

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGEM)

ANÁLISE DA TRANSFERÊNCIA DE CALOR DURANTE A SOLIDIFICAÇÃO DE
AÇOS EM MOLDES NO LINGOTAMENTO CONTÍNUO

VINICIUS KARLINSKI DE BARCELLOS

Dissertação para a obtenção do título de

Mestre em Engenharia

Porto Alegre (RS)

2007

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGEM)

ANÁLISE DA TRANSFERÊNCIA DE CALOR DURANTE A SOLIDIFICAÇÃO DE
AÇOS EM MOLDES NO LINGOTAMENTO CONTÍNUO

Vinicius Karlinski de Barcellos

Engenheiro Metalúrgico

Trabalho realizado no Laboratório de Fundição, Departamento de Engenharia Metalúrgica da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGEM), como parte dos requisitos para exame de qualificação de mestrado em Engenharia.

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Porto Alegre (RS)

2007

Esse trabalho foi julgado adequado como qualificação para dissertação de mestrado em Engenharia, área de concentração de Processos de Fabricação e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Jaime Alvares Spim Jr. (PPGEM – UFRGS)

Co-orientador: Prof. Dr. Carlos Alexandre dos Santos (PUCRS)

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Amauri Garcia (UNICAMP)

Dr. Leonardo Barboza Trindade (STE)

Prof^a. Dr^a. Berenice Anina Dedavid (PUCRS)

Prof. Dr. Lirio Schaeffer (PPGEM - UFRGS)

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann

Coordenador do PPGEM

AGRADECIMENTOS

Manifesto os sinceros agradecimentos as seguintes pessoas, instituições e empresas pela valiosa colaboração na execução deste trabalho:

Ao Professor Dr. Jaime Alvares Spim Jr., pela orientação, reconhecimento e estímulo proporcionado.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), pelo apoio financeiro.

Ao Professor Dr. Carlos Alexandre dos Santos e ao MSc. Carlos Raimundo Frick Ferreira, pelas contribuições e auxílio no desenvolvimento do projeto.

À Siderúrgica Gerdau Aços Especiais Piratini, em especial ao Eng. Paulo Fernandes, pelo auxílio e colaboração na realização dos ensaios experimentais.

Aos colegas do Laboratório de Fundição da UFRGS, em especial ao Eng. MSc. Wilson Fogazzi, Pedro Henrique Cunha, Bruno Vaz e Sérgio Bartex, pelas sugestões e observações valiosas.

À minha esposa Tatiane Gandin Nunes, por estar presente na minha vida e pelo apoio e companheirismo.

À minha família, pelo apoio e compreensão.

A todos que colaboraram direta ou indiretamente na elaboração deste trabalho, o meu reconhecimento.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	VIII
LISTA DE TABELAS	XIII
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	XIV
RESUMO	XVI
ABSTRACT	XVII
1.0 INTRODUÇÃO	1
2.0 OBJETIVOS	3
3.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
3.1 Histórico do Lingotamento Contínuo	4
3.2 Extração de Calor no Processo de Lingotamento Contínuo	6
3.2.1 Molde ou Resfriamento Primário.....	7
3.2.2 Região de Chuveiros ou Resfriamento Secundário	9
3.2.3 Região de Radiação Livre ou Resfriamento Terciário	9
3.3 Controle da Formação de Defeitos no Lingotamento Contínuo	11
3.4 Utilização de Moldes Instrumentados com Termopares.....	12
3.5 Problema Inverso de Condução de Calor.....	16
3.6 Influência das Variáveis de Produção que Afetam a Transferência de Calor no Molde.....	18
3.6.1 Influência da Composição Química	18
3.6.2 Influência da Velocidade de Lingotamento.....	27
3.6.3 Influência da Conicidade do Molde	30
3.6.4 Influência do Pó Lubrificante	31
3.6.5 Influência da Velocidade da Água de Refrigeração.....	34
3.6.6 Influência do Agitador Eletromagnético (EMS).....	35
3.7 Comparação entre Modelo 2D e 3D	37
4.0 APLICAÇÃO DE UM MODELO MATEMÁTICO PARA O PROCESSO.....	39
4.1 Tratamento da Transformação de Fase	40
4.2 Método Numérico de Diferenças Finitas (MDF)	42

4.3	Analogia entre Sistemas Térmicos com Circuitos Elétricos	44
4.4	Tratamento das Condições de Contorno	46
4.5	Cálculo das Temperaturas Liquidus e Solidus	48
5.0	MATERIAIS E MÉTODOS	50
5.1	Acoplamento da Malha Numérica	50
5.2	Rotinas Numéricas para Determinação dos Coeficientes de Transferência de Calor na Interface Metal/Molde	52
5.2.1	Rotina Inicial	53
5.2.2	Rotina Contínua	55
5.3	Estratégia de Otimização de Busca dos Coeficientes de Transferência de Calor ao Longo do Molde	56
5.4	Levantamento dos Dados e Parâmetros Operacionais da Máquina de Lingotamento Contínuo	60
5.4.1	Distribuidor	62
5.4.2	Molde	62
5.4.3	Resfriamento Secundário ou Sprays	68
5.5	Projeto e Instalação dos Termopares no Molde	68
6.0	RESULTADOS E DISCUSSÃO	75
6.1	Temperaturas Experimentais da Parede do Molde	75
6.2	Inspeção do Molde de Seção 240x240 mm Parabólico	78
6.3	Ajuste na Aproximação das Temperaturas Simuladas com Experimentais nas Paredes do Molde	79
6.4	Fatores que Afetam o Fluxo de Calor no Molde	80
6.4.1	Composição Química	80
6.4.2	Faces do Molde	82
6.4.3	Velocidade de Lingotamento	84
6.4.4	Temperatura de Lingotamento	85
6.4.5	Conicidade do Molde	85
6.4.6	Seção do Molde	87
6.5	Determinação de Equações Gerais dos Coeficientes de Transferência de Calor no Molde	88
6.6	Aferição das Equações Obtidas para o Cálculo dos Coeficientes de Transferência de Calor da Interface Metal/Molde para Diferentes Moldes.	104

7.0	CONCLUSÕES	109
7.1	Considerações Finais	109
7.2	Proposta para Trabalhos Futuros.....	110
8.0	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	111

LISTA DE FIGURAS

	Pág.
Figura 3.1 Principais componentes numa planta de LC. (Adaptado de Santos, 2005).	6
Figura 3.2 Desenho esquemático dos componentes do molde (Adaptado de Samarasekera, 1982), e foto do molde de lingotamento contínuo.	7
Figura 3.3 Mecanismos de transferência de calor no sistema metal/molde (Garcia, 2001). ...	8
Figura 3.4 Resposta térmica dos quatro termopares localizados à 100 mm do topo do molde (Mahapatra, 1991).....	13
Figura 3.5 Perfil de temperatura média medida na parede do molde ao longo de seu comprimento (Mahapatra, 1991).	14
Figura 3.6 Disposição dos termopares nas faces do molde (Pinheiro, 2000a).....	15
Figura 3.7 Comparação das temperaturas médias medidas nas quatro faces do molde de um aço com 0,32%C com Ti e B (Pinheiro, 2000a).....	16
Figura 3.8 Disposição dos termopares nas seções transversal e longitudinal do molde. (Hebi, 2007)	17
Figura 3.9 Secção do diagrama de fase FeC, mostrando em destaque a região de transformação peritética.	19
Figura 3.10 Desenho esquemático da reação peritética, mostrando a nucleação da fase austenítica em torno da dendrita primária ferrítica.(Tiaden, 1999).	20
Figura 3.11 Efeito do teor de carbono na taxa de transferência de calor (Singh, 1974).	21
Figura 3.12 Efeito do teor de carbono no fluxo de calor (Suzuki, 1996) e na contração do tarugo (Harste, 2003).	21
Figura 3.13 Cascas solidificadas obtidas de breakout para aços contendo 0,10%C, 0,40%C e 0,70%C. (Singh, 1974).....	22
Figura 3.14 Macroestrutura de grãos das seções longitudinal e transversal de aços 0,10%C e 0,90%C. (Singh, 1974).....	23
Figura 3.15 Aparato experimental. (Suzuki, 1996).....	24
Figura 3.16 a) Fluxo de calor pela superfície do molde; b) Quantidade de contração da casca solidificada (Suzuki, 1996).....	24
Figura 3.17 Definição dos aços Tipo A e B como função do Potencial Ferrítico, de acordo com a tendência de depressão e agarramento, respectivamente (Wolf, 1981).	26
Figura 3.18 Disposição dos termopares em cada face do molde à 6mm da face fria (Chow, 2002b).	27
Figura 3.19 Perfil de fluxo térmico pela parede do molde para aço baixo e alto carbono em alta velocidade (Chow, 2002b).....	28
Figura 3.20 Relação da extração de calor e velocidade de lingotamento. (Fukada, 1999).....	29

Figura 3.21	Cortes de cascas de breakout mostrando a espessuras de casca solidificada medida (Fukada, 1999).....	29
Figura 3.22	Comportamento do fluxo de calor calculado para moldes de: (a) tarugos com diferentes conicidades: simples e múltipla. Superaquecimentos de 29 e 30 °C (Chandra, 1993).	31
Figura 3.23	Influência do tipo de pó fluxante para aços peritéticos (a) no perfil de temperatura média no molde. (b) no fluxo de calor pelo molde (Pinheiro, 2000a).	32
Figura 3.24	Comparação do fluxo de calor para óleo e pó lubrificante. (a) Aços peritéticos. (b) Aços médio carbono. (Pinheiro, 2000b).	33
Figura 3.25	Nível do menisco em função da espessura da camada de pó. (Lagerberg, 1994).	34
Figura 3.26	Efeito da velocidade da água de refrigeração no perfil do fluxo de calor no molde (Pinheiro, 2000a).....	34
Figura 3.27	Geometria e malha do modelo (Trindade, 2001).	35
Figura 3.28	a) Fluxo de calor nas paredes do molde. b) Perfis de temperatura em °C na região central do agitador. (Trindade, 2001).	36
Figura 3.29	a) Foto do molde com o furos para termopares. b) Campo de temperatura no molde para um lingotamento convencional sem EMS e um lingotamento com EMS (Park, 2003).	37
Figura 3.30	Comparação dos perfis de fluxo de calor previsto para modelos 2D e 3D (Mahapatra, 1991).....	38
Figura 4.1	Representação esquemática da malha unidimensional dos elementos do MDF. .	45
Figura 5.1	Desenho representativo do sistema de alimentação no distribuidor mostrando as faces do tarugo na máquina de lingotamento contínuo e da malha numérica acoplada ao molde.	50
Figura 5.2	Malha numérica para a etapa inicial.	53
Figura 5.3	Perfis estáveis de temperatura ao longo da espessura do molde, para diferentes valores do coeficiente de transferência de calor.	54
Figura 5.4	Gráfico representativo dos valores dos coeficientes de transferência de calor ao longo do comprimento do molde.	55
Figura 5.5	Fluxograma do algoritmo de otimização para determinação dos coeficientes de transferência de calor na interface metal/molde por meio do confronto de perfis de temperaturas teórico/experimental.	57
Figura 5.6	Figura representativa de perfis de temperaturas que mostram as variáveis adotadas para elaboração dos métodos de busca.	58
Figura 5.7	Vista lateral da máquina de lingotamento contínuo, indicando os componentes da máquina e a distância a partir do menisco.....	61
Figura 5.8	a) Detalhe do molde de seção 150x150 mm, destacando b) o sistema de refrigeração do molde e c) vista de topo.	61
Figura 5.9	a) Destaque dos rolos de pé posicionados imediatamente abaixo do molde, b) vista inferior do posicionamento dos rolos utilizados para o direcionamento e extração do lingote.....	62
Figura 5.10	Desenho representativo do campo de cobertura da fonte radioativa e da variação do nível de metal no molde.	64

Figura 5.11 Tipos de suportes de molde para fixação na caixa de molde (Samarasekera, 1982).	65
Figura 5.12 Desenho esquemático da disposição dos termopares no molde parabólico de seção 150x150mm.	69
Figura 5.13 Desenho esquemático da disposição dos termopares no molde parabólico de seção 180x180mm.	70
Figura 5.14 Desenho esquemático da disposição dos termopares no molde parabólico de seção 240x240mm.	71
Figura 5.15 Seqüência de usinagem e montagem dos termopares no molde: (a) e (b) usinagem, (c) detalhe dos sulcos para passagem dos termopares, (d) termopares inseridos no molde, (e) e (f) sistema de conectores e cabos de compensação, (g) e (h) terminais para acoplamento entre os termopares e os cabos de compensação.	73
Figura 6.1 Resultados experimentais da temperatura do molde obtidas pelos termopares nas três faces do molde. Corrida 03. Seção 240 mm. Molde Parabólico. (a) temperaturas em função do tempo, (b) temperaturas médias e desvios padrão. ..	77
Figura 6.2 Fotos do molde de seção 240x240mm parabólico após seu uso, mostrando a) termopares inseridos no molde e; b) cavidade interna e c) detalhes nas regiões de desgaste da parede interna.	78
Figura 6.3 Comparação de resultados experimentais e simulados das temperaturas na parede do molde nas três faces. Corrida 03. Seção 240 mm. Molde Parabólico.	80
Figura 6.4 Curvas dos coeficientes de transferência de calor x distância do menisco mostrando a influência da composição química na transferência de calor no molde.	82
Figura 6.5 Curvas de h de três faces do molde de duas corridas simuladas, (a) em molde de seção 240 parabólico e, (b) em molde de seção 240 Linear.	83
Figura 6.6 Curvas de h x distancia do menisco de duas corridas de composição química semelhante com velocidades de lingotamento diferentes da face lateral do molde linear de seção 240mm.	84
Figura 6.7 Curvas de h no molde de duas corridas de composição química e velocidade semelhantes e com temperaturas de lingotamento diferentes.	85
Figura 6.8 Curvas de h no molde de duas corridas de composição química e velocidade semelhantes e com conicidades diferentes(Corrida 11 – Seção 240mm molde parabólico e Corrida 07 – Seção 240mm molde linear).....	86
Figura 6.9 Curvas de h no molde de três corridas de composição química semelhante e com seções diferentes (150 mm, 180 mm e 240 mm).	87
Figura 6.10 Gráfico de índice de tendência à agarramento ou depressão do tarugo ao molde em função do Potencial Ferrítico dos aços analisados.	90
Figura 6.11 Curvas de h no molde de quatro corridas com composição química e Potencial Ferrítico diferentes da face raio externo do molde seção 240mm parabólico.	91
Figura 6.12 Curvas de h no molde de quatro corridas com composição química e Potencial Ferrítico diferentes da face raio interno do molde seção 240mm parabólico.	91
Figura 6.13 Curvas de h no molde de quatro corridas com composição química e Potencial Ferrítico diferentes da face lateral do molde seção 240mm parabólico.	92

- Figura 6.14 Gráfico de índice de tendência ao agarramento ou depressão do tarugo ao molde em função do Potencial Ferrítico dos aços analisados..... 93
- Figura 6.15 Curvas de h no molde de quatro corridas com composição química e Potencial Ferrítico diferentes da face raio externo do molde seção 240mm parabólico..... 93
- Figura 6.16 Curvas de h no molde de quatro corridas com composição química e Potencial Ferrítico diferentes da face raio interno do molde seção 240mm parabólico. 94
- Figura 6.17 Curvas de h no molde de quatro corridas com composição química e Potencial Ferrítico diferentes da face lateral do molde seção 240mm parabólico..... 94
- Figura 6.18 Curvas de h no molde geradas pelas equações polinomiais obtidas das médias e desvios-padrão dos h's das faces raio externo, raio interno e lateral do molde de três corridas com composição química e Potencial Ferrítico diferentes do molde seção 240mm parabólico..... 96
- Figura 6.19 Coeficientes da Equação (6.3) em função do carbono equivalente. 97
- Figura 6.20 Curvas de h no molde geradas pelas equações polinomiais obtidas das médias e desvios-padrão dos h's das faces raio externo, raio interno e lateral do molde de três corridas com composição química e potencial ferrítico diferentes do molde seção 240mm parabólico..... 98
- Figura 6.21 Coeficientes da Equação (6.4) em função do carbono equivalente. 99
- Figura 6.22 Curvas de h no molde geradas pelas equações polinomiais obtidas das médias e desvios-padrão dos h's das faces raio externo, raio interno e lateral do molde de três corridas com composição química e Potencial Ferrítico diferentes do molde seção 180mm parabólico..... 101
- Figura 6.23 Curvas de h no molde geradas pelas equações polinomiais obtidas das médias e desvios-padrão dos h's das faces raio externo, raio interno e lateral do molde de três corridas com composição química e Potencial Ferrítico diferentes do molde seção 150mm parabólico..... 102
- Figura 6.24 Coeficientes da Equação (6.5) em função do carbono equivalente para seção 180x180mm..... 102
- Figura 6.25 Coeficiente da Equação (6.5) em função do carbono equivalente para seção 150x150mm..... 103
- Figura 6.26 Comparação das curvas dos h's no molde gerada pela Equação (6.3) em comparação com os resultados obtidas das médias e desvios-padrão dos h's das faces raio externo, raio interno e lateral do molde de duas corridas lingotadas em molde de seção 240mm parabólico..... 104
- Figura 6.27 Comparação das curvas dos h's no molde gerada pela Equação (6.4) em comparação com os resultados obtidas das médias e desvios-padrão dos h's das faces raio externo, raio interno e lateral do molde de duas corridas lingotadas em molde de seção 240mm parabólico..... 105
- Figura 6.28 Comparação das curvas dos h's no molde gerada pela Equação (6.6) em comparação com os resultados obtidas das médias e desvios-padrão dos h's das faces raio externo, raio interno e lateral do molde de duas corridas lingotadas em molde de seção 180mm parabólico..... 105
- Figura 6.29 Comparação das curvas dos h's no molde gerada pela Equação (6.7) em comparação com os resultados obtidas das médias e desvios-padrão dos h's das

faces raio externo, raio interno e lateral do molde de duas corridas lingotadas em molde de seção 150mm parabólico.....	106
Figura 6.30 Comparação das temperaturas simuladas utilizando a Equação (6.3) para o cálculo dos h's com as temperaturas experimentais monitoradas na parede do molde de seção 240mm parabólico.....	107
Figura 6.31 Comparação das temperaturas simuladas utilizando a Equação (6.4) para o cálculo dos h's com as temperaturas experimentais monitoradas na parede do molde de seção 240mm parabólico.....	107
Figura 6.32 Comparação das temperaturas simuladas utilizando a Equação (6.6) para o cálculo dos h's com as temperaturas experimentais monitoradas na parede do molde de seção 180mm parabólico.....	108
Figura 6.33 Comparação das temperaturas simuladas utilizando a Equação (6.7) para o cálculo dos h's com as temperaturas experimentais monitoradas na parede do molde de seção 150mm parabólico.....	108

LISTA DE TABELAS

	Pág.
Tabela 3.1	Coeficientes dos elementos de liga para o cálculo do carbono equivalente obtido por diversos autores..... 26
Tabela 4.1	Varição da Temperatura de Liquidus com teor de carbono para liga de ferro carbono.(Jackson, 1979)..... 48
Tabela 4.2	Redução da temperatura liquidus causado pela presença de 0,01% de elementos de liga residual.(Jackson, 1979)..... 49
Tabela 5.1	Número de elementos de volume nas malhas numéricas unidimensional acopladas nos moldes analisados, onde Δx e Δy são as dimensões do elemento de volume..... 52
Tabela 5.2	Principais propriedades termofísicas do molde. 64
Tabela 5.3	Tipos de pós para as qualidades de aços e dimensões dos tarugos das corridas analisadas. 66
Tabela 5.4	Características dos Pós Fluxantes 1 e 5 [Fonte: <i>Stollberg GmbH, Alemanha</i>].66
Tabela 5.5	Nomenclatura adotada para os termopares colocados em diferentes posições nas faces..... 72
Tabela 6.1	Dados das corridas monitoradas e suas composições químicas em % peso..... 76
Tabela 6.2	Coeficientes da equação de $h = f(d)$ para cada corrida analisada. 95
Tabela 6.3	Coeficientes da equação de $h = f(d, \%C_{eq})$ 97
Tabela 6.4	Coeficientes da equação de $h = f(d)$ para cada corrida analisada. 98
Tabela 6.5	Coeficientes da equação de $h = f(d, \%C_{eq})$ 100
Tabela 6.6	Coeficientes da equação de $h = f(d)$ para cada corrida analisada. 101
Tabela 6.7	Coeficientes da equação de $h = f(d, \%C_{eq})$ 103

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

A_t	= área de passagem do fluxo térmico	[mm ²]
c	= calor específico do material	[J/kg.K]
C_{eq}	= carbono equivalente	[% peso]
Cr'	= cromo equivalente	[% peso]
C_t	= capacitância térmica	[W/K]
$dist$	= distância	[mm]
e_m	= espessura da parede do molde	[mm]
f_s	= fração sólida em peso	[adimensional]
Q_{sm}	= fluxo de calor interfacial	[W/m ²]
h_{amb}	= coeficiente de transferência de calor na interface metal/ambiente	[W/m ² .K]
$h, h_i, h_{m/m}$	= coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde	[W/m ² .K]
$h_{m/a}$	= coeficiente de transferência de calor na interface molde/água	[W/m ² .K]
k	= condutibilidade térmica do material	[W/m.K]
K_0	= coeficiente de redistribuição de soluto no equilíbrio	[adimensional]
L	= calor latente de fusão	[J/Kg]
Ni'	= níquel equivalente	[% peso]
PF	= potencial ferrítico	[adimensional]
R_{NW}	= resistência térmica newtoniana	[m ² .K/W]
R_t	= resistência térmica	[m ² .K/W]
R_{eff}	= resistência térmica efetiva entre o tarugo e o molde	[m ² .°C/W]
t	= tempo	[s]
T	= temperatura	[°C]
T_F	= temperatura de fusão	[°C]
T_L	= temperatura liquidus	[°C]
T_{ling}	= temperatura de lingotamento	[°C]
T_o, T_{amb}	= temperatura ambiente	[°C]
T_S	= temperatura solidus	[°C]

T_{sim}	=	temperatura simulada	[°C]
T_v	=	temperatura de vazamento	[°C]
$T_{\text{água}}$	=	temperatura da água de refrigeração	[°C]
T_{shell}	=	temperatura da superfície do tarugo	[°C]
T_{mdin}	=	temperatura da face quente do molde	[°C]
V	=	velocidade	[m/min]
x, y, z	=	coordenadas de posição	[mm]
α	=	difusividade térmica do metal	[m ² /s]
ρ	=	densidade do material	[kg/m ³]
q	=	termo de geração interna de calor	[J/m ³ .K.s]
MDF	=	Método de Diferenças Finitas	
EMS	=	Agitador Eletromagnético	
LC	=	Lingotamento Contínuo	
InALC	=	Inteligência Artificial no Lingotamento Contínuo	

Subscrito

S	=	Sólido
L	=	Líquido
SL	=	Pastoso
sim	=	simulado

Sobrescrito

n	=	tempo
n+1	=	incremento de tempo

RESUMO

Na produção de aço pelo processo de lingotamento contínuo, as condições de resfriamento ao qual o lingote está submetido quando em contato com a superfície do molde, influenciam na qualidade do aço lingotado e na produtividade. A determinação e análise dos coeficientes de transferência de calor são necessárias para uma melhor compreensão dos fenômenos que ocorrem na interface metal/molde.

Esse trabalho teve como objetivo a utilização de um modelo matemático de solidificação para lingotamento contínuo de aços e do levantamento das condições de transferência de calor entre metal lingotado/molde para uma planta industrial. Medidas de temperatura nas paredes de moldes da máquina de lingotamento contínuo foram obtidas durante a operação de lingotamento, por meio de termopares estrategicamente posicionados ao longo do comprimento do molde e nas faces do mesmo. Foram analisados lingotes de seção quadrada de 240 x 240 mm, 180 x 180 mm e 150 x 150 mm. Desenvolveu-se um algoritmo (aplicativo) consistindo de um modelo matemático em MDF e do modelo de condução de calor inverso, baseado no método de confronto de perfis térmicos experimentais/simulados, usado para determinação dos coeficientes de transferência de calor na interface metal/molde. Com as seqüências de corridas monitoradas com o molde instrumentado, e o levantamento dos dados de processo, foi possível obter resultados para correlacionar os principais parâmetros de processo com o comportamento dos coeficientes de transferência de calor na interface metal/molde (h_i). Dessa forma, equações foram obtidas para determinar os coeficientes de transferência de calor para diferentes moldes e variáveis do processo, tais como: velocidade de lingotamento, composição química do aço, conicidade e seção do molde. O trabalho permitiu a realização de aferições finais no programa de simulação do processo de lingotamento contínuo de aços, chamado InALC, o qual vem sendo desenvolvido, com dados experimentais obtidos em uma máquina de lingotamento contínuo de uma planta industrial.

ABSTRACT

In the steel production by continuous casting process, the ingot cooling conditions to which the ingot is submitted when in contact with the mould surface, have influence in the quality steel and productivity. The determination and analysis of the heat transfer coefficients are necessary for a better understanding of the phenomena that occur in the metal/mold interface.

That work has as objective the development of a mathematical model of solidification in the continuous casting of steels through the transfer heat conditions between metal and mould during casting in an industrial plant obtained from the development and application of an experimental methodology. Experimental measurements of temperatures in the mould walls of the continuous casting machine were performed during the casting operation by the use of thermocouples strategically positioned along of the moulds length and in the different faces in contact with the ingots of squared section of 240 x 240 mm, 180 x 180 mm and 150 x 150 mm. An inverse heat conduction model has been used for determination of heat transfer coefficients at the metal / mold interface based on a method of confront of experimental/simulated thermal profiles. With the sequences of heat monitored with the instrumented mold, and the capture of the process data, it was possible to obtain results that correlate the main parameters of the process with the behavior of heat transfer coefficients (h_i) at the interface metal / mold. Thus, equations were obtained permitting the determination of heat transfer coefficients for different moulds and process variables, such as: casting speed, chemical composition of the steel, mould taper and mould section. The work allowed the execution of final checking in the simulation program of continuous casting process of steels, InALC, which has been developed, with experimental data obtained in a continuous casting machine of an industrial plant.

1.0 INTRODUÇÃO

Uma das tendências na indústria de aços é o desenvolvimento de processos para a produção de aços o mais próximo do produto final, aliando a obtenção de produtos com ótima qualidade e maior valor agregado. No lingotamento contínuo têm-se estudado os fenômenos de solidificação com o principal objetivo de aumentar a velocidade do processo, aumentar a produção e reduzir defeitos. Os principais fenômenos que determinam a qualidade do produto fundido dependem significativamente das condições iniciais de solidificação que ocorrem no molde.

O principal fenômeno envolvido no processo de lingotamento contínuo de aços é a transferência de calor que ocorre durante o resfriamento primário (molde), secundário (zona de sprays) e terciário (radiação livre). A previsão ou determinação do comportamento térmico destes sistemas de troca de calor se torna importante na medida em que esta influi diretamente na solidificação, principalmente na etapa inicial de formação da casca sólida no interior do molde.

Para se entender o comportamento térmico do metal no molde é necessário entender como ocorre a extração de calor do metal pelo fluido de refrigeração. Para uma análise global da transferência de calor, deve-se analisar, inicialmente, a influência relativa de cada modo de transferência de calor atuante. O metal líquido, o metal sólido, o lubrificante, o espaço físico ou *gap* de ar formado na interface metal/molde, a parede do molde, a superfície da parede do canal e o fluido de refrigeração constituem as fontes de troca térmica nessa etapa. A camada de metal sólido que se forma ao longo do molde constitui uma barreira crescente à passagem de calor, ou seja, uma resistência térmica crescente, fazendo com que a condução térmica na camada sólida vá adquirindo uma influência relativa cada vez maior sobre o fluxo global de calor. As paredes do molde não representam uma resistência térmica importante à condução de calor no sistema, pois, além da ordem de grandeza das espessuras normalmente empregadas, os materiais com os quais são confeccionados os moldes (geralmente cobre e suas ligas) apresentam grande capacidade em transferir calor em função da alta difusividade térmica do material. A maior resistência ao fluxo de calor pela interface metal/molde é um espaço físico (*gap* de ar) separando o metal do molde que se forma durante a solidificação. Assim, pode-se dizer que a solidificação no processo de lingotamento contínuo é controlada pela interface metal/molde. A dificuldade de se determinar as resistências térmicas na

interface metal/molde, devido aos diferentes mecanismos de troca de calor que atuam na interface, faz com que seja necessária a determinação dos coeficientes de transferência de calor para se ter um indicativo da quantidade de calor extraído pelo molde.

Temperaturas na parede do molde têm sido monitoradas para analisar o comportamento térmico no molde e sua correlação com diferentes parâmetros do processo e qualidades de aço lingotado. As medições realizadas em moldes instrumentados podem também ser utilizadas na formulação e solução de métodos numéricos de condução de calor inverso para caracterização dos coeficientes de transferência de calor da interface metal/molde, e desta forma sua implementação em um modelo de transferência de calor do processo de lingotamento contínuo.

No lingotamento contínuo (LC) o tarugo passa por três etapas seqüenciais de resfriamento: um molde de cobre refrigerado à água, em conjuntos de chuveiros de água, e ao ar através da transferência de calor por radiação. Devido aos diferentes mecanismos que controlam a transferência de calor em cada etapa de resfriamento, os coeficientes de transferência de calor variam ao longo do processo e variam também para diferentes configurações de moldes e tipos de aços lingotados, influenciados por parâmetros do processo como: temperatura de vazamento, velocidade de lingotamento, pó lubrificante e vazão da água de refrigeração.

Diversos modelos matemáticos têm sido desenvolvidos para reproduzir as condições de solidificação no processo de lingotamento contínuo com o objetivo de investigar a transferência de calor pelo molde e buscar alguma relação com defeitos que são gerados durante a solidificação do aço no molde, e também melhorias no processo produtivo para proporcionar aumento na produtividade. A utilização de ferramentas computacionais como a modelagem matemática da solidificação é extremamente útil e já é uma realidade atualmente. A modelagem matemática do processo oferece a possibilidade da simulação de diferentes condições operacionais, até que um conjunto ótimo de ajustes do equipamento seja alcançado.

2.0 OBJETIVOS

Este trabalho foi realizado tendo como objetivo a análise da transferência de calor na interface metal/molde durante a solidificação de aços no processo de lingotamento contínuo, a partir da formulação e aplicação de um modelo numérico para determinar os coeficientes de transferência de calor no molde; desenvolvimento de uma metodologia experimental realizada em planta industrial e a implementação de um modelo matemático em um programa de simulação do processo. De forma mais objetiva este trabalho prioriza os seguintes itens:

- Levantamento crítico e atualizado da literatura especializada sobre a influência dos parâmetros do processo na transferência de calor e na solidificação, e técnicas numéricas utilizadas para os fenômenos de solidificação no lingotamento contínuo de aços;
- Levantamento das características da máquina de lingotamento contínuo;
- Desenvolvimento e aplicação de uma metodologia experimental para instrumentação com termopares em moldes de lingotamento contínuo;
- Implementação no modelo numérico, para análise da solidificação de aços, dos algoritmos de busca de h ao longo do molde pela solução do problema inverso de condução de calor;
- Elaboração de algoritmos para construção de um programa de simulação utilizando métodos de otimização de busca de resultados;
- Aferição e ajustes do programa de simulação com dados de temperaturas coletadas na planta industrial;
- Análise da influência dos parâmetros do processo (temperatura e velocidade de lingotamento), das configurações de molde (faces, conicidades e seções do molde) e das composições químicas dos aços lingotados na transferência de calor no molde, a partir da simulação de corridas com temperaturas monitoradas no molde;
- Obtenção de equações empíricas para o cálculo dos coeficientes de transferência de calor em função da temperatura e velocidade de lingotamento e da composição química do aço, dos moldes analisados.

3.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Histórico do Lingotamento Contínuo

Uma das primeiras referências ao lingotamento contínuo (LC) é uma patente concedida em 1840 para *George Sellers* que desenvolveu uma máquina para lingotamento de tubos de chumbo. Em 1846, *Henry Bessemer* patenteou um processo de LC para fabricação de chapas de ferro e aço, mas acabou caindo no esquecimento devido à falta de possibilidades técnicas e construtivas. Em 1887, *R. M. Daelen* propôs a possibilidade de solidificar o aço usando um molde refrigerado à água, aberto na superfície e na base. Ele patenteou e imaginou um processo por onde o fluxo de aço líquido é vazado verticalmente em um molde aberto formando uma casca sólida, passando posteriormente por uma região de resfriamento por *spray* de água e após isto conduzido a uma região de corte. Esses fatores constituem em essência o atual princípio de funcionamento das máquinas de lingotamento contínuo. (Pehlke, 1988).

O LC teve seu início após o começo do século XX, mas somente em torno de 1933, na Alemanha, a primeira planta industrial de LC foi construída por *Siegfried Junghans* com a produção comercial de tarugo de latão. *Siegfried Junghans*, forneceu muitas melhorias no processo, em particular a introdução do sistema de oscilação no molde para prevenir o agarramento da casca solidificada na parede do molde refrigerado à água. Na mesma época, outras melhorias foram implantadas ao processo, com a lubrificação do molde com óleo e a conicidade do molde para compensar a contração do metal na solidificação, fornecendo melhorias na transferência de calor nessa primeira etapa de resfriamento. (Pehlke, 1988).

Em 1935, os EUA iniciaram a produção de placas de latão; e em 1936 já possuíam uma máquina de lingotamento semi-contínuo para produção de ligas de alumínio.

Imediatamente após a 2ª Guerra Mundial, o desenvolvimento comercial do LC de aços se expandiu, com plantas piloto espalhadas em diversos países. As primeiras plantas foram construídas em Babcock e Wilcox Company (EUA), Low Moor (Inglaterra), Amagasaki (Japão), Eisenwrk Breitenfeld (Áustria), BISRA (Inglaterra), e Allegheny Ludlum Corporation (EUA), entre os anos de 1946 à 1947.

Schneckenbueger e Kung deram entrada na patente de uma máquina de LC com molde curvo em 1956 na Suíça, mas a produção somente iniciou-se comercialmente em 1963 com a produção de tarugos de aço. A introdução de moldes curvos tem como maior vantagem a redução para menos da metade da altura total da instalação do lingotamento contínuo vertical tradicionalmente utilizado, representando maior facilidade de construção e menor custo. (Pehlke, 1988).

Em 1961, na Dillinger Steelworks (Alemanha Ocidental), entrou em operação a primeira máquina de LC de placas com curvamento do veio da posição vertical para o horizontal. Nesse momento o LC estava entrando em uma nova era de desenvolvimento, não somente com respeito ao aumento de sua aplicação no processo produtivo, mas também em sua própria evolução como um processo e sua interação com outros processos na fabricação de aço. (Pehlke, 1988).

Atualmente, a aplicação mais importante do processo de lingotamento contínuo refere-se à produção de placas, blocos e tarugos de aço, constituindo parte essencial de uma usina siderúrgica moderna. Este processo sofreu grande impulso a partir dos anos 60 com a introdução de equipamentos com moldes curvos. O impulso decorrente desta inovação pode ser constatado pelo fato de que em 1963 havia no mundo todo, menos de 100 instalações com pouco menos de 200 veios em operação ou em construção. Cinco anos mais tarde já havia 300 equipamentos em funcionamento e, em 1970, 438 equipamentos com 1120 veios, chegando a 1980 com 986 equipamentos instalados com 2869 veios. A partir do amadurecimento do processo, os esforços passaram a ser direcionados à ampliação da produtividade através de aumentos da seção lingotada, adoção de veios múltiplos, modificações nos projetos de moldes para permitir o aumento da velocidade de produção, além da ampliação dos tipos de aços possíveis de serem produzidos por lingotamento contínuo. (Garcia, 2006).

Apesar do rápido crescimento verificado, o lingotamento contínuo do aço deve ser encarado como um processo tecnológico relativamente recente e com oportunidades de desenvolvimento bastante significativos. No caso particular do Brasil, nota-se um razoável crescimento relativo na produção de aço pelo processo de lingotamento contínuo. Enquanto que em 1974 essa participação representava 5% do total, já em 1980 chegava em torno de 30%, e atualmente a produção de aço pelo processo de lingotamento contínuo ultrapassa os 90% do total de aço produzido entre os processos existentes atualmente. (IBS, 2007).

3.2 Extração de Calor no Processo de Lingotamento Contínuo

O processo de lingotamento contínuo do aço constitui-se da solidificação contínua do aço líquido num produto semi-acabado de determinada forma geométrica através da extração de calor imposta ao mesmo. Esta forma geométrica assumida pelo lingote pode ser um tarugo, um bloco, uma placa ou ainda um perfil.

A solidificação do aço no processo é obtida através da extração de calor do aço líquido em três etapas bem distintas: a primeira é efetuada no molde de cobre resfriado a água, no chamado resfriamento primário ou região do molde; a segunda etapa realiza-se pelo borrifamento de água ou mistura de água e ar sobre a superfície do lingote por meio de sprays, no chamado resfriamento secundário ou região dos chuveiros; na terceira e última etapa realiza-se diretamente pelo ar na chamada região de radiação livre, conforme ilustra a Figura 3.1.

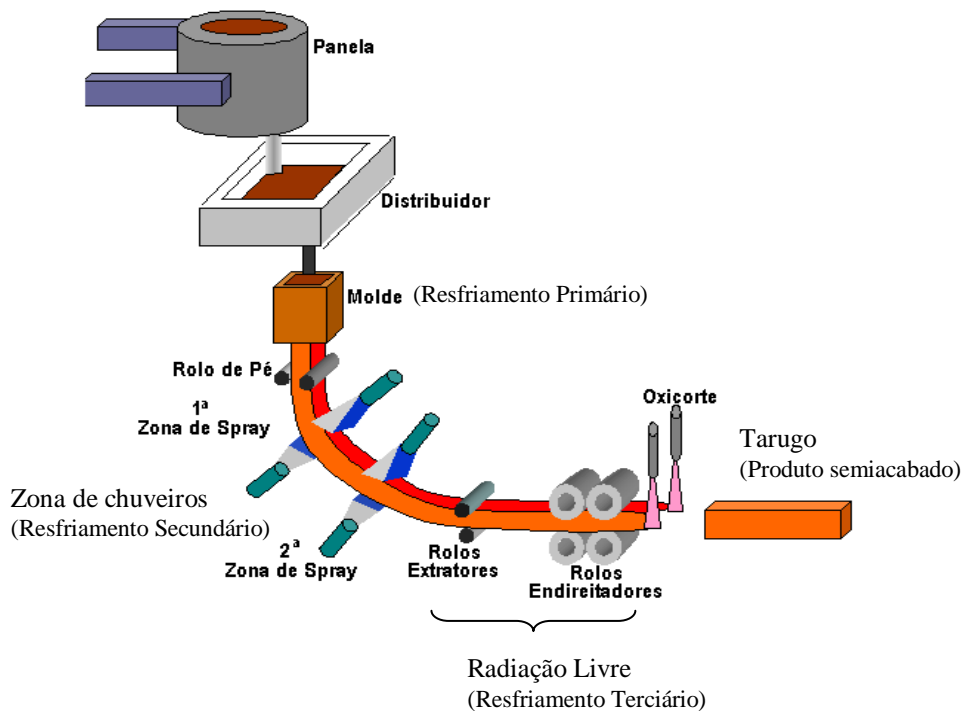


Figura 3.1 Principais componentes numa planta de LC. (Adaptado de Santos, 2005).

3.2.1 Molde ou Resfriamento Primário

O molde cumpre a função de receber o aço líquido, proveniente do distribuidor a partir de uma válvula de controle e sistema de alimentação. O resfriamento primário ocorre através da extração de calor do aço líquido para o sistema de refrigeração por meio da passagem de água por canais que envolvem o molde de cobre ao longo de seu comprimento e largura, conforme pode ser observado na Figura 3.2. À medida que o molde é resfriado com água, a espessura da camada solidificada de aço aumenta até que atinja uma resistência mecânica que suporte a pressão metalostática (pressão exercida pelo aço líquido) e os esforços de extração do lingote. Na solidificação, o tarugo contrai-se e afasta-se do molde criando uma região com “gap” de ar. A extração de calor diminui progressivamente a partir do menisco à saída do molde na medida em que o lingote é extraído.

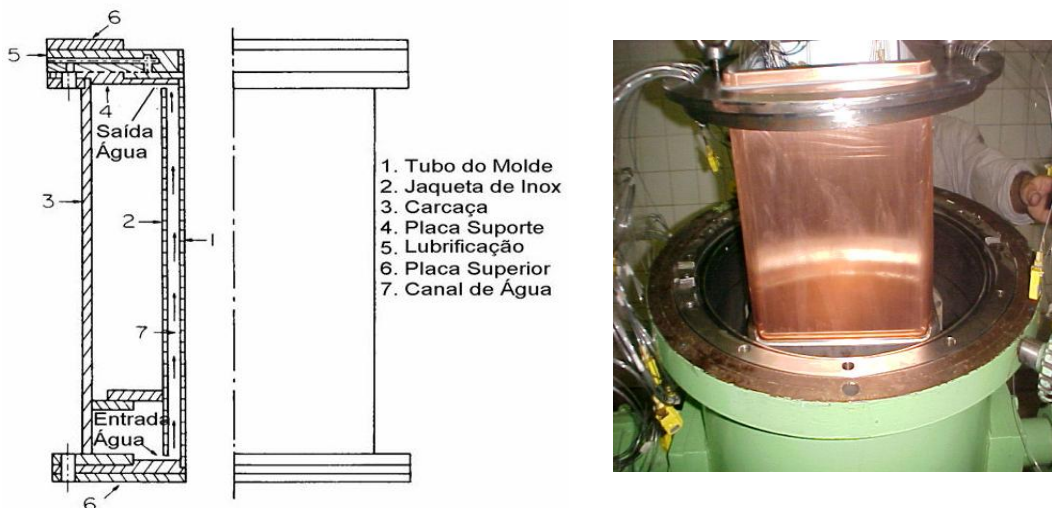


Figura 3.2 Desenho esquemático dos componentes do molde (Adaptado de Samarasekera, 1982), e foto do molde de lingotamento contínuo.

No início da solidificação, forma-se um espaço interfacial separando o metal e o molde (“gap”). A formação desse gap de ar atua como uma barreira para o fluxo de calor. Entre os mecanismos que podem causar a formação e a dimensão deste “gap”, podem ser citados: (Ho, 1984).

- ✓ Interação do metal com o molde (contração do metal, expansão do molde);
- ✓ Transformações ocorridas no metal fundido;
- ✓ Efeitos da geometria do molde;
- ✓ Oscilação do molde;
- ✓ Lubrificação com pó fluxante.

Com a formação do “gap” de ar nesta interface, o fluxo de calor nesta região pode rapidamente decrescer, dificultando a retirada de calor na mesma. No início do processo, o contato entre o molde e o metal líquido pode ser considerado muito bom, por depender da fluidez do metal líquido e da pressão metalostática que ajuda a manter esse contato térmico. À medida que o processo progride, uma fina camada de metal solidifica-se em contato com a parede do molde, e inicia-se um movimento do metal provocado pelas contrações volumétricas decorrentes da solidificação e térmica decorrentes do resfriamento e que se opõe à pressão metalostática. Ao mesmo tempo, pode-se ocorrer uma expansão da parede do molde em função de seu aquecimento. Com o avanço da solidificação, a contração vai gradativamente vencendo a pressão metalostática e aumentando a separação física metal/molde (Garcia, 2001).

O complexo fenômeno de extração de calor no molde pode ser caracterizado pelos diferentes fenômenos de transferência de calor:

- ✓ Transferência de calor por condução e convecção no aço líquido;
- ✓ Transferência de calor por condução na casca de aço solidificado;
- ✓ Transferência de calor por convecção, radiação e condução de calor na camada de ar formada devido ao contato imperfeito entre a superfície do aço e a superfície do molde, provocado pela contração do metal durante a solidificação e/ou imperfeições na superfície interna do molde (que alguns autores denominam de transferência Newtoniana de calor);
- ✓ Transferência de calor por condução na parede do molde;
- ✓ Transferência de calor por convecção na água de refrigeração.

A atuação desses mecanismos de transferência de calor durante o processo de solidificação, bem como os perfis de temperaturas observados, é apresentada, esquematicamente, na Figura 3.3.

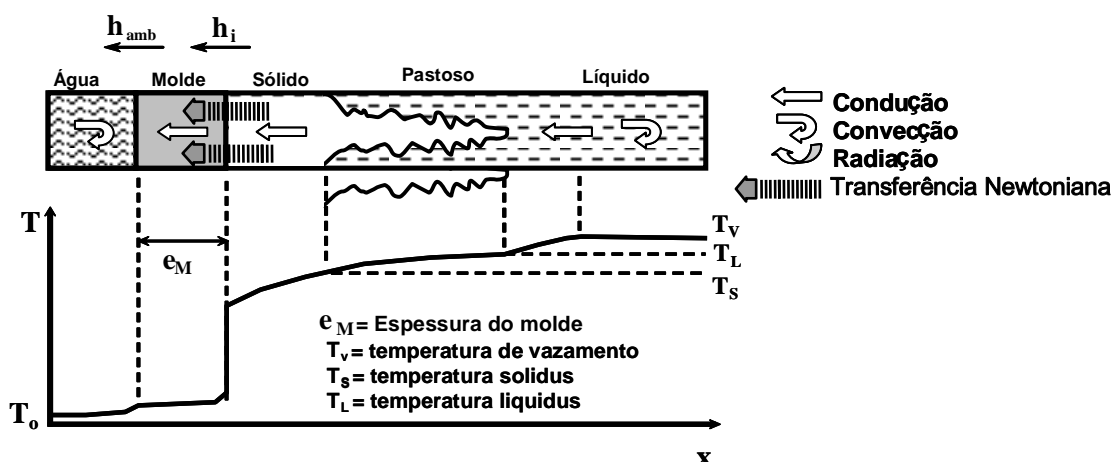


Figura 3.3 Mecanismos de transferência de calor no sistema metal/molde (Garcia, 2001).

O controle da solidificação inicial do metal líquido no interior do molde constitui um parâmetro importante para o produto final desejado, já que a espessura de casca solidificada e a qualidade superficial do lingote ao longo do processo dependem diretamente das condições de solidificação nesta região de resfriamento. Distúrbios gerados na solidificação da casca diminuindo a espessura solidificada podem levar a ruptura do lingote na saída do molde, paralisando o processo contínuo, além de equivaler a custos e danos ao equipamento.

3.2.2 Região de Chuveiros ou Resfriamento Secundário

Na saída do molde, o lingote entra na segunda zona de resfriamento, chamada de região de chuveiros ou resfriamento secundário. Segmentos de chuveiros posicionados abaixo do molde, logo após o rolo de pé, são usados para prover uma grande quantidade de fluxo de água no lingote para ajudar no resfriamento, e para assegurar uma suave mudança nas condições de transferência de calor entre o molde e a segunda zona de resfriamento. Na segunda zona de resfriamento, rolos suportando o lingote ajudam na sustentação, resfriamento e curvamento do lingote.

3.2.3 Região de Radiação Livre ou Resfriamento Terciário

Após a saída do resfriamento secundário o tarugo entra no resfriamento terciário ou região de radiação onde é resfriado naturalmente pela convecção do ar e pela radiação de calor na superfície do mesmo para o ambiente externo, enquanto evolui a solidificação até a região do oxicorte. Nesta etapa o lingote mantém pontos de contato com os rolos de apoio e em alguns casos, com rolos extratores que contribuem no processo de extração de calor.

Como a maioria dos processos comerciais, o lingotamento contínuo envolve uma complexidade de fenômenos interagindo durante a solidificação do aço no molde. Segundo Thomas (2001), alguns dos fenômenos mais importantes incluem:

- ✓ Turbulência - Movimento de fluído na entrada de metal no molde;
- ✓ Reações termodinâmicas dentro e entre o pó fluxante e o aço;

- ✓ Fluxo de calor pelas camadas de fluxantes líquidos e sólidos, que flutuam na superfície superior do aço;
- ✓ Movimento dinâmico das superfícies e interfaces líquidas livres;
- ✓ Transporte de soluto na solidificação;
- ✓ Transporte de inclusões de geometria complexa pelo líquido, inclusive os efeitos de fluutuabilidade, interações turbulentas, alojamento de inclusões nas paredes da válvula, bolhas de gás, camada de escória sólida, infiltramento de fluxante fundido no aço líquido, camadas de pó, e partículas de inclusão;
- ✓ Fluxo de calor pela casca solidificada, pela interface entre casca e molde, (que contém camadas de pó e gaps de ar crescentes) e pelo molde de cobre;
- ✓ Transporte de massa de pó no gap entre casca e molde;
- ✓ A distorção e desgaste das paredes do molde e rolos de pé;
- ✓ Nucleação de cristais sólidos, no fundido e nas paredes do molde;
- ✓ Solidificação da casca de aço, inclusive o crescimento de grãos e microestruturas, transformações de fases, formação de precipitados, e microsegregação;
- ✓ Contração de solidificação da casca de aço, devido a contração térmica, transformações de fases, e tensões internas;
- ✓ Geração de tensão dentro da casca solidificada, devido a forças externas, (fricção do molde, extração do lingote, efeito da gravidade) tensões térmicas, fluência, e plasticidade;
- ✓ Formação de trincas, devido problemas de ductilidade dependente de tensões internas e composição.
- ✓ Segregação, em escala microscópica e macroscópica.

Por causa dessas complexidades, nenhum modelo pode incluir todos os fenômenos de uma vez. Um aspecto essencial no desenvolvimento de modelo bem sucedido é a seleção dos fenômenos chave de interesse para um objetivo de modelamento numérico de um processo. Estes fenômenos devem ser tratados mecanicamente, em ordem e com precisão para reproduzi-los. Modelos mecanísticos são baseados em satisfazer as leis de conservação de calor, massa, força e impulso em um domínio apropriado com condições de limite apropriadas. Cada fenômeno considerado é representado em termo(s) por equações governamentais. Outros fenômenos podem ser ignorados ou incorporados usando constantes

empíricas, obtida por experimentação e calibração do modelo. As equações são discretizadas usando métodos matemáticos como diferenças finitas ou elementos finitos e são resolvidos numericamente em computadores. (Thomas, 2001).

3.3 Controle da Formação de Defeitos no Lingotamento Contínuo

A utilização de instrumentação no molde e de programas computacionais para análise dos dados adquiridos torna-se cada vez mais necessária para promover altos padrões de produtividade e qualidade no LC. As investigações do molde revelaram que há uma forte correlação entre as temperaturas medidas na parede do molde e o controle da geração de defeitos no mesmo (Santos, 2003).

Sem dúvida, o breakout é o mais catastrófico fenômeno associado ao processo de lingotamento contínuo. Além de ser um sério problema de segurança, também resulta em perda de tempo e custo de produção. Segundo Blazek (1990), o breakout é causado por três razões: velocidade de lingotamento muito alta, mudança de velocidade de lingotamento ou nível de metal abruptamente, ou insuficiente lubrificação entre a casca solidificada e o molde.

Kominami (1991) estudou a prevenção de ocorrência de falhas (*breakout*) no processo de produção de aço por lingotamento contínuo. Se a ruptura da casca sólida pode ser detectável por alguma técnica ou medição, o *breakout* pode ser prevenido, diminuindo-se a velocidade de produção, aumentando assim o tempo de permanência do metal no molde e conseqüentemente a espessura da casca solidificada. O princípio utilizado pelos autores baseia-se numa rede consistindo de inúmeros termopares localizados na parede do molde do equipamento. Por meio da análise das temperaturas obtidas nos termopares, é possível determinar o momento da ocorrência dos defeitos, já que os mesmos, sempre que ocorrem, causam uma grande variação nas temperaturas obtidas pelos sensores.

Trabalho similar foi desenvolvido por Sowka (1999) para evitar a ocorrência de *breakouts* no lingotamento contínuo, utilizando-se de um sistema chamado BASYS (*Breakout Avoidance System*), operando integrado com um conjunto de termopares instalados no molde. Os sinais emitidos pelos termopares são analisados e em função do comportamento térmico do molde é possível detectar a ocorrência de variação na transferência de calor nas diferentes regiões do molde, e assim tomar medidas corretivas.

3.4 Utilização de Moldes Instrumentados com Termopares

A utilização de termopares tem sido empregada para otimizar o projeto e operação de molde, assim como para monitorar o nível do metal e prever, na forma *on-line*, problemas operacionais que interferem na qualidade do produto (Kumar, 1995; Madill, 1996; Pinheiro, 2000b). Alguns estudos focam nas respostas térmicas do molde para entender seu comportamento termo-mecânico, como deformações do molde em serviço, e a origem de problemas de qualidade no tarugo (Park, 2002; Thomas, 2001).

Outra utilização dos dados adquiridos em moldes instrumentados é a aferição de modelos de transferência de calor mediante a resolução de problemas de condução de calor inversos (Marcial, 2002).

Mahapatra (1991) analisou o comportamento e a influência do molde na qualidade do aço durante o lingotamento contínuo de placas. Em seu estudo, foi instrumentado um molde a fim de determinar o perfil de temperaturas na parede do molde para um grande número de corridas lingotadas. Um modelo tri-dimensional (3D) de fluxo de calor na parede do molde foi desenvolvido para determinar o perfil de fluxo de calor pelo molde a partir das temperaturas medidas no molde, e examinar o fenômeno da solidificação do aço. A instrumentação do molde consistiu da instalação de um total de 114 termopares alinhados em coluna no meio das faces do molde. A distância entre a posição do termopar na parede do molde e a face quente foi de 6 mm, exceto na região inferior do molde onde a distância foi aumentada para entre 10 e 15 mm como uma precaução ao desgaste das placas de cobre do molde. Devido à importância da solidificação nas proximidades do menisco, o espaçamento entre os termopares próximo do menisco foi reduzido. Todas as qualidades de aços examinados possuíam conteúdo de carbono variando de 0,04 %C a 0,36 %C.

A Figura 3.4 mostra a resposta típica de temperatura dos termopares na parede do molde nas quatro faces do molde. Largas flutuações de temperatura observadas são devido às variações do nível do metal. As respostas de temperatura do termopar posicionado a 100 mm do menisco mostram que as flutuações ocorrem ao mesmo tempo nas quatro faces como um resultado da variação do nível de metal e também como um resultado das variações da velocidade de lingotamento durante o curso normal da corrida.

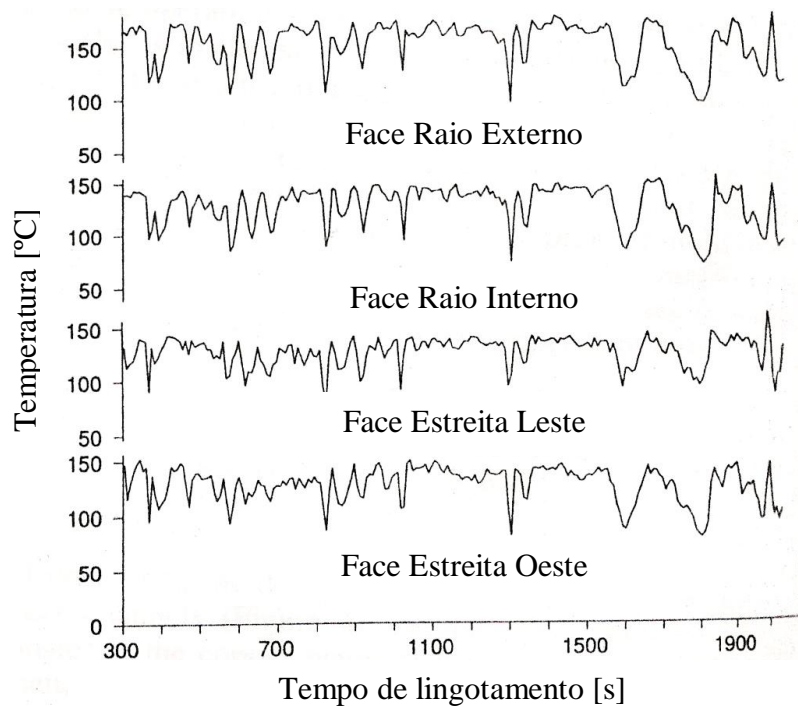


Figura 3.4 Resposta térmica dos quatro termopares localizados à 100 mm do topo do molde (Mahapatra, 1991).

Mahapatra (1991), mostra uma técnica de filtragem de dados para minimizar o efeito das flutuações de temperatura originadas da variação do nível de metal no molde e da velocidade de lingotamento para obter um perfil de fluxo de calor no molde. Ao invés de realizar uma filtragem de toda curva de resposta de temperatura ao longo do tempo de corrida, a técnica de filtragem consiste em calcular médias de temperaturas locais para cada faixa de mudança de velocidade de lingotamento durante a corrida, formando blocos de dados de temperatura. Assim, o desvio padrão dos termopares no menisco, que era aproximadamente 20 °C foi reduzido para 5°C após utilização da técnica de filtragem. A Figura 3.5 mostra um típico perfil de temperatura dos pontos monitorados na parede do molde ao longo do seu comprimento. A máxima temperatura ocorreu aproximadamente a 20 mm abaixo do menisco, seguido de uma queda das temperaturas à medida que se distancia do menisco como resultado de uma combinação do aumento da largura do gap de ar entre o molde e o metal e da espessura da casca solidificada, que reduz a taxa de transferência de calor pelo molde. Também se observou um aumento da temperatura na base do molde, devido à redução de seção na saída do molde em função da conicidade, que força a casca solidificada contra a parede do molde de forma que a taxa de transferência de calor é aumentada localmente.

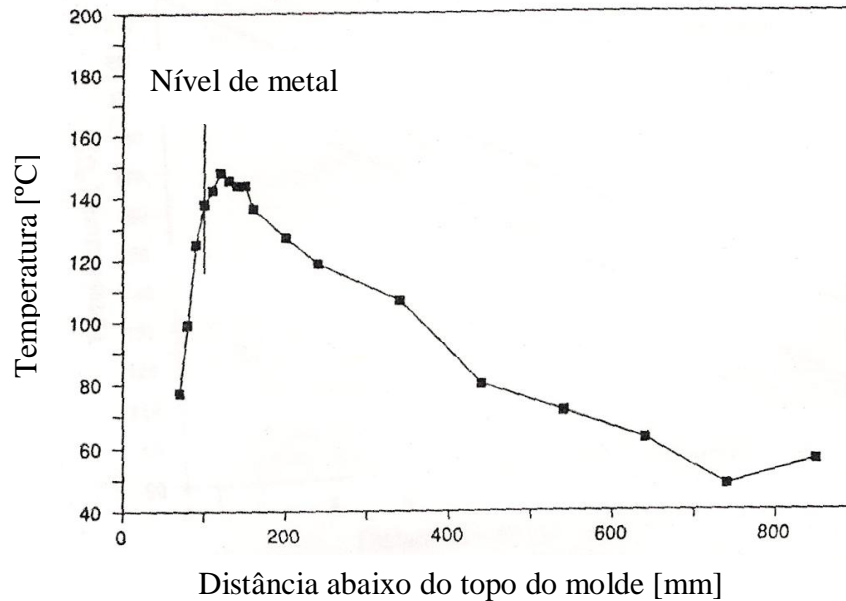


Figura 3.5 Perfil de temperatura média medida na parede do molde ao longo de seu comprimento (Mahapatra, 1991).

Pinheiro (2000a) realizou ensaios experimentais com o monitoramento de temperatura no molde de lingotamento contínuo para duas diferentes composições de pós-lubrificantes, para diferentes frequências de oscilação do molde, duas velocidades de refrigeração de água e com variações na composição dos aços. Um modelo inverso de condução de calor foi desenvolvido para calcular a transferência de calor pelo molde a partir de medidas de temperaturas.

Em seu estudo foi utilizado um molde de cobre parabólico com seção quadrada de 208x208 mm, com espessura de parede de 15,6 mm e comprimento de 812,8 mm. O molde foi instrumentado com 76 termopares do tipo T (Cobre-Constantan) nas 4 faces do molde. As faces foram nomeadas como face Norte (raio interno), face Sul (raio externo), face Leste e Oeste (raios laterais). Na face Oeste foi instalado 24 termopares ao longo do molde e nas demais faces os termopares foram concentrados na região do menisco. A disposição dos termopares está esquematizada na Figura 3.6.

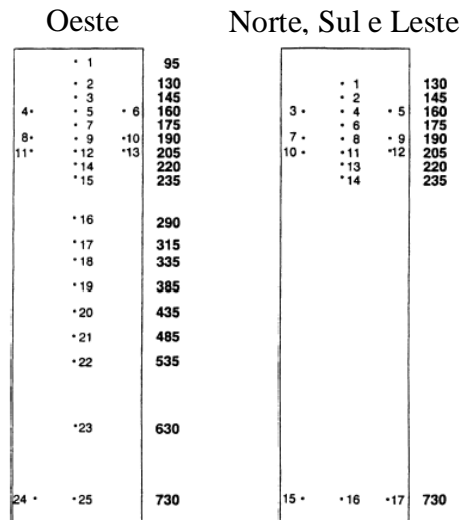


Figura 3.6 Disposição dos termopares nas faces do molde (Pinheiro, 2000a).

O monitoramento de temperaturas do molde foi realizado em 22 corridas com composições de aços diferentes, divididas em 02 grupos: uma seqüência com aço carbono peritético (0,11 – 0,14%C) e outra com aço médio carbono com B e Ti (~0,32%C). Em algumas corridas variou-se o tipo de pó fluxante, vazão da água de refrigeração e a frequência de oscilação do molde.

A Figura 3.7 mostra a comparação das temperaturas médias ao longo do comprimento do molde para todas as faces de uma corrida com aço médio carbono (~0,32%C) com B e Ti, os resultados mostram que a face Norte apresenta temperaturas mais elevadas no molde na região do menisco em comparação com as demais faces. Segundo Pinheiro (2000a), esse comportamento é atribuído ao desigual fluxo de aço líquido nas paredes do molde, a diferentes velocidades da água de refrigeração no molde e a desigual distribuição dos fluxantes nas paredes do molde. O pico de temperatura ocorre um pouco abaixo do menisco e não especificamente no menisco, isso porque na parte superior do molde ocorre dissipação de calor na parede do molde na direção longitudinal e não somente na direção transversal. Com o progresso da solidificação, a contração do aço causa um gap de ar entre o tarugo e o molde, assim reduzindo a temperatura ao longo do molde. No final do molde os resultados mostraram aumento na transferência de calor, que é provavelmente resultado do melhor contato entre o molde e o lingote causado pelo excesso de conicidade do molde (Pinheiro, 2000a).

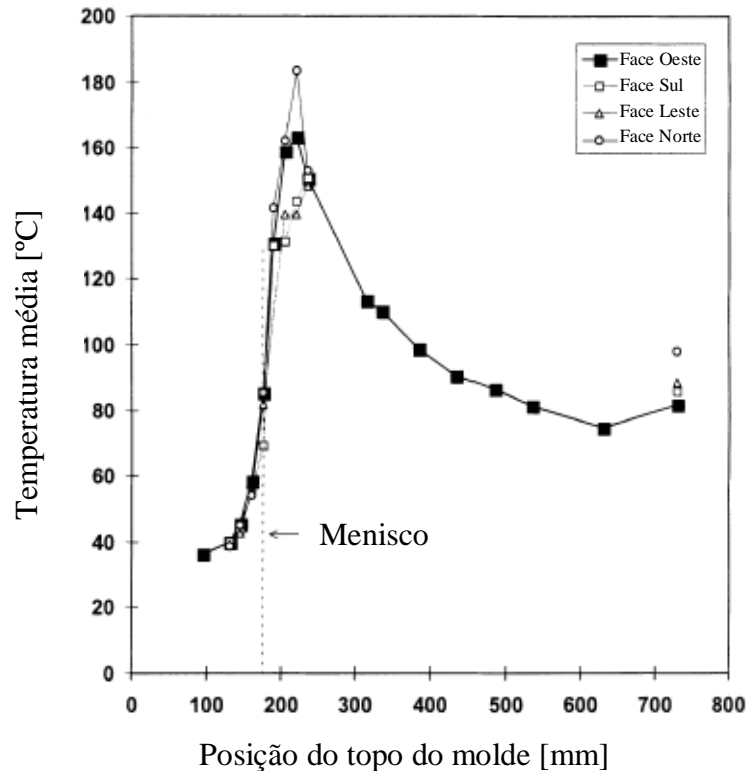


Figura 3.7 Comparação das temperaturas médias medidas nas quatro faces do molde de um aço com 0,32% C com Ti e B (Pinheiro, 2000a).

3.5 Problema Inverso de Condução de Calor

Uma forma indireta de estimar o fluxo de calor pela interface metal/molde consiste em mapear experimentalmente as temperaturas em determinados pontos dentro do molde e/ou do metal ao longo da solidificação e, posteriormente, confrontar os perfis de temperatura ou curvas de resfriamento experimentais com as curvas teóricas simuladas através de um modelo numérico de solidificação aferido. Esse método é chamado de Problema de Condução de Calor Inverso (IHCP) (Beck, 1970), e em função da atual maior disponibilidade de ferramentas numéricas e de facilidades computacionais, é extremamente conveniente, principalmente quando se dispõe de um sistema de aquisição de dados para a monitorização experimental de temperaturas (Quaresma, 1997).

Segundo Beck (1970), o problema inverso torna-se não linear se as propriedades térmicas são dependentes da temperatura. Devido à característica não linear no caso da solidificação de metais, métodos numéricos são geralmente requeridos para a sua solução.

Hebi (2007) fez uma análise, baseado no problema inverso, do perfil não uniforme da resistência térmica entre o molde e a superfície de tarugos cilíndricos no lingotamento contínuo. Um modelo bi-dimensional em elementos finitos foi desenvolvido, e a resistência térmica entre o tarugo e o molde foi determinada pela solução do problema inverso das temperaturas medidas por termopares inseridos em vários pontos na parede do molde, como mostra a Figura 3.8.

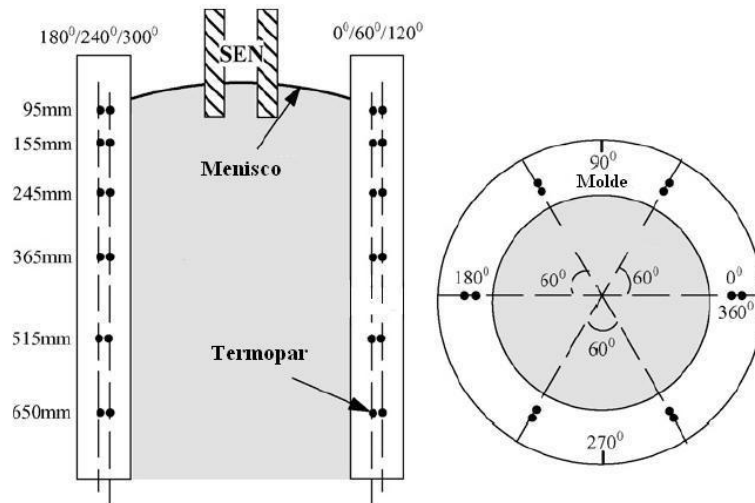


Figura 3.8 Disposição dos termopares nas seções transversal e longitudinal do molde. (Hebi, 2007)

O fluxo de calor interfacial foi calculado utilizando a equação abaixo:

$$Q_{sm} = \frac{T_{shell} - T_{mdin}}{R_{eff}} \quad (3.1)$$

$$R_{eff} = \frac{1}{h_i} \quad (3.2)$$

Onde R_{eff} é a resistência térmica efetiva entre o tarugo e o molde ($m^2 \cdot ^\circ C \cdot W^{-1}$), T_{shell} é a temperatura da superfície do tarugo ($^\circ C$), h_i é o coeficiente de transferência de calor metal/molde e T_{mdin} é a temperatura da face quente do molde ($^\circ C$).

Nos algoritmos computacionais, a resistência R_{eff} foi renomeada para $R_Z(r_{i,j}^{p+1})$, onde i , j , e p são índices utilizados nas rotinas de iteração.

A rotina matemática desenvolvida calcula, a partir um valor inicial de $R_Z(r_{i,j}^p)$, o campo de temperatura no molde. Por comparação das temperaturas calculadas ($T_{i,j}^p$) pelo modelo matemático com as temperaturas medidas ($T_{i,j}$) na parede do molde, $R_Z(r_{i,j}^p)$ é

modificado para calcular novamente o campo de temperatura. Os cálculos não irão parar até que as temperaturas medidas e calculadas estejam dentro da faixa pré-definida. Se a $R_Z(r_{i,j}^p)$ estimada inicialmente como condição de contorno resultar em temperaturas calculadas abaixo das medidas no molde, um incremento de $\Delta R_Z(r_{i,j}^p)$ é adicionado; e vice-versa, um decremento de $\Delta R_Z(r_{i,j}^p)$ é subtraído, conforme a Equação (3.3). O valor de $\Delta R_Z(r_{i,j}^p)$ varia em função do número de passos de iteração ($\alpha_{i,j}$). Quando $T_{i,j}^p$ estiver próximo de $T_{i,j}$, e $|T_{i,j}^p - T_{i,j}| \leq \varepsilon$, os cálculos param, admitindo ε igual a 1°C.

$$R_Z(r_{i,j}^{p+1}) = R_Z(r_{i,j}^p) \pm \Delta R_Z(r_{i,j}^p) \quad (3.3)$$

$$\Delta R_Z(r_{i,j}^p) = \alpha_{i,j} \times (T_{i,j}^p - T_{i,j}) \quad (3.4)$$

3.6 Influência das Variáveis de Produção que Afetam a Transferência de Calor no Molde

Muitos estudos têm sido conduzidos com o objetivo de estudar a influência dos parâmetros de processo na transferência de calor no molde. Foi observado que em processo de lingotamento contínuo, o superaquecimento na temperatura de lingotamento e a vazão da água de refrigeração do molde não têm efeito significativo na transferência de calor pelo molde. As variáveis que foram encontradas ter uma forte influência na transferência de calor no molde são a composição química do aço e a velocidade de lingotamento (Chow, 2002a). Neste trabalho serão analisados alguns componentes e parâmetros que influenciam na extração de calor do sistema como: composição química do aço, velocidade de lingotamento, pó fluxante, velocidade da água de refrigeração, conicidade do molde e agitador eletromagnético.

3.6.1 Influência da Composição Química

Uma variedade de transformações é observada na solidificação dos aços, incluindo uma transformação peritética através de uma reação $L + \text{ferrita-}\delta \rightarrow \text{austenita-}\gamma$, transformações sólidas das fases austenita- γ e ferrita- α ou Fe_3C e a reação eutetóide ($\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$).

A solidificação dos aços hipoperitéticos com teor de carbono inferior a 0,09% ocorre com a precipitação e nucleação da fase ferrita- δ no líquido. Após, ocorre a formação e crescimento de grãos dendríticos de ferrita- δ até o fim da solidificação. Quando a temperatura do metal cai abaixo da temperatura de transformação austenítica, a fase austenita- γ precipita da fase ferrita- δ até toda fase δ se transformar em fase γ . Para os aços hiperperitéticos com teor de carbono maior que 0,53% a solidificação é totalmente austenítica, conforme mostra detalhe do diagrama de fase Fe-C na Figura 3.9. Porém, a transformação mais importante é a que ocorre através da reação peritética que ocupa a faixa de aproximadamente 0,09% C a 0,53 % C em peso.

Na solidificação dos aços peritéticos, durante o crescimento da ferrita- δ , o metal líquido adjacente fica enriquecido com carbono devido à baixa solubilidade de carbono na fase ferrita- δ . Uma vez que a concentração de carbono na austenita- γ ($\approx 0,17$ % em peso) nesta temperatura é mais alta que a concentração na ferrita- δ ($\approx 0,09$ % em peso), mas menor que a concentração no líquido ($\approx 0,53$ % em peso), a austenita- γ cresce mais rapidamente onde o metal líquido e a fase ferrita- δ estão em contato direto. Deste modo, a austenita- γ cresce em torno do ferrita- δ com consumo simultâneo de ambos, a ferrita- δ e o líquido (Tiaden, 1999). A fase austenita- γ forma-se inicialmente na raiz dos braços dendríticos e cresce ao longo da interface ferrita- δ /líquido com a mesma velocidade que o líquido transforma-se na fase ferrita- δ . (Zou, 1992), conforme mostrado na Figura 3.10.

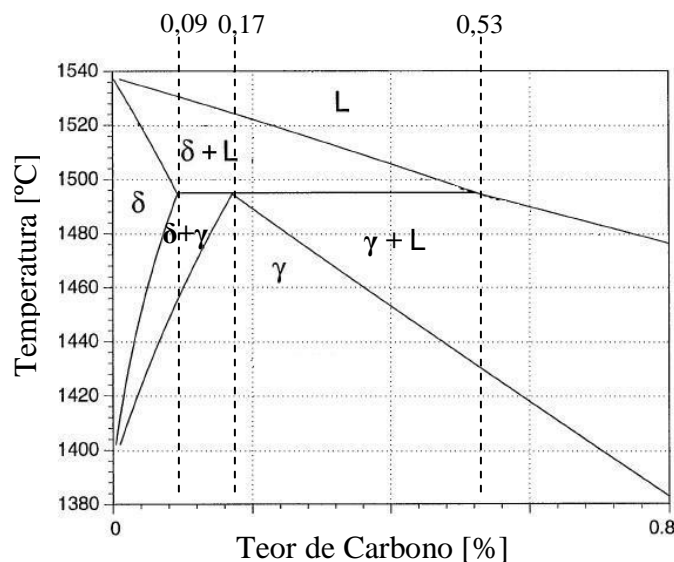


Figura 3.9 Secção do diagrama de fase FeC, mostrando em destaque a região de transformação peritética.

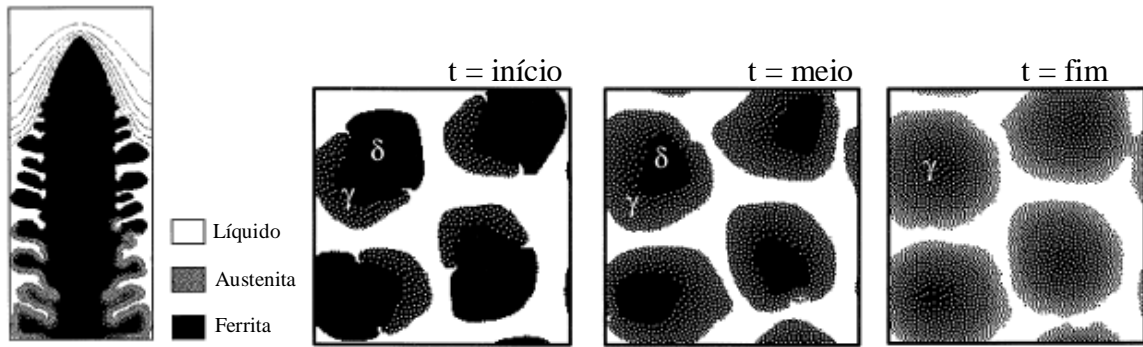


Figura 3.10 Desenho esquemático da reação peritética, mostrando a nucleação da fase austenítica em torno da dendrita primária ferrítica.(Tiaden, 1999).

Na solidificação, o metal ao ser resfriado abaixo da temperatura de transformação peritética, sofre uma variação negativa de volume causado pela transformação $L + \delta \rightarrow \gamma$. A intensidade da transformação volumétrica do metal faz com que o tarugo durante o lingotamento contínuo tenda a agarrar-se ou a descolar-se da parede do molde.

Singh (1974) analisou o fluxo de calor médio na região do molde em função da porcentagem de carbono (até 1,7 % C). Para concentrações até 0,12 %, o fluxo de calor decai apresentando para esta concentração, o seu valor mínimo, como consequência do aumento do gap de ar na interface metal/molde. Acima desta concentração, o fluxo de calor volta a elevar-se mantendo aproximadamente constante para concentrações acima de 0,25%, como mostra a

Figura 3.11. Resultados similares foram obtidos por Suzuki (Suzuki, 1996) que analisou o efeito do teor de carbono do aço na transferência de calor em um molde de lingotamento contínuo, obtendo resultados que mostram que o fluxo de calor para os aços carbono peritético é muito menos que para os outros aços carbono, conforme mostrado na

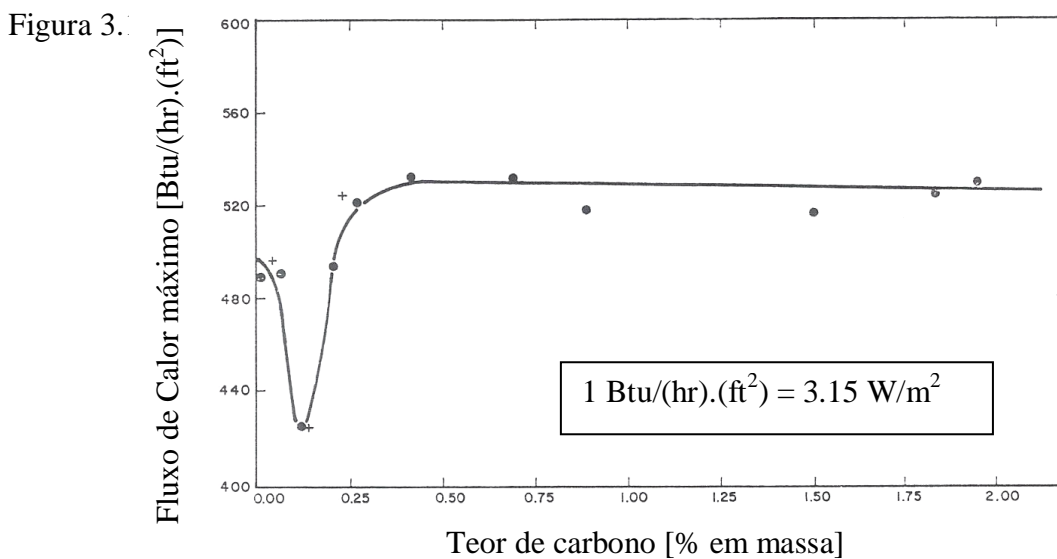


Figura 3.11 Efeito do teor de carbono na taxa de transferência de calor (Singh, 1974).

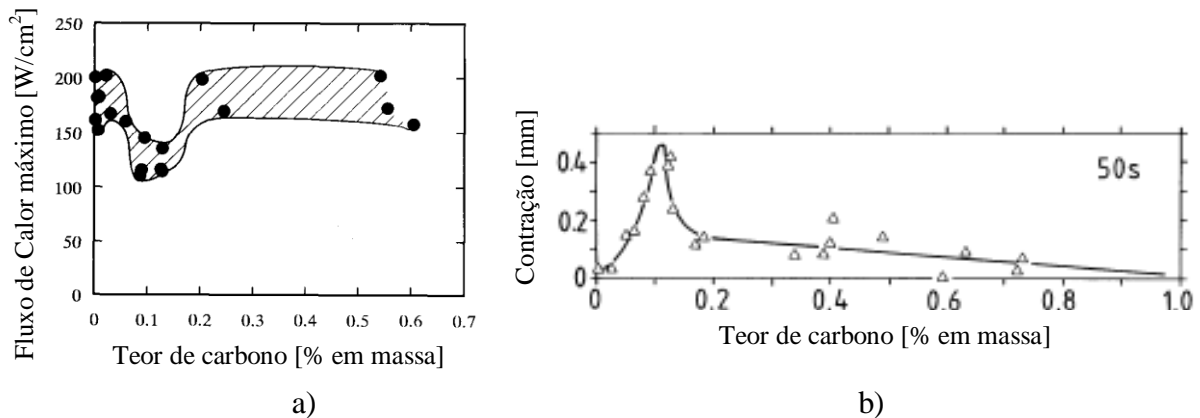


Figura 3.12 Efeito do teor de carbono no fluxo de calor (Suzuki, 1996) e na contração do tarugo (Harste, 2003).

Grill (1976) e Harste (2003) propuseram um mecanismo baseado na transformação de fases $\delta \rightarrow \gamma$ para explicar esta observação. Estes autores compararam o aço 0.12%C com outros de maiores concentrações de carbono e notaram que o de 0,12%C sofre uma transformação no estado sólido mais intensa do que os outros, ocorrendo uma contração volumétrica de 0,38%.

Singh (1974), analisando a superfície interna de cascas de breakout de diferentes aços lingotados, concluiu que as ondulações da interface sólido-líquido estão relacionadas com a composição do aço. Ondulações na superfície interna e externa das cascas são visivelmente aparentes nos aços baixo carbono e esta tendência diminui com aumento do conteúdo de carbono e desaparece para composição acima de 0,4%C, apresentando superfície essencialmente lisa. Esta constatação é observada na Figura 3.13.

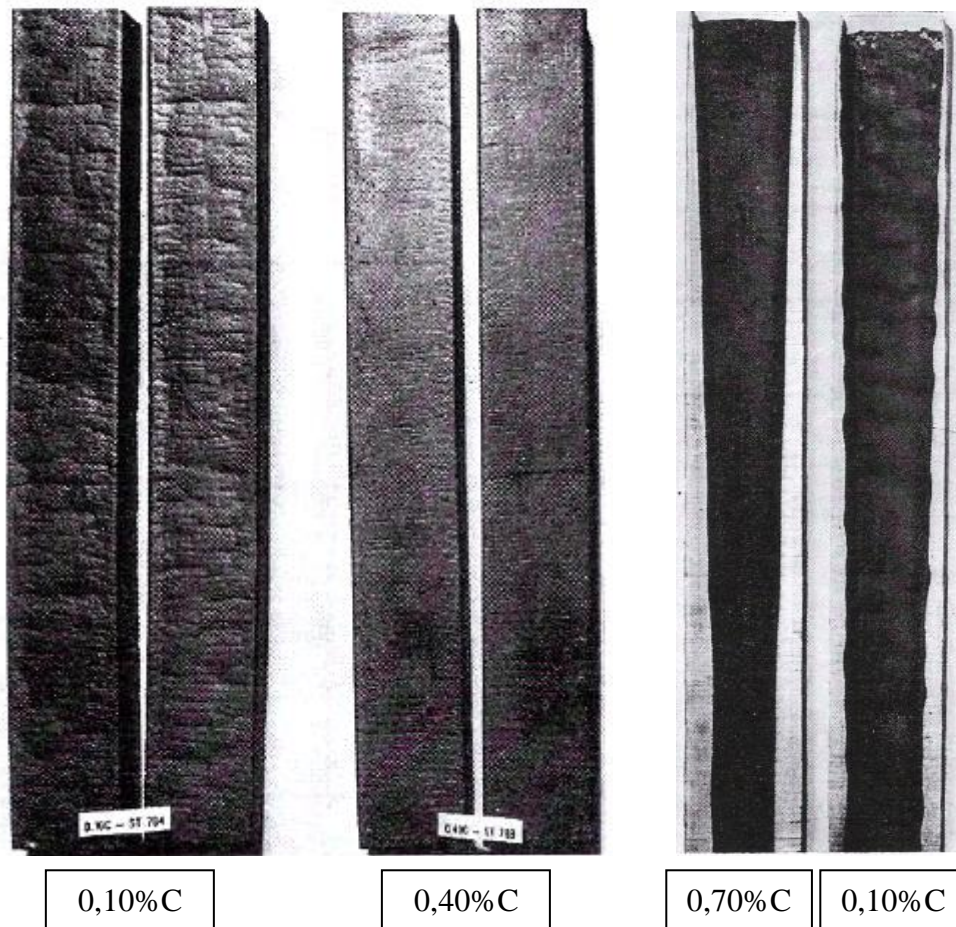


Figura 3.13 Cascas solidificadas obtidas de breakout para aços contendo 0,10%C, 0,40%C e 0,70%C. (Singh, 1974)

A taxa de transferência de calor no molde está diretamente correlacionada com a rugosidade da superfície externa que se forma no menisco. O aço com 0,10%C tem uma superfície externa mais rugosa e também menor transferência de calor devido à menor área de contato entre o metal e o molde, resultado da maior largura do gap de ar formado na interface. Por causa da menor extração de calor, o crescimento da casca é também reduzido (Singh, 1974).

Segundo Singh (1974), a variação de volume associada à solidificação contrai a casca solidificada e cria um contínuo gap de ar entre a casca e o molde, porém a pressão metalostática força a casca fina contra o molde. Sob essas forças opostas a casca deve enruguar para aliviar a tensão. Esta tendência à enruguar é acentuada para os aços baixo carbono devido ao fato de apresentar baixa resistência e alta ductilidade em altas temperaturas. Os aços alto carbono, por outro lado, tem menores contrações e mínima rugosidade superficial. Isso ocorre em virtude dos aços alto carbono solidificarem em temperaturas mais baixas, o que resulta em uma casca mais espessa e mais resistente.

Singh (1974) analisou a estrutura dos grãos de seções transversal e longitudinal de um aço 0,10%C e um 0,90%C, como mostra a Figura 3.14. Observou-se que os grãos do aço 0,10%C são completamente colunares e grandes em comparação com o aço 0,90%C. As variações nos tamanhos dos grãos são também relacionadas à variação da transferência de calor com o teor de carbono. Maehara (1985) afirma que um aço alto carbono possui a tendência de ter uma macroestrutura com grãos finos e boa uniformidade superficial, enquanto que a tendência para um aço baixo ou médio carbono é ter uma macroestrutura com grãos grosseiros e superfície não uniforme.

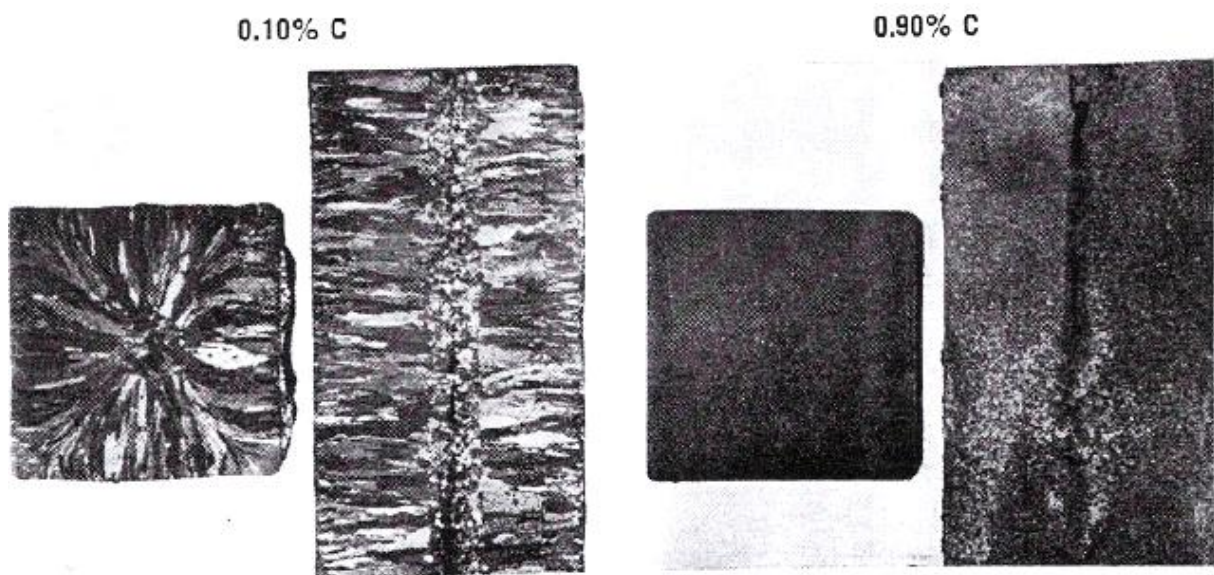


Figura 3.14 Macroestrutura de grãos das seções longitudinal e transversal de aços 0,10%C e 0,90%C. (Singh, 1974)

Suzuki (1996) investigou quantitativamente o mecanismo da anomalia na transferência de calor inerente à aços carbono peritéticos. Os testes foram realizados em escala laboratorial observando simultaneamente a transferência de calor, a rugosidade da superfície da casca e a contração da casca. Dessas observações, a origem da diminuição anormal da transferência de calor foi discutida. No ensaio experimental utilizou-se um molde de cobre de 200 x 200 mm de seção e 50 mm de altura, na qual foram fundidas cargas de 9 kg de diferentes aços com teores de carbono de 0,01% à 0,8%. Temperaturas foram medidas na chapa inferior do molde por 12 termopares inseridos dentro do molde a 3 e 8 mm da superfície. A contração da casca solidificada foi medida por um dispositivo que consiste de dois bastões inseridos sobre a base do molde com um fino disco inoxidável fixado na ponta de cada bastão que se move com a casca que se contrai durante a solidificação, como mostra a Figura 3.15.

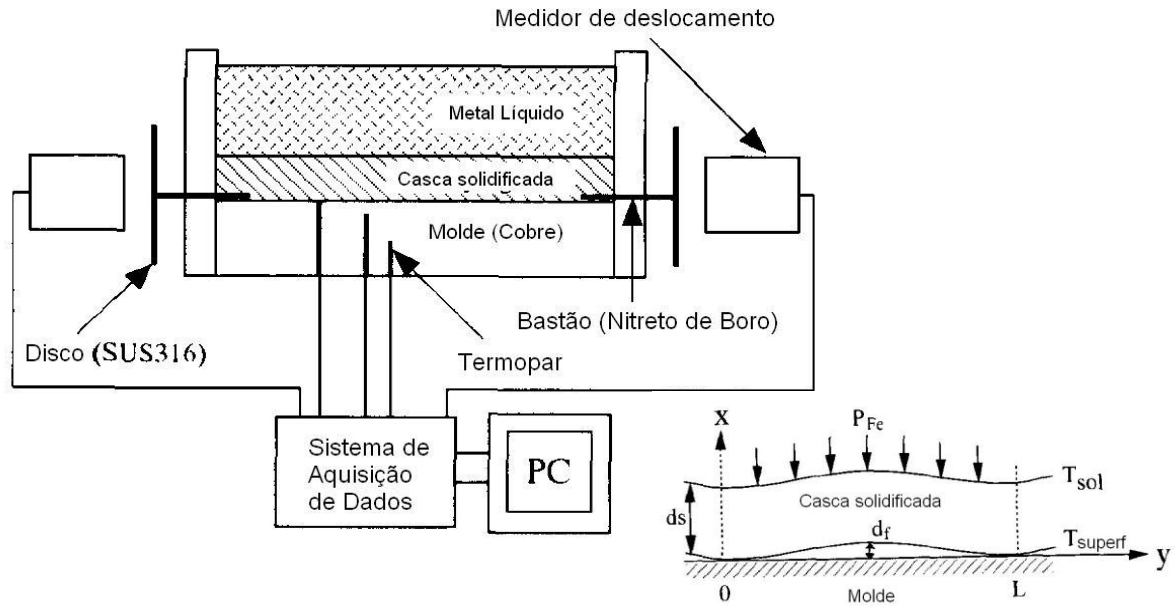


Figura 3.15 Aparato experimental. (Suzuki, 1996)

A Figura 3.16a mostra o fluxo de calor para aços com diferentes teores de carbono, onde se observa que o aço carbono peritético com 0,126% C exibe valores mais baixos de fluxo de calor em comparação com os demais aços.

A contração da casca solidificada no início da solidificação é mostrado na Figura 3.16b. O aço carbono peritético com 0,126% C apresentou maior contração da casca em comparação com os demais aços, isso ocorreu devido a prematura ocorrência da transformação δ/γ . Para o aço com 0,604% C, a contração foi menor que os demais aços.

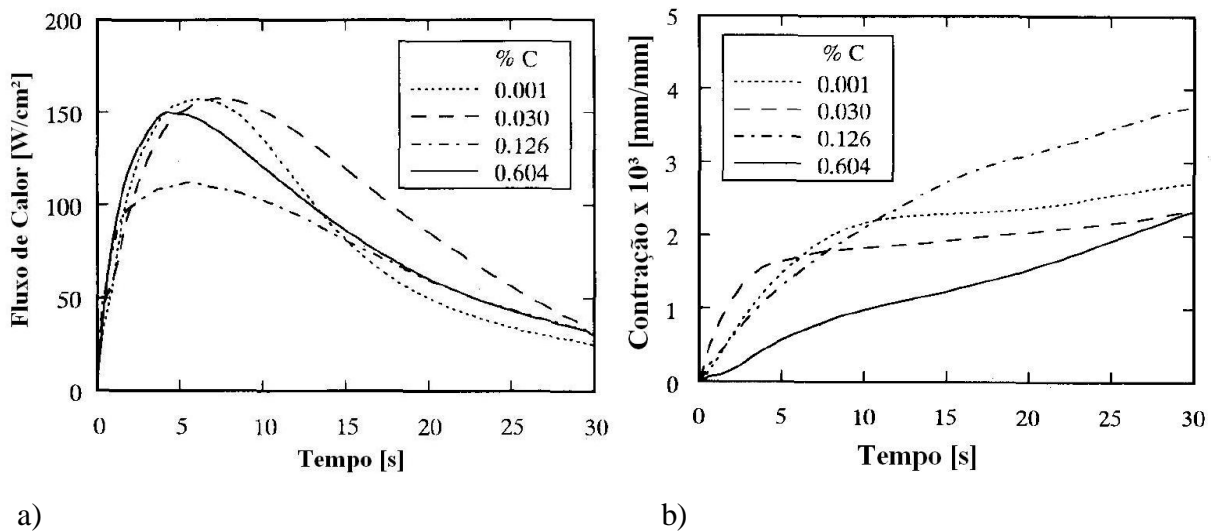


Figura 3.16 a) Fluxo de calor pela superfície do molde; b) Quantidade de contração da casca solidificada (Suzuki, 1996).

Dessa forma, Suzuki (1996) concluiu que os aços carbono peritéticos têm uma resistência mais alta e maior contração da casca solidificada que nos demais aços analisados no início da solidificação, a deflexão da casca dos aços peritéticos não é endireitada pela pressão metalostática e conseqüentemente permanece maior, causando a anomalia que diminui a transferência de calor no molde.

Wolf (1997) relata que aços com teor de C entre 0,081 e 0,55% podem solidificar-se transformando a ferrita delta- δ em austenita- γ ou a chamada reação peritética $L + \delta \rightarrow \gamma$. A designação “peritética” resulta do crescimento dos grãos da fase secundária perifericamente em torno da fase primária. Para os aços com elementos de liga como níquel, manganês, silício, cromo, molibdênio, ocorrem mudanças nas temperaturas e nas composições da transformação peritética, sendo que a influência desses elementos é descrita através de concentrações equivalentes. Para aços ao carbono ou baixa liga, o efeito dos elementos de liga pode ser expresso em termos de Carbono Equivalente (C_{eq}), conforme equação apresentada a seguir:

$$C_{eq} = [\%C] + 0,02.[\%Mn] + 0,04.[\%Ni] - 0,1.[\%Si] - 0,04.[\%Cr] - 0,1.[\%Mo] \quad (3.5)$$

Esta equação é validada por Wolf (1981) através das frações sólidas da ferrita primária de 12 aços resultante da solidificação em ensaios de análise térmica diferencial. Estas frações de ferrita foram definidas como Potencial Ferrítico (PF) e este último pode ser usado para comparar os diversos tipos de aços em termos da reação peritética. Este conceito define uma tendência do aço em contrair ou expandir durante a solidificação dentro do molde. A equação que define o Potencial Ferrítico é dada por:

$$PF = 2,5(0,5 - \%C_{eq}) \quad (3.6)$$

$PF > 1$ indica que são aços hipoperitéticos, isto é, modo de solidificação ferrítico. Para $PF < 0$ (valores negativos) indica que são aços hiperperitéticos com solidificação totalmente austenítica, e para PF entre 0 e 1 define-se como faixa peritética, com mistura das fases δ e γ na solidificação.

Para melhor compreensão, Wolf (1981) definiu o termo *Aços Tipo A* para os aços com tendência a formar depressão da casca solidificada e caracterizados com valores de PF entre 0,85 – 1,05, e o termo *Aços Tipo B* para os aços com tendência a agarramento da casca solidificada à parede do molde e que apresentam valores de $PF > 1,05$ ou $PF < 0,85$. A Figura 3.17 ilustra a distinção dos aços Tipo A e B.

O cálculo do Potencial Ferrítico para os aços inoxidáveis leva em conta a presença do Cromo e do Níquel equivalentes:

$$Cr' = [\%Cr] + 1,5[\%Cr] + 1,38 [\%Mo] + 2[\%Nb] + [\%Ti] \quad (3.7)$$

$$Ni' = [\%Ni] + 0,31[\%Mn] + 22[\%C] + 14,2[\%N] + 1[\%Cu] \quad (3.8)$$

Sendo o Potencial Ferrítico dado pela equação abaixo:

$$PF = 5,26.(0,74 - [\%Ni' / \%Cr']) \quad (3.9)$$

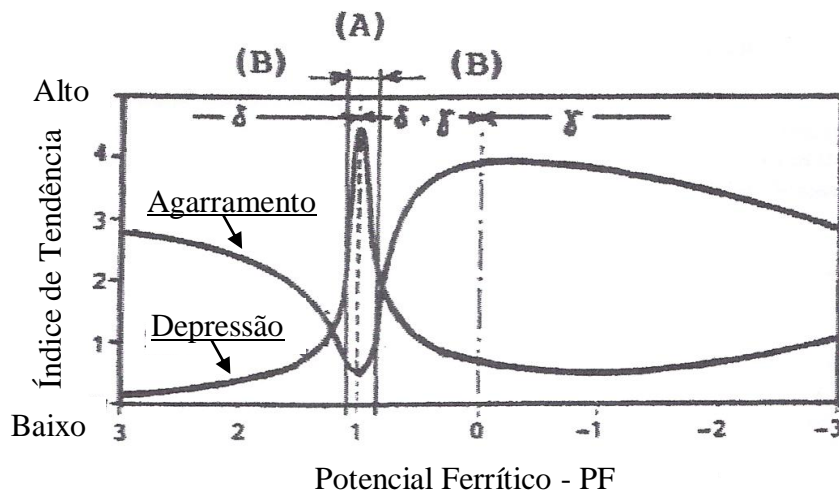


Figura 3.17 Definição dos aços Tipo A e B como função do Potencial Ferrítico, de acordo com a tendência de depressão e agarramento, respectivamente (Wolf, 1981).

Equações empíricas para cálculo do carbono equivalente foram obtidas por diversos autores, como mostra a Tabela 3.1.

Tabela 3.1 Coeficientes dos elementos de liga para o cálculo do carbono equivalente obtido por diversos autores.

Referência	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	V	P	S	N	Cu	Ti
(Howe, 1987)	+0,04	-0,12	+0,08	-0,018	-0,05			+0,06			
(Yasumoto, 1988)	+0,02	-0,01	+0,04	+0,02				+0,67			
(Wolf, 1991)	+0,02	-0,1	+0,04	-0,04	-0,1			-0,7			
(Howe, 1993)	+0,04	-0,14	+0,1	-0,04	-0,07		+0,016	+0,11	+0,7		-0,24
(Wolf, 1995)	+0,04	-0,14	+0,1	-0,04	-0,1				+0,7		-0,24

3.6.2 Influência da Velocidade de Lingotamento

Chow (2002b) analisou a transferência de calor pelo molde para altas velocidades de lingotamento, para isso, foi instrumentado um molde quadrado de 120 x 120 mm, comprimento de 1000 mm e 14 mm de espessura de parede, com 68 termopares dispostos conforme mostra a Figura 3.18.

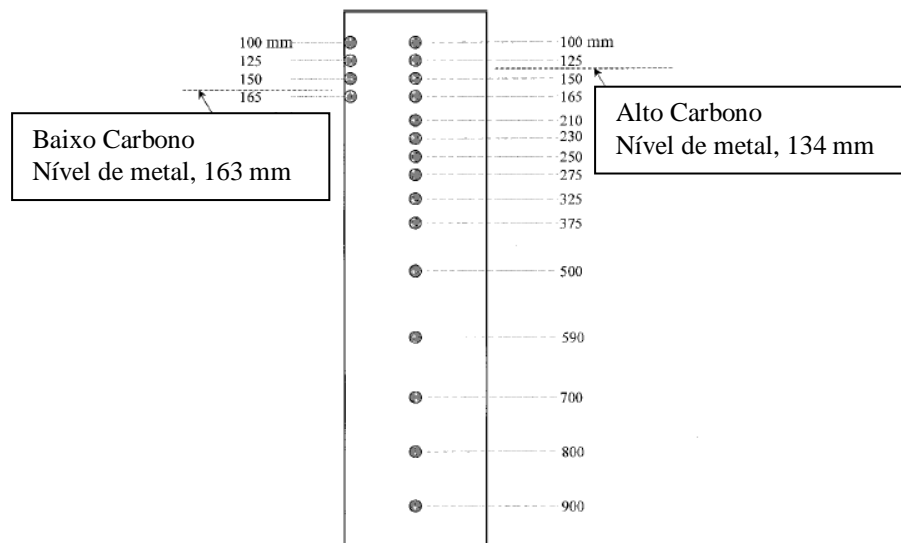


Figura 3.18 Disposição dos termopares em cada face do molde à 6mm da face fria (Chow, 2002b).

Em análises de perfis de fluxo de calor pelo molde obtidos a partir de um modelo matemático, Chow (2002b) observou que o fluxo de calor no molde é sensível a variações da velocidade de lingotamento maiores de 0,5 m/min. A Figura 3.19 mostra o fluxo de calor de duas corridas de um aço alto carbono lingotado com diferentes velocidades. O aumento na transferência de calor pelo molde em maiores velocidades de lingotamento é explicado por três razões. Primeiro, o menor tempo de residência do aço em altas velocidades resulta em menor casca solidificada que deforma facilmente sob ação da pressão metalostática, reduzindo o gap de ar entre o tarugo e a parede do molde. Segundo, esse menor tempo de residência resulta em maiores temperaturas na superfície do tarugo, que aumenta o gradiente térmico e a força motriz para o fluxo de calor pelo molde. Terceiro, há uma menor contração térmica da casca solidificada devido a sua maior temperatura, que melhora o contato metal/molde por não contribuir para o aumento do tamanho do gap.

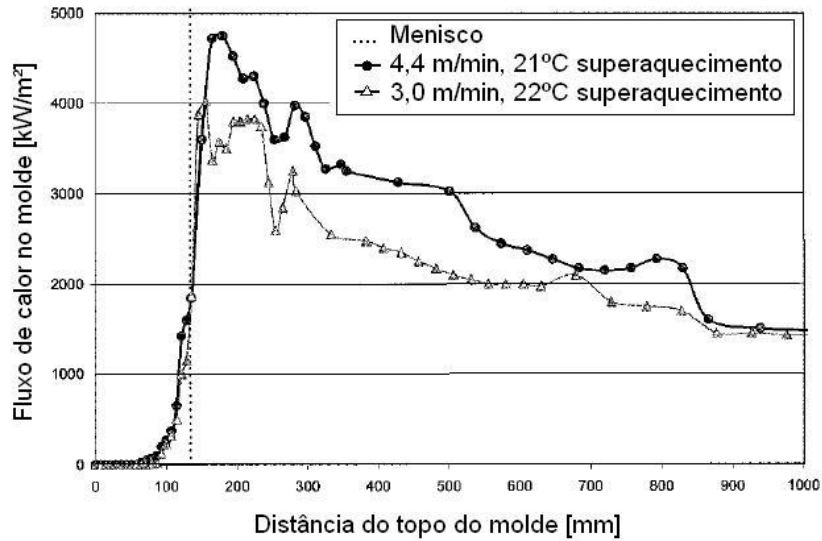


Figura 3.19 Perfil de fluxo térmico pela parede do molde para aço baixo e alto carbono em alta velocidade (Chow, 2002b).

Fukada (1999), desenvolveu um projeto de um molde cônico parabólico chamado HS-Molde ou “High Speed Mold”, isto é, com alta velocidade de lingotamento. O molde possui comprimento total de 800 mm, espessura de 8mm e revestido com uma camada de 8 μm de Cromo na superfície interna. O molde cônico e parabólico foi projetado para manter sempre um contato entre a casca solidificada e a parede interna do molde.

Para confirmar o desempenho do HS-Molde, foi monitorada a extração de calor pelo molde com uso de termopares inseridos na parede do molde nas posições de 60, 100 e 140 mm do topo do molde. Os testes foram conduzidos para um tarugo de 130 mm^2 com velocidade de lingotamento de 4,6 m/min, temperatura de vazamento de 1525 à 1545°C e volume de água de refrigeração de 1500 l/min.

A Figura 3.20 mostra a extração de calor pelo molde pela variação da velocidade de lingotamento para um aço baixo carbono. Observa-se um maior volume de extração de calor em torno de 25 à 30 %, comparando com um molde convencional, isso mostra que o HS-Molde possui melhor capacidade de refrigeração.

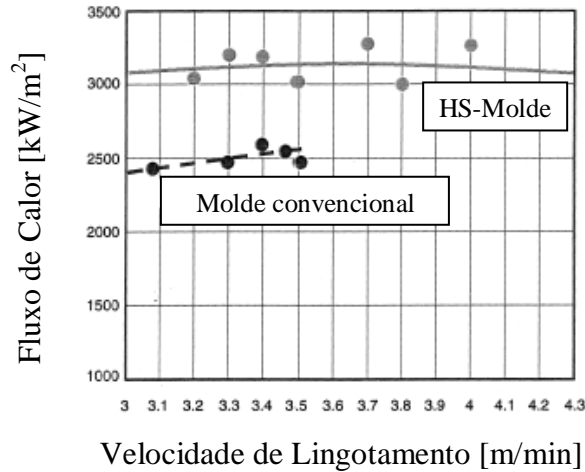


Figura 3.20 Relação da extração de calor e velocidade de lingotamento. (Fukada, 1999).

A Figura 3.21 mostra a variação da espessura da casca em função da distância do menisco, utilizando um método de determinar as espessuras das cascas realizado a partir de um tarugo vazado cortado em diferentes distâncias da altura do menisco, como mostram a seqüência de fotos.

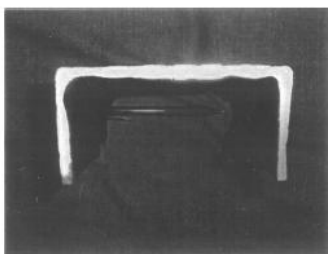
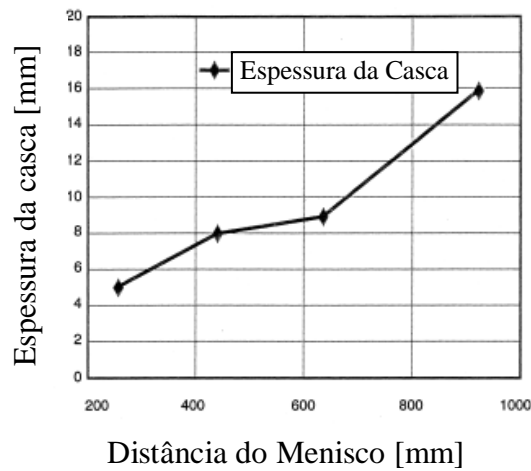


Foto 1. Espessura média da casca = 5,0 mm
Distancia do menisco = 250 mm.

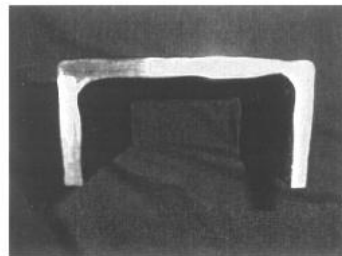


Foto 2. Espessura média da casca = 8,5 mm
Distancia do menisco = 450 mm.

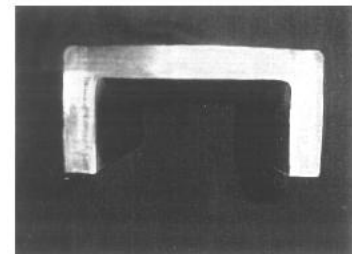


Foto 3. Espessura média da casca = 16,0 mm
Distancia do menisco = 900 mm.

Figura 3.21 Cortes de cascas de breakout mostrando a espessuras de casca solidificada medida (Fukada, 1999).

3.6.3 Influência da Conicidade do Molde

A transferência de calor do metal para as paredes do molde de LC é controlada pela condução, convecção e radiação através do gap de ar que se forma em consequência da contração da casca solidificada. Uma forma de compensar a contração do tarugo é reduzir a seção do molde de forma cônica; o resultado da redução do gap de ar é uma maior taxa de extração de calor pelo molde e decréscimo da temperatura superficial do tarugo na saída do molde. Um excesso de conicidade pode causar dificuldade na retirada do tarugo, podendo ocasionar desgaste do molde e, em casos extremos, o tarugo pode emperrar na saída do molde (Fukada, 1999).

A quantificação do gap é o primeiro passo em direção a definição da conicidade do molde. A formação do gap é dependente de diversas variáveis e sua extensão é extremamente difícil de caracterizar. A contração do tarugo é afetada pela qualidade dos aços a serem lingotados, onde a contração é resultado da transformação de fase do estado sólido da ferrita- δ para austenita. Outro fator que contribui para a complexidade da análise é a distorção do molde (Fukada, 1999).

Variações nas dimensões do tarugo são observadas na solidificação dos aços ao longo do comprimento do molde para diferentes qualidades. Isto demonstra que o ideal seria o uso de moldes projetados especificamente para certa qualidade de aço (Chow, 2002a). Segundo Chow (2002a), os aços alto carbono requerem uma menor conicidade no topo do molde; e para os aços baixo carbono, uma conicidade mais agressiva na base do molde.

A partir de temperaturas medidas em um molde instrumentado de uma máquina industrial de lingotamento contínuo, Chandra (1993) determinou e comparou os perfis de fluxo de calor em dois moldes com diferentes conicidades – um com conicidade simples de $0,6\%m^{-1}$ e o outro com conicidade parabólica, sendo que na região do menisco a conicidade é de $4,5\%m^{-1}$, na região central do molde é de $1,6\%m^{-1}$ e na base do molde é de $0,8\%m^{-1}$. A Figura 3.22 mostra os perfis de fluxo de calor no molde calculados a partir de um modelo matemático de solidificação. Os resultados mostram que o fluxo de calor permanece mais ou menos constante para o molde parabólico. Já para o molde com conicidade simples o fluxo decresce continuamente como resultado do aumento gradativo do gap de ar entre a parede do molde e a superfície do tarugo.

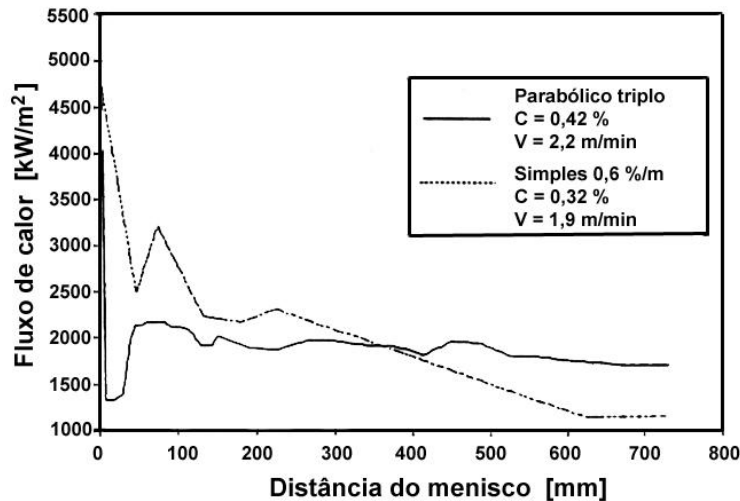


Figura 3.22 Comportamento do fluxo de calor calculado para moldes de: (a) tarugos com diferentes conicidades: simples e múltipla. Superaquecimentos de 29 e 30 °C (Chandra, 1993).

3.6.4 Influência do Pó Lubrificante

Os moldes de lingotamento contínuo de tarugos utilizam pó refratário (pó fluxante) ou óleo como lubrificantes no molde, com o objetivo de impedir a aderência do tarugo no molde e evitar a ocorrência de breakout. Além da qualidade de lubrificação, os lubrificantes possuem a propriedade de reter inclusões flotadas no metal pelo fluxo gerado na saída da válvula submersa.

O pó fluxante fornece uma lubrificação líquida que resulta em menor fricção do tarugo à parede do molde, resultando em um fluxo de calor mais uniforme. O pó também fornece um isolamento térmico para o aço líquido vazado no molde, permitindo lingotar com menores superaquecimentos. O óleo lubrificante, por outro lado, promove um contato maior do tarugo ao molde e gera maiores variações no fluxo de calor na região do menisco (Pinheiro, 2000a).

Pinheiro (2000a), estudou a influência do pó lubrificante na transferência de calor no molde e comparou os resultados com os obtidos utilizando óleo lubrificante. A Figura 3.23a mostra a influência do tipo de fluxante de molde no perfil de temperatura do molde para aços peritéticos (0,11%C e 0,12%C) e aços médio carbono ligados com B(Ti) (0,33%C e 0,31%C). Foram analisadas as respostas térmicas utilizando dois tipos de pós, A e B. O pó A é usado para lingotar todos os tipos de aços, exceto aços peritéticos (0,10 – 0,12%C) e aços alto carbono com conteúdo de C > 0,6%. Por outro lado, o pó B é usado especificamente para aços

peritéticos (0,10 – 0,12% C). Ambos os pós fluxantes tem baixa viscosidade, sendo que o pó A é 40% mais viscoso que o pó B. Porém, o pó A tem uma menor temperatura de transição (1100°C) que o pó B (1135°C).

A transferência de calor pelo molde aumenta com o decréscimo da temperatura de transição e da viscosidade dos pós, sendo que a transferência de calor tem uma correlação mais forte com a temperatura de transição do que com a viscosidade. A Figura 3.23a e Figura 3.23b mostram que apesar de o pó A possuir maior viscosidade que o pó B, a transferência de calor global é maior que para o pó B por causa da baixa temperatura de transição (Pinheiro, 2000a).

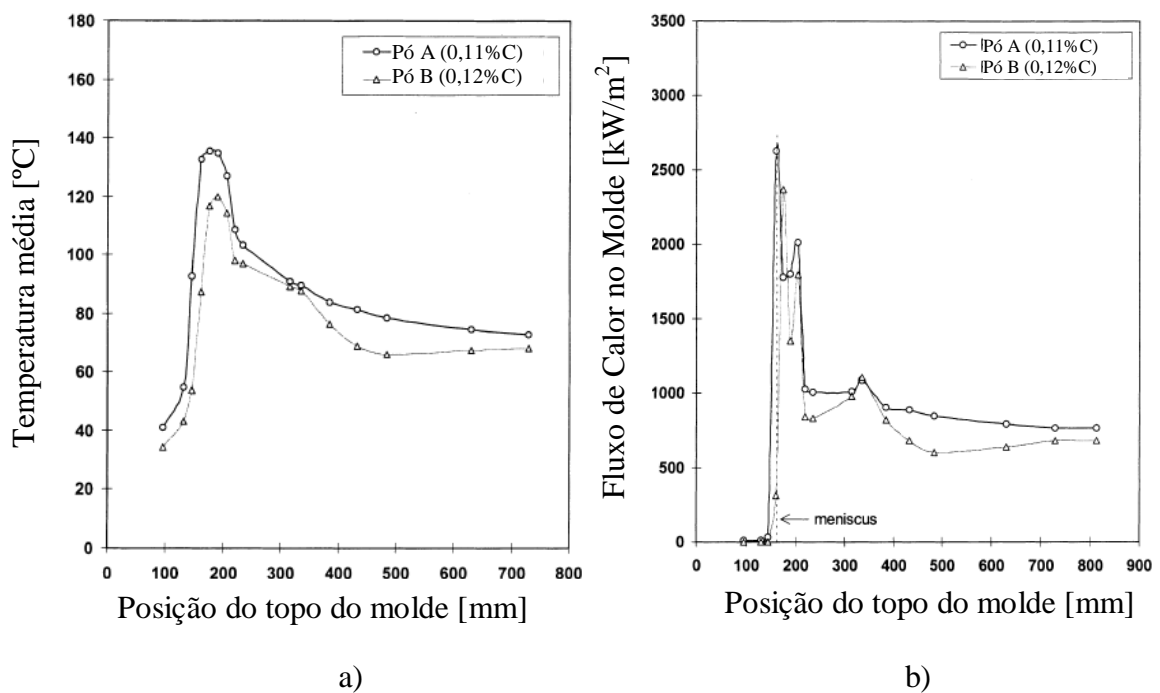


Figura 3.23 Influência do tipo de pó fluxante para aços peritéticos (a) no perfil de temperatura média no molde. (b) no fluxo de calor pelo molde (Pinheiro, 2000a).

A transferência de calor pelo molde, no lingotamento de corridas com aços peritéticos e aços médio carbono, mostram diferentes resultados quando utilizado pó ou óleo como lubrificante. A Figura 3.24a e Figura 3.24b comparam resultados do fluxo de calor pelo molde para corridas de aços peritéticos e aços médio carbono, respectivamente. Para os aços peritéticos, a transferência de calor pelo molde com óleo e pó é muito similar. No caso dos aços médio carbono, quando o óleo é empregado como lubrificante, o fluxo de calor é aproximadamente o dobro do obtido utilizando pó como lubrificante. Isto ocorre devido a pirólise do óleo na região do menisco, que acentua a condução de calor no gap e conseqüentemente a transferência de calor no molde (Pinheiro, 2000b).

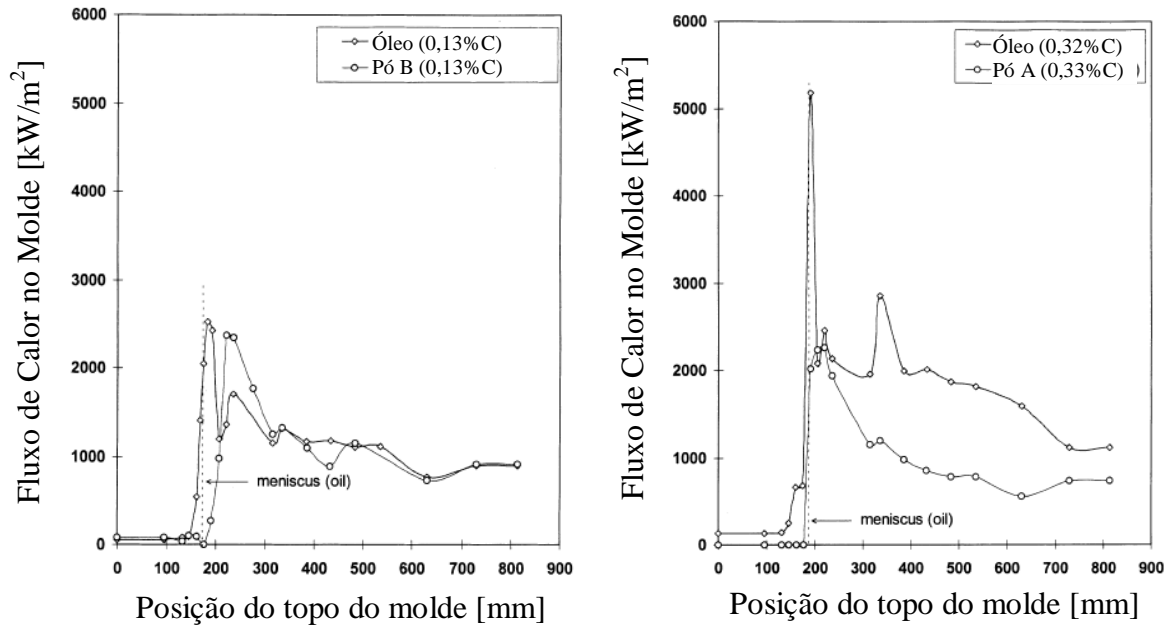


Figura 3.24 Comparação do fluxo de calor para óleo e pó lubrificante. (a) Aços peritéticos. (b) Aços médio carbono. (Pinheiro, 2000b).

Lagerberg (1994) investigou a influência da camada de pó na temperatura da parede do molde à 150 mm do topo (altura do menisco), e observou que quando o pó é adicionado, a temperatura no ponto monitorado diminui, e quando a adição de pó é interrompida, percebeu um aumento da temperatura. E concluiu que a camada de pó na parede do molde funciona como uma resistência à transferência de calor. Outra constatação observada foi a influência da camada de pó sobre o metal líquido na altura do nível do menisco. A radiação, usada pelo sistema de detecção do nível do molde, é em parte absorvida pelo pó fundido. Como resultado disso, o sistema de controle reduz o nível do menisco com o aumento da espessura da camada de pó sobre o banho. A Figura 3.25 mostra o nível do menisco medido por um sensor em função da espessura da camada de pó.

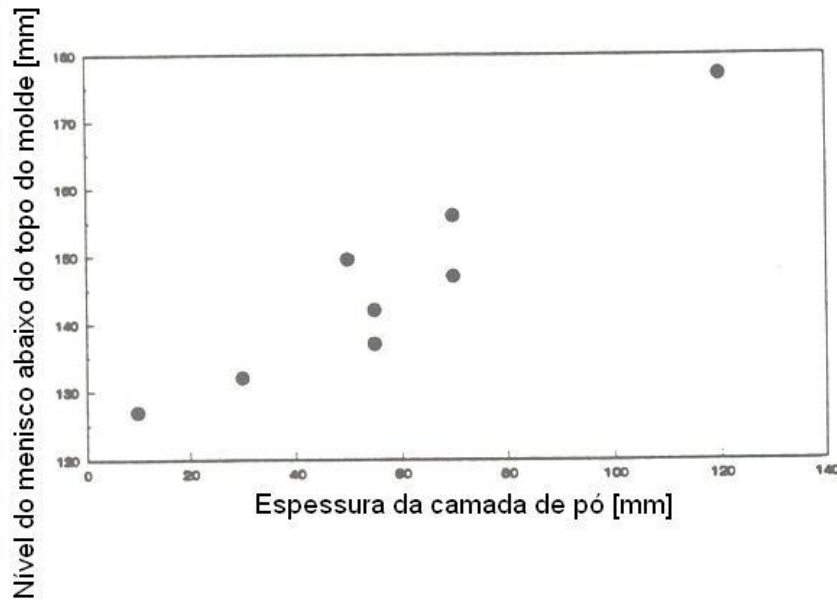


Figura 3.25 Nível do menisco em função da espessura da camada de pó. (Lagerberg, 1994).

3.6.5 Influência da Velocidade da Água de Refrigeração

Pinheiro (2000a) analisou o perfil de fluxo de calor de um aço peritético com 0,13% C lingotado com duas diferentes velocidades da água de refrigeração do molde, mostrado na Figura 3.26. A média do fluxo de calor aumentou somente 1,4% quando a velocidade da água diminuiu de 9,9 m/s para 7,6 m/s e o pico do fluxo de calor aumentou 10%. Porém, as magnitudes desses aumentos foram muito pequenas para serem consideradas significativas.

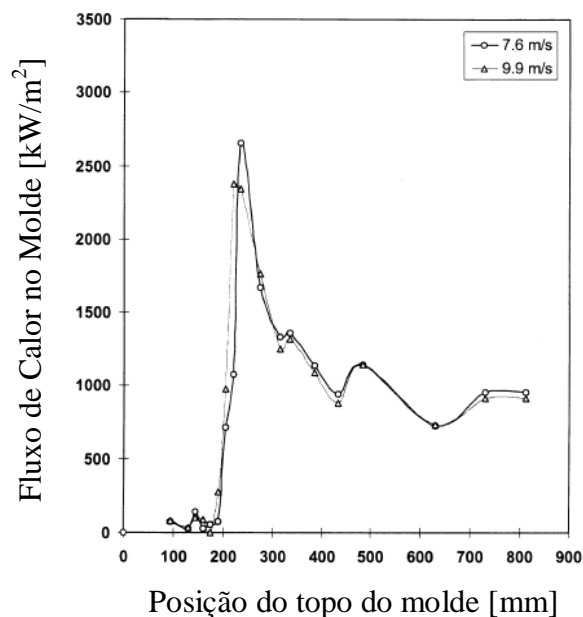


Figura 3.26 Efeito da velocidade da água de refrigeração no perfil do fluxo de calor no molde (Pinheiro, 2000a).

3.6.6 Influência do Agitador Eletromagnético (EMS)

Segundo Trindade (2001), o uso de agitadores eletromagnéticos para tarugos e placas tem se mostrado uma ferramenta fundamental para a melhoria da qualidade do aço quando utilizados de maneira adequada. Com o uso dos EMS observa-se um aumento da região equiaxial solidificada e também a redistribuição dos solutos. A transição de uma estrutura colunar para uma estrutura equiaxial pode ser explicada através de dois mecanismos. Primeiro, as pontas das dendritas colunares são quebradas pelo mecanismo de arraste ou por refundição. Essas pontas de dendritas são cristais que servirão mais tarde como núcleos de grãos equiaxiais. O líquido pode se tornar levemente resfriado devido às pontas de dendritas frias e, nessas condições, os cristais livres podem começar a crescer. Segundo, o superaquecimento é rapidamente eliminado devido à alta transferência de calor provocada pela agitação.

Trindade (2001) estudou os efeitos térmicos e fluido-dinâmicos produzidos por um agitador rotatório para tarugos. Um modelo resolvido pelo método de elementos finitos foi desenvolvido através do *software Ansys* para solucionar o problema magneto-fluido-dinâmico acoplado. Para fins de comparação, foram testados dois valores de corrente no agitador, de 340A e 680A e analisadas as principais diferenças quanto ao escoamento, perfil térmico e fluxo de calor. A geometria e a malha de elementos finitos do modelo podem ser visualizadas na Figura 3.27.

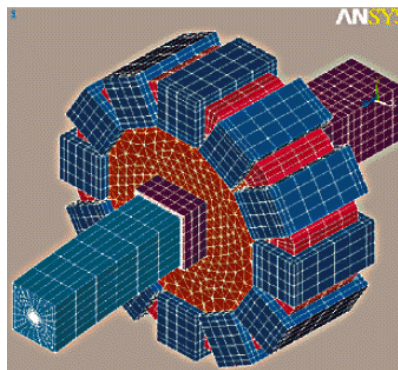


Figura 3.27 Geometria e malha do modelo (Trindade, 2001).

A Figura 3.28a mostra o fluxo de calor ao longo de uma face do tarugo para os dois valores de corrente. Observa-se um aumento de aproximadamente 1.3 vezes no fluxo de calor, quando o valor de corrente é duplicado. Esse resultado se deve ao aumento de velocidade que

gera uma maior transferência de calor por convecção. Como consequência, observa-se uma diminuição da temperatura na altura do agitador. Pela Figura 3.28b, observa-se uma temperatura mais baixa nessa região devido ao aumento do fluxo de calor. Nota-se que a região de coloração verde (temperatura em torno de 1520 °C) é bem menor para a corrente de 680A. Observando-se os efeitos térmicos provocados pelo agitador, nota-se um aumento do fluxo de calor nas paredes do molde com o aumento da corrente e conseqüentemente uma diminuição da temperatura na região do agitador.

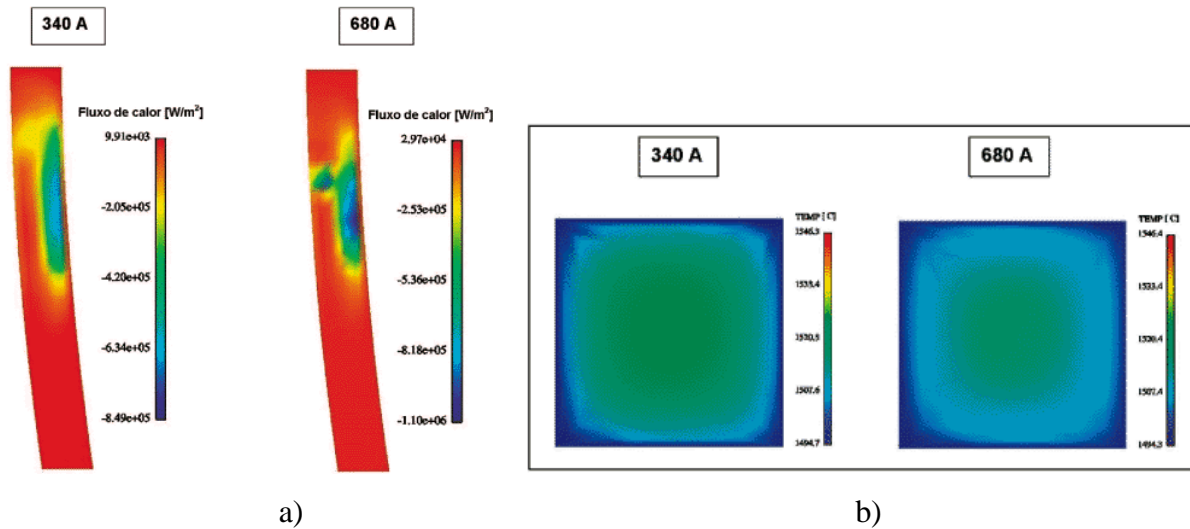


Figura 3.28 a) Fluxo de calor nas paredes do molde. b) Perfis de temperatura em °C na região central do agitador. (Trindade, 2001).

Park (2003) analisou a influência do agitador magnético na distribuição de temperatura na parede de um molde com seção quadrada de 163x163mm e 800mm de comprimento. O molde foi instrumentado com 26 termopares inseridos nas quatro faces do molde, como mostra a foto da Figura 3.29a. Em seus resultados foram comparadas as temperaturas registradas na parede do molde de duas corridas de mesma qualidade, sendo uma sem EMS e outra com EMS operando com corrente de 1000A. Observa-se na Figura 3.29b que houve um pico maior de temperatura no molde na região do menisco para a corrida com EMS. As maiores temperaturas observadas na corrida com EMS são explicadas pelo efeito convectivo do calor proporcionado pelas correntes induzidas e o aumento do fluxo de calor transferido do metal para o molde.

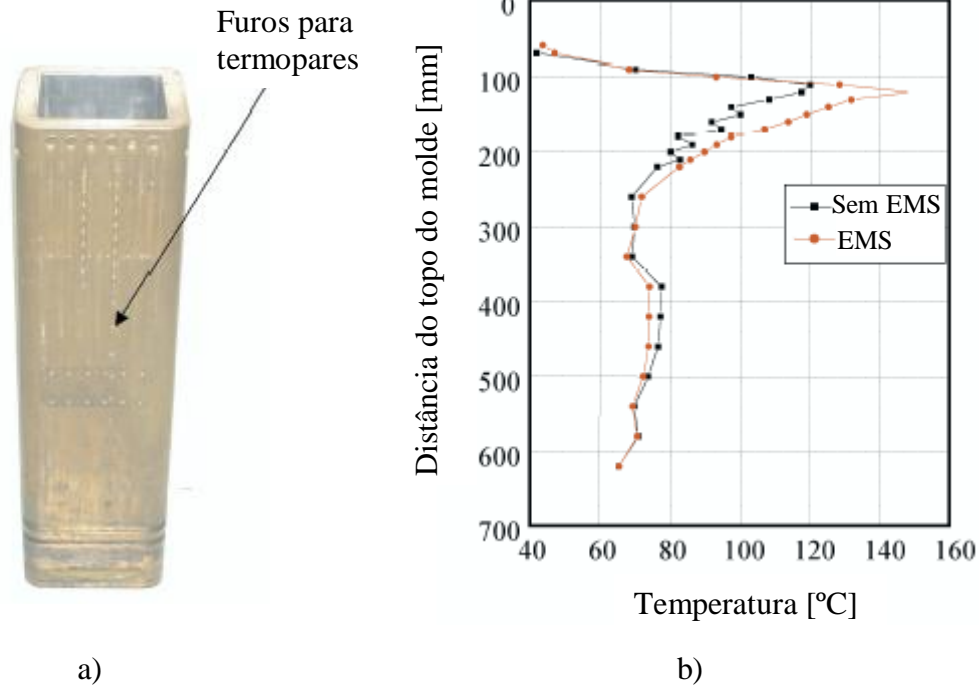


Figura 3.29 a) Foto do molde com os furos para termopares. b) Campo de temperatura no molde para um lingotamento convencional sem EMS e um lingotamento com EMS (Park, 2003).

3.7 Comparação entre Modelo 2D e 3D

Mahapatra (1991) examinou o efeito da técnica de modelamento para determinar o fluxo de calor no molde de lingotamento contínuo de placa. Para esse propósito, perfis de fluxo de calor foram determinados para diferentes tipos de modelo: totalmente 3D com malha acoplada em todo molde; e 2D com malha acoplada na seção transversal do molde, ignorando a condução de calor na direção longitudinal. A Figura 3.30 mostra os perfis de fluxo de calor previsto para os dois modelos. Assim, o modelo 2D apresentou um menor pico de fluxo de calor na região do menisco em comparação com o modelo 3D, pois a condução de calor na direção transversal é desprezada. Mais abaixo no molde onde os gradientes de temperatura são considerados menores na direção transversal, os perfis de fluxo de calor são essencialmente os mesmos.

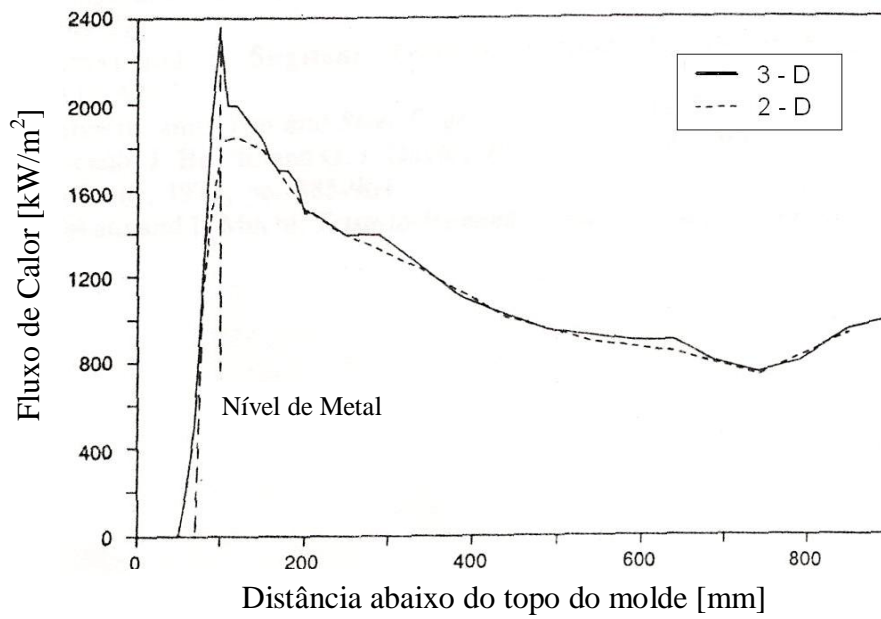


Figura 3.30 Comparação dos perfis de fluxo de calor previsto para modelos 2D e 3D (Mahapatra, 1991).

4.0 APLICAÇÃO DE UM MODELO MATEMÁTICO PARA O PROCESSO

O modelo numérico adotado utiliza o método de diferenças finitas (MDF), o qual correlaciona uma analogia entre sistemas térmicos e elétricos, aplicado sobre a equação geral de condução de calor (Equação (4.1)). Este modelo matemático permite calcular a posição das isotermas liquidus e solidus, perfis térmicos e determinar os coeficientes de transferência de calor interfaciais metal/molde e molde/meio refrigerante ao longo do processo de lingotamento. O modelo trabalha com uma malha unidirecional no molde, acoplada na seção transversal do tarugo e da parede do molde na região central das faces. O fluxo de calor fornecido pela convecção (convecção natural, e influência de fluxo de metal líquido no topo do molde e pelo agitador eletromagnético) não é considerado.

A abordagem matemática utiliza-se da equação geral de condução de calor, dada por:

$$\rho.c \frac{\partial T}{\partial t} = \left(k_x \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + k_y \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + k_z \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + \dot{q} \quad (4.1)$$

onde:

ρ = densidade do material [kg/m³];

c = calor específico do material [J/kg.K];

k = condutibilidade térmica do material [W/m.K];

T = temperatura [K];

t = tempo relativo a solidificação [s];

$\frac{\partial T}{\partial t}$ = taxa de resfriamento ou aquecimento do material [K/s];

\dot{q} = representa o termo de geração interna de calor, associado à transformação de fase;

x, y e z = coordenadas cartesianas do espaço vetorial [m];

$\frac{\partial T}{\partial x}, \frac{\partial T}{\partial y}, \frac{\partial T}{\partial z}$ = Gradiente térmico entre os pontos fixos da linha de condução [K/m].

Admitindo somente fluxo de calor na direção x , a Equação (4.1) pode ser reescrita em sua forma unidirecional, como:

$$\rho.c \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[k(x) \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \right] + \dot{q} \quad (4.2)$$

A condutividade térmica do material, por ser uma grandeza direcional, varia com a direção considerada e ao longo desta, bem como com a temperatura. No entanto, a consideração de $k(x) = k_{cte} = k$, onde k_{cte} é a condutividade térmica média do material, constante ao longo da linha de condução, é válida para o tratamento matemático da solidificação, admitindo-se somente $k=f(T)$ (Santos, 2001).

4.1 Tratamento da Transformação de Fase

O termo \dot{q} da equação de diferenças parciais, Equação (4.2), representa a geração interna de calor, associado à liberação de calor latente proveniente da transformação de fase e varia em função da taxa de fração solidificada, conforme a Equação (4.3):

$$\dot{q} = \rho \cdot L \cdot \frac{\partial f_s}{\partial t} \quad (4.3)$$

onde $\left(\frac{\partial f_s}{\partial t}\right)$ é a taxa de fração sólida durante a mudança de fase (%) e L é o calor latente de fusão do material (J/kg).

Assumindo que a variação da fração sólida é função apenas da temperatura, isto é: $f_s = F(T)$ para $T_S < T < T_L$, por aproximação matemática, temos:

$$\frac{\partial f_s}{\partial t} = \frac{\partial f_s}{\partial T} \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \quad (4.4)$$

Assim, obtém-se que

$$\dot{q} = \rho \cdot L \cdot \frac{\partial f_s}{\partial T} \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \quad (4.5)$$

O termo $\left(L \cdot \frac{\partial f_s}{\partial T}\right)$ na Equação (4.5), pode ser entendido como um pseudo calor específico, onde a velocidade de solidificação é controlada pela relação entre o pseudo calor específico que representa a liberação do calor latente do material na transformação de fase e o calor específico do material. O calor específico aparente do material representado por c' , toma a generalidade de incluir o efeito da liberação do calor latente gerado internamente e o calor específico do material, conforme a Equação (4.6):

$$c' = \left(c - L \frac{\partial f_s}{\partial T} \right) \quad (4.6)$$

Substituindo a Equação (4.5) e (4.6) na Equação (4.2), chega-se em:

$$\rho \cdot c' \frac{\partial T}{\partial t} = k \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \right) \quad (4.7)$$

A Equação (4.7) representa a equação geral de condução de calor considerando o efeito da taxa de fração solidificada com a liberação de calor latente do material na transformação de fase líquido/sólido ao longo da solidificação de uma fase binária.

Em relação à variação das propriedades físicas do material nos diferentes estados, sólido, líquido e pastoso, é suficientemente aceitável a aproximação do seu valor, quando no estado pastoso, como sendo uma relação percentual entre a quantidade de sólido e líquido relativo aos seus valores quando líquido ou sólido, a exceção do calor específico, que deve ser balanceado com o calor latente, conforme a Equação (4.10):

$$k_{SL} = (k_S - k_L) \cdot f_S + k_L \quad (4.8)$$

$$\rho_{SL} = (\rho_S - \rho_L) \cdot f_S + \rho_L \quad (4.9)$$

$$c'_{SL} = (c_S - c_L) \cdot f_S + c_L - L \cdot \frac{\partial f_S}{\partial T} \quad (4.10)$$

Considerando que não haja difusão no estado sólido, e mistura completa no estado líquido, e que a variação da fração sólida é função apenas da temperatura, utiliza-se a formulação proposta pela regra da alavanca para representar a região pastosa da solidificação, dada por:

$$f_S = \left(\frac{1}{K_0 - 1} \right) \left(\frac{T_L - T}{T_f - T} \right) \quad (4.11)$$

onde T_L é a temperatura liquidus, T_f é a temperatura de fusão do metal base e K_0 é o coeficiente de partição. Um caso que se aproxima desta situação de equilíbrio é na solidificação de aços, onde o soluto (carbono) é um intersticial de alta mobilidade atômica (Garcia, 2001).

Assim na Equação (4.12), tem-se:

$$\frac{\partial f_S}{\partial T} = \left(\frac{1}{k_0 - 1} \right) \cdot \frac{\left(T_L - T_f \right)}{\left(T_f - T \right)^2} \quad (4.12)$$

Pode-se definir o coeficiente de partição ou distribuição no equilíbrio, como a relação entre a concentração de soluto no sólido (C_S) e a correspondente concentração de soluto no líquido (C_L), ou seja:

$$k_0 = \frac{C_S}{C_L} \quad (4.13)$$

4.2 Método Numérico de Diferenças Finitas (MDF)

Para a resolução da Equação (4.7), utilizou-se a técnica matemática de Diferenças Finitas, que consiste em um método numérico de aproximações onde o meio no qual ocorrerá a condução é discretizado em uma seqüência de pontos ou nós. Assim, aproximando os termos diferenciais da Equação (4.7) por Diferenças Finitas, tem-se:

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = \frac{T(x_i + \Delta x) - 2.T(x_i) + T(x_i - \Delta x)}{\Delta x^2} + E(\Delta x^3) \quad (4.14)$$

$$\frac{\partial T}{\partial x} = \frac{T(x_i + \Delta x) - T(x_i)}{\Delta x} + E(\Delta x^2) \quad (4.15)$$

$$\frac{\partial T}{\partial x} = \frac{T(x_i) - T(x_i - \Delta x)}{\Delta x} + E(\Delta x^2) \quad (4.16)$$

A Equação (4.14) é chamada de Diferença Finita Central a 3 pontos, a Equação (4.15) é chamada de Diferença Finita de Avanço do ponto 'i' e a Equação (4.16) é chamada Diferença Finita de Retorno do ponto 'i'.

O erro de truncamento pode ser minimizado, ou seja, $E(\Delta x^N) \rightarrow 0$ se $\Delta x \rightarrow 0$.

Desprezando os erros gerados devido às aproximações, supondo $E(\Delta x^N) \cong 0$, assim:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{T_i^{n+1} - T_i^n}{\Delta t} \quad (4.17)$$

e

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = \frac{T_{i+1}^n - 2.T_i^n + T_{i-1}^n}{\Delta x^2} \quad (4.18)$$

onde:

$$T_i^{n+1} = T(\bullet, x_i, \cdot) \quad (4.19)$$

$$T_i^n = T(\bullet, x_i, \cdot) \quad (4.20)$$

$$T_{i+1}^n = T(\bullet, x_i + \Delta x, \cdot) \quad (4.21)$$

$$T_{i-1}^n = T(\bullet, x_i - \Delta x, \cdot) \quad (4.22)$$

Sendo t_i e x_i a representação do tempo e espaço instantâneo, o subscrito i representa a posição atual, n é um contador que corresponde ao tempo atual e Δt é o incremento de tempo. Substituindo as Equações (4.17) e (4.18) na Equação (4.7), esta se transforma em:

$$\rho \cdot c' \cdot \frac{T_i^{n+1} - T_i^n}{\Delta t} = k \cdot \frac{T_{i+1}^n - 2 \cdot T_i^n + T_{i-1}^n}{\Delta x^2} \quad (4.23)$$

Multiplicando a Equação (4.23) por ' $A_t \cdot \Delta x$ ' onde A_t é a área de passagem do fluxo térmico dado pela área finita $\Delta y \cdot \Delta z$, chega-se em:

$$A_t \cdot \Delta x \cdot \rho \cdot c' \cdot \frac{T_i^{n+1} - T_i^n}{\Delta t} = A_t \cdot k \cdot \frac{T_{i+1}^n - 2 \cdot T_i^n + T_{i-1}^n}{\Delta x} \quad (4.24)$$

Por considerações numéricas, se estabelece o critério de estabilidade pelo método de diferenças finitas explícita. Para alcançar a estabilidade no programa numérico, deve-se respeitar o intervalo de iteração (Δt), apresentado na condição a seguir:

$$\Delta t > \frac{\Delta x^2}{2 \cdot \alpha} \quad (4.25)$$

onde α é a difusividade térmica do metal [m^2/s], dado por:

$$\alpha = \frac{k}{\rho \cdot c'} \quad (4.26)$$

O método explícito é muito conveniente pela facilidade do cálculo que é necessário realizar para resolver o problema; o instante inicial é conhecido por meio da condição inicial do problema e os instantes seguintes podem ser calculados diretamente a partir dos instantes anteriores, pela aplicação repetida da equação antes descrita. Por outro lado, o método implícito requer cálculos com matrizes, o que resulta em maior quantidade de cálculos e também necessidade de grande capacidade de armazenamento de dados do equipamento a ser utilizado. Por isso, o método explícito é o mais apropriado para situação na qual se deseja obter resultados com maior rapidez. Porém, o método explícito apresenta uma desvantagem, o fato da necessidade de uma condição de estabilidade para que a solução calculada convirja para a solução real do problema. Já para o método implícito, esta desvantagem é eliminada, pois o método é incondicionalmente estável.

4.3 Analogia entre Sistemas Térmicos com Circuitos Elétricos

Segundo Spim (1997, 2000) a analogia entre sistemas térmicos e elétricos consiste em transformar as resistências e capacidades térmicas em elétricas, permitindo que cada ponto nodal seja visto como um circuito resistivo e capacitivo individual.

O acúmulo de energia do elemento finito 'i' é caracterizado pela sua capacidade térmica, dado pela relação:

$$C_{ti} = A_t \cdot \Delta x_i \cdot \rho_i \cdot c_i \quad (4.27)$$

onde $A_t \cdot \Delta x_i$ equivale ao volume finito do elemento 'i', e C_{ti} é a capacidade térmica do elemento.

O fluxo térmico entre os pontos nodais (centrais) dos elementos finitos, tem como resistência de passagem ao fluxo de calor um valor representado pelo inverso da condutividade térmica, dado por:

$$R_t = \frac{\Delta x}{k \cdot A_t} \quad (4.28)$$

onde Δx equivale à distância percorrida pelo fluxo entre os pontos centrais. A resistência térmica pode ser especificada para o intervalo interior a cada semi-distância de elementos finitos individuais da malha numérica, conforme Figura 4.1.

Desta forma a resistência térmica no interior de cada elemento até a interface com o elemento adjacente é dada por:

$$R_{t_{i-1}} = \frac{\Delta x_{i-1}}{2 \cdot k_{i-1} \cdot A_t} \quad (4.29)$$

$$R_{t_i} = \frac{\Delta x_i}{2 \cdot k_i \cdot A_t} \quad (4.30)$$

$$R_{t_{i+1}} = \frac{\Delta x_{i+1}}{2 \cdot k_{i+1} \cdot A_t} \quad (4.31)$$

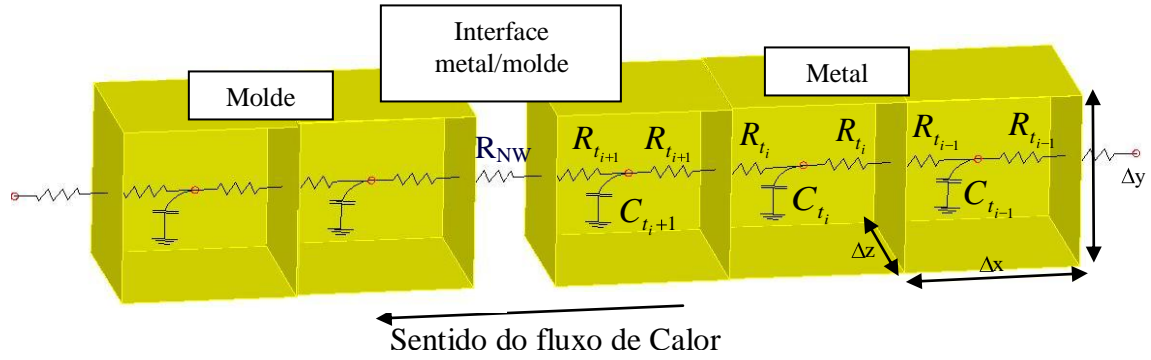


Figura 4.1 Representação esquemática da malha unidimensional dos elementos do MDF.

Generalizando a Equação (4.24) com a substituição das Equações (4.27), (4.29), (4.30) e (4.31), chega-se em:

$$T_i^{n+1} = \frac{\Delta t}{C_{t_i}} \left(\frac{T_{i-1}^n}{R_{t_{i-1}} + R_{t_i}} + \frac{T_{i+1}^n}{R_{t_i} + R_{t_{i+1}}} \right) + \left[1 - \frac{\Delta t}{C_{t_i}} \left(\frac{1}{R_{t_{i-1}} + R_{t_i}} + \frac{1}{R_{t_i} + R_{t_{i+1}}} \right) \right] T_i^n \quad (4.32)$$

A Equação (4.32) pode ser escrita de forma simplificada por:

$$T_i^{n+1} = \frac{\Delta t}{\tau_{di}} \cdot T_{i-1}^n + \left(1 - \frac{\Delta t}{\tau_{dqi}} \right) \cdot T_i^n + \frac{\Delta t}{\tau_{qi}} \cdot T_{i+1}^n \quad (4.33)$$

A Equação (4.33) corresponde à equação de solução do MDF na forma explícita de trabalho, e é estável para valores de $\Delta t \leq \tau_{dqi}$, sendo este o critério de estabilidade do MDF.

Para a Equação (4.33), tem-se que:

$$\tau_{di} = C_{t_i} \cdot (R_{t_{i-1}} + R_{t_i}) \quad (4.34)$$

$$\tau_{qi} = C_{t_i} \cdot (R_{t_i} + R_{t_{i+1}}) \quad (4.35)$$

$$\tau_{dqi} = \frac{\tau_{di} \cdot \tau_{qi}}{\tau_{di} + \tau_{qi}} \quad (4.36)$$

Para o caso de um sistema bidimensional, obtém-se:

Equação Geral do M.D.F no modo explícito:

$$T_{i,j}^{n+1} = \Delta t \cdot \left(\frac{T_{i-1,j}^n}{\tau_{(i,j),(i-1,j)}} + \frac{T_{i+1,j}^n}{\tau_{(i,j),(i+1,j)}} + \frac{T_{i,j-1}^n}{\tau_{(i,j),(i,j-1)}} + \frac{T_{i,j+1}^n}{\tau_{(i,j),(i,j+1)}} \right) + \left(1 - \frac{\Delta t}{\tau_{(i,j),(i,j)}} \right) \cdot T_{i,j}^n \quad (4.37)$$

Sendo:

$$\tau_{(i,j),(i-1,j)} = C_{t_{i,j}} \cdot (R_{t_{i-1,j}} + R_{t_{i,j}}) \quad (4.38)$$

$$\tau_{(i,j),(i,j-1)} = C_{t_{i,j}} \cdot (R_{t_{i,j-1}} + R_{t_{i,j}}) \quad (4.39)$$

$$\tau_{(i+1,j),(i,j)} = C_{t_{i,j}} \cdot (R_{t_{i,j}} + R_{t_{i+1,j}})$$

(4.40)

$$\tau_{(i,j+1),(i,j)} = C_{t_{i,j}} \cdot R_{t_{j,j+1}} + R_{t_{j+1,j}} \quad (4.41)$$

$$\frac{1}{\tau_{(i,j),(i,j)}} = \frac{1}{\tau_{(i,j),(i-1,j)}} + \frac{1}{\tau_{(i,j),(i,j-1)}} + \frac{1}{\tau_{(i+1,j),(i,j)}} + \frac{1}{\tau_{(i,j+1),(i,j)}} \quad (4.42)$$

Sendo o critério de estabilidade do modelo é de $\Delta t \leq \tau_{(i,j),(i,j)}$.

Mais detalhes do uso e aplicação do modelo matemático descrito acima pode ser obtido na literatura (Spim, 1997, 2000; Santos, 2003; Garcia, 2001).

4.4 Tratamento das Condições de Contorno

No tratamento das condições de contorno dos sistemas, quatro são as regiões de interesse:

- Região de interface molde/ambiente;
- Região de interface metal/molde;
- Região no interior do molde ou metal;
- Região de interface metal/isolante ou central.

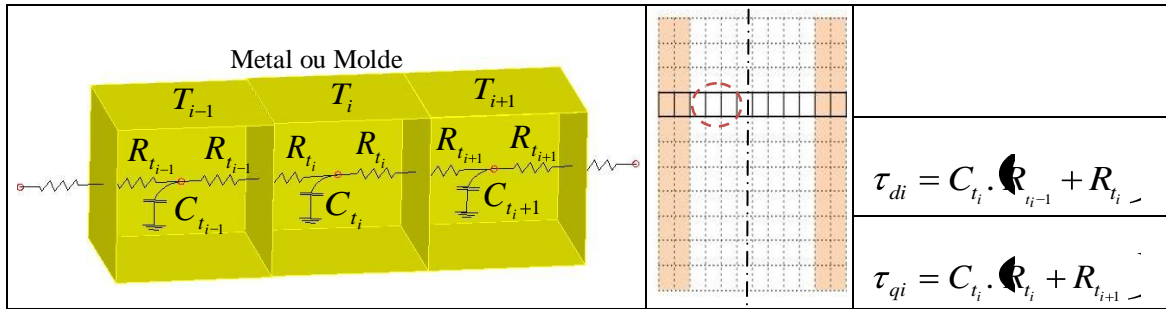
Nestas circunstâncias, é feita a análise de cada elemento da malha numérica em relação à sua posição e elementos vizinhos, considerando as resistências térmicas em função das condições de fronteira.

Para o cálculo da resistência térmica nas interfaces metal/molde e molde/ambiente é somada a Resistência Newtoniana que leva em consideração o coeficiente de transferência de calor (h_i), simplificando o tratamento de troca térmica de calor entre duas superfícies em contato, dado por:

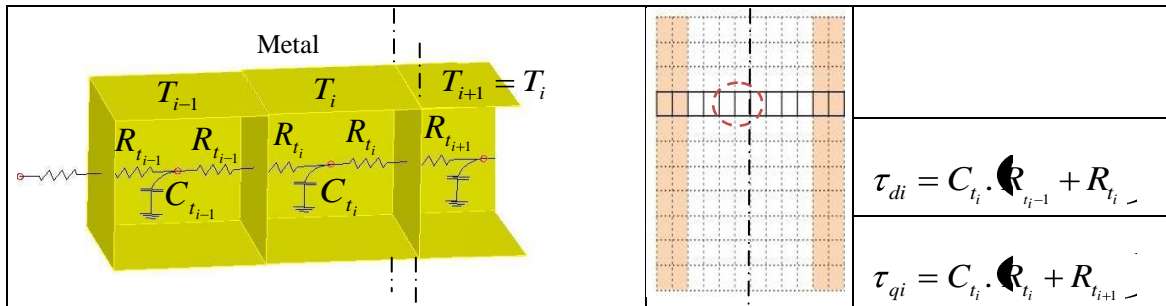
$$R_{NW} = \frac{1}{h \cdot A_t} \quad (4.43)$$

Assim, têm-se como principais interfaces entre os pontos nodais as seguintes situações:

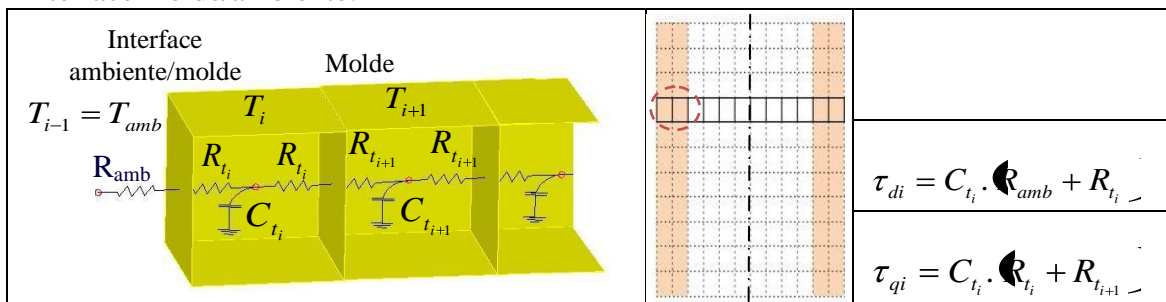
Interior do metal ou molde:



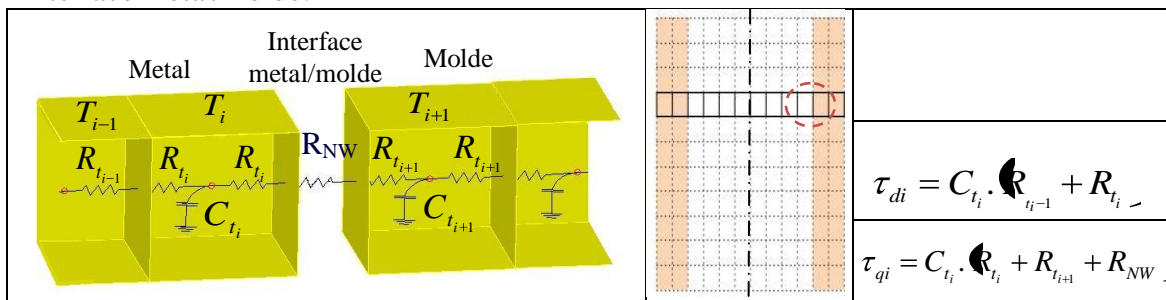
Interface metal/isolante ou central:



Interface molde/ambiente:



Interface metal/molde:



4.5 Cálculo das Temperaturas Liquidus e Solidus

As temperaturas de transformação Solidus e Liquidus dos aços são parâmetros dependentes da composição e seus valores são de grande importância em qualquer modelo teórico de simulação de processos, pois define as temperaturas iniciais e finais da solidificação. Portanto a precisão da simulação vai depender diretamente dos valores das temperaturas de transformação do aço ao longo do processo de solidificação.

Em algumas situações em que a dificuldade de se obter experimentalmente as temperaturas de transformação dos aços, devido a suas altas temperaturas de fusão e a indisponibilidade de equipamento sofisticado, as Temperaturas Solidus e Liquidus são estimadas pelo uso de equações empíricas que correlacionam as temperaturas de transformação com a composição química dos aços.

As Temperaturas Solidus e Liquidus em uma liga podem ser determinadas experimentalmente a partir das curvas de resfriamento da liga, ou pela composição química da mesma, através da redução da temperatura liquidus causada pela presença de elementos de liga.

A Temperatura de Fusão do ferro puro é em torno de 1535°C, mas diminui com o teor de carbono crescente, como mostra a Tabela 4.1. Outros elementos de liga também afetam a Temperatura Liquidus, como mostrado na Tabela 4.2. Dessa forma, um fator de correção deve ser aplicado para cada elemento presente na liga.(Jackson, 1979).

Tabela 4.1 Variação da Temperatura de Liquidus com teor de carbono para liga de ferro carbono.(Jackson, 1979).

Carbono [%]	Temp. Liquidus [°C]	Carbono [%]	Temp. Liquidus [°C]
0,05	1533	0,55	1490
0,1	1528	0,6	1486
0,15	1524	0,65	1483
0,2	1520	0,7	1480
0,25	1515	0,75	1477
0,3	1511	0,8	1473
0,35	1507	0,85	1470
0,4	1502	0,9	1466
0,45	1498	0,95	1463
0,5	1494	1	1459

Tabela 4.2 Redução da temperatura liquidus causado pela presença de 0,01% de elementos de liga residual.(Jackson, 1979).

Elemento	Depressão [°C]	Elemento	Depressão [°C]
P	0,300	Si	0,080
S	0,250	Cu	0,050
Mn	0,050	As	0,240
Cr	0,015	Sn	0,080
Ni	0,040	V	0,030
Mo	0,020		

A equação (4.44) representa a equação linear por regressão numérica obtida a partir da Tabela 4.1 Com a equação abaixo é possível obter a Temperatura Liquidus de uma liga ferro-carbono.

$$T_L (^\circ\text{C}) = -77,037 (\%C) + 1534,39 \quad (4.44)$$

Se for levado em conta a redução da Temperatura Liquidus causado pela presença de elementos de liga (Tabela 4.2), a Temperatura Liquidus é calculada pela equação (4.45).

$$T_L (^\circ\text{C}) = 1534,39 - 77,037\%C - 8\%Si - 5\%Mn - 30\%P - 25\%S - 5\%Cu - 4\%Ni - 1,5\%Cr - 2\%Mo - 3\%V - 8\%Sn - 24\%As \quad (4.45)$$

Janik (2004) utilizou a Temperatura Liquidus e Solidus em função da temperatura e da composição química do aço, para a solução de seu modelo numérico proposto no programa comercial ANSYS[®], que é baseado no método de elementos finitos. As Temperaturas Solidus e Liquidus são obtidas por meio das seguintes relações empíricas:

$$T_L (^\circ\text{C}) = 1536 - 78\%C - 7.6\%Si - 4.9\%Mn - 34\%P - 30\%S - 5\%Cu - 31\%Ni - 1.3\%Cr - 3.6\%Al - 2\%Mo - 2\%V - 18\%Ti \quad (4.46)$$

$$T_S (^\circ\text{C}) = 1471 - 25.2\%C - 12\%Si - 7.6\%Mn - 34\%P - 30\%S - 5\%Cu - 31\%Ni - 1.3\%Cr - 3.6\%Al - 2\%Mo - 2\%V - 18\%Ti \quad (4.47)$$

No presente trabalho, as Temperaturas Liquidus e Solidus são calculadas por equações empíricas utilizadas por Thomas (1987), respectivamente mostrados abaixo:

$$T_L (^\circ\text{C}) = 1537 - 88(\%C) - 25(\%S) - 5(\%Cu) - 8(\%Si) - 5(\%Mn) - 2(\%Mo) - 4(\%Ni) - 1,5(\%Cr) - 18(\%Ti) - 30(\%P) - 2(\%V) \quad (4.48)$$

$$T_S (^\circ\text{C}) = 1535 - 200(\%C) - 183,9(\%S) - 12,3(\%Si) - 6,8(\%Mn) - 4,3(\%Ni) - 1,4(\%Cr) - 4,1(\%Al) - 124,5(\%P) \quad (4.49)$$

5.0 MATERIAIS E MÉTODOS

5.1 Acoplamento da Malha Numérica

Esse método consiste basicamente na imposição de uma malha de elementos de dimensões conhecidas ao corpo físico através do qual o calor está fluindo e na aplicação das equações que regem o fluxo de calor de um elemento da malha aos vizinhos que o envolvem em pequenos intervalos finitos de tempo (Garcia, 2001).

Para aplicação do modelo de solidificação foi necessário o acoplamento de uma malha numérica unidimensional no centro das faces ao longo comprimento do molde, abrangendo a parede do molde e a metade da secção transversal do tarugo, como representado na Figura 5.1. Devido ao fato do molde ter sua forma parabólica, a malha numérica foi acoplada nas três faces do molde: face raio interno, face raio externo e face lateral.

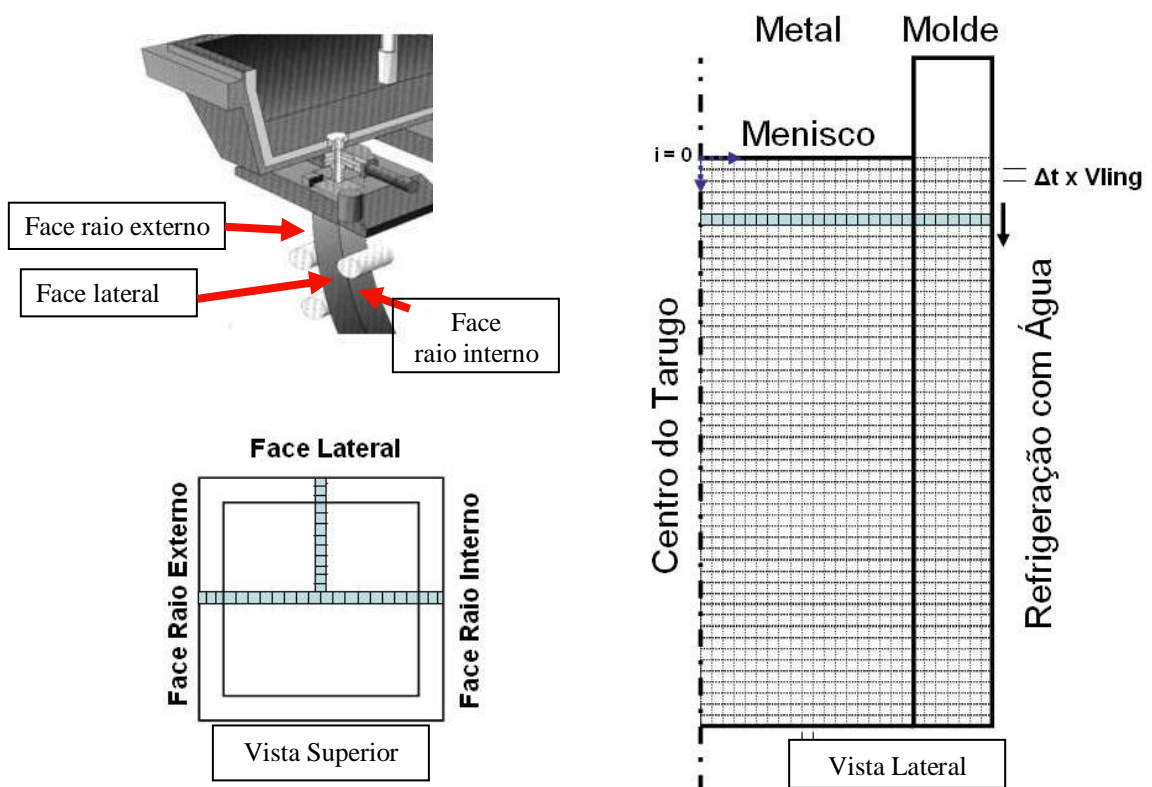


Figura 5.1 Desenho representativo do sistema de alimentação no distribuidor mostrando as faces do tarugo na máquina de lingotamento contínuo e da malha numérica acoplada ao molde.

Para solução das equações inseridas na malha numérica, as seguintes condições de contorno foram assumidas:

- Fluxo unidirecional de calor;
- Ausência de correntes convectivas no metal líquido;
- $\Delta x = \Delta y = \Delta z = 1 \text{ mm}$;
- As propriedades termofísicas do metal (densidade, calor específico e condutividade térmica) são consideradas constantes na fase líquida e sólida, somente variam com a temperatura na região pastosa, sendo a fração sólida calculada pela regra da alavanca;
- Propriedades termofísicas (condutividade térmica, densidade e calor específico) são constantes para o material do molde;
- As temperaturas de transformação (solidus e liquidus) da liga são parâmetros dependentes da composição;
- Os valores de velocidade de lingotamento (V_{ling}) e temperatura de vazamento (T_v) utilizados para simulação correspondem aos valores médios ponderados no tempo, uma vez que, o sistema apresenta oscilações desses valores ao longo da corrida;
- A temperatura de lingotamento é considerada igual à temperatura do aço medido no distribuidor;
- A temperatura da água de refrigeração adotado nos cálculos é assumida como constante ao longo do comprimento do molde e é dado por $T_a = 25^\circ\text{C}$;
- Efeito de oscilação do molde, deformações do molde, segregação e flutuação do nível do metal no menisco foram ignoradas;
- As superfícies do topo e da base da parede do molde são consideradas isoladas, sem perda térmica;
- O coeficiente de transferência de calor da interface molde/sistema de refrigeração é calculado pelo modelo matemático e considerado constante ao longo do comprimento do molde. A transferência de calor entre a jaqueta do molde e a água de refrigeração é negligenciada.

O número de elementos de volume na malha unidimensional foi definido em função da convergência dos resultados à valores coerentes de temperatura, de forma que, encontrou-se como um bom valor o de tamanho $\Delta x = 1 \text{ mm}$. Assim, cada molde estudado apresentou

diferentes quantidades de elementos de volume em sua malha acoplada, os valores estão mostrados na Tabela 5.1.

Tabela 5.1 Número de elementos de volume nas malhas numéricas unidimensional acopladas nos moldes analisados, onde Δx e Δy são as dimensões do elemento de volume.

Seção [mm]	150x150		180x180		240x240	
	Meia seção	Molde	Meia seção	Molde	Meia seção	Molde
Elementos de volume da malha	75	12	90	15	120	22
Tamanho, Δx e Δy [mm]	1,0		1,0		1,0	

A linha de elementos de volume da malha desloca-se do menisco do molde até a base, assumindo a velocidade de lingotamento da corrida. Assim, após cada cálculo de temperatura em uma linha de elementos da malha, a linha move-se uma distância vertical $\Delta t \cdot V_{\text{ling}}$. O intervalo de tempo (Δt) é calculado pelo modelo matemático e corresponde a um critério de estabilidade do programa numérico, de acordo com a Equação (4.25).

A escolha por uma malha unidimensional foi em função de diversos fatores, tais como:

- O fluxo de calor verticalmente é considerado muito pequeno em relação às altas taxas de extração de calor transversais promovida pela água de refrigeração do molde;
- Os moldes estudados são curvos e possuem conicidade, de modo que para cada face do molde a extração de calor é diferenciada. Assim, o acoplamento de uma malha bidimensional ou tridimensional tornaria as rotinas de busca para o cálculo dos h 's mais difíceis, devido ao aumento do número de incógnitas nos cálculos matemáticos e ao aumento drástico de iterações nas rotinas de programação.

5.2 Rotinas Numéricas para Determinação dos Coeficientes de Transferência de Calor na Interface Metal/Molde

Para a determinação do coeficiente de transferência de calor (h_i) na interface metal/molde do sistema de lingotamento contínuo, via dados de temperaturas monitorizadas

diretamente no molde, foi necessário o desenvolvimento de rotinas matemáticas na forma de algoritmos de programação.

As rotinas trabalham sob duas etapas, as quais foram denominadas: Etapa Inicial e Etapa Contínua.

5.2.1 Rotina Inicial

A Etapa Inicial utiliza o valor da temperatura obtida na altura do menisco para a determinação do primeiro valor do coeficiente de transferência de calor (h_1). Na malha numérica unidimensional na altura do menisco, tem-se como condições de contorno a temperatura de lingotamento (T_{ling}) e a temperatura da água de refrigeração ($T_{\text{água}}$). Os parâmetros termofísicos do molde foram obtidos via manuais técnicos do fabricante do molde (EuropaMetalli). Na malha a única incógnita a ser encontrada será o valor numérico do coeficiente de transferência de calor (h_1). A Figura 5.2 apresenta um esboço da malha numérica utilizada na etapa Inicial.

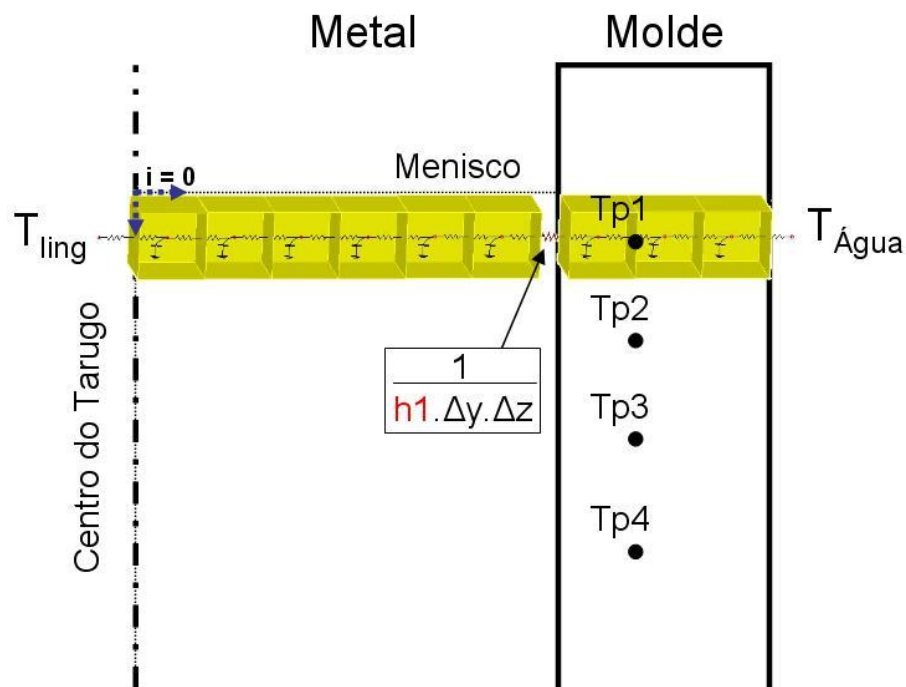


Figura 5.2 Malha numérica para a etapa inicial.

A rotina atua de forma iterativa, e tem como resultado final o perfil térmico ao longo da espessura do molde e de meia seção do tarugo. Inicialmente toda a extensão da espessura do molde apresenta a mesma temperatura (no caso a ambiente) e a seção transversal do tarugo parte com temperatura constante e igual à temperatura de lingotamento. Ao longo das iterações esse perfil térmico busca uma condição de estabilidade, tendo como condições fixas de contorno de um lado a temperatura de vazamento e do outro a temperatura da água. Deve-se observar que o perfil final é o perfil de equilíbrio, portanto a rotina atua com testes de verificação de resultados, o qual permite ao programa determinar o momento em que a estabilidade é atingida. Variando-se os valores do coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde, espera-se a verificação de diferentes perfis estáveis, conforme mostra o esboço da Figura 5.3.

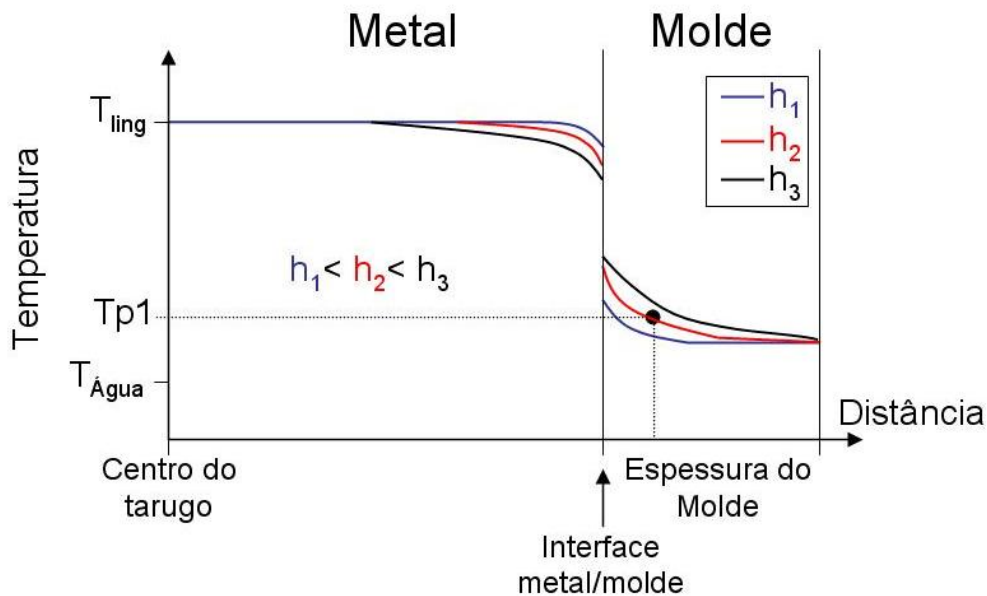


Figura 5.3 Perfis estáveis de temperatura ao longo da espessura do molde, para diferentes valores do coeficiente de transferência de calor.

Utilizando-se do valor de temperatura medido no termopar 1 (T_{p1}), a rotina busca, após um valor aleatório inicial do coeficiente de transferência de calor, determinar o valor de temperatura que mais se aproxime do valor medido, conforme mostra a Figura 5.3.

Os valores de h_1 e o perfil térmico ao longo da espessura do molde e da seção transversal do tarugo, obtidos na etapa Inicial, correspondem aos resultados que serão utilizados na etapa posterior.

5.2.2 Rotina Contínua

A Etapa Contínua parte das condições pré-estabelecidas pela Etapa Inicial, com a mesma malha da etapa anterior. Nessa etapa a malha unidimensional se desloca do menisco à base do molde na velocidade de lingotamento com variação de distância de $\Delta t \cdot V_{\text{ling}}$.

A rotina atua de forma iterativa, e tem como resultado final os perfis térmicos na parede do molde e no metal lingotado. Inicialmente toda a extensão da espessura do molde parte com o perfil determinado na etapa Inicial, e segue os cálculos até a distância do próximo termopar. Dessa forma, o programa calcula o perfil de temperatura ao longo do molde e determina os h 's nas distâncias de cada ponto monitorado. Para o molde monitorado de seção 240x240mm, na altura do molde correspondente aos termopares Tp4 e Tp5, é determinado o valor do coeficiente de transferência de calor na interface molde/água de refrigeração, este valor de h é assumido constante ao longo do comprimento do molde. Finalmente tem-se como resultado os valores de h ao longo do comprimento do molde de modo escalonado, conforme apresentado na Figura 5.4. Para melhor visualização, os resultados foram apresentados como curvas de tendência dos valores pontuais de h , obtidos em cada ponto de medida dos termopares.

Após serem calculadas e analisadas todas as curvas de h das corridas monitoradas, objetiva-se obter equações para o cálculo dos valores de h como função da distância do menisco, a partir de regressão numérica dos valores de h obtidos.

Essa equação corresponde ao resultado final do trabalho a qual será posteriormente utilizada para simular a solidificação de corridas no processo de lingotamento contínuo.

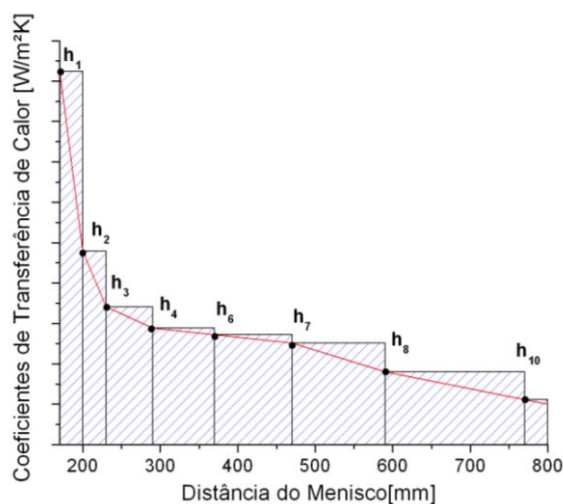


Figura 5.4 Gráfico representativo dos valores dos coeficientes de transferência de calor ao longo do comprimento do molde.

5.3 Estratégia de Otimização de Busca dos Coeficientes de Transferência de Calor ao Longo do Molde

O método usado para determinar os coeficientes de transferência de calor nas interfaces metal/molde ($h_{m/m}$) e molde/água de refrigeração ($h_{m/a}$) é baseado na solução do problema inverso de condução de calor. Este método utiliza-se da medida de temperaturas experimentais obtidas por termopares acoplados ao molde em posições conhecidas, e comparadas com temperaturas calculadas pelo modelo numérico de solidificação e transferência de calor nas correspondentes posições da malha numérica. Aplicações do problema de condução de calor inverso são descritas em prévia de artigos (Ho, 1984, Santos, 2003, 2006; Pinheiro, 2000; Garcia, 2001, Chandra, 1993).

As rotinas de busca para a determinação dos coeficientes de transferência de calor na interface metal/molde, ao longo do comprimento de molde, foram desenvolvidas aplicando estratégias de otimização para o aumento da velocidade de processamento e maior precisão nos resultados gerados pelo modelo matemático de solidificação. A Figura 5.5 mostra o fluxograma do algoritmo de otimização para determinação dos coeficientes de transferência de calor na interface metal/molde.

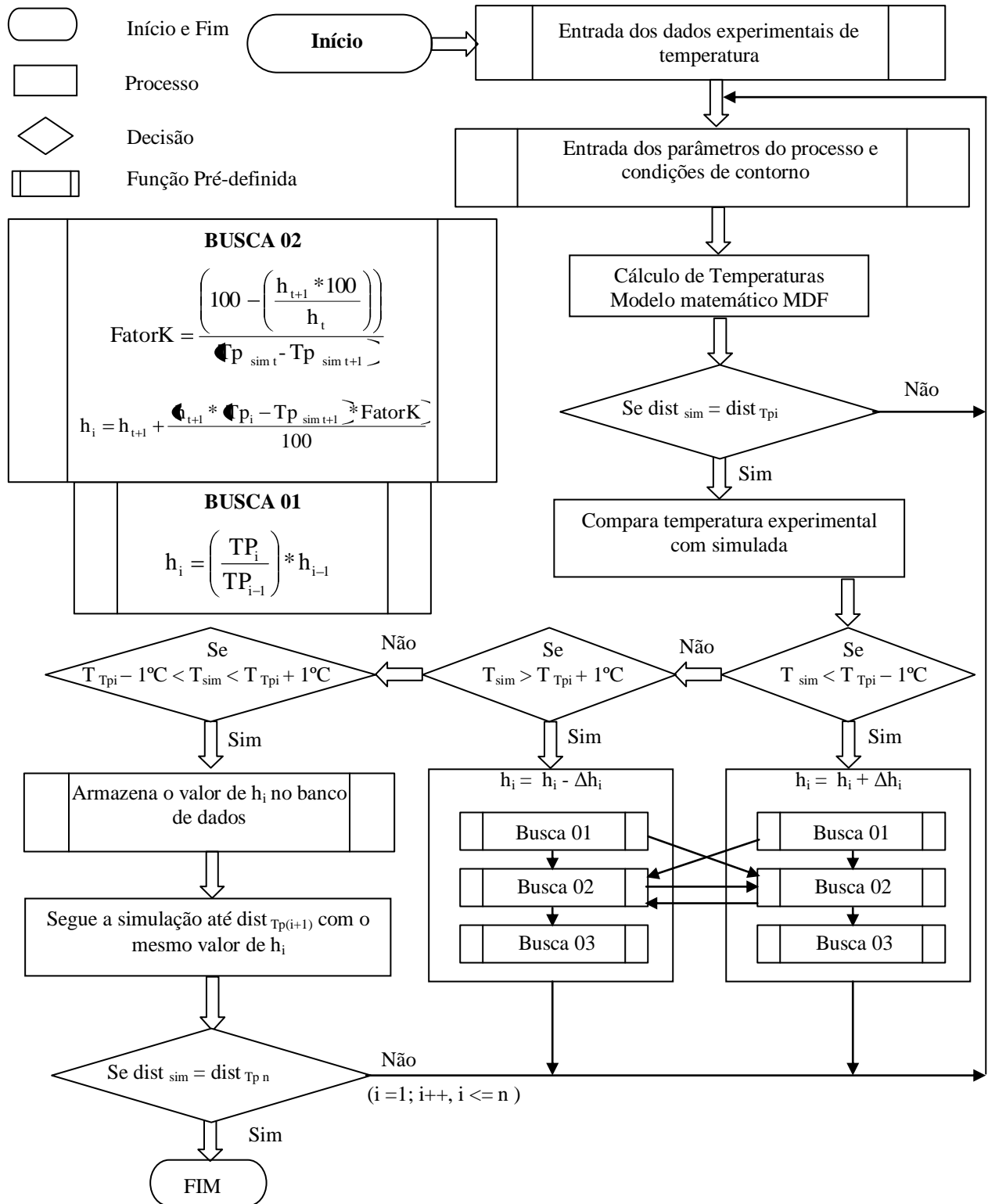


Figura 5.5 Fluxograma do algoritmo de otimização para determinação dos coeficientes de transferência de calor na interface metal/molde por meio do confronto de perfis de temperaturas teórico/experimental.

As rotinas atuam de forma iterativa. Inicialmente a malha calcula um perfil de temperaturas no metal e no molde na região do menisco, e comparam a temperatura simulada com a experimental no ponto monitorado a partir de um valor inicial conveniente de $h_{m/m}$ assumido ($4500 \text{ W/m}^2\text{K}$). São aceitas variações nas temperaturas comparadas dentro da faixa de $\pm 1^\circ\text{C}$. O teste é feito quando a malha numérica, ao se deslocar a partir do menisco, encontra-se na posição do ponto monitorado seguinte. Neste momento, é verificado se o $h_{m/m}$ utilizado no cálculo é representativo, analisando se a temperatura simulada está dentro faixa de temperatura limite, ou divergindo do limite tolerável. Caso necessário o sistema pode realizar um incremento ou decremento no valor de h_i (dh_i) e repetir novamente os cálculos retornando do ponto monitorado anterior com novo valor de h_i . O processo em cada passo segue até a distância do próximo termopar, e assim por diante ao longo do comprimento do molde. O dh_i é calculado por três diferentes métodos de otimização, que buscam valores de h_i que mais irá aproximar a temperatura simulada da experimental. A Figura 5.6 mostra uma representação de perfis de temperatura no metal e no molde para situações com diferentes valores de h utilizados. A figura auxilia no entendimento do desenvolvimento dos algoritmos de busca elaborados para acelerar a aproximação das temperaturas simuladas e experimentais, a fim de obter os h 's no molde.

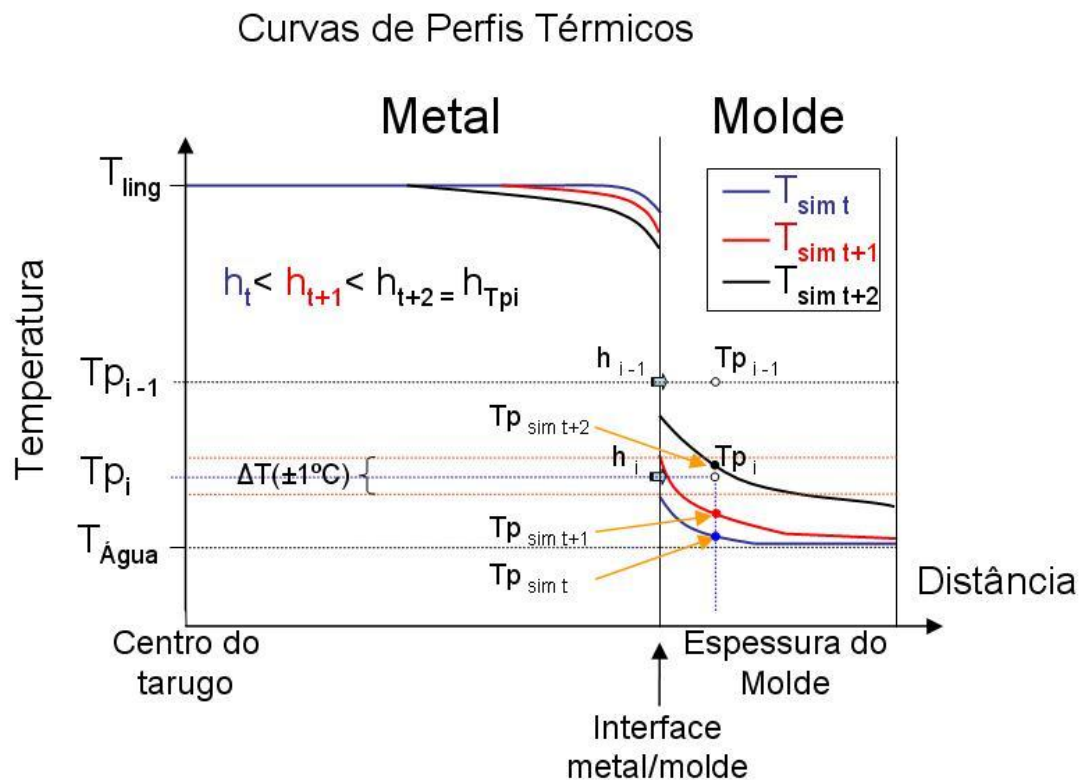


Figura 5.6 Figura representativa de perfis de temperaturas que mostram as variáveis adotadas para elaboração dos métodos de busca.

considerado constante ao longo do molde. A estratégia para determinar o $h_{m/a}$ é realizada por comparações de temperaturas experimentais e simulada dos pontos correspondentes aos termopares Tp4 e Tp5 de monitoramento. Para início dos cálculos é atribuído um valor inicial de $h_{m/a} = 35000 \text{ W/m}^2\text{K}$, se necessário é feito um incremento ou decremento no valor de $5000 \text{ W/m}^2\text{K}$ do $h_{m/a}$ corrente.

5.4 Levantamento dos Dados e Parâmetros Operacionais da Máquina de Lingotamento Contínuo

As plantas apresentadas da Figura 5.7 à Figura 5.9 são da máquina de lingotamento contínuo na qual foram realizadas as medições de temperaturas nos moldes e coleta dos parâmetros operacionais para a determinação das dimensões do equipamento e levantamento de todos os pontos de contato entre qualquer componente da máquina com a superfície do lingote, desde o molde até o oxicorte. A seqüência de fotos está organizada da seguinte forma: vista geral de toda planta, com referência a distância de cada componentes da máquina a partir do menisco; detalhamento do molde e da caixa de molde; e posicionamento dos rolos de pé abaixo do molde.

A máquina de lingotamento opera com três veios, panela de 65 toneladas e distribuidor para 12 toneladas de aço. O sistema possui altura de 9,61 m do solo até o nível do piso onde está instalado o distribuidor. O raio fixo da máquina é de 9,0 m, e a distância linear até o início do corte (oxicorte) é de 24 m. A distância do menisco ao rolo endireitador é de 14 m, sendo que essa distância representa o ponto de início do desempenho do lingote, ou ponto onde a solidificação do lingote deve estar completa. O equipamento contém dois agitadores eletromagnéticos, sendo que um está posicionado na região logo abaixo da segunda zona de chuveiros, permitindo um deslocamento de posição em torno de 1,0 m, e o outro está posicionado antes do rolo extrator e da região de desempenho.

Em relação aos sistemas de refrigeração, o maior controle ocorre no molde, existindo sensores de temperatura na entrada e saída do circuito fechado de água e manômetros posicionados na entrada e saída de cada molde. Alterações na vazão de água no sistema são realizadas em função das dimensões dos moldes e da composição química dos aços. Para as zonas de chuveiros, cada veio tem o seu próprio circuito de água, apresentando válvula de controle de vazão, transmissor de pressão e um medidor de fluxo. O fabricante dos chuveiros ou “sprays” indica a capacidade de vazão para uma pressão do jato de 2,8 bar de 2,0 litros/min para a seção de 240mm e de 1,5 litros/min para a seção de 150mm.

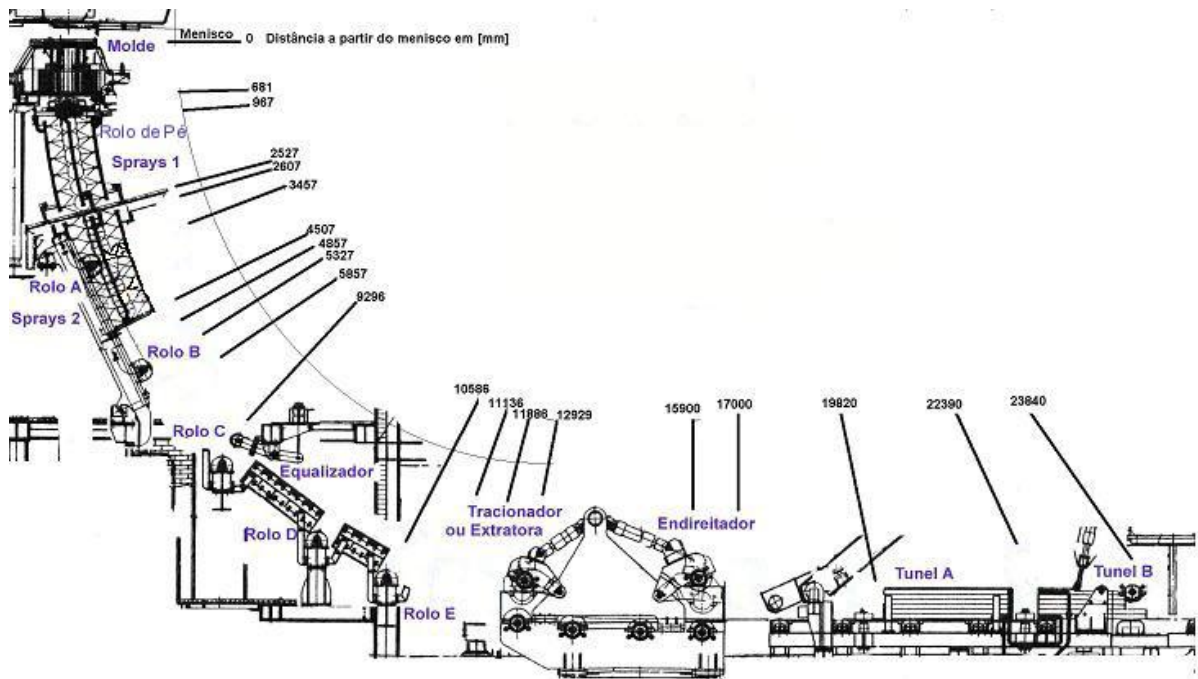


Figura 5.7 Vista lateral da máquina de lingotamento contínuo, indicando os componentes da máquina e a distância a partir do menisco.

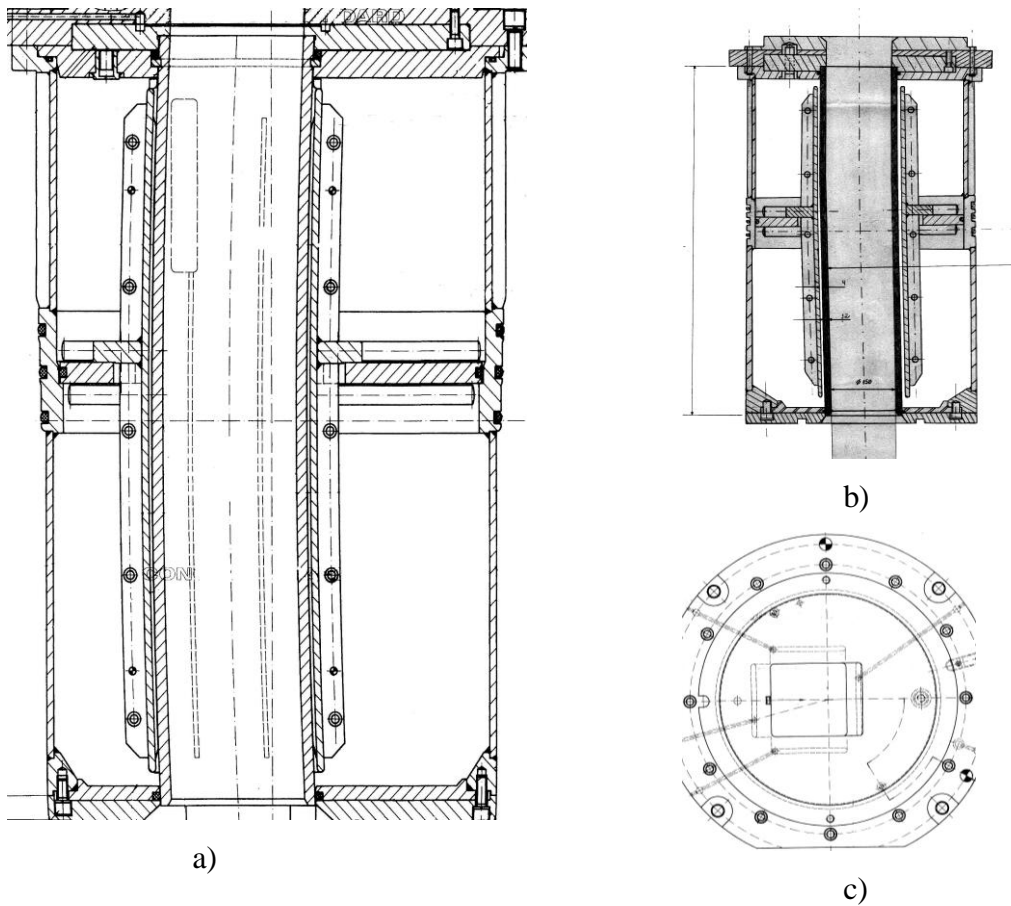


Figura 5.8 a) Detalhe do molde de seção 150x150 mm, destacando b) o sistema de refrigeração do molde e c) vista de topo.

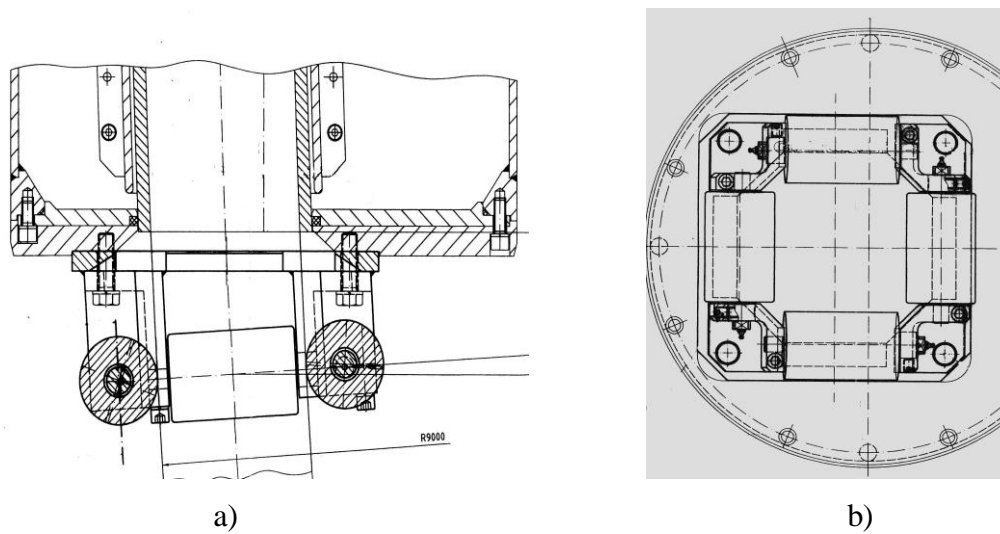


Figura 5.9 a) Destaque dos rolos de pé posicionados imediatamente abaixo do molde, b) vista inferior do posicionamento dos rolos utilizados para o direcionamento e extração do lingote.

5.4.1 Distribuidor

O distribuidor tem capacidade para 12 toneladas de aço líquido, sendo que os gradientes térmicos admissíveis são de: ± 10 °C de temperatura acima ou abaixo da especificada para capacidade total (12 ton), denominada temperatura objetivada; - 15 °C para meia capacidade (6 ton); e - 20 °C para distribuidor no final da corrida (2 ton).

A temperatura medida no distribuidor, por pirômetros de imersão, é chamada de temperatura de lingotamento, e estima-se uma diferença de 10 a 15 °C entre essa temperatura medida e a temperatura na superfície do metal líquido no molde. Para cada corrida lingotada são realizadas até 9 medições de temperatura.

5.4.2 Molde

A máquina de lingotamento contínuo opera com três tipos de moldes de cobre refrigerados, com seções de 150x150 mm, 180x180 mm e 240x240 mm, com comprimento de 801 mm, podendo também ser dividido em moldes retos ou linear e moldes parabólicos. Em

todos os casos, a fixação da camisa de cobre na estrutura do molde é realizado com 4 slots na parte superior.

O nível de aço líquido no molde é um parâmetro importante do controle do processo, sendo que em sistemas on-line, o sensor de nível (em geral uma fonte radioativa – Co60) atua diretamente no regulador da válvula tampão da saída do distribuidor. Desse modo pode-se controlar a quantidade de metal vazado no molde e, evitar-se o transbordamento com o excesso de alimentação ou, por outro lado, um esvaziamento em demasia podendo levar à ruptura do lingote na saída devido à fina casca solidificada.

Na máquina de lingotamento contínuo, o nível de aço no molde é controlado por uma fonte radioativa posicionado na parte superior do molde, em uma das faces, abrangendo uma região de 145 mm de comprimento, como mostra a Figura 5.10. O nível máximo no molde equivalente a 100% está a 75 mm abaixo do topo do molde e o nível mínimo de 0% está a 220mm abaixo do topo do molde. O nível médio de trabalho é de 70 % da área de cobertura da fonte radioativa, o que equivale à distância de 119 mm do topo do molde. Em condições normais de operação, a variação desse nível segue um ciclo senoidal com amplitude de 10% de oscilação ($\pm 5\%$ do nível médio de trabalho) e com período de 100 minutos. Portanto, o nível oscila variando na faixa de ± 7 mm. O nível de aço líquido no molde corresponde a 79% do seu comprimento, ou seja, para o molde de 801 mm, a altura do menisco está a 170 mm abaixo do topo, o que representa um comprimento útil de 630 mm. Na face oposta da fonte radioativa, é posicionado um detector que opera integrado ao sistema de monitoramento e segurança da operação. O controle do nível de metal líquido é realizado em função do peso do distribuidor e das leituras da posição do menisco, atuando diretamente na abertura ou fechamento das válvulas tampão.

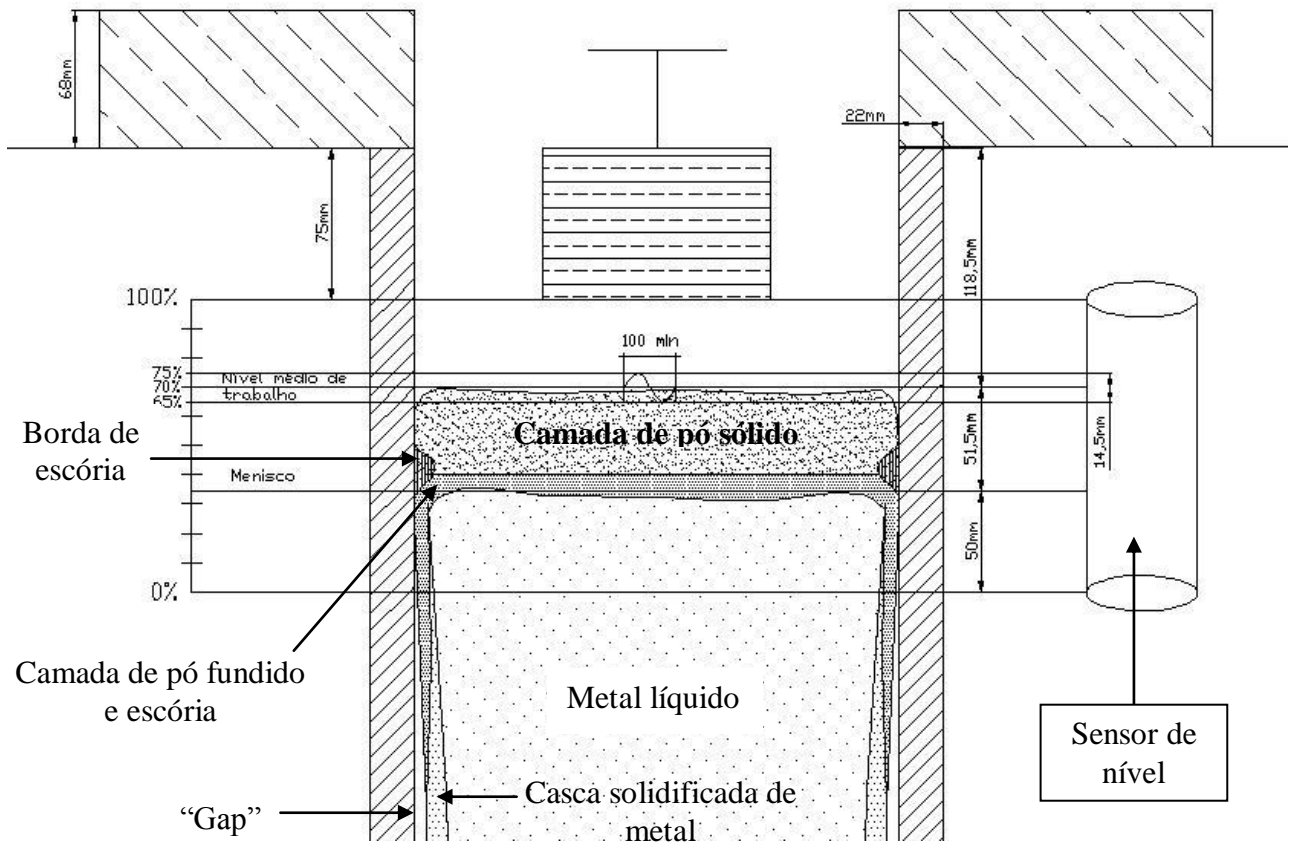


Figura 5.10 Desenho representativo do campo de cobertura da fonte radioativa e da variação do nível de metal no molde.

As principais propriedades termofísicas do molde foram obtidas do fabricante do molde (EuropaMetalli), e estão listados na Tabela 5.2. Um revestimento interno consistindo de uma camada depositada de cromo de aproximadamente 1 mm é utilizada para melhorar as condições de desgaste do interior do molde.

Tabela 5.2 Principais propriedades termofísicas do molde.

	Molde Linear (CuDHP)	Molde Parabólico (CuAg)
Elementos de Liga [%peso]	P = 0,015 – 0,040	Ag = 0,08 – 0,12 P = 0,004 – 0,012
Densidade [g/cm³]	8,9	8,9
Condutividade Térmica [W/m.K] (em 100°C)	330	370
Calor Específico [J/kg.K]	495	495
Dureza Brinell [HB] (em 20°C)	80-95	80-95
Coefficiente de Expansão Térmica [K⁻¹] (em 200°C)	0,0000173	0,0000173

A espessura da parede do molde varia dependendo do tipo e dimensões do molde. São realizadas medições periódicas (a cada 50 corridas) nas dimensões internas do molde, analisando distorções geométricas que podem levar a formação de defeitos como a romboidade (diferença entre as diagonais da seção transversal do lingote) e o desgaste causado pela introdução da barra falsa na parte inferior do molde. Quanto menor a espessura, maior a facilidade de distorções, no entanto, espessuras muito espessas, podem levar a uma diminuição nas taxas de transferência de calor, acarretando uma inadequada formação da casca solidificada do tarugo na saída do molde. As maiores diferenças na espessura do molde ocorrem na região de entrada da barra falsa. O comportamento térmico nas faces do molde influencia na variação de suas dimensões. Segundo o fabricante do molde, temperaturas acima de 350°C podem alterar as características do molde.

O molde é refrigerado intensivamente com circulação de água através de canais. Os canais de resfriamento encontram-se distribuídos por toda camisa externa e estendem-se por todo comprimento do molde. A caixa de molde contém a camisa do sistema de refrigeração em aço inoxidável 304, com canais de 4 mm entre a camisa e o molde, além de apresentar suporte do tubo de cobre em 4 *slots* superiores. Situação mais recomendada segundo vários pesquisadores (Samarasekera, 1982, Chandra, 1993) é o Tipo 1 da Figura 5.11. O sistema de refrigeração do molde é independente do restante do equipamento, apresentando vazão mínima de 566 l/min e máxima de 633 l/min para seção 150x150mm e vazão média de 800 l/min para seção 240x240mm, para cada veio. A pressão de entrada é de aproximadamente 240 kPa com variações de ± 5 kPa. A temperatura de entrada da água é de 27°C e a de saída é de 32°C, tendo um gradiente de temperatura entre entrada e saída da água de 5°C.

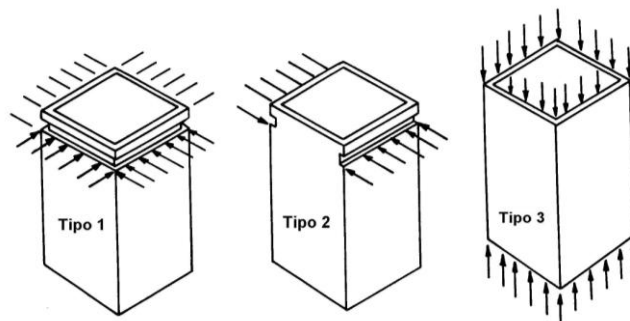


Figura 5.11 Tipos de suportes de molde para fixação na caixa de molde (Samarasekera, 1982).

Os dados de conicidade que foram repassados informam que o molde parabólico apresenta redução da cavidade interna com 33 ângulos de conicidade ao longo do

comprimento variando a cada 25 mm. A redução das dimensões da seção do topo à base do molde é de 1,7% para o molde parabólico de seção 150x150mm. Já para o molde parabólico de seção 240x240mm essa redução é de 2,16%. O molde normal ou linear apresenta apenas um ângulo de conicidade, sendo que para o molde de seção 240x240mm a redução da seção do topo à base é de 1,79%. A maior redução do ângulo de conicidade para os moldes parabólicos proporciona um maior contato do tarugo com a parede do molde no lingotamento pela redução do “gap” de ar interfacial, e conseqüentemente maiores taxas de extração de calor pelo molde.

Durante as corridas dos aços analisados, foram utilizados 4 (quatro) tipos de pós fluxante, sendo identificados pela numeração 1, 5, 6 e 8, específicos para diferentes qualidades de aço e dimensões do tarugo lingotado, como mostra a Tabela 5.3. A alimentação de pó é realizada pela região superior do molde, objetivando a formação de uma camada de 40-50 mm de pó sólido e uma espessura de 5-8 mm de pó fundido em contato com o aço líquido. A Tabela 5.4 mostra as características dos pós fluxantes 1 e 5 (*Fonte: Stollberg GmbH, Alemanha*).

Tabela 5.3 Tipos de pós para as qualidades de aços e dimensões dos tarugos das corridas analisadas.

Tipo de Pó	Qualidade de aço	Dimensões do tarugo
1	Alto carbono	150x150mm e 240x240mm
5	Baixo e médio carbono	240x240mm
6	Baixo carbono	240x240mm
8	Baixo, médio e alto carbono	150x150mm e 180x180mm

Tabela 5.4 Características dos Pós Fluxantes 1 e 5 [*Fonte: Stollberg GmbH, Alemanha*].

	Pó 5: 528-110			Pó 1: 816 C		
	%	min	Max	%	min	Max
SiO ₂	28,1	26,6	29,6	38,8	37,3	40,3
CaO	30,9	29,4	32,4	33,0	31,5	34,5
MgO			1,0			1,0
Al ₂ O ₃	4,8	4,1	5,6	4,7	4,2	5,2
TiO ₂			0,5			0,5
Fe ₂ O ₃			1,0			1,1
MnO ₂			0,5			0,5
Na ₂ O	5,3	4,6	6,1	7,9	7,1	8,6
K ₂ O			0,5			0,5
B ₂ O ₃			0,2			0,3
Li ₂ O	0,7	0,5	1,0	0,9	0,6	1,3
F	4,5	4,0	5,0	7,9	7,4	8,4

C free	16,0	15,0	17,0	2,0	1,5	2,5
CO ₂	9,4	8,4	10,4	5,9	4,9	6,9
H ₂ O total			0,5			0,5
Basicidade (CaO/SiO ₂)	1,10	1,05	1,15	0,85	0,80	0,90
Densidade (g/cm ³)	0,78	0,63	0,93	0,65	0,50	0,80
Temperatura de Amolecimento	1120 °C			1100 °C		
Temperatura de Fusão	1140 °C			1120 °C		
Temperatura de Flowing	1155 °C			1140 °C		
Viscosidade (Pa.s)	1200 °C	0,60		1200 °C	0,59	
	1300 °C	0,30		1300 °C	0,31	
	1400 °C	0,17		1400 °C	0,18	
Tamanho de grão	< 1 mm			< 1 mm		

O molde oscila com frequência e amplitude controlada. Esse movimento auxilia na extração do lingote. Os ajustes na frequência de oscilação e amplitude do molde são apresentados a seguir, sendo o mecanismo de alteração da amplitude ajustado por meio de um acoplamento excêntrico entre o eixo do motor e o eixo do mancal do mecanismo biela-manivela.

Para as oscilações do molde, trabalha-se com os seguintes valores:

Seção 150 mm:	Frequência 100 cpm	Amplitude 7,4 mm
Seção 180 mm:	Frequência 120 cpm	Amplitude 5,7 mm
Seção 240 mm:	Frequência 180 cpm	Amplitude 4,1 mm

A velocidade nominal de lingotamento é função da variação de temperatura no distribuidor ao longo da corrida e das condições da panela. Têm-se duas tabelas para o comportamento da velocidade de lingotamento e temperaturas medidas no distribuidor, sendo essa também função do tipo de aço lingotado.

Tabela A

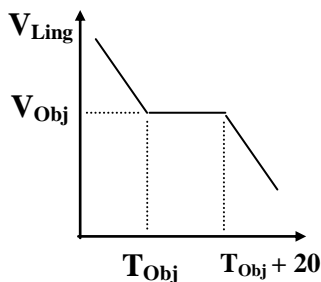
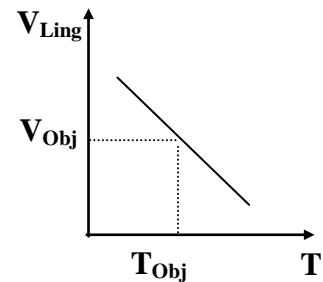


Tabela B



O ajuste de velocidade é realizado por meio de modificações manuais nos controladores de extração do lingote segundo tabelas específicas de correção da velocidade em função da temperatura do metal líquido no distribuidor. Para cada corrida lingotada são

realizadas até 9 medições de temperatura, conseqüentemente, até 9 modificações na velocidade de lingotamento durante uma corrida.

5.4.3 Resfriamento Secundário ou Sprays

Para os aços analisados, tem-se para a vazão de água das zonas de resfriamento secundário:

QUALIDADES DE AÇOS	VAZÃO	MOLDE
0.07 – 0.61%C:	0,25 l/kg aço	seção 150 x 150 mm ²
0.36 – 0.71%C:	0,34 l/kg aço	seção 150 x 150 mm ²
0.14 – 0.43%C:	0,19 l/kg aço	seção 180 x 180 mm ²
0.33 – 0.64%C:	0,22 l/kg aço	seção 180 x 180 mm ²
0.14 – 0.58%C:	0,11 l/kg aço	seção 240 x 240 mm ²
0.31 – 0.95%C:	0,20 l/kg aço	seção 240 x 240 mm ²

A partir dos dados acima, observa-se que quanto maior a quantidade de carbono e menor a seção do molde, com conseqüente aumento da velocidade de lingotamento, maior a vazão de água na zona de resfriamento secundário.

5.5 Projeto e Instalação dos Termopares no Molde

Inicialmente, objetivou-se a colocação de 30 termopares nas faces do molde parabólico, seção 240x240mm, dispostos do seguinte modo: 10 termopares no centro da face de raio externo, 10 termopares no centro da face de raio interno e 10 termopares na face lateral.

Após discussão com os técnicos da EUROPA METALLI, concluiu-se que os termopares podem se aproximar da face quente do molde em até 5 mm, sem o risco de ocorrer perfuração. A EUROPA METALLI também propôs que os termopares fossem mais concentrados na região superior do molde, e mais distantes na base, uma vez que segundo a

experiência deles as variações mais significativas de temperatura serão sentidas na região superior do molde.

De posse dessas informações, foi esquematizado o projeto da disposição e fixação dos termopares no molde com detalhamento das medidas e dimensões. As Figura 5.12, Figura 5.13 e Figura 5.14 mostram desenhos técnicos dos moldes de seções quadradas de 150x150mm, 180x180mm e 240x240mm, respectivamente.

Molde seção 150x150mm

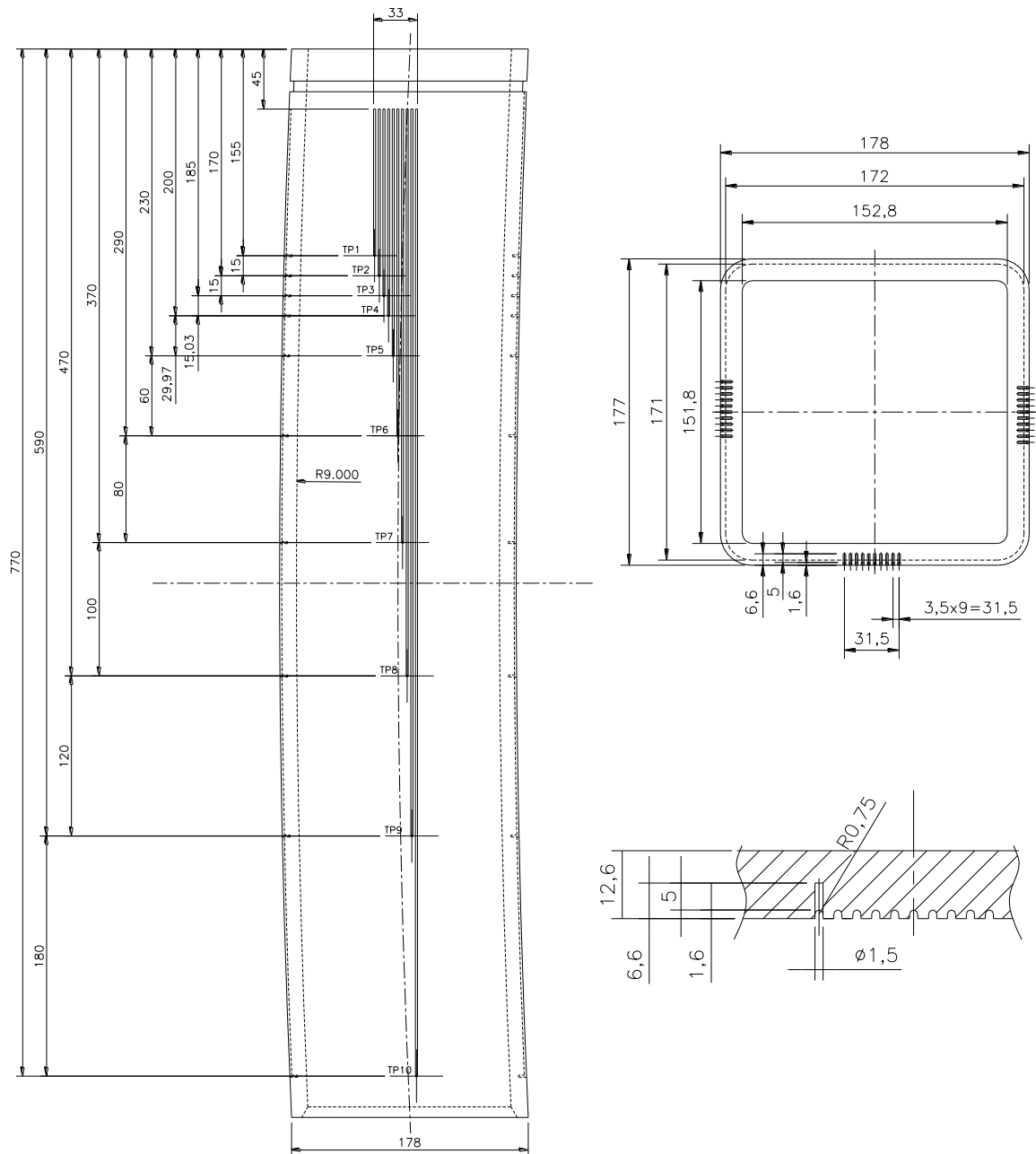


Figura 5.12 Desenho esquemático da disposição dos termopares no molde parabólico de seção 150x150mm.

Molde seção 180x180mm

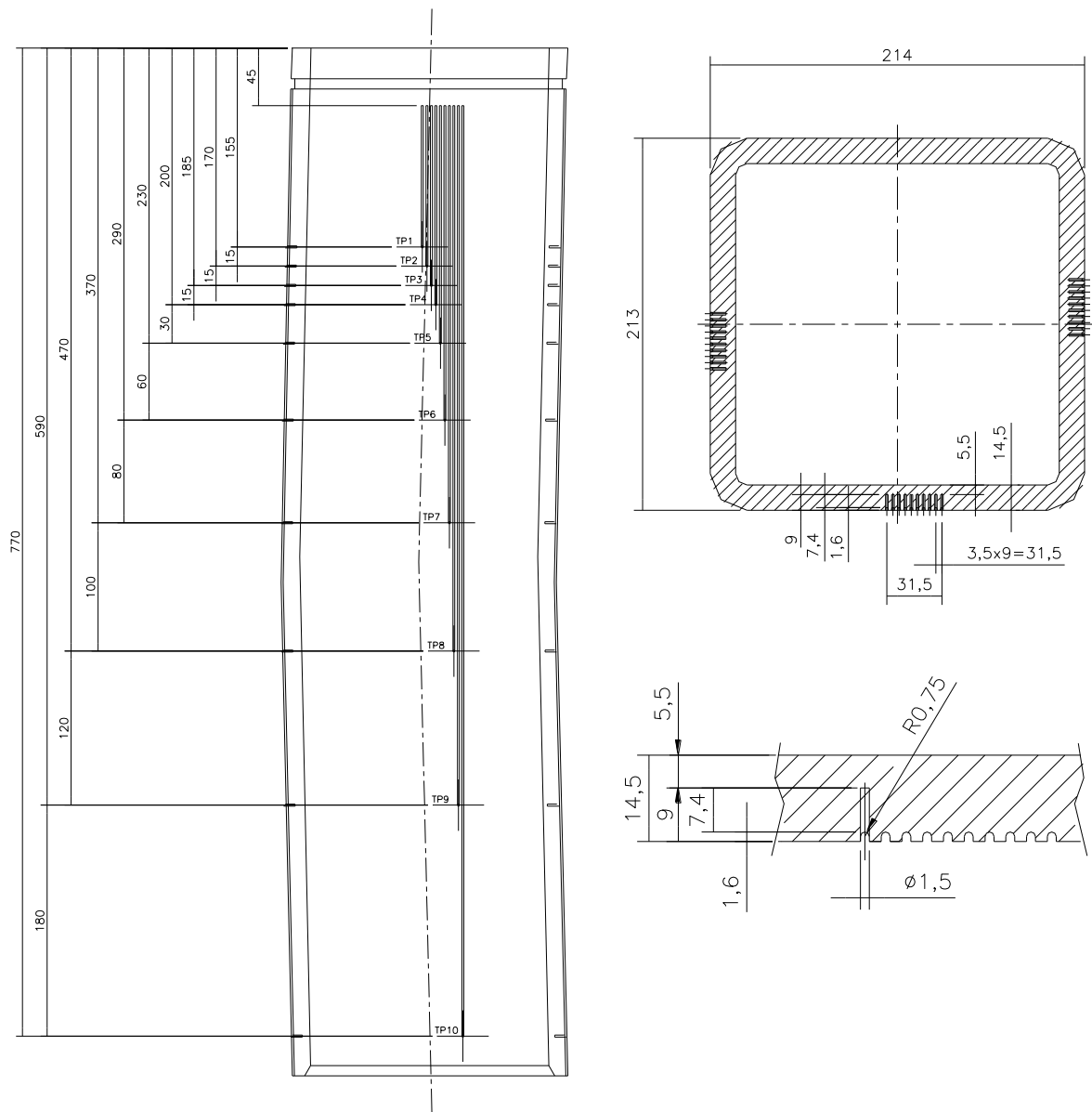


Figura 5.13 Desenho esquemático da disposição dos termopares no molde parabólico de seção 180x180mm.

Molde Parabólico Seção 240 x 240 mm

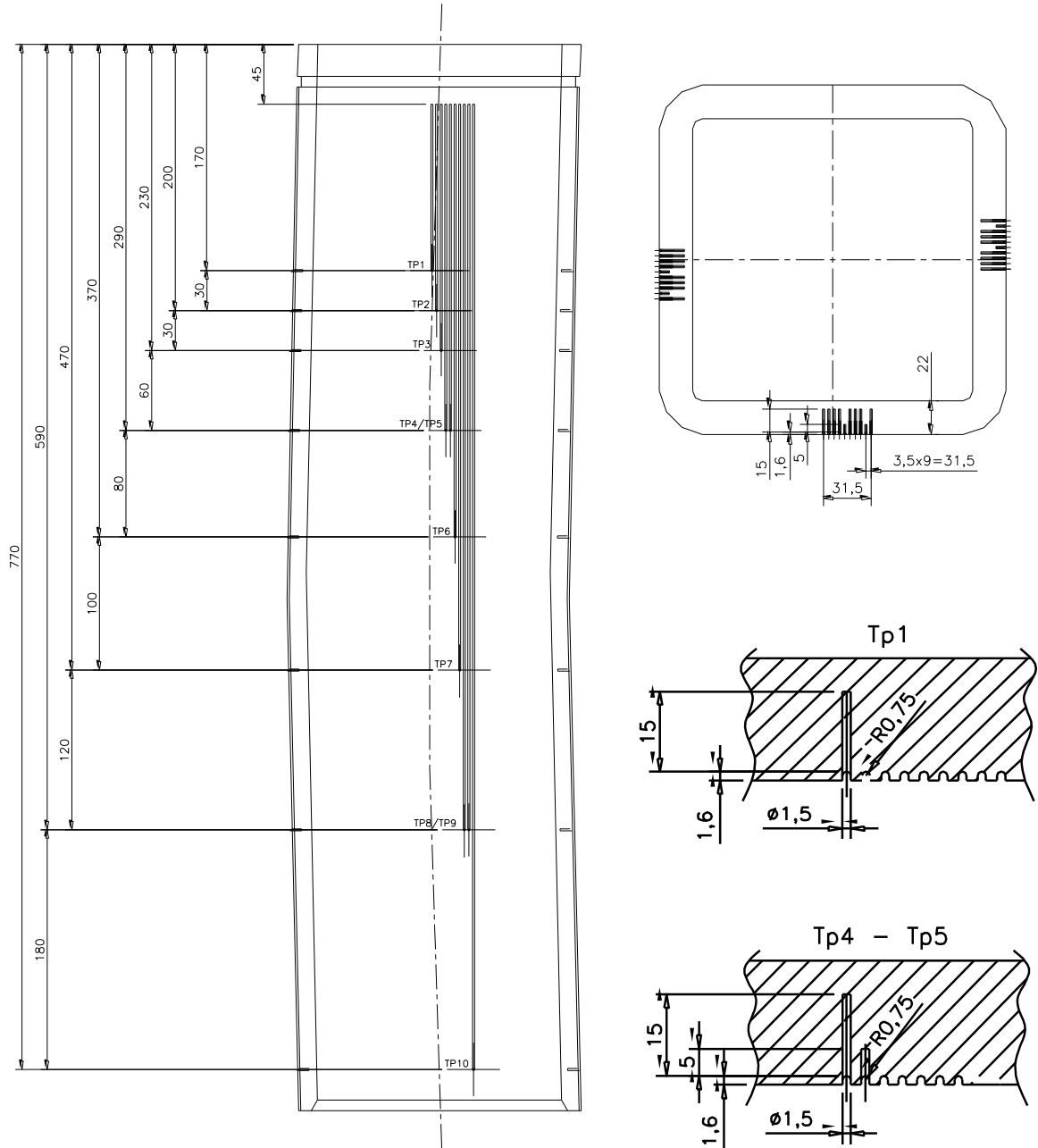


Figura 5.14 Desenho esquemático da disposição dos termopares no molde parabólico de seção 240x240mm.

Algumas considerações foram levadas em conta na elaboração do projeto:

- ✓ Foram usinados sulcos longitudinais para passagem dos termopares, de forma que a superfície externa do molde manteve-se lisa, conforme a condição original, evitando a formação de ressaltos que poderão causar turbulência localizada, levando a uma variação na condição de resfriamento parede externa-água.
- ✓ Os 3 jogos de termopares instalados em cada face foram posicionados no centro das respectivas faces, e dessa forma sendo ignorado o efeito de borda do sistema de solidificação;
- ✓ Empregaram-se terminais para fixação dos termopares ao moldes;
- ✓ Utilizaram-se termopares do tipo K (Cromel – Alumel) de 1,5 mm de diâmetro;
- ✓ A fixação para contato dos termopares aos cabos de compensação fez-se com a utilização de sistema de conectores;
- ✓ A nomenclatura adotada para identificação dos termopares é apresentada na Tabela 5.5.

Tabela 5.5 Nomenclatura adotada para os termopares colocados em diferentes posições nas faces.

Termopar	Face Raio Externo	Face Raio Interno	Face Lateral
Tp1	E1	I1	L1
Tp2	E2	I2	L2
Tp3	E3	I3	L3
Tp4	E4	I4	L4
Tp5	E5	I5	L5
Tp6	E6	I6	L6
Tp7	E7	I7	L7
Tp8	E8	I8	L8
Tp9	E9	I9	L9
Tp10	E10	I10	L10

A seqüência de fotos da Figura 5.15 apresenta os principais passos da preparação do molde para inserção dos termopares, mostrando o processo de usinagem e a fixação e instalação dos termopares, conectores e cabos de compensação.

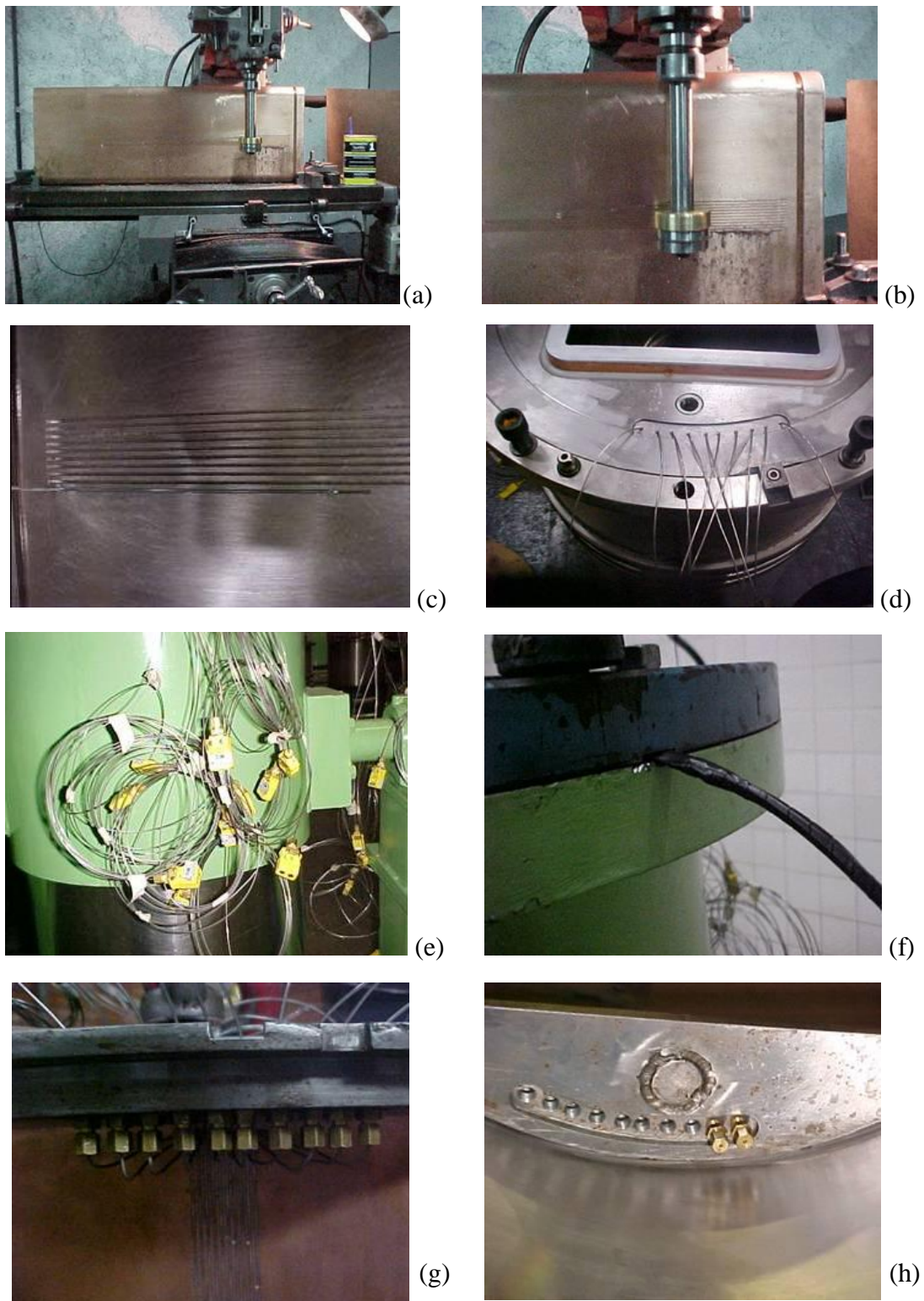


Figura 5.15 Sequência de usinagem e montagem dos termopares no molde: (a) e (b) usinagem, (c) detalhe dos sulcos para passagem dos termopares, (d) termopares inseridos no molde, (e) e (f) sistema de conectores e cabos de compensação, (g) e (h) terminais para acoplamento entre os termopares e os cabos de compensação.

Para o molde de seção 240x240mm, a disposição dos termopares ao longo do molde foi dada conforme a Figura 5.14, desde a região do menisco à 170 mm do topo do molde, até 31 mm acima da saída do molde, resultando em um total de 10 (dez) pontos estratégicos de monitorização em cada face. Os termopares Tp1, Tp2, Tp3, Tp4, Tp6, Tp7, Tp8 e Tp10 foram posicionados a uma distância de 5,4 mm da face quente do molde (interface metal/molde), sendo Tp1 a referência da temperatura do menisco. Os termopares Tp5 e Tp9 foram localizados a uma distância de 16,2 mm da interface metal/molde. Para os moldes de seções 150x150mm e 180x180mm, os termopares foram todos posicionados a uma distância de 6,0 mm e 5,5 mm da face quente do molde (interface metal/molde), respectivamente; sendo que o termopar Tp1 foi posicionado à 15 mm acima do menisco e o Tp2 a referência da temperatura do menisco.

Para a aquisição dos dados de temperatura monitoradas no molde, utilizou-se uma placa de aquisição de dados para 36 canais acoplada a um computador mono-usuário e um software de tratamento gráfico, empregando-se uma taxa ou frequência de aquisição de 1 ponto por minuto.

6.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

6.1 Temperaturas Experimentais da Parede do Molde

Foram monitoradas temperaturas no molde de um total de 383 corridas (165 corridas com molde parabólico seção 150x150mm, 69 corridas com molde parabólico seção 180x180mm, 124 corridas com molde parabólico seção 240x240mm e 25 corridas com molde linear seção 240x240mm). Durante a monitorização, o tempo médio por corrida foi de aproximadamente 50 minutos.

Os resultados obtidos pelos termopares inseridos no molde correspondem a valores médios de temperatura em função do tempo. As temperaturas gravadas receberam um filtro para remover variações de temperatura causada pela flutuação do nível do metal no menisco e pela variação da velocidade de lingotamento durante a corrida. Após, receberam tratamento estatístico fornecendo um valor médio e um desvio padrão dos valores de temperatura para cada ponto de monitoramento. Essas temperaturas médias foram posteriormente usadas para obter o perfil dos coeficientes de transferência de calor ao longo do molde a partir dos resultados do simulador.

A Tabela 6.1 apresenta os principais dados das corridas analisadas, citando número da corrida, dimensões e tipo de molde, composição química em porcentagem em peso e dados operacionais durante lingotamento. Os valores de velocidade de lingotamento (V_L) e temperatura de vazamento (T_V) das corridas correspondem aos valores médios ponderados no tempo.

A equação adotada neste trabalho para previsão da reação peritética foi a Equação (6.1) de Wolf (1991) pelo fato de possuir a influência de elementos de liga de maior interesse no cálculo do C_{eq} entre os aços estudados.

$$C_{eq} = \%C + 0,02\%Mn - 0,1\%Si + 0,04\%Ni - 0,04\%Cr - 0,1\%Mo - 0,7\%S \quad (6.1)$$

As corridas analisadas foram simuladas e determinados os coeficientes de transferência de calor com auxílio do programa numérico desenvolvido em linguagem de programação C++. Os resultados obtidos foram posteriormente correlacionados com

condições de contorno e parâmetros de processo do lingotamento contínuo analisando suas influências na transferência de calor no molde.

Tabela 6.1 Dados das corridas monitoradas e suas composições químicas em %peso.

Nº Corrida	Seção Molde (mm)	Tipo Molde	Composição Química (%peso)							Potencial Ferítico			Dados Operacionais	
			C	Mn	Ni	Si	Cr	S	Mo	Ceq	PF	Tipo	VL (m/min)	Tv (°C)
1	240x240	Parab.	0,07	1,01	0,13	0,01	0,12	0,35	0,02	0,09	1,03	A	0,60	1583
2	240x240	Parab.	0,07	1,18	0,12	0,01	0,11	0,32	0,02	0,09	1,02	A	0,84	1557
3	240x240	Parab.	0,95	1,04	0,09	0,17	0,12	0,03	0,01	0,94	-1,09	B	0,69	1513
4	240x240	Parab.	0,95	1,04	0,07	0,2	0,16	0,02	0,01	0,93	-1,06	B	0,80	1502
5	240x240	Linear	0,39	0,87	0,07	0,23	0,15	0,04	0,01	0,35	0,37	B	0,57	1546
6	240x240	Linear	0,39	1,46	0,14	0,12	0,12	0,112	0,03	0,33	0,43	B	0,83	1514
7	240x240	Linear	0,47	0,69	0,08	0,23	0,14	0,028	0,02	0,44	0,16	B	0,88	1518
8	240x240	Parab.	0,40	0,69	1,70	0,28	0,77	0,024	0,22	0,39	0,28	B	0,91	1528
9	240x240	Parab.	0,43	1,52	0,05	0,18	0,14	0,106	0,02	0,36	0,34	B	0,82	1533
10	240x240	Parab.	0,45	1,48	0,12	0,14	0,14	0,112	0,02	0,38	0,29	B	0,82	1517
11	240x240	Parab.	0,48	0,64	0,1	0,24	0,16	0,023	0,03	0,45	0,13	B	0,80	1535
12	240x240	Parab.	0,38	0,82	0,12	0,25	0,15	0,027	0,01	0,35	0,37	B	0,88	1533
13	240x240	Parab.	0,36	1,36	0,14	0,59	0,15	0,046	0,02	0,29	0,52	B	0,72	1539
14	240x240	Parab.	0,19	1,26	0,15	0,21	0,17	0,023	0,01	0,18	0,81	B	0,98	1549
15	150x150	Parab.	0,68	0,50	0,07	0,2	0,15	0,068	0,02	0,62	-0,29	B	1,64	1506
16	150x150	Parab.	0,45	0,71	0,19	0,24	0,16	0,022	0,02	0,42	0,19	B	2,12	1527
17	150x150	Parab.	0,48	0,68	1,68	0,1	0,55	0,03	0,22	0,19	0,79	B	2,20	1531
18	180x180	Parab.	0,64	0,81	0,08	0,22	0,09	0,19	0,04	0,62	-0,29	B	1,33	1525
19	180x180	Parab.	0,46	0,84	0,09	0,25	0,33	0,26	0,02	0,42	0,19	B	1,21	1525
20	180x180	Parab.	0,19	0,64	1,52	0,22	0,74	0,29	0,3	0,16	0,86	A	1,46	1552
21	240x240	Parab.	0,19	1,23	0,11	0,28	1,12	0,024	0,03	0,13	0,93	A	0,76	1542
22	240x240	Parab.	0,36	1,26	0,05	0,58	0,21	0,054	0,01	0,28	0,55	B	0,82	1552
23	240x240	Parab.	0,51	1,32	0,06	0,24	0,1	0,027	0,04	0,49	0,03	B	0,81	1535
24	180x180	Parab.	0,36	1,23	0,10	0,55	0,19	0,06	0,02	0,28	0,55	B	1,13	1554
25	180x180	Parab.	0,52	0,79	0,11	0,22	0,15	0,023	0,02	0,49	0,01	B	1,32	1531
26	150x150	Parab.	0,38	1,54	0,12	0,15	0,13	0,10	0,04	0,32	0,45	B	1,81	1505
27	150x150	Parab.	0,46	0,85	0,13	0,21	1,03	0,02	0,21	0,38	0,30	B	2,16	1525

Os gráficos apresentados na Figura 6.1 mostram exemplos dos dados obtidos pelos termopares estrategicamente posicionados nas três faces do molde de seção 240 mm durante o lingotamento de um aço alto carbono, sendo os gráficos divididos em duas categorias: (a) dados globais de temperaturas do molde durante as corridas nas três diferentes faces do molde, (b) temperaturas médias do molde durante o lingotamento, desprezando os instantes iniciais e finais de cada corrida. Como esperado, as temperaturas no molde não permanecem constantes durante a corrida. Flutuações nas temperaturas ao longo do comprimento do molde podem ocorrer por diversas razões, tais como: fluxo irregular do fluxante, defeitos de superfície, contração da casca solidificada. Porém, a velocidade de lingotamento e as variações do nível do metal são as mais importantes fontes de variações de temperatura.

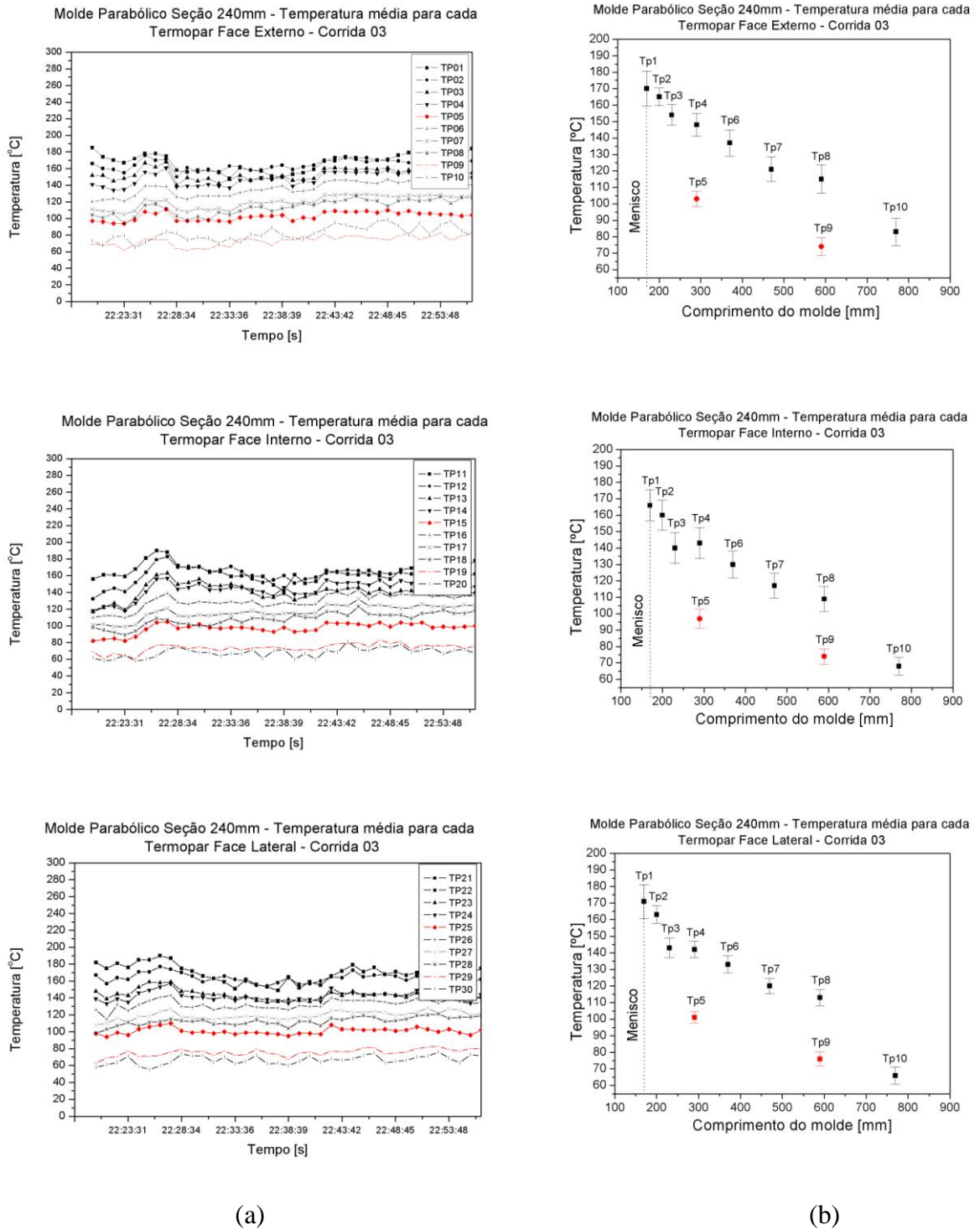


Figura 6.1 Resultados experimentais da temperatura do molde obtidas pelos termopares nas três faces do molde. Corrida 03. Seção 240 mm. Molde Parabólico. (a) temperaturas em função do tempo, (b) temperaturas médias e desvios padrão.

6.2 Inspeção do Molde de Seção 240x240 mm Parabólico

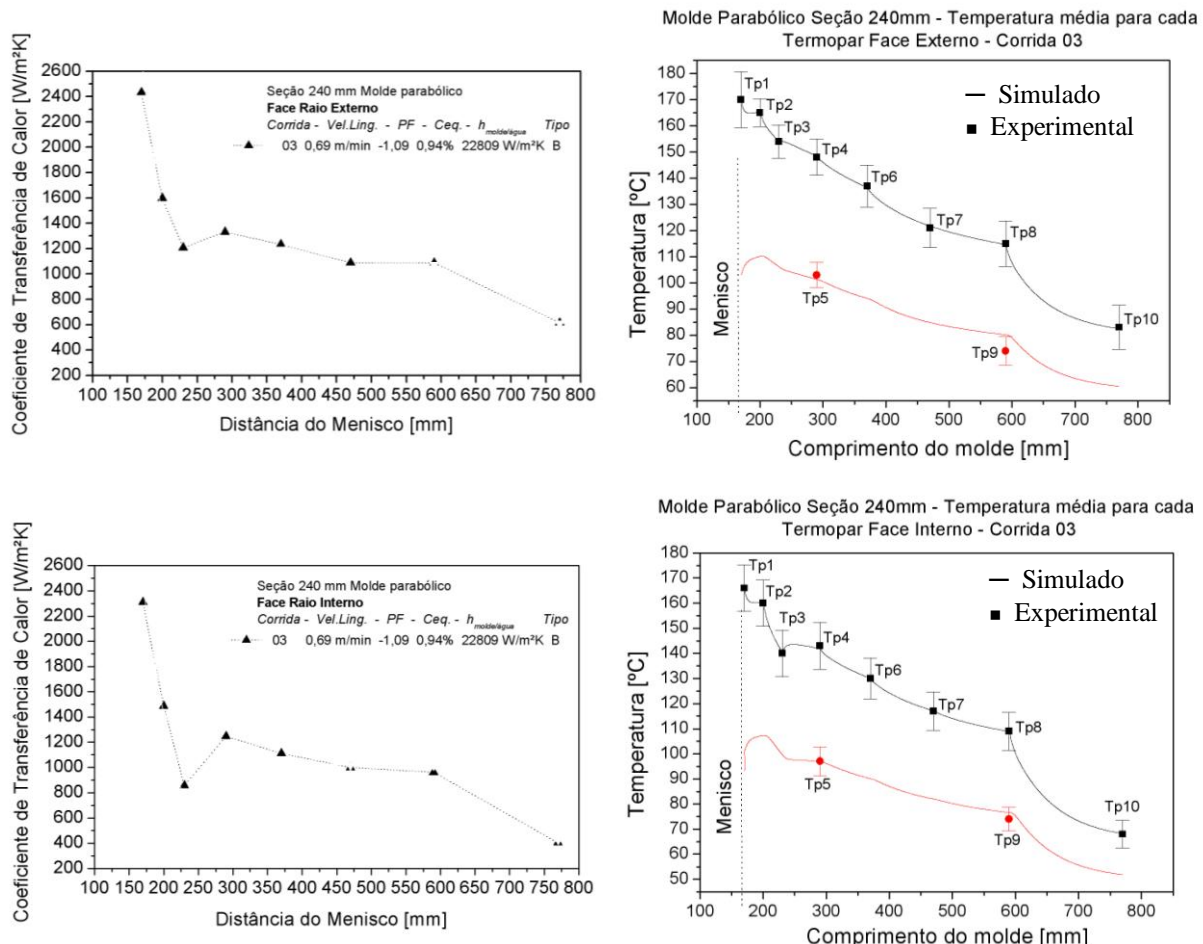
Na inspeção visual do molde, após seu uso em operação, observaram-se regiões com desgaste em sua cavidade, que ocorre em função da fricção entre o tarugo e a parede do molde e/ou da fadiga térmica no menisco resultado da oscilação do molde, que compromete a vida útil do molde em operação, como mostra as fotos da Figura 6.2. Na região superior do molde o desgaste apresentou uma extensão de 40 mm iniciando a uma distância de 130 mm do topo, exatamente na região onde fica alojada a camada de pó fluxante e escória durante o processo de lingotamento, como já mostrado anteriormente na Figura 5.10. O molde também apresentou pronunciado desgaste em sua base e nos cantos, em todas as faces. Esse desgaste pode ter origem da entrada da barra falsa pela base do molde e/ou em função do aumento excessivo da conicidade na região inferior do molde.



Figura 6.2 Fotos do molde de seção 240x240mm parabólico após seu uso, mostrando a) termopares inseridos no molde e; b) cavidade interna e c) detalhes nas regiões de desgaste da parede interna.

6.3 Ajuste na Aproximação das Temperaturas Simuladas com Experimentais nas Paredes do Molde

Os resultados apresentados na Figura 6.3, correspondem a comparação dos resultados gerados pelo modelo de solidificação unidirecional com resultados das temperaturas monitoradas na parede do molde de uma corrida. Na comparação, se observa a ótima aproximação das curvas de temperaturas simuladas com os pontos monitorados em diferentes posições nas paredes do molde, comprovando dessa forma a eficiência e precisão do modelo proposto e validação do modelo de condução de calor inverso. A precisão dos resultados simulados pelo modelo foi obtida de forma proposital em função do ajuste no modelo para se obter a aproximação dentro de uma faixa de temperatura pré-definida. Esta metodologia adotada faz parte da técnica para determinar os coeficientes de transferência de calor interfaciais a partir da aproximação dos perfis térmicos simulados e experimentais. Os coeficientes de transferência de calor da interface metal/molde calculados para a corrida 03 estão apresentados na Figura 6.3.



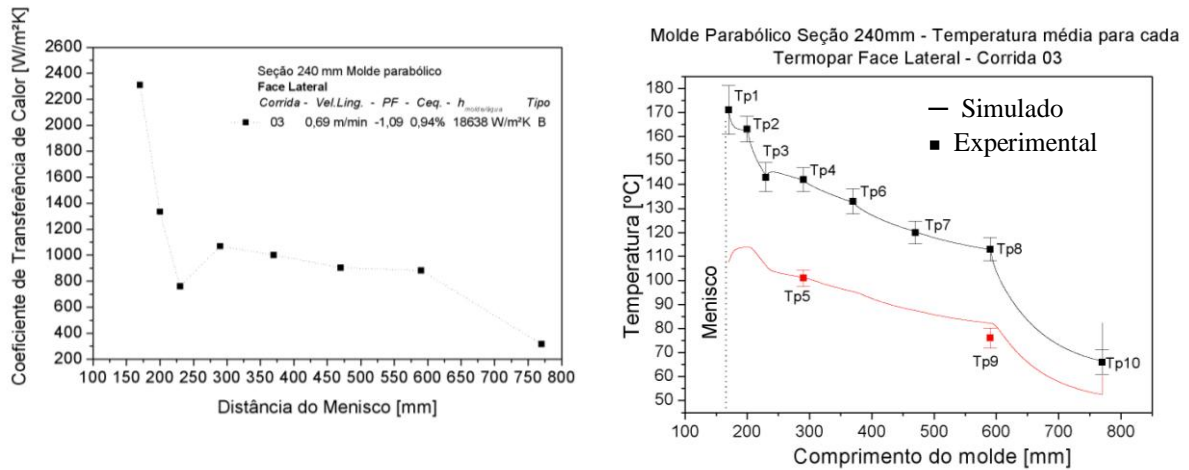


Figura 6.3 Comparação de resultados experimentais e simulados das temperaturas na parede do molde nas três faces. Corrida 03. Seção 240 mm. Molde Parabólico.

6.4 Fatores que Afetam o Fluxo de Calor no Molde

As temperaturas gravadas pelos termopares, após serem filtradas, foram utilizadas para obter os coeficientes de transferência de calor (h) do molde com ajuda do simulador numérico desenvolvido. Dessa forma, podendo-se estimar informações relativas à transferência de calor no molde, uma vez que os dados de temperaturas do molde não fornecem suficientes informações quantitativas da transferência de calor.

Em cada corrida simulada, foram calculados os h 's pontuais da interface metal/molde, correspondentes a altura da posição dos termopares no molde. Para melhor análise dos resultados obtidos, os h 's serão apresentados em forma de curva de tendência.

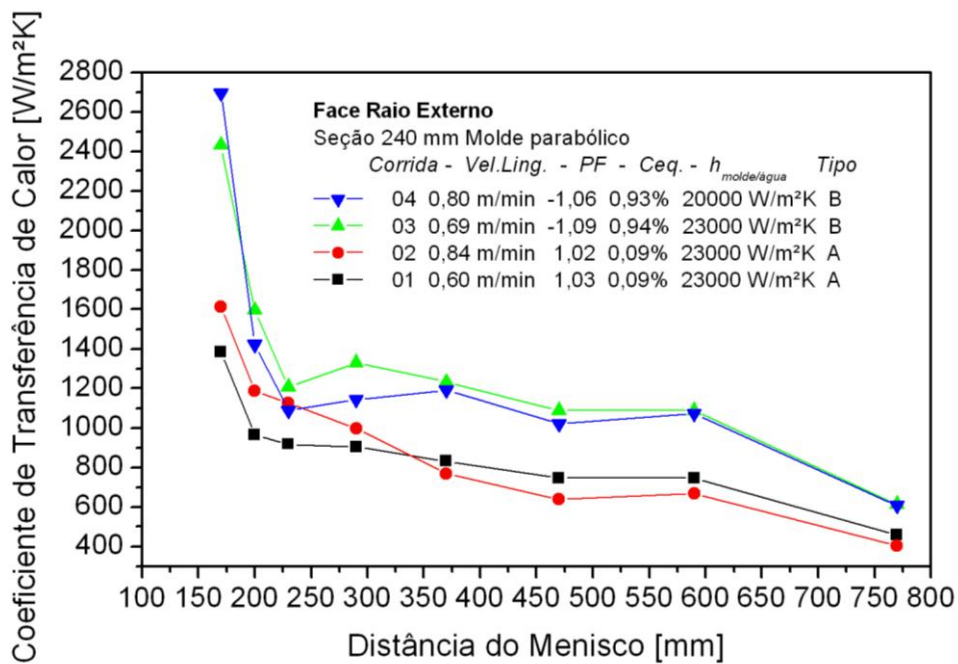
A extração de calor no molde é dependente de diversos fatores que influenciam nos valores de h 's de cada corrida analisada. Alguns fatores foram analisados, tais como: composição química, velocidade de lingotamento, temperatura de lingotamento, tipo, seção e faces do molde.

6.4.1 Composição Química

As curvas de h mostrados na Figura 6.4 ilustram o efeito da composição química do aço na transferência de calor no molde. As 04 corridas escolhidas para análise apresentam

como principal diferença nas condições de lingotamento o teor de carbono, sendo 02 aços baixo carbono e 02 aços alto carbono. As corridas 03 e 04 são de aços alto carbono com Potenciais Ferríticos que os definem como aços tipo B, com alto índice de tendência a agarramento ou contato do tarugo ao molde. Como esperado, os resultados mostram que as médias gerais dos coeficientes de transferência de calor, observadas nas faces, mostram-se tendencialmente mais elevadas para os aços alto carbono. Por outro lado, as corridas 01 e 02 que são de aços baixo carbono do tipo A com alto índice de tendência à contração na solidificação mostram baixos valores de h ao longo do molde.

A escolha das corridas 0,1, 0,2, 0,3 e 04 para análise foi devido a seus Potenciais Ferríticos, isto é, aços hipoperitéticos e aços hiperperitéticos com maiores índices de tendência, caracterizando os aços tipo A e tipo B, respectivamente. Nos resultados é possível observar claramente as tendências de agarramento e depressão da casca solidificada, que se refletem na transferência de calor pelo molde.



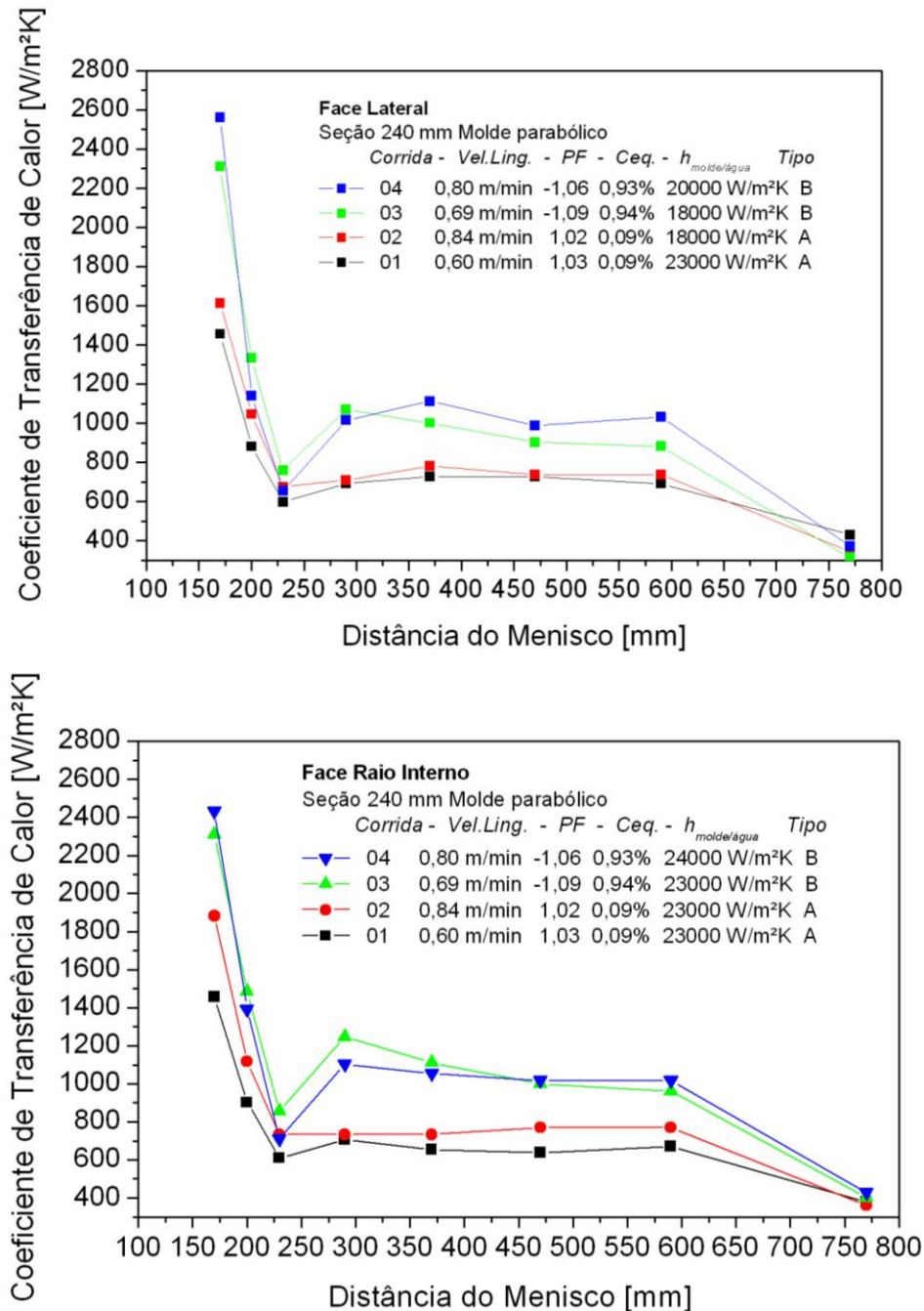
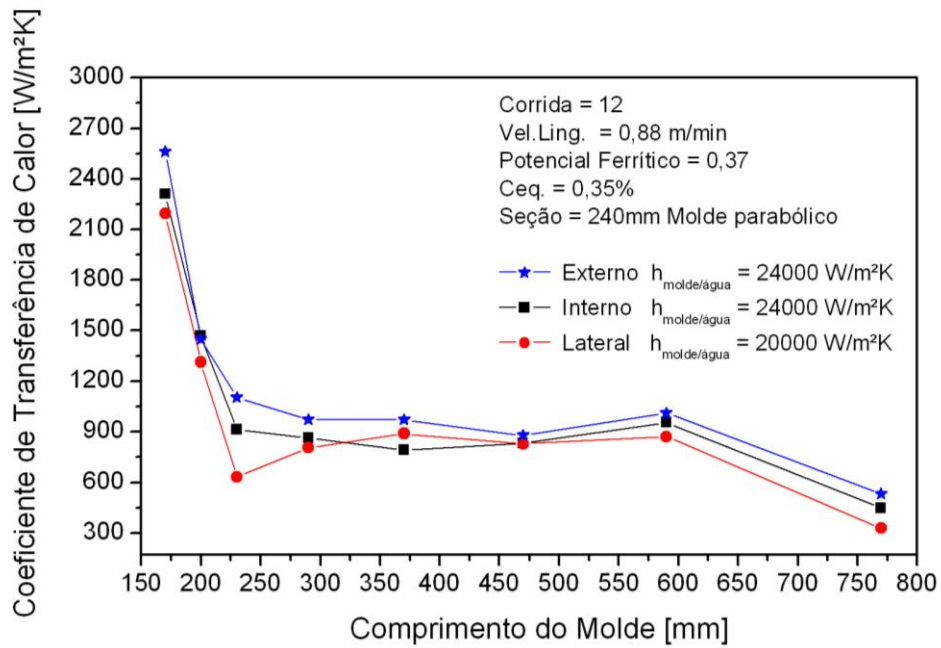


Figura 6.4 Curvas dos coeficientes de transferência de calor x distância do menisco mostrando a influência da composição química na transferência de calor no molde.

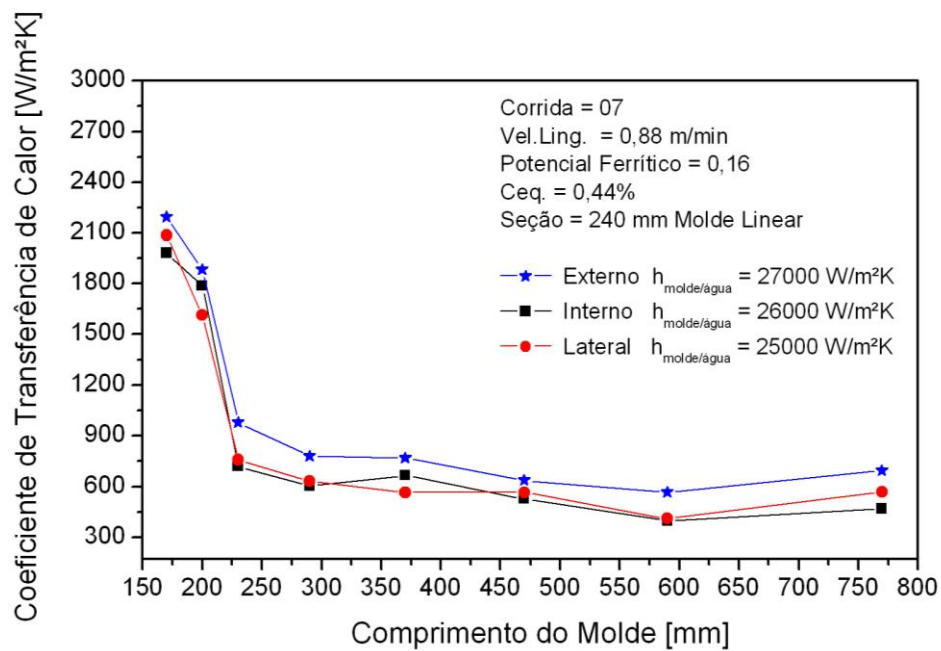
6.4.2 Faces do Molde

A Figura 6.5 mostra nas curvas de h de duas corridas lingotadas com moldes parabólico e linear, mostrando a pequena variação dos h 's ao longo do molde de seção 240x240mm. Uma constatação observada em todas corridas analisadas é o fato que na região do molde à 60 mm do menisco, posição do Tp3, o fluxo de calor é maior na face raio externo

em relação às demais faces, tanto para os moldes parabólicos e lineares. Isto se explica devido ao melhor contato do tarugo à parede do molde proporcionado pela curvatura do molde da máquina de lingotamento. O efeito contrário é observado com a face raio lateral para os moldes parabólicos, onde se observa menor taxa de fluxo de calor decorrentes da maior separação do tarugo à parede do molde. O provável motivo do menor h na posição do Tp3 deve-se ao ângulo de conicidade local, visto que para as corridas lingotadas com molde linear essa redução dos h na face lateral não é constatada.



(a)



(b)

Figura 6.5 Curvas de h de três faces do molde de duas corridas simuladas, (a) em molde de seção 240 parabólico e, (b) em molde de seção 240 Linear.

6.4.3 Velocidade de Lingotamento

Para comprovar a influência da velocidade, foram analisadas duas corridas lingotadas com molde linear de seção 240mm. As corridas analisadas possuem composições químicas semelhantes e diferentes velocidades de lingotamento. Observou-se que com o aumento da velocidade de lingotamento ocorre um aumento na transferência de calor pelo molde, principalmente na região próxima ao menisco, conforme mostra a Figura 6.6. A mesma constatação é observada nos resultados apresentados na Figura 6.4 para um molde parabólico de seção 240mm .

Chow (2002) observou que o fluxo de calor no molde é sensível a variações da velocidade de lingotamento quando ocorrem variações maiores de 0,5 m/min e atribuiu o aumento na transferência de calor pelo molde em maiores velocidades de lingotamento por três razões. Primeiro, o menor tempo de residência do aço em altas velocidades resulta em menor casca solidificada que deforma facilmente sob ação da pressão metalostática, reduzindo o gap de ar entre o tarugo e a parede do molde. Segundo, esse menor tempo de residência resulta em maiores temperaturas na superfície do tarugo, que aumenta o gradiente térmico e a força motriz para o fluxo de calor pelo molde. Terceiro, há uma menor contração térmica da casca solidificada devido a sua maior temperatura, que melhora o contato metal/molde por não contribuir para o aumento do tamanho do gap.

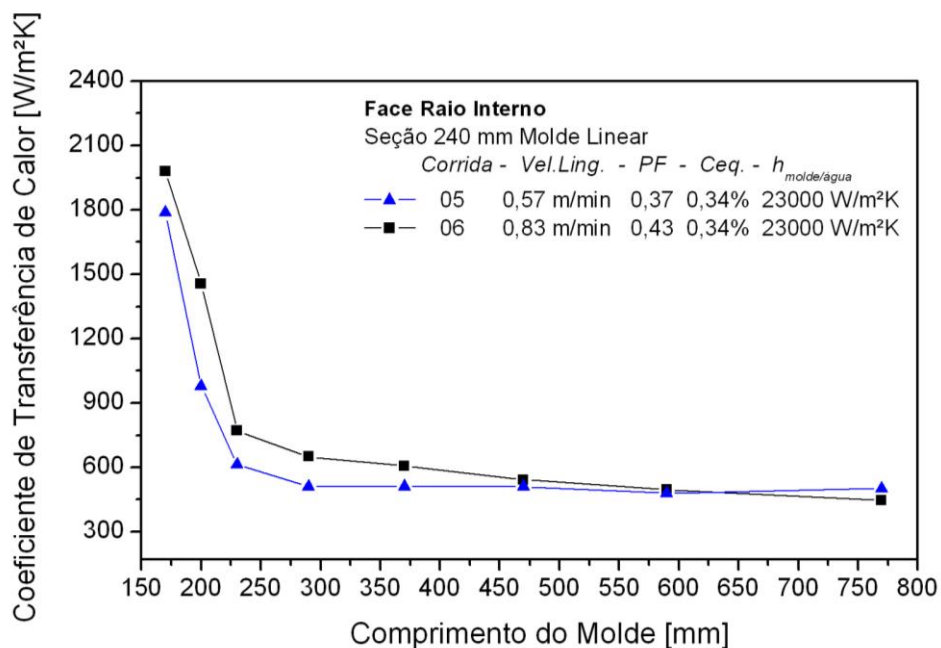


Figura 6.6 Curvas de h x distancia do menisco de duas corridas de composição química semelhante com velocidades de lingotamento diferentes da face lateral do molde linear de seção 240mm.

6.4.4 Temperatura de Lingotamento

Analisou-se os h 's no molde de duas corridas de composição química e velocidade semelhantes e com variação da temperatura de lingotamento. Os resultados são apresentados na Figura 6.7, onde se observa que variações na ordem de 16°C não representaram discrepâncias consideráveis nos resultados finais.

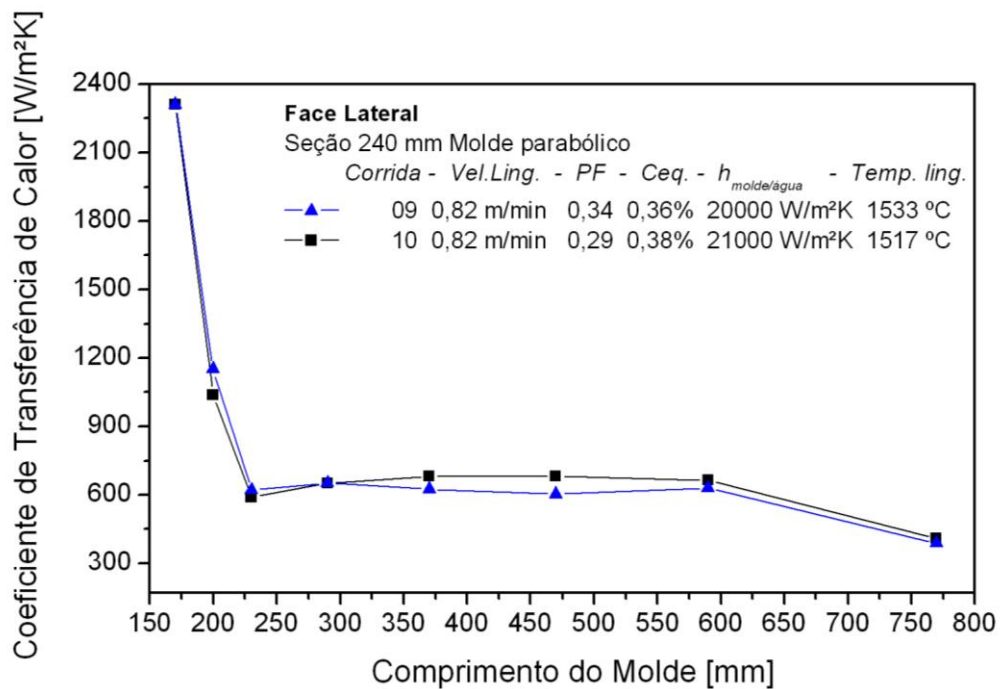


Figura 6.7 Curvas de h no molde de duas corridas de composição química e velocidade semelhantes e com temperaturas de lingotamento diferentes.

6.4.5 Conicidade do Molde

Foram comparados os h 's no molde de duas corridas de composição química e velocidade semelhantes em moldes com diferentes conicidades, um com conicidade linear e o outro com conicidade parabólica, como mostra a Figura 6.8. Observou-se que a transferência de calor pelo molde parabólico é mais efetiva, e isso se deve à forma do molde parabólico apresentar maior conicidade em sua geometria, proporcionando maior contato da casca solidificada do tarugo com a parede do molde refrigerado, e conseqüentemente redução do “gap” de ar interfacial e aumento dos valores dos h 's no molde. Já para o molde com

conicidade linear o fluxo decresce continuamente como resultado do aumento gradativo do gap de ar entre a parede do molde e a superfície do tarugo.

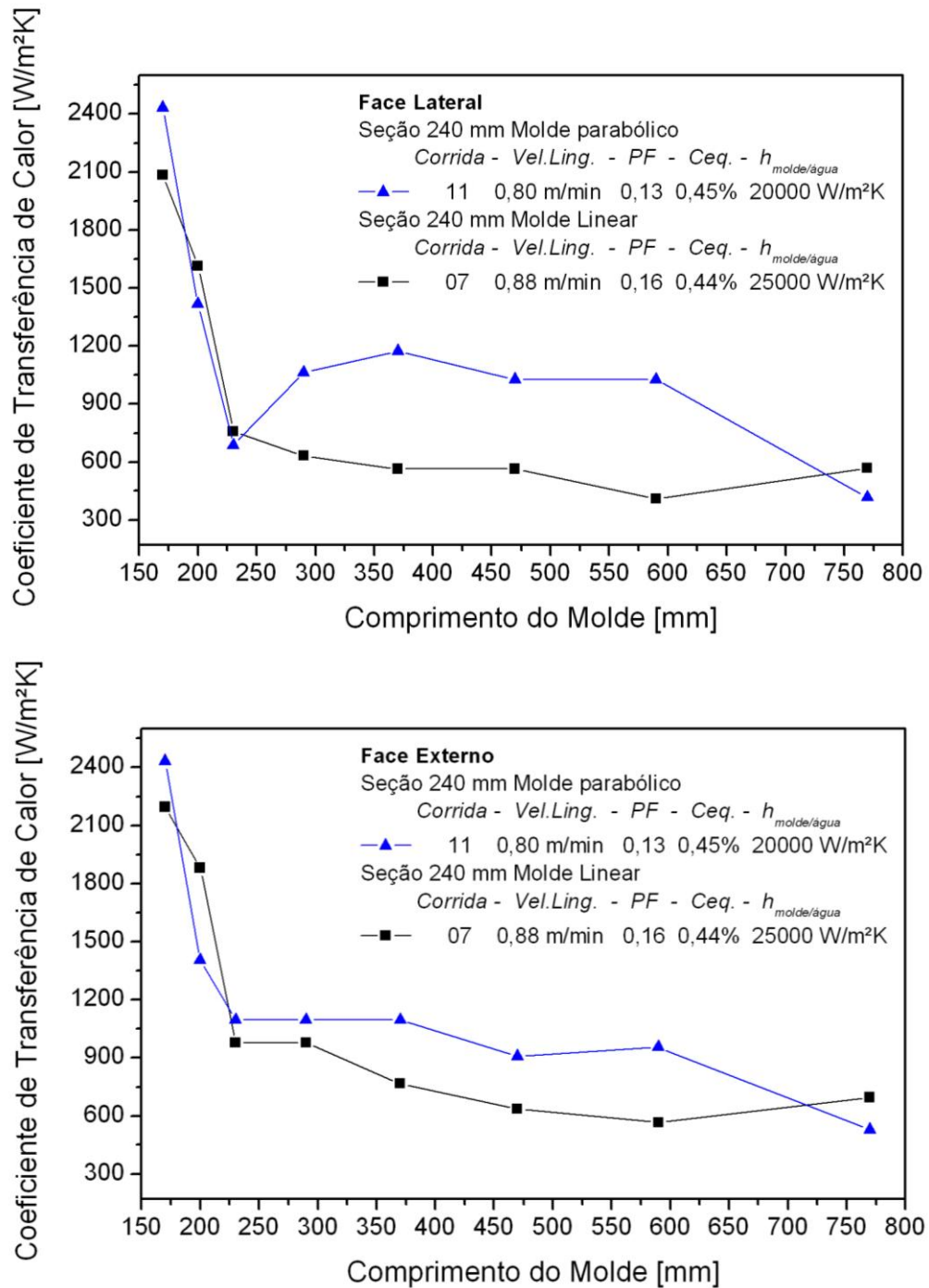


Figura 6.8 Curvas de h no molde de duas corridas de composição química e velocidade semelhantes e com conicidades diferentes(Corrida 11 – Seção 240mm molde parabólico e Corrida 07 – Seção 240mm molde linear).

6.4.6 Seção do Molde

A análise dos resultados dos h 's de corridas com composição química semelhante, mas lingotados em moldes de diferentes seções mostra que a transferência de calor média no molde é maior para menores seções, como se observa na Figura 6.9. Esse comportamento ocorre em função de diversos fatores, como: - Os moldes com menores seções internas possuem espessura mais fina da parede do molde, assim proporcionando menor resistência a extração de calor promovida pela água de refrigeração. - Quanto menor a seção, menor é o volume de metal a ser resfriado dentro do molde, portanto a espessura de casca solidificada se forma mais rapidamente. Essa situação possibilita o aumento da velocidade de lingotamento que influencia no aumento da transferência de calor no molde, como já discutido anteriormente.

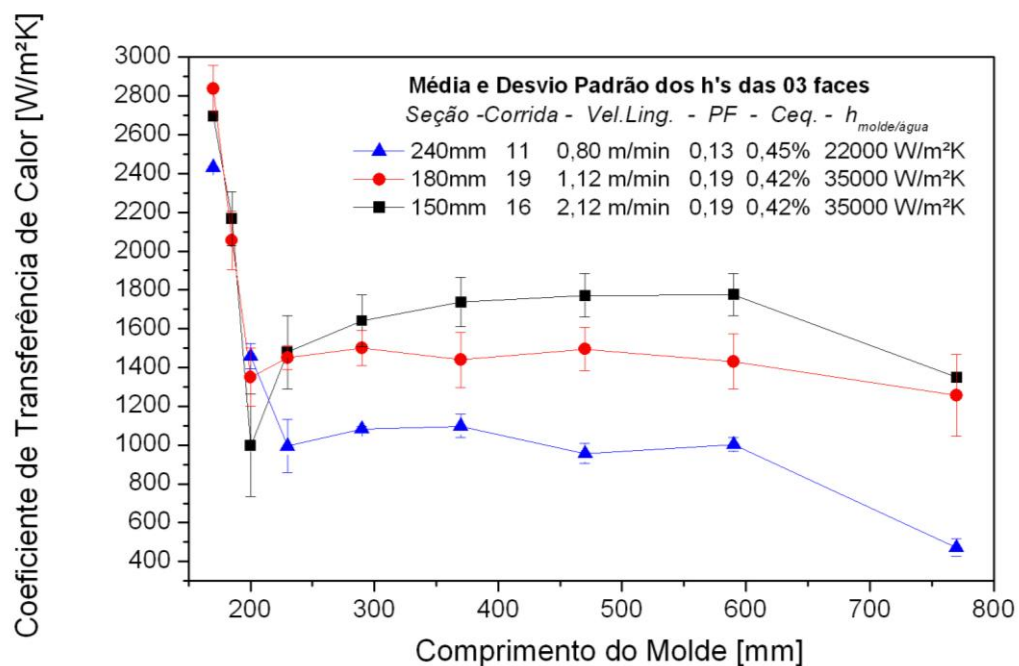


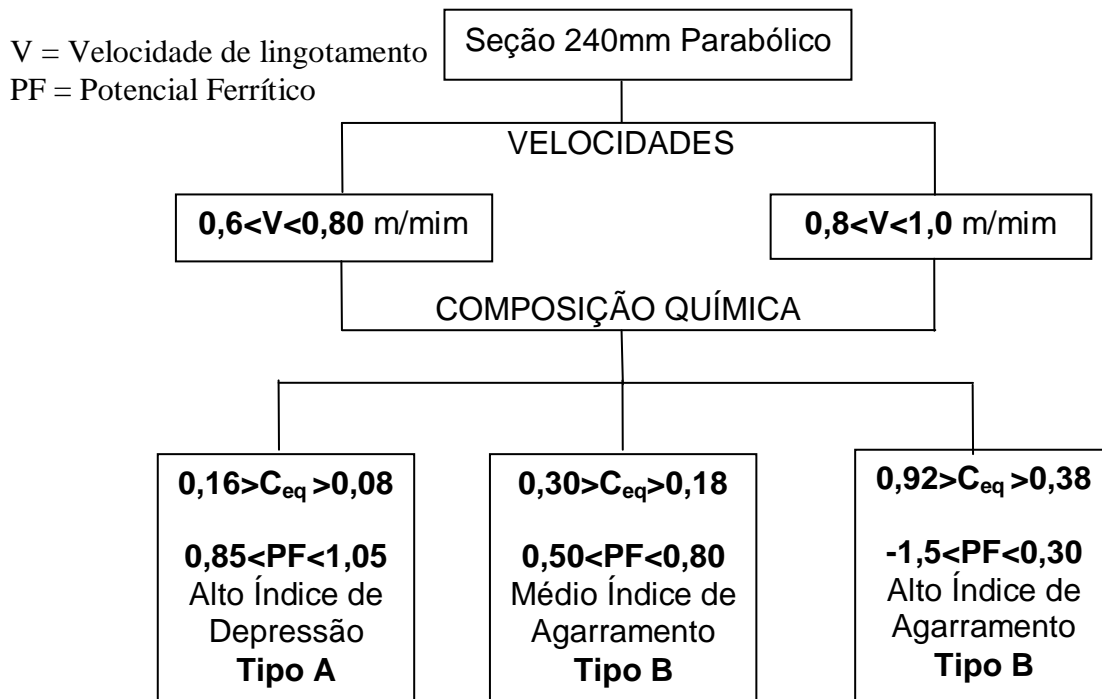
Figura 6.9 Curvas de h no molde de três corridas de composição química semelhante e com seções diferentes (150 mm, 180 mm e 240 mm).

6.5 Determinação de Equações Gerais dos Coeficientes de Transferência de Calor no Molde

Para simular a solidificação dos aços no processo de lingotamento contínuo, sem que seja necessário realizar o monitoramento de temperaturas no molde, é imprescindível o conhecimento dos valores dos coeficientes de transferência de calor ao longo do processo. Assim, foi proposto o desenvolvimento de equações para obter os h 's ao longo do comprimento do molde em função das principais variáveis de processo que influenciam na transferência de calor pelo molde. Como visto anteriormente, os parâmetros do processo que apresentaram ter maior influência nos valores calculados dos h 's no molde foram a velocidade de lingotamento e a composição química dos aços.

A metodologia adotada para obter as equações consistiu em separar certa quantidade de corridas simuladas por faixas de velocidade de lingotamento, em seguida buscou-se analisar a influência do potencial ferrítico, que está relacionado com a composição química do metal. Dessa forma, foi possível a análise dos h 's de corridas com variações na composição química dos aços em estreitas faixas de velocidade de lingotamento, para o molde de seção 240x240mm parabólico.

Essas análises foram feitas individualmente nas três faces do molde para duas faixas de velocidades, e em cada faixa foram analisadas três sub-faixas de diferentes composições químicas definidos por valores de Potenciais Ferríticos que os definem como aços com tendência a depressão ou agarramento do tarugo no molde. O Fluxograma 6.1 mostra a metodologia adotada para análise dos resultados.



Fluxograma 6.1 Metodologia adotada para análise da influência da velocidade de lingotamento e da composição química na transferência de calor no molde de seção 240mm parabólico.

Dentro da metodologia adotada, primeiramente, foram selecionadas quatro corridas para análise, com velocidades de lingotamento na faixa de 0,60 à 0,80 m/min e com diferentes Potenciais Ferríticos que as caracterizam com tendência a contrair ou agarrar o tarugo ao molde durante o lingotamento. Os Potenciais Ferríticos e o índice de tendência das corridas analisadas são mostrados na Figura 6.10.

A Figura 6.10 mostra a definição dos aços Tipo A ($0,85 < PF < 1,05$) e Tipo B ($-1,05 < PF < 0,85$) como função do Potencial Ferrítico, de acordo com a tendência de depressão e agarramento, segundo Wolf (Wolf, 1981). Na figura é possível observar que as corridas 04 e 11 possuem alto índice de tendência a agarramento, em torno de 3,6 considerando que o índice máximo é 3,9. Por outro lado, a corrida 01 apresenta alto índice de tendência à depressão, em torno de 4,0 e simultaneamente mais baixo índice de tendência a agarramento com valor em torno de 0,5. Dessa forma, temos corridas de aços com tendências bem definidas em relação ao seu comportamento esperado na solidificação do tarugo no molde.

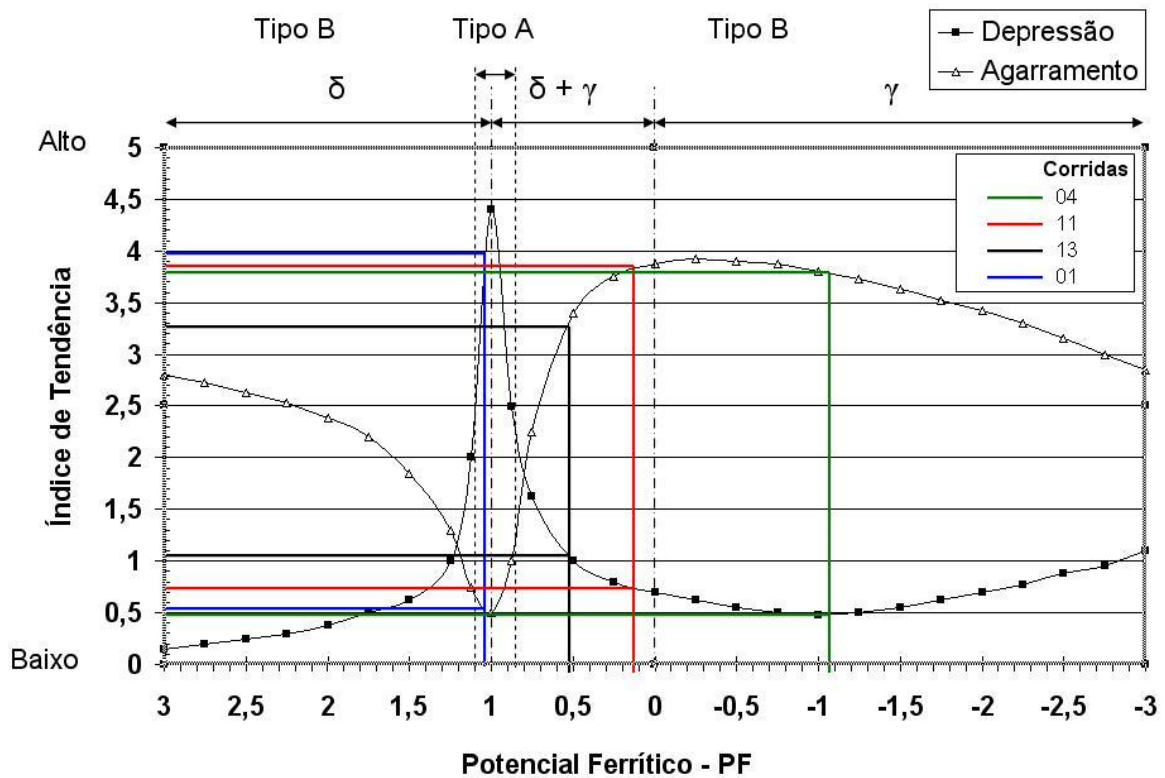


Figura 6.10 Gráfico de índice de tendência à agarramento ou depressão do tarugo ao molde em função do Potencial Ferrítico dos aços analisados.

As curvas dos h 's calculados para as corridas analisadas foram separadas por faces do molde, como mostrado da Figura 6.11 à Figura 6.13. Observa-se claramente a influência da composição química, representada pelo carbono equivalente, nas curvas dos h 's dos aços analisados. Elas mostram que, de uma forma geral, o comportamento dos valores dos h 's no molde variam para diferentes composições químicas, e comportam-se de acordo com os índices de tendência mostrado na Figura 6.10 para cada corrida analisada, indicando a tendências de agarramento e depressão (contração) da casca solidificada na parede do molde.

A corrida 01, de um aço baixo carbono, apresentou menores valores de h ao longo do molde, principalmente na altura do menisco. O que mostra que a sua maior tendência a contração na solidificação reflete em uma maior separação física do tarugo com o molde, e assim menor transferência de calor pelo molde. Nos demais aços, caracterizados como aços Tipo B, os h 's variam conforme seus índices de tendência. Em geral, os resultados mostram que quanto maior o carbono equivalente dos aços analisados, maiores são os valores dos h 's no molde.

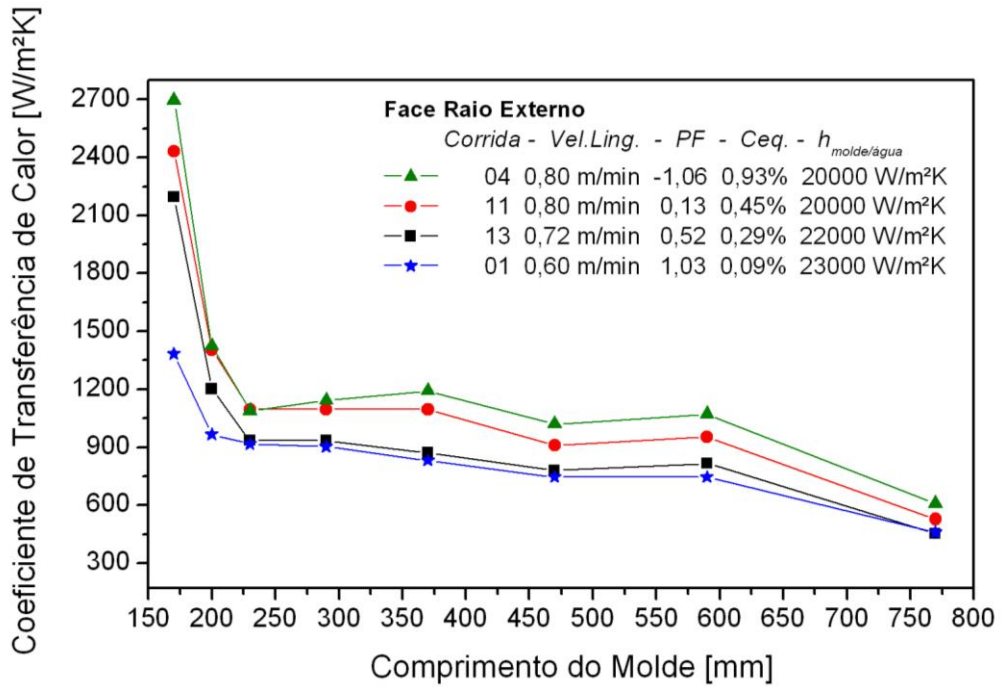


Figura 6.11 Curvas de h no molde de quatro corridas com composição química e Potencial Ferrítico diferentes da face raio externo do molde seção 240mm parabólico.

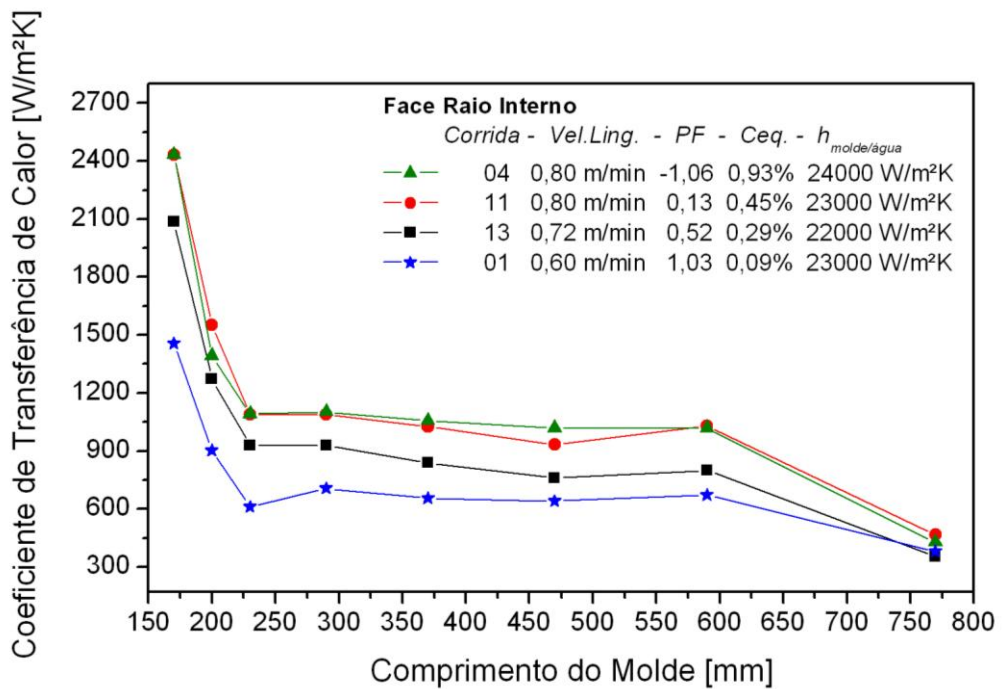


Figura 6.12 Curvas de h no molde de quatro corridas com composição química e Potencial Ferrítico diferentes da face raio interno do molde seção 240mm parabólico.

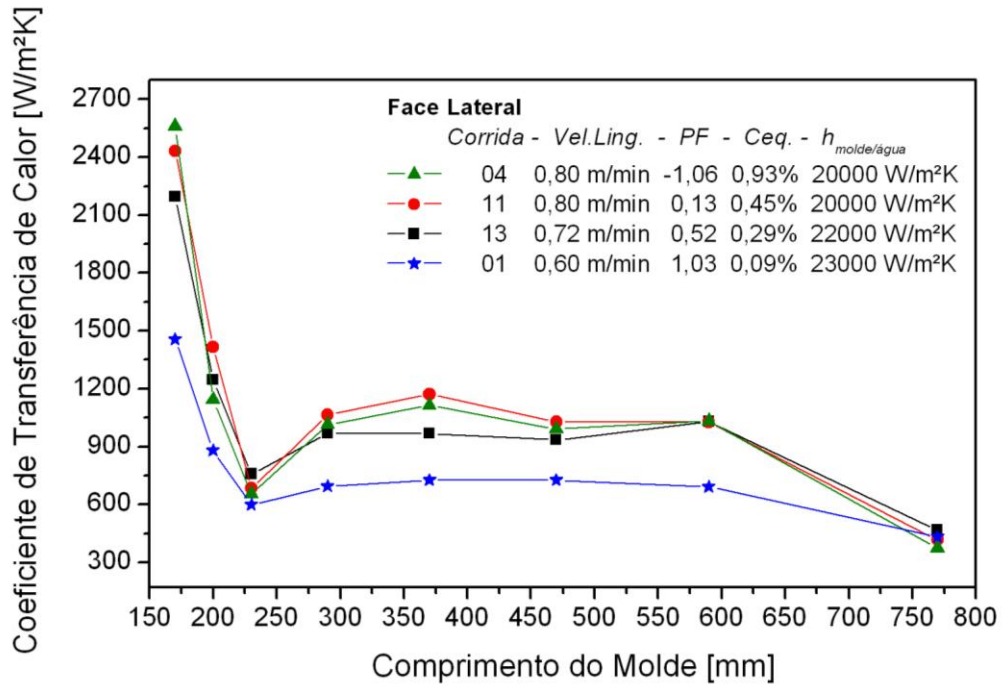


Figura 6.13 Curvas de h no molde de quatro corridas com composição química e Potencial Ferrítico diferentes da face lateral do molde seção 240mm parabólico.

Seguindo a metodologia do Fluxograma 6.1, a Figura 6.15 à Figura 6.17 mostram as curvas dos h 's ao longo do molde de 03 corridas com velocidades de lingotamento na faixa de 0,80 à 1,0 m/min e com diferentes composições químicas. Na Figura 6.14 estão indicados os índices de tendência das corridas analisadas em função de seu potencial ferrítico. As corridas 14 e 02, de aços do Tipo B, apresentam médio e alto índice de tendência ao agarramento; e a corrida 08, de aço Tipo A, apresenta alto índice de tendência à depressão. A tendência ao agarramento ou a depressão dos aços à parede do molde fica nitidamente clara na altura do menisco. No entanto, a partir de 230 mm do topo do molde não são visíveis grandes diferenças nos valores dos h 's; as curvas apresentam comportamentos semelhantes. Observa-se nos resultados que no início da solidificação, no menisco, os aços tendem a contrair com mais ou menos intensidade em função de sua composição química. Porém, em altas velocidades, os tarugos apresentam menor tempo de residência no molde resultando em uma casca solidificada mais fina que deforma facilmente sob ação da pressão metalostática, reduzindo o gap de ar entre o tarugo e a parede do molde, resultando em alto fluxo de calor na região do menisco.

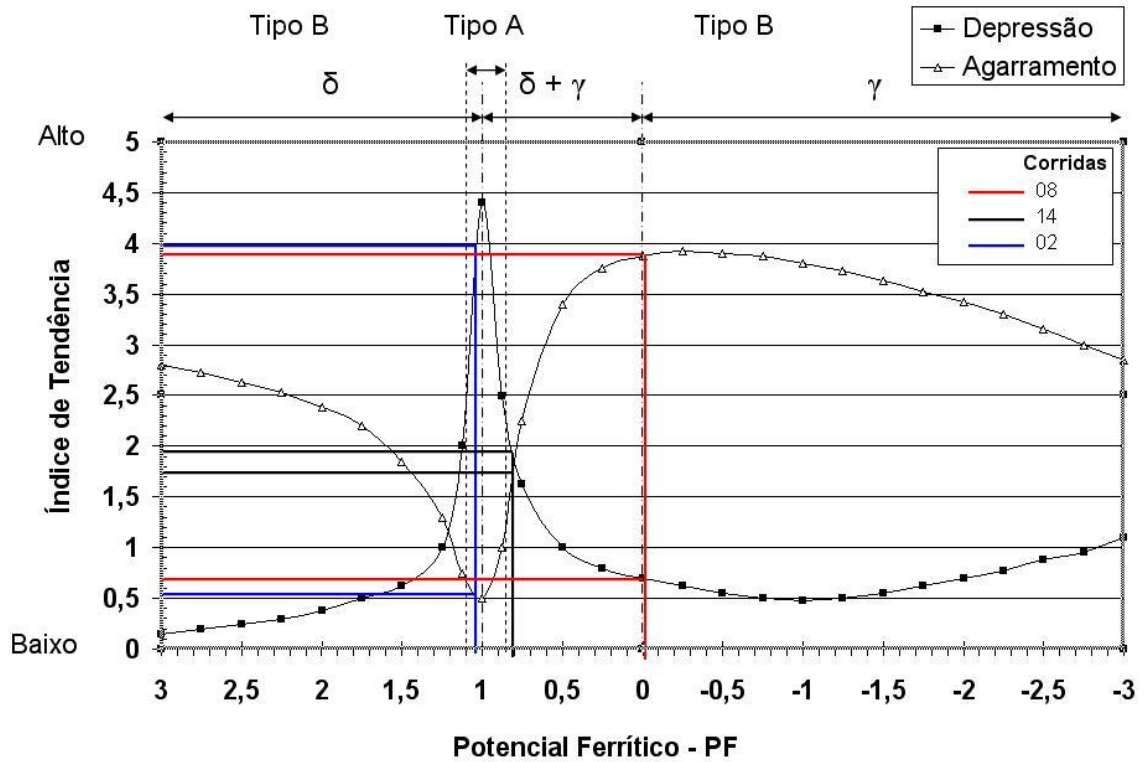


Figura 6.14 Gráfico de índice de tendência ao agarramento ou depressão do tarugo ao molde em função do Potencial Ferrítico dos aços analisados.

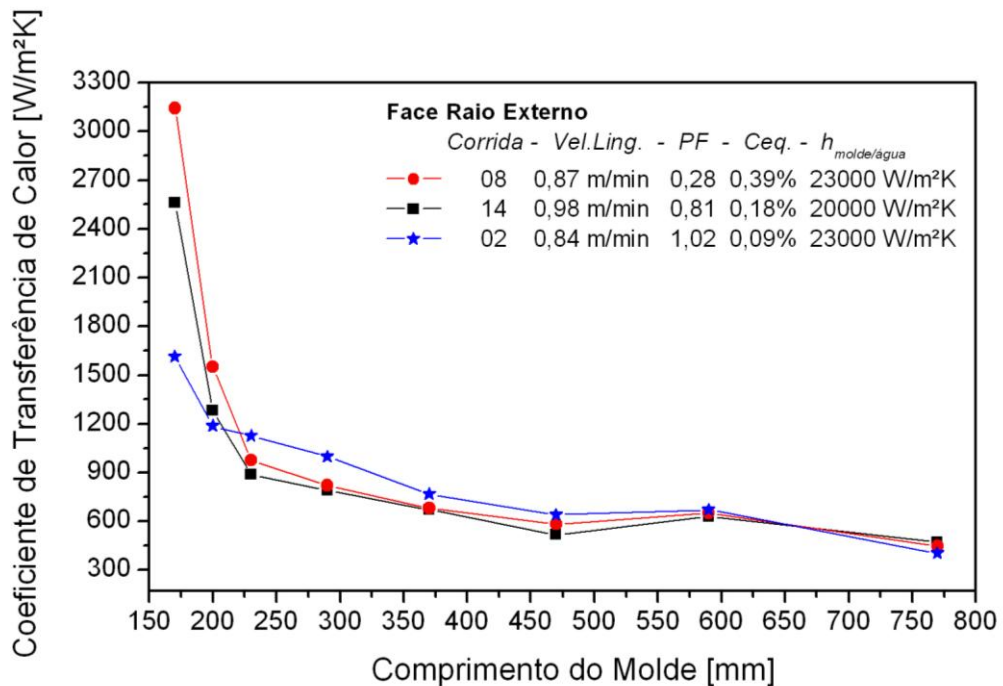


Figura 6.15 Curvas de h no molde de quatro corridas com composição química e Potencial Ferrítico diferentes da face raio externo do molde seção 240mm parabólico.

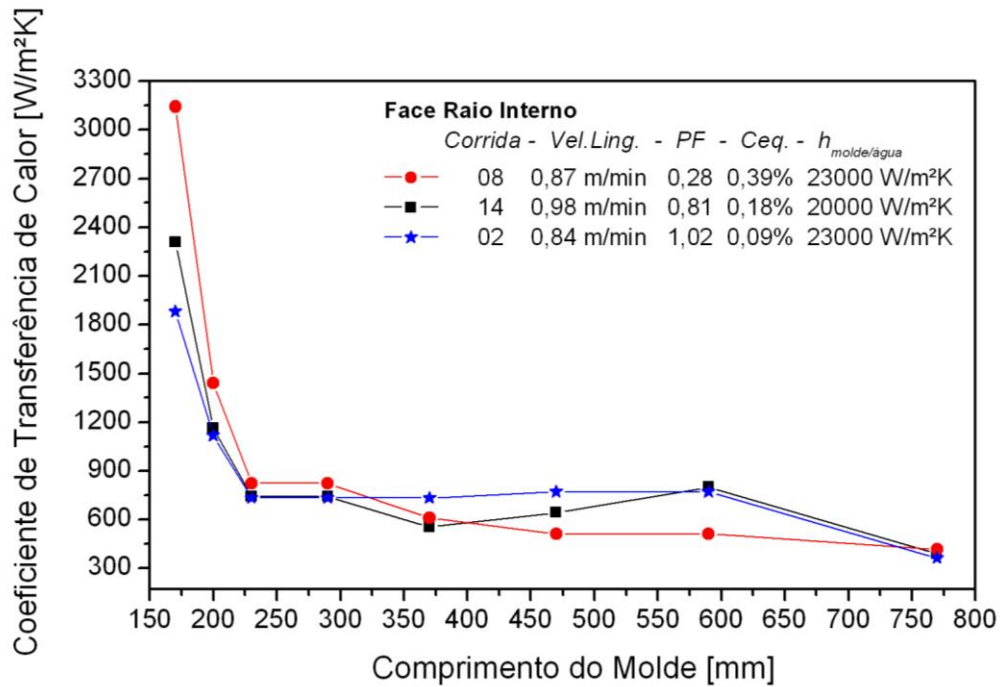


Figura 6.16 Curvas de h no molde de quatro corridas com composição química e Potencial Ferrítico diferentes da face raio interno do molde seção 240mm parabólico.

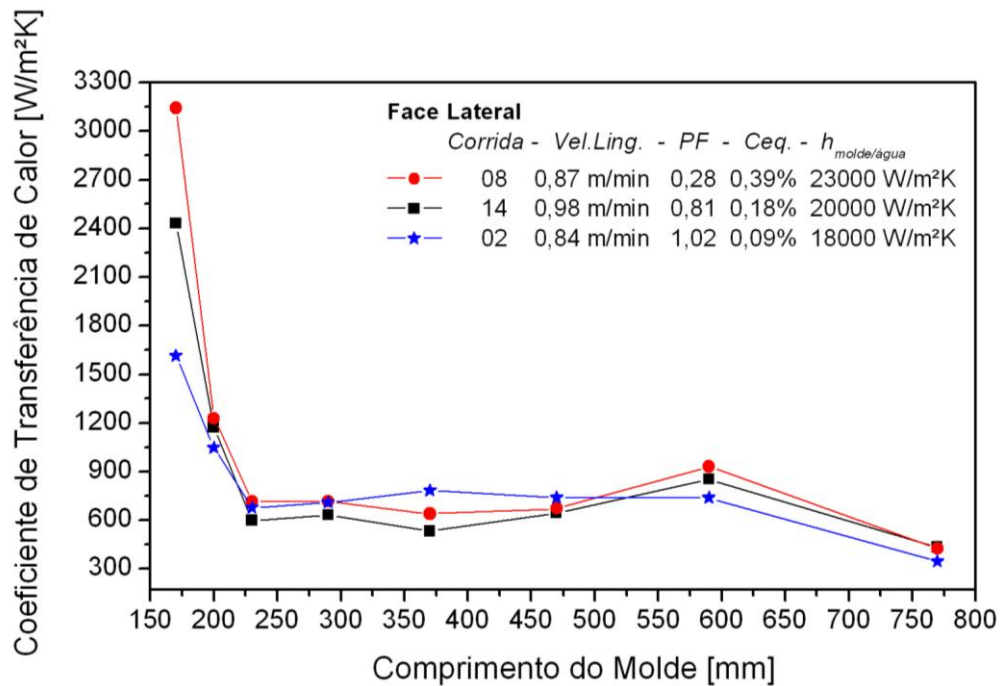


Figura 6.17 Curvas de h no molde de quatro corridas com composição química e Potencial Ferrítico diferentes da face lateral do molde seção 240mm parabólico.

Para as faixas de velocidade de lingotamento analisadas foram geradas equações para o cálculo dos h 's no molde em função da distância do menisco e da composição química dos aços. De diversos tipos de equações matemáticas analisadas, a equação polinomial de 5º grau apresentou resultados que melhor se aproximam da curva de h . Em primeiro momento,

geraram-se equações para três corridas que apresentaram diferentes comportamentos das curvas de h quando analisada a influência do Potencial Ferrítico na faixa de velocidade de lingotamento de 0,6 à 0,8 m/min. Sendo aços de baixo, médio e alto teor de carbono equivalente.

As influências das faces foram desconsideradas na equação proposta devida as pequenas variações de h 's entre elas. Assim, foram calculados a média e desvio padrão das curvas de h entre as 03 faces, para cada corrida analisada.

Como resultados obtiveram-se equações polinomiais de 5º grau que define o coeficiente de transferência de calor em função da distância do menisco para cada corrida estudada. A Figura 6.18 mostra a comparação das curvas de h das corridas analisadas com as curvas geradas pelas equações de $h = f(\text{distância do menisco})$. A equação geral é dada por:

$$h = A + B.d + C.d^2 + D.d^3 + E.d^4 + F.d^5 \quad (6.2)$$

onde d = distância do menisco em milímetros e A, B, C, D, E e F são os coeficientes da equação. A Tabela 6.2 lista os valores calculados dos coeficientes.

Tabela 6.2 Coeficientes da equação de $h = f(d)$ para cada corrida analisada.

Molde 240mm Parabólico			
	Corrida 04	Corrida 13	Corrida 01
A	23171,6280687237	17128,3594787068	10060,7879011265
B	-258,478878818363	-184,395599590323	-106,868596070611
C	1,14661221241359	0,8001987844315	0,46705854804672
D	-2,4260740696E-03	-1,66670129949E-03	-9,77497873411E-04
E	2,465356036E-06	1,675569385E-06	9,85178335E-07
F	-9,70368E-10	-6,55135E-10	-3,85564E-10

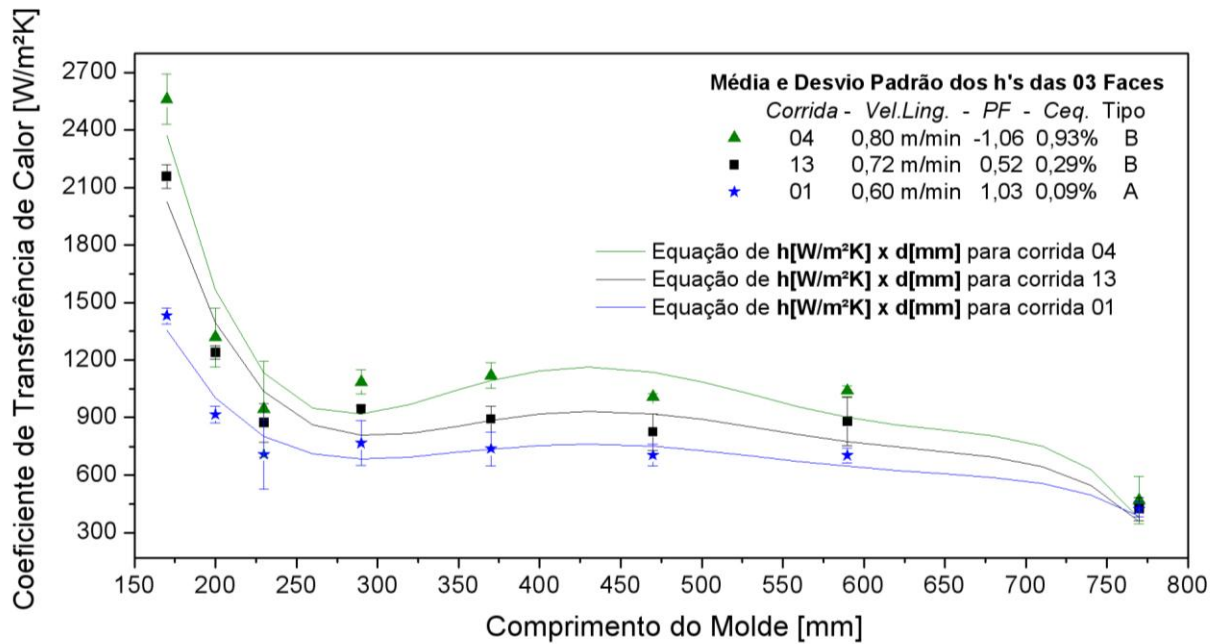
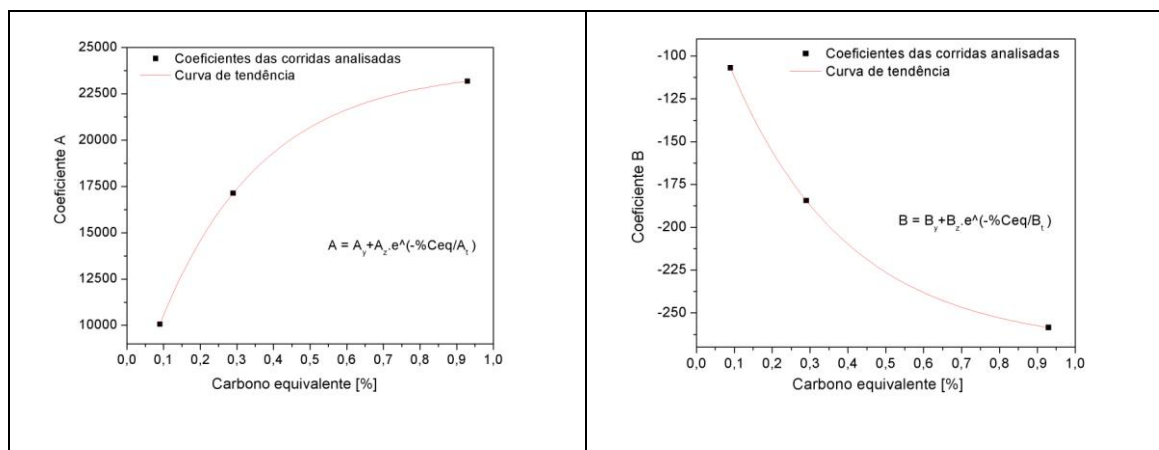


Figura 6.18 Curvas de h no molde geradas pelas equações polinomiais obtidas das médias e desvios-padrão dos h 's das faces raio externo, raio interno e lateral do molde de três corridas com composição química e Potencial Ferrítico diferentes do molde seção 240mm parabólico.

As três equações obtidas são válidas quando se deseja obter os h 's do molde para corridas com velocidade de lingotamento na faixa analisada e para as composições químicas das três corridas. No entanto, quando se quer estimar os h 's para aços com diferentes composições a equação não é válida. Pensando nisso, buscou-se obter uma equação para o cálculo dos h 's em função da composição química dos aços.

Os coeficientes da Tabela 6.2 foram plotadas em função da porcentagem de carbono equivalente das corridas. Com auxílio de um software matemático, obteve-se as aproximações dos coeficientes das corridas por curvas do tipo exponencial, como mostram os gráficos da Figura 6.19.



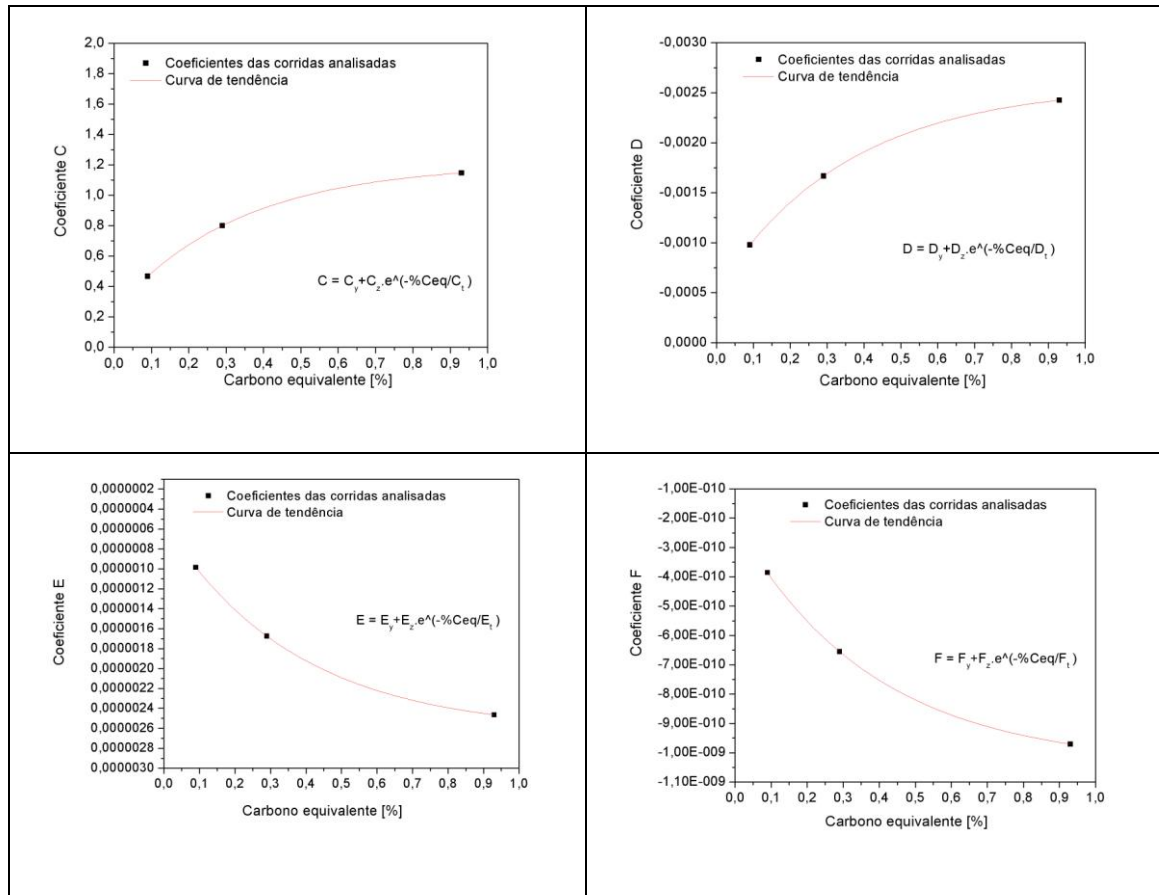


Figura 6.19 Coeficientes da Equação (6.3) em função do carbono equivalente.

Dessa forma, foi possível obter uma equação geral para o cálculo dos h's no molde como função da distância do menisco e do carbono equivalente, como mostra a Equação (6.3). Os coeficientes da equação $h = f(d, \%CeQ)$ estão listados na Tabela 6.3.

$$\begin{aligned}
 h = & (A_y + A_z \cdot e^{\left(\frac{-\%CeQ}{A_t}\right)}) + (B_y + B_z \cdot e^{\left(\frac{-\%CeQ}{B_t}\right)}) \cdot d + (C_y + C_z \cdot e^{\left(\frac{-\%CeQ}{C_t}\right)}) \cdot d^2 + \dots \\
 & \dots + (D_y + D_z \cdot e^{\left(\frac{-\%CeQ}{D_t}\right)}) \cdot d^3 + (E_y + E_z \cdot e^{\left(\frac{-\%CeQ}{E_t}\right)}) \cdot d^4 + (F_y + F_z \cdot e^{\left(\frac{-\%CeQ}{F_t}\right)}) \cdot d^5
 \end{aligned}
 \tag{6.3}$$

Tabela 6.3 Coeficientes da equação de $h = f(d, \%CeQ)$.

	y	z	t
A	23844,497515918894	-19049,213126592895	0,278174121935
B	-269,05012917654443	217,2998576592496	0,30762715422307
C	1,20635628010649	-0,96800049527304	0,33391227036616
D	-2,57532538378E-03	2,05989667622E-03	0,35431547058968
E	2,63441549024831E-6	-2,10510373196278E-6	0,36877402817128
F	-1,04132021875233E-9	8,32182281369091E-10	0,37773479537406

O mesmo procedimento para obter a equação de $h = f(d, \%Ce_q)$ foi adotado para três corridas na faixa de velocidade de 0,8 à 1,0 m/min. Primeiro foram obtidas equações de h em função da distância do menisco para três corridas para diferentes aços, mostrado na Figura 6.20. Em seguida, com os coeficientes das equações (Tabela 6.4) analisou-se a influência do carbono equivalente para obter as equações exponenciais (Figura 6.21).

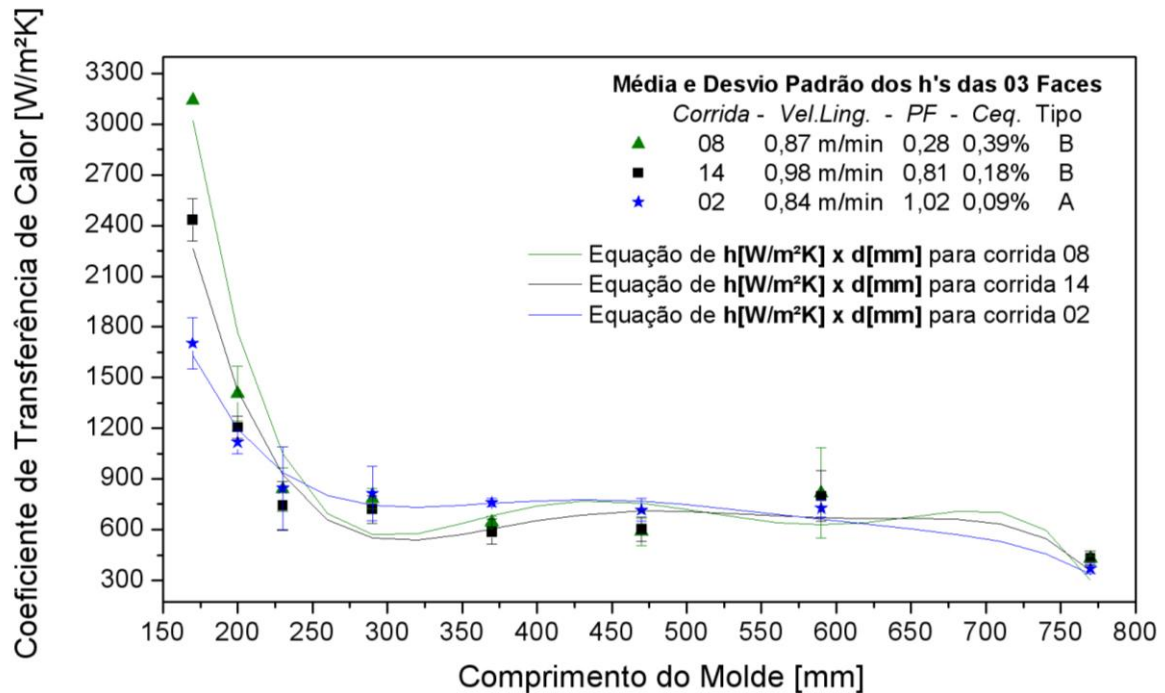


Figura 6.20 Curvas de h no molde geradas pelas equações polinomiais obtidas das médias e desvios-padrão dos h 's das faces raio externo, raio interno e lateral do molde de três corridas com composição química e potencial ferrítico diferentes do molde seção 240mm parabólico.

Tabela 6.4 Coeficientes da equação de $h = f(d)$ para cada corrida analisada.

Molde 240mm Parabólico			
	Corrida 08	Corrida 14	Corrida 02
A	32978,6490098319	20808,6817311589	11273,9944675933
B	-366,387606695429	-221,749532914524	-115,51355714795
C	1,59701057129662	0,93609286099781	0,48882915605874
D	-3,3545807309E-03	-1,90886541527E-03	-9,98058061521E-04
E	3,409169512E-06	1,89235521E-06	9,86995475E-07
F	-1,346168E-09	-7,33248E-10	-3,81019E-10

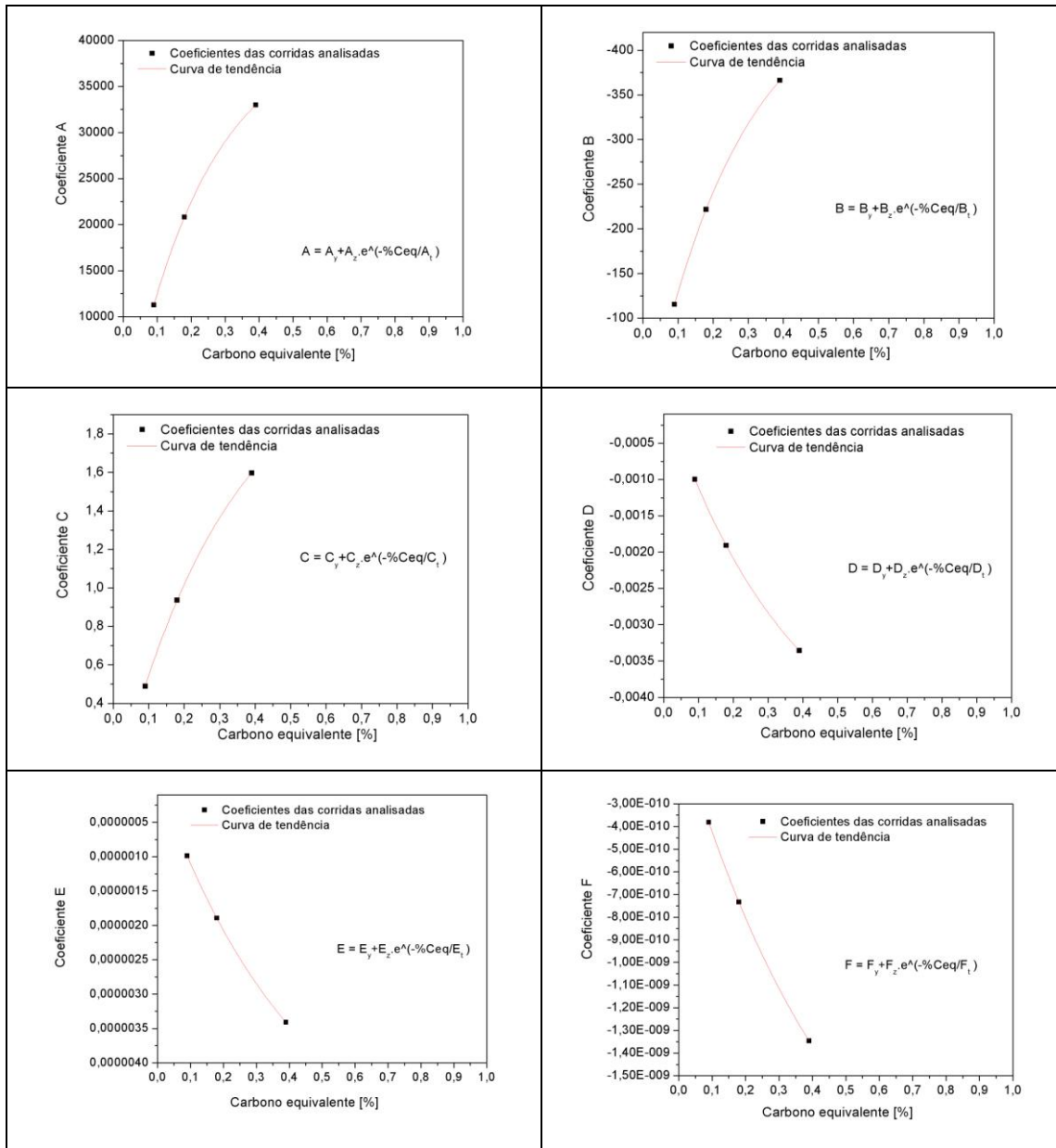


Figura 6.21 Coeficientes da Equação (6.4) em função do carbono equivalente.

Por fim, obteve-se uma equação geral para o cálculo dos h 's no molde como função da distância do menisco e do carbono equivalente, como mostra a Equação (6.4). Os coeficientes da equação $h = f(d, \%Ce q)$ estão listados na Tabela 6.5.

$$\begin{aligned}
 h = & (A_y + A_z \cdot e^{\left(\frac{-\%Ce q}{A_i}\right)}) + (B_y + B_z \cdot e^{\left(\frac{-\%Ce q}{B_i}\right)}) \cdot d + (C_y + C_z \cdot e^{\left(\frac{-\%Ce q}{C_i}\right)}) \cdot d^2 + \dots \\
 & \dots + (D_y + D_z \cdot e^{\left(\frac{-\%Ce q}{D_i}\right)}) \cdot d^3 + (E_y + E_z \cdot e^{\left(\frac{-\%Ce q}{E_i}\right)}) \cdot d^4 + (F_y + F_z \cdot e^{\left(\frac{-\%Ce q}{F_i}\right)}) \cdot d^5
 \end{aligned}
 \tag{6.4}$$

Tabela 6.5 Coeficientes da equação de $h = f(d, \%C_{eq})$.

	y	z	t
A	41585,617359280157	-44221,847666710812	0,23829209679625
B	-488,07689918109696	521,17604650502278	0,26811183573631
C	2,3037225606578	-2,40842829815414	0,31808005120338
D	-0,00530797109791	0,00546477577208	0,37909842639747
E	5,90741329985691E-6	-6,02992809302852E-6	0,44260487988506
F	-2,52376062856062E-9	2,56426099069604E-9	0,50115772892703

A metodologia adotada para determinar uma equação para o cálculo dos h 's no molde de seção 240x240mm parabólico também foi utilizada para os resultados obtidos com os moldes de seções 180x180mm e 150x150mm. Uma única mudança na metodologia foi que as corridas com diferentes composições químicas não foram analisadas em duas faixas de velocidade de lingotamento. Os resultados do monitoramento de temperatura das corridas lingotadas com os moldes de seções 150 e 180 mm apresentaram alguns problemas na aquisição dos dados, como termopar aberto, que comprometeram a análise mais abrangente de resultados, de forma que reduziu a quantidade de corridas para análise. Assim, a influência das velocidades de lingotamento não foi examinada nos resultados obtidos dos h 's, somente verificou-se a influência das composições químicas dos aços.

Para os moldes de seções 180x180mm e 150x150mm, obtiveram-se equações polinomiais de 7º grau que define o coeficiente de transferência de calor em função da distância do menisco para cada corrida estudada, conforme Equação (6.5).

$$h = A + B.d + C.d^2 + D.d^3 + E.d^4 + F.d^5 + G.d^6 + H.d^7 \quad (6.5)$$

onde d = distância do menisco em milímetros e A, B, C, D, E, F, G e H são os coeficientes da equação.

A Figura 6.22 e Figura 6.23 mostram a comparação das curvas de h das corridas analisadas com as curvas geradas pelas equações de $h = f(\text{distância do menisco})$, para aços lingotados com o molde de seção 180 mm e 150mm, respectivamente. A Tabela 6.2 lista os valores calculados dos coeficientes para ambas as seções.

Tabela 6.6 Coeficientes da equação de $h = f(d)$ para cada corrida analisada.

Molde 180mm Parabólico			
	Corrida 18	Corrida 19	Corrida 20
A	119932,086540042	119632,086540042	119332,086540042
B	-2050,7925381285	-2050,4925381285	-2050,1925381285
C	14,6519800554	14,6519800554	14,6519800554
D	-0,0560170188	-0,0560170188	-0,0560170188
E	1,2407466592E-04	1,2407466592E-04	1,2407466592E-04
F	-1,59643606E-07	-1,59643606E-07	-1,59643606E-07
G	1,10775E-10	1,10775E-10	1,10775E-10
H	-3,2058330355E-14	-3,2058330355E-14	-3,2058330355E-14

Molde 150mm Parabólico			
	Corrida 15	Corrida 16	Corrida 17
A	113275,280476823	112975,280476823	112675,280476823
B	-1960,88892226386	-1960,88892226386	-1960,88892226386
C	14,1865760037603	14,1865760037603	14,1865760037603
D	-0,05474454979023	-0,05474454979023	-0,05474454979023
E	1,21974139176E-04	1,21974139176E-04	1,21974139176E-04
F	-1,57343958E-07	-1,57343958E-07	-1,57343958E-07
G	1,09134E-10	1,09134E-10	1,09134E-10
H	-3,14945787674321E-14	-3,14945787674321E-14	-3,14945787674321E-14

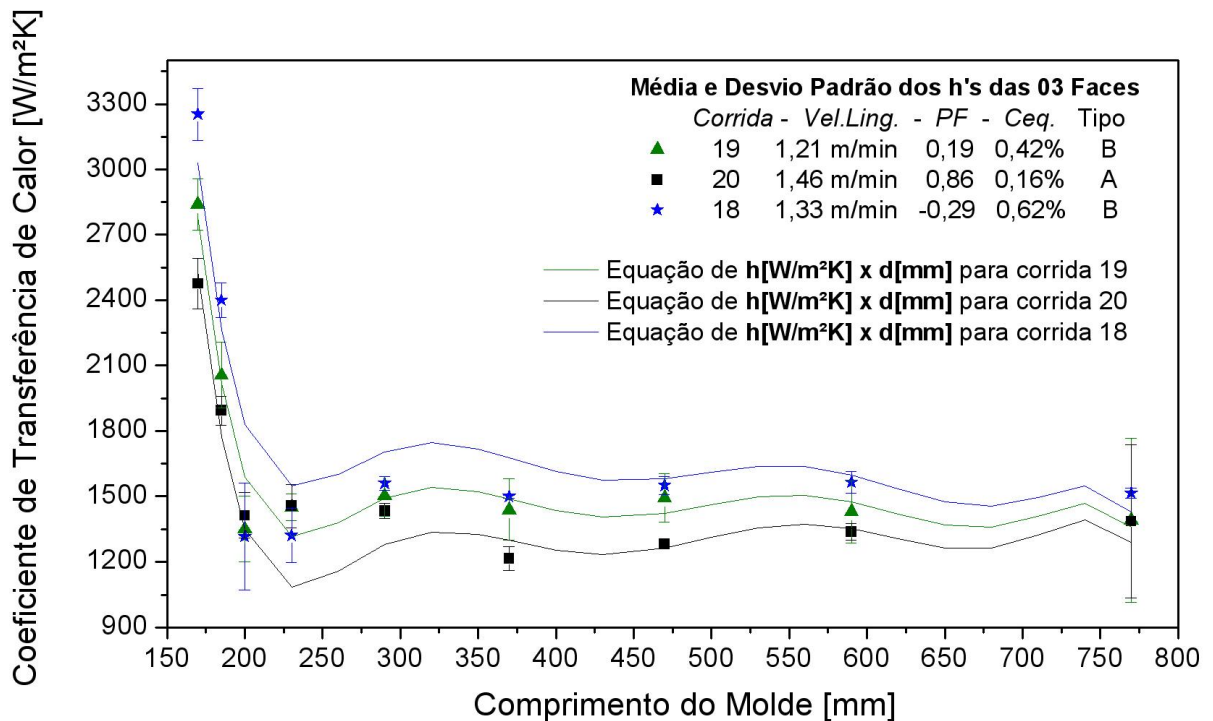


Figura 6.22 Curvas de h no molde geradas pelas equações polinomiais obtidas das médias e desvios-padrão dos h 's das faces raio externo, raio interno e lateral do molde de três corridas com composição química e Potencial Ferrítico diferentes do molde seção 180mm parabólico.

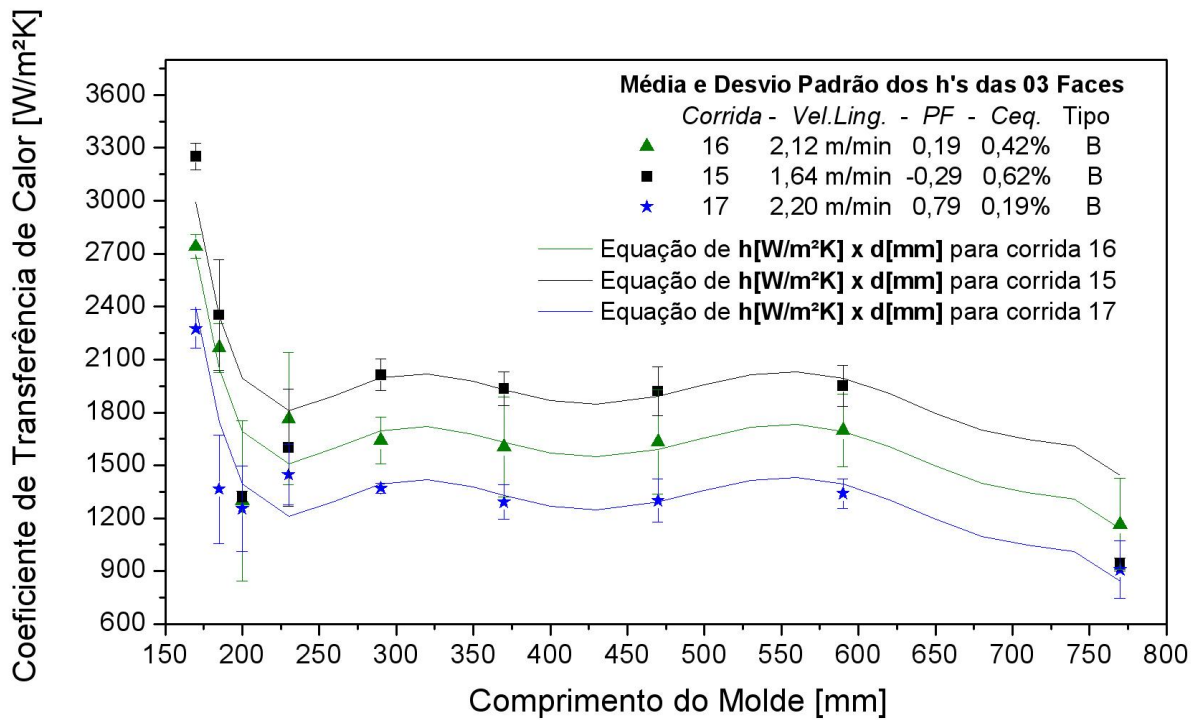


Figura 6.23 Curvas de h no molde geradas pelas equações polinomiais obtidas das médias e desvios-padrão dos h's das faces raio externo, raio interno e lateral do molde de três corridas com composição química e Potencial Ferrítico diferentes do molde seção 150mm parabólico.

Os coeficientes da Tabela 6.6 foram plotados em função da porcentagem de carbono equivalente das corridas. Com auxílio de um software matemático, obteve-se aproximação dos coeficientes das corridas por curvas do tipo exponencial, como mostram os gráficos da Figura 6.24 e Figura 6.25.

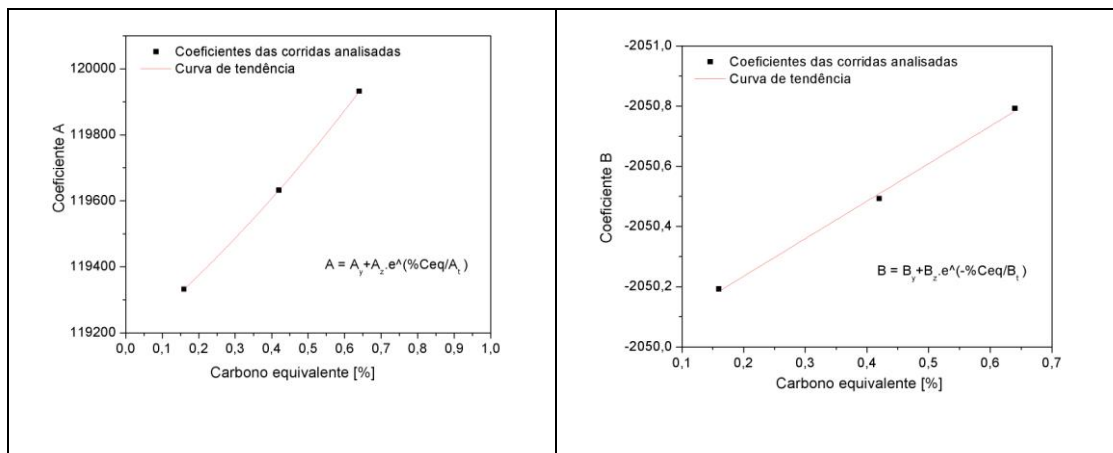


Figura 6.24 Coeficientes da Equação (6.5) em função do carbono equivalente para seção 180x180mm.

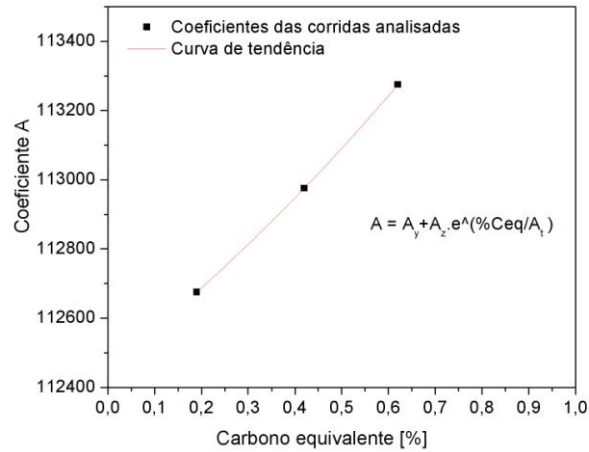


Figura 6.25 Coeficiente da Equação (6.5) em função do carbono equivalente para seção 150x150mm.

A equação geral para o cálculo dos h's no molde como função da distância do menisco e do carbono equivalente em molde de seção 180x180mm é dada por:

$$h = (A_y + A_z \cdot e^{\left(\frac{\%Ce q}{A_t}\right)}) + (B_y + B_z \cdot e^{\left(\frac{\%Ce q}{B_t}\right)}) \cdot d + C \cdot d^2 + D \cdot d^3 + E \cdot d^4 + F \cdot d^5 + G \cdot d^6 + H \cdot d^7 \quad (6.6)$$

A equação geral para o cálculo dos h's no molde como função da distância do menisco e do carbono equivalente em molde de seção 150x150mm é expressa por:

$$h = (A_y + A_z \cdot e^{\left(\frac{\%Ce q}{A_t}\right)}) + B \cdot d + C \cdot d^2 + D \cdot d^3 + E \cdot d^4 + F \cdot d^5 + G \cdot d^6 + H \cdot d^7 \quad (6.7)$$

Os coeficientes das equações acima estão listados na Tabela 6.6 e na Tabela 6.7.

Tabela 6.7 Coeficientes da equação de $h = f(d, \%Ce q)$.

Molde seção 180x180mm parabólico			
	y	z	t
A	117823,7222453900	1349,0450113635	1,4333209426
B	-6797,3456474928	4747,3602603117	-3807,0636896058
Molde seção 150x150mm parabólico			
A	110818,2855810960	1640,9045905675	1,5358268267

6.6 Aferição das Equações Obtidas para o Cálculo dos Coeficientes de Transferência de Calor da Interface Metal/Molde para Diferentes Moldes.

As equações obtidas para o cálculo dos h 's são válidas para determinadas faixas de velocidade de lingotamento e composição química dos aços em moldes de conicidade parabólica de seção quadrada de 240, 180 e 150 mm. Sabendo dessas condições, a aferição das equações foi realizada com a comparação das curvas de h geradas pelas equações e resultados gerados pelo programa numérico. As corridas selecionadas apresentam-se dentro das faixas de velocidade de lingotamento analisadas para obter as equações, mas com composições químicas dos aços diferentes.

Os resultados apresentados na Figura 6.26 e Figura 6.27 mostram a comparação das curvas dos h 's geradas pelas equações polinomiais com os h 's calculados pelo programa numérico desenvolvido para as seções 240x240mm, 180x180mm e 150x150mm.

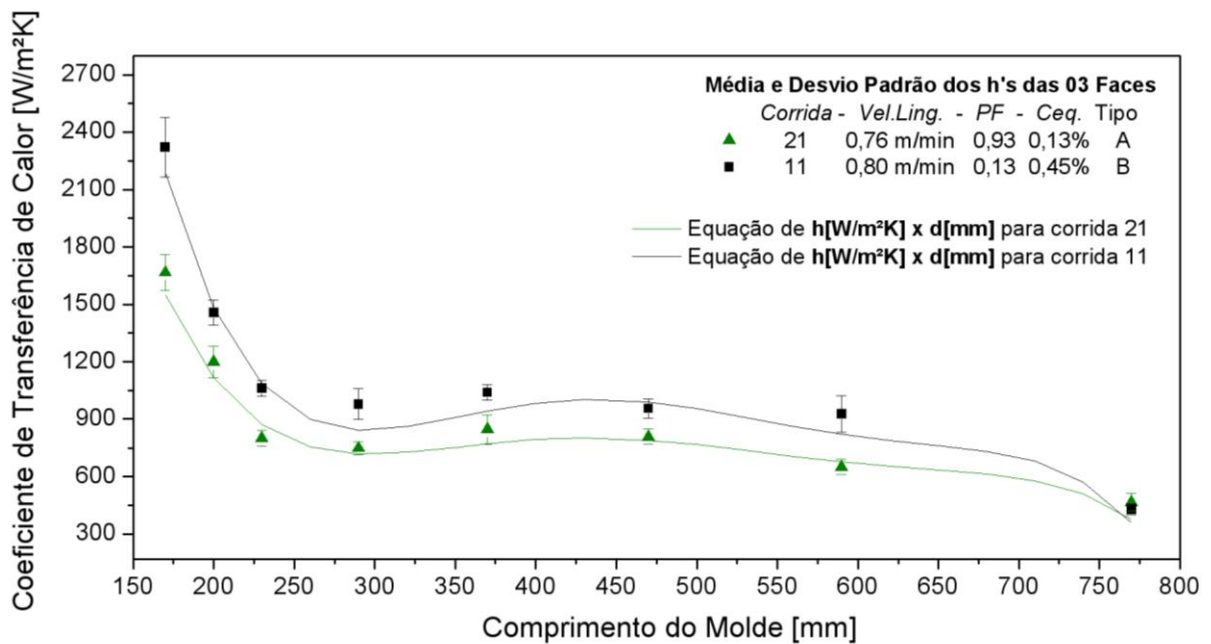


Figura 6.26 Comparação das curvas dos h 's no molde gerada pela Equação (6.3) em comparação com os resultados obtidas das médias e desvios-padrão dos h 's das faces raio externo, raio interno e lateral do molde de duas corridas lingotadas em molde de seção 240mm parabólico.

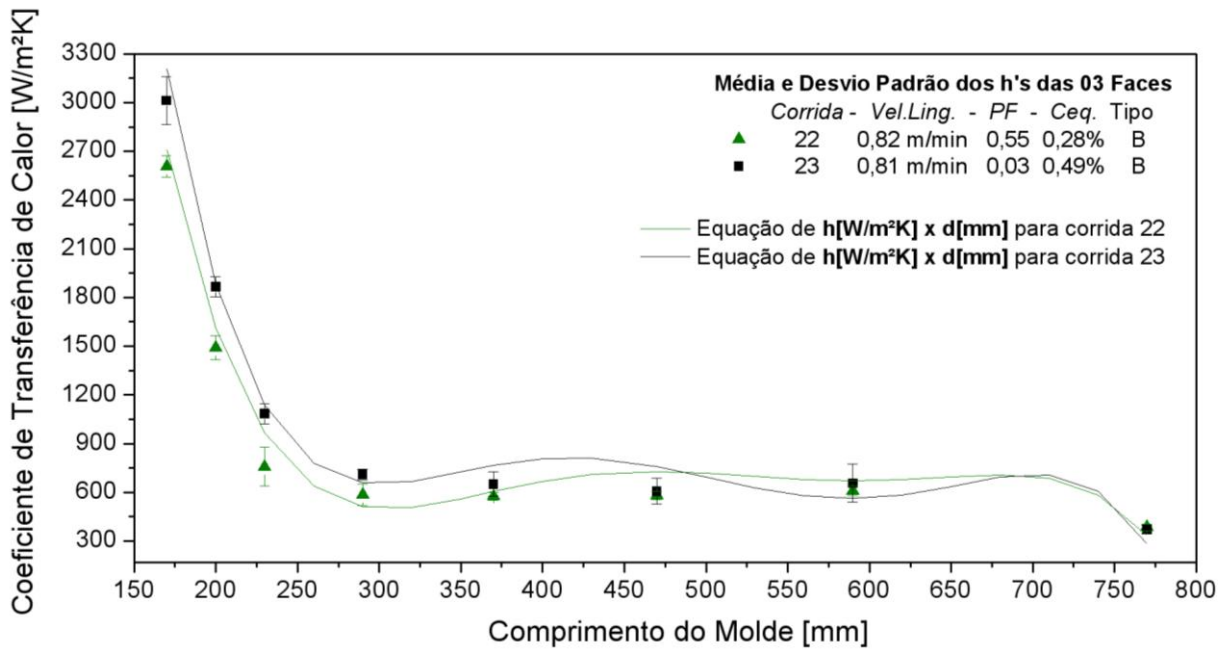


Figura 6.27 Comparação das curvas dos h 's no molde gerada pela Equação (6.4) em comparação com os resultados obtidos das médias e desvios-padrão dos h 's das faces raio externo, raio interno e lateral do molde de duas corridas lingotadas em molde de seção 240mm parabólico.

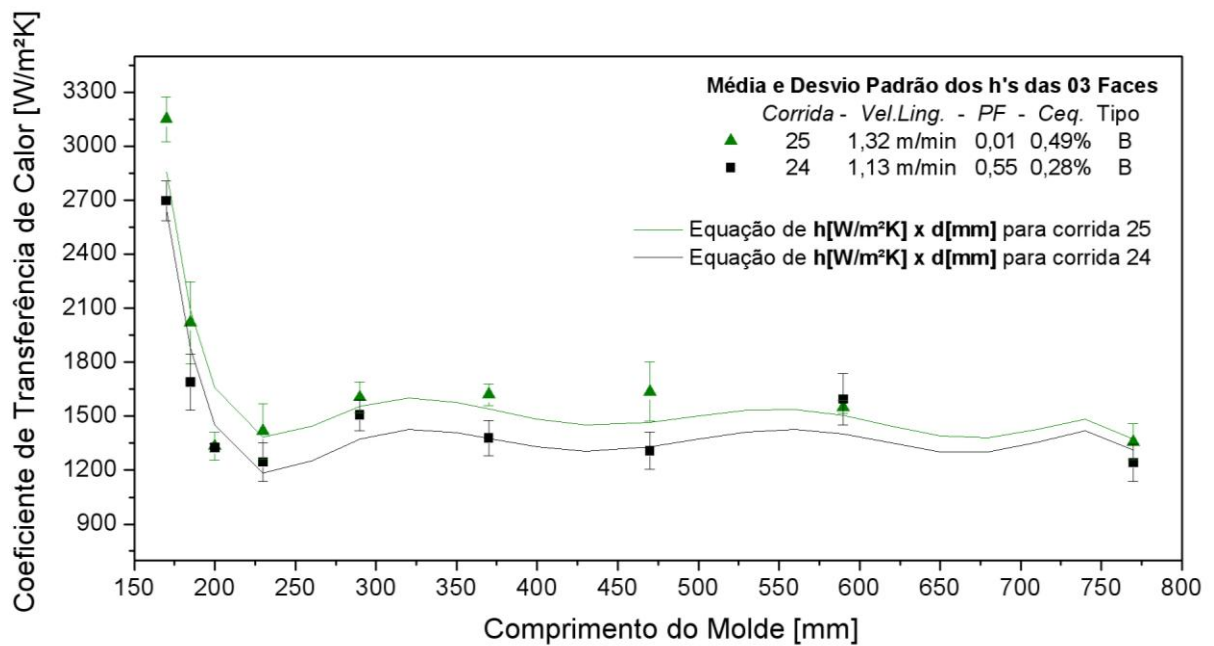


Figura 6.28 Comparação das curvas dos h 's no molde gerada pela Equação (6.6) em comparação com os resultados obtidos das médias e desvios-padrão dos h 's das faces raio externo, raio interno e lateral do molde de duas corridas lingotadas em molde de seção 180mm parabólico.

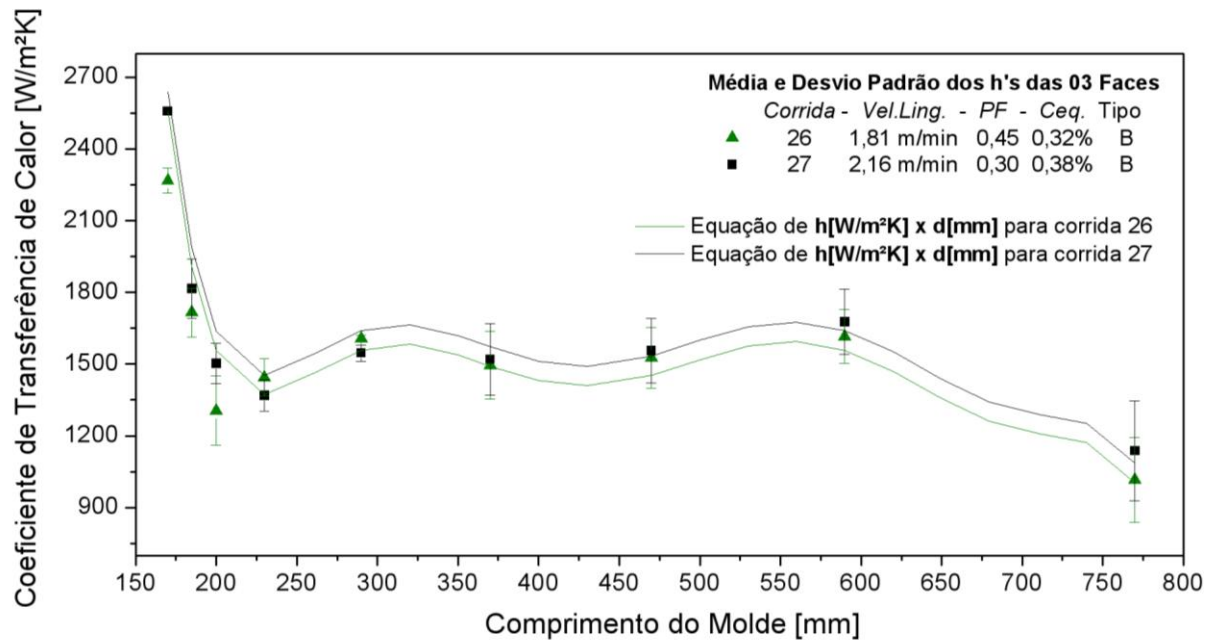


Figura 6.29 Comparação das curvas dos h 's no molde gerada pela Equação (6.7) em comparação com os resultados obtidas das médias e desvios-padrão dos h 's das faces raio externo, raio interno e lateral do molde de duas corridas lingotadas em molde de seção 150mm parabólico.

A aferição final das equações obtidas para o cálculo dos h 's nos moldes analisados foi realizada com a inserção das equações no modelo numérico e posterior simulação da transferência de calor no molde. Assim, foram comparadas as temperaturas experimentais monitoradas nas paredes dos moldes com as temperaturas resultantes da simulação numérica utilizando as equações para o cálculo dos h 's.

Nas distâncias da interface metal/molde as quais os termopares estão posicionados ao longo do comprimento dos moldes 240, 180 e 150 mm, as temperaturas simuladas e experimentais foram comparadas e mostraram uma boa aproximação, conforme observado nos resultados apresentados na Figura 6.30 à Figura 6.33.

O coeficiente de transferência de calor da interface molde/água de refrigeração (h_{amb}) adotado para a simulação de corridas lingotadas com molde de seção 240 mm foi obtido de uma média de todos os valores calculados nas corridas analisadas. O valor médio é de 23.000 W/m²K com desvio padrão de 2.000 W/m²K. Já para ambos os moldes de 150 e 180 mm, o h_{amb} utilizado foi de 35.000 W/m²K.

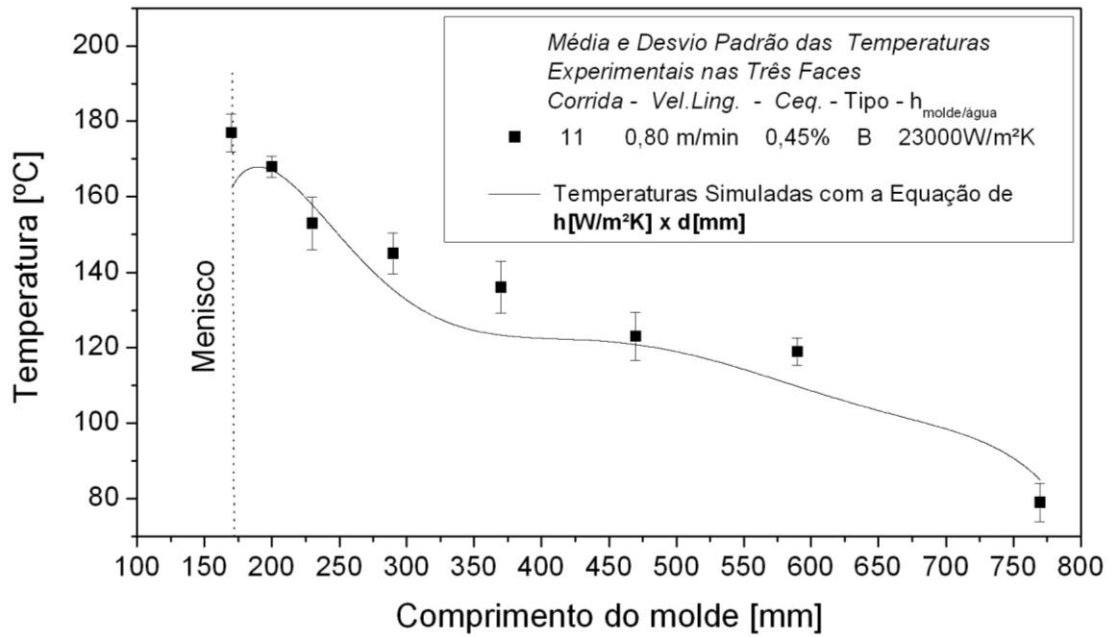


Figura 6.30 Comparação das temperaturas simuladas utilizando a Equação (6.3) para o cálculo dos h 's com as temperaturas experimentais monitoradas na parede do molde de seção 240mm parabólico.

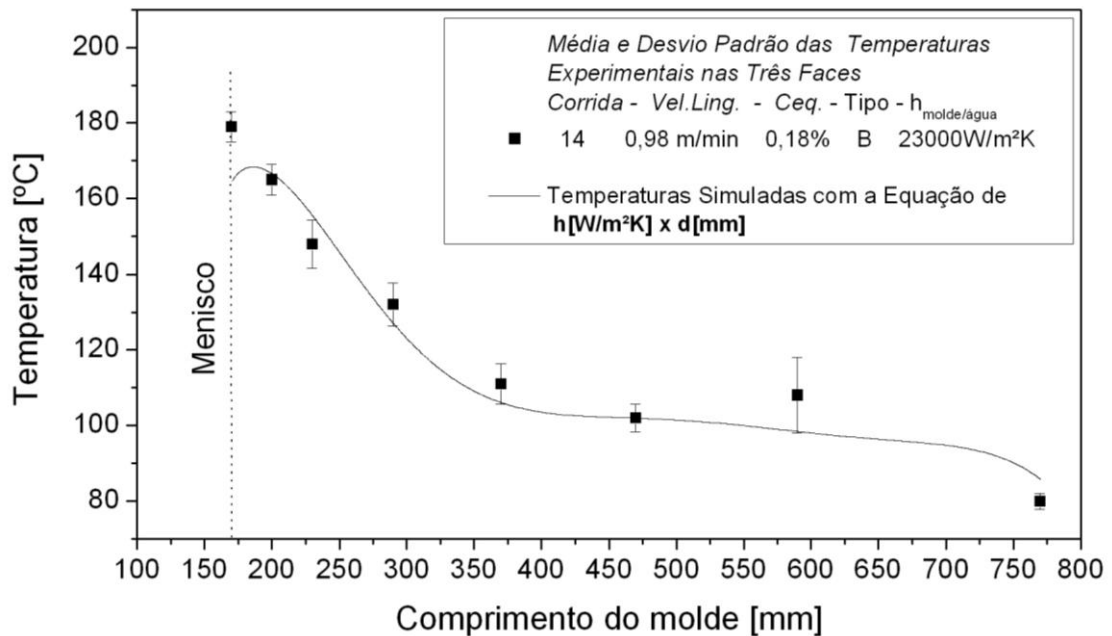


Figura 6.31 Comparação das temperaturas simuladas utilizando a Equação (6.4) para o cálculo dos h 's com as temperaturas experimentais monitoradas na parede do molde de seção 240mm parabólico.

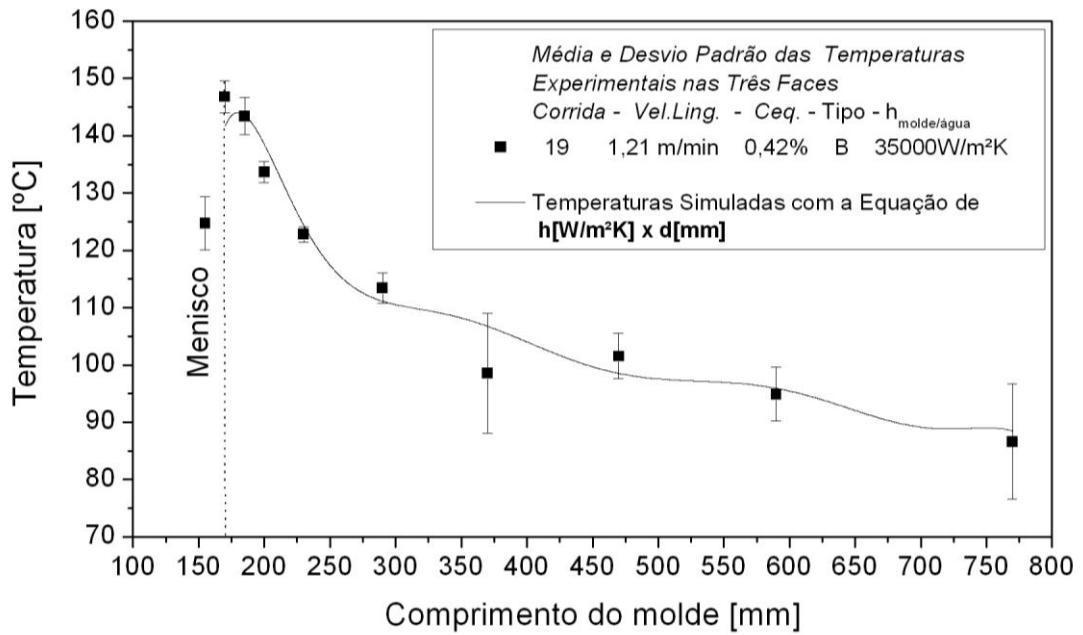


Figura 6.32 Comparação das temperaturas simuladas utilizando a Equação (6.6) para o cálculo dos h 's com as temperaturas experimentais monitoradas na parede do molde de seção 180mm parabólico.

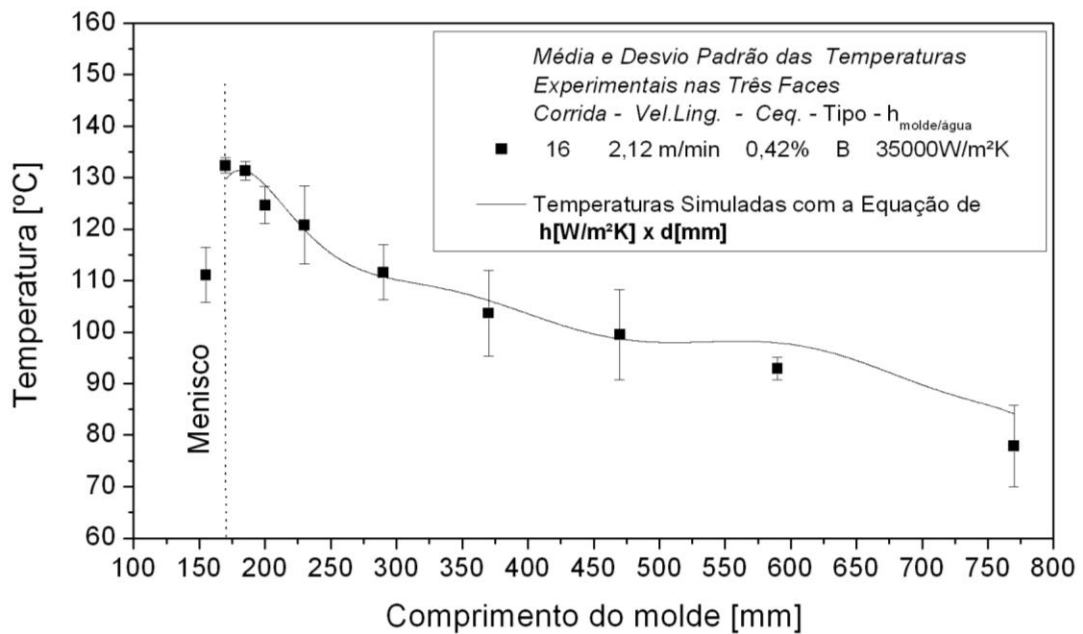


Figura 6.33 Comparação das temperaturas simuladas utilizando a Equação (6.7) para o cálculo dos h 's com as temperaturas experimentais monitoradas na parede do molde de seção 150mm parabólico.

7.0 CONCLUSÕES

7.1 Considerações Finais

Os resultados obtidos pelo modelo matemático desenvolvido, para o processo de lingotamento contínuo, e suas comparações com dados obtidos experimentalmente em planta industrial permitiram as seguintes conclusões:

- O modelo numérico utilizado na forma unidirecional demonstrou-se bastante eficiente quando comparado com as temperaturas medidas nos moldes de lingotamento contínuo, permitindo a simulação da solidificação de diversos aços e a determinação dos coeficientes de transferência de calor para cada face dos moldes ao longo de seu comprimento.
- O método utilizado para a determinação dos coeficientes de transferência de calor ao longo do molde, que emprega o confronto teórico/experimental de perfis de temperaturas, demonstrou-se confiável e permitiu a obtenção de valores numéricos específicos destes coeficientes correlacionados com as condições de contorno e parâmetros empregadas no processo, como a velocidade de lingotamento e a composição dos aços.
- Os coeficientes de transferência de calor calculados mostraram-se de acordo com a tendência dos aços a contrair com maior ou menor intensidade durante a solidificação do tarugo no molde em função do seu Potencial Ferrítico. Tendência essa que refletiu na transferência de calor, apresentando altos valores para a região do menisco, onde o contato térmico é mais efetivo, e diminuindo de acordo com a evolução da solidificação do aço, além de indicar a diferença existente entre a transferência de calor de um aço tipo A e um aço tipo B.
- Os resultados possibilitaram a determinação de expressões para o comportamento dos coeficientes de transferência de calor na interface metal/molde ao longo do comprimento dos moldes analisados, em forma de equações polinomiais e em função da composição química do aço para determinadas faixas de velocidades de lingotamento.

7.2 Proposta para Trabalhos Futuros

- Investigar mais detalhadamente a dependência das propriedades termofísicas como: densidade, condutividade térmica e calor específico nas fases líquida, pastosa e sólida com a composição química dos aços e com a temperatura, bem como desenvolver metodologias para determinar esses parâmetros termofísicos para diferentes tipos de aços.
- Estudar e determinar equações que correlacionam a influência da composição química dos aços nas temperaturas de transformação solidus e liquidus.
- Continuar o desenvolvimento do software de simulação para o processo de lingotamento contínuo para todas as etapas de resfriamento ao longo da máquina.
- Aplicar a mesma metodologia adotada no molde para determinar os coeficientes de transferência de calor da interface entre o metal e ambiente abaixo do molde e correlacioná-los com as condições operacionais de cada corrida.
- Analisar a solidificação dos aços e sua influência na geração de defeitos internos e superficiais no tarugo durante o lingotamento.

8.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Artigos Técnicos/Científicos

BECK, V. J. *Nonlinear estimation applied to the nonlinear inverse heat conduction problem*. **Int. J. Heat Mass Transfer**, V. 13, pp. 703–716. (1970).

BLAZEK, K. E.; Saucedo, I. G. *Characterization of the formation, propagation, and recovery of sticker / hanger type breakouts*. **ISIJ International**, V. 30, Nº 6, pp. 435-443, (1990).

CHANDRA, S.; Brimacombe, J. K.; Samarasekera, I.V. *Mould – strand interaction in continuous casting of steel billets. Part 3 – Mould heat transfer and taper*. **Ironmaking and Steelmaking**, V. 20, Nº 02, pp. 104-112. (1993).

CHOW, C.; Samarasekera, I. V. *High speed continuous casting of steel billets. Part 1: General overview*. **Ironmaking and Steelmaking**, V. 29 Nº. 1, pp 53-60. (2002a).

CHOW, C.; Samarasekera, I. V.; Walker, B. N.; Lockhart, G. *High speed continuous casting of steel billets. Part 2: Mould heat transfer and mould design*. **Ironmaking and Steelmaking**, V. 29 Nº. 1, pp 61-69. (2002b).

FUKADA, N.; Marukawa, Y.; Abe, K.; Ando, T. *Development of mold (HS-Mold) for high speed casting*. **Canadian Metallurgical Quarterly**, V. 38, Nº 5, pp. 337-346. (1999).

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, Nº 2, pp. 76-79. (1976).

HARSTE, K.; Schwerdtfeger, K. *Shrinkage of round iron-carbon ingots during solidification and subsequent cooling*. **ISIJ International**, V. 43, Nº 7, pp.1011-1020. (2003).

HEBI, Y.; Man, Y. *Inverse problem-based analysis on non-uniform profiles of thermal resistance between strand and mould for continuous round billets casting*. **Journal of Materials Processing Technology**, V. 183, pp. 49–56. (2007).

HO, K., Pehlke, R.D. *Mechanisms of heat transfer at a metal-mold interface*. **AFS Transactions**, V. 92, pp. 587 - 598. (1984).

HOWE, A. A. *Development of a computer model of dendritic microsegregation for use with multicomponent steels*. **Modelling the Flow and Solidification of Metals**. Ed. T J Smith, **Martinus Nijhoff Publishers**, Dordrecht, The Netherlands, pp 51-59. (1987).

JANIK, M., Dyja, H. *Modelling of three-dimensional temperature field inside the mould during continuous casting of steel*. **Journal of Materials Processing Technology**, V. 157–158, pp. 177–182, (2004).

KOMINAMI, H.; Kamada, N.; Tanaka, T.; Naitoh, S.; Hamaguchi, C.; Endoh, H. *Neural network system for breakout prediction in conditions casting process*. **Nippon Steel Technical Report**. V. 49, pp. 34-38. (1991).

KUMAR, S. et al. *Chaos at the meniscus –the genesis of defects in continuously cast steel billets*. **13TH PTD Conference Proceedings**, pp.119-140. (1995).

LAGERBERG, J. L.; Van der Plas, D. W. *Mould instrumentation to study the casting behaviour of billets*. **Proceedings of the 2nd European Continuous Casting Conference**, V. 1, VDEh, Dusseldorf, pp. 162-168. (1994).

MADILL, J.D. *Appllication of mould thermal monitoring to Avesta Sheffield's SMACC slab caster*. **Ironmaking and Steelmaking**, V. 23, N^o. 3, pp. 228-234. (1996).

MAEHARA, Y.; Yasumoto, K.; Sugitani, Y.; Gunji, K. *Effect of carbon on hot ductility of as-cast low alloy steels*. **Tetsu-to-Hagane (J. Iron Steel Inst. Jpn.)**. V. 71, N^o 11, pp. 1534-1541. (1985).

MAHAPATRA, R. B.; Brimacombe, J. K.; Samarasekera, I. V.; Walker, N.; Paterson, E. A.; Young, J. D. *Mold behavior and its influence on quality in the continuous casting of steel slabs: Part 1. Industrial trials, mold temperature measurements, and mathematical modeling*. **Metallurgical Transactions B**. V. 22B, pp. 861-874, (1991).

PARK, J. K. ; Samarasekera, I. V.; Thomas B. G.; Yoon, U. S . *Thermal and mechanical behavior of copper molds during thin-slab casting (i): plant trial and mathematical modeling*. **Metallurgical and Materials Transactions B**, V. 33B, pp. 1-12, (2002).

PARK, J. ; Kim, H.; Jeong, H.; Kim, G.; Cho, M. J.; Chung, J.; Yoon, M.; Kim, K. R.; Choi, J. *Continuous casting of steel billet with high frequency electromagnetic field*. **ISIJ International**, V. 43, N^o 6, pp. 813–819. (2003).

PEHLKE, R. D; Harabuchi, T.B. “*Continuous Casting Vol. IV*”. **Iron & Steel Society**, University of Michigan, pp. 308 – 316. (1988).

PINHEIRO, C. A. M.; Samarasekera, I. V.; Brimacombe, J. K.; Walker, B. N. *Mould heat transfer and continuously cast billet quality with mould flux lubrication: Part 1 Mould heat transfer*. **Ironmaking and Steelmaking**, V. 27, N^o. 1, pp. 37-54, (2000a).

PINHEIRO, C. A. M.; Samarasekera, I.V.; Brimacombe, J.K.; Howes, B.; Gussias, O. *Mould heat transfer and continuously cast billet quality with mould flux lubrication: Part 2 Quality issues*. **Ironmaking and Steelmaking**, V. 27, N^o. 2, pp. 144-159, (2000b).

QUARESMA J. M. V.; Santos, C.A.; Spim, J.A.; Garcia, A. *Influência do material e da espessura da parede do molde nos coeficientes de transferência de calor nas interfaces metal/molde e molde/ambiente*. **Anais do II Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais – ABM**, São Paulo-SP, CD-ROM, (1997).

SAMARASEKERA, I.V.; Anderson, D.L.; Brimacombe, J. K. *The thermal distortion of continuous-casting billet molds*. **Metallurgical Transactions B**, V. 13B, pp.91-103. (1982).

SANTOS, C.A.; Spim JR., J.A., Garcia, A., *Mathematical modeling and optimization strategies (generic algorithm and knowledge base) applied to the continuous casting of steel. Engineering Applications of Artificial Intelligence*, V.16, pp. 511-527, (2003).

SANTOS, C.A.; Fortaleza E.L.; Ferreira C.R.L.; Spim J.A.; Garcia A. *A Solidification heat transfer model and a neural network based algorithm applied to the continuous casting of steel billets and blooms. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, V. 13, pp. 1-17. (2005).

SANTOS, C.A.; Garcia, A.; Frick, C. R.; Spim, J. A. *Evaluation of heat transfer coefficients along the secondary cooling zones in the continuous casting of steel billets. Inverse Problems in Science and Engineering*, V. 14, pp. 687 – 700. (2006).

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*, V.26, pp. 17-27. (1974).

SOWKA, E.; Schulze-Diekhoff, P.; Harder, J.; Munscher, F.; Beirer, G. *Breakout Avoidance System, BASYS, for continuous slab casting. Iron and Steel Engineer*, V. 76, N° 5, pp. 30-34. (1999).

SPIM Jr., J.A.; Garcia, A. *Numerical analysis of solidification of complex shaped bodies: coupling of mesh elements of different geometries. Materials Science & Engineering*, V.A277, pp.198-205, (2000).

SPIM, J.A.; Garcia, A. *An optimization of the finite difference method for modeling solidification of complex shaped domains. Revista Brasileira de Ciências Mecânicas*, São Paulo, V.XIX, N° 3, pp. 392-409, (1997).

SUZUKI, M.; Yu, C. H.; Sato, H.; Tsui, Y.; Shibata, H.; Emi, T. *Origin of heat transfer anomaly and solidifying shell deformation of peritectic steels in continuous casting. ISIJ International*, V. 36, pp. 171-174. (1996).

THOMAS, B.G.; Samarasekera, I.V.; Brimacombe, J.K. *Mathematical model of the thermal processing of steel ingots: Part 1. Heat flow model. Metallurgical Transactions B*, V.18B, pp. 119-130, (1987).

THOMAS, B.G. *Continuous Casting: Modeling. The Encyclopedia of Advanced Materials*, (J. Dantzig, A. Greenwell, J. Michalczyk, Eds.) Pergamon Elsevier Science Ltd., Oxford, UK, V. 2, pp. 1-23, (2001).

TIADEN, J. *Phase field simulations of the peritectic solidification of Fe-C. Journal of Crystal Growth*, V. 198-199, pp. 1275-1280. (1999).

TRINDADE, L. B.; Vilela, A. C. F.; Vilhena, M. T.; Soares, R. B. *Efeitos térmicos e fluido-dinâmicos devidos a um agitador eletromagnético para tarugos. Revista Escola de Minas*, V. 54, N° 3, pp. 1-9. (2001).

WOLF, M. M.; Kurz, W. *The effect of carbon content on solidification of steel in the continuous casting mold. Metallurgical Transactions B*, V. 12B, pp.85-93. (1981).

WOLF, M. M. *Estimation method of crack susceptibility for new steel grades. First European Conference on Continuous Casting*, Florence, Italy. V. 2, pp. 23-25. (1991).

WOLF, M.M. *Mold heat transfer and lubrication control—two major functions of caster productivity and quality assurance*. **Proceedings of the 13th Process Technology Conference, Nashville**. pp. 99–117. (1995).

ZOU, J.; Tseng, A.A., *Microscopic modeling of fundamental phase transformations in continuous casting of steel*. **Metallurgical Transactions A**, V. 23A, pp. 457-467. (1992).

Livros

GARCIA, A. *Solidificação: Fundamentos e Aplicações*. Campinas, SP. **Editora da Unicamp**, (2001).

GARCIA, A.; Spim, J.A.; Santos, C.A.; Cheung, N. *Lingotamento Contínuo de Aços*. **Associação Brasileira de Metalurgia**, São Paulo, SP. (2006).

JACKSON, W.J.; Hubbard, M.W.; *Steelmaking for Steelfounders*. **Steel Casting Research and Trade Association**, pp. 183 – 195, (1979).

WOLF, M. M. *Inicial solidification and strand surface quality of peritectic steels*. **Continuous Casting**, V. 9, pp. 1-111, (1997).

Teses e Dissertações

MARCIAL, G. *Modelo inverso de estimación del coeficiente de transferencia de calor acero-molde, en el proceso de colada continua de planchones*. Tese de Engenharia Mecânica, Centro de Investigación Industrial (CINI) - Facultad de Ingeniería – Universidad de Buenos Aires, Argentina. (2002).

HOWE, A. A., PhD Thesis, University of Sheffield, (1993).

SANTOS, C. A. *A Inserção de Técnicas de Inteligência Artificial na Modelagem Matemática do Lingotamento Contínuo de Aços*. **Tese de Doutorado** – Unicamp, Campinas-SP, (2001).

SANTOS, C.A. *Modelagem Matemática da Solidificação e Aplicação de Estratégias de Controle Inteligente nas Etapas de Resfriamento do Lingotamento Contínuo de Aços*. **Relatório de Pós-Doutorado** – Ano 1; FAPESP Processo nº : 00 / 14314 – 7; DEMA/FEM/UNICAMP; (2002).

YASUMOTO, K. *Metallographic Study of Surface Cracking Mechanism in Continuously Cast Steel Slabs*. PhD – Thesis, Imperial University, Tokyo. (1998).

Em Meio Eletrônico

IBS (Instituto Brasileiro de Siderurgia) **Anuário Estatístico da Siderurgia Brasileira**. Rio de Janeiro: IBS (vários números) <<http://www.ibs.org.br/estatisticas.asp>>. Acesso em: 14 maio 2007.

Normas Técnicas

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 14724**: Informação e documentação - Trabalhos acadêmicos - Apresentação. Rio de Janeiro, 2005.