra da alavanca* é dada por:

$$f_s = \left(\frac{1}{1-k'}\right).\left(\frac{T_L - T}{T_f - T}\right) \tag{4.15}$$

onde T_f= temperatura de fusão do solvente;

k' é o coeficiente de redistribuição do soluto expresso pela relação entre a concentração de soluto no sólido e a concentração de soluto no líquido:

$$k' = \frac{C_S}{C_L} \tag{4.16}$$

A *Equação de Scheil [Scheil, 1942]* é a mais adequada em situações que a difusão de retorno do soluto no sólido pode ser desprezada e a ação da convecção no metal líquido assegura a completa mistura do soluto (concentração uniforme):

$$f_S = 1 - \left(\frac{T_f - T}{T_f - T_L}\right)^{\frac{1}{k'-1}} \tag{4.17}$$

Em casos de existência da solução sólida intersticial, a hipótese de não haver difusão de retorno de soluto no sólido não pode ser mais assumida. Devido à elevada mobilidade atômica do soluto intersticial, é necessário quantificar as modificações do perfil de concentração de soluto em cada instante, levando-se em conta a difusão de retorno no sólido formado. Brody e Flemings *[Brody, 1966]* propuseram a solução que leva em consideração a difusão no estado sólido, representada por:

$$f_s = \frac{1}{1-2.\alpha.k'}.\left[1 - \left(\frac{T_f - T}{T_f - T_L}\right)\right]^{\frac{1-2.\alpha.k'}{k'-1}} \tag{4.18}$$

onde:

$$\alpha = \frac{D_S.t_{SL}}{\lambda^2} \tag{4.19}$$

D_s= Difusidade do soluto no sólido;
t_{SL}= Tempo local de solidificação;
λ= Espaçamento interdendrítico local

Se 'α' da Equação (4.19) tende a zero, esta aproxima-se da Equação de Scheil, entretanto ,quando a difusão no sólido é completa (α tendendo ao infinito), a composição de soluto no sólido deve se aproximar da equação de equilíbrio (Regra da Alavanca). Quando 'α= 1/2', a Equação (4.18) coincide com a equação de equilíbrio.

Clyne e Kurz *[Clyne, 1981]* propuseram uma modificação da *Solução de Brody e Flemings* de modo a satisfazer toda faixa de 'α' (0 ao infinito). As expressões formuladas por Clyne e Kurz são:

$$f_S = \frac{1}{1-2.\alpha'.k'} - \left(1-\frac{T_f - T}{T_f - T_L}\right)^{\frac{1-2.\alpha'.k'}{k'-1}} \tag{4.20}$$

onde

$$\alpha' = \alpha\left[1-\exp\left(-\frac{1}{\alpha}\right)\right] - \frac{1}{2}.\exp\left(-\frac{1}{2.\alpha}\right) \tag{4.21}$$

4.3 - Condutividade Térmica

Voller e Swaminathan *[Voller-1991]* definem a condutividade térmica (k) da fase pastosa da liga, a partir da ponderação das constantes sólida e líquida:

$$k_p = (1-f_L).k_s + f_L.k_L \tag{4.22}$$

Outros autores *[Lait, 1974; Mizikar, 1984]* denotaram a dependência da condutividade térmica do aço com a temperatura através de funções lineares do tipo:

$$k = a + b.T \tag{4.23}$$

onde a e b = constantes

Para o caso de lingotamento contínuo, o valor de 420 W/m.K é atribuído à condutividade térmica do aço líquido na região do molde e nas primeiras regiões de chuveiros, com o objetivo de se levar em conta o efeito da convecção no poço líquido *[Brimacombe, 1984B]*. Davies e outros *[Davies, 1984]*

utilizam a condutividade térmica efetiva (k_{eff}) cujo valor é sete vezes maior que a condutividade térmica do líquido (k_L). Entretanto, o valor de k_{eff} pode variar de 5 a 10 vezes do valor da condutividade térmica do líquido. O exato valor de k_{eff} tem um pequeno efeito sobre a espessura da casca sólida do lingote na saída do molde, porque o superaquecimento imposto é normalmente uma pequena parcela se comparado com o calor latente liberado *[Brimacombe, 1984C]*.

Um abordagem alternativa para incorporar o efeito da convecção do líquido na zona pastosa, consiste em definir o k_{eff} em função da fração líquida: *[Davies, 1984]*

$$k_{eff} = k_L.\left(1 + 6.f_L^2\right) \tag{4.24}$$

4.4 - O Método das Diferenças Finitas (M. D. F.)

No Método das Diferenças Finitas, o lingote é acoplado por uma malha formada por elementos discretos de lados Δx e Δy, e o tempo é dividido em intervalos Δt. De acordo com este método, cada elemento possui uma temperatura uniforme em seu interior. A equação diferencial da condução de calor é substituída por outra equivalente, porém aproximada, que pode ser obtida através da Série de Taylor ou do balanço de energia. Dependendo da maneira em que os termos de diferenças finitas são derivados, diferentes formas de equações de diferenças finitas são obtidas. Em todos os casos, o objetivo da formulação das diferenças finitas é o mesmo: a partir do conhecimento das temperaturas de todos os elementos, calcula-se novas temperaturas no próximo intervalo de tempo Δt.

4.4.1- Formação da Malha do M.D.F. *[Incropera, 1990]*

O procedimento de formação da malha constitui em dividir o meio físico em regiões de diferenças finitas e atribuir a cada uma delas um ponto de referência, denominado ponto nodal, situado no interior do elemento de malha como mostra a Figura (4.3) para o sistema bidimensional e a Figura (4.4) para o sistema unidimensional. As localizações nas direções x e y são representadas pelos índices i e j respectivamente.

Para o estudo de um sistema unidimensional, não é necessário que todos os elementos sejam analisados, mas somente uma região como destaca a Figura (4.4) para um sistema metal/molde de solidificação unidirecional.

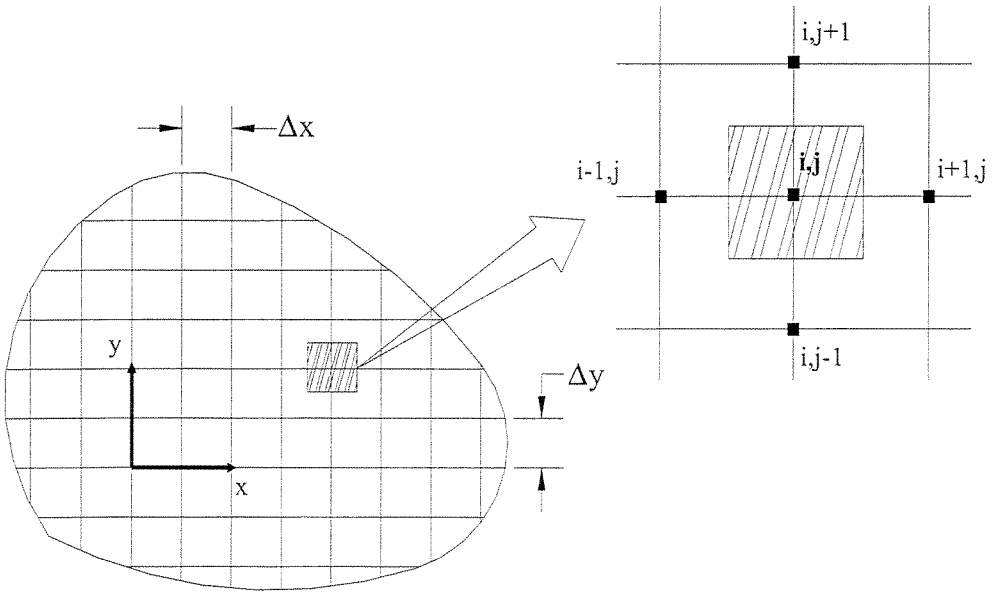


Figura 4.3 - Representação da malha de nós num sistema bidimensional

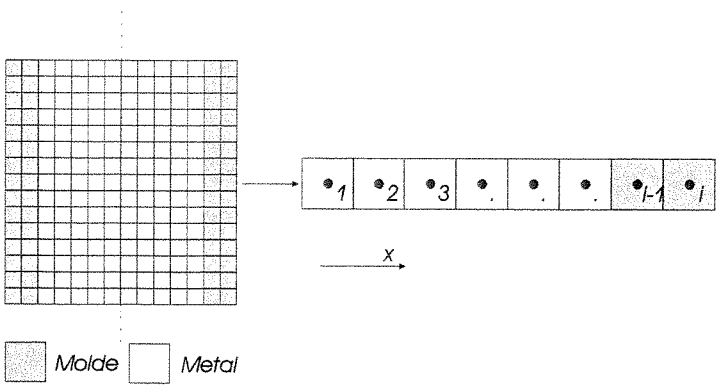


Figura 4.4- Representação da malha de nós num sistema unidimensional

4.4.2- A Expansão de Taylor para o Método de Diferenças Finitas *[Munem, 1982]*

Seja (f) uma função que possui derivadas $f(n)$ de ordem ($n \geq 1$) num intevalo aberto (I) e seja (a) um número fixo em (I). O polinômio de Taylor do m-ésimo grau da função (f) em (a) é a função polinomial (P_n) definida por:

$$P_m(x) = f(a) + \frac{f'(a)}{1!}(x-a) + \frac{f''(a)}{2!}(x-a)^2 + \frac{f'''(a)}{3!}(x-a)^3 + \ldots + \frac{f^{(n)}(a)}{m!}(x-a)^m \qquad \textbf{(4.25)}$$

O aspecto mais importante do polinômio de Taylor (P_n) de uma função f em a é : $P_n(x) \approx f(x)$ para (x) próximo de (a) e (m) suficientemente grande.

Seja a função $T(x)$, deseja-se determinar $T(i+\Delta x)$ e $T(i-\Delta x)$, onde (i) é um ponto genérico no eixo (x).

Para a = i tem-se:

$$T(i+\Delta x) = T(i) + \Delta x \frac{\partial T(i)}{\partial x} + \frac{\Delta x^2}{2!}\frac{\partial T^2(i)}{\partial x^2} + \ldots + \frac{\Delta x^m}{m!}\frac{\partial T^m(i)}{\partial x^m} \qquad \textbf{(4.26)}$$

$$T(i-\Delta x) = T(i) - \Delta x \frac{\partial T(i)}{\partial x} + \frac{\Delta x^2}{2!}\frac{\partial T^2(i)}{\partial x^2} + \ldots + (-1)^m \frac{\Delta x^m}{m!}\frac{\partial T^m(i)}{\partial x^m} \qquad \textbf{(4.27)}$$

Truncando a série dada na Equação (4.26) no termo de segunda ordem, tem-se:

$$T(i+\Delta x) = T(i) + \Delta x \frac{\partial T(i)}{\partial x} + E(\Delta^2) \qquad \textbf{(4.28)}$$

onde $E(\Delta^2)$ representa o erro devido ao truncamento no termo de segunda ordem.

Considerando $E(\Delta^2)=0$ e expressando a Diferença Finita de Avanço:

$$\frac{\partial T(i)}{\partial x} \approx \frac{T(i+\Delta x) - T(i)}{\Delta x} \qquad \textbf{(4.29)}$$

A Diferença Finita de Avanço pode ser visualisada pela Figura (4.5) como a derivada de uma função num ponto (i). O nome *Diferença Finita de Avanço* deve-se ao fato de que a tangente no ponto (i) envolve o ponto (i+Δx).

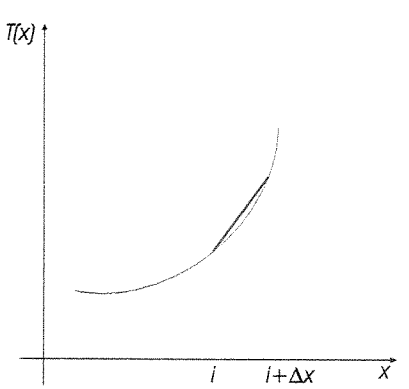


Figura 4.5 - Representação geométrica da Diferença Finita de Avanço

De forma semelhante, obtem-se pela Equação (4.27), a Diferença Finita de Retorno:

$$\frac{\partial T(i)}{\partial x} \approx \frac{T(i) - T(i - \Delta x)}{\Delta x} \tag{4.30}$$

Analogamente, o nome *Diferença Finita de Retorno* deve-se ao fato de que a tangente no ponto (i) envolve o ponto (i-Δx), como mostra a Figura (4.6).

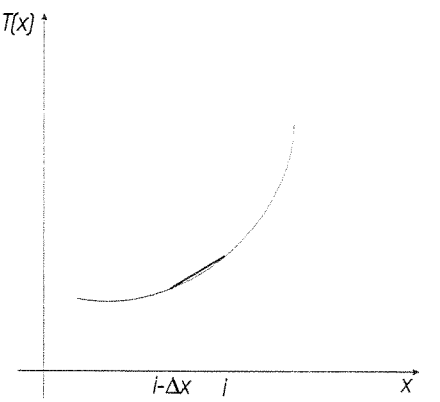


Figura 4.6 - Representação geométrica da Diferença Finita de Retorno

Subtraindo a Equação (4.27) da (4.26) e considerando $E(\Delta^3)$ =0, obtem-se a Diferença Finita Central:

$$\frac{\partial T^2(i)}{\partial x^2} \approx \frac{[T(i + \Delta x) - T(i - \Delta x)]}{2.\Delta x} \tag{4.31}$$

Analogamente, o nome *Diferença Finita Central* deve-se ao fato que a tangente no ponto (i) envolve o ponto (i+Δx) e o ponto (i-Δx) como mostra a Figura (4.7).

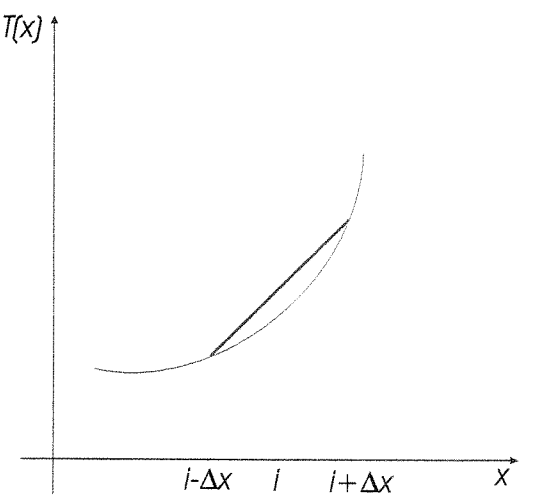


Figura 4.7 - Representação geométrica da Diferença Finita Central

Para um sistema bidimensional, as Equações (4.29), (4.30) e (4.31) são escritas no seguinte formato, bastando inserir a coordenada y, representada por 'j':

$$\left.\frac{\partial T}{\partial x}\right|_{i,j} \approx \frac{T_{i+1,\,j} - T_{i,\,j}}{\Delta x} \tag{4.32}$$

$$\left.\frac{\partial T}{\partial x}\right|_{i,j} \approx \frac{T_{i,\,j} - T_{i-1,\,j}}{\Delta x} \tag{4.33}$$

$$\left.\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}\right|_{i,j} \approx \frac{T_{i+1,j} - 2.T_{i,j} + T_{i-1,j}}{(\Delta x)^2} \tag{4.34}$$

De forma semelhante, para as derivadas em relação a 'y' tem-se:

$$\left.\frac{\partial T}{\partial y}\right|_{i,j} \approx \frac{T_{i,\,j+1} - T_{i,\,j}}{\Delta y} \tag{4.35}$$

$$\left.\frac{\partial T}{\partial y}\right|_{i,j} \approx \frac{T_{i,\,j} - T_{i,\,j-1}}{\Delta y} \tag{4.36}$$

$$\left.\frac{\partial^2 T}{\partial y^2}\right|_{i,j} \approx \frac{T_{i,j+1} + T_{i,j-1} - 2T_{i,j}}{(\Delta y)^2} \tag{4.37}$$

onde:

$$T_{i+1,j} = T(i + \Delta x, j) \tag{4.38}$$

$$T_{i-1,\,j} = T(i - \Delta x, j) \tag{4.39}$$

$$T_{i,\,j} = T(i, j) \tag{4.40}$$

$$T_{i,\,j+1} = T(i, j + \Delta y) \tag{4.41}$$

$$T_{i,\,j-1} = T(i, j - \Delta y) \tag{4.42}$$

Aproximando $\frac{\partial T}{\partial t}$ pela diferença finita de avanço para um ponto genérico *i,j*:

$$\left.\frac{\partial T}{\partial t}\right|_{i,\,j} = \frac{T_{i,j}^{n+1} + T_{i,j}^{n}}{\Delta t} \tag{4.43}$$

O índice *n* é usado para denotar a dependência da temperatura ao tempo ($t = n.\Delta t$) e $\frac{\partial T}{\partial t}$ é expresso em termos da diferença de temperatura associada com o tempo posterior ($n+1$) e anterior (n).

4.4.3- O Modo Explícito do M.D.F.

Para material isotrópico, k(x)=k(y)=k, reescreve-se a Equação (4.7) na forma:

$$\frac{1}{a}\frac{\partial T}{\partial t}=\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}+\frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \tag{4.44}$$

onde a é a difusividade térmica do material

para o caso de solidificação de metal puro ou liga eutética $a=\frac{k}{\rho.c}$

para o caso de solidificação de ligas $a=\frac{k}{\rho.c'}$

Substituindo as Equações (4.34), (4.37) e (4.43) na Equação (4.44), a forma da equação de diferenças finitas para um nó i,j é:

$$\frac{1}{a}\frac{T_{i,j}^{n+1}-T_{i,j}^{n}}{\Delta t}=\frac{T_{i+1,j}^{n}+T_{i-1,j}^{n}-2T_{i,j}^{n}}{(\Delta x)^2}+\frac{T_{i,j+1}^{n}+T_{i,j-1}^{n}-2T_{i,j}^{n}}{(\Delta y)^2} \tag{4.45}$$

Resolvendo para um tempo posterior (n+1) e assumindo Δx=Δy:

$$T_{i,j}^{n+1}=Fo\left(T_{i+1,j}^{n}+T_{i-1,j}^{n}+T_{i,j+1}^{n}+T_{i,j-1}^{n}\right)+(1-4Fo)T_{i,j}^{n} \tag{4.46}$$

onde Fo é uma forma de diferença finita do número de Fourier: $Fo=\frac{a\Delta t}{(\Delta x)^2}$

As Equações (4.45) e (4.46) são explícitas porque as temperaturas nodais $T_{i,j}^{n+1}$ são determinadas somente se os valores das temperaturas nodais anteriores $T_{i,j}^{n}$ são conhecidos. Neste sentido, a temperatura em cada nó deve ser conhecida em $t=0$ pelas condições iniciais, e os cálculos iniciam-se em $t=\Delta t$, isto é, n=1. Determinadas as temperaturas em $t=\Delta t$, segue-se o cálculo em $t=2.\Delta t$, isto é $n=2$, para cada nó. Assim, a distribuição da temperatura no regime transitório é obtida para cada intervalo Δt.

O valor de Δt não deve ser escolhido arbitrariamente, pois é preciso verificar o critério de estabilidade, específico ao modo de trabalho explícito, onde:

Fo $\leq\frac{1}{4}$ para o sistema bidimensional, ou seja: $\boxed{\Delta t\leq\frac{\Delta x^2}{4a}}$

4.4.4- O Modo Implícito do M.D.F.

A forma implícita da equação de diferenças finitas é obtida utilizando a Equação (4.43) para aproximar a derivada temporal, e todas as temperaturas são determinadas no tempo posterior (n+1). Este procedimento denomina-se formulação por diferenças de retorno, porque a derivada em relação ao tempo é retrógrada no tempo para a condução de calor no ponto nodal. Em contraste com a Equação (4.45), a forma implícita da equação de diferença finita para o nó num sistema bidimensional é:

$$\frac{1}{a}\frac{T_{i,j}^{n+1}-T_{i,j}^{n}}{\Delta t}=\frac{T_{i+1,j}^{n+1}+T_{i-1,j}^{n+1}-2T_{i,j}^{n+1}}{(\Delta x)^2}+\frac{T_{i,j+1}^{n+1}+T_{i,j-1}^{n+1}-2T_{i,j}^{n+1}}{(\Delta y)^2} \qquad \textbf{(4.47)}$$

Rearranjando e assumindo Δx=Δy:

$$(1+4Fo)T_{i,j}^{n+1}-Fo\left(T_{i+1,j}^{n+1}+T_{i-1,j}^{n+1}+T_{i,j+1}^{n+1}+T_{i,j-1}^{n+1}\right)=T_{i,j}^{n} \qquad \textbf{(4.48)}$$

A nova temperatura no nó *i,j* depende das novas temperaturas *(n+1)* dos nós vizinhos, que geralmente são desconhecidas. Para determinar as temperaturas desconhecidas em $t+\Delta t$, as equações nodais agrupadas em sistema linear, são resolvidas simultaneamente.

4.4.5- Comparação entre o Modo Implícito e o Modo Explícito

No modo explícito, a temperatura de qualquer nó em ($t+\Delta t$) só pode ser calculada se as temperaturas de seus nós vizinhos forem conhecidas no tempo anterior (t). Apesar de este modo oferecer conveniência de implementação computacional, ele sofre com a limitação na escolha de (Δt). Para um dado incremento de espaço, o intervalo de tempo deve ser compatível para haver estabilidade. Frequentemente é necessário o uso de valores extremamente pequenos de (Δt), necessitando-se assim, um alto valor de (n) para se chegar à solução.

O modo implícito é computacionalmente trabalhoso, onde o sistema de equações pode ser resolvido agrupando-se matricialmente da seguinte forma:

$$[A] \cdot \{T\}^{n+1} = \{T\}^{n}$$

[A] = matriz dos coeficientes

$\{T\}^{n+1}$ = matriz coluna de temperaturas no tempo $n+1$

$\{T\}^{n}$ = matriz coluna de temperaturas no tempo n

Para se solucionar o sistema de equações é preciso determinar $\{T\}^{n+1}$, por inversão matricial da matriz *[A]*.

A formulação implícita não possue o problema de estabilidade ou seja, é estável para todos os intervalos de tempo e espaço, não havendo restrições para seus valores.

4.4.6 - M.D.F. Através da Conservação de Energia por Volumes Finitos de Controle

As Equações (4.48) e (4.46) também podem ser deduzidas pela conservação da energia em volumes finitos de controle, conforme ilustra esquematicamente a Figura (4.8) os fluxos de calor dos elementos vizinhos ao elemento i,j.

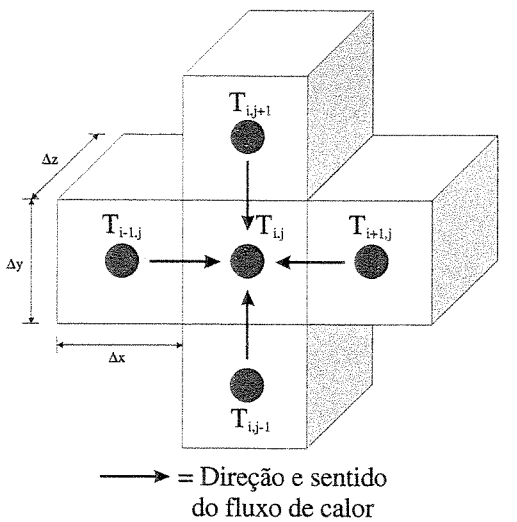


Figura 4.8 - Representação dos elementos de volume para um sistema bidimensional

Pela conservação de energia, a energia acumulada no elemento de volume é igual ao somatório dos fluxos de calor em sua direção mais a energia gerada por ele. Isto é:

$$\Sigma \text{ fluxos } + \text{calor gerado} = \text{acúmulo de energia}$$

Sejam os quatro fluxos de calor mostrados na Figura (4.8) referentes à transferência de calor por condução (considerando material isotrópico) e a energia gerada representada pela Equação (4.6) escrita no seguinte formato:

$$\dot{q} = \rho.V.L.\frac{\partial f_s}{\partial T}.\frac{\partial T}{\partial t} \tag{4.49}$$

Obtém-se:

$$k.A_x.\left.\frac{\partial T}{\partial x}\right|_{i-1,j} + k.A_x.\left.\frac{\partial T}{\partial x}\right|_{i+1,j} + k.A_y.\left.\frac{\partial T}{\partial y}\right|_{i,j-1} + k.A_y.\left.\frac{\partial T}{\partial y}\right|_{i,j+1} + \rho.V.L.\frac{\partial f_s}{\partial T}.\frac{\partial T}{\partial t} = \rho.V.c.\frac{\partial T}{\partial t} \tag{4.50}$$

onde: $A_x = \Delta y.\Delta z$

$A_y = \Delta x.\Delta z$

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

Rearranjando a Equação (4.50) e considerando a malha reagular ($\Delta y = \Delta z = \Delta x$) chega-se a:

$$\frac{k}{\rho.\Delta x.c'}.\left(\left.\frac{\partial T}{\partial x}\right|_{i-1,j} + \left.\frac{\partial T}{\partial x}\right|_{i+1,j} + \left.\frac{\partial T}{\partial y}\right|_{i,j-1} + \left.\frac{\partial T}{\partial y}\right|_{i,j+1}\right) = \frac{\partial T}{\partial t} \qquad \textbf{(4.51)}$$

Aplicando diferença finita para cada derivada:

$$\frac{k}{\rho.\Delta x.c'}.\left(\frac{T^n_{i-1,j} - T^n_{i,j}}{\Delta x} + \frac{T^n_{i+1,j} - T^n_{i,j}}{\Delta x} + \frac{T^n_{i,j-1} - T^n_{i,j}}{\Delta x} + \frac{T^n_{i,j+1} - T^n_{i,j}}{\Delta x}\right) = \frac{T^{n+1}_{i,j} - T^n_{i,j}}{\Delta t} \qquad \textbf{(4.52)}$$

Rearranjando a Equação (4.52) chega-se à Equação (4.46):

$$T^{n+1}_{i,j} = Fo\left(T^n_{i+1,j} + T^n_{i-1,j} + T^n_{i,j+1} + T^n_{i,j-1}\right) + \left(1 - 4Fo\right)T^n_{i,j}$$

4.5 - Estruturação do Modelo Matemático

A literatura apresenta alguns modelos de solidificação do processo de lingotamento contínuo com a abordagem unidimensional para determinar a evolução da casca sólida na região central da face do lingote na região do molde *[Lait, 1974; Tiedje, 1993]*. Esta região é mais suceptível ao rompimento (*break-out*) do que a do canto do lingote, pois não há a ação bidimensional de extração de calor.

A estruturação do modelo inciou-se para o caso de solidificação unidirecional de metais puros e ligas eutéticas, progredindo-se em complexidade e em complementação cumulativa para diversos casos até o modelo final de solidificação bidimensional de lingotamento contínuo.Tratou-se incialmente do caso de solidificação de metais puros e ligas eutéticas com o objetivo de inserir posteriormente seu algoritmo no caso de solidificação de ligas, que devido ao fenômeno da rejeição de soluto, atinjem a concentração eutética e consequentemente a temperatura eutética. Esta sistemática de desenvolvimento foi adotada com os objetivos de familiarização gradativa da aplicação do método das diferenças finitas e de certificação da funcionalidade do modelo através de validações por ensaios experimentais e resultados de outros modelos constantes na literatura.

4.5.1- Formulação Matemática do Modelo Numérico para Solidificação Unidirecional de Metais Puros e de Ligas Eutéticas em Moldes Refrigerados *[Ruddle, 1957]*

Para o desenvolvimento do modelo matemático de solidificação de metais puros e ligas eutéticas, foi utilizado a formulação do modelo proposto por Dusimberre, que é uma derivação do M.D.F. no modo explícito de trabalho, empregando o balanço de energia em volumes de controle. O tratamento do ponto invariante de transformação sólido/líquido é feito com uma variação de temperatura a ser atingida equivalente ao calor latente liberado. Enquanto esta variação de temperatura não for alcançada, a temperatura no elemento continua sendo a eutética ou a de fusão.

As considerações utilizadas para o desenvolvimento do modelo foram:

- Fluxo de calor unidirecional;
- Temperatura da superfície do molde refrigerado em contato com o metal é constante e igual à temperatura da água de refrigeração;
- Coeficiente de transferência de calor da interface metal/molde constante (h_i)
- Não há convecção no estado líquido

4.5.1.1 - Análise da Condição de Fronteira Interface Metal/*Gap*

Dada a Figura (4.9) representando a malha acoplada, com elementos de dimensões finitas (largura: Δx, comprimento: Δx e profundidade unitária), ao sistema físico, observa-se que a condição de fronteira no nó (0) é caracterizada pela transferência de calor por convecção ou transferência de calor Newtoniana devido à existência do *gap*. Neste problema em particular, foi considerado um valor de (h_i) médio durante todo o processo de solidificação. Entretanto, é possível inserir no modelo numérico uma função que descreva o comportamento de (h_i) em relação ao tempo.

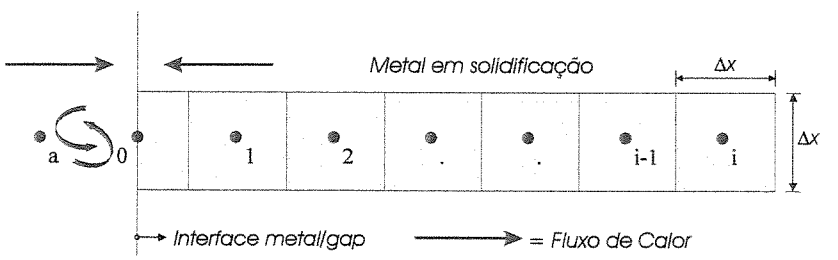


Figura 4.9 - Sistema de malha acoplada ao sistema físico

Aplicando o balanço térmico para o nó (0):

$$h.A.(T_A - T_0) + k_{1,0}.A.\left.\frac{\partial T}{\partial x}\right|_{1,0} = \rho.c.V.\left.\frac{\partial T}{\partial t}\right|_0 \qquad \textbf{(4.53)}$$

onde $k_{1,0}$= condutividade térmica entre os elementos de volume 1 e 0;

A= área (profundidade x largura) = Δx

V= volume= Δx^2

Aplicando a Diferença Finita de Avanço para a derivada do segundo e terceiro termo da Equação (4.53), obtém-se:

$$R_{a,o}.(T_a^n - T_0^n)\Delta t + k_{1,0}.(T_1^n - T_0^n)\Delta t = C_0.(T_0^{n+1} - T_0^n) \qquad \textbf{(4.54)}$$

onde $R=h.\Delta x$

$C_0=c.\rho.(\Delta x)^2/2$, ou seja, é o produto entre o calor específico e a massa de um elemento.

Rearranjando a equação (4.54):

$$T_0^{n+1} = \frac{2.N}{M}.T_a^n + \frac{2}{M}.T_1^n + \left(1 - \frac{2.N+2}{M}\right).T_0^n \qquad \textbf{(4.55)}$$

Sendo (N) definido como:

$$N = \frac{h_i.\Delta x}{k} \qquad \textbf{(4.56)}$$

Onde:

$$M = \frac{1}{Fo} = \frac{(\Delta x)^2}{a.\Delta t} \qquad \textbf{(4.57)}$$

Definindo os coeficientes $F_{a,0}$, $F_{1,0}$, $F_{0,0}$:

$$F_{a,0} = \frac{2.N}{M} \qquad \textbf{(4.58)}$$

$$F_{1,0} = \frac{2}{M} \qquad \textbf{(4.59)}$$

$$F_{0,0} = \left(1 - \frac{2.N+2}{M}\right) \qquad \textbf{(4.60)}$$

Este fatores F podem ser interpretados como pesos de uma média ponderada, sendo que devem ser positivos. Portanto, a condição de estabilidade pela Equação (77), é dada por:

$$M \geq 2.N + 2 \tag{4.61}$$

4.5.1.2 - Análise da Condição de Fronteira Interface Sólido/Líquido

O método numérico de Dusimberre trata o fenômeno da solidificação como um fenômeno de condução caracterizado por uma interface sólido/líquido que se movimenta à medida que o líquido solidifica. Isto pode ser interpretado como dois materiais diferentes em contato, pois as propriedades termofísicas variam consideravelmente para cada estado de agregação do metal. Outra característica do Método do Dusimberre é a constante (A_V), que controla o avanço da interface sólido/líquido. Esta constante é definida por:

$$A_V = \frac{L}{c} \tag{4.62}$$

Fisicamente, (A_v) significa a variação de temperatura do material equivalente ao calor latente liberado.Nos cálculos, para cada avanço de (Δt), a temperatura do material (T^{n+1}) atinge valor abaixo da temperatura de fusão (T_f). Computacionalmente, a diferença entre (T_f) e (T^{n+1}) é armazenada numa variável auxiliar de cálculo. Para cada (Δt) decorrido, acrescenta-se a esta variável a diferença entre (T_f) e (T^{n+1}) até que a variável atinja um valor superior ao valor de (A_v). Atingindo o valor de (A_v), ocorre a solidificação do elemento em análise e parte-se para a mesma sequência de cálculos no elemento seguinte.

A Figura (4.10) mostra uma sequência de elementos onde é realizado um balanço térmico no nó (1), para o intervalo de tempo entre (t) e ($t+\Delta t$):

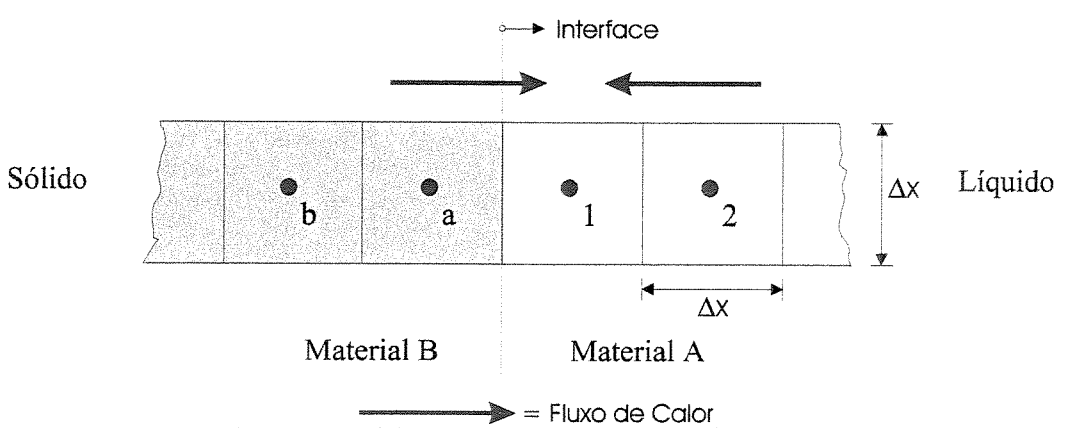


Figura 4.10- Desenho esquemático para o tratamento de diferentes materiais em contato

Aplicando o balanco térmico para o elemento (1):

$$k_{a,1}.A.\left.\frac{\partial T}{\partial x}\right|_{a,1} + k_{2,1}.A.\left.\frac{\partial T}{\partial x}\right|_{2,1} = \rho.c.V.\left.\frac{\partial T}{\partial t}\right|_{1} \tag{4.63}$$

Aplicando a Diferenças Finitas para a Equação (4.63) :

$$k_{a,1}.\left(T_a^n - T_1^n\right)\Delta t + k_{2,1}.\left(T_2^n - T_1^n\right)\Delta t = C_1.\left(T_1^{n+1} - T_1^n\right) \tag{4.64}$$

Chamando $k_{2,1}$ de k_A e determina-se $k_{a,1}$ como a condutividade equivalente entre os materiais A e B:

$$k_{a,1} = \frac{2.k_A.k_B}{k_A + k_B} = X_A.k_A \tag{4.65}$$

onde: $$X_A = \frac{2.k_B}{k_A + k_B} \tag{4.66}$$

os índices (A) e (B) correspondem respectivamente aos materiais (A) e (B);

Substituindo as Equações (4.65), (4.66) na Equação (4.64) e rearranjando os termos, obtém-se:

$$T_1^{n+1} = \frac{X_A}{M_A}.T_a^n + \frac{T_2^n}{M_A} + \left(1 - \frac{X_A + 1}{M_A}\right).T_1^n \tag{4.67}$$

Os fatores de peso $F_{a,1}$, $F_{2,1}$, $F_{1,1}$ são:

$$F_{a,1} = \frac{X_A}{M_A} \tag{4.68}$$

$$F_{2,1} = \frac{1}{M_A} \tag{4.69}$$

$$F_{1,1} = 1 - \frac{X_A + 1}{M_A} \tag{4.70}$$

Sendo a condição de estabilidade dada por: $M_A \geq X_A + 1$ **(4.71)**

De forma análoga, fazendo o balanço térmico para o elemento (a) do material (B) chega-se à expressão:

$$T_a^{n+1} = \frac{1}{M_B} \cdot T_b^n + \frac{X_B}{M_B} \cdot T_1^n + \left(1 - \frac{X_B + 1}{M_B}\right) \cdot T_a^n \tag{4.72}$$

Os fatores de peso $F_{b,a}$, $F_{1,a}$, $F_{a,a}$ são:

$$F_{b,a} = \frac{1}{M_B} \tag{4.73}$$

$$F_{1,a} = \frac{X_B}{M_B} \tag{4.74}$$

$$F_{a,a} = \left(1 - \frac{X_B + 1}{M_B}\right) \tag{4.75}$$

onde $X_B = \frac{2.K_A}{K_A + K_B}$ (4.76)

Sendo a condição de estabilidade dada por: $M_B \geq X_B + 1$ (4.77)

4.5.1.3- Condução de Calor

A Figura (4.11) mostra uma sequência de elementos onde é realizado um balanço térmico para o nó (2):

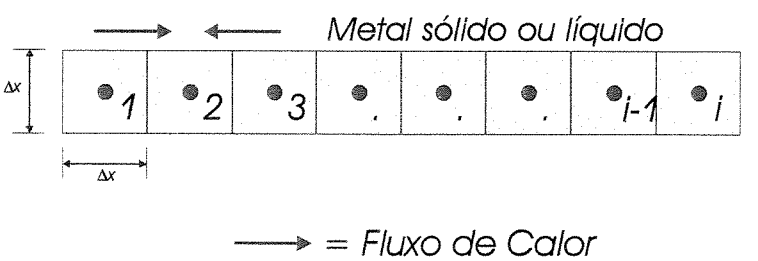


Figura 4.11 - Elementos de referência para a análise da condução de calor unidimensional

$$K_{1,2}.A.\left.\frac{\partial T}{\partial x}\right|_{1,2} + K_{3,2}.A.\left.\frac{\partial T}{\partial x}\right|_{3,2} = \rho.c.V.\left.\frac{\partial T}{\partial t}\right|_2 \tag{4.78}$$

Aplicando a diferenças finitas obtém-se:

$$K_{1,2}.\left(T_1^n - T_2^n\right)\Delta t + K_{3,2}\left(T_3^n - T_2^n\right)\Delta t = C_2.\left(T_2^{n+1} + T_2^n\right) \tag{4.79}$$

onde $C_2 = c.\rho.(\Delta x)^2$

Assumindo que $k_{1,2}=k_{3,2}=k$ seja constante e rearranjando a Equação (93):

$$T_2^{n+1} = \frac{T_1^n + T_3^n + (M-2).T_2^n}{M} \tag{4.80}$$

Ou

$$T_2^{n+1} = F_{1,2} \cdot T_1^n + F_{3,2} \cdot T_3^n + F_{2,2} \cdot T_2^n \tag{4.81}$$

onde

$$F_{1,2} = \frac{1}{M} \tag{4.82}$$

$$F_{3,2} = \frac{1}{M} \tag{4.83}$$

$$F_{2,2} = \frac{M-2}{M} \tag{4.84}$$

Sendo o critério de estabilidade dado por:

$$\boxed{M \geq 2} \tag{4.85}$$

4.5.2- Formulação Matemática do Modelo Numérico para Solidificação Unidirecional de Metais Puros e Ligas Eutéticas em Lingoteira

A diferença em relação à formulação matemática anterior é a inserção de um molde, que gera o acréscimo de duas condições de fronteira que são a interface molde/*gap* e molde/ambiente, conforme ilustra a Figura (4.12). As considerações utilizadas foram:

- Fluxo de calor unidirecional;
- Coeficiente de transferência de calor da interface metal/molde (h_i) variável com o tempo;
- Coeficiente de transferência de calor da interface molde/ambiente (h_{amb}) variável com o tempo;
- Não há convecção no estado líquido;

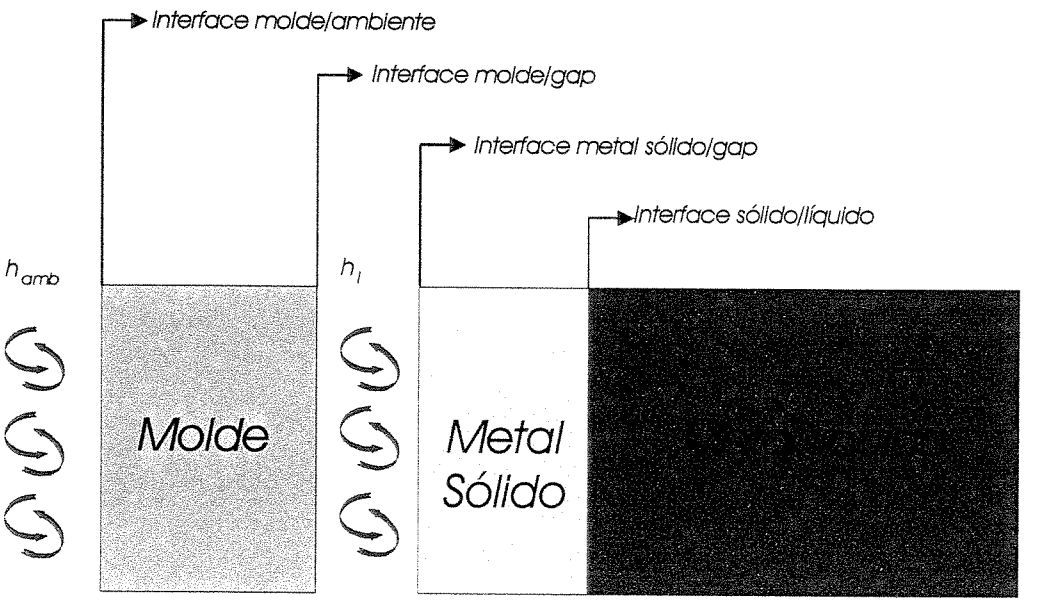


Figura 4.12 - Representação das condições de fronteira no sistema metal/molde

4.5.2.1- Análise da Condição de Fronteira Interface Molde/Ambiente

O equacionamento da fronteira molde/ambiente é idêntico ao mostrado na seção (4.5.1.1), com a única exceção que é a utilização de uma função que descreve o comportamento do coeficiente de transferência de calor (h_{amb}) ao longo do tempo. Em termos de programação, os fatores de peso *F* são alterados a cada incremento de tempo.

A metodologia de determinação desta função *[Santos, 1997]* consiste em utilizar temperaturas experimentais da parede do molde em contato com o ambiente para a determinação da função h_{amb} . O procedimento para o cálculo de h_{amb} é o mesmo que foi descrito na seção (3.3).

4.5.2.2 - Análise da Condição de Fronteira Interface Molde/*Gap* e Metal/*Gap*

A formulação das expressões são semelhantes à sessão (4.5.1.1), diferenciando-se pela interface mode/*gap* estar localizada no sentido contrário ao da Figura (4.9) conforme mostra a Figura (4.13).

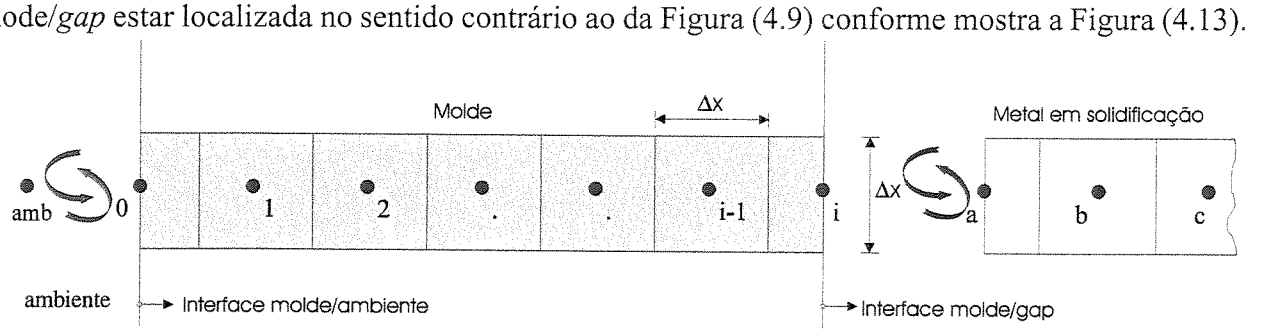


Figura 4.13 - Malha acoplada ao sistema físico

A temperatura (T_i) no instante (n+1) é calculada por:

$$T_i^{n+1} = \frac{2.N}{M_{molde}} \cdot T_a^n + \frac{2}{M_{molde}} \cdot T_{i-1}^n + \left(1 - \frac{2.N+2}{M_{molde}}\right) \cdot T_i^n \tag{4.86}$$

De forma análoga a temperatura (T_a) no instante (n+1) é dada por:

$$T_a^{n+1} = \frac{2}{M_{metal}} \cdot T_i^n + \frac{2.N}{M_{metal}} \cdot T_b^n + \left(1 - \frac{2.N+2}{M_{metal}}\right) \cdot T_a^n \tag{4.87}$$

A determinação da função do coeficiente (h_i) em relação ao tempo pode ser determinada pelo confronto entre perfis de temperaturas experimentais obtidas por ensaios em laboratório e teóricas geradas um modelo numérico de solidificação aferido previamente. O modelo proposto não poderia ser utilizado para a determinação deste coeficiente, pois a existência de algum erro na formulação matemática geraria valores irreais de (h_i). Esta função (h_i) é um parâmetro de entrada no modelo proposto, que se estiver estruturado corretamente, gerará resultados próximos aos experimentais.

4.5.3- Formulação Matemática do Modelo Numérico para Solidificação Unidirecional de Ligas em Lingoteira

O modelo numérico para a solidificação de ligas é desenvolvido para a mesma geometria do sistema de fundição da sessão anterior, permanecendo as mesmas condições de contorno, diferenciando-se apenas na formulação matemática da solidificação da liga.

Para a estruturação do modelo de solidificação unidirecional de ligas, emprega-se a Equação (4.50) simplificada para o fluxo unidirecional de calor:

$$k_{eq_{i-1}}^n . A_x . \left.\frac{\partial T}{\partial x}\right|_{i-1} + k_{eq_{i+1}}^n . A_x . \left.\frac{\partial T}{\partial x}\right|_{i+1} + \rho.V.L.\frac{\partial f_s}{\partial T} . \frac{\partial T}{\partial t} = \rho.V.c.\frac{\partial T}{\partial t} \tag{4.88}$$

onde k_{eq} representa a condutividade térmica equivalente entre os elementos adjacentes (Equação 4.65), por exemplo:

$$k_{eq_{i-1}}^n = \frac{2.k_{i-1}^n . k_i^n}{k_{i-1}^n + k_i^n}$$

Rearranjando a Equação (4.88) e considerando a malha regular ($\Delta y = \Delta z = \Delta x$) chega-se a:

$$\frac{1}{\rho.\Delta x.c'} \cdot \left(k_{eq_{i-1}}^n \left.\frac{\partial T}{\partial x}\right|_{i-1} + k_{eq_{i+1}}^n \left.\frac{\partial T}{\partial x}\right|_{i+1} \right) = \frac{\partial T}{\partial t} \tag{4.89}$$

Aplicando diferença finita para cada derivada:

$$\frac{1}{\rho.\Delta x.c'}.\left[k^n_{eq_{i-1}}\left(\frac{T^n_{i-1}-T^n_i}{\Delta x}\right)+k^n_{eq_{i+1}}\left(\frac{T^n_{i+1}-T^n_i}{\Delta x}\right)\right]=\frac{T^{n+1}_i-T^n_i}{\Delta t} \tag{4.90}$$

Rearranjando a Equação (4.87) chega-se a:

$$T^{n+1}_i=\frac{\Delta t}{\rho.\Delta x.c'}.\left[k^n_{eq_{i-1}}\left(\frac{T^n_{i-1}-T^n_i}{\Delta x}\right)+k^n_{eq_{i+1}}\left(\frac{T^n_{i+1}-T^n_i}{\Delta x}\right)\right]+T^n_i \tag{4.91}$$

Nota-se que os valores de c', ρ e k_{eq} variam para cada iteração no tempo, pois são função da fração sólida como indicam as Equações (4.9) e (4.22). Para se obter resultados mais acurados, a densidade também é escrita no mesmo formato:

$$\rho_P=f_S.\rho_S+(1-f_S).\rho_L \tag{4.92}$$

Quando a temperatura num determinado elemento atingir a temperatura eutética, emprega-se a metodologia de Dusimberre para que a solidificação do líquido remanescente (1-f_s), dentro do elemento, ocorra como liga eutética.

4.5.4 - Formulação Matemática do Modelo Numérico para Solidificação Bidimensional no Processo de Lingotamento Contínuo

Devido à geometria regular do lingote, considera-se somente sua quarta parte conforme ilustra a Figura (4.14) com a malha de elementos acoplada. Os elementos de cor vermelha correspondem às condições de contorno e os de cor azul, à equação de condução de calor obtida pelo balanço térmico, já na sua forma discretizada pelo M. D. F., com auxílio da Figura (4.8):

$$T^{n+1}_{i,j}=\frac{\Delta t}{(\rho.c')_{i,j}.\Delta x^2}\left[k^n_{eq_{i+1,j}}.(T^n_{i+1,j}-T^n_{i,j})+k^n_{eq_{i-1,j}}.(T^n_{i-1,j}-T^n_{i,j})+k^n_{eq_{i,j+1}}.(T^n_{i,j+1}-T^n_{i,j})+k^n_{eq_{i,j-1}}.(T^n_{i,j-1}-T^n_{i,j})\right]+T^n_{i,j} \tag{4.93}$$

Para determinar os valores das condutividades equivalentes segue-se o procedimento para o elemento (i+1,j) sendo estendido para os outros elementos vizinhos de (i,j):

- Se $T^n_{i+1,j}\geq T_L$ e $T^n_{i,j}\geq T_L \rightarrow k^n_{eq_{i+1,j}}=k_L$
- Se $T^n_{i+1,j}\leq T_S$ e $T^n_{i,j}\leq T_S \rightarrow k^n_{eq_{i+1,j}}=k_S$
- Se $T^n_{i+1,j}>T_L$ e $T_S<T^n_{i,j}<T_L \rightarrow k^n_{eq_{i+1,j}}=\frac{2.k_L.k_P}{k_L+k_P}$
- Se $T^n_{i+1,j}<T_S$ e $T_S<T^n_{i,j}<T_L \rightarrow k^n_{eq_{i+1,j}}=\frac{2.k_S.k_P}{k_S+k_P}$

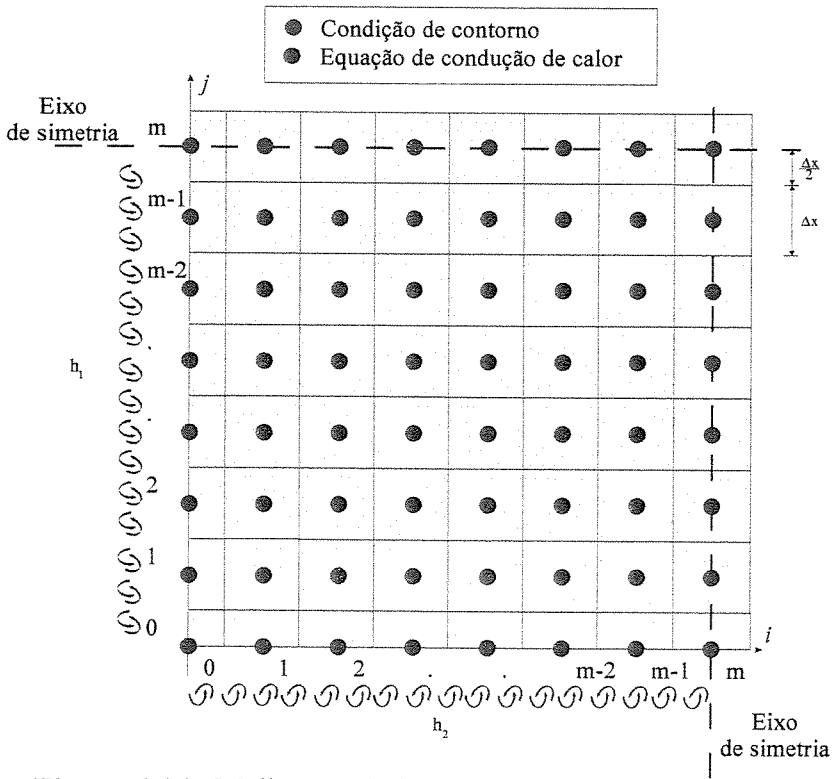


Figura 4.14 - Malha acoplada mostrando as condições de contorno

Os valores de transferência de calor (h_1 e h_2) variam ao longo do processo de lingotamento, assumindo valores em cada região de resfriamento: molde, cada região de chuveiros e região de radiação livre.

4.5.4.1 - Condições de Contorno

Para elementos em $1 \le i \le m-1$ e j=0 ,o balanço térmico é ilustrado pela Figura (4.15):

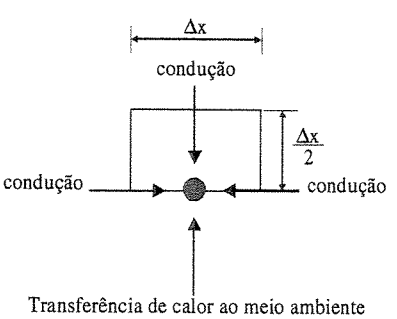


Figura 4.15 - Desenho esquemático dos fluxos de calor em elementos situados em $1 \le i \le m-1$ e j=0

$$T_{i,j}^{n+1} = \frac{\Delta t}{(\rho.c')_{i,j}.\Delta x}.\left[k_{eq_{i+1,j}}^{n}.\left(\frac{T_{i+1,j}^{n}-T_{i,j}^{n}}{\Delta x}\right)+k_{eq_{i-1,j}}^{n}.\left(\frac{T_{i-1,j}^{n}-T_{i,j}^{n}}{\Delta x}\right)+2.k_{eq_{i,j+1}}^{n}.\left(\frac{T_{i,j+1}^{n}-T_{i,j}^{n}}{\Delta x}\right)+2.h_2.\left(T_{água}-T_{i,j-1}^{n}\right)\right]+T_{i,j}^{n} \quad \textbf{(4.94)}$$

Para elementos em $1 \leq i \leq m-1$ e j=m, o balanço térmico é ilustrado pela Figura (68):

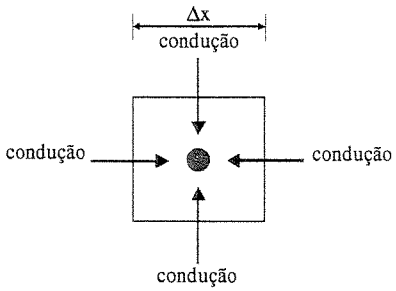


Figura 4.16 - Desenho esquemático dos fluxos de calor em elementos situados em $1 \leq i \leq m-1$ e j=m

$$T_{i,j}^{n+1} = \frac{\Delta t}{(\rho.c')_{i,j}.\Delta x^2}.\left[k_{eq_{i+1,j}}^{n}.\left(T_{i+1,j}^{n} - T_{i,j}^{n}\right) + k_{eq_{i-1,j}}^{n}.\left(T_{i-1,j}^{n} - T_{i,j}^{n}\right) + 2.k_{eq_{i,j-1}}^{n}.\left(T_{i,j-1}^{n} - T_{i,j}^{n}\right)\right] + T_{i,j}^{n} \qquad \textbf{(4.95)}$$

Para elementos em i=0 e $1 \leq j \leq m-1$, o balanço térmico é ilustrado pela Figura (4.17):

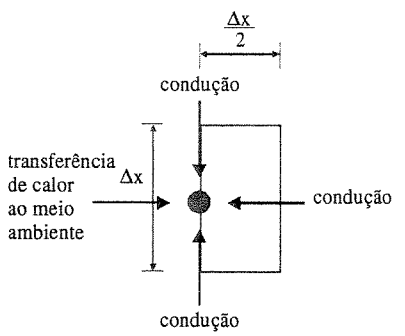


Figura 4.17 - Desenho esquemático dos fluxos de calor em elementos situados em i=0 e $1 \leq j \leq m-1$

$$T_{i,j}^{n+1} = \frac{\Delta t}{(\rho.c')_{i,j}.\Delta x}.\left[2.h_1.\left(T_{amb} - T_{i,j}^{n}\right) + 2.k_{eq_{i+1,j}}^{n}.\left(\frac{T_{i+1,j}^{n} - T_{i,j}^{n}}{\Delta x}\right) + k_{eq_{i,j-1}}^{n}.\left(\frac{T_{i,j-1}^{n} - T_{i,j}^{n}}{\Delta x}\right) + k_{eq_{i,j+1}}^{n}.\left(\frac{T_{i,j+1}^{n} - T_{i,j}^{n}}{\Delta x}\right)\right] + T_{i,j}^{n} \qquad \textbf{(4.96)}$$

Para elementos em i=m e $1 \leq j \leq m-1$, o balanço térmico é ilustrado pela Figura (4.18):

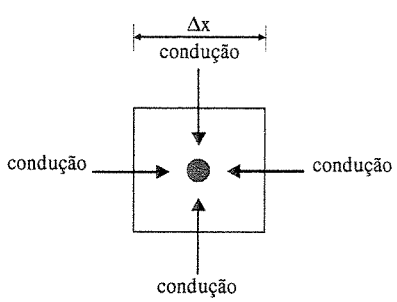


Figura 4.18 - Desenho esquemático dos fluxos de calor em elementos situados em i=m e $1 \leq j \leq m-1$

$$T_{i,j}^{n+1} = \frac{\Delta t}{(\rho.c')_{i,j}.\Delta x^2}.\left[2.k_{eq_{i-1,j}}^{n}.\left(T_{i-1,j}^{n} - T_{i,j}^{n}\right) + k_{eq_{i,j-1}}^{n}.\left(T_{i,j-1}^{n} - T_{i,j}^{n}\right) + k_{eq_{i,j+1}}^{n}.\left(T_{i,j+1}^{n} - T_{i,j}^{n}\right)\right] + T_{i,j}^{n} \quad \textbf{(4.97)}$$

Para o elemento em i=0 e j=0, o balanço térmico é ilustrado pela Figura (4.19):

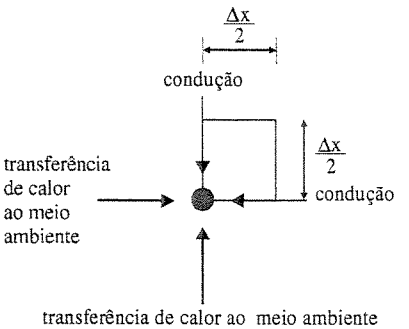


Figura 4.19 - Desenho esquemático dos fluxos de calor em elemento situado em i=0 e j=0

$$T_{i,j}^{n+1} = \frac{\Delta t}{(\rho.c')_{i,j}.\Delta x}.\left[h_1.\left(T_{água} - T_{i,j}^{n}\right) + h_2.\left(T_{amb} - T_{i,j}^{n}\right) + k_{eq_{i-1,j}}^{n}.\left(\frac{T_{i-1,j}^{n} - T_{i,j}^{n}}{\Delta x}\right) + k_{eq_{i,j-1}}^{n}.\left(\frac{T_{i,j+1}^{n} - T_{i,j}^{n}}{\Delta x}\right)\right] + T_{i,j}^{n} \quad \textbf{(4.98)}$$

Para o elemento em i=m e j=0, o balanço térmico é ilustrado pela Figura (4.20):

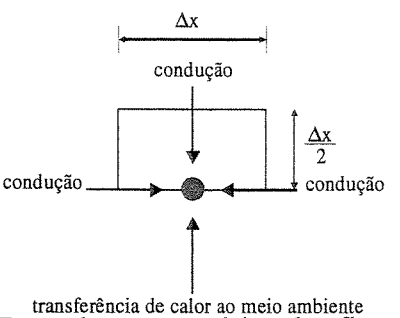


Figura 4.20 - Desenho esquemático dos fluxos de calor em elemento situado em i=m e j=0

$$T_{i,j}^{n+1} = \frac{2.\Delta t}{(\rho c')_{i,j}.\Delta x}.\left[h_2.\left(T_{amb} - T_{i,j}^{n}\right) + k_{eq_{i-1,j}}^{n}.\left(\frac{T_{i-1,j}^{n} - T_{i,j}^{n}}{\Delta x}\right) + k_{eq_{i,j+1}}^{n}.\left(\frac{T_{i,j+1}^{n} - T_{i,j}^{n}}{\Delta x}\right)\right] + T_{i,j}^{n} \quad \textbf{(4.99)}$$

Para o elemento em i=0 e j=m, o balanço térmico é ilustrado pela Figura (4.21):

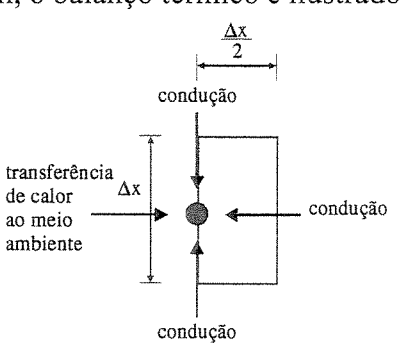


Figura 4.21 - Desenho esquemático dos fluxos de calor em elemento situado em i=0 e j=m

$$T_{i,j}^{n+1} = \frac{2.\Delta t}{(\rho.c')_{i,j}.\Delta x}.\left[h_1.(T_{amb} - T_{i,j}^{n}) + k_{eq_{i+1,j}}^{n}.\left(\frac{T_{i+1,j}^{n} - T_{i,j}^{n}}{\Delta x}\right) + k_{eq_{i,j-1}}^{n}.\left(\frac{T_{i,j-1}^{n} - T_{i,j}^{n}}{\Delta x}\right)\right] + T_{i,j}^{n} \quad \textbf{(4.100)}$$

Para o elemento em i=m e j=m, o balanço térmico é ilustrado pela Figura (4.22):

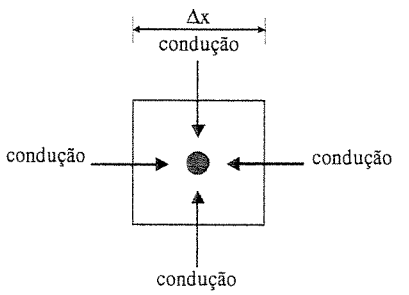


Figura 4.22 - Desenho esquemático dos fluxos de calor em elemento situado em i=m e j=m

$$T_{i,j}^{n+1} = \frac{2.\Delta t}{(\rho.c')_{i,j}.\Delta x}.\left[k_{eq_{i-1,j}}^{n}.\left(\frac{T_{i-1,j}^{n} - T_{i,j}^{n}}{\Delta x}\right) + k_{eq_{i,j-1}}^{n}.\left(\frac{T_{i,j-1}^{n} - T_{i,j}^{n}}{\Delta x}\right)\right] + T_{i,j}^{n} \quad \textbf{(4.101)}$$

4.6- Outros Modelos Aplicados ao Processo de Lingotamento Contínuo

Além do modelo de solidificação, existem diversos modelos que analisam outros parâmetros, devido à complexidade do sistema de lingotamento contínuo :

- controle da temperatura do aço líquido no conjunto panela/distribuidor;
- fluxo de aço líquido no distribuidor;
- consumo de pó fluxante;
- distribuição de temperaturas na parede interna do molde;
- deformação do lingote;
- distribuição térmica e deflexão dos rolos;

4.6.1- Modelo Matemático para o Controle da Temperatura do Aço Líquido na Panela e no Distribuidor

O controle da temperatura do aço líquido na panela e no distribuidor é importante para que a temperatura de superaquecimento na entrada no molde não sofra variações, que podem causar *breakout* (excesso de superaquecimento) e formação de uma casca sólida mais espessa na saída do molde do que a prevista pelo projeto (superaquecimento insuficiente), alterando a estrutura e qualidade finais do lingote.

Alguns fatores devem ser considerados nos modelos de controle da temperatura do aço líquido: *[Irving, 1993]*

- adição de elementos de liga;
- perda de calor do aço líquido para a panela e para o material refratário do distribuidor no início do processo;
- perda de calor por radiação pelo revestimento de aço da panela e do distribuidor;
- perda de calor pela injeção de gases inertes;
- quantidade de calor recebida no aço líquido pelo forno;
- perda de calor por radiação pelo invólucro refratário;
- perda de calor por radiação pelo tubo de imersão;

4.6.2- Modelo de Fluxo de Aço Líquido no Distribuidor *[Costa Neto, 1997]*

Já foi comentado na Seção (2.4.2) a utilização de modelos físicos onde o aço líquido é substituído por água para analisar o fluxo no interior distribuidor. Um estudo mais aprofundado e mais perto da realidade física do processo foi realizado por Chakraborty e Sahai *[Chakraborty, 1992 A, B]*. O modelo matemático desenvolvido considera o momento de troca de panelas para alimentar o distribuidor, analisando o campo de velocidades e o campo térmico do aço líquido. Durante o intervalo de tempo de troca de panela, o nível do distribuidor reduz devido à continuidade do processo e quando a nova panela é instalada, leva-se um tempo até que se atinja o nível original no distribuidor. Durante este tempo, a vazão de aço líquido fornecida pela panela deve ser superior à vazão consumida para que o nível original seja alcançado, causando mudança no campo de velocidades e consequentemente na distribuição térmica no interior do distribuidor. Conclui-se que a condição de um regime permanente (campo térmico e campo de velocidades invariantes) não deve ser considerada nos modelos matemáticos.

4.6.3 - Modelo de Consumo de Pó Fluxante

McDavid e Thomas *[McDavid, 1996]* utilizam um modelo tridimensional baseado na técnica numérica dos elementos finitos para determinar o consumo do pó fluxante (fundido) e seu escoamento na região do topo do lingote (região superior do molde), até a região que contém a interface metal líquido/pó fluxante.

4.6.4- Modelo de Distribuição de Temperaturas na Parede Interna do Molde

O objetivo de modelar termicamente a parede interna do molde é analisar as distorções do molde que geram defeitos como romboidade e trincas longitudinais, que comprometem a qualidade do lingote. *[Samarasekera, 1982 B e C]*

4.6.5 - Modelo de Deformação do Lingote

A modelagem matemática da deformação do lingote analisa as tensões em que o lingote está submetido, conforme ilustra a Figura (4.23).

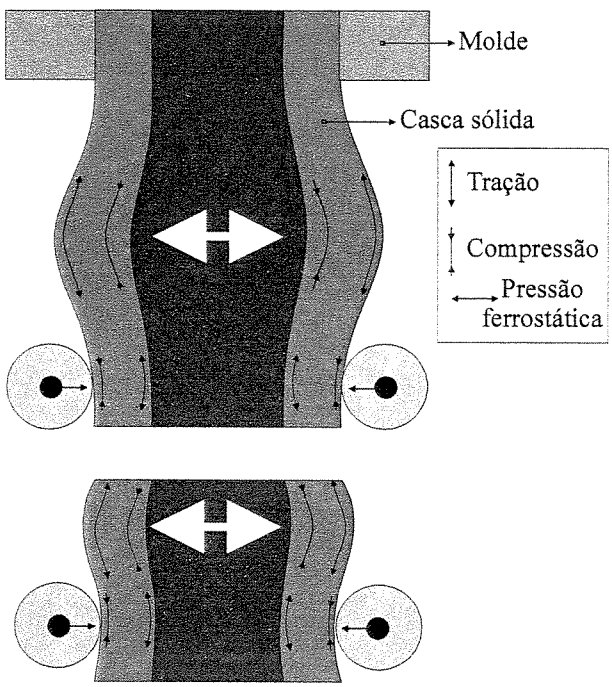


Figura 4.23 - Tensões de compressão e tração no lingote ***[Brimacombe, 1977]***

O efeito do desalinhamento dos rolos juntamente com o da pressão ferrostática resulta em tensões na interface sólido/líquido que pode gerar trincas e a consequente entrada do líquido rico em soluto, formando segregações *[Barber, 1991 El-Beally, 1997]*. A dutilidade do aço decresce rapidamente na interface sólido/líquido e uma deformação na faixa de 0,3 a 1,5% é suficiente para gerar trincas *[Irving, 1993]*.

A Figura (4.24) ilustra qualitativamente a sobreposição dos efeitos de deslinhamento e pressão metalostática em relação à distância entre rolos. Quanto maior for a distância entre rolos, maiores serão as tensões provocadas pela pressão metalostática e menor serão as provocadas pelo disalinhamento. Manesh *[Manesh, 1990]* utiliza um modelo tridimensional de elementos finitos para simular a distribuição térmica e a de tensão, bem como otimiza a localização dos rolos de extração.

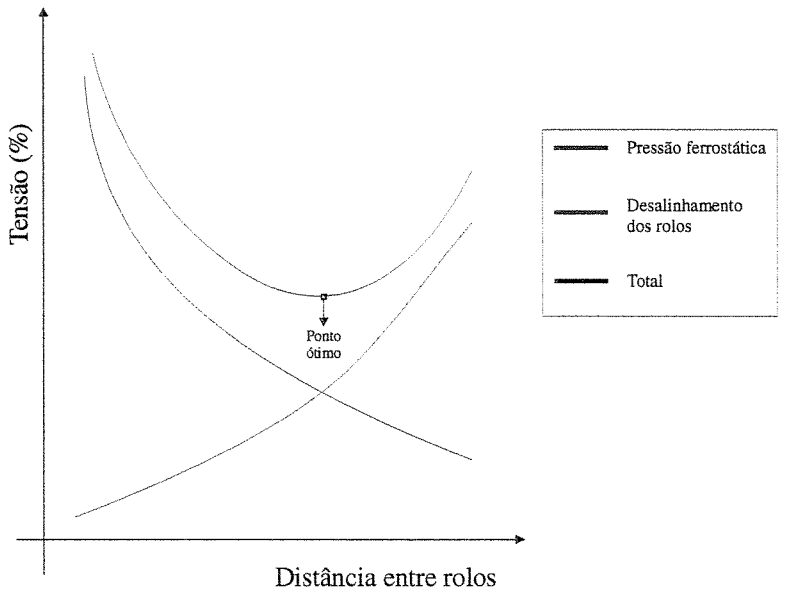


Figura 4.24 - Sobreposição dos efeitos da pressão ferrostática e desalinhamento de rolos sobre a tensão ***[Irving, 1993]***

Vários modelos matemáticos têm sido formulados para a análise de tensões no lingote. Myazawa e Schwerdtfeger *[Miyazawa, 1979]* desenvolveram um modelo analítico baseado na teoria da resistência dos materiais enquanto que Grill e outros *[Grill, 1976]* formularam um modelo que determina o campo térmico do lingote, através da técnica das diferenças finitas, e o campo de tensões, através da técnica dos elementos finitos baseado na interação entre os dados dos esforços mecânicos com os dados de temperaturas fornecidos pelo modelo de diferenças finitas. Uehara e outros *[Uehara, 1986]* utilizaram a técnica dos elementos finitos para construir um modelo bidimensional de análise de tensões no sistema de lingotamento contínuo de placas, prevendo o aparecimento de trincas na interface sólido/líquido.

4.6.6- Modelo de Deflexão e de Distribuição Térmica em Rolos Refrigerados *[Irving, 1993]*

Modelos matemáticos baseados na técnica numérica de elementos finitos tem sido desenvolvidos para calcular a distribuição térmica e a deflexão que ocorrem nos rolos refrigerados devido a esforços mecânicos e às altas temperaturas inerentes ao processo. O modelo constitui-se em duas partes: a primeira tem a função de determinar o campo térmico no rolo, alimentando a segunda parte com estas informações; a segunda parte calcula o campo de tensões. A Figura (4.25) mostra três tipos de rolos refrigerados, ilustrados anteriormente na Figura (2.33), com a malha de elementos finitos.

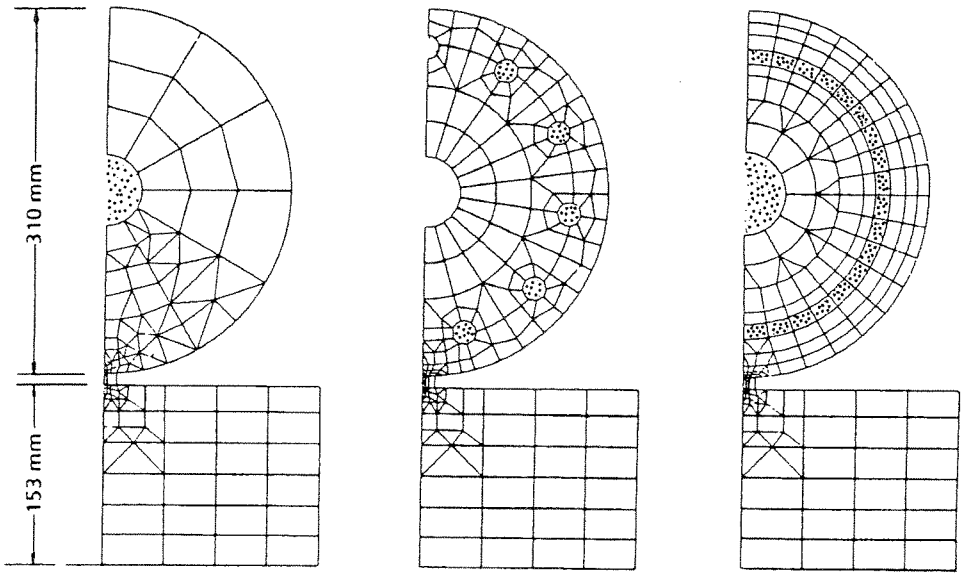


Figura 4.25 - Malha de elementos finitos acoplada nos três tipos de rolos refrigerados *[Irving, 1993]*

Capítulo 5

Validação do Modelo Matemático com Resultados Experimentais e de outros Modelos da Literatura

O modelo matemático proposto passou por uma série de comparações com resultados experimentais e de outros modelos da literatura. A validação do modelo se faz necessária para assegurar que as soluções de problemas de qualidade no lingotamento contínuo, sugeridas pelo modelo matemático, realmente tenham funcionalidade, garantindo uma comunicação confiável entre resultados simulados e a base de conhecimento.

Como apresentado no capítulo anterior, a seqüência de comparações inicia-se com o modelo unidimensional de solidificação de metais puros e ligas eutéticas até chegar-se ao modelo bidimensional de solidificação aplicado ao processo de lingotamento contínuo.

5.1 - Solidificação Unidirecional de Metais Puros em Moldes Refrigerados

O modelo matemático proposto foi confrontado com resultados dos trabalhos de Garcia *[Garcia, 1978]* e Medeiros *[Medeiros, 1979]* que utilizaram um modelo analítico desenvolvido por Garcia, aplicado à situação de solidificação unidirecional de metais puros (chumbo e alumínio) em moldes refrigerados sob as condições de vazamentos com e sem superaquecimento; de parede de molde polida ou recoberta por alumina e de um coeficiente de transferência de calor metal/molde de valor constante.

5.1.1 – Descrição do Dispositivo Experimental

O dispositivo experimental utilizado por Garcia e Medeiros (Figura 5.1) consistiu em um tubo vertical de aço inoxidável de 54 mm de diâmetro interno e 60 mm de diâmetro externo, que funciona como lingoteira, tendo ao seu redor um forno elétrico tubular. As paredes internas do tubo são recobertas com uma pintura isolante à base de alumina.

O forno é constituído por resistências elétricas de fio Kanthal A-1, distribuídas em duas zonas com potência de 1000W cada, incrustadas em material cerâmico isolante e controladas independentemente através de chaves automáticas. O material cerâmico é envolvido por uma camada de argamassa refratária, que por sua vez é protegida do exterior por uma carcaça de chapa de aço ABNT 1010.

A base da lingoteira consiste de uma chapa-molde de aço ABNT 1020 com 2 mm de espessura, em contato com um fluxo de água de 0,23 l/s. Para dar início ao processo de solidificação, o aquecimento elétrico é desligado ao mesmo tempo em que o fluido de refrigeração é acionado.

A parte inferior do tubo de aço em contato com o metal em solidificação foi configurada em duas maneiras: superfície polida e superfície recoberta com alumina para permitir a análise de coeficientes de transferência de calor metal/molde bastantes distintos.

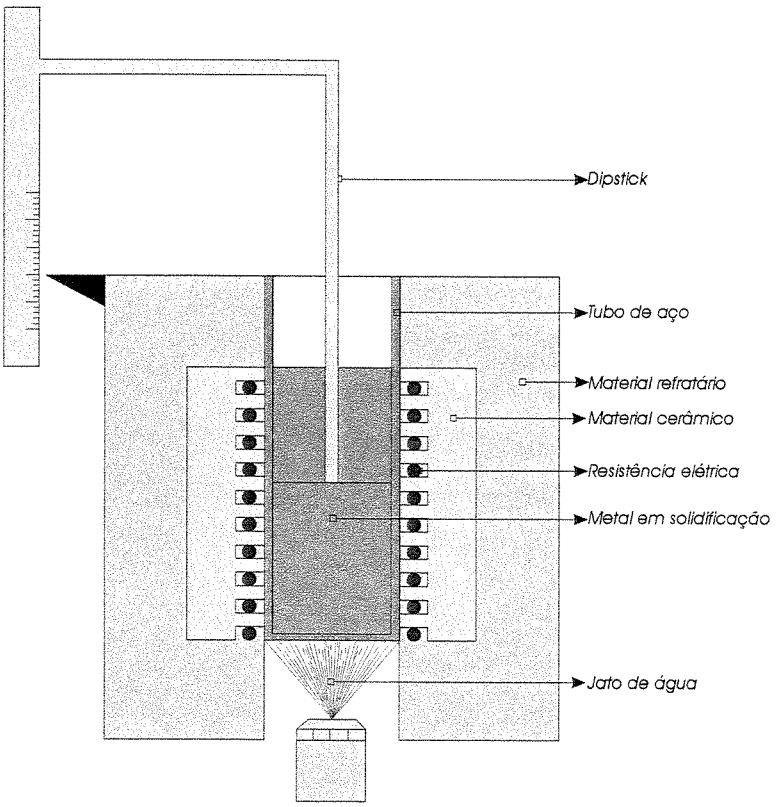


Figura 5.1 – Representação esquemática em corte do dispositivo de solidificação unidirecional refrigerado à água

5.1.2- Propriedades Termofísicas

As propriedades termofísicas dos materiais utilizadas pelo programa computacional de simulação encontram-se compiladas na Tabela (5.1). Estas propriedades foram extraídas do trabalho de Medeiros *[Medeiros, 1979]* pois os resultados do modelo analítico utilizado e o valor do coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde, derivaram destas propriedades . Neste sentido, o modelo numérico deve utilizar os valores destas propriedades para efeito de comparação com o modelo analítico.

Tabela 5.1- Propriedades termofísicas dos materiais utilizados *[Medeiros, 1979]*

Metal	k_s [W/m.K]	k_l [W/m.K]	c_s [J/kg.K]	c_l [J/kg.K]	ρ_s [kg/m^3]	ρ_l [kg/m^3]	L [J/kg]	T_f [K]
Chumbo	29,7	16,3	138	151	11300	10600	25000	600
Alumínio	209	93	1130	1080	2600	2380	385000	933

5.1.3 – Condição de Vazamento Sem Superaquecimento

A Tabela (5.2) mostra comparativamente resultados experimentais e resultados de simulações do modelo analítico *[Garcia, 1978]* e do modelo numérico proposto. O metal em solidificação é o chumbo, utilizando o coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde (h_i) com valor constante de 4900 W/m^2K, situação de parede polida, sendo este valor determinado por Garcia *[Garcia, 1978]* através de curvas experimentais. Os resultados podem ser observados graficamente na Figura (5.2).

Tabela 5.2 - Resultados experimentais e resultados de simulações do Modelo Analítico e do Modelo Numérico para solidificação do chumbo com $h_i = 4900 W/m^2K$

S(mm) Espessura solidificada	t(s) Dados Experimentais	t(s) Modelo Numérico	t(s) Modelo Analítico
10	5 (4,2)	5,4	4,3
15	8	10	8,3
20	13	15,7	13,4
25	20	22,5	19,75
30	28 (30,6)	30,5	27,3
35	38	39,5	36,1
40	48	49,7	46
45	60	61	57,2
50	72 (74,4)	73,4	69,5
55	87	86,9	83,1
60	100	99,9	97,8

* ( ) Valores obtidos por análise térmica das curvas de resfriamento

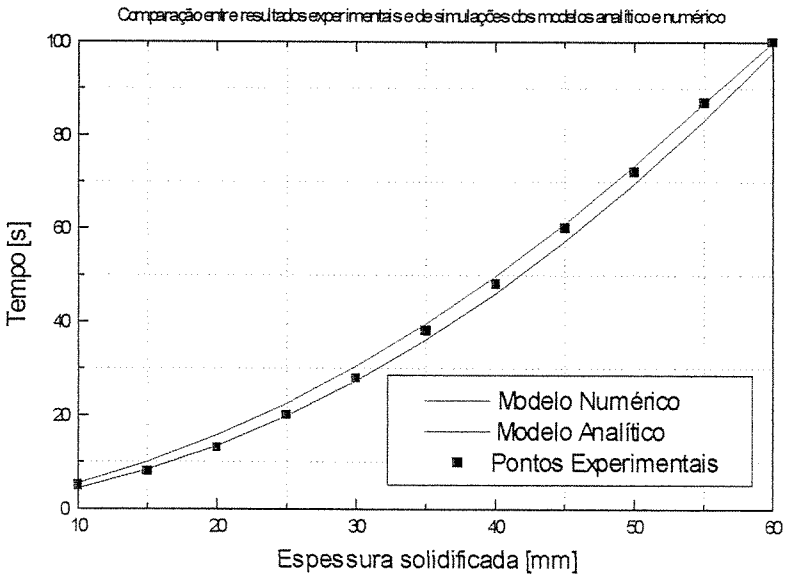


Figura 5.2 - Curvas de tempo de solidificação em relação à espessura solidificada para o chumbo com h_i=4900 W/m^{2}K

A Tabela (5.3) mostra comparativamente resultados experimentais e resultados de simulações do modelo analítico *[Garcia, 1978]* e do modelo numérico proposto. O metal em solidificação é o chumbo, utilizando o coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde (h_i) com valor constante de 750 W/m^{2}K, situação de parede recoberta com alumina, sendo este valor determinado por Garcia *[Garcia, 1978]* através de curvas experimentais. Os resultados podem ser observados graficamente na Figura (5.3).

Tabela 5.3 - Resultados experimentais e resultados de simulações do Modelo Analítico e do Modelo Numérico para solidificação do chumbo com h_i= 750W/m^{2}K

S(mm) Espessura solidificada	t(s) Dados experimentais	t(s) Modelo Numérico	t(s) Modelo analítico
10	13 (14)	15,3	14,7
15	25	25,8	23,9
20	37	37,6	34,2
25	51	50,7	45,8
30	62 (63,6)	65	58,5
35	79	80,6	72,5
40	96	97,4	87,6
45	114	115,3	104
50	132 (132)	134,5	121,5
55	151	154,8	140,3
60	169	175,8	160,2

* ( ) Valores obtidos por análise térmica das curvas de resfriamento

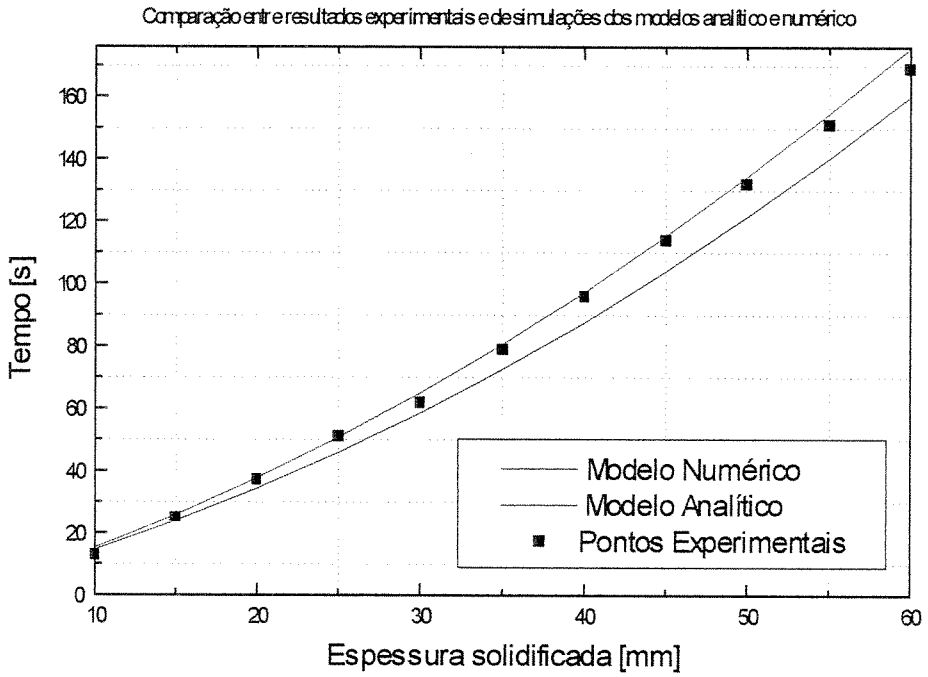


Figura 5.3 - Curvas de tempo de solidificação em relação à espessura solidificada para o chumbo com h_i=750 W/m^{2}K

A Tabela (5.4) mostra comparativamente resultados de simulações entre o modelo analítico *[Garcia, 1978]* e o modelo numérico proposto. O metal em solidificação é o alumínio, utilizando o coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde (h_i) com valor constante de 4800 W/m^{2}K, situação de parede polida, sendo este valor determinado por Garcia *[Garcia, 1978]* através de curvas experimentais de resfriamento. Os resultados podem ser observados graficamente na Figura (5.4).

Tabela 5.4 - Resultados experimentais e de simulações do Modelo Analítico e do Modelo Numérico para solidificação do alumínio com h_i= 4800W/m^{2}K

S(mm) Espessura solidificada	t(s) Dados experimentais	t(s) Modelo Numérico	t(s) Modelo Analítico
20	10	9,7	8,44
25	12	13,1	11,2
30	16	16,7	14,2
35	19	20,7	17,5
40	23	24,9	21
45	28	29,5	24,7
50	33	34,4	28,8
55	38	39,5	33
60	45	44,3	37,6

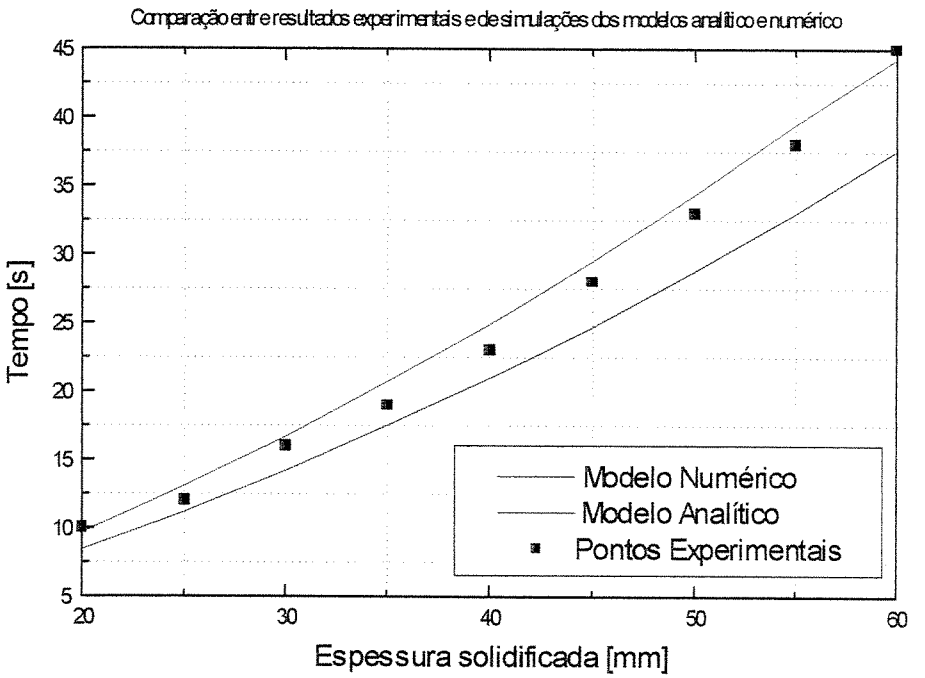


Figura 5.4 - Curvas de tempo de solidificação em relação à espessura solidificada para o alumínio com h_i=4800 W/m^{2}K

Nota-se pelas Figuras (5.2 a 5.4) que a concordância entre os resultados do modelo numérico proposto com os do modelo analítico é boa, apresentando uma pequena divergência que não é significativa.

5.1.4 - Condição de Vazamento Com Superaquecimento

A Tabela (5.5) mostra comparativamente resultados experimentais e resultados de simulações do modelo analítico *[Medeiros, 1979]* e do modelo numérico proposto. O metal em solidificação é o chumbo, com superaquecimento (ΔT_v) de 30 K, utilizando o coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde (h_i) com valor constante de 4750 W/m^{2}K, situação de parede polida, sendo este valor determinado por Medeiros *[Medeiros, 1979]* através de curvas experimentais. Os resultados podem ser observados graficamente na Figura(5.5).

Tabela 5.5 - Resultados experimentais e resultados de simulações do Modelo Analítico e do Modelo Numérico para solidificação do chumbo com h_i= 4750W/m^{2}K, ΔT_V= 30 K

S(mm) Espessura solidificada	t(s) Dados Experimentais	t(s) Modelo Numérico	t(s) Modelo Analítico
20	14 (15,6)	18,7	15,6
25	20	26,8	22,8
30	30,5	36,1	31,4
35	42	46,7	41,3
40	53 (55)	58,3	52,6
45	67	70,6	65,2
50	81	83,3	79,1
55	96	96,8	94,4
60	112 (113,7)	109,7	111

* ( ) Valores obtidos por análise térmica das curvas de resfriamento

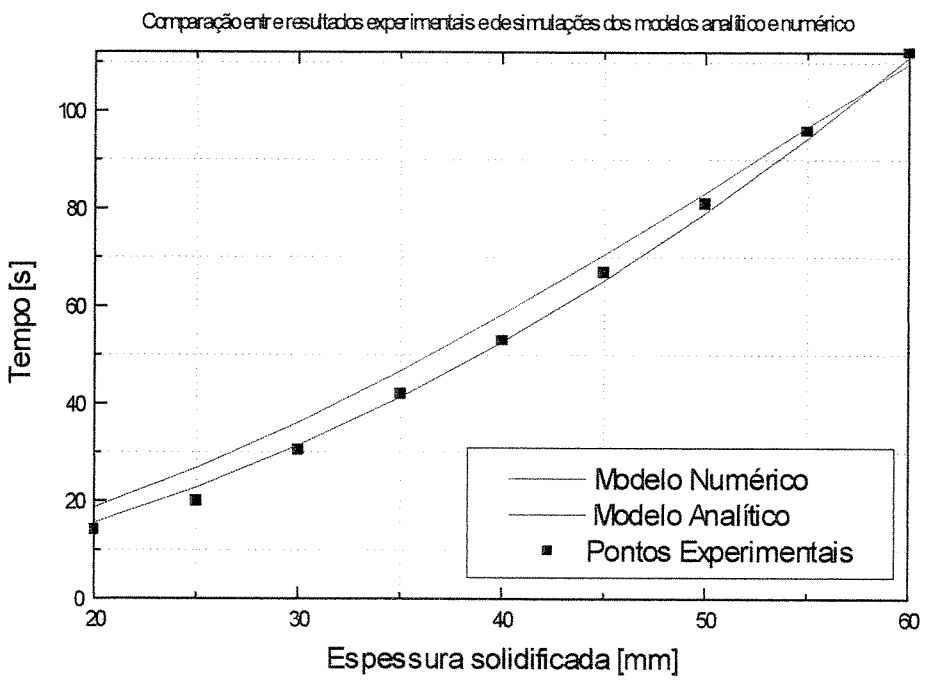


Figura 5.5 - Curvas de tempo de solidificação em relação à espessura solidificada para o chumbo com h_i=4750 W/m^{2}K, ΔT_v= 30K

A Tabela (5.6) mostra comparativamente resultados experimentais e resultados de simulações do modelo analítico *[Medeiros, 1979]* e do modelo numérico proposto. O metal em solidificação é o chumbo, com superaquecimento de 60 K, utilizando o coeficiente de transferência

de calor na interface metal/molde (h_i) com valor constante de 4750 W/m^{2}K, situação de parede polida, sendo este valor determinado por Medeiros *[Medeiros, 1979]* através de curvas experimentais. Os resultados podem ser observados graficamente na Figura (5.6).

Tabela 5.6 - Resultados experimentais e resultados de simulações do Modelo Analítico e do Modelo Numérico para solidificação do chumbo com h_i= 4750W/m^{2}K, ΔT_v= 60 K

S(mm) Espessura solidificada	t(s) Dados Experimentais	t(s) Modelo Numérico	t(s) Modelo Analítico
20	18 (19,4)	21,8	17,8
25	27	31,1	26
30	37,5	41,8	35,7
35	48,5	53,7	46,9
40	65,5 (66,4)	66,5	59,6
45	81	79,4	73,8
50	98	92,3	89,4
55	117	105,7	106,6
60	135,5 (138,3)	118,6	125,3

* ( ) Valores obtidos por análise térmica das curvas de resfriamento

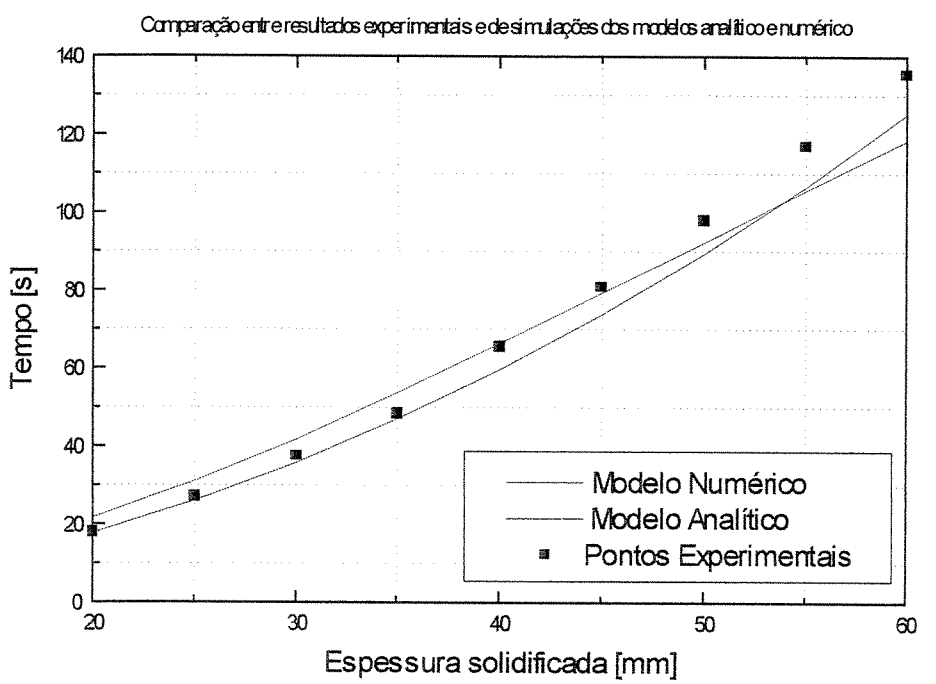


Figura 5.6 - Curvas de tempo de solidificação em relação à espessura solidificada para o chumbo com h_i=4750 W/m^{2}K, ΔT_v= 60K

A Tabela (5.7) mostra comparativamente resultados experimentais e resultados de simulações do modelo analítico *[Medeiros, 1979]* e o modelo numérico proposto. O metal em solidificação é o alumínio, com superaquecimento de 30 K, utilizando o coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde (h_i) com valor constante de 1351 W/m^2K, situação de parede recoberta com alumina, sendo este valor determinado por Medeiros *[Medeiros, 1979]* através de curvas experimentais. Os resultados podem ser observados graficamente na Figura (5.7).

Tabela 5.7 - Resultados experimentais e resultados de simulações do Modelo Analítico e do Modelo Numérico para solidificação do alumínio com h_i= 1351 W/m^2K, ΔT_v= 46 K

S(mm) Espessura solidificada	t(s) Dados Experimentais	t(s) Modelo Numérico	t(s) Modelo Analítico
20	31 (33,3)	32,1	29,5
25	39	40,4	37,7
30	48 (50,4)	48,9	46,1
35	57	57,4	54,9
40	67 (71,7)	66,1	64,1
45	76,5	75,1	73,5
50	86,5 (90,9)	84,4	83,2

* ( ) Valores obtidos por análise térmica das curvas de resfriamento

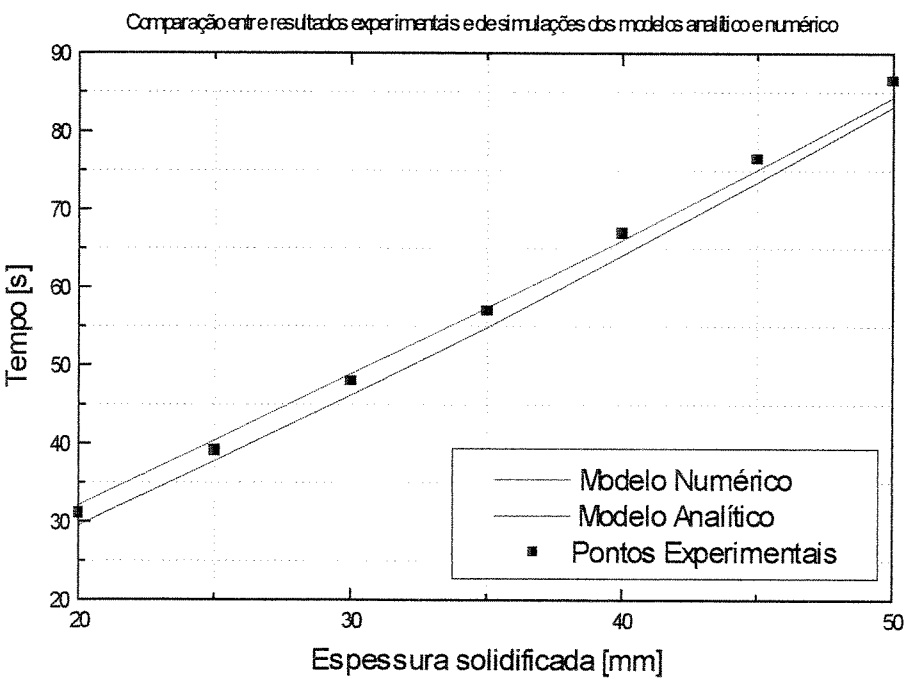


Figura 5.7 - Curvas de tempo de solidificação em relação à espessura solidificada para o alumínio com h_i=1351 W/m^2K, ΔT_v= 46K

Nota-se pelas Figuras (5.5 a 5.7) que a concordância entre os resultados do modelo numérico proposto com os do modelo analítico é boa, apresentando uma maior divergência no gráfico da Figura 5.6. Este fato é explicado pelo maior nível de superaquecimento empregado e como a lingoteira do dispositivo experimental encontra-se acoplada ao conjunto de resistências elétricas, que mesmo após seu desligamento para o início do processo de solidificação, a inércia do sistema ainda permite que uma quantidade extra de calor seja fornecida, o que retardou a solidificação após um certo comprimento do lingote, conforme mostra a Figura (5.6).

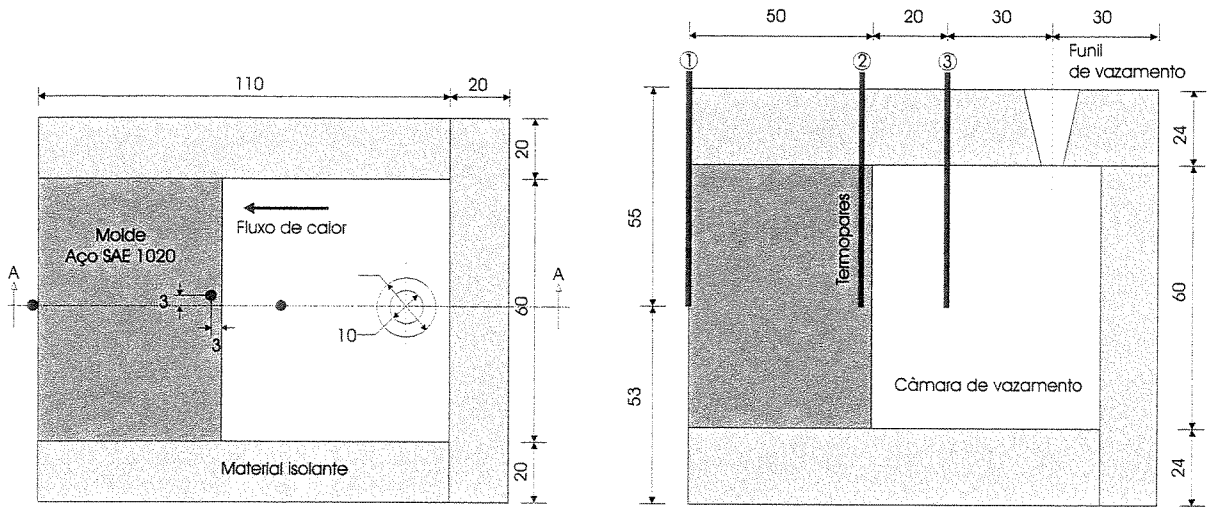
5.2 - Solidificação Unidirecional de Metais Puros, Ligas Binárias Eutéticas e Ligas Binárias em Lingoteira

O modelo matemático para a solidificação unidirecional em lingoteira foi estruturado em duas partes: para metais puros, ligas binárias eutéticas e para ligas binárias que solidificam em um intervalo de temperaturas. O modelo para metais puros e ligas eutéticas foi validado em primeiro lugar para que pudesse ser inserido posteriormente no modelo de ligas binárias. Devido ao fenômeno da rejeição de soluto durante a solidificação em condições fora do equilíbrio, as ligas binárias podem atingir a concentração eutética, apresentando o comportamento de um metal puro ou liga eutética.

Foi montado um dispositivo experimental monitorado por termopares para o levantamento da evolução térmica com o tempo. Outro modelo numérico *[Spim Jr., 1993]* já aferido previamente foi utilizado para a determinação do coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde (h_i) em função do tempo.

5.2.1 – Descrição do Dispositivo Experimental

A geometria do molde é regular (secção retangular), sendo uma das faces de material condutor (bloco de metal), ou seja, um absorvedor de calor, e as outras de material isolante, visando a obtenção de um fluxo de calor unidimensional. O processo foi monitorizado por termopares estrategicamente localizados (Figura 5.8) para um levantamento representativo da evolução do campo térmico de todo o sistema. Nota-se que o termopar (1) é utilizado somente para a determinação do coeficiente (h_{amb}).



Planta Corte A-A

Figura 5.8 – Esquema do sistema experimental de solidificação unidirecional medidas em milímetros

5.2.2 – Parâmetros de Solidificação

A Tabela (5.8) mostra as funções de (h_{amb}) e (h_i) em relação ao tempo e os valores da Temperatura ambiente (T_{amb}) e Temperatura de vazamento (T_v) utilizados em cada metal de fundição.

Tabela 5.8 – Parâmetros térmicos

Metal	h_{amb} [W/m^2.K]	h_i [W/m^2.K]	Temperatura ambiente [K]	Temperatura vazamento [K]
Chumbo	$t^{0,263}$.3,4	$t^{-0,47}$.8500	295	665
Estanho	$t^{0,193}$.4,85	$t^{-0,47}$.6800	296	551
Eutético (Sn/Pb)	$t^{0,12}$.6,85	$t^{-0,47}$.7800	301	493
Alumínio	$t^{0,346}$.3,44	$t^{-0,47}$.12500	301	1065
Sn-5% Pb	$t^{0,16}$.8,1	$t^{-0,47}$.18000	305	513
Sn-20%Pb	$t^{0,16}$.8,1	$t^{-0,47}$.8400	301	533

5.2.3 – Propriedades termofísicas

As propriedades termofísicas utilizadas pelo modelo numérico encontram-se compiladas na Tabela (5.9).

Tabela 5.9 – Propriedades termofísicas dos materiais *[Touloukian, 1970, Bejan, 1993]*

Metal	k_s [W/m.K]	k_l [W/m.K]	c_s [J/kg.K]	c_l [J/kg.K]	ρ_s [kg/m^3]	ρ_l [kg/m^3]	L [J/kg]	T_f [K]	T_l [K]	T_s [K]
Chumbo	34,7	29,7	129,8	138,2	11340	10678	26205	600		
Estanho	67	33	221	259	7304	7000	60710	505		
Eutético (Sn/Pb)	65,7	31,7	186,2	212,9	8840	8400	47560	456		
Alumínio	217	95	1158	1086	2550	2382	2382	933		
Sn-5%Pb	64	33	212	246	7720	7380	57120		493	456
Sn-20%Pb	59	32	199	230	8250	7860	52580		475	456
Aço 1020	52		469		7860					

5.2.4 – Simulações

As Figuras (5.9) a (5.14) mostram graficamente resultados de simulações comparados com resultados experimentais para cada material.

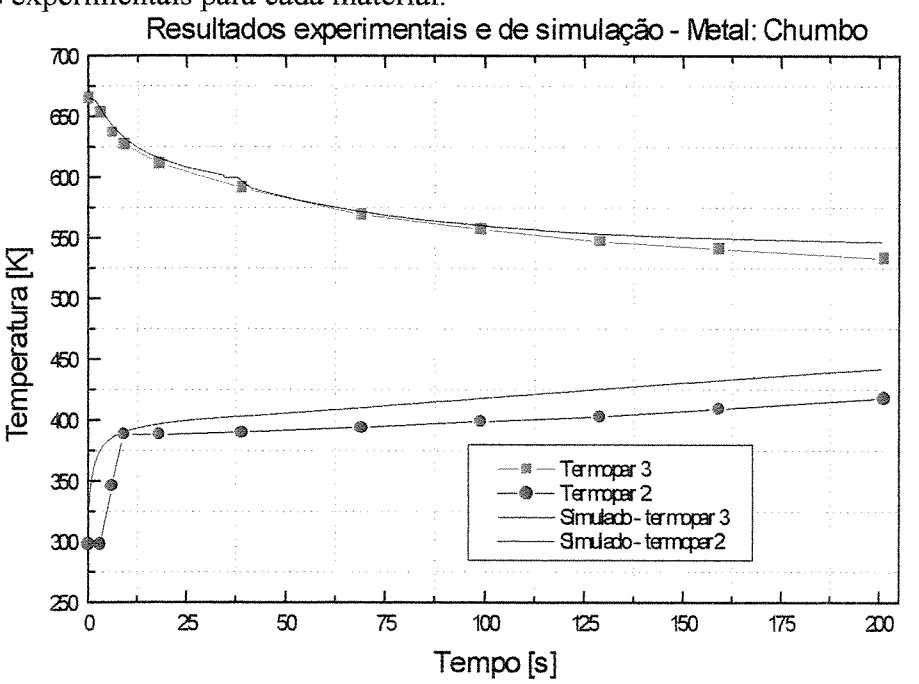


Figura 5.9 - Resultados experimentais e de simulação para a solidificação do chumbo com h_i variável

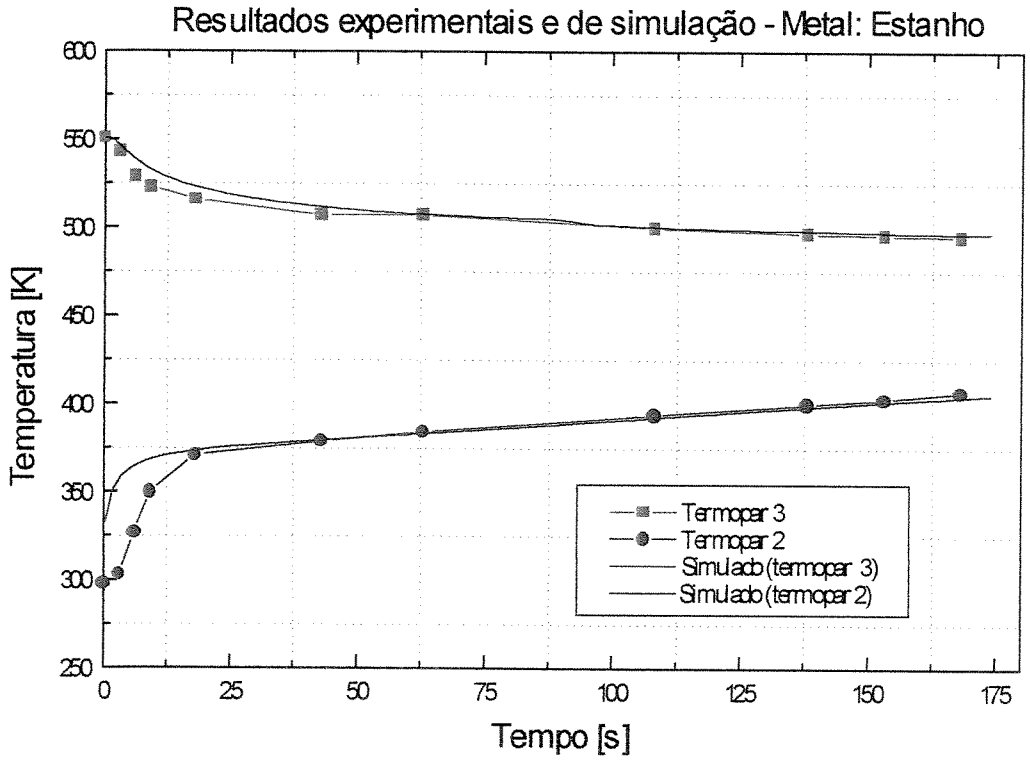


Figura 5.10 - Resultados experimentais e de simulação para a solidificação do estanho com h_i variável

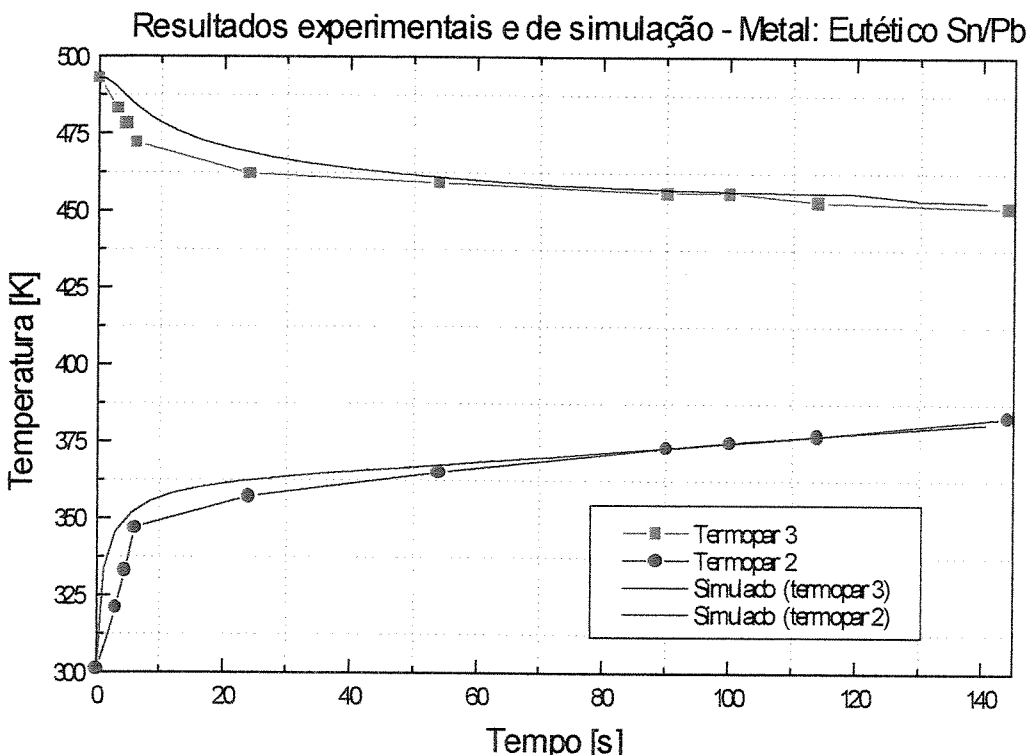


Figura 5.11 - Resultados experimentais e de simulação para a solidificação da liga eutética Sn/Pb com h_i variável

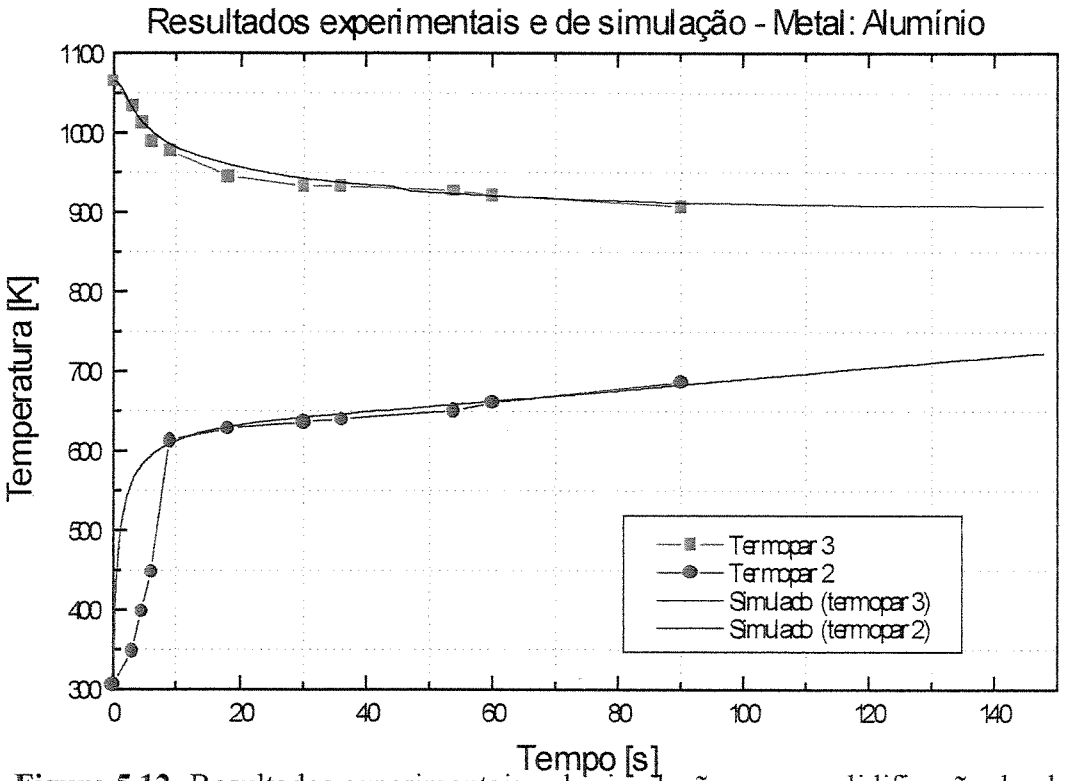


Figura 5.12- Resultados experimentais e de simulação para a solidificação do alumínio com h_i variável

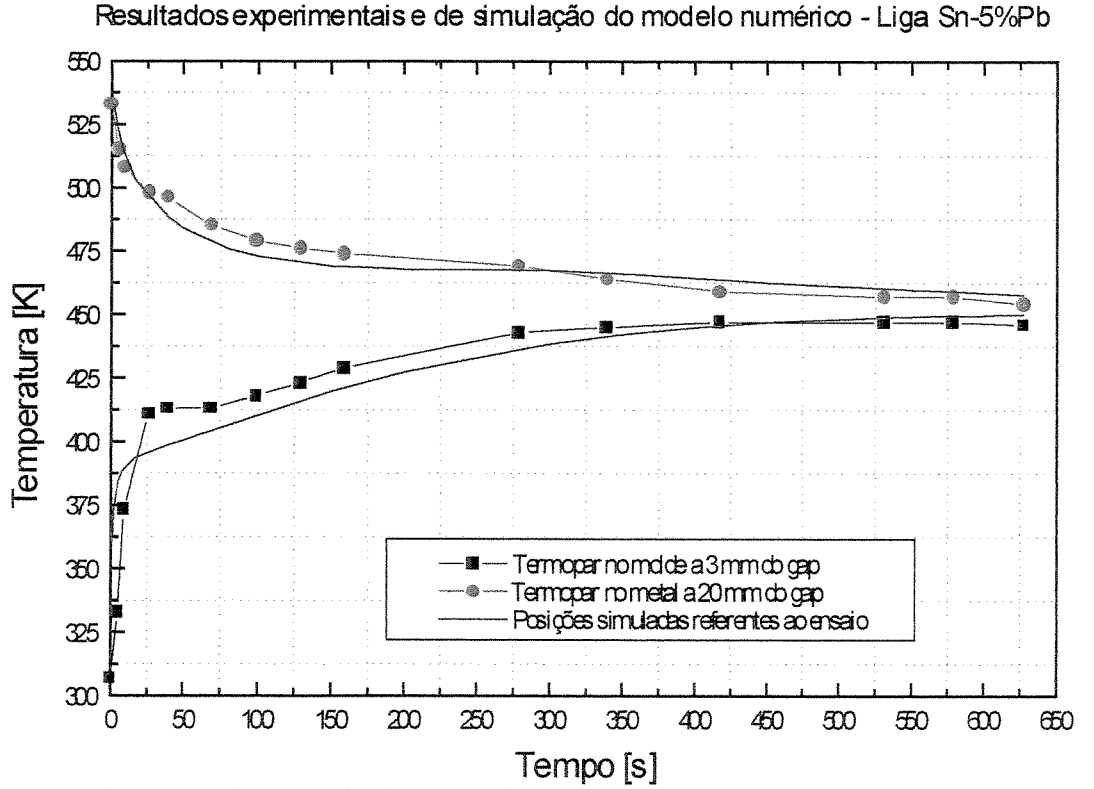


Figura 5.13 - Resultados experimentais e de simulação para a solidificação da liga Sn-5% Pb com h_i variável

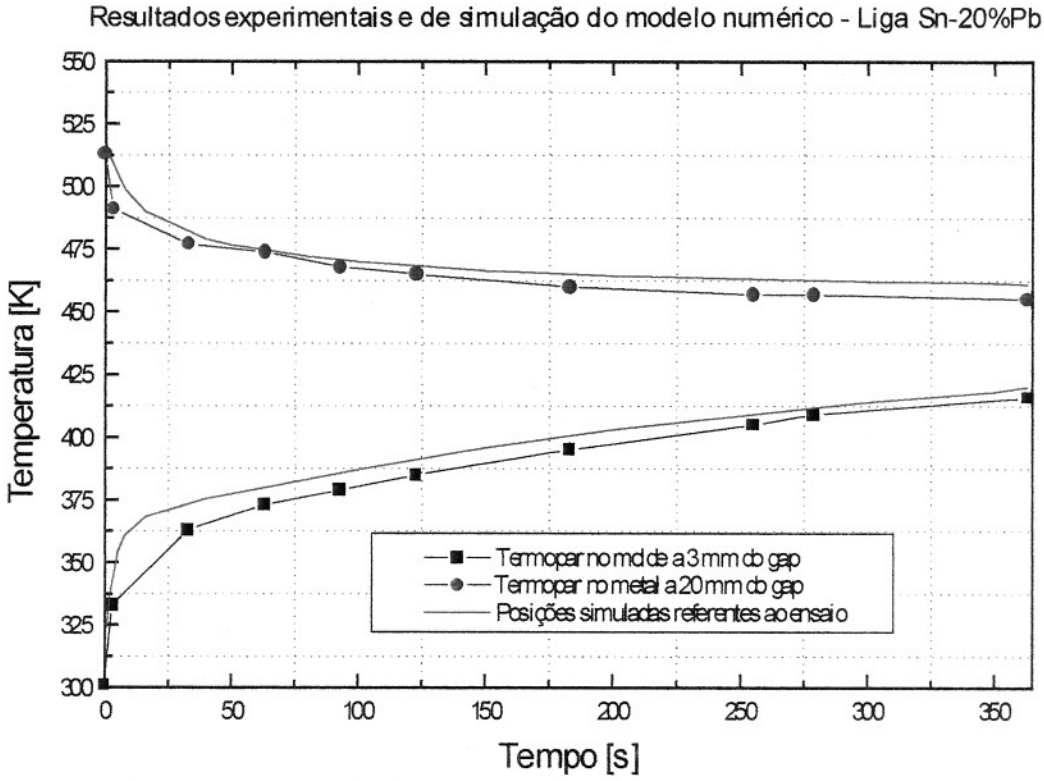


Figura 5.14 - Resultados experimentais e de simulação para a solidificação da liga Sn-20% Pb com h_i variável

Os gráficos das Figuras (5.9) a (5.14) demonstram a boa concordância entre resultados experimentais e os obtidos por simulação do modelo matemático tanto para o caso de solidificação unidirecional de metais puros e ligas eutéticas quanto para ligas binárias em geral. Pode-se, portanto, estender a aplicação do modelo matemático unidirecional para o caso de lingotamento contínuo na análise da temperatura superficial e evolução da casca sólida, como é feito na literatura, devido ao menor consumo de variáveis em termos de programação e ao menor tempo de processamento, se comparado ao modelo com seu formato bidimensional.

5.3 - Solidificação Bidirecional no Processo de Lingotamento Contínuo

O modelo matemático bidimensional de simulação do processo de lingotamento contínuo foi validado através de comparações com resultados experimentais de evolução da casca sólida na região do molde e com a curva de temperatura superficial gerada por outro modelo numérico.

O gráfico da Figura (5.15) mostra os perfis da linhas solidus e liquidus geradas pelo modelo numérico e pontos experimentais (extraídos no trabalho de Garcia e Prates *[Garcia, 1983]*) para o

caso de lingotamento contínuo, na região do molde, do aço 1018 sob ação de um coeficiente de transferência de calor global (h_g) constante = 1800 W/m^2K e velocidade de lingotamento de 0,0339 m/s. A Tabela (5.10) resume os dados de entrada do modelo numérico.

Tabela 5.10 – Dados de entrada do modelo numérico bidimensional de simulação do processo de lingotamento contínuo

Metal	Velocidade de lingotamento [m/s]		Dimensão do molde [cm]		h_g [W/m^2K]	k_s [W/mK]	k_l [W/mK]	c_s [J/kgK]
Aço 1018	0,0339		15x15x58		1800	29,3	25,4	670
c_l [J/kgK]	ρ_s [kg/m^3]	ρ_l [kg/m^3]	L [J/Kg]	T_f [K]	T_S [K]	T_l [K]	$T_{água}$ [K]	ΔT_v [K]
679	7400	7000	260000	1808	1768	1798	293	5

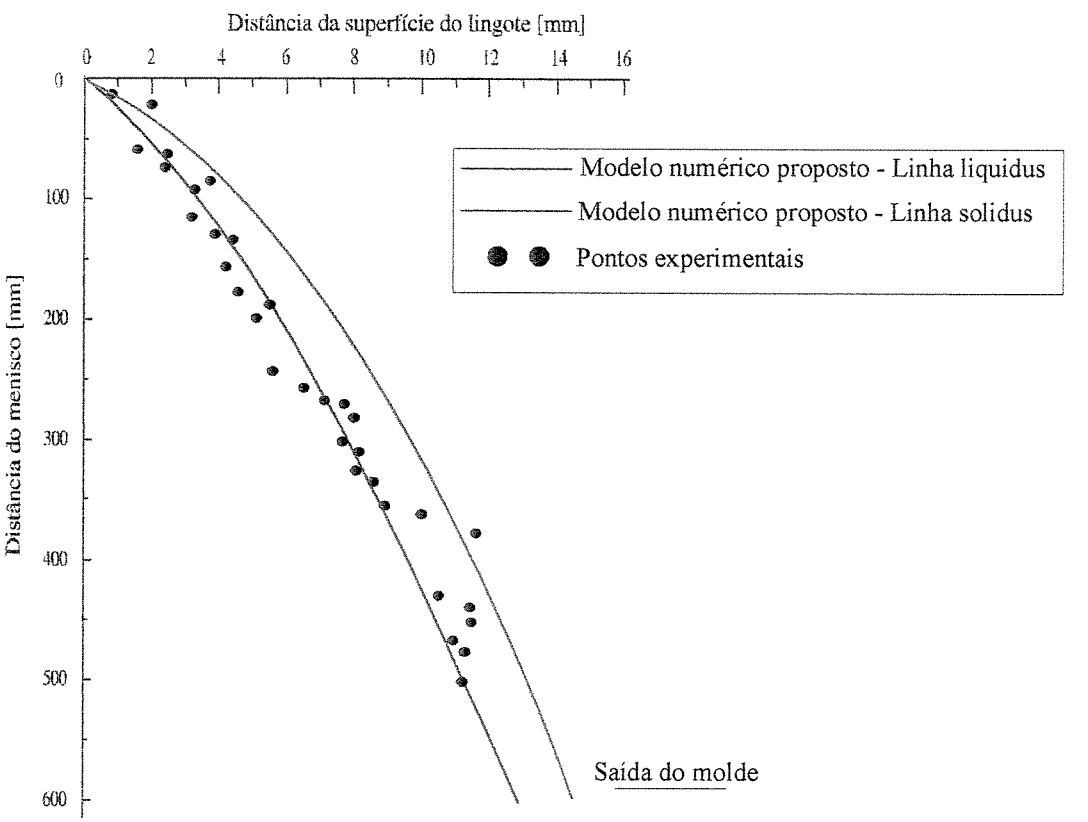


Figura 5.15 – Perfis da linha solidus e liquidus gerados pelo modelo numérico e pontos experimentais

O gráfico da Figura (5.16) mostra os perfis da linhas solidus e liquidus geradas pelo modelo numérico e pontos experimentais (extraídos no trabalho de Lait e outros *[Lait, 1974]*) para o caso de lingotamento contínuo, na região do molde, de aço de baixo carbono sob ação de um coeficiente de

transferência de calor global constante, h_g = 1649,3 W/m^{2}K e velocidade de lingotamento de 0,044 m/s. A Tabela (5.11) resume os dados de entrada do modelo numérico.

Tabela 5.11 – Dados de entrada do modelo numérico bidimensional de simulação do processo de lingotamento contínuo

Metal	Velocidade de lingotamento [m/s]		Dimensão do molde [cm]		h_g [W/m^{2}K]	k_s [W/mK]	k_l [W/mK]	c_s [J/kgK]
Aço baixo carbono	0,044		13,3x13,3x68,5		1800	29,3	25,4	670
c_l [J/kgK]	ρ_s [kg/m^3]	ρ_l [kg/m^3]	L [J/Kg]	T_f [K]	T_S [K]	T_l [K]	$T_{água}$ [K]	ΔT_v [K]
679	7400	7000	260000	1808	1768	1798	293	5

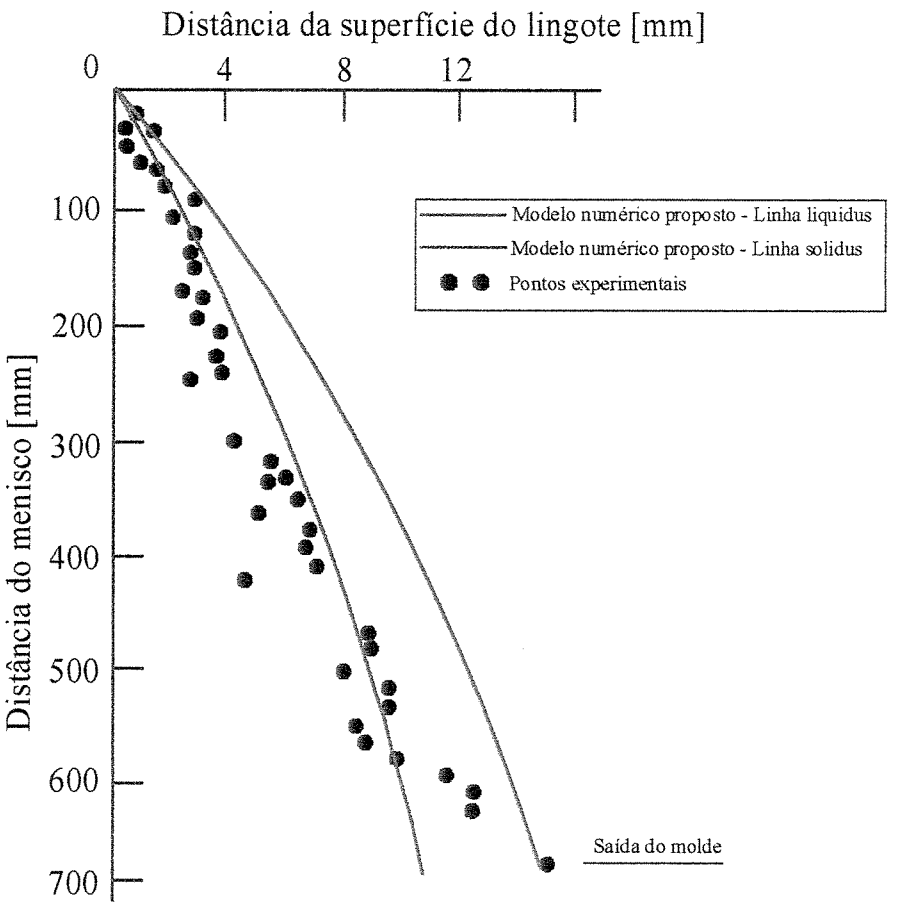


Figura 5.16 – Perfis da linha solidus e liquidus gerados pelo modelo numérico e pontos experimentais

O gráfico da Figura (5.17) mostra pontos experimentais e perfis da linhas solidus e liquidus geradas pelo modelo numérico proposto e por um modelo analítico (extraídos no trabalho de Garcia e Prates *[Garcia, 1983]*) para o caso de lingotamento contínuo, na região do molde, do aço com 0,62 %C sob ação de um coeficiente de transferência de calor global constante h_g = 2700 W/m^{2}K e velocidade de lingotamento de 0,0333 m/s. A Tabela (5.12) resume os dados de entrada do modelo numérico.

Tabela 5.12 – Dados de entrada do modelo numérico bidimensional de simulação do processo de lingotamento contínuo

Metal	Velocidade de lingotamento [m/s]		Dimensão do molde [cm]		h_g [W/m^{2}K]	k_s [W/mK]	k_l [W/mK]	c_s [J/kgK]
Aço 1062	0,0333		15x15x53		2700	29,3	25,4	670
c_l [J/kgK]	ρ_s [kg/m^3]	ρ_l [kg/m^3]	L [J/Kg]	T_f [K]	T_S [K]	T_l [K]	$T_{água}$ [K]	ΔT_v [K]
679	7400	7000	260000	1808	1643	1748	293	5

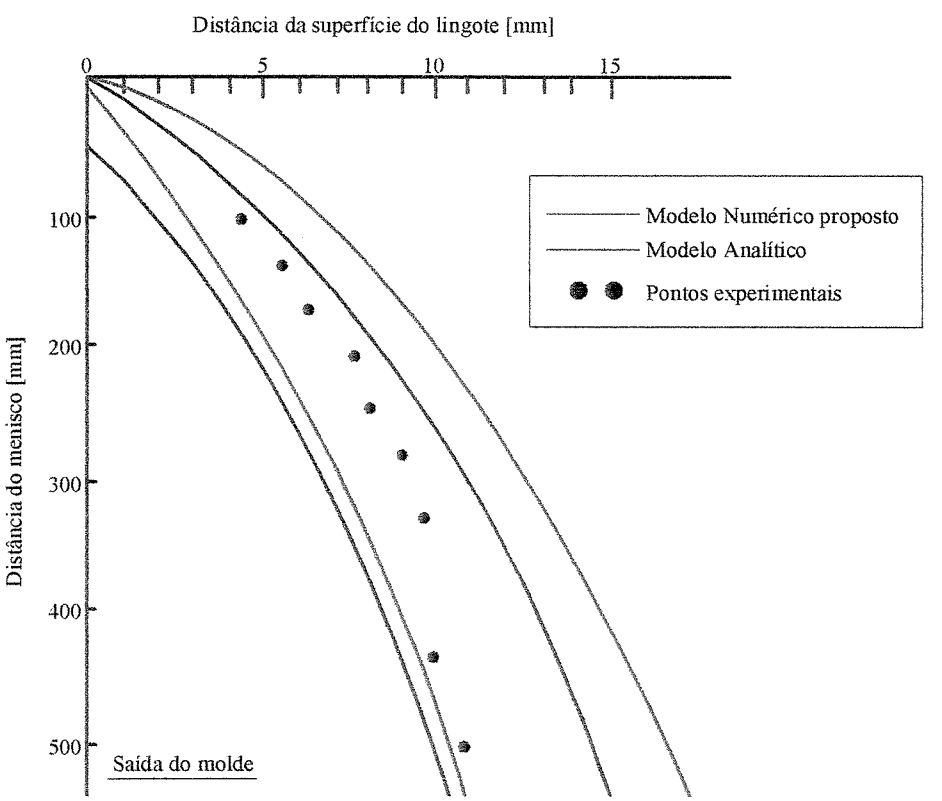


Figura 5.17 – Comparação entre os resultados experimentais e os do modelos analítico e numérico proposto

Como os pontos experimentais são obtidos pela localização de chumbo radioativo adicionado ao metal líquido no molde, as correntes convectivas ali presentes são responsáveis pelo arrastamento do chumbo radioativo para as raízes das dendritas (linha solidus) e entre os braços dendríticos (zona pastosa). Portanto, o fato de os pontos experimentais situarem-se nas proximidades da região delimitada pelas Linhas solidus e liquidus comprovam a boa concordância do modelo numérico proposto com resultados experimentais.

A segunda parte de aferição do modelo numérico consistiu na comparação do perfil de temperatura superficial de uma placa de aço lingotada (Figura 5.18) gerada por um outro modelo numérico desenvolvido por Spim *[Spim Jr, 1993]* baseado na analogia entre sistemas térmicos e circuitos elétricos. A Tabela (5.13) mostra as características dimensionais e dados de entrada no modelo de solidificação de lingotamento contínuo de placas.

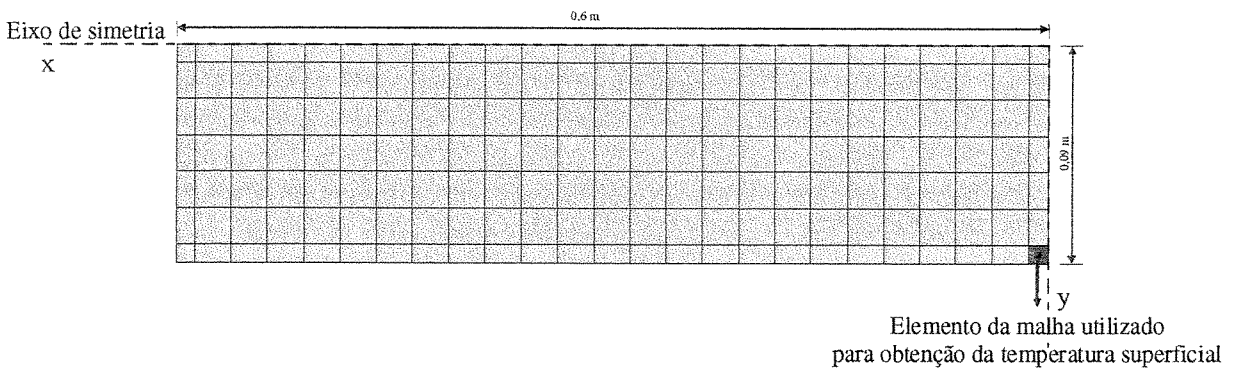


Figura 5.18 - Localização do elemento de malha para a monitorização da temperatura superficial da placa

Tabela 5.13 - Características dimensionais, dados de entrada no modelo de solidificação de lingotamento contínuo de placa *[Spim Jr., 1993]*

Metal	k_s [W/mK]	k_l [W/mK]	c_s [J/kgK]	c_l [J/kgK]	ρ_s [kg/m^3]	ρ_l [kg/m^3]	T_f [K]	T_S [K]	T_l [K]
Aço 1010	29,3	25,4	670	679	7400	7000	1808	1768	1798
Dimensões da placa [m]:									1,2 x 0,18 x 0,8
Velocidade de lingotamento [m/s]									0,01167
Temperatura de vazamento [°C]									1580
Temperatura da água de refrigeração no molde [°C]									20
Coeficiente de transferência de calor global no molde na direção 'x' [W/m^{2}K]:									1800
Coeficiente de transferência de calor global no molde na direção 'y' [W/m^{2}K]:									1800
Coeficiente de transferência de calor após o molde na direção 'y' [W/m^{2}K]:									800

Região de Chuveiros		
Distância do Menisco [m]	Comprimento da Zona [m]	Coeficiente de transferência de calor [W/m^2K]
1,5	0,7	1280
2,2	0,7	960
3,0	0,8	800
3,8	0,8	690
5,0	1,2	580
7,0	2,0	480
Região de radiação livre		
Coeficiente de transferência de calor [W/m^2K]:		180

A Figura (5.19) mostra comparativamente as curvas de simulação geradas pelo modelo numérico proposto e pelo modelo da literatura para o processo de lingotamento de placas de aço 1010 segundo as características listadas na Tabela (5.13).

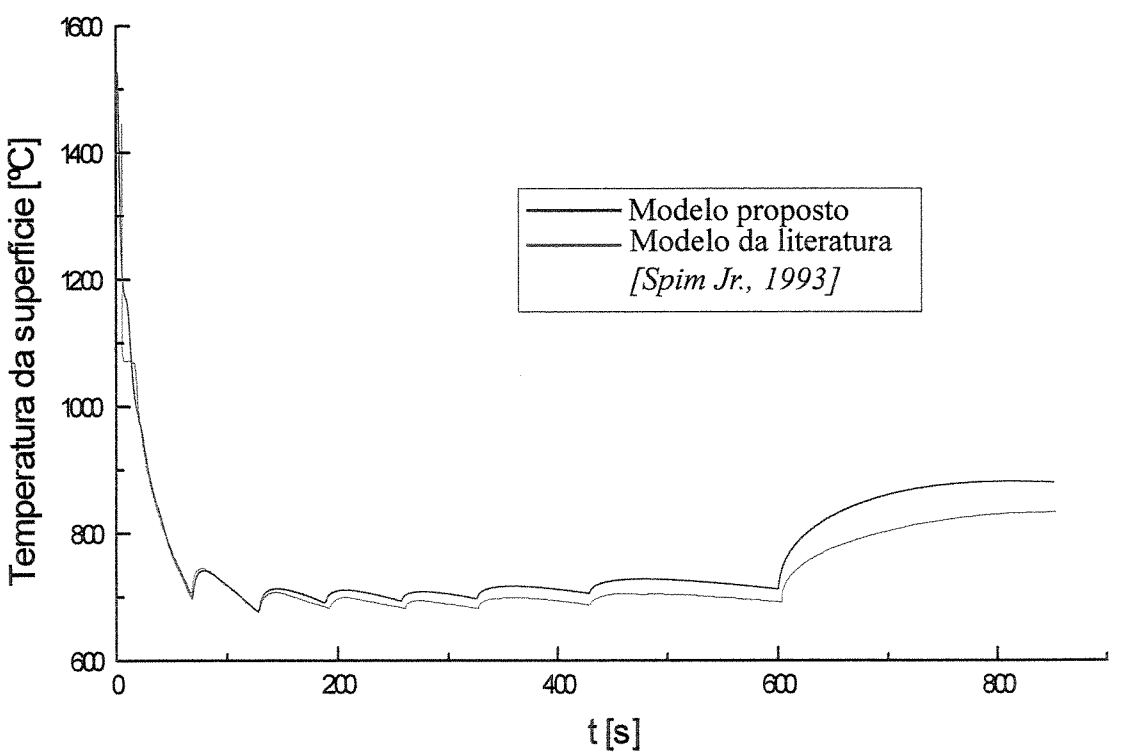


Figura 5.19 - Comparação da variação de temperatura da superfície da placa entre o modelo proposto e o da literatura

Através da Figuras (5.19) nota-se que a concordância entre os dois modelos é boa, apesar de haver uma certa discrepância que pode ser explicada pelo grau refino da malha de diferenças finitas, pelo número de algarismos significativos das variáveis usadas pelos programas computacionais e pela abordagem dada à condutividade térmica equivalente que difere entre os modelos: o modelo da literatura utiliza uma média entre as condutividades térmicas entre os elementos vizinhos enquanto o modelo proposto, a equação (4.65).

Capítulo 6

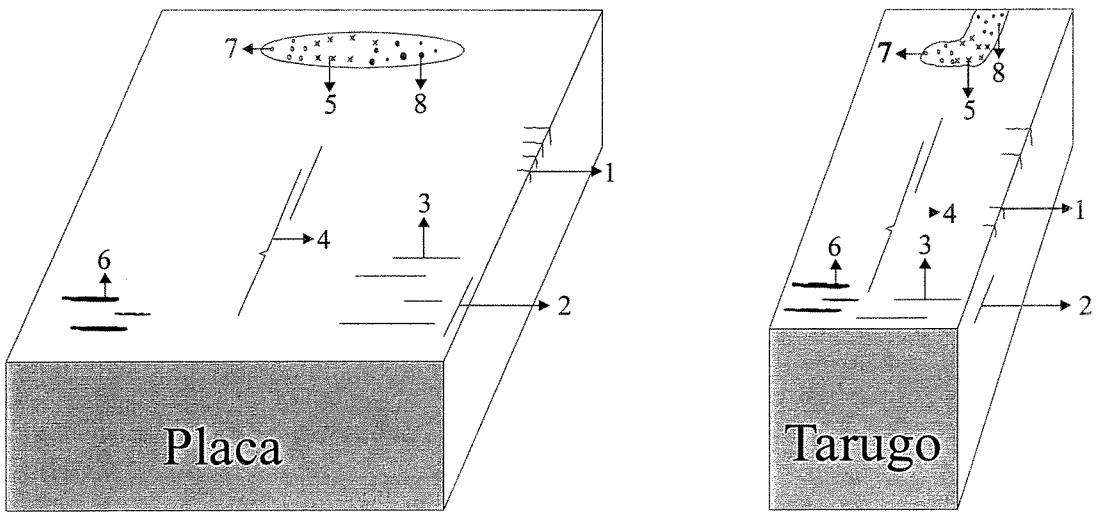
Qualidade no Processo de Lingotamento Contínuo

6.1- Introdução

Um dos problemas mais sérios de qualidade no processo de lingotamento contínuo de aços é a formação de trincas que pode alcançar qualquer lugar da superfície ou do interior do lingote. As trincas superficiais são oxidadas pelo ar, não permitindo que sejam coalescidas pelo processo de laminação, mas se propagam com a aplicação de esforços mecânicos. As trincas localizadas no interior do lingote são menos suceptíveis à oxidação, mas podem aflorar para a superfície durante os processos de lingotamento contínuo e de laminação, dependendo do grau de solicitação mecânica. As trincas internas formadas na região de avanço da frente de solidificação são responsáveis pela concentração localizada de fases ricas em soluto, não podendo ser eliminadas no processo de laminação, permanecendo no produto final. As trincas são extremamente indesejáveis por prejudicarem as propriedades mecânicas, principalmente a resistência à fadiga quando há esforços mecânicos cíclicos.

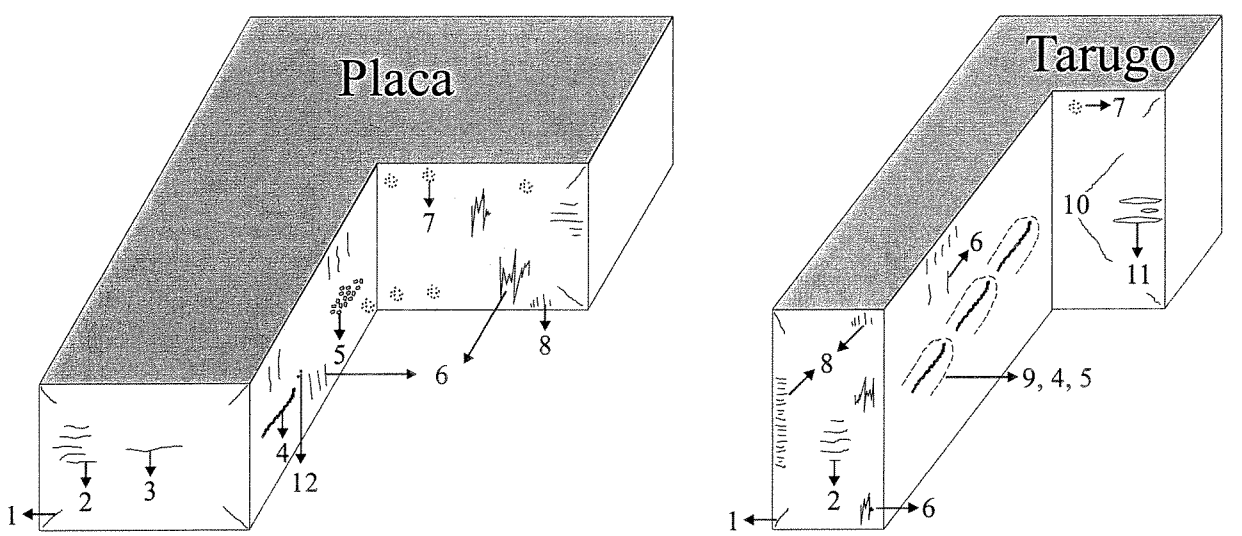
Pela Figura (6.1), observa-se que as trincas aparecem nas direções longitudinais, transversais e diagonais, sendo localizadas no canto, no meio da face, na linha central e entre o centro e a superfície do lingote. Por esta razão, as trincas são classificadas quanto sua orientação e localização no lingote. Como exemplo tem-se: trinca longitudinal no canto e trincas transversais superficiais.

Embora a quantidade de tipos de trincas possa parecer alarmante, é possível formar um conjunto de medidas com o objetivo de prevenir seu aparecimento. A determinação de como as trincas formam envolve o conhecimento dos parâmetros térmicos que regem a solidificação, bem como da interação mecânica entre a máquina de lingotamento contínuo e o lingote, frente aos esforços excessivos: atrito com o molde, pressão dos rolos, desalinhamento da máquina, operação de dobramento e endireitamento do lingote.



1- Trincas transversais no canto	5- Trincas em forma de estrela
2- Trincas longitudinais no canto	6- Marcas profundas de oscilação
3- Trincas transversais superficiais	7- Microporosidade
4- Trincas longitudinais superfiiais	8- Macro inclusões

a) Defeitos superficiais na placa e no tarugo



1- Trincas internas no canto	7- Inclusões não metálicas
2- Trincas na região central	8- Fenda próxima à superfície
3- Trincas na linha central	9- Cavidade de contração
4- Segregação na linha central	10- Trincas diagonais
5- Porosidade	11- Microporosidades
6- Trincas a meio caminho	12- Semi-macrosegregação

b) Defeitos internos na placa e no tarugo

Figura 6.1 - Desenho esquemático de defeitos encontrados no lingotamernto contínuo de placas e tarugos ***[Irving, 1993]***

6.2 - Efeito de Fatores de Composição do Aço na Formação de Trincas

6.2.1 - Concentração de Carbono *[Irving, 1984]*

Aços com concentração de carbono entre 0,08% e 0,14% estão submetidos à transformação de fase δ para γ que gera contrações responsáveis pela nucleação de trincas longitudinais. A contração também causa transferência de calor irregular na região do molde, causando a formação de uma casca sólida não uniforme. A Figura (6.2) mostra que o maior índice de trincas longitudinais ocorre para a concentração de 0,12 % de C. Comparando os dois lingotes de espessura de 180 mm, observa-se que uma maior viscosidade do pó fluxante reduz sensivelmente a taxa de trincas longitudinais, que são ilustradas pela Figura (6.3). O índice de trinca longitudinal é proporcional à área de lingote afetada pelo defeito.

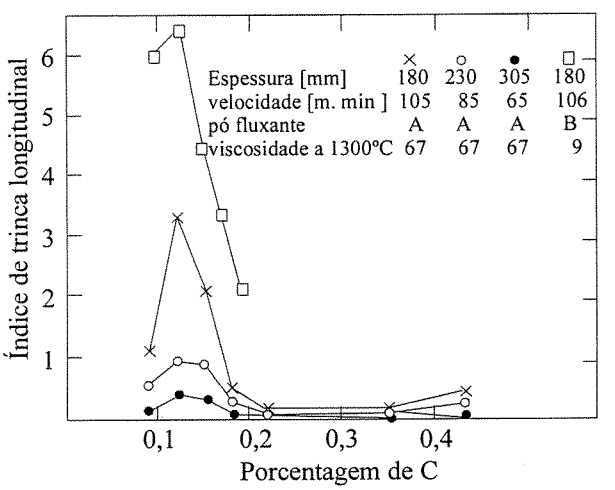


Figura 6.2 - Efeito da concentração de carbono nas trincas longitudinais ***[Irving, 1984]***

Figura 6.3 - Trincas longitudinais na superfície de uma placa ***[Brimacombe, 1979]***

6.2.2 - Efeito de Elementos de Liga

A maioria das trincas ocorre em três zonas de temperaturas classificadas como: zona de altas temperaturas (de 1340 °C até a temperatura solidus), zona de temperaturas intermediárias (entre 800 e 1200 °C) e zona de baixas temperaturas (entre 700 e 900 °C). *[Brimacombe, 1977]* Estas três zonas são afetadas pela composição do aço que atua diretamente na dutilidade do aço.

- **Zona de altas temperaturas** (1340 °C a temperatura solidus): a baixa dutilidade nesta faixa de temperaturas deve-se à presença de filmes líquidos na região interdendrítica, que não solidificam até que sejam alcançados valores de temperaturas abaixo da temperatura solidus. Estes filmes contêm níveis elevados de enxofre, fósforo e outros solutos que foram segregados devido ao fenômeno da rejeição de soluto. A forte influência do fósforo sobre a dutilidade do aço é evidenciada na Figura (6.4). A Figura (6.5), obtida por microscopia eletrônica, mostra a presença de inclusões compostas de sulfetos na superfície de uma trinca formada em temperatura próxima à temperatura solidus.

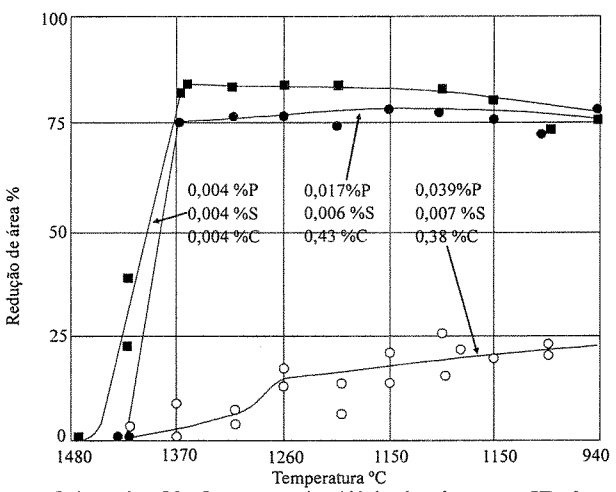


Figura 6.4 - Efeito do fósforo na dutilidade do aço ***[Brimacombe, 1977]***

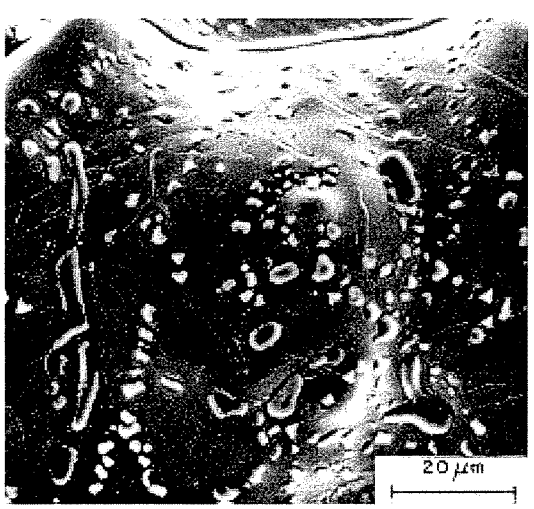


Figura 6.5 - Micrografia obtida por microscopia eletrônica revelando inclusões de sulfetos ***[Brimacombe, 1977]***

- **Zona de temperaturas intermediárias** [800 a 1200° C]: a segunda zona de baixa dutilidade nos aços aparece na faixa de temperaturas de 800 a 1200 °C, sendo fortemente influenciada pela relação Mn/S. O gráfico da Figura (6.6) mostra a dutilidade do aço em função da relação Mn/S de um estudo realizado para a faixa de temperaturas entre 1000 e 1300 °C. *[International Iron and Steel Institute, 1986]*. A baixa dutilidade resulta da precipitação de FeS nos contornos de grão da austenita, propiciando a nucleação de trincas nesta região. Em aços com com relações de Mn/S superiores a 60, o enxofre é confinado numa fase estável (MnS), que precipita na matriz austenítica e não no contorno de grão.

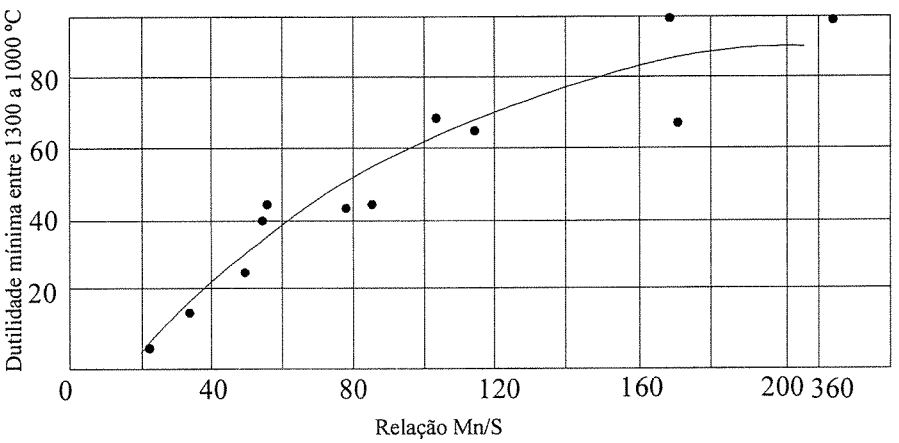


Figura 6.6 - Influência da relação Mn/S na dutilidade do aço
[International Iron and Steel Institute, 1986]

- **Zona de baixas temperaturas** [700 a 900°C]: a terceira zona de temperaturas é suceptível às trincas transversais (Figura 6.7), sendo associada à solubilidade do alumínio no aço e à precipitação de AlN nos contornos de grão. A adição de 0,002 a 0,004% de titânio tem sido utilizada para a redução da solubilidade do nitrogênio, diminuindo significantemente a frequência das trincas transversais.

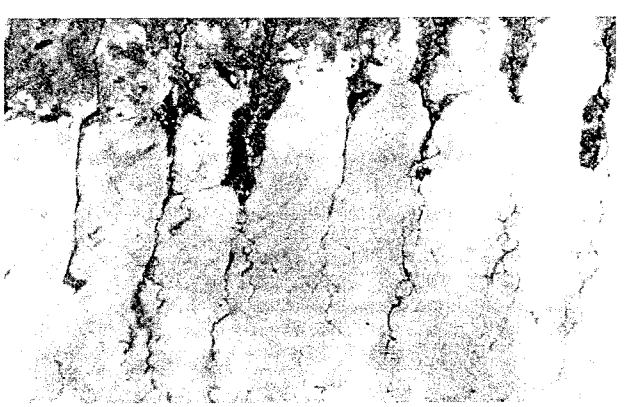


Figura 6.7 - Trinca transversal
na superfície de uma placa ***[Brimacombe, 1977]***

6.3 - Efeito de Fatores Operacionais nos Defeitos Superfíciais

6.3.1 - Resfriamento Assimétrico do Lingote na Região do Molde

O resfriamento assimétrico do lingote na região do molde pode levar à formação de trincas longitudinais, devido à pontos isolados de altas temperaturas (maior do que 1340 °C). Estes pontos isolados são provenientes da má distribuição do pó fluxante, *gaps* de ar locais ou erosão da casca sólida causada pelas correntes do aço líquido. Uma vez nucleadas, as trincas se propagam com as tensões geradas pelos rolos de apoio na saída do molde (rolos de pé) e pelo resfriamento proporcionado pelos primeiros bicos da região de chuveiros.

A incidência de trincas em forma de estrela (Figura 6.8) também estão relacionadas com a variação do fluxo de calor na região do molde e não devido à ausência de revestimento (níquel) interno do molde que podia causar impregnação de cobre na superfície do lingote, como se afirmava comumente na literatura *[Billany, 1991]*.

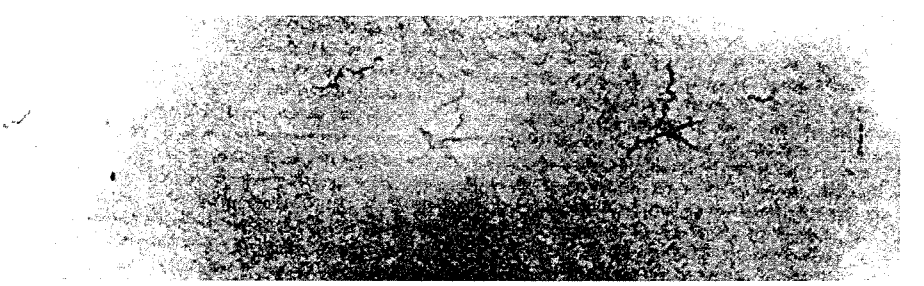


Figura 6.8 - Trinca em forma de estrela na superfície do lingote ***[Brimacombe, 1977]***

6.3.2 - Variação da Dimensão do Molde

Na região do menisco, o molde pode sofrer abaulamento e desgaste devido ao atrito do lingote na sua saída. Para o caso de tarugos com 20 cm^2, foi constatado que a frequência de trincas longitudinais de canto (Figura 6.9) aumenta quando a diferença entre as dimensões da secção transversal do molde na região do menisco e na região de saída do lingote exceder de 1,2 mm. *[Brimacombe, 1977]*

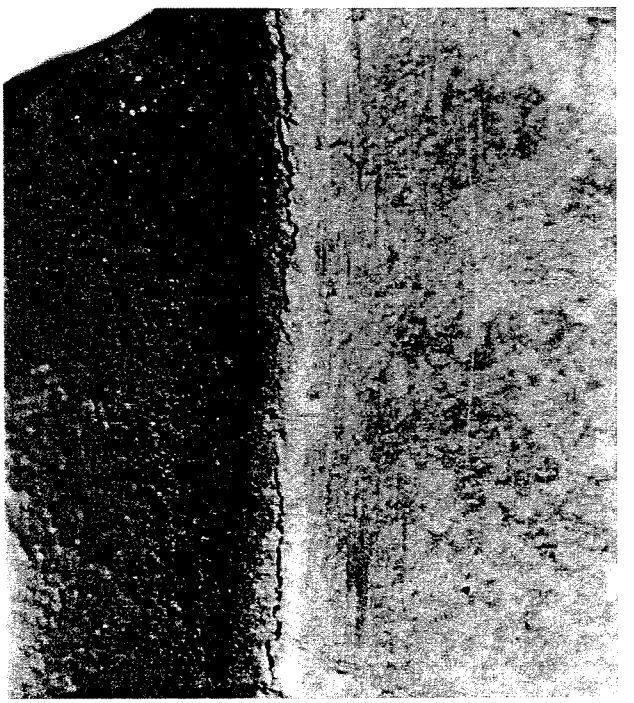


Figura 6.9 - Trinca longitudinal localizada no canto num tarugo ***[Samarasekera, 1982, A]***

A distorção do molde se deve ao aquecimento assimétrico do molde durante o processo de lingotamento, causando o defeito de forma denominado romboidade (Figura 6.10), medido pela diferença entre os comprimentos das diagonais da secção transversal do tarugo. A distorção tem como causas: espessura inadequada da parede de cobre, velocidade insuficiente da água de refrigeração, variação do *gap* na interface molde/lingote, altura do menisco inconstante, oscilação do molde, posicionamento fora de centro do tubo de cobre no interior do molde (Figura 6.11 a) e erro nas dimensões durante a fabricação do tubo de cobre Figura (6.11 b).

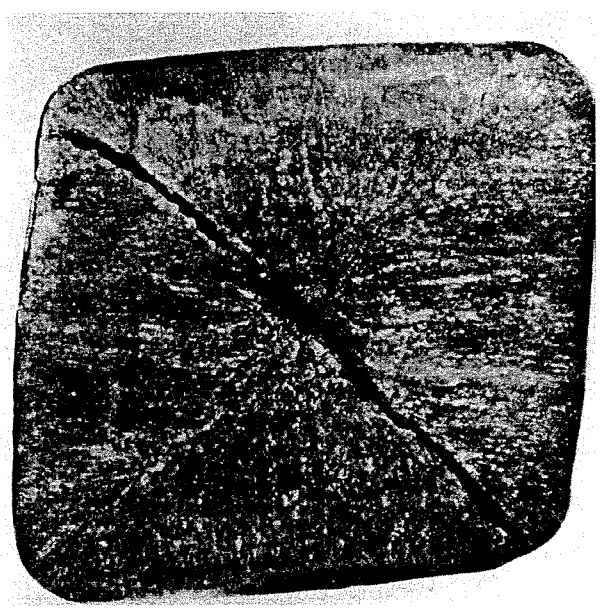
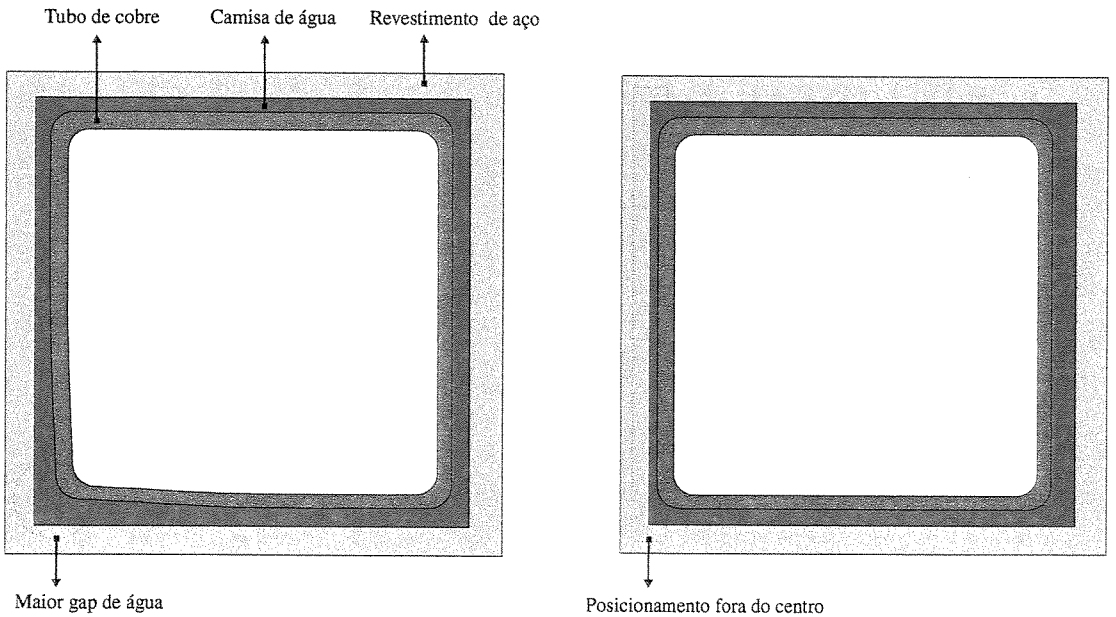


Figura 6.10 - Romboidade e trinca diagonal num tarugo ***[Samarasekera, 1982 A]***



a) maior *gap* deágua na quina do tubo de cobre;
b) posicionamento fora de centro do tubo de cobre
Figura 6.11 - Secções transversais de moldes
para lingotamento de tarugos ***[Brimacombe, 1986]***

Os estudos em ambiente industrial feitos por Samarasekera e outros *[Samarasekera, 1994]* analisaram espessuras de moldes de tarugo na faixa de 6,4 e 14,1 mm e com raios de canto na faixa de 3,2 a 12 mm, chegando-se à conclusão de que a espessura mínima deve ser aproximadamente 13 mm para tarugos de secções pequenas (100 a 150 mm^2) e de 20 mm para tarugos de secções maiores (200 mm^2). Entretanto, espessuras maiores do que 20 mm apresentaram problemas de lubrificação com óleo, porque as faces do molde em contato com o lingote na região do menisco, tiveram suas temperaturas acima da de ebulição do óleo, causando agarramento do lingote ao molde. Quanto ao raio de canto do molde, a experiência de duas décadas mostrou que o raio de 3 a 4 mm, reduz a ocorrência de trincas longitudinais no canto. A velocidade da água deve estar entre 10 e 11 m/s (alto Número de Reynolds) para evitar ebulição da água, e consequentemente a distorção do molde e a ebulição do óleo lubrificante.

As trincas longitudinais no canto que ocorrem juntamente com a romboidade aparecem na quina do lingote onde o ângulo é obtuso. A Figura (6.12) mostra as tensões atuantes no lingote, sendo paralelas à diagonal contida entre as quinas de ângulo agudo. Estas trincas podem se prolongar para o interior do lingote à medida que as tensões forem atuando com o avanço da frente de solidificação. *[Samarasekera, 1982 A]*

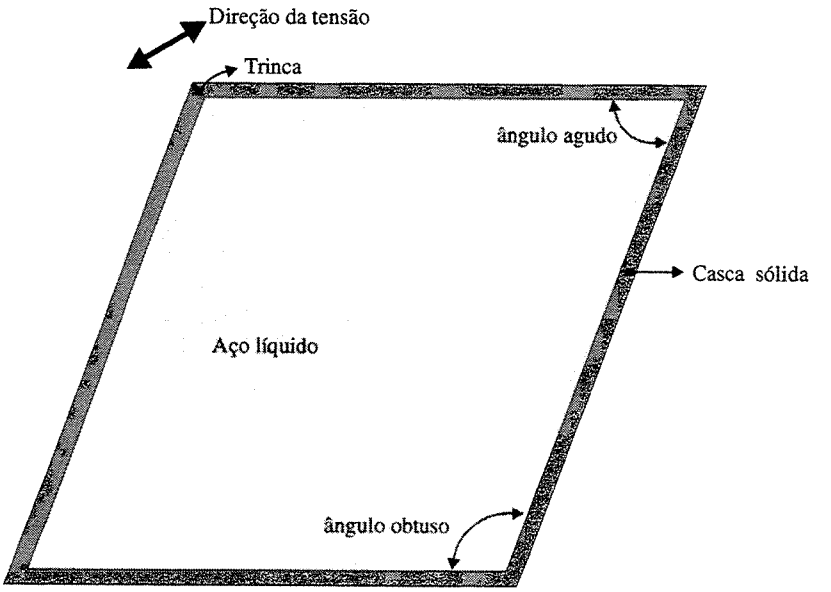


Figura 6.12 - Direção e sentido da tensão gerada pela romboidade do tarugo

6.3.3 - Controle do Nível de Metal Líquido no Molde

A variação do nível do menisco gera pertubações na formação da casca sólida e altera o consumo de pó fluxante originando trincas longitudinais e transversais superficiais, bem como inclusões provenientes da escória.

As Figuras (6.13, 6.14 e 6.15) mostram a influência da flutuação do nível do menisco sobre os defeitos gerados. Observa-se pela Figura (6.13) que o índice de ocorrência de trincas longitudinais (medida proporcional à quantidade de lingote afetada pelo defeito) para flutuações entre 0 e 5 mm é praticamente nulo.

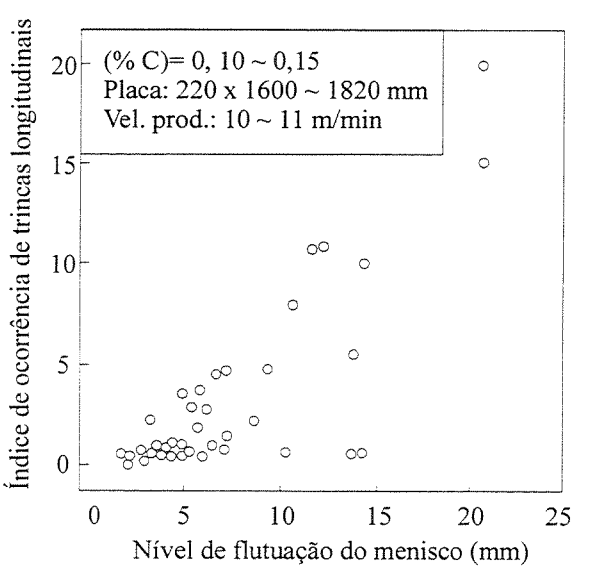


Figura 6.13 - Índice de ocorrência de trincas longitudinais em relação ao nível de flutuação do menisco *[Irving, 1993]*

O gráfico da Figura (6.14) relaciona a densidade de defeitos (inclusões e microporosidades) com cinco categorias que significam faixas de níveis de flutuações do nível do menisco:

- Categoria 1= 0 - 4 mm;
- Categoria 2= 4 - 8 mm;
- Categoria 3= 8 - 12 mm;
- Categoria 4= 12 - 16 mm;
- Categoria 5= > 16 mm;

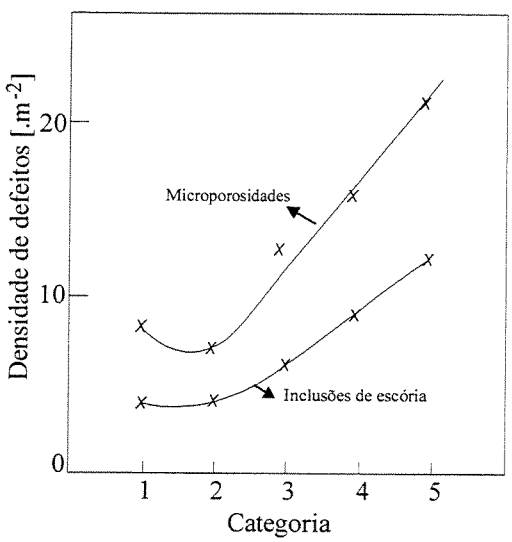


Figura 6.14 - Relação entre densidade de defeitos e as várias faixas de variação do nível do menisco *[Irving, 1993]*

Os números entre parêntesis na Figura (6.15) significam o volume em tonelada de aço analisado e o índice de trinca transversal é uma medida proporcional à quantidade de lingote afetada pelo defeito.

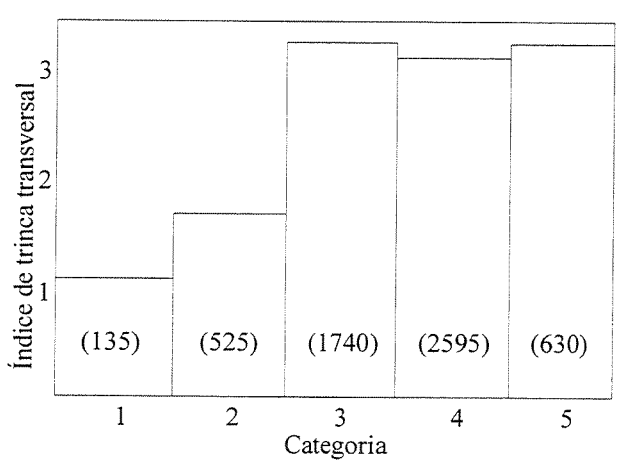


Figura 6.15 - Relação entre trincas transversais e as várias faixas de variação do nível do menisco *[Irving, 1993]*

6.3.4 - Lubrificação do Molde

Os moldes de lingotamento contínuo de tarugos geralmente utilizam comumente óleo vegetal ou sintético devido à baixa velocidade de fusão do pó fluxante, que deve ser igual à velocidade de consumo do mesmo. Na região do menisco, o óleo sofre decomposição tendo a função de impedir a aderência do lingote no molde, evitando a ocorrência de *breakout*. A transferência de calor no molde é de 15 a 20 % superior quando se utiliza óleo em relação ao pó fluxante. A lubrificação insuficiente por óleo vegetal gera trincas longitudinais no canto, sendo necessário verificar se os orifícios de alimentação de óleo não estão entupidos.

O pó fluxante além de ter a função de absorver inclusões, deve formar um filme lubrificador sobre a superfície do lingote. Este filme pode ter estrutura vítrea ou cristalina dependendo da natureza do pó fluxante: baixa ou alta alcalinidade (alta relação CaO/SiO_2), respectivamente. A formação de uma escória com maior alcalinidade proporciona melhor absorção de inclusões *[Irving, 1993]*. A adição de alumina diminui a precipitação cristalina e favorece a vitrificação.

Pós fluxantes com alta cristalinidade são utilizados para reduzir o índice de trincas longitudinais pela redução da transferência de calor por radiação se comparado com a escória vítrea, apesar de a condutividade térmica da escória cristalina ser maior *[Billany, 1991]*.

Entretanto, a baixa alcalinidade do pó fluxante contribui para a diminuição da ocorrência de *breakout* pelo fato de a escória vítrea apresentar resitência térmica menor do que a cristalina, favorecendo a formação de uma casca sólida mais espessa. A força viscosa de atrito (80 a 90 % da força total de atrito entre lingote e molde) devido ao pó fluxante é intensificada com a presença de gases na sua constituição, aumentando a probabilidade de ocasionar *breakout [Mills, 1991]*.

A dinâmica de formação do breakout pode ser observada pela Figura (6.16) e descrita pelos seguintes estágios *[Carvalho, 1981]*:

- Estágio 1: situação de solidificação normal do lingote;
- Estágio 2: a lubrificação inadequada da interface lingote/molde pela escória do pó fluxante gera tensões de atrito e o agarramento do lingote na parede do molde;
- Estágio 3: como o lingote é arrastado pelos rolos extratores e o molde oscila, ocorre um rompimento abaixo do ponto de agarramento;
- Estágio 4: o aço líquido preenche o espaço deixado pelo rompimento, formando uma nova casca, que se rompe em seguida;
- Estágio 5: repetição do processo de pequenos rompimentos no decorrer do processo de lingotamento;
- Estágio 6: ciclo de rompimento atinge a saída do molde gerando o vazamento de aço líquido (*Breakout*)

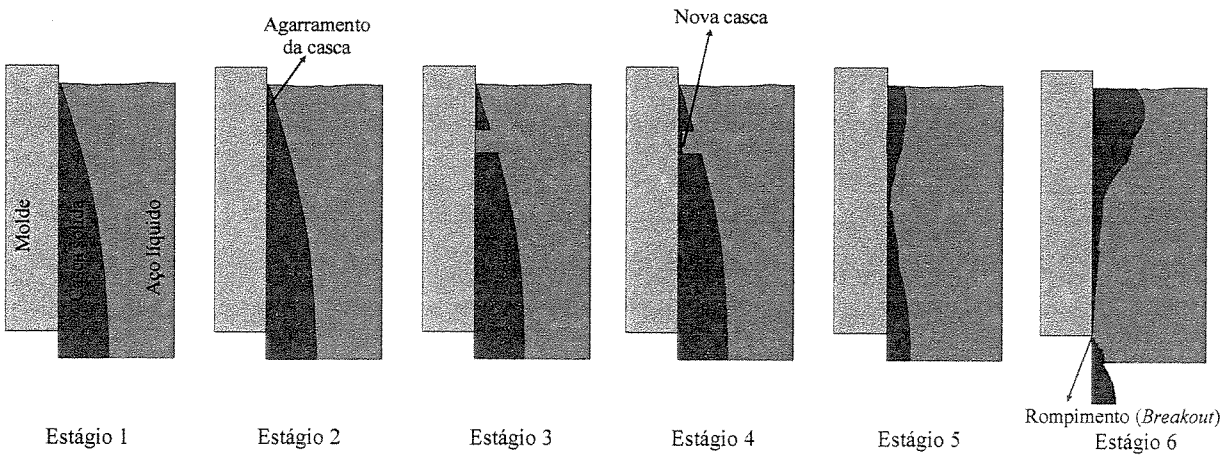


Figura 6.16 - Dinâmina da formação de *breakout* ***[Carvalho,1981]***

A Tabela (6.1) mostra as espessuras mínimas de casca sólida para cada tipo de lingote para evitar a ocorrência de *breakout*.

Tabela 6.1 - Espessura mínima da casca sólida na saída do molde para cada tipo de lingote *[Brimacombe, 1984C]*

Secção do lingote	Espessura da casca sólida na saída do molde (mm)
Pequenos tarugos (até 100 x 100 mm)	9-10
Tarugos médios (até 150 x 150 mm)	12,5
Blocos e Placas pequenas	16-17
Placas grandes	> 20

A Figura (6.17) mostra a formação normal da casca sólida e de quando ocorre o *breakout*.

A maioria dos pós fluxantes contém aproximadamente 4 % em carbono na sua composição. Mills e outros *[Mills, 1991]* trabalhando com várias composições de pós fluxantes concluíram que o filme de escória na interface molde/lingote foi menor para pós fluxantes sem carbono e sua natureza foi vítrea, levando-se à conclusão de que as partículas de carbono agem como núcleos para a cristalização da escória. Mills ainda propõe que o *breakout* ocorre quando um aglomerado à base de carbono na altura do menisco bloqueia a alimentação do pó fluxante na interface metal/lingote e ainda devido ao fenômeno da difusão do carbono para o aço, uma camada de aço líquido de baixo ponto de solidificação impede a formação da casca sólida durante o tempo negativo de estripagem.

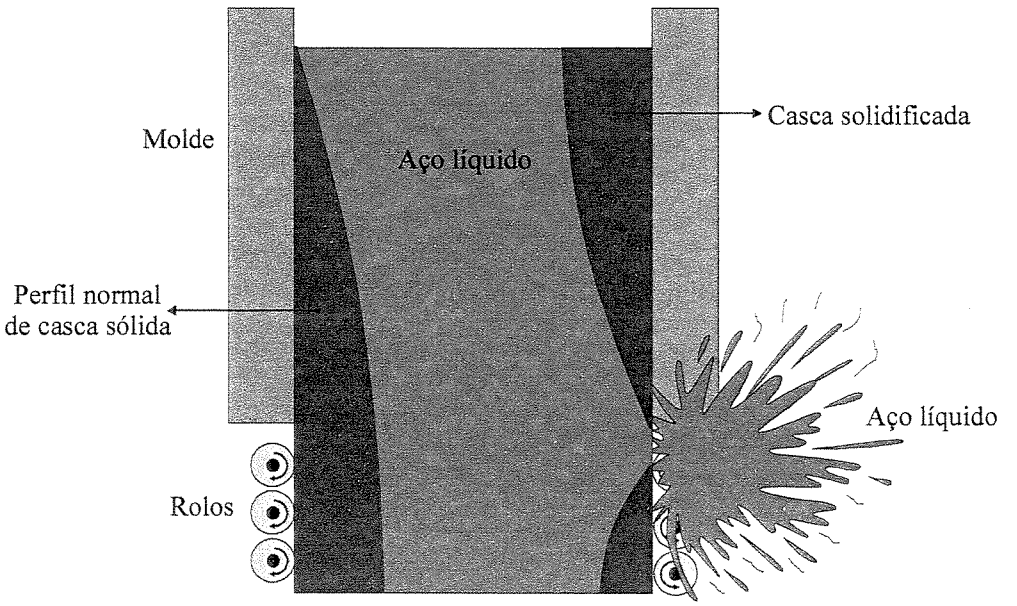


Figura 6.17 - Perfis normal de casca sólida
e de quando ocorre breakout

Além do *breakout*, a lubrificação insuficiente por óleo ainda causa a formação de dobras e sangramento no lingote *[Kumar, 1997]*. A Figura (6.18) mostra sequencialmente os estágios de desenvolvimento da dobra e do sangramento.

Quando a temperatura da face quente do molde, próximo ao menisco, atinge temperaturas acima do ponto de ebulição do óleo lubrificante, este começa a evaporar, tornando a lubrificação insuficiente. O aço líquido atinge esta região pouco lubrificada e solidifica agarrando-se à parede do molde. Com a dinâmica do processo, esta casca solidificada é encoberta por uma camada de aço líquido, que se solidifica, formando a dobra. O mecanismo de formação do sangramento é semelhante à da dobra até o momento que ocorre a ruptura da casca sólida devido às tensões geradas pelos rolos extratores na saída do molde. Em seguida, o aço líquido vaza e se solidificada quando entra em contato com o molde.

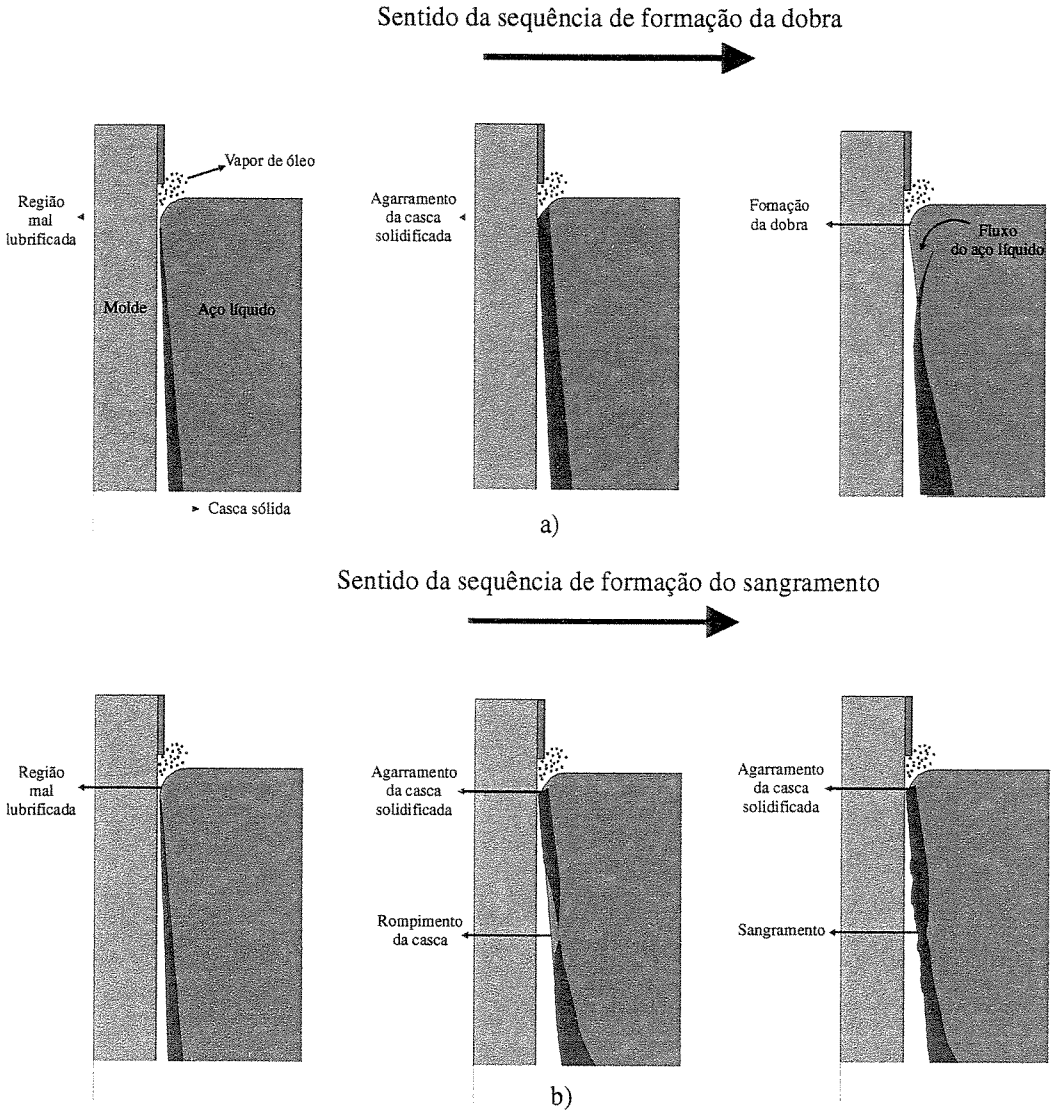


Figura 6.18 - a) Dinâmica da formação da dobra
b) Dinâmica da formação do sangramento

6.3.5 - Oscilação do Molde

A formação das marcas de oscilação (Figura 6.19) envolve uma interação complexa entre movimento do molde, pó fluxante, transferência de calor e nível do menisco. As marcas de oscilação não são propriamente um defeito superficial, mas marcas profundas causam aumento de tensão na superfície do lingote, gerando trincas transversais *[Takeuchi, 1984]*.

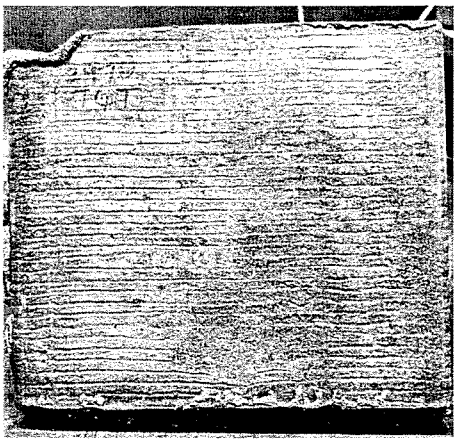


Figura 6.19 - Marcas de oscilação numa placa lingotada *[Irving, 1993]*

A Figura (6.20) ilustra a dinâmica de formação das marcas de oscilação num ciclo completo de movimento do molde. Primeiramente, a escória líquida solidifica na parede do molde próximo ao menisco, formando uma borda que circunda internamente o molde. No final do movimento onde a velocidade descendente do molde é a mesma do lingote, uma porção de aço líquido flui sobrepondo a casca sólida cuja extremidade tem o formato de gancho (Figura 6.21 a).

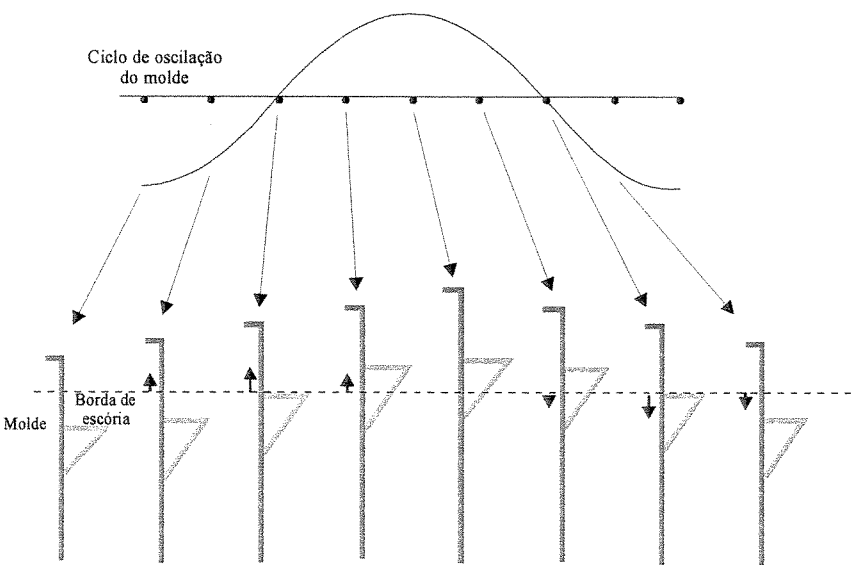
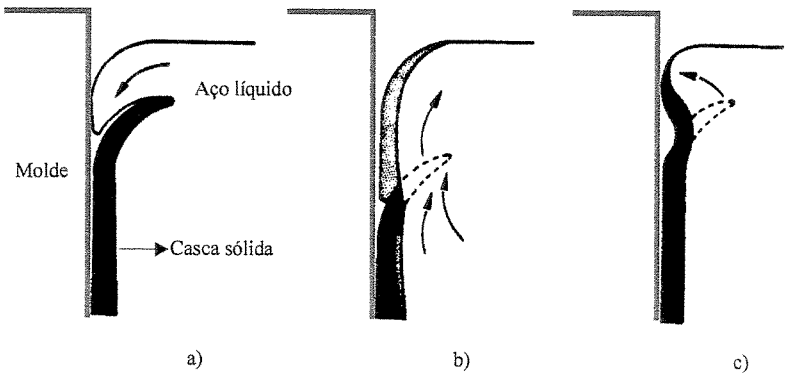


Figura 6.20- Dinâmica de formação da marca de oscilação

O gancho pode permanecer sólido ou fundir dependendo do escoamento do aço líquido (Figura 6.21 b). Se o gancho não for rígido o suficiente, ocorre sua deformação (Figura 6.21 c).



a) Formação do gancho
b) Fusão do gancho
c) Deformação do gancho

Figura 6.21 - Mecanismos de formação de marcas de oscilação *[Irving, 1993]*

6.3.6 - Resfriamento Brando e Resfriamento Intenso na Região de Chuveiros para a Produção de Aços com Grãos Refinados

Aços com elementos de liga, como nióbio e vanádio, para refinamento de grão, são suceptíveis à formação de trincas transversais na região de chuveiros, devido à baixa dutilidade do aço na zona de temperaturas entre 700 e 900 °C. Existem dois métodos utilizados na região de chuveiros para evitar este problema: resfriamento brando e resfriamento intenso.

O resfriamento brando consiste em manter, até depois da operação de endireitamento do lingote, a temperatura superficial do lingote superior à qual a dutilidade do aço é baixa. Isto significa que a temperatura deve ser mantida acima de 900 °C.

O resfriamento intenso consiste em abaixar a temperatura superficial até 700 ° C nas primeiras regiões de chuveiros e mantê-la abaixo desta temperatura até depois da operação de endireitamento do lingote.

6.4 - Efeito da Temperatura de Lingotamento nos Defeitos Internos

A temperatura em que o aço líquido chega ao molde (temperatura de lingotamento) tem grande influência sobre a estrutura final do lingote, afetando a qualidade pelo nível de segregação e inclusões gerados.

6.4.1 - Nível de Inclusões

Apesar de o distribuidor retirar uma quantidade razoável de inclusões e de o uso do tubo de imersão proteger o fluxo de aço líquido entre o distribuidor e o molde, uma pequena parcela de inclusões ainda pode chegar na região do molde.Quanto maior a temperatura de aço líquido no molde, mais

favorecida é a flotação de inclusões para a superfície onde são absorvidas pelo pó fluxante. A Figura (6.22) mostra que o aumento da temperatura de lingotamento reduz o nível de inclusões na superfície de lingotes de baixas concentrações de carbono acalmados (desoxidados) ao alumínio.

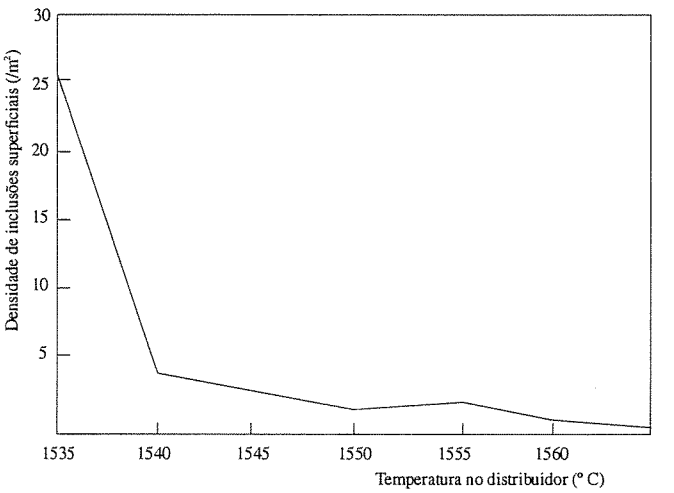


Figura 6.22 - Efeito da temperatura de lingotamento na incidência de inclusões superficiais ***[Irving, 1993]***

6.4.2 - Estrutura Interna

A estrutura do lingote é dividida em três zonas:

- **Zona coquilhada**: localizada na superfície formada por grãos solidificados rapidamente devido ao contato com o molde refrigerado;

- **Zona colunar**: formada devido ao crescimento dendrítico em direção ao centro do lingote;

- **Zona equiaxial**: localizada na região central do lingote, sendo para o caso de máquinas de lingotamento curvas, esta zona não se apresenta simétrica em relação ao centro, mas numa maior proporção a partir do centro do lingote, no sentido crescente do raio da curvatura da máquina, devido à ação da gravidade.

O crescimento da zona colunar é afetado por inúmeros fatores como superaquecimento, concentração de carbono, tamanho da secção do lingote e taxa de extração de calor. A Figura (6.23) mostra o efeito da concentração de carbono no tamanho da zona equiaxial para um superaquecimento da faixa de 24-35 °C com e sem a influência do agitador eletromagnético no lingotamento de blocos. Para o caso sem agitação eletromagnética, o superaquecimento exerce forte influência devido à geração de correntes convectivas.

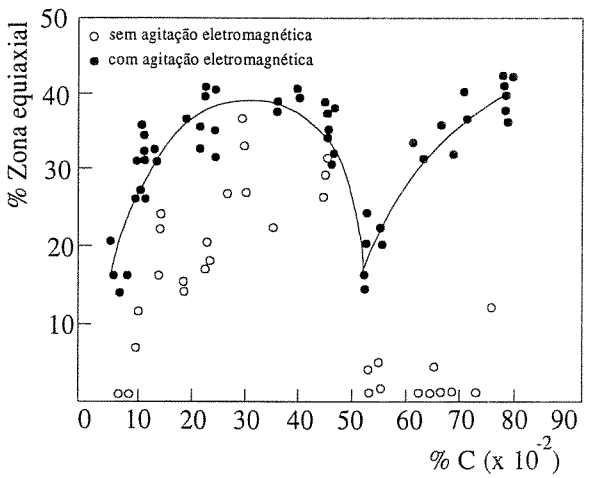
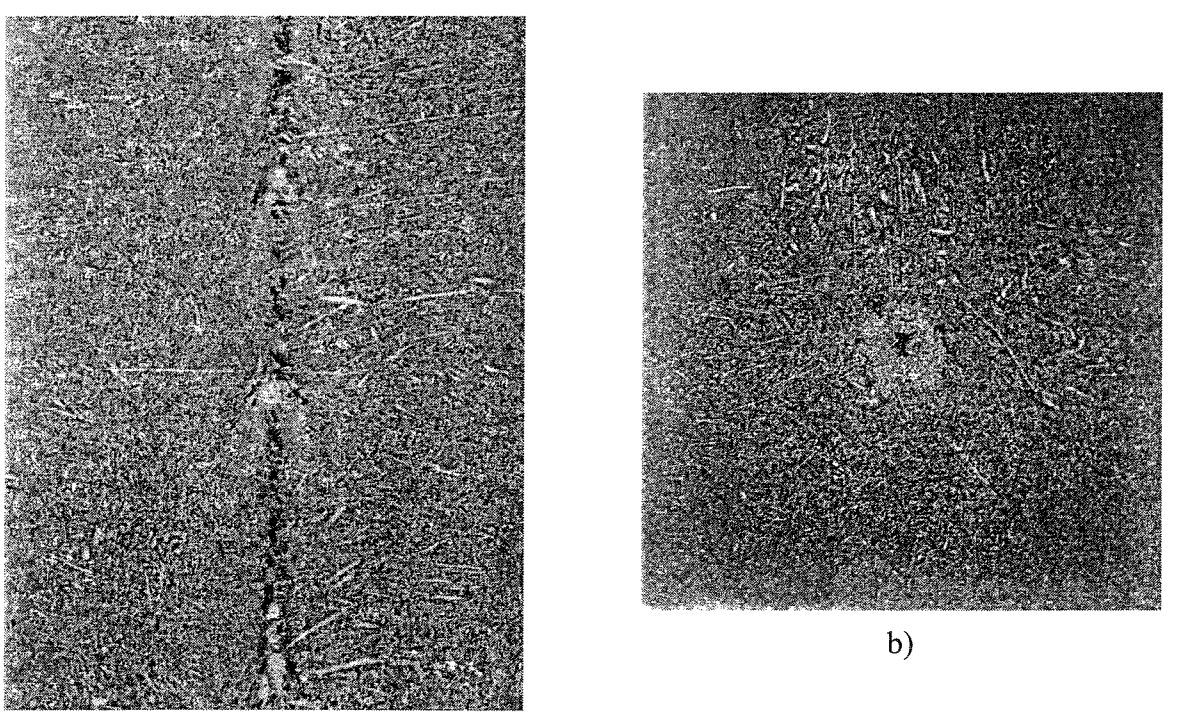


Figura 6.23- Efeito da porcentagem de carbono sobre a quantidade de zona equiaxial para o lingotamento de blocos (superaquecimento 25-35 °C)
[International Iron and Steel Institute, 1986]

Em superaquecimentos baixos, ocorre a precipitação de cristais sólidos que agem como núcleos de solidificação, aumentando o tamanho da zona equiaxial. Por outro lado, quando o superaquecimento é grande, o gradiente térmico no líquido é maior, causando um crescimento dendrítico instável. O fenômeno da rejeição de soluto gera enriquecimento do líquido remanescente na região central do lingote (macrossegregação), como ilustram as macrografias das Figuras (6.24a e 6.43b). Nesta região central, também ocorre a contração devido ao término da solidificação, levando ao aparecimento de poros.



a)

b)

a) Secção longitudinal
b) Secção transversal

Figura 6.24 - Segregação central ***[International Iron and Steel Institute, 1986]***

Um efeito do alto superaquecimento na solidificação de tarugos e blocos é o crescimento instável das dendritas que pode gerar o aparecimento de pontes, isolando duas regiões de aço líquido. A Figura (6.25) ilustra sequencialmente o fenômeno:

- Estágio 1: crescimento uniforme das dendritas;
- Estágio 2: o crescimento dendrítico colunar torna-se instável devido à convecção e gradientes térmicos na poça líquida;
- Estágio 3: em algumas regiões o crescimento dendrítico produz pontes;
- Estágio 4: formação de segregação e porosidade centrais para cada região isolada;
- Estágio 5: estrutura final;

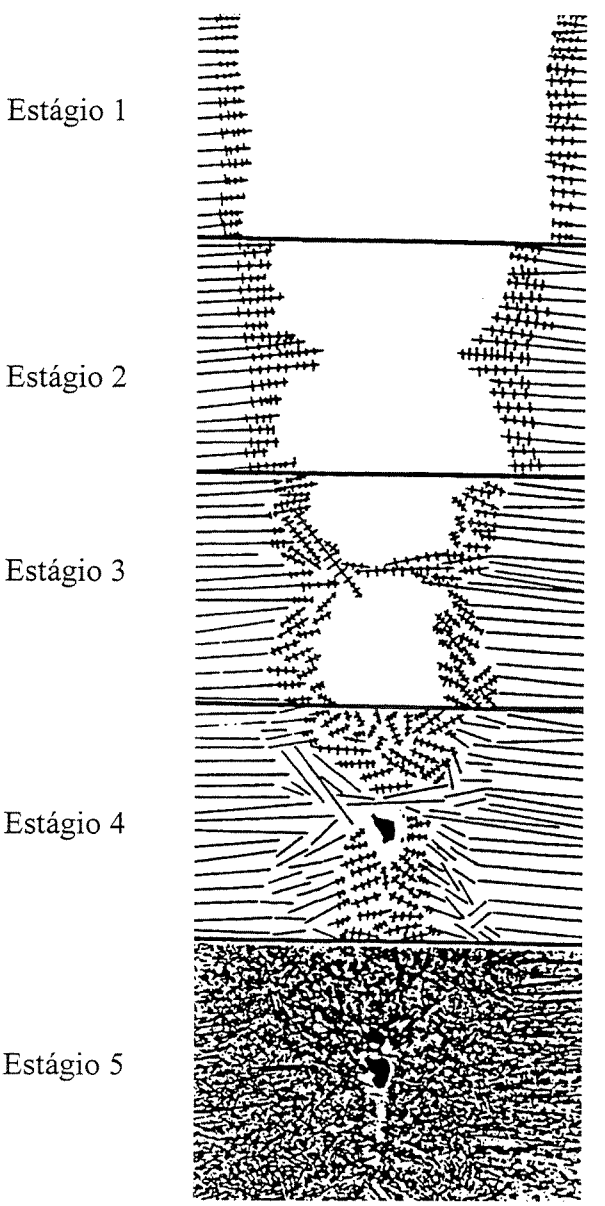


Figura 6.25 - Sequência da solidificação em duas regiões isoladas por pontes de dendritas *[International Iron and Steel Institute, 1986]*

A Figura (6.26) mostra a sequência de formação da segregação em 'V', que ocorre geralmente quando o superaquecimento é baixo e/ou quando a secção do lingote é maior (lingotamento de bloco). No estágio (4) tem-se a representação da zona pastosa, e no final da solidificação, são formadas as segregações em forma de 'V', que são geradas devido ao fluxo de líquido induzido pela mudança de densidade da fase líquida para a fase sólida, em direção aos canais da fase pastosa. Uma forma de se contonar este problema, é equalizar a temperatura do aço líquido e favorecer a produção de uma estrutura equiaxial pela utilização de agitadores eletromagnéticos na região do molde e ao longo da região de chuveiros.

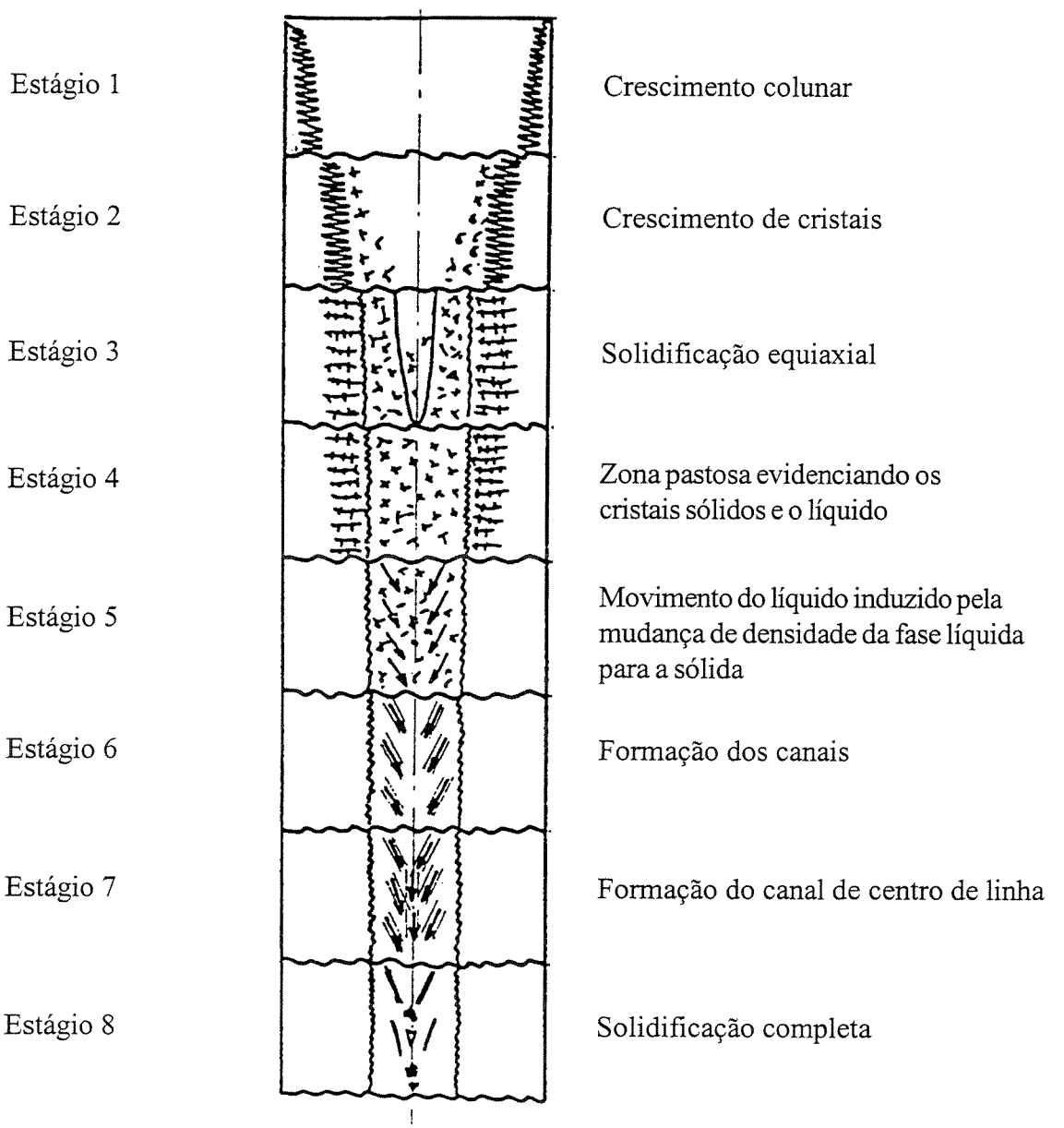


Figura 6.26 - Sequência da formação da segregação em 'V'
[International Iron and Steel Institute, 1986]

6.5 - O Efeito do Agitador Eletromagnético na Estrutura Interna

O agitador eletromagnético acoplado ao molde promove melhoria na qualidade do lingote devido à ação de uma força centrífuga que favorece a remoção de inclusões. Seu uso torna-se necessário principalmente quando o fluxo de metal líquido entre o distribuidor e o molde não é protegido. A Figura (6.27) ilustra o mecanismo de flotação de inclusões na região do molde em direção à superfície da poça líquida, pela ação conjunta do agitador eletromagnético com o fluxo de entrada de metal líquido.

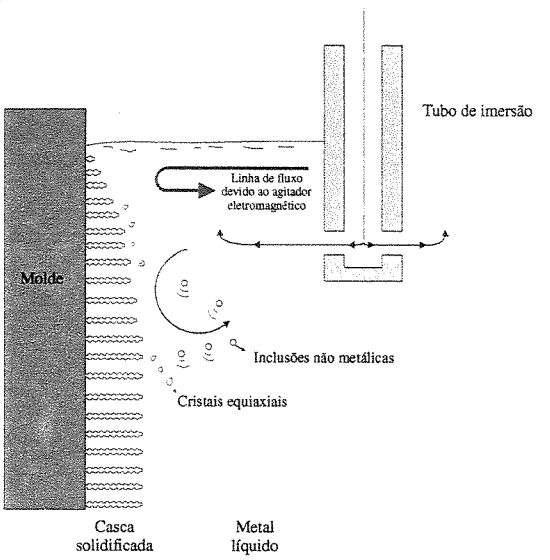
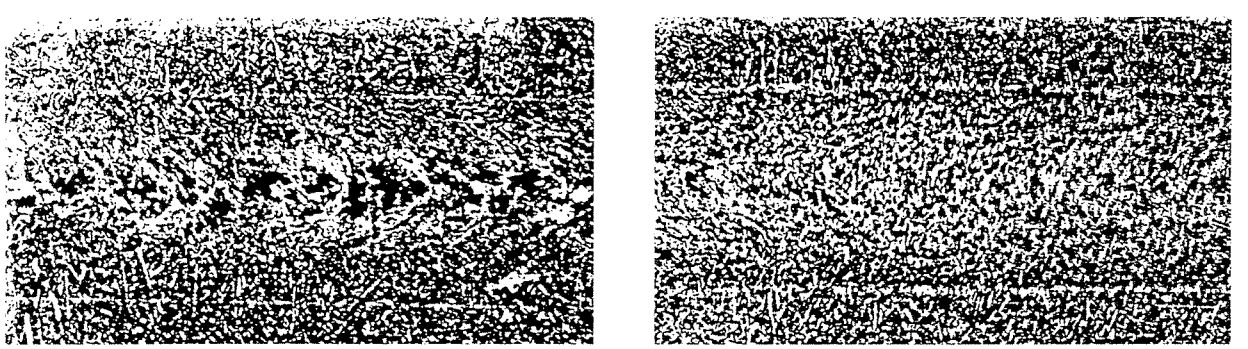


Figura 6.27 - Desenho esquemático do mecanismo de flotação de inclusões

O agitador eletromagnético ainda favorece a formação de uma estrutura equiaxial devido à quebra dos ramos dendríticos pelas correntes induzidas pelo campo magnético, bem como homogeniza a concentração de soluto no líquido, evitando a formação da segregação central. A Figura (6.28) mostra duas macrografias comparando o efeito do agitador eletromagnético. Nota-se nitidamente a segregação central para o caso em que não foi utilizado o agitador eletromagnético.



a) b)

a) sem agitação eletromagnética
b) com agitação eletromagnética

Figura 6.28 - Macrografias de um lingote de aço (0,37 %C; 1,40 % Si; 0,72 %Mn; Superaquecimento de 29 °C)*[Irving, 1993]*

6.6 - Influência dos Rolos nos Defeitos Internos

A disposição dos rolos de apoio da máquina de lingotamento tem grande influência na qualidade interna do lingote. O desalinhamento entre rolos (Figura 6.30) e a excentricidade dos mesmos causam o surgimento de alguns tipos de segregação:

- segregação intercolunar;
- macrosegregação de centro de linha;
- segregação em 'V';

6.6.1 - Segregação Interdendrítica

A ocorrência de abaulamento do lingote e desalinhamento entre dois rolos adjacentes provoca a formação de trincas intercolunares quando a tensão que age na interface sólido/líquido excede a tensão limite da fase sólida. A Figura (6.29) mostra uma trinca na raiz da dendrita e seu preenchimento com líquido rico em soluto, ocasionando a segregação interdendrítica.

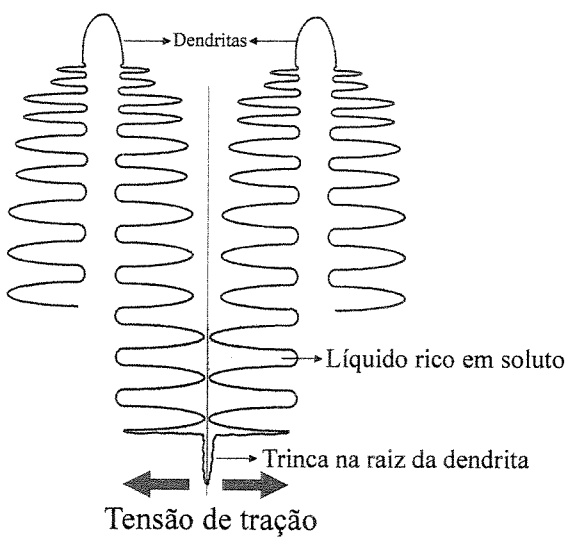


Figura 6.29 - Formação da segregação interdendrítica

A Figura (6.30) mostra qualitativamente as distribuições de tensões geradas pelo abaulamento do lingote (σ_a) e pelo desalinhamento (σ_d) entre rolos que podem ter efeitos aditivos ou não, conforme pode-se observar pela figura. É evidente que a condição crítica será o efeito aditivo, onde as tensões são mais elevadas.

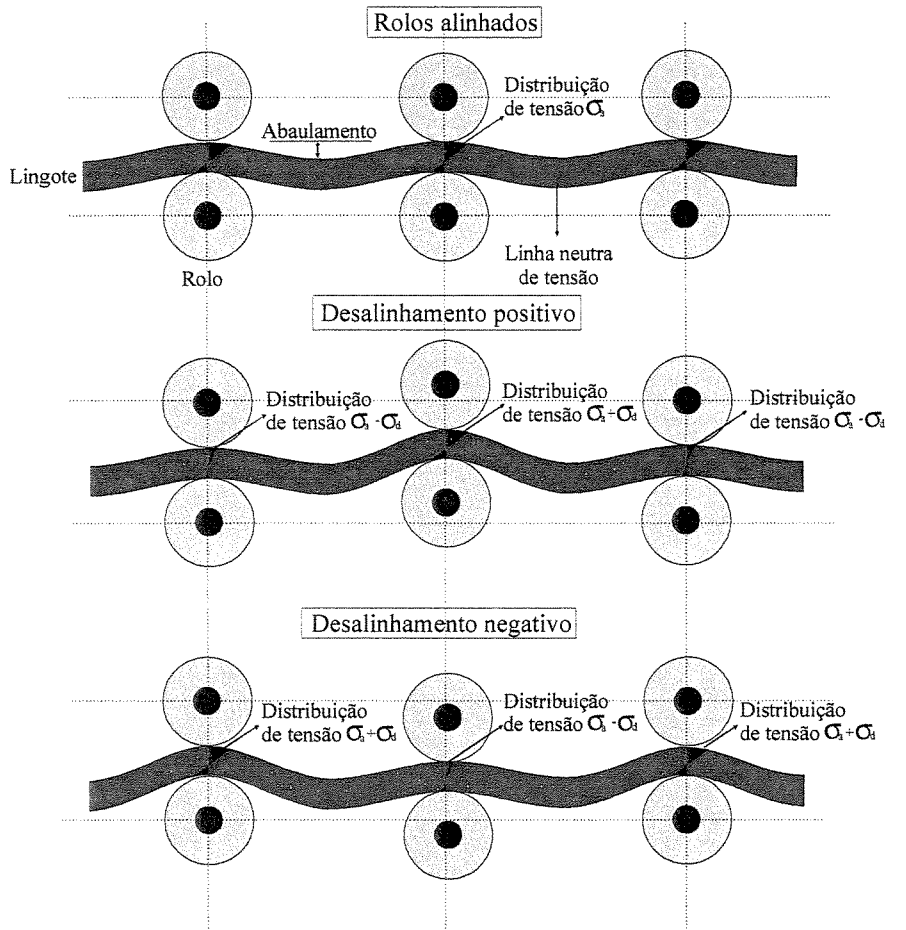


Figura 6.30 - Representação esquemática de tensões geradas pelo abaulamento do lingote e pelo desalinhamento entre rolos adjacentes ***[Irving, 1993]***

6.6.2 - Segregação Central de Linha

O alinhamento rigoroso dos rolos onde ocorre o final da solidificação é importante para evitar a formação da segregação central. No ponto onde ocorre o fim da solidificação, uma rápida contração se desenvolve devido à solidificação do líquido remanescente, geralmente rico em solutos como carbono, manganês, enxofre, fósforo e outros. A concentração destes solutos depende do nível de superaquecimento empregado e se o agitador eletromagnético foi utilizado ou não. O abaulamento do lingote, o desalinhamento entre rolos e/ou sua excentricidade, causam um efeito de sucção do líquido para o centro do lingote formando a macrosegregação central (Figura 6.31).

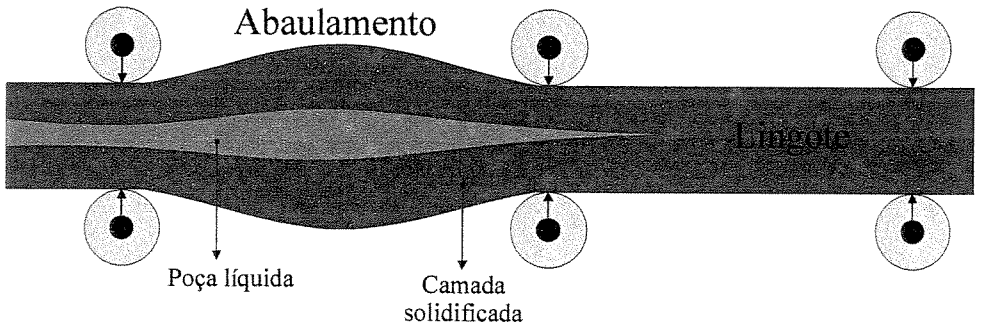


Figura 6.31 - Abaulamento do lingote no ponto final de solidificação

A pressão excessiva dos rolos sobre o lingote na região de final de solidificação também contribui para a segregação central pela geração de trincas, como mostra a Figura (6.32) para o caso de uma segregação rica em enxofre.

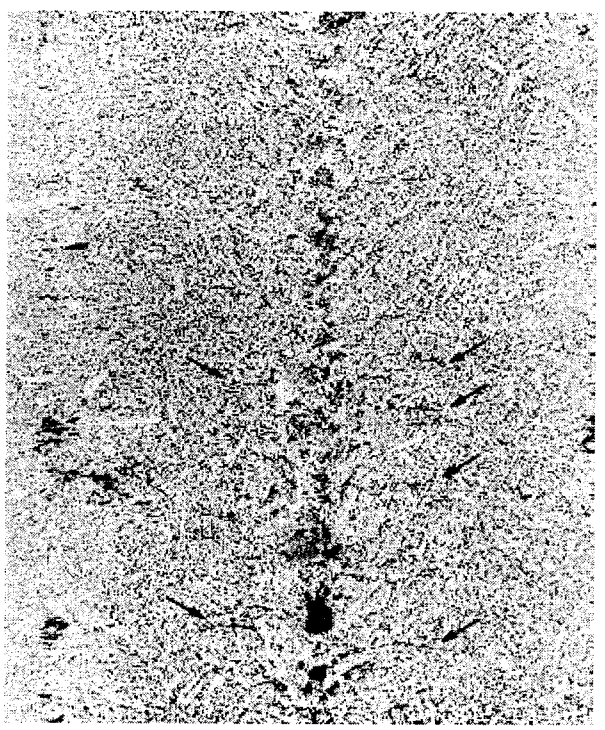


Figura 6.32 - Segregação rica em enxofre ***[Brimacombe, 1977]***

6.7 - Influência da Região de Chuveiros na Formação de Defeitos Internos

O nível de segregação também é afetado pela taxa de resfriamento da região de chuveiros. A segregação interdendrítica e a segregação central podem ser reduzidas pelo aumento da taxa de resfriamento dos chuveiros para a redução do nível de abaulamento do lingote. Entretanto, o resfriamento excessivo gera uma grande variação de temperatura após o reaquecimento proporcionado pela liberação de calor latente, entre as regiões de chuveiros. A consequência é o surgimento de trincas denominadas *a meio caminho* que são caracterizadas por linhas escuras (ricas em enxofre) arranjadas de forma

perpendicular a alguma face do lingote, aproximadamente a meio caminho entre a superfície e a linha que passa pelo centro do lingote (Figura 6.33).

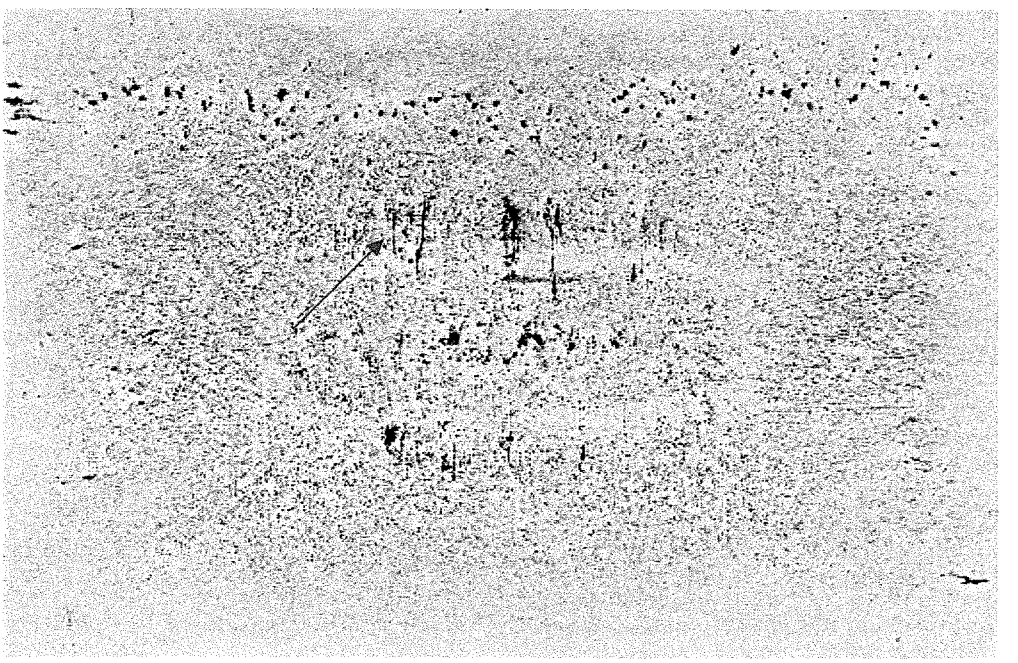


Figura 6.33 - Trincas na região central ***[Brimacombe, 1977]***

A resistência à formação de trincas a meio caminho é aumentada quanto maior for a porcentagem de grãos equiaxiais no interior do lingote em relação à zona colunar. Isto deve-se ao fato de que as dendritas da zona colunar serem dispostas perpendicularmente à direção de tração gerada pelo reaquecimento da superfície, sendo portanto, mais suceptíveis à trincas do que a zona equiaxial.

A distância entre os bicos de chuveiros altera a localização das segregações de centro de linha. Se a distância entre os bicos for tal que haja superposição dos leques de água, a densidade de impacto da água apresentará dois picos como podem ser observados pela Figura (6.34). Nestes picos, a solidificação se acelera em relação às demais regiões, formando portanto, a segregação localizada no lingote entre estas duas regiões de maior impacto de água . Semelhantemente, ocorre para o caso em que não há superposição dos leques de água: há somente uma pico na densidade de impacto da água, e a segregação no lingote se forma ao redor desta região de maior impacto (Figura 6.34).

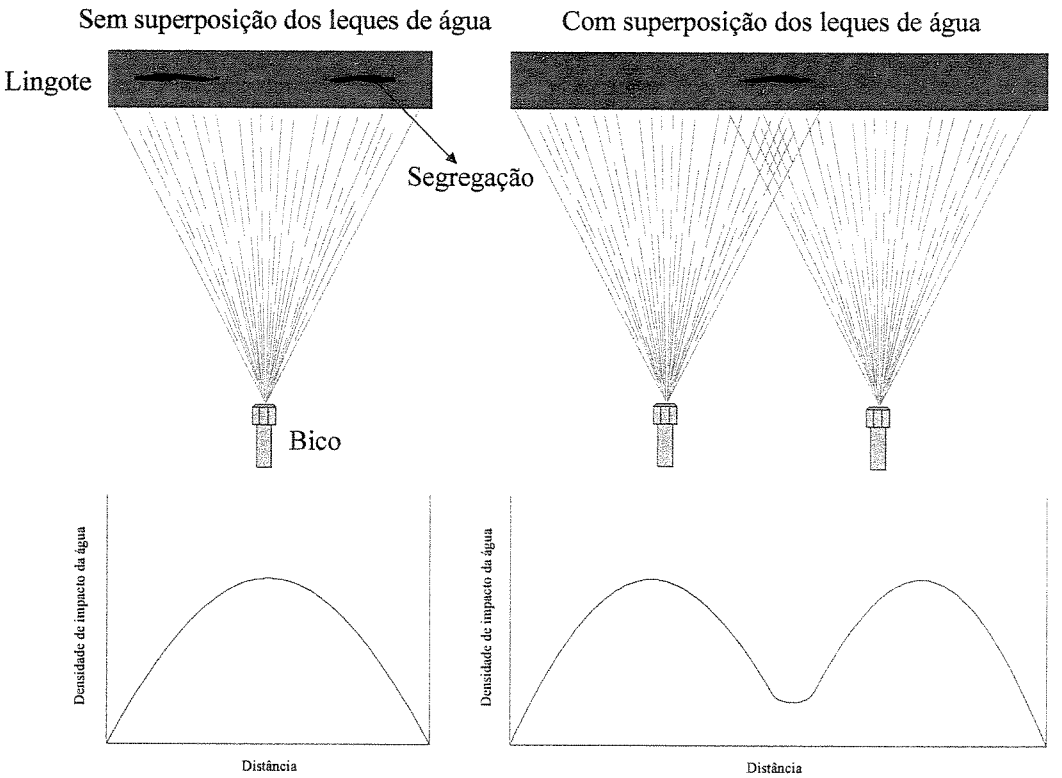


Figura 6.34 - Localização da segregação central de linha para os casos com e sem superposição de leques de água

As trincas na linha central do lingote (Figura 6.35) também podem ser evitadas por um resfriamento mais intenso na região de chuveiros com o objetivo de gerar uma casca sólida com menor temperatura, sendo mais resistente à pressão metalostática. Outro fator que gera trinca central de linha no tarugo é o fato do decréscimo da temperatura do metal líquido remanescente no final da solidificação ser mais rápido do que o da face do lingote, gerando portanto, tensões de contração *[Van Drunen, 1975]*. A reação do metal líquido é compensar esta variação de volume da fase sólida e pastosa, tendo como consequência, a macrosegregação central *[Sivesson, 1993]*. Uma das soluções encontradas foi colocar uma região de chuveiros no ponto final de solidificação do lingote, com o objetivo de atenuar a diferença de temperaturas entre a face e o centro do lingote *[Grill, 1979; Sivesson, 1993]*.

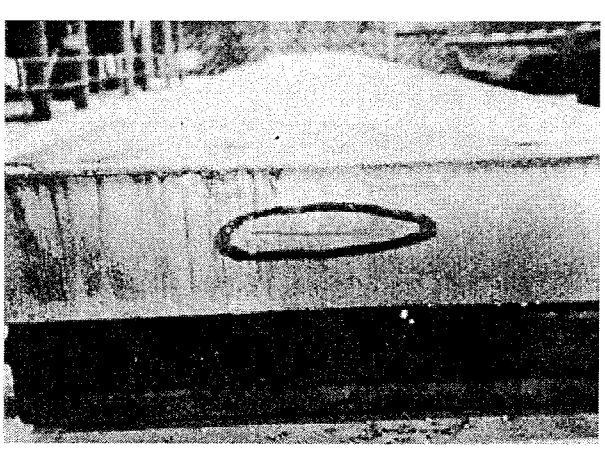


Figura 6.35 - Trinca na linha central de uma placa ***[Brimacombe, 1977]***

6.8 - A Modelagem Matemática como Ferramenta de Prevenção de Defeitos

A modelagem matemática da solidificação do processo de lingotamento contínuo é uma poderosa ferramenta para prevenir o aparecimento de defeitos relacionados com parâmetros térmicos. O ajuste destes parâmetros térmicos por meio da tentativa e erro é um método extremamente oneroso em relação ao tempo, energia, matéria-prima e mão-de-obra dispendidos. A simulação do fenômeno da solidificação por meio de modelos matemáticos permite configurar a quantidade de calor extraída no molde e região de chuveiros para a produção de um produto livre de trincas superficiais e internas e de segregação central. As condições de restrição são impostas ao modelo matemático para que possa sugerir opções de vazão de água no molde e região de chuveiros.

A primeira restrição refere-se à formação de uma casca sólida suficiente na saída do molde resistente o bastante para que não se rompa frente à pressão metalostática e solicitações mecânicas de extração do lingote. Informa-se ao modelo os valores da vazão mínima e máxima de água e a espessura mínima solidificada (Figura 6.36) para que se possa encontrar a vazão adequada e evitar o *breakout*.

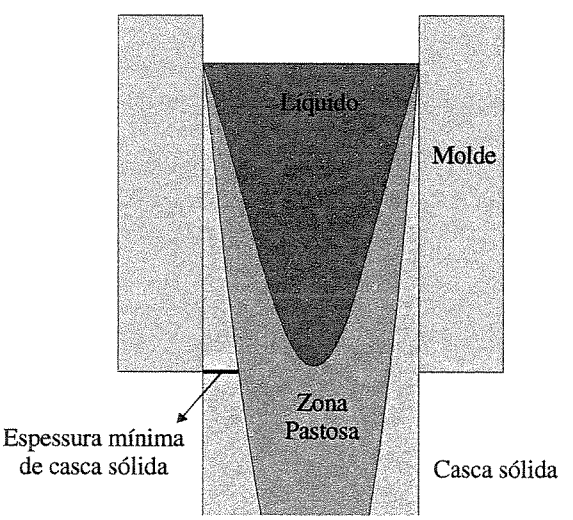


Figura 6.36 - Esquema mostrando a espessura mínima de casca sólida

Em termos matemáticos tem-se de acordo com os eixos da Figura (6.37):

$$X_s = e_{min} \tag{6.1}$$

$$Y_s = e_{min} \tag{6.2}$$

onde:

X_s, Y_s= coordenadas nos eixos onde a temperatura é igual à temperatura solidus

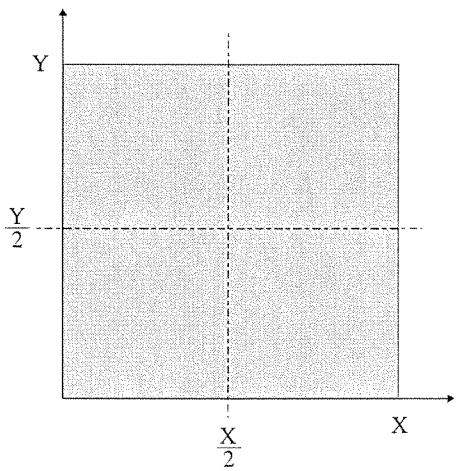


Figura 6.37 - Desenho do tarugo com coordenadas de referência

A profundidade do poço líquido não deve exceder o ponto de máxima deformação, ou seja, na região de endireitamento horizontal no caso de máquinas curvas para evitar a formação de trincas internas e a consequente segregação central de linha. Mesmo que o poço líquido se feche antes do ponto de endireitamento, outro cuidado a se tomar nesta região é a temperatura superficial estar fora da faixa de baixa dutilidade com o objetivo de evitar a formação de trincas transversais. Além disso, a convivência de transformações de fase γ para α, δ para γ e líquido para δ na mesma secção transversal implica em uma alteração volumétrica diferencial, submetendo regiões de baixíssima dutilidade a tensões de tração e compressão que provocam a formação de trincas. As temperaturas da superfície do lingote ao longo do processo de resfriamento secundário devem ficar acima da transformação da fase γ para α. Portanto, matematicamente são necessárias as seguintes restrições (Figura 6.38):

$$T\left(\frac{X}{2},\frac{Y}{2}\right) \leq T_s \tag{6.3}$$

$$T\left(X_{sup}\right) \geq T_{min} \tag{6.4}$$

$$T\left(Y_{sup}\right) \geq T_{min} \tag{6.5}$$

onde:

$T\left(\frac{X}{2},\frac{Y}{2}\right)$ = temperatura no centro do lingote;

$T(X_{sup})$= temperatura superficial na direção x;

$T(Y_{sup})$= temperatura superficial na direção y;

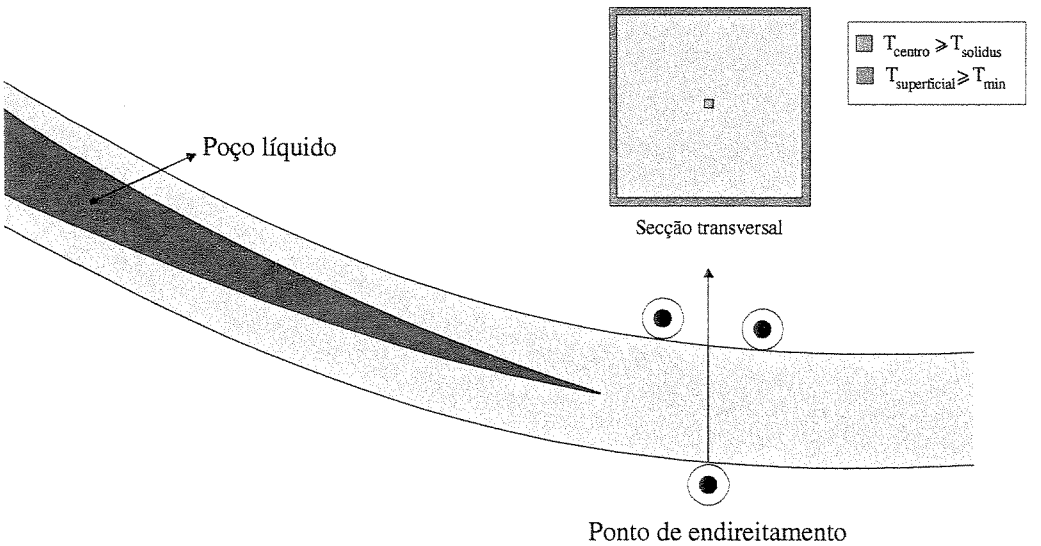


Figura 6.38 - Desenho esquemático mostrando o fechamento do poço líquido e a restrição da temperatura superficial ao longo do resfriamento secundário

O abaulamento do lingote é também responsável pela geração de segregação central de linha e trincas internas. O abaulamento é fortemente influenciado pelo espaçamento entre os rolos de apoio, mas também é controlado pela temperatura superficial que deve assumir valores abaixo de uma temperatura máxima em que a casca sólida perde sua resistência frente à pressão metalostálica. Para o caso de lingotamento de placas, Larrecq e Birat *[Larreq, 1982]* sugerem o valor de 1100 °C como a máxima temperatura, enquanto Lally e outros *[Lally, 1991]* sugerem 1200 °C para lingotamento de tarugos. Esta condição limitante é resumida como:

$$\text{máx}\, T(X_{sup}) \leq T_{max} \tag{6.6}$$

$$\text{máx}\, T(Y_{sup}) \leq T_{max} \tag{6.7}$$

onde:

$T_{máx}$ = valor máximo de temperatura em que a casca sólida suporta a pressão metalostática;
máx $T(Y_{sup})$, máx $T(X_{sup})$ = temperatura superficial máxima em cada região de chuveiros;

A alteração das taxas de resfriamento entre o molde e a primeira região de chuveiros, entre as regiões de chuveiros e entre a última região de chuveiros e a região de radiação livre, provoca o reaquecimento da superfície de lingote (Figura 6.39). O reaquecimento excessivo é responsável pela formação de *trincas a meio caminho*, podendo ser evitadas pelo estabelecimento de um valor máximo de reaquecimento. Quando a estrutura do lingote for predominantemente colunar, recomenda-se um máximo reaquecimento de 100 °C/m e de até 200 °C/m para estruturas equiaxiais, que podem ser obtidas com auxílio de um agitador eletromagnético. Em cada região de chuveiros e na região radiação

livre, a temperatura superficial do lingote deve ser monitorizada pelo modelo matemático de modo que a diferença entre a temperatura mínima e a máxima não ultrapasse o reaquecimento permitido:

$$\text{máx}T(X_{sup}) - \min T(X_{sup}) \leq \Delta T_{máx} \tag{6.8}$$

$$\text{máx}T(Y_{sup}) - \min T(Y_{sup}) \leq \Delta T_{máx} \tag{6.9}$$

onde

$\min T(X_{sup})$, $\min T(Y_{sup})$ = temperatura mínima em cada região de resfriamento;

ΔT= reaquecimento da superfície;

$\Delta T_{máx}$= reaquecimento permitido;

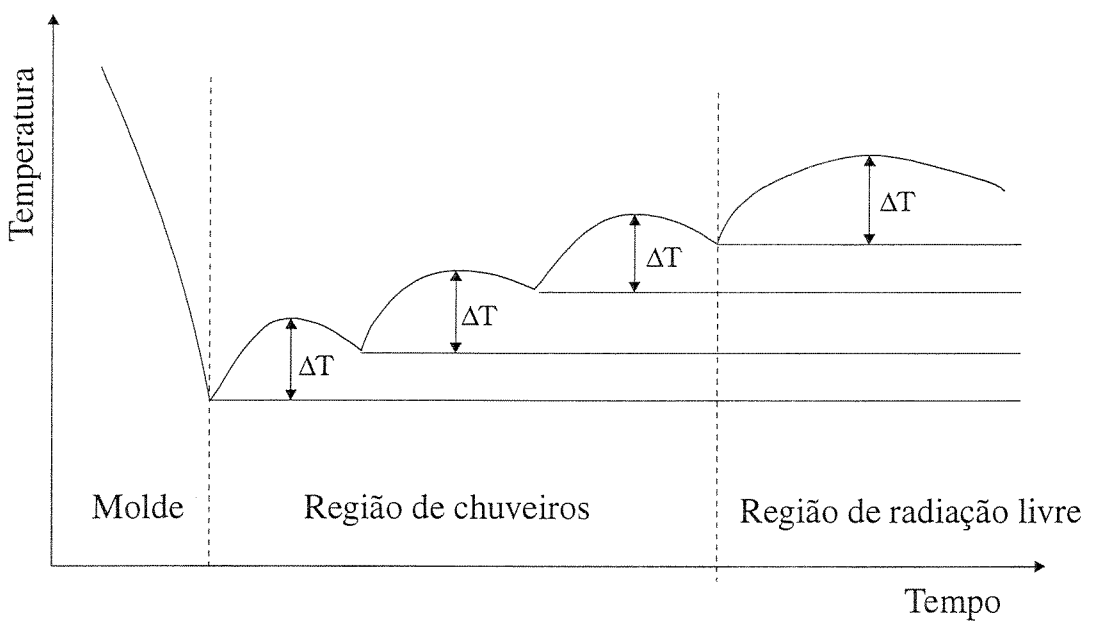


Figura 6.39 - Reaquecimento da superfície do lingote nas regiões de chuveiros e de radiação livre

Capítulo 7

Resultados e Discussões

7.1- Interação entre o Modelo Matemático e a Base de Conhecimento na Análise da Qualidade do Processo de Lingotamento Contínuo

Os parâmetros operacionais das máquinas de lingotamento contínuo geralmente são ajustados com auxílio de modelos matemáticos de solidificação. A busca pela qualidade do produto final tem impulsionado as indústrias siderúrgicas a reprogramar as condições de operação com o objetivo de permanecerem competitivas no mercado. A inserção de técnicas de inteligência artifical e de busca heurística são as atuais ferramentas que interligam o modelo matemático com a base de conhecimento proveniente da experiência prática industrial, formando uma poderosa ferramenta de aplicação siderúgica.

A comunicação entre o modelo matemático e a base de conhecimento permite selecionar dentre um conjunto de condições de resfriamento, as que atendem aos critérios de qualidade. Este conjunto é visualizado pelo diagrama da Figura (7.1), caracterizando a dependência entre os níveis: molde, regiões de chuveiros e de radiação livre.

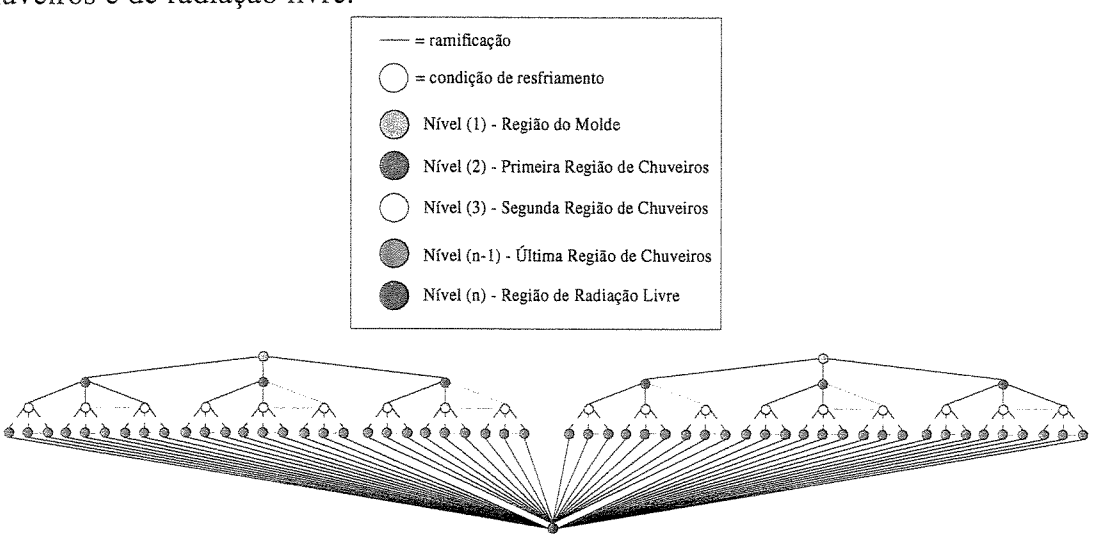


Figura 7.1 - Diagrama do conjunto de condições
de resfriamento nas regiões do molde, chuveiros e radiação livre

A Figura (7.2) mostra o fluxograma geral de comunicação entre o modelo matemático e a base de conhecimento. O Módulo de Ferramenta de Decisões é alimentado pelo mapeamento térmico provido pelo modelo matemático e por critérios metalúrgicos de qualidade provenientes da base de conhecimento.Caso os critérios de qualidade sejam atendidos, é feito o armazenamento do grupo de condições de resfriamento, caso contrário o Módulo Ferramenta de Decisões busca outra opção de resfriamento de acordo com o critério de qualidade violado.

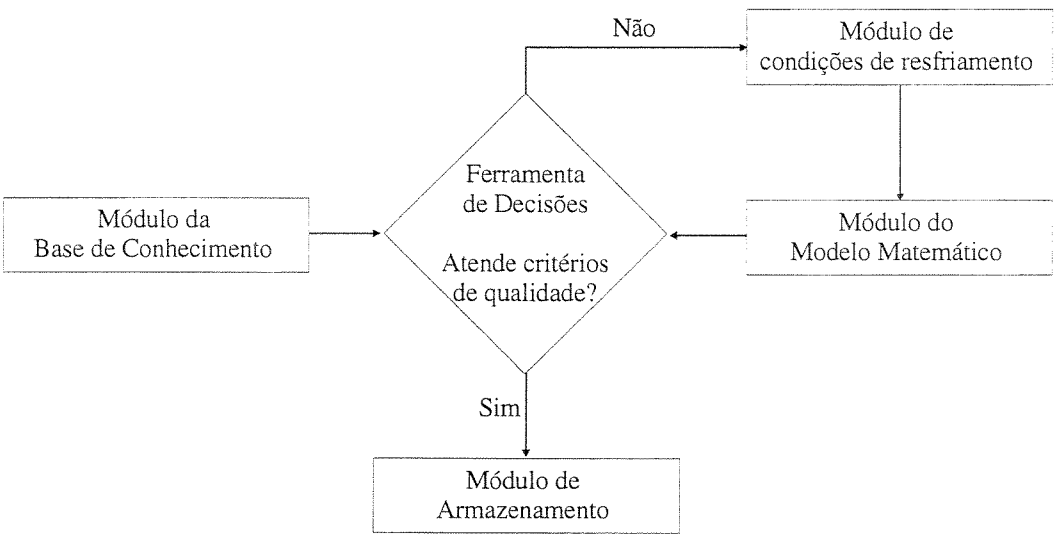


Figura 7.2 - Fluxograma geral de comunicação
entre o modelo matemático e a base de conhecimento

O Módulo de Condições de Resfriamento é organizado de forma hieráquica, ou seja, os níveis de número menor são mais importantes dos que o de número maior. Por exemplo, o nível (2) é mais importante do que o (3) e os subsequentes. Caso algum critério de qualidade seja violado, as condições de resfriamento nos níveis subsequentes são eliminadas. (Figura 7.3)

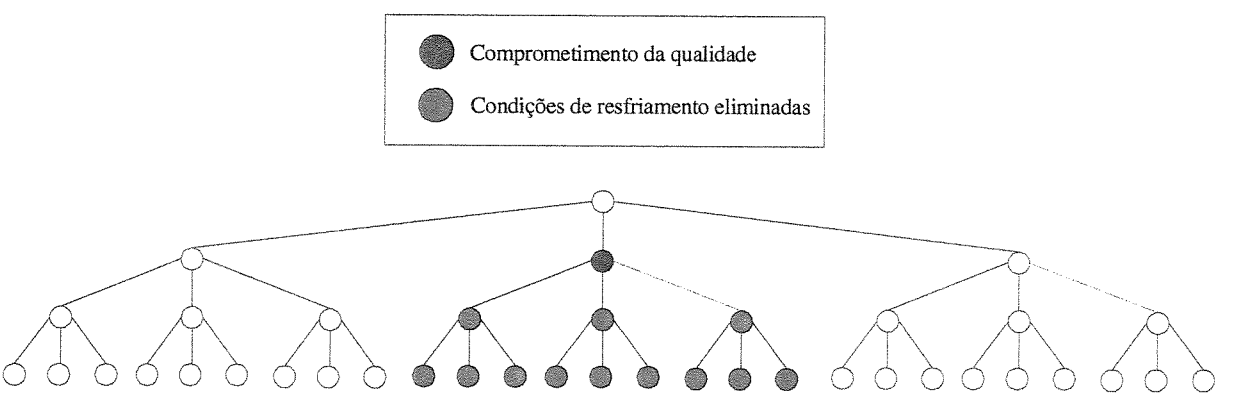


Figura 7.3 - Eliminação das condições de resfriamento que
comprometem a qualidade

O Diagrama de Condições de Resfriamento também é organizado de forma que os valores menores estão dispostos à esquerda e aumentam gradativamente no sentido da esquerda para a direita. Após a ramificação de uma dada condição de resfriamento, os níveis subsequentes de zonas de chuveiros também são organizados da mesma forma, porém com valores menores com o objetivo de proporcionar um resfriamento o mais uniforme possível do lingote. Esta disposição visa facilitar a atuação do Módulo de Ferramenta de Decisões sobre o Módulo de Condições de Resfriamento deslocando para a direita dentro de um mesmo nível (Figura 7.4) com o objetivo de aumentar o resfriamento nos casos de espessura insuficiente de casca de molde, reaquecimento excessivo na região de chuveiros e existência de poço líquido na região de endireitamento do lingote.

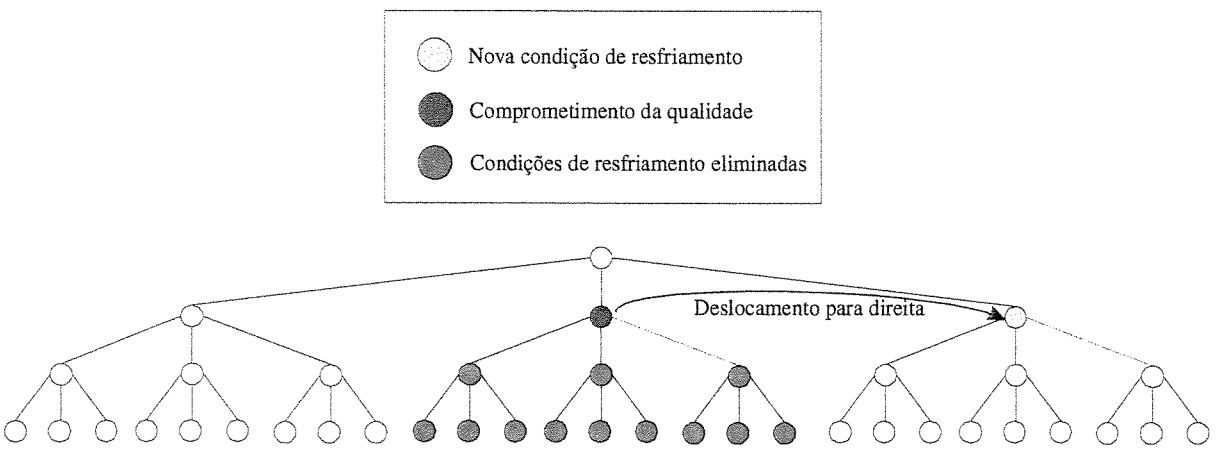


Figura 7.4 - Aumento do resfriamento pelo deslocamento dentro de um mesmo nível

Para o caso de resfriamento excessivo em determinada região de chuveiros, ou seja, num determinado nível do Diagrama de Condições de Resfriamento, o resfriamento da zona de chuveiros anterior (um nível acima) é aumentado, entretanto a presente zona de chuveiros tem seu valor alterado para o valor mínimo, como ilustra a Figura (7.5).

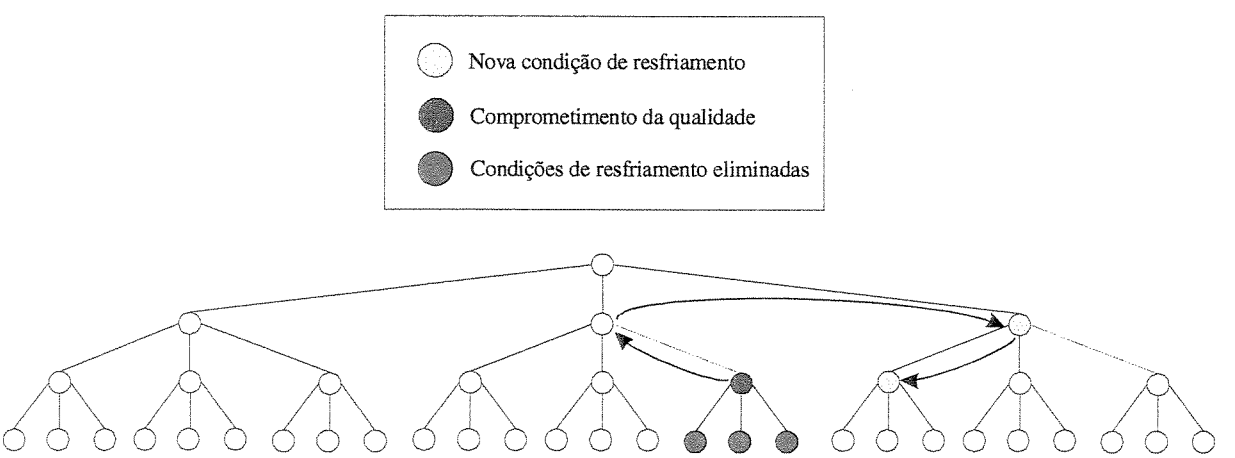


Figura 7.5 - Atuação do Módulo de Ferramenta de Decisões para o caso de resfriamento excessivo

7.2- Aplicação do Modelo Numérico na Análise da Qualidade de Tarugos em uma Máquina de Lingotamento Contínuo

Após a validação do modelo matemático e sua interligação com a base de conhecimento, aplicou-se o pacote computacional final para o levantamento das condições de resfriamento em uma máquina de lingotamento contínuo de tarugos de uma indústria siderúrgica nacional *[Ribeiro, 1991]*, de modo a assegurar a qualidade metalúrgica do lingote. Ressalta-se porém que o conjunto de condições de resfriamento foi encontrado sem incorporar as limitações da máquina de lingotamento contínuo, cabendo portanto à indústria selecionar dentre o leque de opções, a melhor que adeque a sua máquina.

O programa computacional foi estruturado de modo que a partir de um valor de coeficiente de transferência de calor global médio no molde ($\bar{h}_g$), fossem encontradas os demais valores de coeficientes de transferência de calor nas regiões de chuveiros. Apesar de o programa ter a capacidade de operar com várias opções de $\bar{h}_g$ como mostrado no diagrama da Figura (7.1), optou-se trabalhar com somente um valor próximo ao encontrado na literatura, pois o ajuste de h_g é complexo, envolvendo uma série de fatores como tipo de pó fluxante, rugosidade da parede do molde, envolução do *gap* entre o lingote e o molde, vazão da água de refrigeração e outros. O ajuste das condições de resfriamento proporcionadas pelas regiões de chuveiros já não é tão complexo, estando fortemente ligado à vazão de água.

Os critérios metalúrgicos de qualidade utilizados são apresentados na Tabela (7.1).

Tabela 7.1 - Critérios metalúrgicos de qualidade

Espessura mínima da casca sólida no molde [mm]:	12,5
Variação máxima de temperatura em cada zona de chuveiros [°C/m]:	150
Temperatura superficial máxima [°C]:	1200
Temperatura superficial mínima [°C]:	870
Fechamento do poço líquido até o ponto de endireitamento do lingote	

A Tabela (7.2) mostra as características dimensionais e dados de entrada no modelo de solidificação de lingotamento contínuo.

Tabela 7.2 - Características dimensionais e dados de entrada no modelo numérico de lingotamento contínuo de tarugos

Metal Lingotado:	Aço 1010
Velocidade de produção [m/s]:	0,023
Efeito convectivo:	$k_{eff}=7*k_L$
Dimensões internas do molde [m]:	0,15 x 0,15 x 0,7
Distância do menisco à superfície do molde [m]:	0,1
Temperatura de lingotamento [°C]:	1530
Temperatura da água de refrigeração no molde [°C]:	20
Coeficiente global de transferência de calor no molde [W/m²K]:	1900
Comprimento da primeira zona de chuveiros [m]:	0,615
Comprimento da segunda zona de chuveiros [m]:	1,355
Comprimento da terceira zona de chuveiros [m]:	4,230
Temperatura da água de refrigeração nos chuveiros [°C]:	20
Comprimento metalúrgico [m]:	11,5
Coeficiente de transferência de calor na região de radiação [W/m²K]:	150

Para cada região de chuveiros foi estipulado um intervalo de valores de coeficiente de transferência de calor (h) entre um valor mínimo (h_{min}) e um máximo ($h_{máx}$), sendo organizados no Diagrama de Condições de Resfriamento de modo que seja respeitada a ordem decrescente de valores de *h* entre os níveis hierárquicos. A Figura (7.6) ilustra a máquina de lingotamento juntamente com os valores das dimensões e condições limites de resfriamento impostas ao modelo numérico.

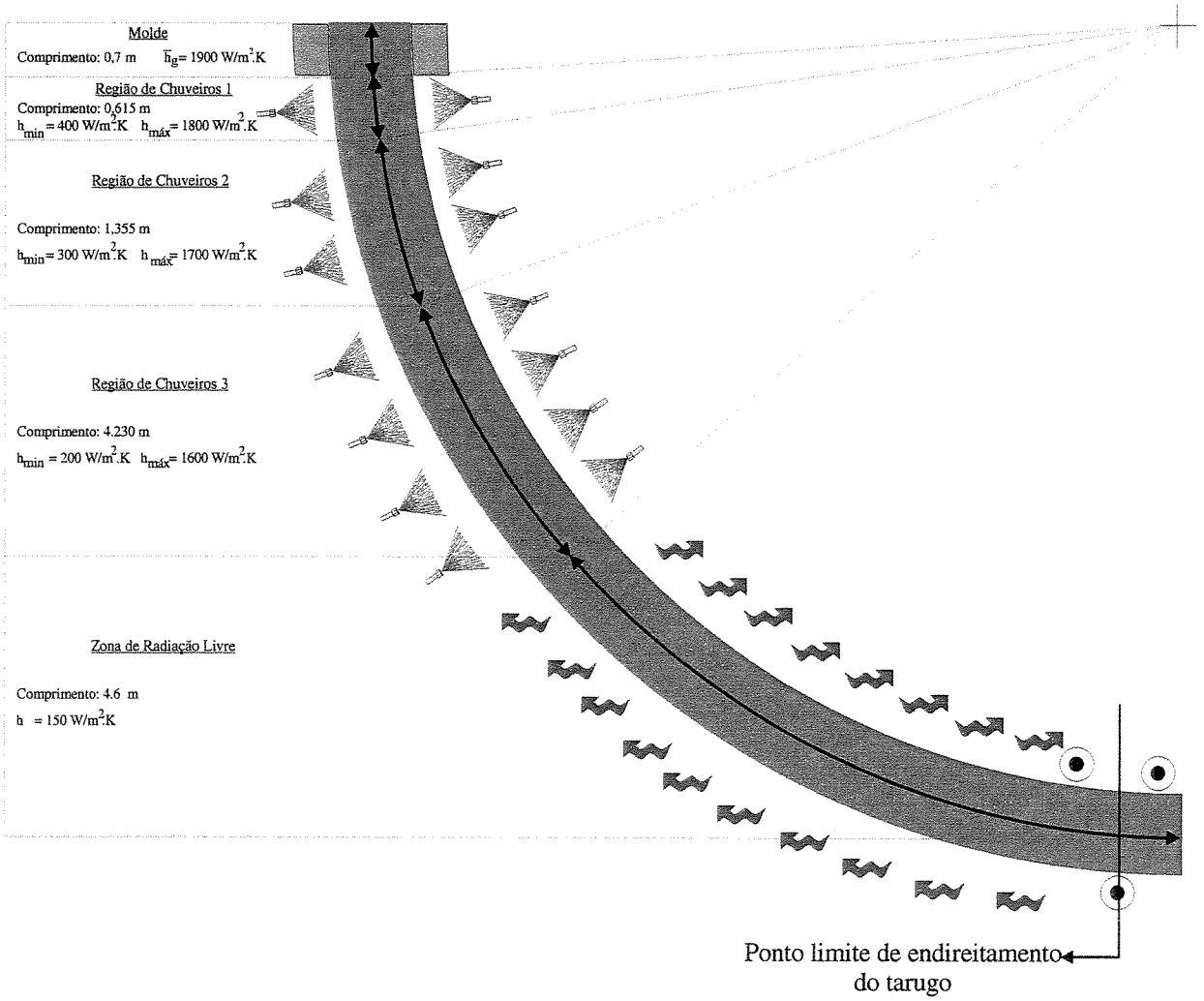


Figura 7.6 - Dimensões da máquina de lingotamento contínuo juntamente com as condições de resfriamento limites impostas ao modelo numérico

Os conjuntos de condições de resfriamento das três regiões encontradas pelo modelo numérico são apresentadas pela Tabela (7.3).

Tabela 7.3 - Conjunto de condições de resfriamento das regiões de chuveiros encontradas pelo modelo numérico

Região de Chuveiros	Conjunto 1	Conjunto 2	Conjunto 3	Conjunto 4
Primeira h_1 [W/m².k]	1000	1100	1200	1200
Segunda h_2 [W/m².k]	700	700	600	700
Terceira h_3 [W/m².k]	300	300	300	300

As curvas do gráfico da Figura (7.7) mostram comparativamente as temperaturas superficiais entre as condições de resfriamento proporcionadas pelo Conjuntos (1) e Conjunto (4). Nota-se que a maior diferença entre as curvas ocorre nas duas primeiras regiões de chuveiros, sendo que na terceira e na região de radiação livre, a diferença não é muito discrepante.

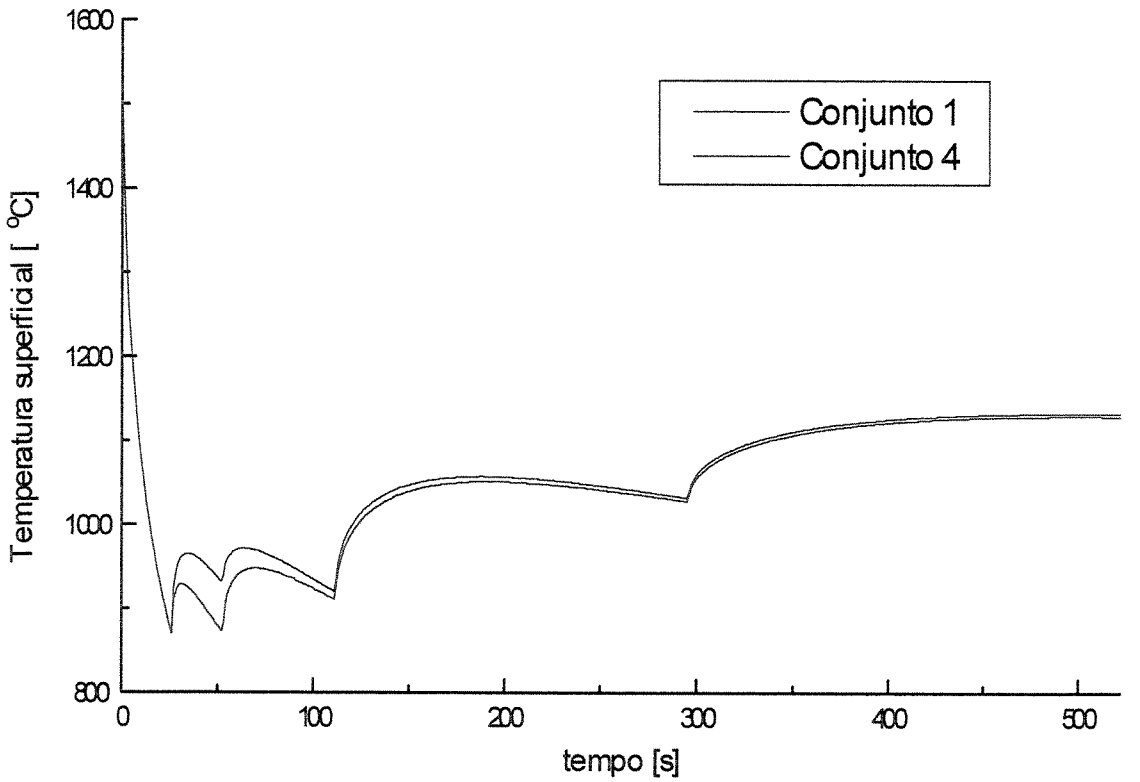


Figura 7.7 - Evolução da temperatura superfical
para as condições de resfriamento impostas pelos Conjuntos (1) e (4)

Utilizando as mesmas duas condições de resfriamento, foram obtidas curvas de evolução da casca sólida, mostrados na Figura (7.7). O fechamento do poço líquido para o caso de resfriamento mais intenso ocorre cerca de 200 mm antes do que para o outro Conjunto (1).

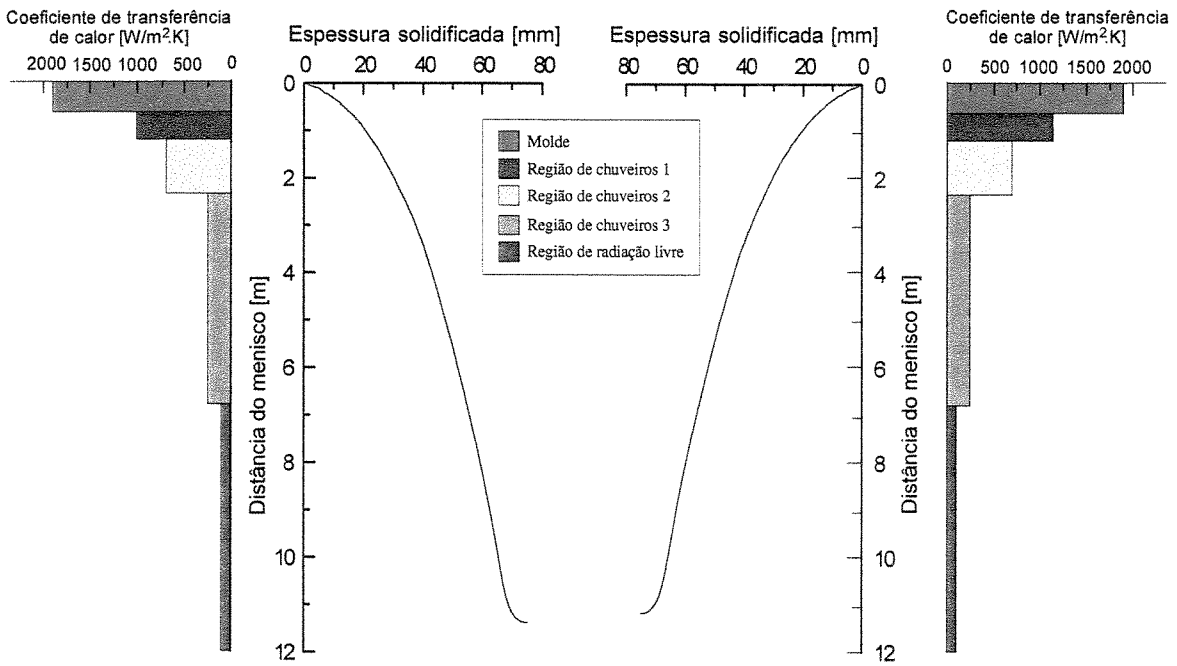


Figura 7.8 - Evolução da casca solidificada (isoterma solidus) juntamente com as condições de resfriamento para os casos de resfriamento do Conjunto (1) e (4)

7.3 - Aplicação do Modelo Numérico para o Projeto Otimizado de uma Máquina de Lingotamento Contínuo

As indústrias siderúrgicas tem reprogramado suas máquinas de lingotamento contínuo de tarugos para até cerca do dobro das atuais velocidades de produção praticadas nos equipamentos já instalados equipando-os com moldes de 1m de comprimento *[Danieli, 1996]*. Nesta atual tendência mundial, a modelagem matemática é fundamental no dimensionamento das zonas de resfriamento seguintes para a perservação da qualidade do lingote.

A minimização da formação de trincas no resfriamento secundário está relacionada à redução das tensões térmicas geradas pelo reaquecimento superficial do lingote entre as regiões de chuveiros. Em termos de modelagem matemática, a solução ideal para atender este critério de qualidade é a implementação de regiões de chuveiros com o decréscimo contínuo de vazão de água ponto a ponto sobre a superfície do lingote, através de uma equação de variação do coeficiente de extração de calor em função da posição ao longo do resfriamento secundário (Figura 7.9).Entretanto, na prática, não é viável mecanicamente construir regiões de chuveiros de forma pontual. Neste sentido, o projeto ótimo é aquele que a solução teórica melhor se enquadra nas limitações construtivas e operacionais.

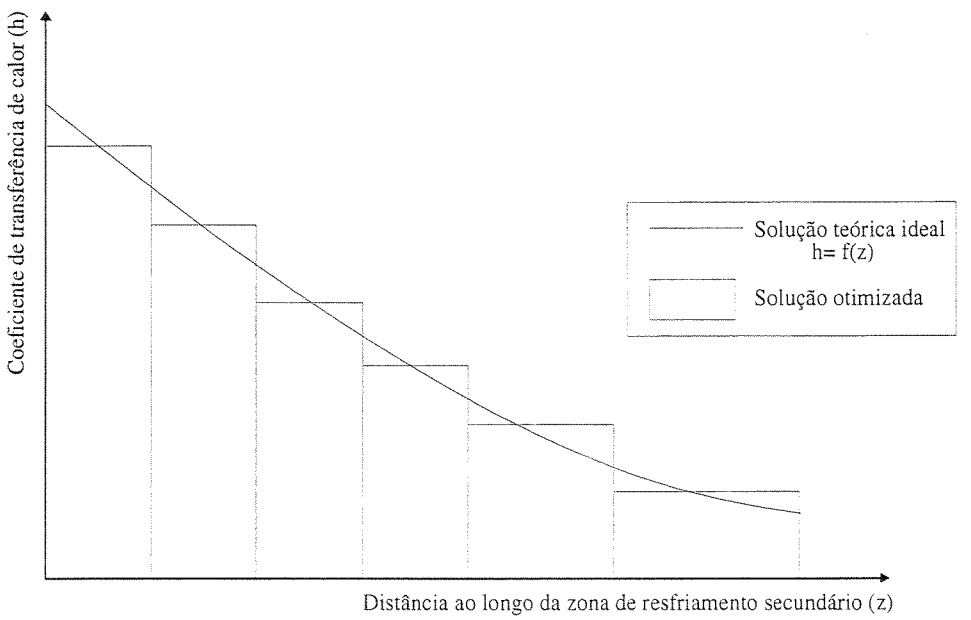


Figura 7.9 - Gráfico comparativo entre a solução teórica ideal e a otimizada

A partir dos mesmos critérios de qualidade apresentados na sessão anterior, projetou-se uma máquina de lingotamento contínuo de tarugos de aço 1010 utilizando um molde de 1 m de comprimento e velocidade de produção de 0,05m/s. O comprimento de cada zona de resfriamento foi dimensionada de modo a proporcionar o maior resfriamento, tendo como condição limitante, a temperatura de início da transformação da fase (γ) para (α). A Tabela (7.4) e a Figura (7.10) mostram as dimensões e as condições de resfriamento obtidas pelo modelo numérico.

Tabela 7.4 - Características dimensionais da máquina de lingotamento contínuo juntamente com parâmetros de entrada no modelo numérico

Metal lingotado:	Aço 1010
Velocidade de lingotamento [m/s]:	0,05
Temperatura de lingotamento [°C]:	1530
Efeito convetivo:	$k_{eff}= 7*k_L$
Dimensões internas do molde [m]:	0,15 x 0,15 x 1
Altura do menisco no molde [m]:	0,1
Temperatura de refrigeração da água no molde [°C]:	20
Coeficiente global de transferência de calor no molde [W/m².K]:	2200

Região de chuveiros		
Distância do menisco [m]	Comprimento da zona [m]	Coeficiente de transferência de calor [W/m².K]
1,8	0,8	1500
3	1,2	1100
4,1	1,1	900
5,6	1,5	750
7,1	1,5	650
9,9	2,8	550
14,8	4,9	450
Região de radiação livre		
Distância do menisco [m]	Comprimento da zona [m]	Coeficiente de transferência de calor [W/m².K]
20,9	6,1	130

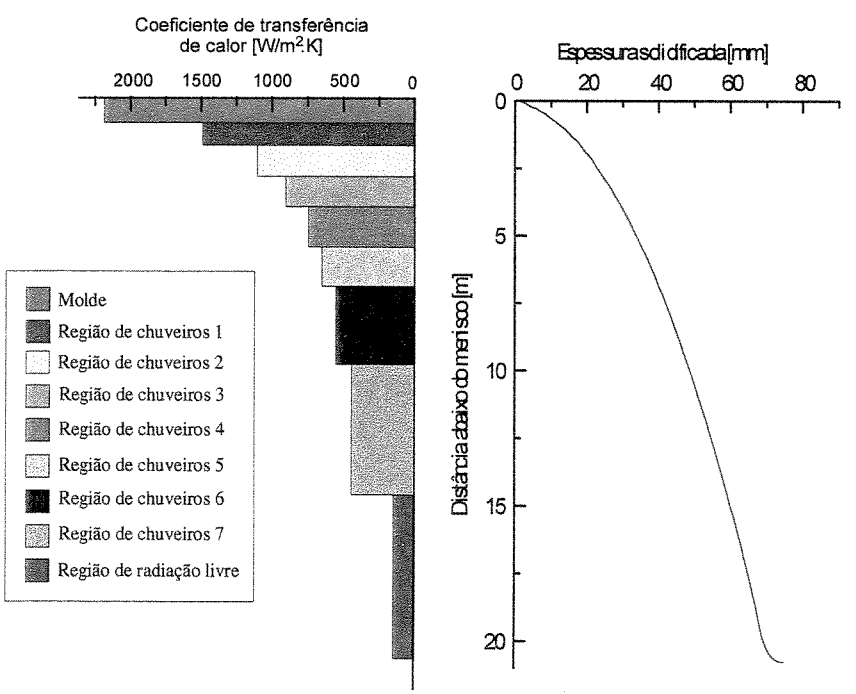


Figura 7.10 - Evolução da casca sólida (isoterma solidus) juntamente com as condições de resfriamento

O gráfico da Figura (7.11) mostra a evolução da temperatura superficial do tarugo ao longo de sua solidificação. Comparando-se com o caso anterior, apesar do maior comprimento metalúrgico, a velocidade de produção é mais do que o dobro além de a variação da temperatura superficial ser menor entre as regiões de chuveiros, assegurando ainda mais a qualidade do tarugo produzido. O aumento de regiões de chuveiros favorece um maior controle do reaquecimento superficial, sendo que a quantidade das mesmas fica restringida à disponibilidade do tamanho de zonas do equipamento de jateamento de água e ao custo total inerente à automação e controle da região de resfriamento secundário.

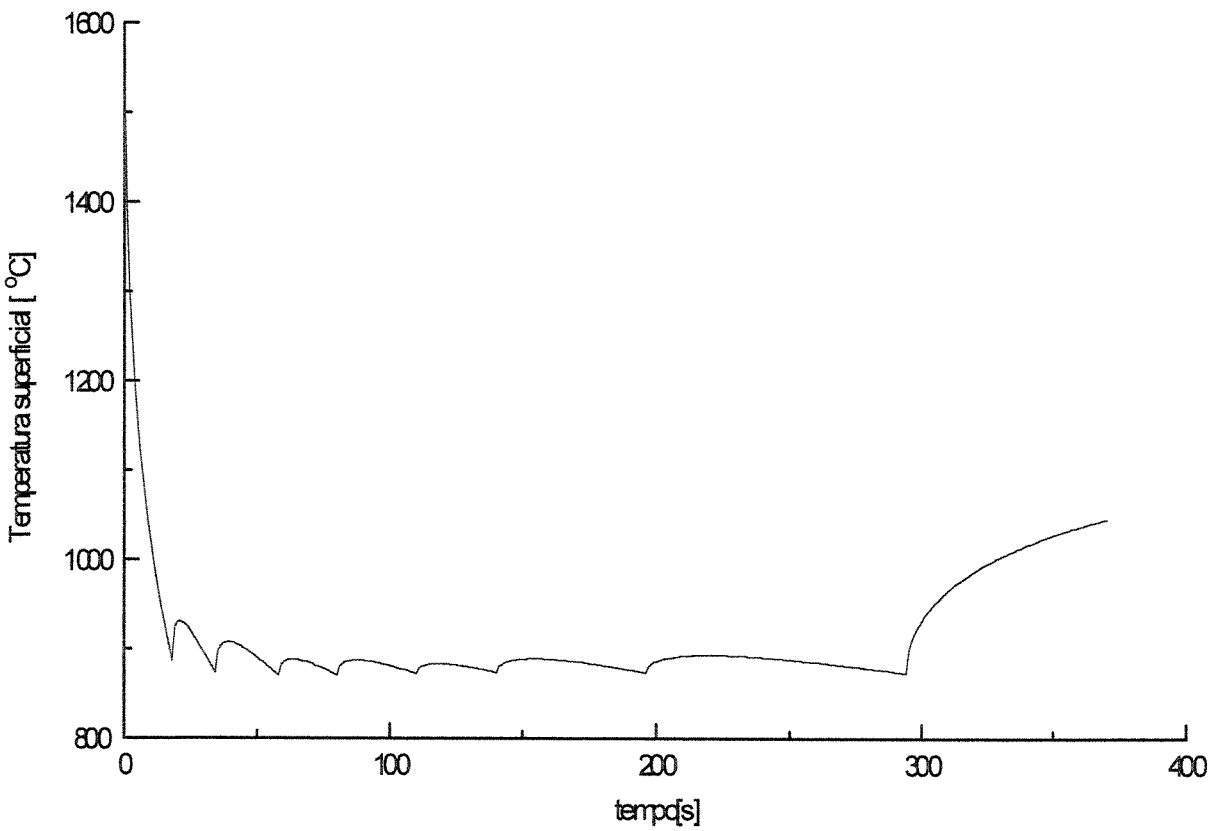


Figura 7.11 - Evolução da temperatura superficial do tarugo ao longo de sua solidificação

Capítulo 8

Conclusões e Propostas para Trabalhos Futuros

8.1 - Conclusões

Os resultados obtidos decorrentes do desenvolvimento de um modelo de diferenças finitas aplicado à solidificação de aços no lingotamento contínuo e sua interação com uma base de conhecimento pertinente à qualidade do produto, permitem que sejam extraídas as seguintes conclusões:

1- O modelo desenvolvido permite analisar com versatilidade a evolução da solidificação ao longo das diferentes zonas de resfriamento de um equipamento de lingotamento contínuo de aços.

2- O confronto entre as expectativas teóricas do modelo proposto com resultados experimentais e com previsões de outros modelos da literatura demonstrou sua confiabilidade tanto na análise da solidificação de aços no lingotamento contínuo quanto na análise da solidificação de ligas de um modo geral, incluindo-se ligas eutéticas e metais puros.

3- O levantamento de uma base de conhecimento de problemas de qualidade no lingotamento contínuo de tarugos de aço, permitiu que o modelo matemático adquirisse a condição de ferramenta de previsão de defeitos.

4- O modelo numérico acessa a base de conhecimento através de um programa computacional desenvolvido neste trabalho e que permite uma interação autônoma entre o modelo e a referida base de conhecimento com uma busca automática de soluções ótimas, constituindo-se neste sentido, uma versão preliminar de um sistema especialista de análise de qualidade.

5- A interação entre a base de conhecimento e o modelo foi utilizada na simulação de condições ótimas de operação de um equipamento de lingotamento contínuo de tarugos de uma indústria siderúrgica nacional, demonstrando sua versatilidade;

6- O modelo também interagindo com a base de conhecimento foi ainda utilizado no desevolvimento de um projeto otimizado de um sistema de lingotamento contínuo de tarugos com a introdução de novas tendências em parâmetros industriais (comprimento de molde e velocidade de produção) demonstrando sua capacidade de ferramenta de projeto eficiente.

8.2- Propostas para Trabalhos Futuros

- Aprimorar o algoritmo de interação entre o modelo desenvolvido e a base de conhecimento no sentido de gerar um sistema especialista mais adequado a operar em tempo real.

- Inserir técnicas de Inteligência Artificial para otimizar o processo de decisão na busca de soluções.

- Inserir técnicas de redes neurais no sentido de acelerar o fluxo de informações e a busca de soluções otimizadas.

BIBLIOGRAFIA

Artigos Técnicos

Aboutalebi, M. R., Hasan, M. & Guthrie, R. I. L. Thermal modelling and stress analysis in the continuous casting of arbitrary sections. *Steel Research*, n. 6, pp. 225-233, 1994.

Aboutalebi, M. R., Hasan, M. & Guthrie, R. I. L. Coupled turbulent flow, heat, and solute transport in continuous casting process. *Metallurgical and Materials Transactions B*, V. 26, PP. 731-644, august 1995.

Barber, B., Lewis, B. A. & Leckenby, B. M. Finite-element analysis of strand deformation and strain distribution in solidifying shell during continuous slab casting. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 12, n. 4, pp. 171-175, 1985.

Barber, B., Leckenby, M. & Lewis, B. A. Finite element analysis of roll misalignment during continuous casting. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 18, n. 6, pp. 431-436, 1991.

Bakshi, I. A., Brendzy, J. L., Walker, N., Chandra, S., Samarasekera, I. V., Brimacombe, J. K. Mould-strand interactions in continuous casting of steel billets - Part 1 Industrial Trials. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 20, n. 1, pp. 54-62, 1993.

Billany, T. J. H., Normanton, A. S. ,Mills, K. C. & Grieveson, P. Surface cracking in continuously cast products. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 18, n. 6, pp. 403-410, 1991.

Bobadilla, M., Jolivet, J. M., Lamant, J. Y. & Larrecq, M. Continuous casting of steel: a close connec tion between solidification studies and industrial process development. *Metallurgical Plant and Technology International (MPT) - Materials Science and Engineering*, A173, pp. 275-285, 1993.

Blazek, K. E. & Saucedo, I. G. Caracterization of formation, propagation, and recovery of sticker/ hanger type breakouts. *Iron and Steel Institute of Japan International International*, v. 30, n. 6, pp. 435-443, 1990.

Bolle, E. & Moureu, J. C. Experimental study of heat transfer by spray cooling. In: *Int. Conf. on Heat and Mass Transfer Metallurgical Processes*, Dubrovnik, Yugoslavia, 1976.

Bolle, E. & Moureu, J. C. Spray cooling of hot surfaces: a description of the dispersed phase and a parametric study of heat transfer results. In: *Proc. of Two Phase Flows and Heat Transfer*, v. III, NATO Advanced Study Institute, 1979. pp. 1327-1346.

Brimacombe, J. K. et al. Application of mathematical models to predict pool profiles in continuously cast steel. *In: Mathematical process models in iron and steelmaking, The Metals Society*, pp. 174-186, 1973

Brimacombe, J. K. & Sorimachi, K. Crack formation in the casting of steel. *Metallurgical Transactions B*, v. 8, pp. 489-505, 1977.

Brimacombe, J. K., Weinberg, F. & Hawbolt. Formation of longitudinal, midface cracks in continuously cast slabs. *Metallurgical Transactions B*, v. 10, pp. 279-292, june 1979.

Brimacombe, J. K., Agarwal, P. K., Hibbins, S., Prabhaker, B. & Baptista, L. A. Spray cooling in the continuous casting of steel. In: *Continuous Casting - Heat Flow, Solidification and Crack Formation*, 1984A, v.2, p. 109-123.

Brimacombe, J. K., Samarasekera, I. V. & Lait, J. E. Heat Transfer. In: *Continuous Casting - Heat Flow, Solidification and Crack Formation*, 1984 B, v.2, p. 1-8.

Brimacombe, J. K. Design of continuous casting machines based on a heat-flow analysis: state-of- the- art review. In: *Continuous Casting - Heat Flow, Solidification and Crack Formation*, 1984 C, v.2, p. 17-28

Brimacombe, J. K., Samarasekera, I. V. & Bommaraju, R. Optimum design and operation of moulds for the continuous casting of steel billets. *Steelmaking Proceedings, ISS*, V. 69, pp. 409-423, 1986.

Brimacombe, J. K. Basic knowledge and the achievement of quality in continuous casting. In: *Proceedings of The Sixth International Iron and Steel Congress*, Nagoya, Iron and Steel Institute of Japan, 1990.

Branion, R. V. Mold fluxes for continuous casting. *Iron and Steelmaker*, pp. 41-50, september 1986.

Brody, H. D. & Flemings, M. C. *Transaction of The Minerals, Metals & Materials Society- AIME*, v. 236, 615-624, 1966.

Carvalho, J. L. R. & Foschi, I. Análise do rompimento de veio no lingotamento contínuo de placas de aço. *Revista da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - Metalurgia*, v. 37, n.289, pp. 679-682, dezembro 1981.

Chakraborty, S. & Sahai, Y. Mathematical modelling of transport phenomena in continuos casting tundishes - Part 1 Transient effects during ladle transfer operations. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 19, n.6, pp. 479-487, 1992 A.

Chakraborty, S. & Sahai, Y. Mathematical modelling of transport phenomena in continuos casting tundishes - Part 2 Transient effect sowing to varying ladle stream temperature. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 19, n.6, pp. 488-494, 1992 B.

Choudhary, S. K. , Mazumdar, D. & Ghosh, A. Mathematical modelling of heat transfer phenom ena in continuous casting of steel. *Iron and Steel Institute of Japan International*, v. 33, n. 7, pp. 764- 774, 1993.

Choudhary, S. K. Mazumdar, D. Mathematical modelling of transport phenomena in continuous casting steel. , *Iron and Steel Institute of Japan International* v. 34, n. 7, pp. 584-592, 1994.

Choudhary, S. K. Mazumdar; Mathematical modelling of fluid flow, heat transfer and solidification phenomena in continuous casting of steel. *Steel Research*, n. 5, pp. 199-205, 1995.

Clyne, T. W. & Kurz W. Solute redistribution during solidification with rapid solid state diffusion. *Metallurgical Transaction A*, v. 12A, pp. 965-971, junho 1981.

Davies, G. J. , Laki, R. S. , Saucedo. I. G. & Shin, Y. K. Heat transfer models and their application to continuous casting. In: *Perspectives in Metallurgical Development*, Centenary of the department of metallurgy in the University of Sheffield, England, 1984, pp. 123-130.

DiLellio, J. A. & Young, G. W. An asymptotic model of the mold region in a continuous steel caster. *Metallurgical and Materials Transactions B*; v. 26B, pp. 1225-1240, december 1995.

Dusinberre, G. M. & Blacksburg, V. Numerical Methods for Transient Heat Flow. *Transactions of the A.S.M.E.*, pp. 703-721, November 1945.

El-Bealy, M. On the mechanism of halfwaycracks and macro-segregation in continuously cast steel slabs. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, v. 24, pp. 63-80, 1995.

El-Bealy, M. , Leskinen, N. & Fredriksson, H. Simulation of cooling conditions in secondary cooling zones in continuous casting process. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 22, n. 3, pp. 246-255, 1995

El-Bealy, M. Fluctuated cooling conditions and solid shell resistance in continuously cast steel slabs. *Canadian Quarterly*, v. 36, n. 3, pp. 203-222, 1997.

Fujii, H. , Ohashi, T. & Hiromoto, T. On the formation of internal cracks in continuously cast slabs. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan International*, v. 18, pp. 510-518, 1978.

Funk, G. , Böhmer, J. , Fet, F. N. & Hentrich, R. Coupled thermal and stress-strain models for the continuous casting of steels. *Steel Research*, v. 64, n. 5, pp.246-254, 1993.

Garcia, A. & Prates, M. The application of a mathematical model to analyse ingot thermal behavior during continuous casting. In: Automation in Mineral and Metal Processing, 8 , 1983, Finland. *Proceedings of the 4th IFAC Symposium*, 1983, p. 273-279.

Gastón, A. , Laura, R. & Medina, M. Model for predicting steel temperature and thermal state of casting. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 18, n. 5, pp. 370-373, 1991.

Greis, P. Radical changes in the steel industry - Some technical trends at Metec 94. *MPT - Metallurgical Plant and Technology International*, n. 5, pp. 35, 1994.

Grill, A. & Brimacombe, J. K. Influence of carbon content on rate of heat extraction in the mould of a continuous casting machine. *Ironmaking and Steelmaking*, v.3, n.2, pp. 76-79, 1976.

Grill, A. , Brimacombe, J. K. & Weinberg, F. Mathematical analysis of stresses in continuous casting of steel. *Ironmaking and steelmaking*, n. 1, pp. 38-47, 1976.

Grill, A. Cooling system to prevent centreline cracks in continuously cast steel billets. *Ironmaking and Steelmaking*, n. 2, pp. 62-67, 1979.

Grill, A. & Schwerdtfeger, K. Finite-element analysis of bulging produced by creep in continuously cast steel slabs. *Ironmaking and Steelmaking*, n. 3, pp. 131-135, 1979.

Hibbins, S. G. & Brimacombe, J. K. Characterization of heat transfer in the secondary cooling system of a continuous slab caster. In: *Continuous Casting - Heat Flow, Solidification and Crack Formation*, 1984, v. 2, p. 139-151

Hills, A. W. D. A generalized integral-profile method f or the analysis of unidirecional heat flow during solidification. *Transactions of The Minerals, Metals & Materials Society - AIME*, v. 245, pp. 1471-1479, 1969

Hong, C. P. , Umeda, T. & Kimura, Y. Numerical models for casting solidification: part II. Application of the boundary element method to solidification problems. *Metallurgical Transactions B*, v. 15B, pp. 101-107, 1984.

Huang, X. , Thomas, B. G. & Najjar, F. M. Modeling superheat removal during continuous casting of steel slabs. *Metallurgical Transactions B*, v. 23B, pp. 339-356, june 1992.

Irving, W. R. , Perkins, A. & Gray, R. Effect of steel chemistry and operating parameters on surface defects in continuously cast slabs. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 11, n. 3, pp. 146-151, 1984.

Irving, W. R. On line quality control for continuously cast semis. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 17, n. 3, pp. 197-202; 1990.

Ishiguno, M. et alli. Secondary spray cooling in continuous casting. *Tetsu-to-Hagane*, Vol. 60, pp. S464-S465, 1974.

Jacobi, H. , Kaestle, G. & Wünnenberg, K. Heat transfer in cyclic secondary cooling during solidification of steel. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 11, n. 3, pp. 132-145, 1984.

Keqiang, Z. & Langer, E. W. Influence of secondary cooling on liquid pool depth and surface temperature of strand in continuous casting of steel. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 21, pp. 260-265, 1992.

Kumar, S. , Meech, J. A. , Samarasekera, I. V. & Brimacombe, J. K. Knowledge Engineering an Expert System to troubleshoot quality problems in the continuous casting of steel billets. *Iron and Steelmaker*, pp. 29-36, september 1993.

Kumar, S. , Walker, B. N. ,Samarasekera, I. V. & Brimacombe, J. K. Chaos at the meniscus - The genesis of defects in continuously cast steel billets. In: *13th PTD Conference Proceedings*, pp. 119-141, 1995.

Kumar, S. , Samasekera, I. V. & Brimacombe, J. K. Mold thermal response and formation of defects in the continuous casting of steel billets - Laps and bleed. *Iron and Steel maker*, pp. 53-69, June 1997.

Lait, J. E. , Brimacombe, J. K. & Weinberg, F. Mathematical modelling of heat flow in the continuous casting of steel. *Ironmaking and Steelmaking*, n. 2, pp. 90-97, 1974.

Lait, J. E. & Brimacombe, J. K. Solidification during continuous casting of steel. In: *Continu ous Casting - Heat Flow, Solidification and Crack formation*, 1984, V. 2, p. 171-183

Lally, B. ,Biegler, L. & Henein, H. Finite difference heat transfer modeling for continuous casting. *Metallurgical Transactions B*, v. 21, pp. 761-770, 1990.

Lally, B. , Biegler, L. T. & Henein, H. Optimization and continuous casting: Part I. Problem formulation and solution strategy. *Metallurgical Transactions B*, v. 22, pp. 641-648, Outubro 1991.

Lally, B. , Biegler, L. T. & Henein, H. Optimization and continuous casting: Part II. Application to industrial casters. *Metallurgical Transactions B*, v. 22, pp. 649-659, Outubro 1991.

Larreq, M. & Birat, J. P. Optimization of casting and cooling conditions on steel continuous casters - Implementation of optimal strategies on slab and bloom casters. In: Application of Mathematical and Physical Models in the Iron and Steel Industry, 3, 1982, Pennsylvania. Proceedings of the 3rd Process Technology Conference, 1982. v. 3, p. 273-282

Lima, J. E. R. , Brimacombe, J. K. & Samarasekera, I. V. Mould heat transfer and solidification during horizontal continuous casting. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 18, n. 2, pp.114-127, 1991.

Louhenkilpi, S. , Laitinen, E. & Nieminen, R. Real-time simulation of heat transfer in continuous casting. *Metallurgical Transactions B*, v. 24 B, pp. 685-693, 1993

Louhenkilpi, S. Study of heat transfer in a continuous billet casting machine. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 23, pp. 9-17, 1994.

Mahapatra, R. B , Brimacombe, J. K. & Samarasekera, I. V. Mold behavior and its influence on quality in the continuous casting of steel slabs: Part I. Industrial trials, mold temperature measurements, and mathematical modeling. *Metallurgical Transactions B*, v. 22, pp. 861-874, december 1991

Mahapatra, R. B. , Brimacombe, J. K. & Samarasekera, I. V. Mold behavior and its influence on quality in the continuous casting of steel slabs: Part II. Mold heat transfer, mold flux behavior, formation of oscillation marks, longitudinal off-corner depressions, and subsurface cracks. *Metallurgical Transactions B*, v. 22, pp. 875-888, december 1991

Manesh, A. I. Three dimensional finite element analysis application to continuous casting. *Journal of Materials Shaping Technology*, v. 8, n. 3, pp. 179-185, 1990

McDavid, R. M. & Thomas, B. G. Flow and thermal behavior of the top surface flux/powder layer in continuous casting moulds. *Metallurgical and Materials Transactions B*, v. 27, pp. 672-685, 1996.

Mills, K. C. ,Billany, T. J. H. , Normanton, A. S. , Walker, B. & Grieveson, P. Causes of sticker breakout during continuous casting. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 18, n. 4, pp. 253-265, 1991.

MPT - Metallurgical Plant and Technology International, No. 1, pp. 48, 1984.

MPT - Metallurgical Plant and Technology International, No. 6, pp. 67, 1991.

MPT - Metallurgical Plant and Technology International, No. 6, pp. 19, 1994.

Mitsutsuka, M. Study on the water spray cooling of steel plate at high temperature. *Tetsu-to-Hagane*, v. 54, pp. 1457-1471, 1968.

Miyazawa, K. & Schrwerdtfeger, K. Computation of bulging of continuously cast slabs with simple bending theory. *Ironmaking and steelmaking*, n. 2, pp. 68-74, 1979.

Mizikar, E. Spray cooling investigation for continuous casting of billets and blooms. *Iron Steel Engineer*, v. 47, pp. 53-60, 1970

Mizikar, E. A. Spray Cooling investigation for continuous casting of billets and blooms. In: *Continuous Casting - Heat Flow, Solidification and Crack Formation, Iron & Steel Society of AIME*, 1984, v. 2, pp. 125-132.

Muller, H. & Jeschar, R. Untersuchung des Warmeubergangs an einer simulierten Sekundarkuhlzone beim Stranggiessverfahren. *Arch. Eisenhuttenwes*, Vol. 44, pp. 589-594, 1973.

Nilles, P. , Etienne, A. Continuous casting today - status and prospects. *Metallurgical Plant and Technology International (MPT) - Materials Science and Engineering*, n. 6, pp. 56-67, 1991.

Nozaki, T. , Matsumo, J. , Murata, K. , Ooi, H. & Kodama, M. A secondary cooling pattern for preventing surface cracks of continuous casting slab *Trans. Iron and Steel Institue of Japan*, v. 18, pp. 330- 338, 1978.

Patto, U. S. , Pires, O. S. ,Campos Filho, M. P. Lingotamento Contínuo dos Aços: Características do Processo e Dimensionamento da Lingoteira. *Revista da Associação Brasileira de Metais (ABM) - Metalurgia*, v. 31, n. 209, abril 1975.

Pavlicevic, M. ,Matijasevic, B. & Kapaj, N. High casting speed of billets. *Danieli News*, v. I, n. 114, pp. 36-43, 1996.

Petersen, U. O lingotamento contínuo de aço. *Revista da Associação Brasileira de Metais (ABM) - Metalurgia*, v. 21, n. 95, outubro1965.

Piesche, R. G. Solidificaton in continuous casting. *Journal of the Institute of Metals*; v. 99, pp.339-344, 1970

Pinheiro, C. A. ,Samarasekera, I. V. & Brimacombe, J. K. Mold flux for continuous casting of steel- Part XI . *Iron and Steelmaker*, pp. 51-52, august 1995.

Pinheiro, C. A. , Samarasekera, I. V. & Brimacombe, J. K. Mold flux for continuous casting of steel- Part XVI *Iron and Steelmaker*, pp. 51-52, january 1996.

Preibl, H. , Obermann, W. , Weibl, J. , Hübner, N. , Spiess, J. & Milani, F.; Process optimization for maximum availability in continuous casting. *MPT - Metallurgical Plant and Technology International*, n. 5, pp. 56, 1994.

Robertson, T. & Perkins, A. Physical and mathematical modelling of liquid steel temperature in continuous casting. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 13, n. 6, pp. 301-310, 1986.

Rudi, G. P. Solidification in continuous casting. Journal of the Institute of Metals, V. 98, pp. 339-344, 1970.

Samarasekera, I. V. & Brimacombe, J. K. The Continuous-casting mould. International Metals Review, n. 6, pp. 286-300, 1978.

Samarasekera, I. V. & Brimacombe, J. K. The influence of mould behavior on the production of continuously cast steel billets. *Metallurgical Transactions B*, v. 13, pp. 105-116, march 1982 A.

Samarasekera, I.V. & Brimacombe, J. K. Thermal and mechanical behavior of continuous casting billet moulds. *Ironmaking and Steelmaking*, n. 1, pp. 1-15, 1982 B.

Samarasekera, I.V. , Anderson, D. L. & Brimacombe, J. K. The thermal distortion of continuous casting billet molds. *Metallurgical Transactions B*, v. 13, pp. 91-104, 1982 C.

Samarasekera, I. V. , Brimacombe, J. K. Heat extraction capability of continuous-casting billet moulds. *Philbrook Memorial Symposium Conference Proceedings*, pp. 157-171, 1988

Samarasekera, I. V. , Brimacombe, J. K. & Wilder, K. The persuit of steel billet quality. *Iron and Steel maker*, pp. 53-63, march 1994.

Santos, C. A. , Cheung, N. , Spim Jr, e Garcia, A. Análise tridimensional da solidificação de ligas através de uma abordagem numérica baseada na analogia entre sistemas térmicos e circuitos elétricos. In: *Anais do VI Congresso Latinoamericano de Transferência de Calor y Materia e VI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências Térmicas*, v. 2, pp. 969-972, 1996.

Sasaki, K. , Sugitani, Y. & Kawasaki, M. Heat transfer in Spray cooling on hot surface. *Tetsu-to- Hagane*; v. 65, pp. 90-96, 1979.

Saucedo, I. G. & Blazek, K. E. Characterization of the effects of mold oscillation on heat transfer rate and mold friction during continuous casting. In: *Proceedings of the Sixth International Iron and Steel Congress*, 1990, Nagoya, Iron and Steel Institute of Japan, pp.325-333.

Savage, J. & Pritchard, W. H. The problem of rupture of the billet in the continuous casting of steel. *Journal of the Iron and Steel Insitute*, v. 1778, pp. 269-277, 1954

Scheel, R. , Stahl, H. , Dortmund, A. & Korte, W. Effect of different flux powder compositions on continuous casting slags and casting practice. *Metallurgical Plant and Technology*, n. 6, pp. 22-33, 1987.

Scheil, E. *Zeitschrift für Metallkunde*, v. 34, 70-72, 1942.

Schrewe, H. Developments in continuous casting of steel. *Ironmaking and Steelmaking*, n. 2, pp. 85- 90, 1981

Shimada, M. & Mitsutsuka, M. On heat transfer coeficient by forced water cooling to carbon steel. *Tetsu-to-Hagane*, v. 52, pp. 1643, 1966.

Siegel, R. Analysis of solidification interface shape during continuous casting of a slab. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, v. 21, pp.1421-1430, 1978.

Singh, S. & Koria, S. C. Physical modelling the steel flow in continuous casting tundish. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 20, n. 3, pp. 221-230, 1993.

Singh, S. N. & Blazek, K. E. Heat transfer and skin formation in a continuous casting mold as a function of steel carbon content. *Journal of Metals*, pp. 17-27, october 1974.

Sinha, S. K. , Godiwalla, K. M. & Sivaramakrishnan, C. S. Fluid flow characterisation in twin strand continuous casting tundish water model. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 20, n.6, pp-485-492, 1993.

Sivesson, P. & Raihle, C. M. Thermal soft reduction in continuously slabs. *Materials Science and Engineering*, v. A173, pp. 299-304, 1993.

Sivesson, P. , Örtlund, T. & Widell, B. Improvement of inner quality in continuously cast billets through thermal soft reduction and use of mutivariable analysis of saved process variables. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 23, n. 6, pp. 504-511, 1996.

Spiess, J. , Milani, F. Radical changes in the steel industry - Some technical trends at Metec 94- *MPT - Metallurgical Plant and Technology International*, n. 5, 1994.

Stanek, V. & Szekely, J. A mathematical model of the closed mold (Watts) horizontal continuous casting process. *Metallurgical Transactions B*, v. 7B, pp. 619-630, 1976.

Suni, J. P., Henein, H. Analysis of shell thickness irregularity in continuously cast middle carbon steel slabs using mold thermocouple data. *Metallurgical and Materials Transactions B*, V. 27, pp. 1045-1056, Dezembro 1996.

Szekely, J. Some perspectives on mathematical modelling of metals processing operations. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 16, n. 3, pp. 183-192, 1989.

Tacke, K. H. Multi-beam model for strand straightening in continuous casting. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 12, No. 2, pp. 87-94, 1985.

Takeuchi, E. & Brimacombe, J. K. The Formation of Oscilation Marks in the Continuous Casting of Steel Slabs. *Metallurgical Transactions B*, v. 15B, pp. 493-509, september 1984.

Thomas, B. G. ,Samarasekera, I. V. & Brimacombe, J. K. Comparison of numerical modeling techniques for complex, two-dimensional, transient heat-conduction problems. *Metallurgical Transactions B*, v. 15B, pp. 307-318, june 1984.

Thomas, B. G. , Samarasekera, I. V. & Brimacombe, J. K. Mathematical model of the thermal processing of steel ingots: part I. Heat flow model. *Metallurgical Transactions B*, v. 18, pp. 119-130, march 1987.

Thomas, B. G. , Samarasekera, I. V. & Brimacombe, J. K. Mathematical model of the thermal processing of steel ingots: part II. Stress model. *Metallurgical Transactions B*, v. 18, pp. 131-147, march 1987.

Thomas, B. G. , Mika, L. J. & Najjar, F. M. Simulation of fluid inside a continuous slab-casting machine. *Metallurgical Transactions B*, v. 21, pp. 387-400, 1990.

Tiedje, N. & Langer, E. W. Numerical modelling of heat transfer and solidification of continuously cast billets. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, n. 22, pp. 55-60, 1993.

Tieu, A. K. & Kim, I. S. Simulation of the continuous casting process by a mathematical model. *International Journal of Mechanical Sciences*, v. 39, n. 2, pp. 185-192, 1997.

Tsuneoka, A. , Ohashi, W. & Ishitobi, S. Measurement and control system of solidification in continuous casting mold. *Continuous Casting*, v.4, pp. 257-264, 1998.

Uehara, M , Samarasekera, I. V. & Brimacombe, J. K. Mathematical modelling of unbending of continuously cast steel slabs. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 13, No. 3, pp. 138-153, 1986.

Valadares, C. A. G. , Oliveira, R. E. & Pereira, P. F. Emprego do Argônio no Lingotamento Contínuo. *Revista da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - Metalurgia*, v. 40, n. 322, setembro 1984.

Van Drunen, G. , Brimacombe, J. K. & Weinberg, F. Internal cracks in strand-cast billets. *Ironmaking and Steelmaking*, n. 2, pp. 125-147, 1975.

Voller, V. R. & Swaminathan, C. R. General Souce-Based Method for Solidification Phase Change. *Numerical Heat Transfer*, Part B, v. 19, pp. 175-189, 1991.

Williamson, C. Q. , Buser, U. A. , Heinemaun, W. Process control in continuous casting - A trend or a must. *Continuous Casting*, v. 4, pp. 281-287, 1988

Wolf, M. , Kurz, W. The effect of carbon content on solidification of steel in the continuous casting mould. *Metallurgical Transactions B*, v. 12, pp. 85-93; march 1981.

Wolf, M. Mold length in slab casting - A review. *Iron and Steelmaker*, pp.47-51, february 1996.

Wunnenberg, K. & Flender, R. Investigation of internal-crack formation in continuous casting, using a hot model. *Ironmaking and Steelmaking*, v.12, n. 1, pp. 22-29, 1985.

Xintian, L. ,Yaohe, Z. , Baolu, S. & Weiming, J. Flow behavior and filtration of steel melting continuous casting tundish. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 1992, n. 3, pp. 221-225, 1992.

Yamauchi, A. , Sorimachi, K. , Sakuraya, T. & Fujii, T. Heat transfer between mold and strand through mold flux film in continuous casting of steel. *International Steel institute of Japan International*, v. 33, n. 1, pp. 140-147, 1993.

Zou, J. & Tseng, A. A. Microscopic modeling of fundamental phase transformations in continuous castings of steel. *Metallurgical Transactions A*, v. 23A, pp. 457-467, february 1992.

Teses

Costa Neto, J. G.; *Otimização do fluxo de aço no distribuidor do lingotamento contínuo,* Universidade Estadual de Campinas, 1997. Tese (Doutorado)

Garcia, A.; *Desenvolvimento e verificação experimental de um modelo matemático para a análise da solidificaçao unidirecional de metais*, Universidade Estadual de Campinas, 1978. Tese (Doutorado)

Ierardi, M. C. F.; *Modelagem matemática e simulação do processo de lingotamento contínuo de aços*, Universidade Estadual de Campinas, 1989. Tese (Doutorado)

Medeiros, M. D.; *Influência do superaquecimento no comportamento térmico de sistemas metal/molde durante a solidificação*; Universidade Estadual de Campinas, 1979. Tese (Mestrado)

Pinheiro, C. A.; *Análise térmica do lingotamento contínuo de aços, com ênfase no resfriamento por spray de água*, Universidade Federal de Minas Gerais, 1988. Tese (Mestrado)

Ribeiro, W. J. *Fenômeno da segregação em aço alto carbono no processo de lingotamento contínuo*, Universidade Federal de Minas Gerais, 1991. Tese (Mestrado)

Santos, C. A.; *Influência das taxas direcionais de resfriamento na evolução da solidificação em sistemas metal/molde*, Universidade Estadual de Campinas, 1997. Tese (Mestrado)

Spim Jr., J. A.; *Aplicação da modelagem matemática da solidificação no controle ótimo do lingotamento contínuo de aços*, Universidade Estadual de Campinas, 1993. Tese (Mestrado)

Livros

Acton, F. S.; *Numerical methods that work.* Harper & Row Publishers, 1970

Bejan, A.; *Heat transfer.* 1a. Edição; John Wiley & Sons, New York, 1993

Campos Filho, M. P. & Davies, G. J.; *Solidificação e fundição de metais e suas ligas.* Livros Técnicos e Científicos S. A., Editora da Universidade de São Paulo, 1978

Commitee for Metallurgy and Foundry Properties; *International atlas of casting defects.* American Foundrymen's Society Inc., 1993

Holman, J. P.; *Transferência de calor.* McGraw-Hill, New York, 1983

Instituto Brasileiro de Siderurgia (IBS); *Anuário estatístico - Brazil Steel Databook.* 1998

Incropera, F. P. & Dewitt, D . P.; *Fundamentals of heat and mass transfer.* 3. ed., John Wiley& Sons, 1990

International Iron and Steel Institute. *A study of the continuous casting of steel*, 1977.

International Iron and Steel Institute. *Continuous casting of steel, 1985 - A second study*, 1986.

Irving, W. R.; *Continuous casting of steel.* The Institute of Materials, 1993

Kurz, W. & Fisher, D. J.; *Fundamentals of solidification.* 3. ed., Trans Tech Publications, 1992

Munem, M. A. & Foulis, D. J.; *Cálculo*.v. 1, Editora Guanabara, 1982

Ruddle, R. W.; *The solidification of castings*. 2. ed., Institute of Metals, Series No. 7, 1957

Smith, G. D.; *Numerical solution of partial differential equations*. 3. ed. Oxford University Press, 1985

Toloukian, Y. S. et alli; *Thermophysical properties of matter.* v. 1, IFI/Plenum, New York, 1970.

Catálogos técnicos

Danieli. Steelmaking Plants, *Danieli News 96*, v.1, 1996.

Mannesmann Demag. Máquinas de lingotamento contínuo para blocos e tarugos quadrados e redondos. *Catálogo técnico, Demag Equipamentos Industriais Ltda.*

Paul-Wurth; *Catálogo técnico de equipamento de lingotamento contínuo*

Vesuvius; *Catálogo técnico de equipamento de lingotamento contínuo*