

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)

**DESENVOLVIMENTO DE SOFTWARE DE SIMULAÇÃO DA SOLIDIFICAÇÃO  
DE AÇOS NO PROCESSO DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO DE TARUGOS**

Vinicius Karlinski de Barcellos

Tese para a obtenção do título de

Doutor em Engenharia

Porto Alegre (RS)

2011

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)

**DESENVOLVIMENTO DE SOFTWARE DE SIMULAÇÃO DA SOLIDIFICAÇÃO  
DE AÇOS NO PROCESSO DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO DE TARUGOS**

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 obtenção de título de Doutor em Engenharia.

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Porto Alegre (RS)

2011

Esta tese foi julgada adequada para obtenção do título de Doutor 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. Seppo Louhenkilpi (Aalto University-Finland)

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Daniel Adrián Stariolo (Instituto de Física – UFRGS)

Prof. Dr. Noé Cheung (Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de São Paulo - IFSP)

Dr. Leonardo Barboza Trindade (Empresa Science, Technology & Engineering - STE)

Prof. Dr. Telmo Strohaecker  
Coordenador do PPGEM

*Dedico esta tese a minha esposa **Tatiane Gandin Nunes** pelo entusiasmo com que sempre me apoiou e incentivou ao longo desses anos de estudo.*

## AGRADECIMENTOS

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

Ao Professor Dr. Jaime Alvares Spim, 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, ao Dr. Carlos Raimundo Frick Ferreira e ao Prof. MSc. Cocian pelas valiosas observações e auxílio no desenvolvimento do projeto.

À Siderúrgica Gerdau Aços Especiais Piratini, por disponibilizar todos os recursos necessários para a realização dos ensaios experimentais.

Aos colegas do Laboratório de Fundição da UFRGS, pelo auxílio e colaboração na realização dos ensaios experimentais.

À minha esposa e companheira Tatiane Gandin Nunes, pelo incentivo, carinho e paciência que demonstrou durante estes anos.

Aos meus pais Fausto José e Rosa Maria e aos meus irmãos Michel, Vitor e Rafael, pelo apoio e incentivo aos estudos.

“Nunca desistam! Nunca, nunca, nunca, de coisa alguma, grande ou pequena, nunca desista, a não ser por causa de convicções de honra e bom senso.”

Winston Churchill, Speech, 1941, Harrow School

British politician (1874 - 1965)

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS .....	X
LISTA DE TABELAS .....	XIV
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS .....	XV
RESUMO .....	XVII
ABSTRACT .....	XVIII
1.0 INTRODUÇÃO.....	1
2.0 OBJETIVOS .....	4
3.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	5
3.1 Lingotamento Contínuo .....	5
3.2 Modos de transferência de calor no processo de LC .....	8
3.3 Modelamento numérico do processo LC .....	9
3.4 Instrumentação da máquina de LC .....	13
3.5 Transição colunar-equiaxial (TCE) .....	14
3.6 Espaçamento dendrítico primário e secundário .....	17
3.7 Modelos de macro e microestruturas de formação .....	21
4.0 APLICAÇÃO DE MODELOS DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR E SOLIDIFICAÇÃO PARA SIMULAÇÃO DO LC.....	24
4.1 Influência dos parâmetros termofísicos na simulação do LC.....	24
4.1.1 Cálculo das temperaturas solidus e liquidus.....	25
4.1.2 Cálculo das propriedades termofísicas utilizando o modelo de transformação de fases IDS .....	26
4.1.3 Determinação do carbono equivalente .....	28
4.1.4 Determinação da fração sólida .....	28
4.2 Descrição do modelo .....	32
4.2.1 Tratamento da transformação de fase .....	34
4.2.2 Método Numérico de Diferenças Finitas (MDF) .....	35
4.2.3 Condições de contorno .....	37
4.2.4 Analogia entre sistemas térmicos com circuitos elétricos .....	40
4.3 Considerações físicas e matemáticas .....	42
4.4 Rotinas numéricas para a simulação do LC.....	44

4.5	Desenvolvimento do software para a simulação do LC .....	44
5.0	MATERIAIS E MÉTODOS.....	49
5.1	Levantamento dos dados e parâmetros operacionais da máquina de lingotamento contínuo .....	50
5.2	Instrumentação da máquina de lingotamento contínuo da AEP-GERDAU.....	51
5.2.1	Instrumentação dos moldes .....	51
5.2.2	Instrumentação da superfície dos lingotes.....	54
5.3	Análise macro e microestrutural dos tarugos de aços lingotados.....	56
5.3.1	Preparação das amostras para análise metalográfica.....	56
5.3.2	Metodologia para análise da macroestrutura – Transição colunar-equiaxial.....	58
5.3.3	Metodologia para análise da microestrutura – Espaçamentos dendríticos .....	59
5.4	Apresentação das ferramentas numéricas usadas para aferição do InALC+.....	60
6.0	RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	62
6.1	Seleção de corridas monitoradas com instrumentação na parede do molde e na superfície dos lingotes .....	62
6.1	Temperaturas do molde .....	64
6.2	Temperaturas na superfície do tarugo .....	73
6.3	Ajuste dos coeficientes de transferência de calor do programa de simulação InALC+.....	76
6.4	Validação do programa de simulação InALC+ .....	80
6.4.1	Temperatura superfície .....	80
6.4.2	Espessura da casca solidificada .....	81
6.4.3	Comparação de resultados simulados do InALC+ com o TEMPSIMU.....	83
6.5	Efeito de parâmetros térmicos na simulação da transferência de calor no lingotamento contínuo. ....	84
6.5.1	Efeito do coeficiente de transferência de calor do molde.....	85
6.5.2	Efeito da condutividade térmica efetiva ( $k_{ef}$ ).....	86
6.5.3	Efeito das curvas de fração sólida na solidificação .....	87
6.5.4	Efeito do cálculo das temperaturas solidus e liquidus na solidificação.....	88
6.6	Efeito de parâmetros de processo na simulação da transferência de calor no lingotamento contínuo. ....	89
6.6.1	Efeito da variação da velocidade de lingotamento na solidificação .....	90
6.6.2	Efeito da variação da temperatura de lingotamento na solidificação .....	91
6.6.3	Efeito da variação da composição química na solidificação .....	92

6.7	Correlação numérica da morfologia de solidificação com parâmetros térmicos....	93
6.7.1	Medições das TCE e correlação com parâmetros térmicos de solidificação	93
6.7.2	Medições de EDS e correlação com taxas de resfriamento.....	99
7.0	CONCLUSÕES .....	102
7.1	Considerações finais .....	102
7.2	Sugestões para trabalhos futuros .....	103
8.0	Publicações/Trabalhos apresentados e relacionados com o tema da pesquisa .....	104
8.1	Artigos em revistas nacionais e internacionais.....	104
8.2	Trabalhos em congressos e seminários.....	104
9.0	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	106
10.0	APÊNDICE 01 .....	110

## LISTA DE FIGURAS

	Pág.
Figura 1.1 Parque industrial produtor de aço no Brasil. (Fonte: Instituto Aço Brasil, 2010) .....	3
Figura 3.1 Representação esquemática da máquina de lingotamento contínuo.....	6
Figura 3.2 Representação esquemática do molde de LC indicando os principais fenômenos físicos que ocorrem no processo.....	7
Figura 3.3 Mecanismos de transferência de calor no sistema metal/molde.....	9
Figura 3.4 Trinca induzida pela cunha em uma amostra de placa (Espessura da placa 210 mm). (Louhenkilpi, 2006) .....	11
Figura 3.5 Marcas brancas formadas pelo uso do FEMS. Macrografias obtidas com (a) método de Baumann e (b) técnica metalográfica. (Barcellos, 2009) .....	11
Figura 3.6 Desenho representativo da estrutura dos grãos, mostrando as zonas coquilhada, colunar e equiaxial. (Fleming, 1974) .....	15
Figura 3.7 Estrutura dendrítica característica, onde $\lambda_1$ e $\lambda_2$ são as distâncias entre os braços primários e secundários, respectivamente (Kurz, 1992) .....	18
Figura 3.8 Evolução da solidificação e estrutura simulada, de acordo com o tempo de simulação (Ramirez, 2006) .....	22
Figura 3.9 Dendrita simulada utilizando o modelo de Campo de Fases. (Furtado, 2007) .....	23
Figura 3.10 Estrutura de solidificação simulada de um tarugo de seção quadrada de 120mm de uma liga Fe-0.7%C. a) sem EMS. b) com EMS. (Yamazaki, 2006) .....	23
Figura 4.1 Tela principal de simulação do programa IDS. ....	27
Figura 4.2 Desenho representativo da zona pastosa mostrando um elemento de volume de um braço dendrítico primário e as frações de fases. (Miettinen, 2010) .....	27
Figura 4.3 Detalhe da região peritética do diagrama Fe-C. ....	29
Figura 4.4 a) Evolução da fração sólida para diferentes taxas de resfriamento. (Mondragón, 2008). b) Diagrama de fase Fe-C fora do equilíbrio de um aço com 0,32Si-1,0Mn-0,01P-0,015S. ZST= Temperatura de resistência zero, ZDT = Temperatura de ductilidade zero (Kim, 1996) .....	30
Figura 4.5 Evolução da fração sólida para diferentes equações de $f_s$ com as temperaturas solidus e liquidus calculadas com o modelo IDS. ....	31
Figura 4.6 Evolução da fração sólida para diferentes equações de $f_s$ com as temperaturas solidus e liquidus calculadas com a equação de Thomas (Thomas, 1987a) .....	31
Figura 4.7 Área do lingote modelada matematicamente.....	33
Figura 4.8 Representação da malha de nós num sistema bidimensional. ....	36

Figura 4.9	Representação da malha de nós mostrando uma condição de contorno.....	40
Figura 4.10	Representação esquemática da malha bi-dimensional dos elementos do <i>MDF</i> . ..	41
Figura 4.11	Fluxograma da estrutura geral de funcionamento das rotinas numéricas.....	44
Figura 4.12	Janela de abertura e estrutura da barra de ferramentas do software InALC+.....	45
Figura 4.13	Tela de cadastramento das informações relativas à corrida.....	46
Figura 4.14	Tela de simulação do InALC+.....	47
Figura 4.15	Tela principal que mostra as curvas de temperaturas experimentais na parede do molde e os coeficientes de transferência de calor na interface metal/molde calculados ao longo do comprimento do molde para uma determinada corrida. .	48
Figura 4.16	Tela de simulação do InALC+ Analiser. ....	48
Figura 5.1	Fluxograma resumido da metodologia de trabalho. ....	49
Figura 5.2	Posição dos termopares nos moldes: (a) 240x240mm parabólico e linear; (b) 150x150mm parabólico; (c), 180x180mm parabólico. <sup>(Barcellos, 2007)</sup> .....	51
Figura 5.3	Detalhes da instalação dos termopares: (a) Molde 150 parabólico, (b) Molde 180 parabólico, c) Molde 240 parabólico e linear, d) Fotografias da superfície externa do molde durante a usinagem. ....	53
Figura 5.4	Representação esquemática das posições e pontos de monitorização ao longo da máquina de LC.....	55
Figura 5.5	Pirômetro infravermelho móvel usado para medir a temperatura da superfície do lingote. ....	56
Figura 5.6	a) Fotografia de um dos blocos. b) Esquema de corte e retífica.....	57
Figura 5.7	(a) Ilustração da região onde os corpos de prova foram retirados para análise da estrutura dendrítica (Seção 150 mm). (b) Imagem de uma macro e micrografia.	58
Figura 5.8	Esquemas representativos das técnicas utilizadas para avaliar os comprimentos das zonas colunares (Seção 150mm). ....	59
Figura 5.9	a) Esquema representativo da técnica utilizada para quantificar os espaçamentos dendríticos secundários. b) Ilustração da área definida para medição dos <i>EDS</i> (seção 150).....	60
Figura 5.10	Temperaturas e espessuras da casca solidificada medidas e calculadas. <sup>(Adaptado de Louhenkilpi, 2005)</sup> .....	61
Figura 5.11	Temperaturas experimentais e simuladas da superfície do tarugo de seção quadrada 150 mm. <sup>(Barcellos, 2009)</sup> .....	61
Figura 6.1	Perfis de temperaturas no molde de 14 corridas monitoradas durante 24 horas. Face externa. Corridas 244 a 260 – Molde 240 parabólico. ....	64
Figura 6.2	Perfis de temperaturas mediadas ao longo das três faces de um molde durante duas corridas consecutivas com uma mesma composição química (0,07%C). Corridas 99133 e 99134 – Molde 240 parabólico. a) Face externa, b) Face interna, c) Face lateral.....	66
Figura 6.3	Perfis de temperaturas no molde durante um “fly”. Corridas 9403, 9405 e 9405 – Molde 240 parabólico. a) Face externa, b) Face interna, c) Face lateral. ....	67
Figura 6.4	Perfis de temperaturas no molde. Corrida 99138 – Molde 240 parabólico. a) Temperaturas em função do tempo; b) Temperaturas médias e desvios padrão. .	68

- Figura 6.5 Perfis de temperaturas no molde. Corrida 7440 – Molde 180 parabólico. a) Temperaturas em função do tempo; b) Temperaturas médias e desvios padrão. .69
- Figura 6.6 Perfis de temperaturas no molde. Corrida 6474 – Molde 150 parabólico. a) Temperaturas em função do tempo; b) Temperaturas médias e desvios padrão. .70
- Figura 6.7 Comparação entre os coeficientes de transferência de calor obtidos pela **Equação (6.1)** e pelo simulador InALC+ Molde. a) Molde 150 Parabólico. b) Molde 180 Parabólico. c) Molde 240 Parabólico. <sup>(de Barcellos, 2010)</sup> ..... 73
- Figura 6.8 Resultados experimentais da temperatura da superfície do lingote. a) Molde 240 Parabólico. b) Molde 150 Parabólico. .... 74
- Figura 6.9 Resultados experimentais da temperatura da superfície do lingote de diferentes aços: baixo, médio e alto carbono. Corridas 89592, 87562 e 88537 – Molde 150 Parabólico. As vazões de água na região de sprays são 0,25 l/kg, 0,25 l/kg e 0,34 l/kg, respectivamente. .... 75
- Figura 6.10 Resultados experimentais da temperatura da superfície do lingote de diferentes aços: baixo, médio e alto carbono. Corridas 94945, 94730 e 99138 – Molde 240 Parabólico. As vazões de água na região de sprays são 0,11 l/kg, 0,20 l/kg e 0,20 l/kg, respectivamente. .... 76
- Figura 6.11 Comparação entre temperaturas experimentais e simuladas da superfície de tarugos. a) Corrida 6439 - Molde 150 Parabólico. b) Corrida 94945 - Molde 240 Parabólico. .... 78
- Figura 6.12 Coeficientes de transferência de calor da interface metal/meio externo. a) Molde 150 Parabólico. b) Molde 240 Parabólico. .... 80
- Figura 6.13 Comparação entre temperaturas experimentais e simuladas da superfície de tarugos. a) Corrida 6440 e 89592 - Molde 150 Parabólico. b) Corrida 94730 e 99138 – Molde 240 Parabólico..... 81
- Figura 6.14 Macrografia da seção transversal mostrando as marcas brancas geradas pelo uso do EMS e o perfil simulado das isothermas liquidus e solidus. a) Corrida 7444 seção 180 mm parabólico. b) Corrida 6459 seção 150 mm parabólico..... 83
- Figura 6.15 a) Comparação entre temperaturas experimentais de superfície e temperaturas simuladas com o InALC+ e o TEMPSIMU, e b) Evolução das isothermas solidus e liquidus. Corrida 6440 - Molde 150 Parabólico. .... 84
- Figura 6.16 Influência do coeficiente de transferência de calor no molde na evolução da temperatura de superfície do tarugo e na evolução da casca sólida. Corrida 94945 - Molde 240 Parabólico. .... 85
- Figura 6.17 a) Perfil das isothermas liquidus e solidus com variação no valor do parâmetro “A” da equação para cálculo da  $K_{ef}$ . Corrida 7444 - Molde 180 Parabólico..... 86
- Figura 6.18 a) Evolução da fração sólida para diferentes equações de  $f_s$  com as temperaturas solidus e liquidus calculadas com o modelo IDS. b) Perfil das isothermas liquidus e solidus e temperaturas de superfície obtidos da simulação com diferentes equações para o cálculo da fração sólida na zona pastosa. Corrida 94730 - Molde 240 Parabólico. .... 88
- Figura 6.18 Influência da variação das temperaturas solidus e liquidus na evolução da temperatura de superfície do tarugo e na evolução da casca sólida. Corrida 6439 - Molde 150 Parabólico..... 89

Figura 6.19 Influência da variação da velocidade de lingotamento na evolução da temperatura de superfície do tarugo e na evolução da casca sólida. Corrida 6502 - Molde 150 Parabólico. ....	90
Figura 6.20 Influência da variação da temperatura de lingotamento na evolução da temperatura de superfície do tarugo e na evolução da casca sólida. Corrida 6502 - Molde 150 Parabólico. ....	91
Figura 6.21 Influência da variação da composição química dos aços na evolução da casca sólida. Corridas 94945, 94730 e 99138 - Molde 240 Parabólico. ....	92
Figura 6.22 Macrografia de dois aços de tarugos de seção 150 parabólica. Corridas 6498 e 6492. ....	94
Figura 6.23 Faixa de início e fim da TCE medida nas amostras de aços obtidas das corridas mostradas na <b>Tabela 6.5</b> e os perfis das isothermas liquidus e solidus simuladas com o programa InALC+. ....	95
Figura 6.24 Método para medir os parâmetros térmicos de solidificação a partir das curvas de resfriamento simulados. ....	96
Figura 6.25 Variação do gradiente térmico a cada 5 mm da superfície ao centro das amostras de tarugo. Corridas 6498, 6492, 6467 e 6440 – Seção 150 Parabólico. (a) Resultado simulado com o InALC+ e medidas experimentais da TCE. (b) Resultado simulado com o TEMPSIMU. ....	98
Figura 6.26 Variação da taxa de resfriamento a cada 5 mm da superfície ao centro das amostras de tarugo. Corridas 6498, 6492, 6467 e 6440 – Seção 150 Parabólico. (a) Resultado simulado com o InALC+ e medidas experimentais da TCE. (b) Resultado simulado com o TEMPSIMU. ....	98
Figura 6.27 Variação da velocidade da isoterma liquidus a cada 5 mm da superfície ao centro das amostras de tarugo. Corridas 6498, 6492, 6467 e 6440 – Seção 150 Parabólico. (a) Resultado simulado com o InALC+ e medidas experimentais da TCE. (b) Resultado simulado com o TEMPSIMU. ....	99
Figura 6.28 Micrografias da evolução dos EDS desde a superfície ao centro da amostra. Corridas 6492 – Seção 150 Parabólico. ....	100
Figura 6.29 Espaçamentos dendríticos secundários experimentais e simulados. Corridas 6498, 6492, 6467 e 6440 – Seção 150 Parabólico. ....	101

## LISTA DE TABELAS

	Pág.
Tabela 3.1 Algumas equações da literatura para estimar os $\lambda_1$ e $\lambda_2$ . .....	19
Tabela 5.1 Nomenclatura adotada dos termopares para moldes 240, 150 e 180.....	52
Tabela 5.2 Posições de monitoramento de temperaturas com pirômetro.....	54
Tabela 6.1 Composição química e condições operacionais das corridas monitoradas na planta industrial. ....	63
Tabela 6.2. Faixas de valores de parâmetros de processo da <b>Equação (6.1)</b> .....	72
Tabela 6.3 Propriedades termofísicas dos aços calculadas com o modelo IDS. ....	77
Tabela 6.4 Composição química e parâmetros de processo dos aços. ....	93
Tabela 6.5 Faixa de ocorrência da TCE. ....	94
Tabela 10.1 Condições de contorno utilizado pelo programa numérico dos elementos de contato da máquina de LC de tarugos com seção 150 mm.....	110
Tabela 10.2 Condições de contorno utilizado pelo programa numérico dos elementos de contato da máquina de LC de tarugos com seção 180 mm.....	111
Tabela 10.3 Condições de contorno utilizado pelo programa numérico dos elementos de contato da máquina de LC de tarugos com seção 240 mm.....	112

## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

**Letras latinas**

$A_t$	=	área de passagem do fluxo térmico	[mm <sup>2</sup> ]
$c$	=	calor específico do material	[J/kg.K]
$C_{eq}$	=	carbono equivalente	[% peso]
$C_{i,j}$	=	capacitância térmica	[W/K]
$C_R$	=	taxa de resfriamento	[°C/s]
$f_s$	=	fração sólida em peso	[adimensional]
$G$	=	gradiente térmico	[°C/mm]
$Q$	=	termo de geração interna de calor	[J/m <sup>3</sup> .K.s]
$h_s$	=	coeficiente de transferência de calor na interface metal/ambiente	[W/m <sup>2</sup> .K]
$h_i, h_g$	=	coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde	[W/m <sup>2</sup> .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]
$R_{nw}$	=	resistência térmica newtoniana	[m <sup>2</sup> .K/W]
$R_t$	=	resistência térmica	[m <sup>2</sup> .K/W]
$t$	=	tempo	[s]
$t_f$	=	tempo local de solidificação	[s]
$T$	=	temperatura	[°C]
$T_F$	=	temperatura de fusão	[°C]
$T_L$	=	temperatura liquidus	[°C]
$T_{amb}$	=	temperatura ambiente	[°C]
$T_{sup}$	=	temperatura superfície do lingote	[°C]
$T_S$	=	temperatura solidus	[°C]
$T_{sim}$	=	temperatura simulada	[°C]
$T_V$	=	temperatura de lingotamento	[°C]
$V_L$	=	velocidade de lingotamento	[m/min]

$v$	=	velocidade de solidificação	[mm/s]
$x, y, z$	=	coordenadas de posição	[mm]

### Subscrito

S	=	Sólido
L	=	Líquido
P	=	Pastoso
$i$	=	Coordenada na direção do eixo x
$j$	=	Coordenada na direção do eixo y

### Sobrescrito

$n$	=	tempo
$n+1$	=	incremento de tempo

### Letras gregas

$\alpha$	=	difusividade térmica do metal	[m <sup>2</sup> /s]
$\rho$	=	densidade do material	[kg/m <sup>3</sup> ]
$\lambda$	=	espaçamento dos braços dendríticos	[ $\mu$ m]
$\alpha$	=	difusividade térmica do metal	[m <sup>2</sup> /s]
$\gamma$	=	Austenita	
$\delta$	=	Ferrita delta	
$\varepsilon$	=	Emissividade	
$\sigma$	=	Constante de Stefan-Boltzmann	[W/m <sup>2</sup> K <sup>4</sup> ]

### Abreviações

MDF	=	Método de Diferenças Finitas
M-EMS	=	Agitador Eletromagnético do Molde
F-SEM	=	Agitador Eletromagnético do Final da máquina de LC
LC	=	Lingotamento Contínuo
InALC+	=	Inteligência Artificial no Lingotamento Contínuo
TCE	=	Transição colunar-equiaxial
CQ	=	Composição química
TC	=	Termopar

## RESUMO

KARLINSKI DE BARCELLOS, Vinicius. DESENVOLVIMENTO DE SOFTWARE DE SIMULAÇÃO DA SOLIDIFICAÇÃO DE AÇOS NO PROCESSO DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO DE TARUGOS. Porto Alegre. 2011. Tese de doutorado. Programa de Pós Graduação em Materiais, Metalurgia e Minas, UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL.

O objetivo deste trabalho consiste no desenvolvimento e aplicação de um software de simulação para o processo de lingotamento contínuo que seja capaz de simular com precisão e confiabilidade a solidificação de tarugos de aço, possibilitando a otimização do processo de fabricação dos produtos siderúrgicos. Para a validação do software, utilizou-se de resultados obtidos experimentalmente de medições de temperaturas em planta e de amostras de aços lingotados. As medidas de temperatura foram realizadas com a inserção de termopares ao longo da parede de moldes e com uso de pirômetro óptico posicionado em diferentes regiões da máquina de LC. O modelo desenvolvido mostrou-se bastante coerente e preciso quando seus resultados foram comparados com os dados experimentais do processo. Foram analisados lingotes de seção quadrada de 240 mm, 180 mm e 150 mm. Com a simulação de uma seqüência de corridas monitoradas foi possível obter resultados para ajuste de parâmetros térmicos como os coeficientes de transferência de calor nas interfaces metal/molde e metal/ambiente. Posteriormente, aferições foram realizadas com dados reais de processo e com outros programas numéricos da literatura aplicados ao processo de LC. Com o programa de simulação devidamente aferido, correlações numéricas e experimentais foram realizadas para verificar a influência de parâmetros térmicos ( $\rho$ ,  $c$ ,  $k$ ,  $T_L$ ,  $T_S$ ), parâmetros de processo ( $T_V$ ,  $V_L$ ,  $CQ$ ) e parâmetros estruturais ( $\lambda_1$ ,  $\lambda_2$ ,  $TCE$ ) na evolução da casca solidificada e perfil térmico dos tarugos. Dessa forma, equações empíricas que correlacionam esses parâmetros foram analisadas e posteriormente adotadas no programa numérico.

Palavras-chaves: lingotamento contínuo de aços, solidificação, transferência de calor, simulação.

## ABSTRACT

KARLINSKI DE BARCELLOS, Vinicius. DEVELOPMENT OF SIMULATION SOFTWARE FOR THE CONTINUOUS CASTING PROCESS OF STEEL BILLETS. Porto Alegre. 2011. PhD Thesis. Post-Graduation in Materials, Metallurgy and Mines Engineering, FEDERAL UNIVERSITY OF RIO GRANDE DO SUL.

The development and application of simulation software for the continuous casting process is proposed in this work. The heat transfer and solidification models were validated with experimental results of temperature measurements in an industrial plant as well as with steel billets samples. Thermocouples embedded in the mold walls were used to measure temperatures along the mold length and non-contact pyrometers positioned at different locations along the machine were used to monitor the strand surface temperatures. The model seemed to predict quite accurately the continuous casting simulation when calculated results were compared with experimental measurements. In this study, steel billet with square section of 240 mm, 180 mm and 150 mm were analyzed. Some of the monitored heats were used to adjust thermal parameters as the heat transfer coefficients. After, the model results were compared with results from a heat transfer model of literature. With the simulation software properly calibrated, numerical and experimental correlations were performed to analyze the influence of thermal parameters ( $\rho$ ,  $c$ ,  $k$ ,  $T_L$ ,  $T_S$ ), process parameters ( $T_V$ ,  $V_L$ ,  $CQ$ ) and structural parameters ( $\lambda_1$ ,  $\lambda_2$ ,  $TCE$ ) in the evolution of solidified shell and thermal profile of the billets. Therefore, empirical equations that correlate these parameters were analyzed and subsequently adopted in the numerical model.

**Keywords:** continuous casting of steel, solidification, heat transfer, simulation.

## **1.0 INTRODUÇÃO**

O assunto de estudo dessa tese é o lingotamento contínuo de aços e especialmente a transferência de calor, solidificação e formação da microestrutura. A área é muito importante e desafiadora não apenas academicamente, mas também industrialmente. O lingotamento contínuo é um dos processos-chave da siderurgia e a capacidade de se produzir novos aços com qualidade avançada e maior produtividade depende essencialmente de um controle preciso do processo.

Esta linha de trabalho que vem sendo desenvolvida pelo grupo de pesquisa do Laboratório de Fundição LAFUN/UFRGS desde o ano de 2001, onde através de um projeto de cooperação com a usina siderúrgica Aços Especiais Piratini – GERDAU, localizada na cidade de Charqueadas/RS, iniciou-se o desenvolvimento de um software de simulação do processo de lingotamento contínuo, para prever as condições de solidificação durante o processo de fabricação de tarugos de aço. No ano de 2004-2005 teve início um projeto cooperativo objetivando-se monitorar fisicamente os moldes de solidificação, valendo-se destacar que este foi um projeto novo realizado inclusive em termos mundiais, onde se monitorou três seções quadradas de moldes (150mm, 180mm e 240mm), cujo objetivo central foi estudar a solidificação de aços peritéticos e a inclusão no software das condições de solidificação destes aços. No ano de 2006-2007 o software foi concluído na forma de pacote numérico, recebendo o nome de “InALC+” (Inteligência Artificial no Lingotamento Contínuo), software este que não fora oficialmente registrado, contudo o mesmo se encontra em atuação na usina siderúrgica. No desenvolvimento do software InALC+ teve a participação em conjunto dos grupos de pesquisa da FEM/UNICAMP, de coordenação do Prof. Amauri Garcia e do NUCLEMAT/PUCRS junto ao Prof. Carlos Alexandre dos Santos. Atualmente existe estabelecido com a Aalto University (TKK), na Finlândia, uma forte interação com o grupo de pesquisa do Prof. Seppo Louhenkilpi. O projeto também possui participação do Grupo de Fluidos Complexos do Instituto de Física da UFRGS com o Prof. Dr. Daniel Adrián Stariolo, o qual possui uma excelente experiência com uso de técnicas matemáticas e computacionais da modelagem de fenômenos físicos de transformação de fases, com destaque na utilização do método determinístico de Campo de Fase (Phase Field) e do método estocástico de Monte Carlo.

Modelos computacionais vêm sendo cada vez mais aplicados para simular processos metalúrgicos. O lingotamento contínuo é um típico exemplo de processo modelado matematicamente, pois envolve uma série de fenômenos complexos incluindo processos de transferência de massa e calor, solidificação, transformações de fase. Os modelos de solidificação mais comuns e largamente usados são baseados na condução de calor transiente com evolução do calor latente, que podem prever a evolução da temperatura e da espessura da casca solidificada durante o lingotamento. Esses modelos são geralmente validados em planta industrial e usados como ferramentas de apoio para desenvolvimento de novos projetos ou com propósito de solucionar problemas decorrentes do processo. Além disso, esses modelos são bastante úteis para o acompanhamento de parâmetros de processo de difícil medição, tais como: temperaturas no metal, comprimento metalúrgico e espessura de casca solidificada.

Utilizando-se de modelos desenvolvidos, a transferência de calor e a microestrutura de solidificação podem ser controladas com mais exatidão e novas informações fundamentais sobre esses fenômenos serão obtidas. Em geral, a microestrutura é caracterizada por fenômenos como morfologia e tamanho de grão, estrutura dendrítica, fases formadas, inclusões, defeitos de solidificação, etc. A composição química dos aços e os parâmetros de processo afetam isso fortemente. O controle da estrutura de solidificação é um importante meio de melhorar a qualidade dos produtos lingotados. A inter-relação entre propriedades dos materiais, microestrutura e parâmetros de processo estão muito próximas e assim, a dependência de como o material é processado determinará a microestrutura formada e suas propriedades físicas. Ao mesmo tempo, a formação de alguns defeitos que podem ocorrer ao longo das etapas de processamento depende fortemente dos fenômenos microestruturais. O assunto e foco da tese são atuais e importantes quando se desenvolve novas qualidades de aços e seus processos de fabricação.

Atualmente a capacidade de produção de aço instalada ao redor do mundo corresponde a aproximadamente 2 bilhão de toneladas/ano, sendo que a produção mundial anual, em 2009, situa-se em torno de 1,3 bilhões de toneladas. No Brasil, o parque produtor é representado por 13 empresas privadas, controladas por oito grupos empresariais e operando 27 usinas distribuídas por 10 estados brasileiros, sendo 12 integradas (a partir do minério de ferro) e 15 semi-integradas (a partir do processo de ferro gusa com a sucata) (**Figura 1.1**). Em 2009, a indústria do aço no Brasil foi responsável pela produção de 26,5 milhões de toneladas de aço bruto, das quais 96% são produzidas utilizando o processo de lingotamento contínuo, ao passo que ao restante é produzido por lingotamento convencional. No entanto, a capacidade

instalada corresponde a 42,1 milhões de toneladas de aço bruto. Atualmente o Brasil ocupa a 9ª posição no ranking da produção mundial. (Fonte: Instituto Aço Brasil, 2010)



Figura 1.1 Parque industrial produtor de aço no Brasil. (Fonte: Instituto Aço Brasil, 2010)

## **2.0 OBJETIVOS**

### **Objetivo Geral**

- Desenvolvimento de um programa numérico, na forma de software, para simulação da transferência de calor e solidificação de aços no processo de lingotamento contínuo.

### **Objetivos Específicos**

- Desenvolver uma metodologia experimental realizada em planta industrial para o levantamento dos parâmetros físicos e de processo da máquina de lingotamento contínuo, e para o monitoramento térmico dos aços;
- Realizar ajustes e validação do programa de simulação com dados experimentais de temperaturas coletadas na planta industrial;
- Verificar a influência de parâmetros de processo, variáveis térmicas de solidificação, propriedades termofísicas, e condições de contorno do processo de lingotamento contínuo na transferência de calor e solidificação dos aços lingotados, a partir de resultados simulados;
- Fazer a caracterização metalográfica de aços lingotados, utilizando microscopia óptica, para compreensão morfológica da macro e microestrutura dos aços produzidos pelo processo de lingotamento contínuo, analisando especificamente a transição colunar/equiaxial (TCE) dos grãos e a evolução dos espaçamentos dendríticos primários e secundários ( $\lambda_1$  e  $\lambda_2$ );
- Correlacionar análises metalográficas e resultados de simulação para o desenvolvimento de equações empíricas de previsão da estrutura de solidificação dos lingotes.

### 3.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Lingotamento Contínuo

O lingotamento contínuo (LC) constitui-se de um processo de fabricação para produção de aço na forma de placas, blocos e tarugos a partir do metal líquido. A solidificação do aço no processo é obtida basicamente através da extração de calor em três etapas bastante distintas: a primeira é efetuada no molde de cobre com refrigeração a água, no chamado resfriamento primário. Na segunda etapa, a extração de calor é realizada por *sprays* de água ou mistura de água e ar sobre a superfície do tarugo, no chamado resfriamento secundário ou região dos chuveiros. A terceira e última etapa, a extração de calor do tarugo ocorre pelo contato com o ar e rolos, na chamada região de radiação livre.

Uma típica máquina de LC consiste de um distribuidor que é alimentado por uma panela de aço. O aço líquido flui do distribuidor para o molde através da válvula submersa ou jato aberto. À medida que o metal é vazado no molde refrigerado por água, ele é solidificado formando uma casca que é geralmente resistente o suficiente para suportar à pressão ferrostática exercida pelo metal líquido. O lingote solidificado movimenta-se para baixo a uma taxa de deslocamento que é chamada de velocidade de lingotamento, medida em metros por minuto. Quando o lingote sai do molde ele entra na região de resfriamento secundário. Nessa etapa o aço líquido contido no interior do lingote é solidificado enquanto ele passa por diferentes seguimentos da máquina, composto por *sprays* e rolos. Ao sair da região de *sprays*, o lingote deve estar praticamente solidificado. Nesse momento o resfriamento é relativamente lento, pois a extração de calor do tarugo ocorre principalmente por radiação. Ao finalizar a solidificação do aço, ele é cortado por oxicorte em comprimentos definidos.

Um desenho esquemático de uma máquina de LC destacando os principais componentes e regiões é mostrado na **Figura 3.1**.

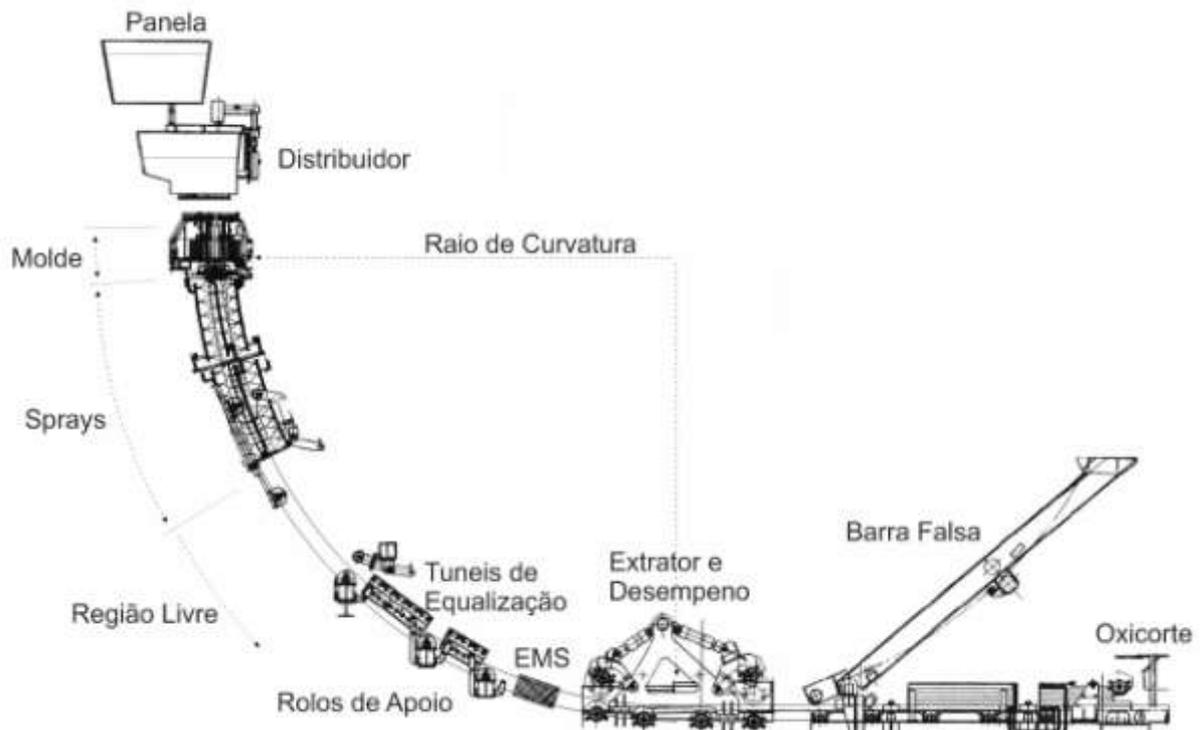


Figura 3.1 Representação esquemática da máquina de lingotamento contínuo.

A estrutura que se forma imediatamente após a solidificação no processo de lingotamento contínuo de aços determina as características do produto durante as etapas de pós-processamento (laminação, trefilação, tratamentos térmicos). Neste sentido, características como morfologia da macroestrutura, transição colunar-equiaxial, tamanho de grão, quantidade e distribuição das fases, macro e microsegregação, espaçamentos dendríticos, inclusões não metálicas, entre outros irão determinar as propriedades do produto final.

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 produtividade e reduzir defeitos. Fato que vem ocorrendo significativamente nos últimos anos no mundo todo. O lingotamento contínuo é um típico exemplo de processo que envolve uma série de fenômenos complexos, incluindo processos de transferência de massa e calor, solidificação, transformações de fase, entre outros. A **Figura 3.2** ilustra apenas alguns dos fenômenos físicos que ocorrem no processo de LC.

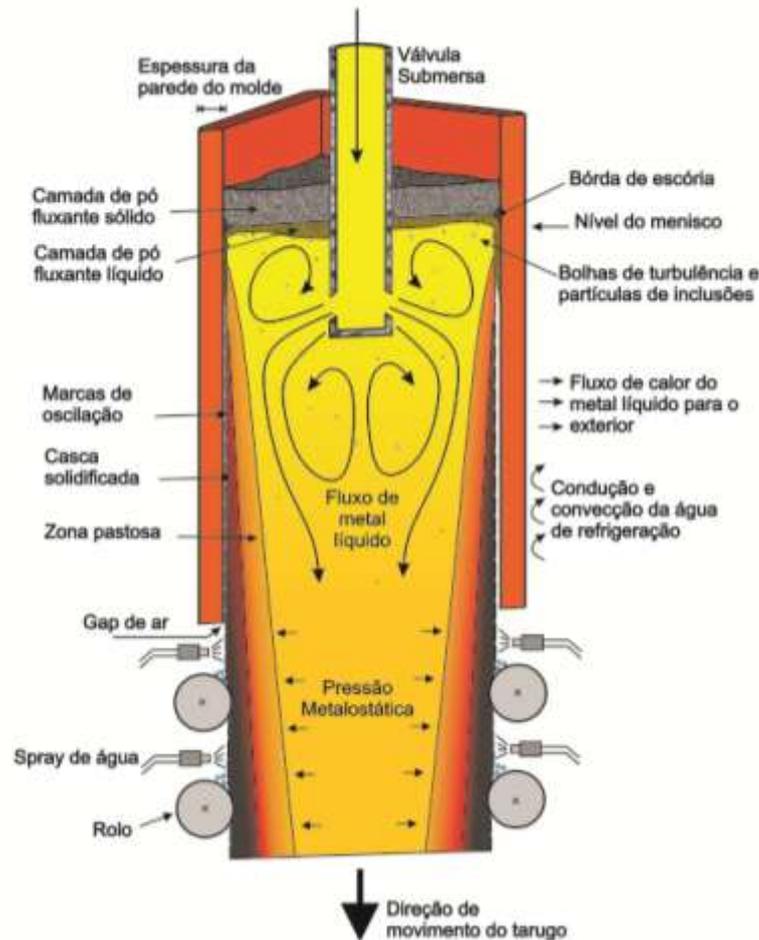


Figura 3.2 Representação esquemática do molde de LC indicando os principais fenômenos físicos que ocorrem no processo.

Segundo Thomas <sup>(Thomas, 2001)</sup>, os principais fenômenos físicos que ocorrem no LC são:

- Fluxo de metal líquido turbulento que sai da válvula submersa formando redemoinhos;
- Presença de partículas de inclusões;
- Presença de bolhas de gás no metal líquido transportadas pelo líquido turbulento;
- Formação de uma camada de escória;
- Presença de uma camada de pó fluxante sobre o metal líquido e na interface metal/molde;
- Flutuações do nível de metal no molde (menisco) devido às variações das camadas de escória e fluxantes e a formação de ondas de turbulência;
- Transporte de líquido superaquecido que afeta a espessura na casca solidificada na direção do jato, ocasionando a formação de uma camada de metal solidificado aderido ao molde na altura do menisco (gancho);

- Formação de estruturas de solidificação;
- Transporte de soluto durante a mudança de fase e a segregação;
- Formação de um gap de ar na interface metal/molde devido ao contato imperfeito entre a superfície do aço e a superfície do molde;
- Formação de marcas de oscilação na superfície do tarugo devido ao movimento de oscilação do molde;
- Solidificação e contração da casca solidificada de acordo com as contrações térmicas e transformações de fases;
- Tensões geradas no interior da casca solidificada devido a forças externas (pressão metalostática, movimento de extração do tarugo, fricção no molde, compressão dos rolos extratores), tensões térmicas, fluência, plasticidade;
- Formação de trincas, dependendo do histórico de temperatura, tensões, microestruturas, transformações de fase, formação de precipitados, segregação, e outros fenômenos complexos.

### 3.2 Modos de transferência de calor no processo de LC

No processo de LC o calor é transferido do metal líquido através dos mecanismos de transferência de calor por condução, convecção e radiação. A complexidade da extração de calor do lingote pode ser caracterizada pelos diferentes fenômenos de transferência de calor:

- Condução e convecção no aço líquido;
- Condução na casca de aço solidificado;
- Convecção, radiação e condução de calor na camada de ar formada entre a superfície do aço e a superfície do molde;
- Condução na parede do molde;
- Convecção na água de refrigeração do molde;
- Convecção na água de refrigeração dos rolos de suporte;
- Condução nos rolos de suporte;
- Convecção e radiação na superfície do lingote na região de sprays;
- Convecção e radiação da superfície do lingote ao meio ambiente.

A atuação desses mecanismos de transferência de calor durante o processo de solidificação é representado na **Figura 3.3**.

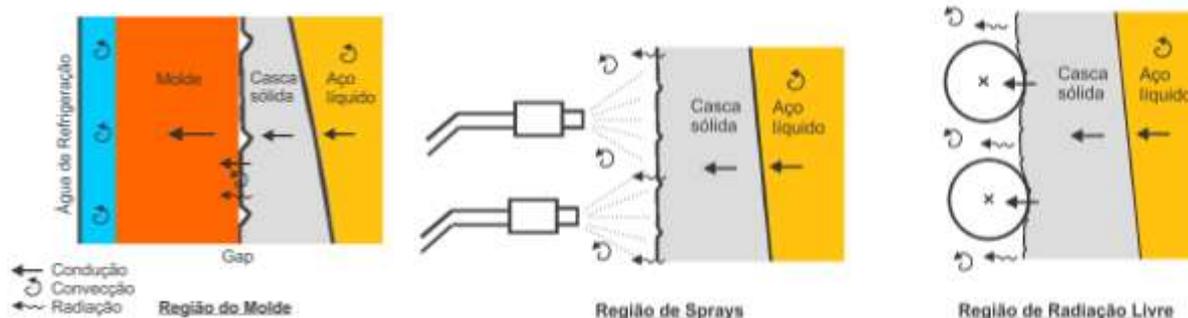


Figura 3.3 Mecanismos de transferência de calor no sistema metal/molde.

### 3.3 Modelamento numérico do processo LC

Modelos matemáticos são utilizados para quantificar e investigar as interações entre fenômenos físicos, em função de parâmetros do processo controláveis. Os modelos mecanísticos são baseados em satisfazer as leis de conservação de calor, massa, força e momento em um apropriado domínio com condições de contorno adequadas. Cada fenômeno considerado é representado em termo de suas equações governamentais. As equações são discretizadas utilizando métodos de diferenças finitas ou elementos finitos e são resolvidos numericamente por computadores, que estão se tornando cada vez mais rápidos e acessíveis. Nenhum modelo pode incluir todos os fenômenos físicos de uma só vez, devido à enorme complexidade. Um aspecto essencial do sucesso no desenvolvimento de modelos é a seleção de fenômenos fundamentais, a elaboração de hipóteses razoáveis, a calibração com experimentos e a ligação com o conhecimento de diferentes fontes. (Thomas, 2002)

Os modelos de solidificação mais comuns e largamente usados são baseados na condução de calor transiente com evolução do calor latente, que podem prever a evolução da temperatura e da espessura da casca solidificada durante o lingotamento. Esses modelos são geralmente validados em planta industrial e usados como ferramentas de apoio para desenvolvimento de novos projetos ou com propósito de solucionar problemas decorrentes do processo. Além disso, esses modelos são bastante úteis para o acompanhamento de parâmetros de processo de difícil medição, tais como: temperaturas no metal, comprimento metalúrgico e espessura de casca. (Louhenkilpi, 2005)

Em relação ao desenvolvimento de softwares de simulação do processo de lingotamento contínuo de aços existem poucos aplicativos no mercado, podendo-se citar o Software Crack-X, desenvolvido pelo grupo do Prof. Brimacombe, da University of British Columbia, Vancouver, Canadá; o software TEMPSIMU desenvolvido pelo grupo do Prof. Seppo Louhenkilpi da Helsinki University and Technology, Finlândia (Louhenkilpi, 2005); o software COND1 desenvolvido pelo grupo do Prof. Brian G. Thomas da University of British Columbia, Canadá (Meng, 2003); o software Calcosoft, resultado de colaborações, iniciado em 1985, entre Calcom SA e do Instituto Suíço de Tecnologia em Lausanne, e que atualmente faz parte de um pacote de programas desenvolvidos pelo grupo francês ESI-group (Ludwig, 2010); o software THERCAST desenvolvidos pelo grupo francês Transvalor SA. (Demurger, 2008), além de outros programas numéricos que foram desenvolvidos por diversos grupos de pesquisa para análise de casos específicos em aplicação industrial.

Recentemente, mais atenções estão focadas no desenvolvimento de modelos de transferência de calor em tempo real. Louhenkilpi e colaboradores (Louhenkilpi, 2006) desenvolveram modelos numéricos de transferência de calor para o LC tanto em estado estacionário quanto para simulação em tempo real; sendo um modelo tri-dimensional em estado estacionário (TEMPSIMU3D), um modelo transiente de transferência de calor (DYN3D), assim como um modelo para solidificação, transformação de fase e microestrutura, chamado *Inter Dendritic Solidification* (IDS). O modelo IDS é acoplado ao TEMPSIMU3D para calcular as temperaturas de transformação de fase, crescimento dendrítico na presença de segregação interdendrítica e fases formadas. O IDS leva em conta o efeito dos solutos, taxa de resfriamento e tamanho de grão austenítico.

Outro foco recente nas pesquisas para desenvolvimento de simuladores do processo de LC é o estudo da previsão da formação macro e microestrutural bruta de solidificação usando modelos matemáticos determinísticos ou estocásticos, como os modelos de Campo de Fases (Phase Field), Monte Carlo, Autômato Celular (CA). (Ramirez, 2006; Yamazaki, 2006; Furtado, 2007; Lorbiecka, 2009)

A validação de modelos numéricos de transferência de calor e solidificação geralmente se faz utilizando resultados experimentais obtidos em plantas industriais ou em ensaios físicos realizados em escala laboratorial. Nos casos de programas numéricos aplicados para o processo de LC, as formas mais comuns para a validação dos resultados simulados são a partir da medição de temperaturas medidas por termopares ou pirômetros e da medição da espessura da casca solidificada. As temperaturas podem ser medidas diretamente na superfície tarugo com uso de pirômetros ou em componentes da máquina com o acoplamento de termopares,

como é no caso do monitoramento de moldes de LC. A casca solidificada pode ser medida por diferentes métodos, sendo os mais comuns a análise da macroestrutura das seções transversal ou longitudinal utilizando técnicas metalográficas ou por impressão de Baumann e o método da cunha (Louhenkilpi, 2006). No método da cunha, uma cunha é colocada entre dois rolos do lingotador. À medida que o lingote se move, a cunha se move entre o rolo e o lingote. A cunha causa uma força de tensão resultando em uma trinca na frente de solidificação do lingote. A espessura da casca é então determinada na localização da ponta da trinca analisada dentro da amostra do lingote. (**Figura 3.4**). O outro método para medir a espessura da casca é analisando a macrografia da seção transversal do lingote. Se houver agitação eletromagnética (FEMS) durante o lingotamento, marcas brancas de segregação são formadas na frente de solidificação e podem ser visualizadas e medidas por técnicas metalográficas e pelo método de impressão de Baumann, como mostra a **Figura 3.5**. (Barcellos, 2009)

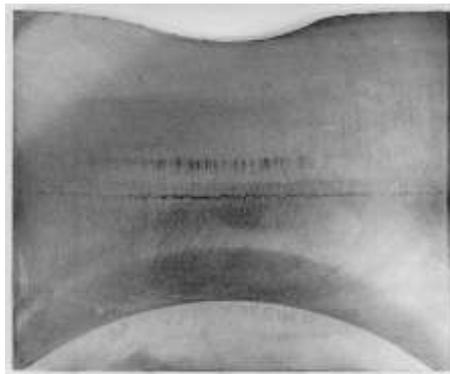
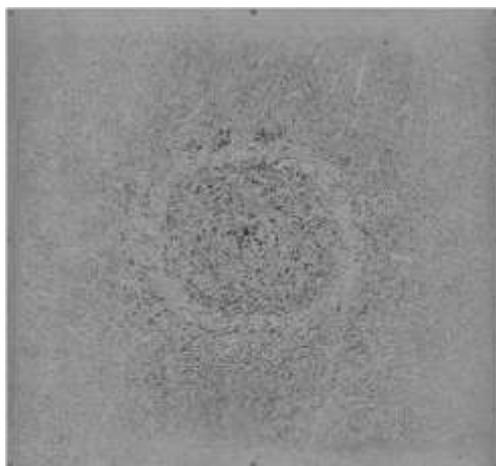


Figura 3.4 Trinca induzida pela cunha em uma amostra de placa (Espessura da placa 210 mm). (Louhenkilpi, 2006)



(a)



(b)

Figura 3.5 Marcas brancas formadas pelo uso do FEMS. Macrografias obtidas com (a) método de Baumann e (b) técnica metalográfica. (Barcellos, 2009)

Embora os simuladores numéricos atinjam resultados satisfatórios, a maioria deles ainda não é capaz de representar todos os fenômenos físicos envolvidos no processo, uma vez que muitos ignoram alguns fenômenos conhecidos como: pressão metalostática, contração de solidificação, tensões térmicas, turbulência do fluxo de metal líquido, distorções do molde, contato intermitente entre a casca e o molde. Esses que são alguns exemplos de fenômenos com papel importante na formação de defeitos. Porém, a falta de informação a respeito desses importantes fenômenos é o que serve de motivação para o estudo de novos modelos numéricos e o melhor entendimento do processo.

A simulação é uma parceira inestimável para o desenvolvimento e otimização do processo de LC. Ele permite a visualização do que está acontecendo durante a solidificação do aço e o que causa defeitos e influencia a microestrutura durante a solidificação. O desenvolvimento de um novo produto (tipo de aço) que envolve uma mudança na composição do aço, em geral, exige uma mudança nas condições de processo. Dependendo da situação, a dimensão do molde pode precisar ser modificada, o sistema de resfriamento reprojeto e a configuração do equipamento modificada. Além disso, vários aspectos metalúrgicos devem ser cuidadosamente controlados, como a estrutura de grãos, a prevenção de trincas a quente, distorção e segregação superficial. Estes requisitos de qualidade devem ser levados em conta no início do estágio de desenvolvimento, se não, o material pode apresentar microestrutura inadequada - mesmo que pareça livre de defeitos. Tais fatores podem gerar problemas metalúrgicos e altos custos de produção. Tradicionalmente, modificações nas condições de processamento são realizadas a partir do conhecimento de experiências passadas. Esta abordagem valiosa pode ser completada por simulação em computador usando um software que permite que os engenheiros facilmente visualizem e identifiquem quais são os parâmetros mais influentes no processo. As decisões que influenciam na qualidade final do produto podem ser tomadas rapidamente, reduzindo assim drasticamente um julgamento errôneo e um desenvolvimento de elevado custo. Simulação tem outra aplicação benéfica, como uma poderosa ferramenta educacional. Na verdade, o computador pode ser usado como um "laboratório" para testar soluções e diferentes situações para que auxiliem na compreensão dos fenômenos físicos envolvidos no processo.

### 3.4 Instrumentação da máquina de LC

Diversos estudos têm sido realizados para compreender a transferência de calor e solidificação durante o processo de lingotamento contínuo. Temperaturas de superfície dos tarugos, microestrutura dos aços e caracterização de defeitos em produtos tem sido considerados em projetos de desenvolvimento de máquinas de LC e na definição de condições operacionais ideais para se obter melhorias na qualidade dos lingotes (Lait, 1974, Van Drunen, 1975, Grill, 1976). Diversas técnicas para instrumentação do equipamento têm sido realizadas ao longo de anos com o intuito de conhecer melhor os fenômenos físicos envolvidos no processo. Brimacombe (Brimacombe, 1973; 1977) foi um dos pioneiros a analisar a evolução da casca sólida e a incidência de trincas com o auxílio de marcadores (*tracers*) radioativos, métodos metalográficos e com uso de modelos numéricos. Também, a partir da instrumentação, estudos foram publicados correlacionando dados adquiridos na planta industrial a respeito da formação de defeito com o conhecimento teórico sobre transferência de calor, solidificação, geração de tensões térmicas e de solidificação, e propriedades mecânicas dos aços em elevadas temperaturas (Brimacombe, 1977; Thomas, 1984; 1987a; 1987b).

Com a necessidade de otimizar condições de resfriamento em moldes de LC, estudos foram realizados para analisar a transferência de calor em moldes instrumentados a partir de ensaios experimentais com diferentes moldes e condições operacionais para tarugos e placas (Samarasekera, 1988; Berryman, 1989; Brimacombe, 1990). Alguns estudos têm associado temperaturas do lingote com parâmetros de processo, como: lubrificação, condições de oscilação, água de resfriamento e qualidade final de lingote (Bakshi, 1993; Chandra, 1993; Pinheiro, 1995, 1996).

Estudos mais recentes têm analisado as resposta térmica de termopares para entender o comportamento termomecânico de moldes durante o lingotamento e relacionar esse comportamento com a formação de defeitos (Thomas, 2002). O fluxo de calor entre o metal e o molde tem sido caracterizado em moldes de LC através do método inverso de condução de calor usando medidas de temperaturas do molde e da superfície do tarugo (Samarasekera, 1988; Pinheiro, 2000; Santos, 2006; Barcellos, 2010). Moldes instrumentados também têm sido utilizados para aferir modelos matemáticos desenvolvidos para simular o processo de lingotamento contínuo, alguns deles juntamente com técnicas de inteligência artificial (Brimacombe, 1993; Kumar, 1993; Samarasekera, 1994; Spim, 1997; Santos, 2002; Filipič, 1998; Chakraborti, 2000; Santos, 2003, 2005). Técnicas de redes neurais também têm sido utilizadas para prever ruptura (*breakout*) no lingotamento contínuo de placas por meio de medidas de temperatura em moldes para detectar a presença de

defeitos<sup>(Kominami, 1991; Sowka, 1999)</sup> e projetar moldes cônicos otimizados no lingotamento contínuo de tarugos<sup>(Zietsman, 1998)</sup>.

Portanto, o monitoramento e a instrumentação do equipamento, aliados a simulação do processo são ferramentas muito importantes para se evitar a formação de defeitos nos aços e otimizar parâmetros de produção. No entanto, a confiabilidade nos dados experimentais obtidos em planta somente é possível se o processo for cuidadosamente controlado, de forma que se garanta a estabilidade operacional e qualidade final do produto.

### 3.5 Transição colunar-equiaxial (TCE)

As propriedades finais dos produtos lingotados estão relacionadas com um padrão microestrutural que se formam durante o processo de solidificação. O tipo de microestrutura formada é diretamente relacionado à interface sólido/líquido ( $s/l$ ). Segregação de soluto a frente da interface  $s/l$ , juntamente com condições térmicas favoráveis, levam ao fenômeno responsável pela instabilidade da interface planar, que é conhecido como super-resfriamento constitucional. Desta forma, o super-resfriamento constitucional, a velocidade de crescimento dendrítico ( $v$ ), o gradiente térmico ( $G$ ) no líquido, a taxa de resfriamento ( $C_R$ ) e o teor de soluto são de extrema importância para as transições microestruturais que ocorrem a partir da interface de solidificação.

No processo de lingotamento contínuo de aços, a macroestrutura resultante pode assumir a forma de grãos colunares e/ou equiaxial, paralelas à direção de extração de calor, com crescimento irregular por muitas vezes. Além disso, a macroestrutura pode apresentar-se com grãos totalmente colunares, totalmente equiaxiais ou a mistura das duas estruturas, como mostra a **Figura 3.6**. No entanto, o mais comum é a ocorrência de estruturas mistas como resultado da competição entre os crescimentos dos grãos equiaxiais e colunares. Normalmente, a macrografia de tarugos é formada por três zonas características: zona coquilhada (grãos equiaxiais), zona colunar (grãos colunares) e zona equiaxial (grãos equiaxiais). Esta estrutura mista só acontece se for possível nuclear e crescer grãos equiaxiais à frente da interface colunar, causando uma transição entre os modos de crescimento. Em geral, é desejado o modo de crescimento equiaxial devido à forma isotrópica, em nível macroscópico, com melhores propriedades mecânicas e um campo de composições mais homogêneo do que colunar. A previsão de diferentes estruturas, como zonas colunar e equiaxial é de grande interesse para a avaliação e projeção das propriedades mecânicas de peças fundidas. Dependendo da composição química da liga e das condições de solidificação,

a presença das duas estruturas leva a formação de uma zona de transição colunar-equiaxial. (Garcia, 2001)

A *TCE* tem sido objeto de numerosos estudos nas últimas décadas, uma vez que é crucial para a compreensão das relações entre as variáveis de solidificação e da estrutura resultante para o desenvolvimento de melhorias no processo e obtenção de produtos de alta qualidade.

Segundo Garcia (Garcia, 2005), entre os principais fatores que influenciam na *TCE* pode-se destacar a composição química do aço, o superaquecimento do metal líquido, as condições de transferência de calor na interface metal/molde, a presença de correntes convectivas no metal líquido, a velocidade de solidificação, os gradientes térmicos e as taxas de resfriamento no sistema metal/molde.

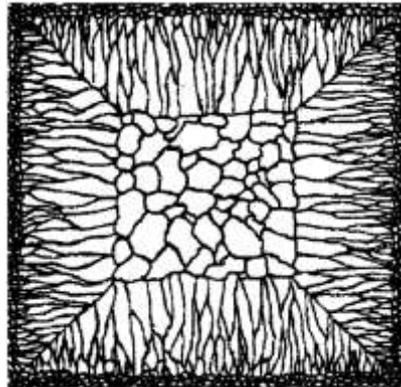


Figura 3.6 Desenho representativo da estrutura dos grãos, mostrando as zonas coquilhada, colunar e equiaxial. (Fleming, 1974)

Vários modelos de solidificação foram desenvolvidos para prever o *TCE*. A maioria deles foi validada em experimentos laboratoriais de solidificação direcional de ligas com gradiente de temperatura e velocidade de solidificação controlados. No entanto, no processo de lingotamento contínuo, o controle da macroestrutura no tarugo geralmente pode ser feito indiretamente, alterando parâmetros do processo e, principalmente, usando agitadores eletromagnéticos.

Hunt (Hunt, 1984) foi o primeiro a desenvolver um modelo determinístico para descrever a transição de colunar para equiaxial. Para o autor, a transição inicia quando uma fração volumétrica de grãos equiaxiais ( $\phi$ ) nucleia e cresce na frente colunar e atinge o valor igual a 0,49. Esse é o valor crítico que resulta em uma densidade de grãos equiaxiais suficiente para

que ocorra um bloqueio mecânico do crescimento colunar. No modelo foi assumido nucleação instantânea à frente da frente de solidificação. Após algumas considerações e simplificações matemáticas, Hunt <sup>(Hunt, 1984)</sup> propôs um critério para ocorrência da *TCE* baseado no gradiente de temperatura crítico.

Hunt <sup>(Hunt, 1984)</sup> sugeriu que o crescimento pode ocorrer em condições: totalmente colunar, equiaxial mais colunar e totalmente equiaxial. Nestas condições, o critério para se ter uma estrutura totalmente equiaxial ( $\phi > 0,49$ ) é:

$$G < 0.617N_0^{1/3} \left[ 1 - \frac{\Delta T_N^3}{\Delta T_C^3} \right] \Delta T_C \quad (3.1)$$

A fim de se ter uma estrutura totalmente colunar ( $\phi < 0.0066$ ), o gradiente deve ser:

$$G > 0.617(100N_0)^{1/3} \left[ 1 - \frac{\Delta T_N^3}{\Delta T_C^3} \right] \Delta T_C \quad (3.2)$$

onde  $N_0$  = densidade de núcleos;

$\Delta T_N$  = superesfriamento de nucleação;

$\Delta T_C$  = superesfriamento constitucional da ponta das dendritas.

Diversos trabalhos encontrados na literatura estudam a correlação entre variáveis térmicas durante a solidificação com a posição de transição do crescimento colunar para equiaxial para ligas metálicas <sup>(Mahapatra, 1987; Spinelli, 2004; Siqueira, 2002; Canté, 2007; Poole, 1998; Ares, 2008; Ares, 2002; Kumar, 2009; Shibata, 2006; Kim, 2009)</sup>. Nesses casos, a previsão da *TCE* é muitas vezes obtida através da necessidade da escolha de um critério para se determinar o bloqueio da frente colunar pelos grãos equiaxiais. Podendo ser valores críticos de taxa de resfriamento, gradiente térmico e velocidade de solidificação.

Wang e Beckermann <sup>(1994)</sup> introduziram o conceito de bloqueio solutal da frente colunar. O modelo proposto é baseado no superesfriamento que impulsiona o crescimento dendrítico sobre a concentração média de soluto no líquido em torno dos envelopes de grãos (líquido extradendrítico), ao invés da composição inicial da liga. A *TCE* irá ocorrer quando o soluto rejeitado dos grãos equiaxiais é suficiente para dissipar o superesfriamento na frente colunar.

Outro mecanismo em que grãos equiaxiais podem ocorrer, particularmente para ligas não refinadas, é o desprendimento de braços dendríticos na zona pastosa por refusão e fragmentação, que podem ser levados para a região adiante da frente colunar por fluxo convectivo <sup>(Gandin, 2000)</sup>. Segundo o autor, esses fragmentos estando livres para se mover no

líquido e devido aos gradientes térmicos quase nulos na frente de solidificação, sem direção preferencial para formação dos arranjos dendríticos, levam a ocorrência da *TCE*. Nesse caso, o *TCE* ocorre quando o avanço da frente colunar é bloqueado por grãos equiaxiais, mecanismo este comumente chamado de critério de bloqueamento mecânico.

A adição de refinadores no metal líquido é também uma prática bastante usada para provocar e controlar o crescimento equiaxial em fundidos. O refinador de grão reduz o superesfriamento de nucleação, de tal forma que a *TCE* pode ocorrer em maiores gradientes térmicos (e velocidades de crescimento) (Vandyoussefi, 2002).

Recentemente, modelos estocásticos, caracterizados pela utilização de equações que dependem de probabilidades estatísticas, estão sendo usados para previsão da *TCE*. Estes modelos simulam a nucleação, o crescimento e a morfologia dos grãos, mostrando a macroestrutura como resultado final. Entretanto, ao contrário dos modelos determinísticos, os modelos estocásticos não informam diretamente a posição da *TCE*. A macroestrutura calculada deve ser analisada e a posição da *TCE* identificada.

### 3.6 Espaçamento dendrítico primário e secundário

Esta mesma estrutura formada pode ser considerada, de uma maneira geral, um registro da evolução térmica que ocorre durante a solidificação. Este registro está associado a parâmetros térmicos do material, como: a taxa de resfriamento ( $C_R$ ), a velocidade de solidificação ou de avanço da interface sólido-líquido ( $v$ ), o gradiente de temperatura a frente da interface sólido-líquido ( $G$ ) e o tempo local de solidificação ( $t_f$ ) que é definido como o tempo onde a temperatura decresce da temperatura liquidus ( $T_L$ ) à temperatura solidus ( $T_S$ ) em um determinado ponto do material. Esses parâmetros térmicos podem ser diretamente relacionados por expressões como as apresentadas pelas **Equações (3.3) e (3.4)**, para o cálculo da taxa de resfriamento e do tempo local de solidificação, respectivamente.

$$C_R = kG_L^{-a}v^{-b} \quad (3.3)$$

$$t_f = \frac{T_L - T_S}{C_R} \quad (3.4)$$

onde  $k$ ,  $a$  e  $b$  são constantes do material (Fleming, 1974).

Em condições industriais, a transformação líquido / sólido ocorre em forma dendrítica; e a distância entre os braços formados, ou espaçamentos dendríticos, representados na **Figura 3.7**, está diretamente associado com as condições de solidificação impostas pelo sistema. Assim, é comum verificar na literatura correlações entre parâmetros morfológicos como os espaçamentos dos braços dendríticos primários ( $\lambda_1$ ) e secundários ( $\lambda_2$ ) com parâmetros térmicos. Em relação a aços lingotados, muitas equações empíricas têm sido obtidas para estimar os  $\lambda_1$  e  $\lambda_2$ , como mostrado na **Tabela 3.1**. Essas equações são baseadas principalmente em medições experimentais e levantamento estatístico. Em geral, elas são válidas somente para condições e faixas de composição química usadas nas análises experimentais. Geralmente os  $\lambda_1$  são relacionados com o gradiente de temperatura e a taxa de resfriamento, conforme a **Equação (3.5)**, e os  $\lambda_2$  são relacionados com o tempo local de solidificação ou a taxa de resfriamento, conforme a **Equação (3.6)**.

$$\lambda_1 = N \cdot G^{-l} \cdot R^{-m} \quad (3.5)$$

$$\lambda_2 = B \cdot C_R^{-n} = M \cdot t_f^d \quad (3.6)$$

onde N, l, m, B, n, M e d são parâmetros que dependem principalmente da composição da liga.

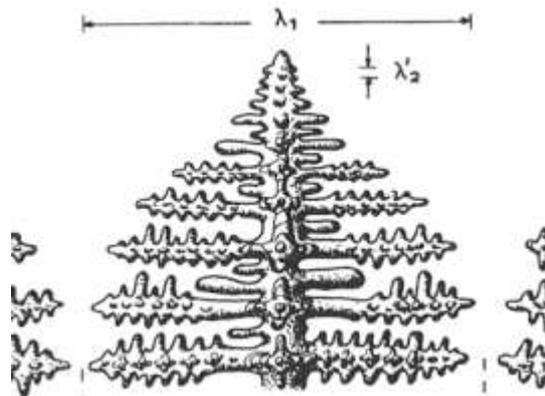


Figura 3.7 Estrutura dendrítica característica, onde  $\lambda_1$  e  $\lambda_2$  são as distâncias entre os braços primários e secundários, respectivamente <sup>(Kurcz, 1992)</sup>.

Os parâmetros estruturais característicos  $\lambda_1$  e  $\lambda_2$  são essenciais para estudar e analisar a microestrutura e a microsegregação no processo de solidificação para lingotamento contínuo, que tem um grande efeito sobre as qualidades dos aços lingotados <sup>(Guo, 2009)</sup>.

Tabela 3.1 Algumas equações da literatura para estimar os  $\lambda_1$  e  $\lambda_2$ .

Faixa de composição química (%)	Equações $\lambda_2$ [ $\mu\text{m}$ ]; $t_f$ [s]; $C_R$ [%C/s]	Referências
0,14 < %C < 0,88	$\lambda_2 = 148 C_R^{-0,38}$	Suzuki, 1968
0 ≤ %C ≤ 0,53	$\lambda_2 = 148 C_R^{-0,38}$	El-Bealy, 1996
0,53 ≤ %C ≤ 1,5	$\lambda_2 = (21,52764 - 9,40\%C) t_f^{(0,4+0,08\%C)}$	
	$\lambda_1 = V^{-1/4} G^{-1/2} (1990\%C + 380\%Si - 0,221\%Mn - 9840\%Al + 20\%Ni - 40\%Cr)$	Cabrera, 1998
	$\lambda_2 = t_f^{1/3} (70\%C + 50\%Si - 0,178\%Mn - 430\%Al + 0,755\%Ni - 3,42\%Cr)$	
0 < %C < 0,15 %C > 0,15	$\lambda_2 = (169,1 - 720,9\%C) C_R^{-0,4935}$ $\lambda_2 = 143,9 \%C^{(0,5501 - 1,996\%C)} \cdot C_R^{-0,3616}$	Won, 2001
	$\lambda_2 = 123 C_R^{0,33} \cdot \exp(-0,281\%C + 0,175\%Mn - 0,063\%Cr - 0,136\%Mo - 0,091\%Ni)$	Louhenkilpi, 2006
0,08 < %C < 0,70 15 ≤ $\lambda_2$ ≤ 50	$\lambda_2 = (23,7 - 13,1 \%C^{1/3}) t_f^{1/3}$	Pierer, 2008
	$\lambda_2 = (-40,02 C_R^{-0,40} + 0,78\%C \cdot C_R^{-1,11} + 86,74\%Si \cdot C_R^{-0,099} - 38,72\%Mn \cdot C_R^{-0,15} + 1193,95\%Al \cdot C_R^{-0,28} + 1276,71\%Cr \cdot C_R^{-0,23} - 18,02\%Ni \cdot C_R^{-0,17} - 2383,63\%Nb \cdot C_R^{-0,20}) t_f^{1/3}$	Guo, 2009
0 < %C < 0,15 0 ≤ %C ≤ 0,53 %C > 0,53	$(166,38 - 567,07\%C - 85,39\%C^2) C_R^{-0,49}$ $(671,31\%C^2 - 627,80\%C + 232,23) C_R \%C^{(0,55 - 2\%C)}$ $(27,93 - 11,19\%C) t_f^{(0,4 + 0,08\%C)}$	Guo, 2009
	$\lambda_1 = 400(C_R)^{-0,35} \cdot \exp(-0,5647\%C + 0,2143\%Si + 0,0110\%Mn + 0,0999\%Cr + 0,3765\%Mo + 0,0282\%Ni - 0,35115\%C^2 - 0,00345\%Cr^2 - 0,00043\%Ni^2 - 0,01052\%Cr\%C + 0,00144\%Cr\%Ni)^{0,4}$	
	$\lambda_2 = 200(C_R)^{-0,33} \cdot \exp(-0,6844\%C + 0,0069\%Si + 0,0674\%Mn + 0,1412\%Cr + 0,0057\%Mo + 0,1259\%Ni - 0,14788\%C^2 - 0,00387\%Cr^2 - 0,00101\%Ni^2 + 0,10295\%Cr\%C - 0,00456\%Cr\%Ni)^{0,4}$	Miettinen, 2006

Em relação ao  $\lambda_2$  para os aços, diversas expressões estão disponíveis na literatura, algumas são mostradas na **Tabela 3.1**. Essas equações teóricas e semi-empíricas são baseadas no fato de que os  $\lambda_2$  são dependentes tanto da composição química dos aços quanto dos parâmetros térmicos: taxa de resfriamento e tempo local de solidificação. De uma forma geral, tem sido demonstrado que o  $\lambda_2$  aumenta com o tempo ( $t_f$ ) de permanência na zona pastosa ( $T_L - T_S$ ) ou com a redução da taxa de resfriamento imposta ao material.

Suzuki (Suzuki, 1968) foi um dos pioneiros a analisar os  $\lambda_2$  para diferentes qualidades de aços e correlacioná-los com parâmetros térmicos. Seus resultados mostram que os  $\lambda_2$  são independentes do conteúdo de carbono nos aços analisados, mas influenciados somente pelas taxas de resfriamento. Por outro lado, trabalhos mais recentes relatam a variação dos  $\lambda_2$  para diferentes composições químicas de aços (Jacobi, 1976; Pierer, 2008; El-Bealy, 1996; Cabrera, 1998; Guo, 2009; Miettinen, 2006; Won, 2001; Jernkontoret, 1977).

Diversos autores consideram que o  $\lambda_2$  está relacionado com o tempo local de solidificação (Jacobi, 1976; Pierrer, 2008; El-Bealy, 1996; Cabrera, 1998; Guo, 2009). Segundo Pierrer (Pierrer, 2008), considerando o desenvolvimento do  $\lambda_2$  durante a solidificação do ponto de vista da cinética de coalescimento, a relação entre  $\lambda_2$  e  $t_f$  é claramente preferido. O coalescimento na solidificação de ligas metálicas se manifesta com o crescimento e engrossamento de braços dendríticos maiores e a dissolução simultânea de braços dendríticos menores ("ripening"), seguido com preenchimento de espaços interdendríticos. Como resultado, este processo faz com que as dendritas altamente ramificadas mudem com o tempo em uma estrutura mais grosseira, menos ramificada e amplamente mais espaçados. (Kurz, 1984). Em geral, o valor de  $t_f$  pode ser lido diretamente a partir das curvas de resfriamento. No entanto, a medição das temperaturas *solidus* é difícil determinar com precisão a partir dos experimentos, pois é difícil avaliar em que momento a solidificação está completa.

De acordo com El-Bealy e Thomas (Thomas, 1996), além do tempo de solidificação, uma mudança no modo de solidificação de ferrita para austenita tem um efeito significativo sobre a  $\lambda_2$ . A taxa com que o processo de coalescimento ocorre é limitado pela taxa de difusão de soluto no líquido assim como pela transferência de soluto dos braços dendríticos em dissolução e crescimento. Portanto, a variação de  $\lambda_2$  para diferentes qualidade de aços pode ser explicada pela taxa de difusão do soluto na estrutura cristalina do material, uma vez que a difusão é mais rápida na estruturas CCC (ferrita- $\delta$ ) do que em CFC (austenita- $\gamma$ ).

Para Won e Thomas (Thomas, 2001) o  $\lambda_2$  diminui acentuadamente com o aumento do teor de carbono de zero para seu valor mínimo em 0,15% C e então aumenta para maior teor de carbono até cerca de 0,6% C. De 0,6 a 1,0% C,  $\lambda_2$  reduz novamente com o aumento do teor de carbono. Resultados semelhantes foram obtidos por Guo (Guo, 2009), indicando que  $\lambda_2$  diminui com o aumento do teor de carbono, quando este está abaixo de 0,15%, acima deste valor se mantém constante. O autor sugere que este fenômeno ocorre principalmente no processo de solidificação com a presença de ferrita- $\delta$ , devido à reação peritética. Porém, ao contrário dos resultados mostraram por esses autores, a equação empírica sugerida por Cabrera-Marreno (Cabrera, 1998) prevê um aumento do  $\lambda_2$  com o aumento do teor de carbono.

Muitos trabalhos publicados envolvem a análise de aço solidificado em condições de solidificação parcialmente controladas em escala laboratorial. A maioria das medidas de  $\lambda_2$  foi realizada em pequenos lingotes solidificados direcionalmente equipados com termopares (Jernkontoret, 1977; Suzuki, 1968; Jacobi, 1976; Pierrer, 2008). Em alguns casos, as expressões para prever os espaçamentos dendríticos foram obtidas para uma específica composição química de aço

(Spinelli, 2000; Cicutti, 2001; Wolf, 1982; Jacobi, 1976). Esses experimentos têm contribuído para a compreensão da morfologia dendrítica durante a solidificação. No entanto, é necessário tomar cuidado ao extrapolar esses resultados para uma escala industrial, uma vez que as condições de solidificação não são as mesmas.

Como mencionado anteriormente, na literatura, é possível encontrar diversas expressões para prever os espaçamentos dendríticos, estas equações levam a uma grande dispersão dos resultados em alguns casos, quando são aplicados a processos reais de solidificação, devido à ausência de informação sobre a válida faixa de composição química e de consideração sobre a metodologia de cálculo da taxa de resfriamento, tempo de solidificação e gradiente térmico.

A influência na formação da microestrutura não se restringe somente aos parâmetros térmicos de solidificação. Garcia e Caram <sup>(Garcia, 1995)</sup> relatam a possibilidade da determinação do coeficiente de transferência de calor metal/molde ( $h_i$ ) através de medidas do  $\lambda_2$  em tarugo e correlação destas medidas com modelos de crescimento dendrítico. Cabrera <sup>(Cabrera, 1998)</sup> verificou experimentalmente a dependência da variação dos espaçamentos dendríticos com variáveis operacionais, concluindo que maiores velocidades de lingotamento ou superaquecimento, resultam em maiores  $\lambda_2$  da superfície ao centro do tarugo.

### 3.7 Modelos de macro e microestruturas de formação

De um modo geral, os modelos matemáticos compilados na forma de softwares que simulam processos industriais são baseados em soluções numéricas de equações determinísticas associadas a critérios inerentes a cada processo. Porém, apresentam algumas aproximações e considerações numéricas para melhor representação da situação real. Em geral, esses softwares atendem as necessidades do usuário que busca a melhoria de um processo, auxiliando na previsão e o conhecimento estratégico das diferentes evoluções do processo de solidificação de seus produtos tornando-se ferramentas indispensáveis na atual conjuntura de busca pela excelência em qualidade, produtividade e competitividade.

O interesse pela evolução da micro e macroestrutura durante o processo de solidificação do aço, e a determinação prévia, simulada, da condição interna dos produtos fez com que surgissem as aplicações de ferramentas estatísticas, ou estocásticas, que viabilizam, por exemplo, a previsão de transições morfológicas e a formação das estruturas dendríticas.

Em geral empregam-se dois tipos de aproximações teóricas para a determinação da nucleação e do crescimento da estrutura: métodos determinísticos ou métodos estocásticos, as outras maneiras utilizadas são uma combinação destes dois métodos. Cabe salientar que embora o conhecimento das definições e técnicas estocásticas seja pleno, sua aplicação em processos de solidificação é um assunto relativamente novo.

Os principais métodos estudados atualmente para simular a formação das microestruturas de solidificação são: modelos estocásticos: o método de Monte Carlo e o método Autômato Celular (CA). Modelo determinístico: o método de Campo de Fases.

Utilizando um algoritmo capaz de diferenciar se um determinado grão vai nuclear (ou não) e crescer (ou não), Ramirez <sup>(Ramirez, 2006)</sup> demonstra a evolução macroestrutural de solidificação durante o LC. A **Figura 3.8** mostra resultados obtidos com o modelo de Monte Carlo aplicado, mostrando a evolução da solidificação em termos de região líquida, zona pastosa e região sólida além da evolução estrutural de acordo com o tempo de simulação.

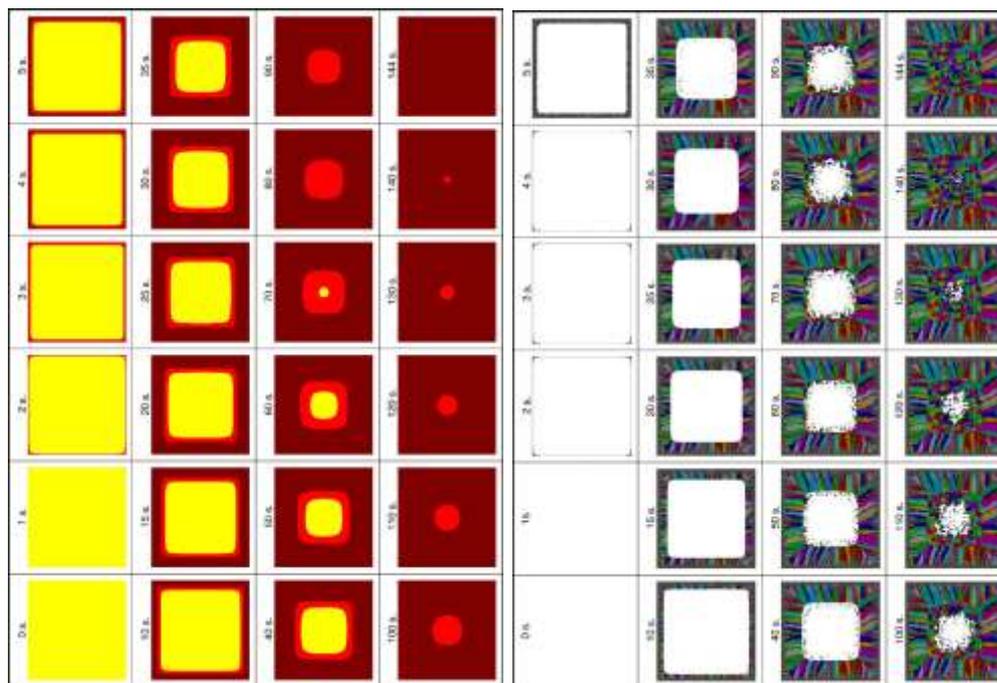


Figura 3.8 Evolução da solidificação e estrutura simulada, de acordo com o tempo de simulação <sup>(Ramirez, 2006)</sup>.

Furtado <sup>(Furtado, 2007)</sup> aplicou o método do Campo de Fase para a simulação microestrutural da formação dendrítica no caso da solidificação de uma liga de Fe-C. A **Figura 3.9** mostra um dos resultados obtidos para a liga com 0,5%C. O objetivo dessa

simulação foi de fazer um estudo sobre a morfologia dendrítica para diferentes teores de fósforo.

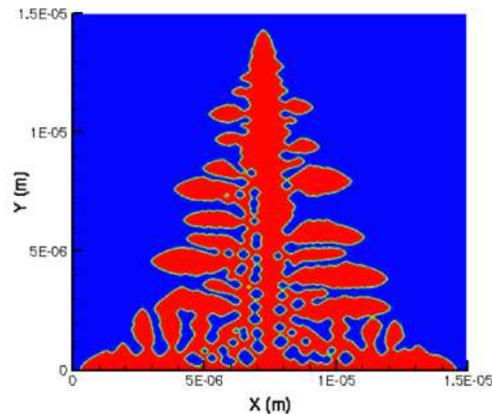


Figura 3.9 Dendrita simulada utilizando o modelo de Campo de Fases. (Furtado, 2007)

Yamazaki (Yamazaki, 2006) desenvolveu um modelo numérico baseado no método Autômato Celular para simulação da formação da estrutura de solidificação de uma liga Fe-0,7%C. No estudo foi analisada a influência da presença do agitador eletromagnético (EMS) na formação da estrutura dos grãos. A **Figura 3.10** mostra as macroestruturas simuladas com e sem EMS. Nas imagens é possível observar claramente as estruturas de grão coquilhadas, colunares e equiaxiais, demonstrando o potencial do modelo proposto para simular a formação da estrutura de solidificação durante o processo de lingotamento contínuo de aços.

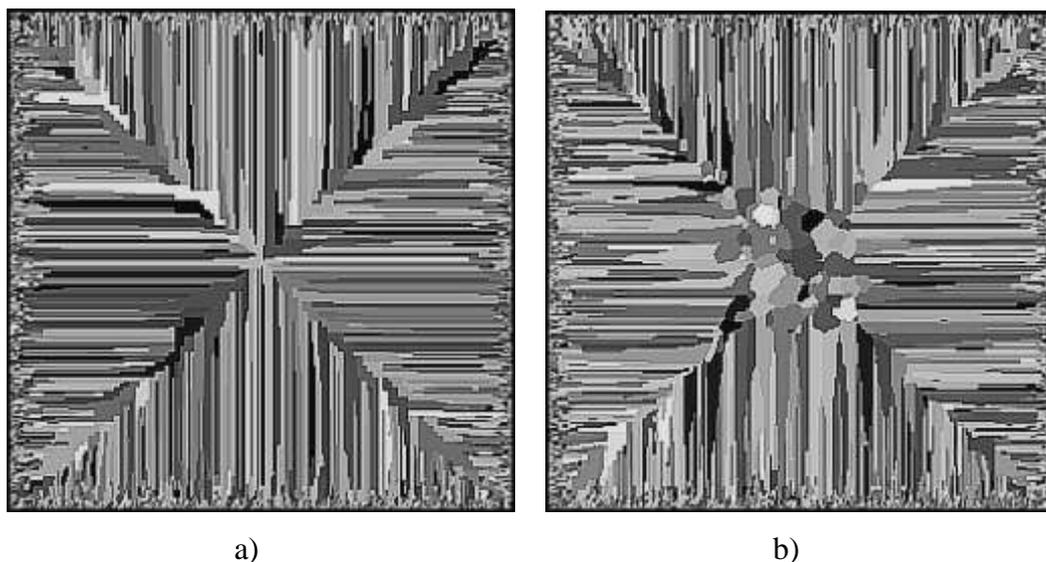


Figura 3.10 Estrutura de solidificação simulada de um tarugo de seção quadrada de 120mm de uma liga Fe-0.7%C. a) sem EMS. b) com EMS. (Yamazaki, 2006)

## **4.0 APLICAÇÃO DE MODELOS DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR E SOLIDIFICAÇÃO PARA SIMULAÇÃO DO LC**

O lingotamento contínuo envolve uma série de fenômenos físicos. Os principais fenômenos são: fluxo de metal líquido, transferência de calor, solidificação e movimento do lingote. A maioria dos modelos objetiva como resultados o perfil da espessura da casca sólida, a localização do fim poço líquido (comprimento metalúrgico) e as temperaturas superficiais e de núcleo do lingote, algumas simplificações são feitas, tornando os modelos mais simples. Como por exemplo: assumir que o lingote se desloca ao longo da máquina com uma velocidade constante (velocidade de lingotamento); considerar bi-dimensional a transferência de calor no processo; ignorar condução de calor na direção de lingotamento por ser pequena e desprezível devido à relativamente alta velocidade de lingotamento e baixa condutividade térmica nessa direção. Na maioria dos casos, a geometria simulada é uma fatia da seção transversal do lingote que se move a uma velocidade de lingotamento constante ao longo do comprimento da máquina de LC. Para modelar matematicamente a transferência de calor, a equação resolvida é a equação diferencial parcial de condução de calor incluindo a liberação de calor latente de solidificação.

### **4.1 Influência dos parâmetros termofísicos na simulação do LC**

Para um modelo numérico representar o sistema físico de modo aceitável, deve existir grande responsabilidade nas condições de contorno do sistema. Uma quantidade considerável de esforços deve ser focalizada no sentido de garantir parâmetros físicos reais para que paralelamente se garanta a precisão de um modelo numérico. Exemplos como propriedades termofísicas do aço, no caso o calor latente, o calor específico, a densidade e a condutividade, são parâmetros que influenciarão os resultados finais do modelo. Sabe-se que essas propriedades variam tanto em função da composição do aço quanto em função da temperatura. A literatura oferece uma grande quantidade de informações relativa à dependência desses parâmetros para os mais diferentes tipos de aços e nas mais diferentes faixas de temperaturas. Entretanto, para se garantir o bom desenvolvimento e a precisão de um sistema numérico, deve-se tomar cuidado na escolha dos modelos numéricos existentes na literatura. Como exemplo dessa forte influência tem-se as temperaturas de transformação (solidus e liquidus) da liga, parâmetros bastante dependentes da composição. Outro fator importante é o cálculo da fração de sólido das fases na região pastosa (entre as temperaturas

liquidus e solidus), parâmetro esse que influencia diretamente no cálculo das propriedades termofísicas nesta região, e é influenciado pelas temperaturas de transformação e pela composição química do material.

#### 4.1.1 Cálculo das temperaturas solidus e liquidus

As temperaturas de transformação solidus ( $T_S$ ) e liquidus ( $T_L$ ) dos aços são parâmetros de grande importância em modelos numéricos 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. Em algumas situações em que há dificuldade de se obter experimentalmente essas temperaturas, elas 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  $T_S$  e  $T_L$  causada pela presença de elementos de liga. (Barcellos, 1997)

A literatura (Thomas, 1987a; Kim, 1996; Wolf, 1981; Miettinen, 2000) oferece algumas equações empíricas derivadas de análises de regressão para se chegar a valores aproximados desses parâmetros, sendo a maioria delas provenientes de uma certa quantidade de ligas estudadas. Contudo, atualmente devido ao crescente desenvolvimento de novos tipos de aços, com quantidades de elementos de liga bastante diversificados, essas equações devem ser utilizadas com certa cautela.

Segundo Miettinen e Howe (Miettinen, 2000), a comparação de várias equações pode ter diferenças nos resultados, pois são originárias de diferentes composições de ligas. Assim, elas podem apresentar bons resultados para um grupo de ligas e podem falhar para outras ligas. Isso se deve principalmente à quantidade de ligas estudadas, à seleção das ligas e ao número de elementos de soluto examinados.

No presente trabalho, uma das formas adotada para o cálculo das  $T_S$  e  $T_L$  foi de utilizar as equações empíricas empregadas por Thomas (Thomas, 1987a), respectivamente mostradas abaixo:

$$T_L \text{ (}^\circ\text{C)} = 1537 - 88(\%C) - 25(\%S) - 5(\%Cu) - 8(\%Si) - 5(\%Mn) - 2(\%Mo) - 4(\%Ni) - 1,5(\%Cr) - 18(\%Ti) - 30(\%P) - 2(\%V) \quad (4.1)$$

$$T_S \text{ (}^\circ\text{C)} = 1535 - 200(\%C) - 183,9(\%S) - 12,3(\%Si) - 6,8(\%Mn) - 4,3(\%Ni) - 1,4(\%Cr) - 4,1(\%Al) - 124,5(\%P) \quad (4.2)$$

#### 4.1.2 Cálculo das propriedades termofísicas utilizando o modelo de transformação de fases IDS

As propriedades termofísicas dos aços no estado líquido e no sólido usadas no presente modelo numérico são calculadas utilizando o modelo de solidificação IDS. Essas propriedades são a densidade, calor específico e condutividade térmica. Além disso, o modelo também fornece os valores das  $T_L$  e  $T_S$ .

IDS (*Inter Dendritic Solidification*) é um programa numérico que simula o fenômeno de solidificação de aços incluindo as transformações de fases desde o líquido à temperatura ambiente (**Figura 4.1**). Além disso, importantes propriedades termofísicas dos aços são calculadas, como: entalpia, condutividade térmica, densidade, calor específico, etc. O modelo é baseado na termodinâmica, na cinética das reações químicas e em equações empíricas. O programa IDS teve início seu desenvolvimento em 1984 no Laboratório de Metalurgia da Universidade Tecnológica de Helsinki – Finlândia. Possui acoplado ao programa um banco de dados termodinâmico chamado “ChemApp”, desenvolvido pelo grupo GTT-Technologies-Alemanha. (Miettinen, 2010)

O modelo IDS foi desenvolvido para simular a solidificação de aços na presença de segregação interdendrítica e, em função disso, calcular as temperaturas solidus e liquidus. No entanto, o modelo não considera o fenômeno de super-resfriamento, de forma que na ponta dendrítica é assumido estar na temperatura liquidus de equilíbrio.

As fases estáveis dos aços, suas frações e composições em qualquer temperatura durante a solidificação são calculadas sob condições de equilíbrio ou na presença de uma taxa de resfriamento. Os cálculos são feitos acoplando o tratamento convencional da difusão de soluto (Lei de Fick) com um modelo termodinâmico. Esse modelo é baseado na suposição que o equilíbrio termodinâmico é alcançado entre a interface de duas fases,  $\delta$  e L,  $\gamma$  e L, e  $\delta$  e  $\gamma$ , usando equação de potencial químico para cada componente da liga. Assumindo mistura completa de soluto no líquido, os cálculos são realizados em um elemento de volume de uma porção da zona pastosa, como mostra a **Figura 4.2**.

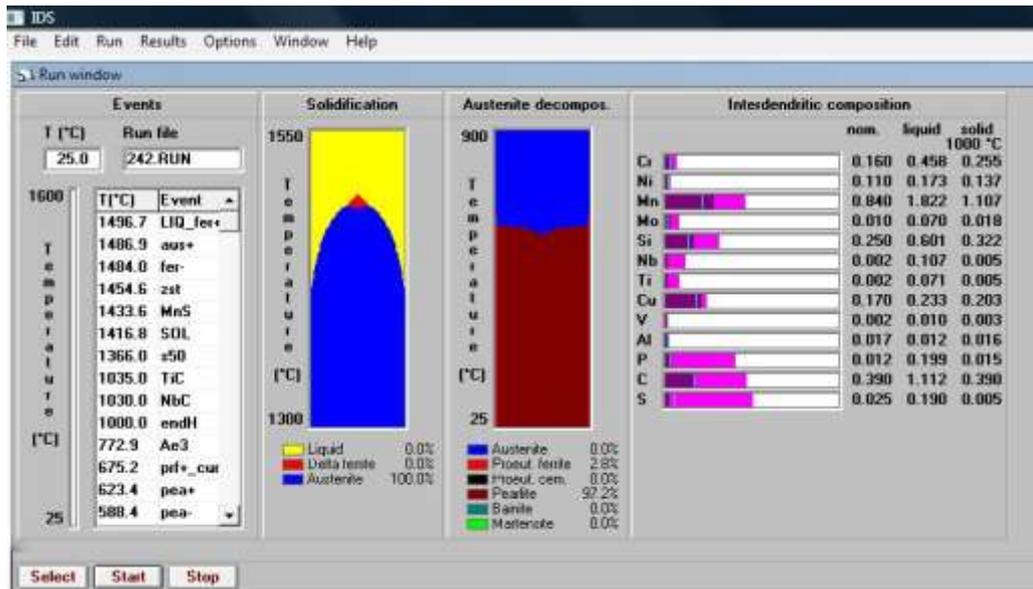


Figura 4.1 Tela principal de simulação do programa IDS.

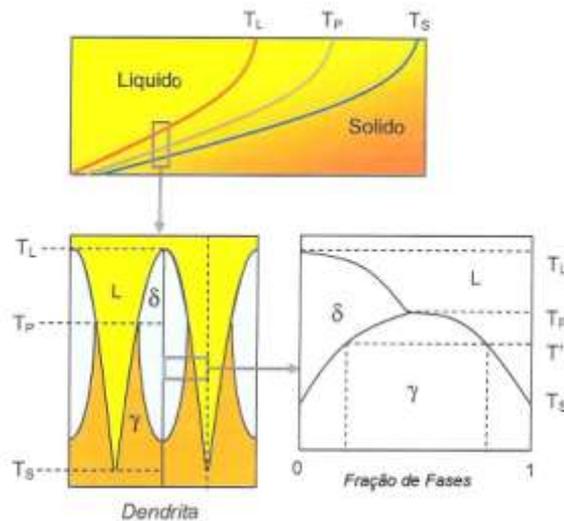


Figura 4.2 Desenho representativo da zona pastosa mostrando um elemento de volume de um braço dendrítico primário e as frações de fases. (Miettinen, 2010)

No presente trabalho, além das **Equações (4.1) e (4.2)** para o cálculo das  $T_S$  e  $T_L$ , o modelo IDS também foi adotado para a determinação desses parâmetros. A escolha pelo uso das  $T_S$  e  $T_L$  calculadas pelo modelo IDS se deve a sua confiabilidade quando aferido com dados experimentais.

Miettinen e Howe (Miettinen, 2000) obtiveram melhores resultados na comparação das  $T_L$  obtidas da aproximação termodinâmica usando o modelo IDS com algumas equações da literatura. Para isso, foi analisada uma larga faixa de ligas compiladas da literatura a partir de medidas experimentais de  $T_L$  determinadas por análise diferencial térmica (DTA). Segundo os

autores, as equações empíricas para estimar as  $T_L$  são geralmente funções linear da composição química, do tipo  $T_L = \sum a_i C_i$ . Porém, devido a numerosas interações químicas entre diferentes solutos, a superfície liquidus nunca é planar, como assumido pela equação linear. No entanto, a chave para uma estimativa exata da  $T_L$  não é por equação analítica, mas por equações termodinâmicas, que levam em conta as interações entre os componentes. Como tais equações lidam com estabilidade de fases, elas também determinam as fases sólidas primárias ( $\delta$  e  $\gamma$ ) e seu efeito na superfície liquidus. Desse modo, o efeito dos solutos na liga é determinado com mais confiabilidade que por análise regressiva.

#### 4.1.3 Determinação do carbono equivalente

Sabe-se que a adição de elementos de liga nos aços modifica as temperaturas de transformação. Portanto, a influência de elementos de liga no comportamento dos aços durante a solidificação pode ser expresso em termos do carbono equivalente ( $C_{eq}$ ). A equação adotada neste trabalho foi a **Equação (4.3)** de Wolf <sup>(Wolf, 1991)</sup>.

$$C_{eq} = \%C + 0,02\%Mn - 0,1\%Si + 0,04\%Ni - 0,04\%Cr - 0,1\%Mo - 0,7\%S \quad (4.3)$$

#### 4.1.4 Determinação da fração sólida

Com o resfriamento do aço líquido até o início da zona pastosa, inicia-se o crescimento dendrítico e a correspondente liberação gradativa de calor latente. O calor latente de fusão liberado no intervalo de solidificação é levado em consideração através de um ajuste no calor específico da zona pastosa. No entanto, a intensidade de calor liberado vai depender do percentual entre a quantidade de sólido e líquido presente na zona pastosa. Essa quantidade é introduzida no modelo matemático através da evolução da fração sólida. Uma das formas de avaliação da evolução da  $f_s$  consiste na *regra da alavanca*, aplicável quando se considera o equilíbrio termodinâmico do sistema, ou seja, a composição química permanece uniforme dentro de cada fase onde há completa difusão de soluto tanto na fase sólida quanto na fase líquida. 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. A fração sólida, segundo a *regra da alavanca*, é dada por: <sup>(Garcia, 2001)</sup>

$$f_s = \left( \frac{1}{1 - K_0} \right) \left( \frac{T_L - T}{T_F - T} \right) \quad (4.4)$$

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 ou distribuição do soluto, expresso pela relação entre a concentração de soluto no sólido ( $C_S$ ) e a correspondente concentração de soluto no líquido ( $C_L$ ), ou seja:

$$k_0 = \frac{C_S}{C_L} \quad (4.5)$$

Assim na **Equação (4.4)**, a derivada de  $f_s$  é dada por:

$$\frac{\partial f_s}{\partial T} = \left( \frac{1}{1 - K_0} \right) \cdot \frac{(T_L - T_F)}{(T_F - T)^2} \quad (4.6)$$

No caso do LC de aço onde o avanço da fronteira sólido/líquido é suficientemente lento para permitir que o soluto rejeitado seja uniformemente misturado ao líquido por difusão e/ou movimentação do fluido, a fração sólida calculada pela *regra da alavanca* se aplica se considerarmos, além disso, a solidificação em estado de equilíbrio e com suas composições dadas pelo diagrama de fases Fe-C. Para uma situação idealizada, onde as linhas solidus e liquidus são aproximadas por retas, conforme mostra a **Figura 4.3**, o coeficiente de partição é constante. Embora seja uma simplificação, o fato de considerar  $k_0 = \text{constante}$  facilita as abordagens teóricas sem afetar significativamente as conclusões. (Garcia, 2001)

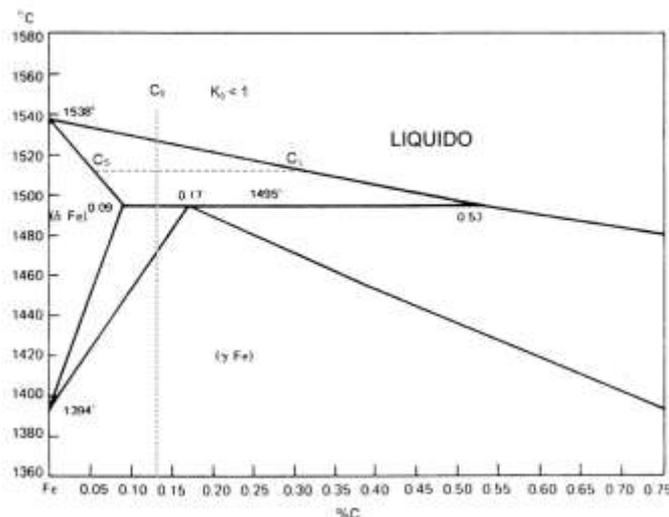


Figura 4.3 Detalhe da região peritética do diagrama Fe-C.

Sabe-se que a presença dos elementos de liga interfere no comportamento térmico dos aços de modo que as temperaturas de transformação de fases apresentam comportamento

diferente ao previsto no diagrama Fe-C. No entanto, ao considerar a **Equação (4.4)** para o cálculo da  $f_s$  no intervalo de solidificação entre as temperaturas solidus e liquidus, espera-se que  $f_s$  varie de 0 a 1. Porém, dependendo da composição química do aço, esse comportamento não é observado devido a variações das temperaturas solidus e liquidus em relação ao diagrama. Isso pode acarretar em erros na formulação dos cálculos numéricos, principalmente quando se leva em conta a quantidade de líquido e sólido que coexistem em equilíbrio a uma dada temperatura, como é o caso do cálculo das propriedades termofísicas que são função da  $f_s$  na região pastosa.

Diversos modelos numéricos da literatura têm considerado que a  $f_s$  varia linearmente entre as temperaturas solidus e liquidus, onde a  $f_s$  é assumida variar de 0 (zero), no início da transformação líquido→sólido, para 1 (um) no final da transformação, sendo representado pela **Equação (4.7)**. (Fujimura, 1986; Laitinen, 1988; Cabrera, 1998; Won, 2001; Wang, 2005; Hebi, 2006; Zhu, 2007; Alizadeh, 2008)

$$f_s = \left( \frac{T_L - T}{T_L - T_S} \right) \quad \frac{df_s}{dT} = - \left( \frac{1}{T_L - T_S} \right) \quad (4.7)$$

Entretanto, observa-se que o comportamento da  $f_s$  na região pastosa, calculado pela *regra da alavanca*, assume uma forma parabólica. Comportamento esse observado também em resultados obtidos por diversos autores (Mondragón, 2008; EUR21340, 2005; Chunsheng, 2004; Louhenkilpi, 1994; Park, 2002). A **Figura 4.4** mostra o perfil da  $f_s$  na zona pastosa para diferentes taxas de resfriamento (Mondragón, 2008).

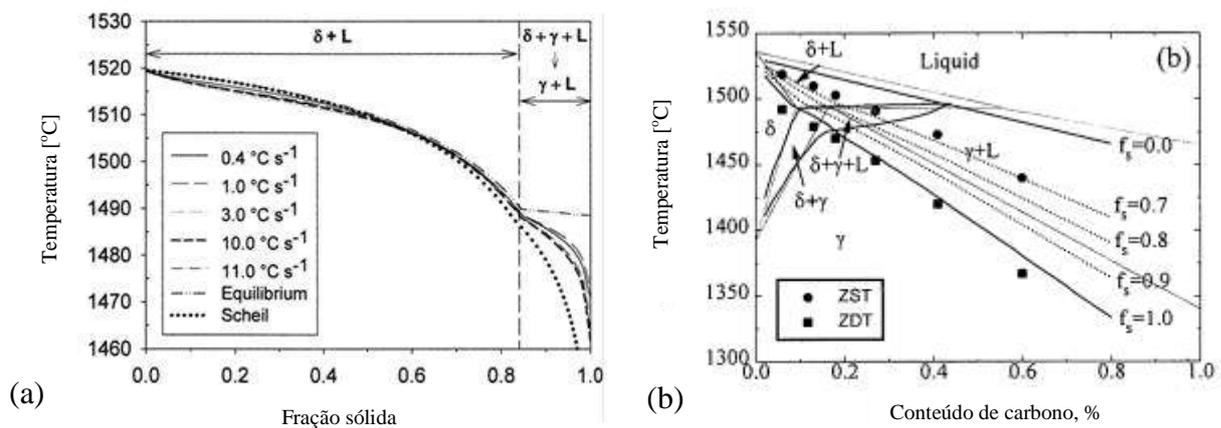


Figura 4.4 a) Evolução da fração sólida para diferentes taxas de resfriamento. (Mondragón, 2008). b) Diagrama de fase Fe-C fora do equilíbrio de um aço com 0,32Si-1,0Mn-0,01P-0,015S. ZST= Temperatura de resistência zero, ZDT = Temperatura de ductilidade zero (Kim, 1996).

A evolução da fração sólida com a temperatura, calculada pelo modelo IDS, é obtida termodinamicamente e, portanto, não utiliza nenhuma equação regressiva. A fim de representar os resultados gerados pelo IDS na forma de uma equação simplificada, EUR21340<sup>(EUR21340, 2005)</sup> realizou diversos cálculos com o modelo IDS utilizando equações de regressão e obteve como resultado a seguinte equação:

$$f_s = 1 - e^{-b(T_L - T)} \quad \frac{df_s}{dT} = -b.e^{-b(T_L - T)} \quad (4.8)$$

O coeficiente  $b$  é calculado resolvendo a seguinte equação:

$$0,99 = 1 - e^{-b(T_L - T_s)} \quad (4.9)$$

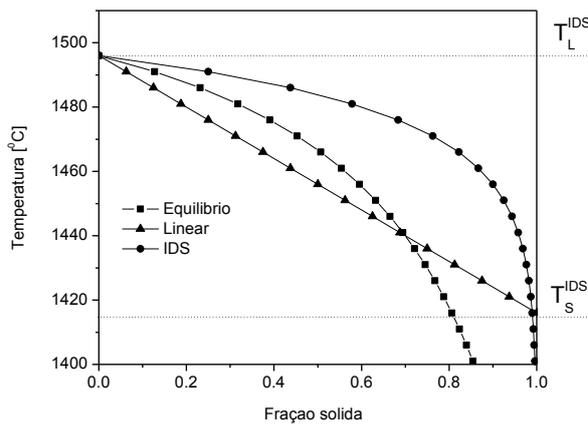


Figura 4.5 Evolução da fração sólida para diferentes equações de  $f_s$  com as temperaturas solidus e liquidus calculadas com o modelo IDS.

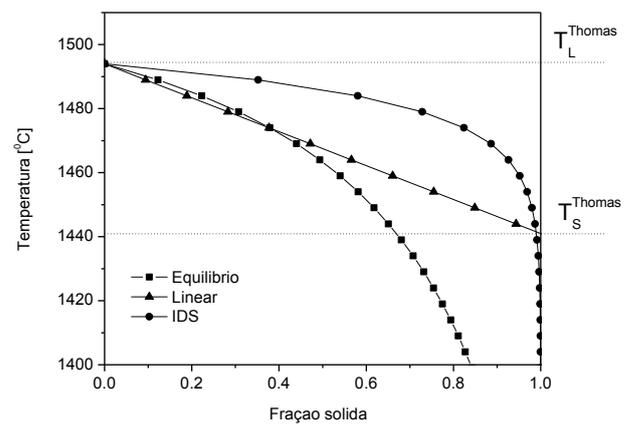


Figura 4.6 Evolução da fração sólida para diferentes equações de  $f_s$  com as temperaturas solidus e liquidus calculadas com a equação de Thomas<sup>(Thomas, 1987a)</sup>.

As equações de  $f_s$  apresentadas anteriormente, calculadas para um mesmo intervalo de solidificação, foram comparadas e estão representadas pelos perfis mostrados nas figuras acima. Buscou-se analisar a forma dos perfis de  $f_s$  calculados por diferentes métodos. A **Figura 4.5** e a **Figura 4.6** mostram a evolução da  $f_s$  dentro do limite da zona pastosa. As temperaturas solidus e liquidus foram calculadas utilizando o modelo IDS e as **Equações (4.1) e (4.2)** de Thomas<sup>(Thomas, 1987a)</sup> para uma determinada composição química de aço. Além disso, é apresentada a evolução da fração sólida obtida com a equação de equilíbrio (regra da

alavanca) (**Equação (4.4)**), com aproximação linear da  $f_S$  (**Equação (4.7)**) e calculada pelo modelo IDS (**Equação (4.8)**). Espera-se que a evolução da  $f_S$  com a temperatura na zona pastosa varie de 0 a 1 no intervalo de solidificação. No entanto, essa constatação foi observada somente nos perfis de  $f_S$  resultantes das equações linear e IDS, e não pela equação de equilíbrio. A  $f_S$  em equilíbrio apresentou 65% de sólido na  $T_S^{Thomas}$  (**Figura 4.6**) e 80% de sólido na  $T_S^{IDS}$  (**Figura 4.5**). Isso demonstra que equação de equilíbrio (**Equação (4.4)**) deve se usado com certa cautela para o cálculo da  $f_S$  de aços com elementos de liga, pois além da solidificação se comportar diferentemente da prevista pelo diagrama Fe-C devido à dependência das temperaturas de transformação (liquidus e solidus) com a composição química do aço, pode acarretar em erros na simulação.

Também se observou diferenças nos valores calculados das  $T_L$  e  $T_S$  com a equação de Thomas e com o modelo IDS. Tendo uma diferença entre elas de 25°C na temperatura solidus e apenas 1°C na temperatura liquidus, para esse caso específico.

No presente modelo adotou-se utilizar a **Equação (4.8)**, para o cálculo da  $f_S$  na região pastosa. A influência das equações para o cálculo da  $f_S$  usando a *regra da alavanca* e o modelo IDS no comportamento térmico do lingote será discutida mais adiante.

## 4.2 Descrição do modelo

A abordagem matemática da transferência de calor é baseada na equação geral de condução de calor. Devido às altas velocidades de lingotamento e às altas taxas de retirada de calor nas faces laterais do lingote (direções x e y) pelo molde, regiões de sprays, rolos e região de radiação, o fluxo de calor na direção de extração do lingote (eixo z) é pequeno em relação às direções x e y, podendo ser desprezado. Assim, o sistema passa a ser bidimensional e a equação é dada por:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( k_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( k_y \frac{\partial T}{\partial y} \right) + Q \quad (4.10)$$

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).

O presente modelo trabalha com uma malha bidimensional, acoplada na seção transversal do lingote, como ilustra a **Figura 4.7**. A simetria da face lateral permite que somente meia parte de sua face normal à direção de lingotamento ( $z$ ) seja a área de controle.

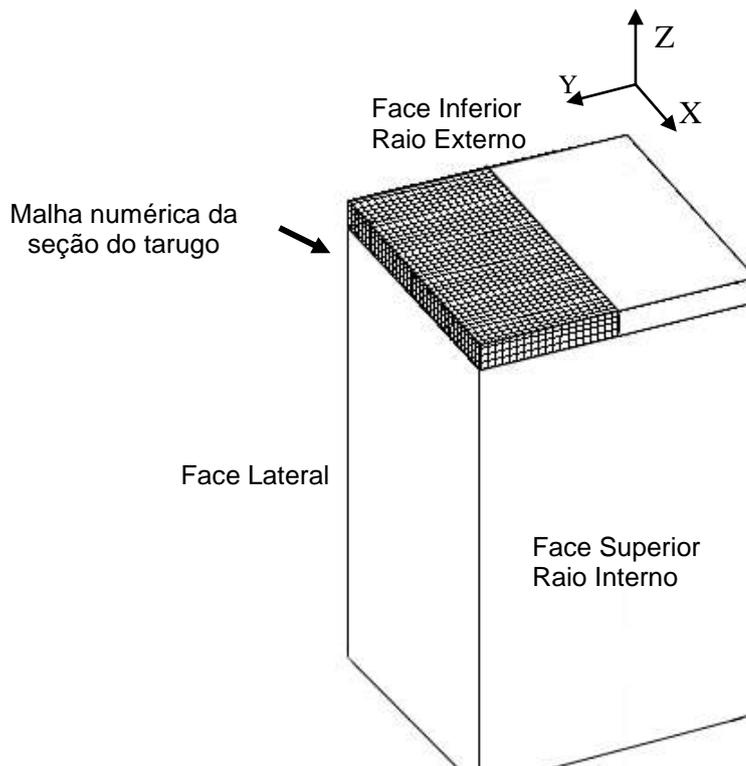


Figura 4.7 Área do lingote modelada matematicamente.

Fisicamente, interpreta-se o problema como se o volume de controle se deslocasse na mesma direção e velocidade de lingotamento. No entanto, o modelo numérico considera a malha numérica não se movendo, mas as condições de contorno se alterando em função do tempo. O tempo é zero no menisco e abaixo do menisco é calculada pela equação  $t=z/V_L$ , onde  $V_L$  é a velocidade de lingotamento e  $z$  a distância do menisco. Na **Equação (4.10)**,  $\rho$  é a densidade,  $c$  é o calor específico,  $k$  é a condutividade térmica, e  $Q$  é um termo que descrever a taxa de energia liberada por transformações de fase, definido como:

$$Q = \rho L \frac{\partial(f_s)}{\partial t} \quad (4.11)$$

onde  $L$  é o calor latente de solidificação, e  $f_s = f_s(T)$  é chamada de fração sólida na zona pastosa, para  $T_S < T < T_L$ . A **Equação (4.11)** descreve a maneira em que o calor latente é liberado durante a solidificação.

Substituindo a **Equação (4.11)** na **Equação (4.10)**, chega-se em:

$$\rho c' \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( k \frac{\partial T}{\partial y} \right) \quad (4.12)$$

onde o termo  $c'$  pode ser interpretado como um pseudo calor específico, que inclui o efeito da liberação do calor latente gerado internamente e o calor específico do material ( $c$ ), expresso por:

$$c' = \left( c_p - \rho L \frac{\partial f_s}{\partial t} \right) \quad (4.13)$$

sendo:

$$c_p = f_s \cdot c_s + (1 - f_s) \cdot c_L \quad (4.14)$$

onde os subscritos  $S$ ,  $L$  e  $P$  representam as fases sólida, líquida e pastosa, respectivamente.

A **Equação (4.12)** representa a equação geral de condução de calor bi-dimensional 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.

#### 4.2.1 Tratamento da transformação de fase

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 mostrado nas **Equações (4.13) e (4.14)**.

$$k_p = k_s \cdot f_s + (1 - f_s) k_L \quad (4.15)$$

$$\rho_P = \rho_S \cdot f_S + (1 - f_S) \rho_L \quad (4.16)$$

A técnica mais utilizada para considerar a transferência de calor convectiva no líquido e na zona pastosa devido ao fluxo de líquido é chamada de condutividade térmica efetiva ou o método de condutividade reforçada (Louhenkilpi, 2006). A condutividade térmica efetiva é aproximada pela seguinte relação linear:

$$k_{\text{eff}} = k_S f_S + A k_L (1 - f_S) \quad (4.17)$$

onde  $A$  é uma constante. Se o valor de  $A$  for igual a 1, significa que não há aumento da transferência de calor na zona pastosa ou na região líquida devido ao fluxo de metal. Isso significa que o poço líquido está estagnado, isto é, não há mistura na fase líquida. Para Louhenkilpi (Louhenkilpi, 2006), a constante  $A$  é difícil de ser definido com precisão, mesmo por ensaios experimentais. Normalmente é utilizado o valor de  $A$  entre 1-8. Para lingotamento de placas, utiliza-se um valor 1,5 e para blocos e tarugos um valor de 2, quando utilizado agitador eletromagnético. Além da agitação eletromagnética que afeta fortemente no valor da constante  $A$ , também se deve considerar a agitação no banho líquido na região superior do molde em função do fluxo de metal que é vazado constantemente.

#### 4.2.2 Método Numérico de Diferenças Finitas (MDF)

O método numérico de diferenças finitas (MDF) fornece a solução para o problema da **Equação (4.12)** de condução de calor. O MDF consiste em um método numérico de aproximação para a solução exata das equações diferenciais de condução de calor. Para simplificação da resolução da equação diferencial, é feita a discretização com a substituição dessas por um sistema de equações algébricas. No entanto, para aplicação do método, o sistema físico, que no caso é o lingote, é dividido em regiões de tamanhos pré-definidos formando uma malha numérica. Cada região da malha é denominada de ponto nodal e corresponde a um elemento da malha de lados  $\Delta x$  e  $\Delta y$ . As suas localizações nas direções  $x$  e  $y$  são representadas pelos índices  $i$  e  $j$  respectivamente, como mostra a **Figura 4.8**. De acordo com o MDF, cada elemento possui uma temperatura uniforme em seu interior. A solução do problema da condução de calor utilizando diferenças finitas tem como objetivo final fornecer as temperaturas em todos os elementos da malha, variando no tempo e no espaço.

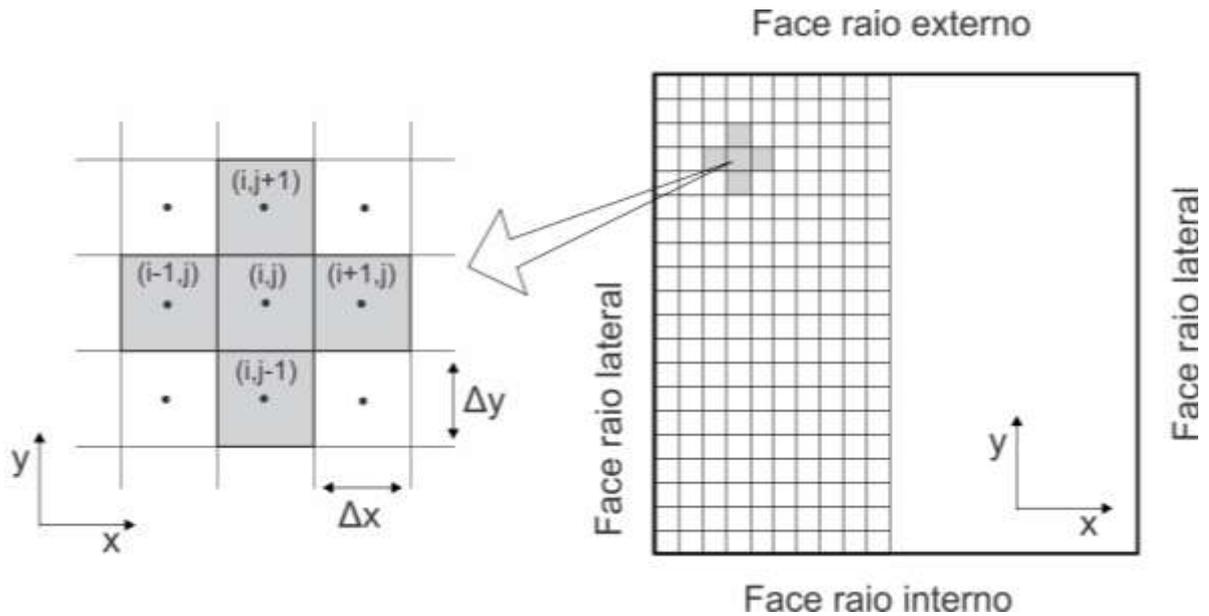


Figura 4.8 Representação da malha de nós num sistema bidimensional.

Aproximando a **Equação (4.12)** por diferenças finitas e considerando material isotrópico,  $k_{(x)}=k_{(y)}=k$ , obtêm-se a forma explícita do MDF para o nó de coordenadas  $i,j$ :

$$\rho \cdot c \cdot \frac{T_{i,j}^{n+1} - T_{i,j}^n}{\Delta t} = k \cdot \left( \frac{T_{i+1,j}^n - 2 \cdot T_{i,j}^n + T_{i-1,j}^n}{\Delta x^2} + \frac{T_{i,j+1}^n - 2 \cdot T_{i,j}^n + T_{i,j-1}^n}{\Delta y^2} \right) \quad (4.18)$$

onde  $n$  e  $n+1$  se referem as temperaturas antes e depois do incremento de tempo ( $\Delta t$ ), respectivamente.

A forma explícita do MDF é muito conveniente pela facilidade do cálculo que é necessário realizar para resolver o problema. As temperaturas nodais são determinadas somente se os valores das temperaturas nodais anteriores forem conhecidos. Neste sentido, a temperatura de cada nó no instante inicial em  $t = 0$ , isto é,  $n = 0$  é conhecida por meio das condições iniciais do problema, e os instantes seguintes podem ser calculados diretamente a partir dos instantes anteriores, pela aplicação repetida da equação antes descrita. Assim, a distribuição da temperatura no regime transitório é obtida para cada intervalo  $\Delta t$ .

Porém, o método explícito apresenta a necessidade de uma condição de estabilidade para que a solução calculada convirja para a solução real do problema. Pois, sob algumas condições, o MDF pode fornecer uma solução que oscila no tempo ou espaço, gerando problema de instabilidade. Para alcançar a estabilidade do modelo numérico, deve-se respeitar o intervalo de iteração ( $\Delta t$ ), apresentado na condição a seguir:

$$\Delta t \leq \frac{\Delta x^2}{4.\alpha} \quad (4.19)$$

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

$$\alpha = \frac{k}{\rho.c'} \quad (4.20)$$

### 4.2.3 Condições de contorno

Para a correta simulação da transferência de calor, a determinação das condições de contorno que descrevem o fenômeno de transferência de calor que ocorrem ao longo da superfície do lingote é de crucial importância. No molde, existe uma resistência térmica entre o metal e o molde por causa principalmente da lubrificação do molde e da formação de um gap de ar devido à contração do aço durante o resfriamento. A transferência de calor no molde é controlada principalmente por condução de calor através da interface entre a superfície da casca solidificada e o molde. É muito difícil determinar a transferência de calor em toda a extensão do gap, pois esse varia com o tempo e a posição no molde. A espessura do gap varia em função de diversos fatores, tais como: variáveis do processo (velocidade de lingotamento, superaquecimento, lubrificação do molde, etc.), contrações térmicas e de solidificação do aço, geometria do molde, movimento de oscilação do molde, expansão térmica do molde, entre outras variáveis; sendo assim difícil avaliar quantitativamente a influência de cada resistência térmica individual dessas variáveis. A transferência de calor através do gap é geralmente representada por um coeficiente global de transferência de calor da interface metal/molde ( $h_g$ ). Com a formação do gap de ar nesta interface, o coeficiente de transferência de calor nesta região pode rapidamente decrescer, dificultando a retirada de calor na mesma e desacelerando o processo de solidificação do metal líquido. Por definição, o coeficiente de transferência de calor corresponde à quantidade de energia, sob a forma de calor, que passa, num segundo, através de  $1m^2$  de superfície, quando a diferença de temperatura entre o interior e o exterior é de 1 K.

No início do processo de LC, 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, o que acarreta um coeficiente de transferência de calor inicialmente mais elevado. À medida que o processo progride, uma fina camada de

metal solidifica-se em contato com a parede do molde, e aumenta a resistência térmica interfacial. Também ocorrem contrações volumétricas do metal provocadas pelas transformações de fases e variações térmicas decorrentes do resfriamento e que se opõe à pressão metalostática. Ao mesmo tempo, pode ocorrer uma expansão da parede do molde em função de seu aquecimento. Com o avanço da solidificação, a área de contato da casca solidificada com o molde reduz e conseqüentemente há o aumento da separação física metal/molde e diminuição do valor de  $h_g$ .

A equação de contorno na região do molde pode ser expressa como:

$$-k \frac{\partial T_s}{\partial n} = h_g (T_s - T_{ext}) \quad (4.21)$$

onde  $k$  é a condutividade térmica do metal;  $T_s$  e  $T_{ext}$  são as temperaturas da superfície do lingote e do molde;  $h_g$  é o coeficiente de transferência de calor do gap de ar;  $\partial n$  é  $\partial x$  ou  $\partial y$ . O coeficiente de transferência de calor do gap pode ser determinado através de medições experimentais (medidas de termopares na parede do molde) (de Barcellos, 2010).

É bastante comum encontrar na literatura modelos numéricos que utilizam valores constantes dos coeficientes de transferência de calor no molde. O presente modelo numérico adota a **Equação (6.1)** para o cálculo dos  $h_g$  ao longo do comprimento do molde (de Barcellos, 2010). O método utilizado para determinar os  $h_g$  é baseado na solução do problema inverso da condução de calor. O método inverso consiste em confrontar as temperaturas experimentais medidas por termopares dentro da parede do molde com as temperaturas simuladas através de um modelo numérico de solidificação no mesmo ponto de monitoramento para determinação dos  $h_g$ .

Abaixo do molde, as partes periféricas da máquina como: sprays de água, rolos, agitador eletromagnético e túneis interferem na extração de calor da superfície do lingote. As condições de contorno são geralmente expressas por meio de coeficientes de transferência de calor. Esses devem ser determinados em função da real condição de refrigeração e do tempo e área de contato do lingote com os elementos periféricos. Esta determinação pode ser feita diretamente na máquina de LC por meio de medidas de temperatura de superfície. Abaixo do molde, os modos de transferência de calor por condução, convecção e radiação estão envolvidos. Na área de sprays, o lingote é geralmente resfriado por sprays de água ou mistura de água e ar. O mecanismo de resfriamento pode ser dividido entre radiação e convecção. A área de contato dos rolos envolve a transferência de calor por condução. Nas áreas em que o lingote está livre ou passa por túneis de equalização, a transferência de calor ocorre por

radiação. No entanto, os valores dos coeficientes de transferência de calor são válidos apenas para um determinado tipo de máquina, qualidade de aço e condições de refrigeração, das quais eles são derivados. Eles não podem simplesmente ser adotados diretamente como condição de contorno para outras máquinas de LC. O fluxo de calor da superfície do lingote para o meio ambiente é geralmente definida pela seguinte equação:

$$-k \frac{\partial T_{\text{sup}}}{\partial n} = h_s (T_{\text{sup}} - T_{\text{ext}}) + \varepsilon \sigma (T_{\text{sup}}^4 - T_{\text{amb}}^4) \quad (4.22)$$

onde  $h_s$  é o coeficiente de transferência de calor para o ar,  $T_{\text{sup}}$  a temperatura da superfície do lingote,  $T_{\text{ext}}$  a temperatura externa para o resfriamento da água ou do ar,  $T_{\text{amb}}$  a temperatura ambiente.  $\varepsilon$  é emissividade e  $\sigma$  a constante de Stefan-Boltzmann. O último termo representa o fluxo de calor por radiação. Os parâmetros de entrada nessa equação são:  $h_s$ ,  $T_{\text{amb}}$ ,  $T_{\text{ext}}$ ,  $\varepsilon$ ,  $\sigma$ . Como simplificação no presente modelo numérico, devido às dificuldades de obter as  $T_{\text{ext}}$  da água de refrigeração e do ar próximas a superfície do tarugo, definiu-se a utilização de um coeficiente de transferência de calor que englobe todas as resistências térmicas da superfície do tarugo ao ambiente externo. Dessa forma, a equação de contorno para as áreas abaixo do molde foi definida como:

$$-k \frac{\partial T_s}{\partial n} = h_{\text{ext}} (T_{\text{sup}} - T_{\text{amb}}) \quad (4.23)$$

onde  $h_{\text{ext}}$  é o coeficiente de transferência de calor externo à superfície.

A **Figura 4.9** ilustra a malha de elementos na região de vértice do lingote. Para os nós do limite de contorno, a equação de condução de calor obtida pelo balanço térmico, já na sua forma discretizada pelo MDF (**Equação (4.18)**), devem levar em consideração a resistência a troca de calor do metal para o meio externo. As **Equações (4.21)** e **(4.23)** que incluem esse efeito para as regiões de contorno são discretizadas para os elementos  $i$  e  $j$ , e o balanço térmico é representado pela Equação (4.24):

$$T_{i,j}^{n+1} = \frac{\Delta t}{\rho \cdot c' \cdot \Delta x} \left( h_1 \cdot (T_{\text{ext}} - T_{i,j}^n) + h_2 \cdot (T_{\text{ext}} - T_{i,j}^n) + k \cdot \frac{(T_{i+1,j}^n - T_{i,j}^n)}{\Delta x} + k \cdot \frac{T_{i,j+1}^n - T_{i,j}^n}{\Delta y} \right) + T_{i,j}^n \quad (4.24)$$

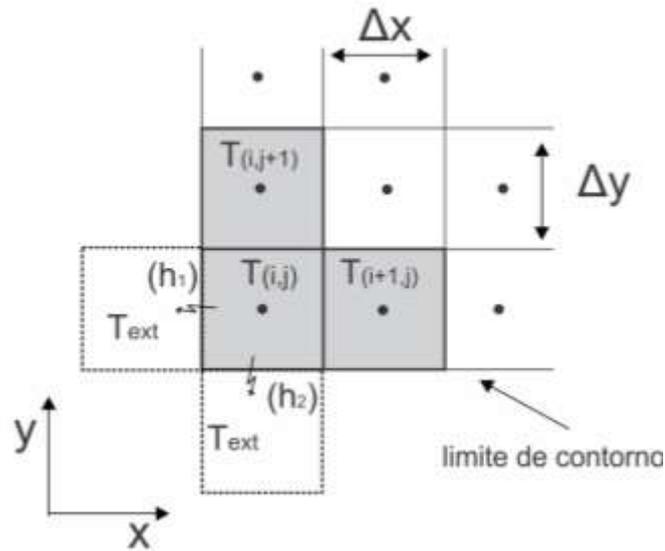


Figura 4.9 Representação da malha de nós mostrando uma condição de contorno.

#### 4.2.4 Analogia entre sistemas térmicos com circuitos elétricos

Segundo Spim (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 ‘ $i$  e  $j$ ’ é caracterizado pela sua capacidade térmica, dado pela relação:

$$C_{i,j} = \rho_{i,j} \cdot c_{i,j} \cdot \Delta x_i \cdot \Delta y_j \cdot \Delta z \quad (4.25)$$

onde  $\Delta x_i \cdot \Delta y_j$  equivale à área finita de troca de calor do elemento ‘ $i,j$ ’, e  $C_{i,j}$  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. A resistência térmica pode ser especificada para o intervalo interior a cada semi-distância de elementos finitos individuais da malha numérica, conforme **Figura 4.10**. Desta forma a resistência térmica no interior de cada elemento até a interface com o elemento adjacente é dada por:

$$R_{(i,j)h} = \frac{\Delta x_i}{2.k_{i,j}.\Delta y_j.\Delta z} \quad (4.26)$$

$$R_{(i,j)v} = \frac{\Delta y_j}{2.k_{i,j}.\Delta x_i.\Delta z} \quad (4.27)$$

$$R_{(i-1,j)h} = \frac{\Delta x_{i-1}}{2.k_{i-1,j}.\Delta y_j.\Delta z} \quad (4.28)$$

$$R_{(i,j-1)v} = \frac{\Delta y_{j-1}}{2.k_{i,j-1}.\Delta x_i.\Delta z} \quad (4.29)$$

$$R_{(i+1,j)h} = \frac{\Delta x_{i+1}}{2.k_{i+1,j}.\Delta y_j.\Delta z} \quad (4.30)$$

$$R_{(i,j+1)v} = \frac{\Delta y_{j+1}}{2.k_{i,j+1}.\Delta x_i.\Delta z} \quad (4.31)$$

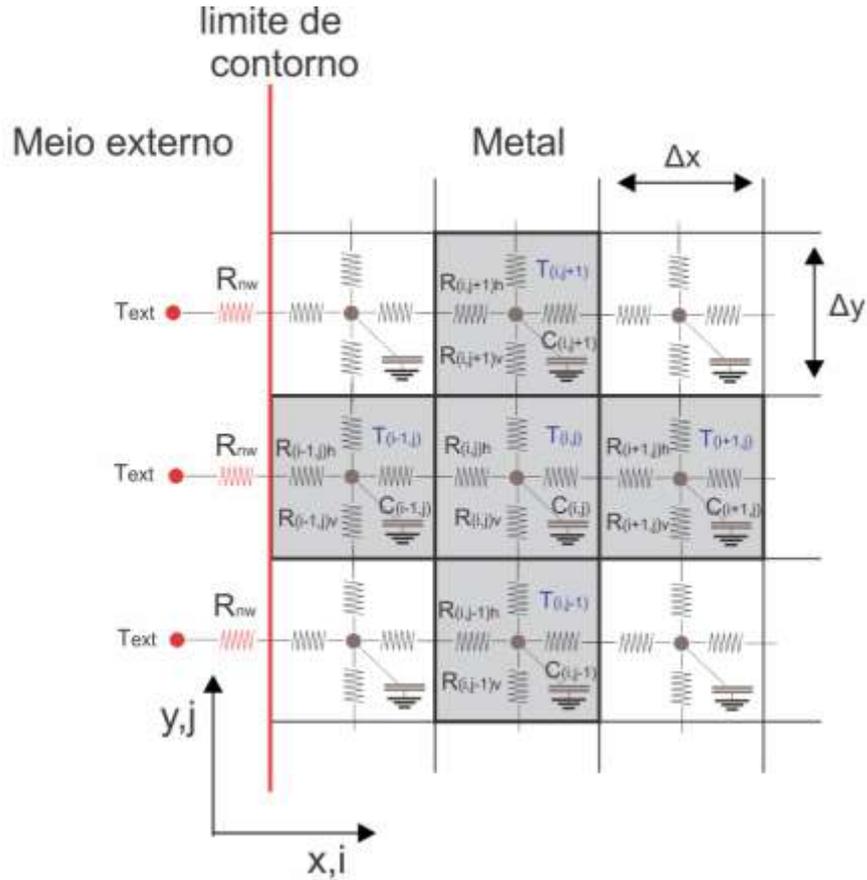


Figura 4.10 Representação esquemática da malha bi-dimensional dos elementos do *MDF*.

Com a substituição das **Equações (4.25) à (4.31)** na **Equação (4.18)**, o balanço térmico pode ser escrita de forma simplificada por:

$$T_{i,j}^{n+1} = \Delta t \cdot \left( \frac{T_{i-1,j}^n}{\tau_{i-1,j}} + \frac{T_{i,j-1}^n}{\tau_{i,j-1}} + \frac{T_{i+1,j}^n}{\tau_{i+1,j}} + \frac{T_{i,j+1}^n}{\tau_{i,j+1}} \right) + \left( 1 - \frac{\Delta t}{\tau_{i,j}} \right) \cdot T_{i,j}^n \quad (4.32)$$

Sendo:

$$\tau_{i-1,j} = C_{(i,j)} \cdot (R_{(i,j)h} + R_{(i-1,j)h}) \quad (4.33)$$

$$\tau_{i,j-1} = C_{(i,j)} \cdot (R_{(i,j)v} + R_{(i,j-1)v}) \quad (4.34)$$

$$\tau_{i+1,j} = C_{(i,j)} \cdot (R_{(i,j)h} + R_{(i+1,j)h}) \quad (4.35)$$

$$\tau_{i,j+1} = C_{(i,j)} \cdot (R_{(i,j)v} + R_{(i,j+1)v}) \quad (4.36)$$

$$\frac{1}{\tau_{i,j}} = \frac{1}{\tau_{i-1,j}} + \frac{1}{\tau_{i,j-1}} + \frac{1}{\tau_{i+1,j}} + \frac{1}{\tau_{i,j+1}} \quad (4.37)$$

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

No tratamento das condições de contorno dos sistemas, 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 ( $h_i$ ) através da área de troca térmica ( $A_t$ ), simplificando o tratamento de troca térmica de calor entre duas superfícies em contato, dado por:

$$R_{NW} = \frac{1}{h_i \cdot A_t} \quad (4.38)$$

Mais detalhes do uso e aplicação do modelo matemático descrito acima podem ser obtidos na literatura (Spim, 1997, 2000; Garcia, 2001; Santos, 2003; Garcia, 2006).

### 4.3 Considerações físicas e matemáticas

Com o propósito de modelar matematicamente o processo de LC para os casos específicos de aços produzidos em tarugos de seção quadrada de 150 mm, 180 mm e 240 mm, foram feitas alguns ajustes na malha numérica e considerações físicas e matemáticas no modelo numérico de transferência de calor e solidificação. Na malha de diferenças finitas bi-dimensional da seção transversal do lingote, como já mostrado na **Figura 4.8**, definiu-se um número total de 1800 elementos de volume ou nós, divididos em 30 na direção  $x$  e 60 na direção  $y$ . As dimensões  $\Delta x$  e  $\Delta y$  de cada elemento da malha são calculadas em função das dimensões do lingote. Para os tarugos de seção quadrada de 150 mm, 180 mm e 240 mm, as dimensões  $\Delta x$  e  $\Delta y$  são de 2,5 mm, 3,0 mm e 4,0 mm, respectivamente.

A malha é constituída por uma fina fatia transversal da seção transversal do lingote. Inicialmente, a fatia está localizada no menisco e, à medida que o tempo passa, ela move-se a uma taxa igual à velocidade de lingotamento ( $V_L$ ). Assim, para cada movimento em um intervalo de tempo ( $dt$ ), a linha percorre uma distância vertical igual à  $dt \times V_L$ . O intervalo de tempo é calculado pelo modelo matemático e corresponde a um critério de estabilidade do modelo numérico (Eq. (4.19)).

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

- Fluxo bi-direcional de calor;
- A temperatura no aço na altura do menisco ( $t=0$ ) é considerada igual em toda sua seção;
- A temperatura de lingotamento é considerada igual à temperatura do aço medido no distribuidor;
- A superfície de topo do lingote é considerada isolada, sem perda térmica;
- Ausência de correntes convectivas no metal líquido;
- As propriedades termofísicas do metal (densidade, calor específico e condutividade térmica) são consideradas constantes na fase líquida e sólida, somente variam com a variação da fração sólida na região pastosa;
- Na região do molde, a agitação no banho líquido em função do fluxo de metal que é vazado constantemente no molde é levada em conta a partir do cálculo da condutividade térmica efetiva. A mesma consideração é feita no caso de uso de agitadores eletromagnéticos.
- As temperaturas de transformação (solidus e liquidus) da liga são parâmetros dependentes da composição. Elas são calculadas com as equações empíricas (4.1) e (4.2).
- Os valores de velocidade de lingotamento ( $V_L$ ) e temperatura de vazamento ( $T_V$ ) utilizado para simulação correspondem aos valores médios ponderados no tempo, uma vez que, o sistema apresenta oscilações desses valores ao longo da corrida;
- Efeito de oscilação do molde, deformações do molde, segregação e flutuação do nível do metal no menisco foram ignoradas;

#### 4.4 Rotinas numéricas para a simulação do LC

Uma vez que os parâmetros de processo são conhecidos e as condições de contorno do sistema físico já estão modeladas matematicamente, elaborou-se a estrutura de funcionamento do modelo numérico na forma de rotinas. Essas consistem nas etapas da estrutura organizada para executar as iterações necessárias para o cálculo das diferenças finitas. O bom funcionamento dessa estrutura vai depender de um preciso mapeamento físico do processo de LC e do desenvolvimento de lógicas e técnicas de programação. De uma forma geral, a estrutura apresentada na **Figura 4.11** apresenta uma visão global das principais etapas envolvidas nos cálculos de transferência de calor e solidificação.

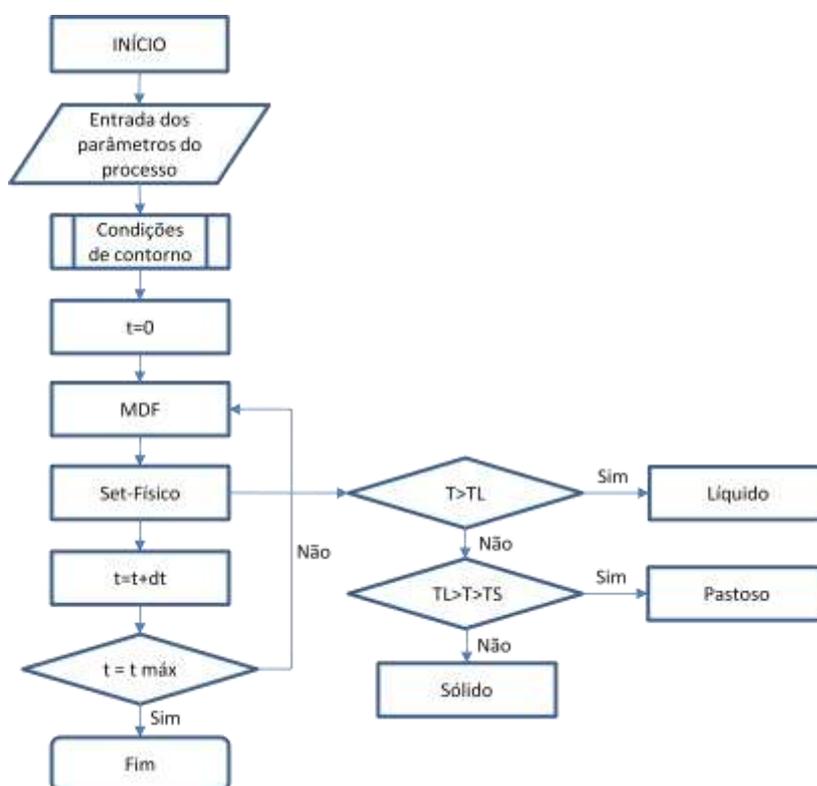


Figura 4.11 Fluxograma da estrutura geral de funcionamento das rotinas numéricas.

#### 4.5 Desenvolvimento do software para a simulação do LC

O software foi desenvolvido em linguagem de programação C++ orientada a objeto, trabalhando em plataforma do sistema operacional Windows®, possui rotinas que acoplam o modelo matemático do fenômeno de transferência de calor e solidificação com uma base de conhecimento dos fenômenos que ocorrem no processo. Ao software foi dado o nome de

InALC+ (Inteligência Artificial no Lingotamento Contínuo). O programa simula a solidificação de lingotes em forma de tarugos para diferentes tipos de ligas de aço.

O modelo permite diferentes valores do coeficiente de transferência de calor atuando ao mesmo tempo para cada face do tarugo e também permite que o coeficiente em cada face varie ao longo do processo em função de cada elemento que toca ou circunde o tarugo em cada nível de distância, desde o menisco até o oxícorde.

Uma base de conhecimento com dados de processo de corridas lingotadas foi montada em forma de planilha. As informações contidas nessa base de conhecimento são utilizadas para alimentar o software. Os principais parâmetros de processo empregados para a simulação de uma corrida são: composição química do aço, seção do tarugo, velocidade média de lingotamento, temperatura média de vazamento, temperatura liquidus e solidus e temperaturas experimentais das paredes do molde e superfície do tarugo.

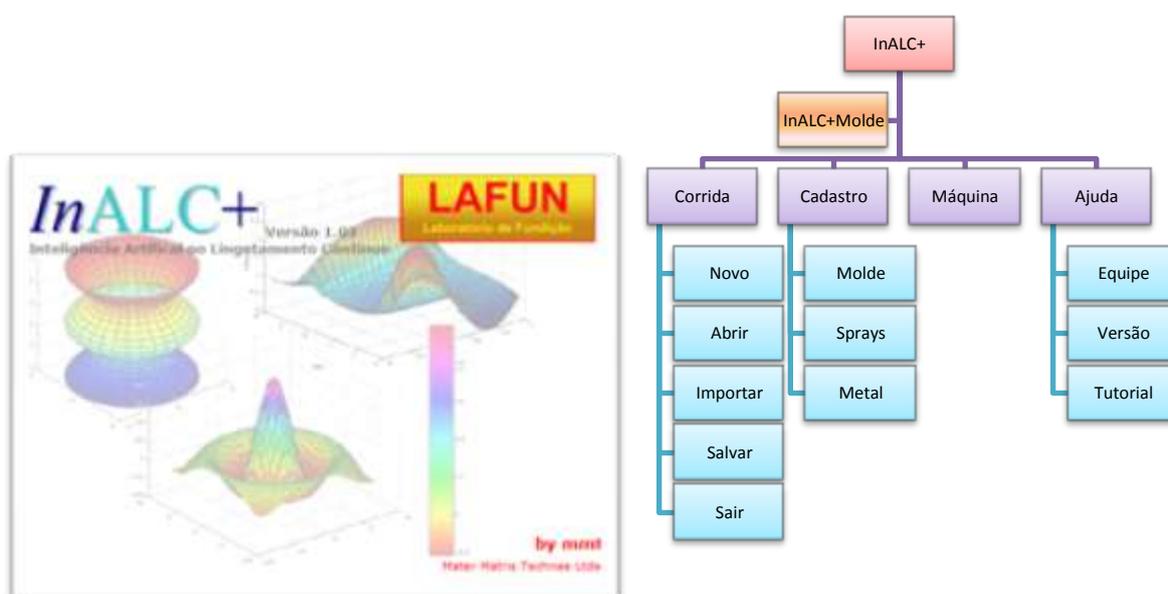


Figura 4.12 Janela de abertura e estrutura da barra de ferramentas do software InALC+.

O sistema tem capacidade para armazenar todas as informações físicas relativas ao aço e de utilização interna ao modelo numérico. Ao se projetar o software, uma preocupação inerente foi à possibilidade de permitir que os parâmetros térmicos utilizados, como as temperaturas de transformação, o calor específico, a condutividade, entre outros, pudessem vir de diferentes fontes, como valores fixos de literatura, equações empíricas de literatura, e também equações empíricas desenvolvidas internamente a partir de análises e correlações experimentais. Este fato permite que o sistema desenvolvido sirva a um propósito de comparação entre as diferentes informações, e posteriormente se analise qual a mais confiável

para o lingotamento em questão. Essa mesma metodologia seguiu no desenvolvimento do cadastramento das informações referentes ao aço (qualidade), ao molde, a região de sprays e parâmetros de produção. No programa InALC+, a seleção dessas variáveis é feita através telas de cadastramento, como mostrado na **Figura 4.13**.

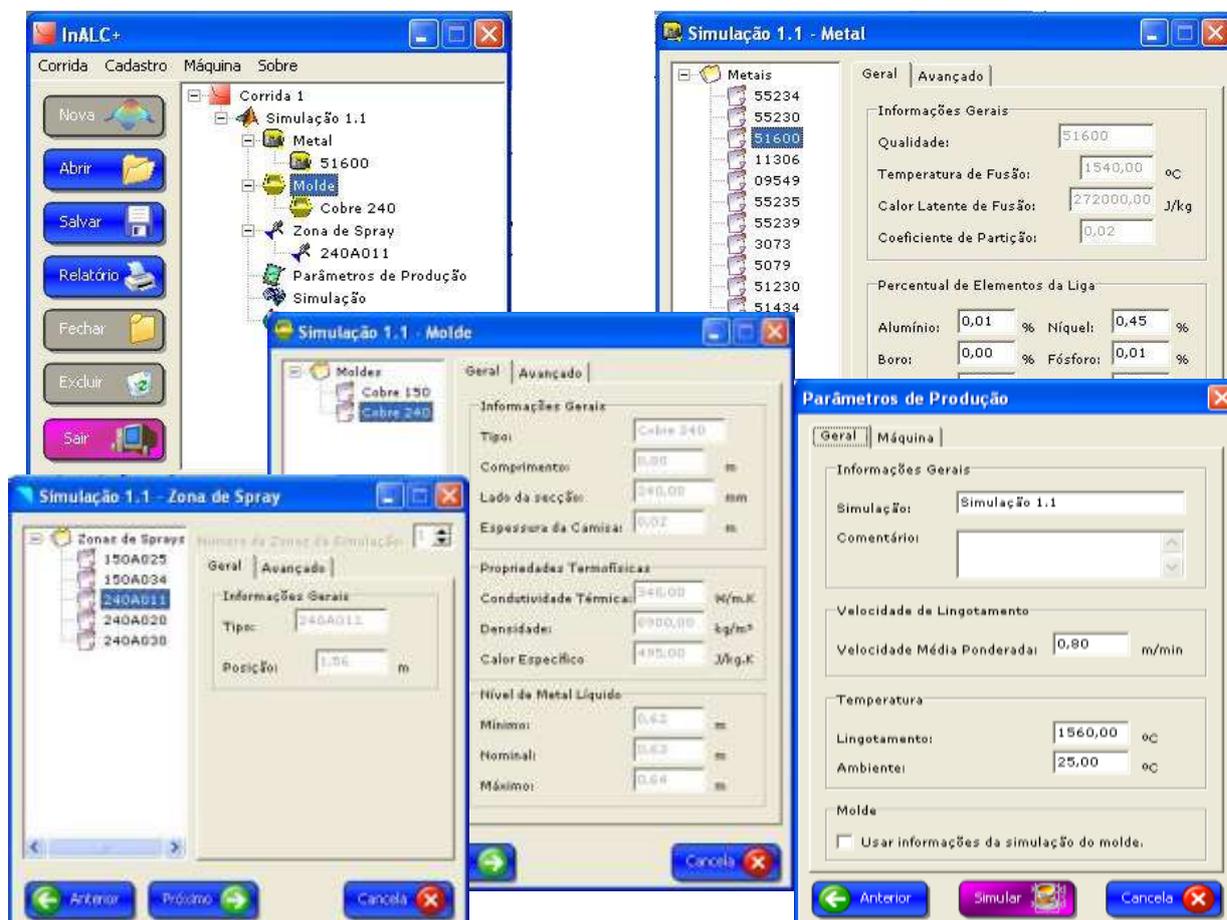


Figura 4.13 Tela de cadastramento das informações relativas à corrida.

A **Figura 4.14** mostra um exemplo da tela de simulação, onde se observam gráficos que possibilitam o acompanhamento da evolução das temperaturas na superfície e no centro do lingote, da casca sólida ao longo do processo, das taxas de resfriamento e das velocidades de solidificação. Além de informações específicas da simulação em andamento, um esboço da seção transversal do tarugo e a evolução térmica desse na forma de gradientes de cores são mostrados na simulação.

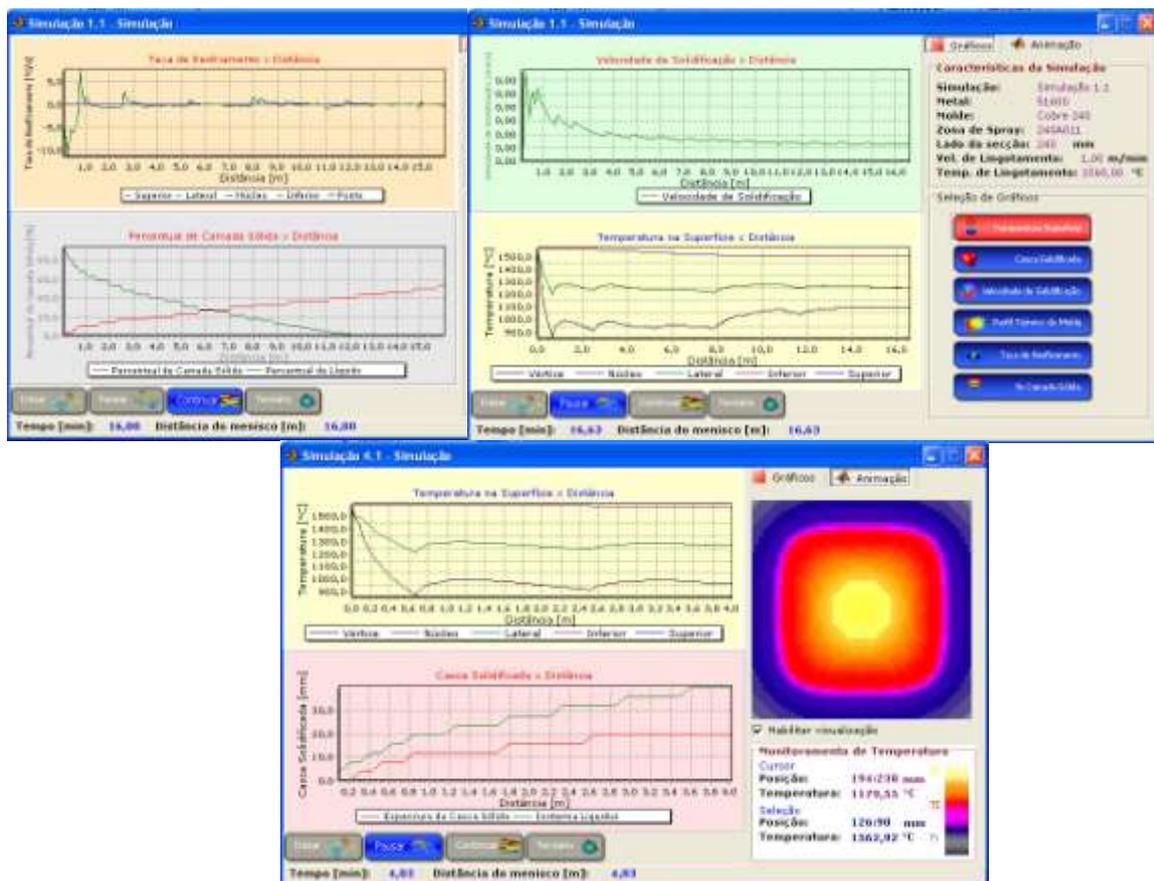


Figura 4.14 Tela de simulação do InALC+.

Os resultados finais da simulação são apresentados em forma de relatório, onde se permite obter informações do fechamento do poço líquido (comprimento metalúrgico), espessura da casca solidificada e comportamento térmico de qualquer região no interior e superfície das faces do lingote.

O InALC+ possui um módulo acoplado ao programa principal chamado Módulo Molde, este tem como função determinar os coeficientes de transferência de calor ( $h_i$ ) ao longo do comprimento do molde para suas diferentes faces. Este método utiliza-se da medida de temperatura experimentais obtidas por termopares acoplados ao molde em posições conhecidas, e comparadas com temperaturas calculadas pelo modelo de diferenças finitas nas correspondentes posições da malha numérica (Barcellos, 2007; Barcellos, 2010). O programa InALC+Molde possui interface gráfica mostrando as temperaturas experimentais monitoradas de uma determinada corrida para as três faces do molde e a evolução do cálculo dos coeficientes de transferência de calor na interface metal/molde em cada face, como mostra a **Figura 4.15**.

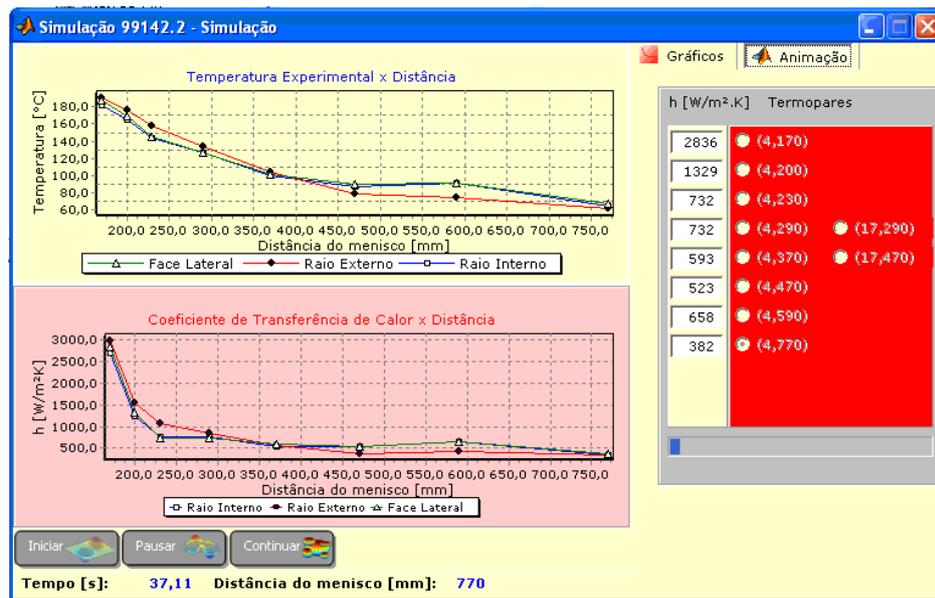


Figura 4.15 Tela principal que mostra as curvas de temperaturas experimentais na parede do molde e os coeficientes de transferência de calor na interface metal/molde calculados ao longo do comprimento do molde para uma determinada corrida.

Também, o InALC+ possui um módulo chamado Analiser que foi desenvolvido para calcular as taxas de resfriamento e os gradientes térmicos em qualquer ponto da malha numérica, a partir dos resultados gerados pelo InALC+, como mostra a **Figura 4.16**.

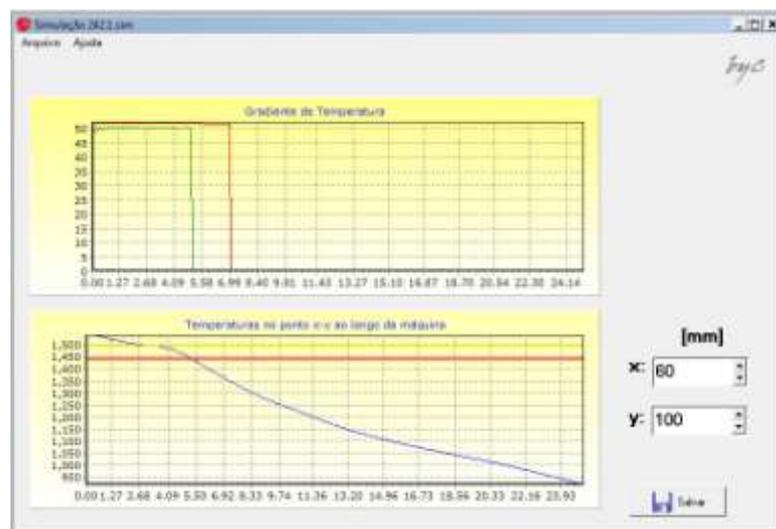


Figura 4.16 Tela de simulação do InALC+ Analiser.

## 5.0 MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia adotada neste trabalho foi dividida em diversas atividades que tem como foco o desenvolvimento do programa InALC+ a partir de sua validação e aferição com dados experimentais e da literatura. A **Figura 5.1** mostra de forma esquemática o fluxograma representativo da metodologia experimental desenvolvida.

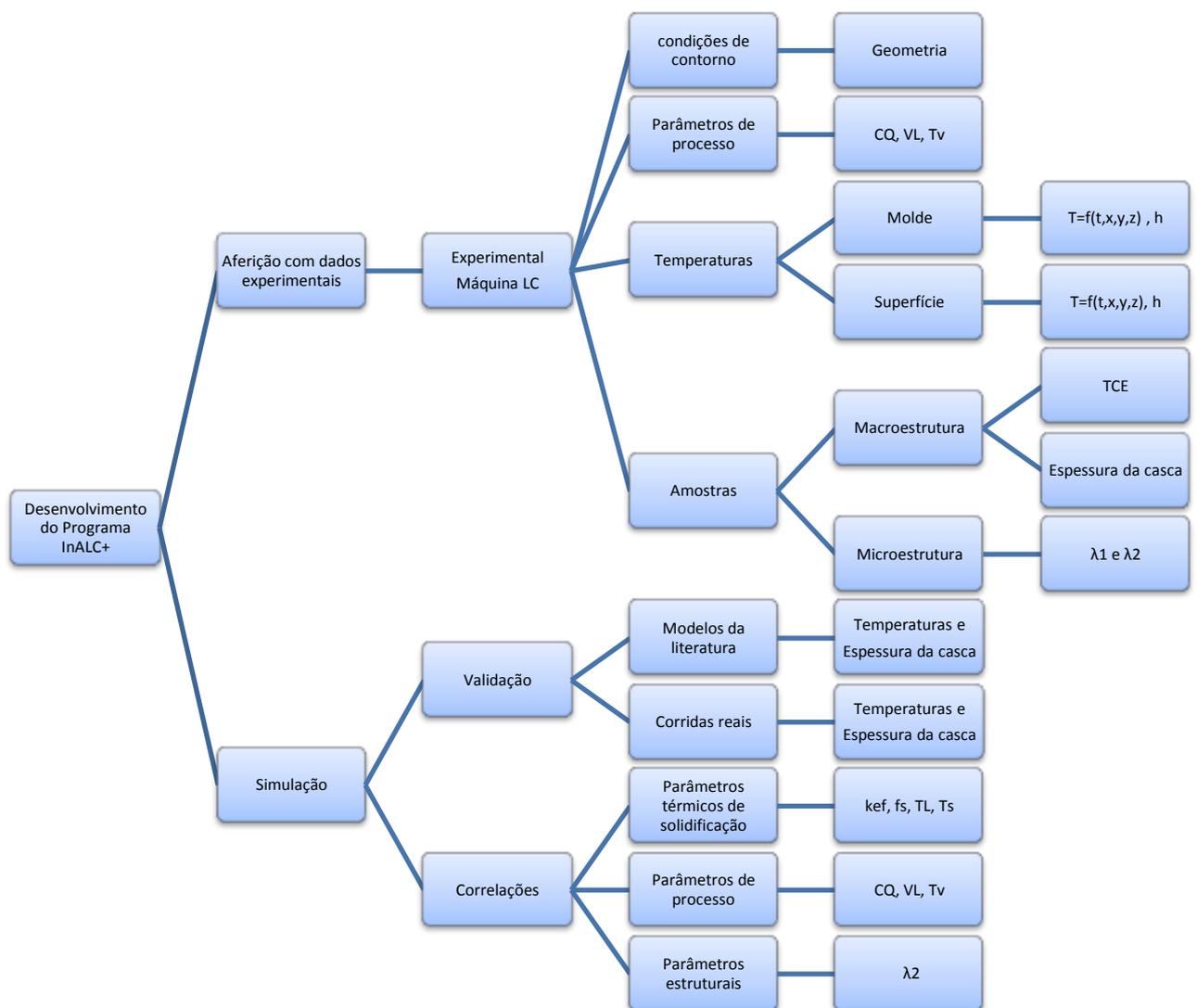


Figura 5.1 Fluxograma resumido da metodologia de trabalho.

### 5.1 Levantamento dos dados e parâmetros operacionais da máquina de lingotamento contínuo

Os ensaios experimentais foram realizados em uma usina siderúrgica. Na máquina de lingotamento contínuo foram feitas as medições de temperaturas, coleta de dados dos parâmetros operacionais e levantamento das condições de contorno do equipamento. A máquina de lingotamento opera com três veios e com capacidade de produzir aços na forma de tarugos de seção quadrada de 150 mm, 180mm e 240mm. O raio fixo da máquina é de 9,0 m, e a distância linear do topo do molde até o início do corte (oxicorte) é de 24 m.

A máquina opera com três tipos de moldes curvos com comprimento de 801 mm, nas seções de 150x150 mm, 180x180 mm e 240x240 mm. Os moldes possuem conicidade linear ou parabólico. Linear refere-se aos moldes com somente um ângulo de conicidade interna; parabólico quando há mais de um ângulo de conicidade. As espessuras da parede dos moldes são de 22,0 mm, 14,5 mm e 12,6 mm para os moldes de seções quadradas de 240 mm, 180 mm e 150 mm, respectivamente. Os moldes são refrigerados 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.

O metal líquido é vazado por meio de uma válvula submersa e o pó fluxante do molde é alimentado automaticamente. O nível de aço no molde é controlado por uma fonte radioativa (Co60) posicionado na parte superior do molde, e atua diretamente no regulador da válvula tampão da saída do distribuidor. O nível de aço líquido no molde, que corresponde a a altura do menisco, está a 170 mm abaixo do topo, o que representa um comprimento útil de 630 mm.

O equipamento contém dois agitadores eletromagnéticos, sendo um posicionado na altura do molde e o outro localizado na região abaixo da segunda zona de chuveiros a uma distância linear de 11,7 m do menisco.

Para a realização dos ensaios experimentais na máquina de LC, quatro tipos de moldes foram estudados: seção 240 mm parabólico e linear, seção 180 mm parabólico e 150 mm parabólico.

## 5.2 Instrumentação da máquina de lingotamento contínuo da AEP-GERDAU

### 5.2.1 Instrumentação dos moldes

O molde 240 mm parabólico foi o primeiro a ser instrumentado, seguido pelo molde 150 mm parabólico, o molde 180 mm parabólico e o molde 240 mm linear. As temperaturas foram monitoradas por 30 termopares do tipo K, posicionados na linha central de três faces ao longo do comprimento dos moldes, organizados da seguinte forma: 10 termopares na face externa, 10 termopares na face interna e 10 termopares na face lateral. Os detalhes da configuração dos termopares são mostrados na **Figura 5.2** (vista lateral).

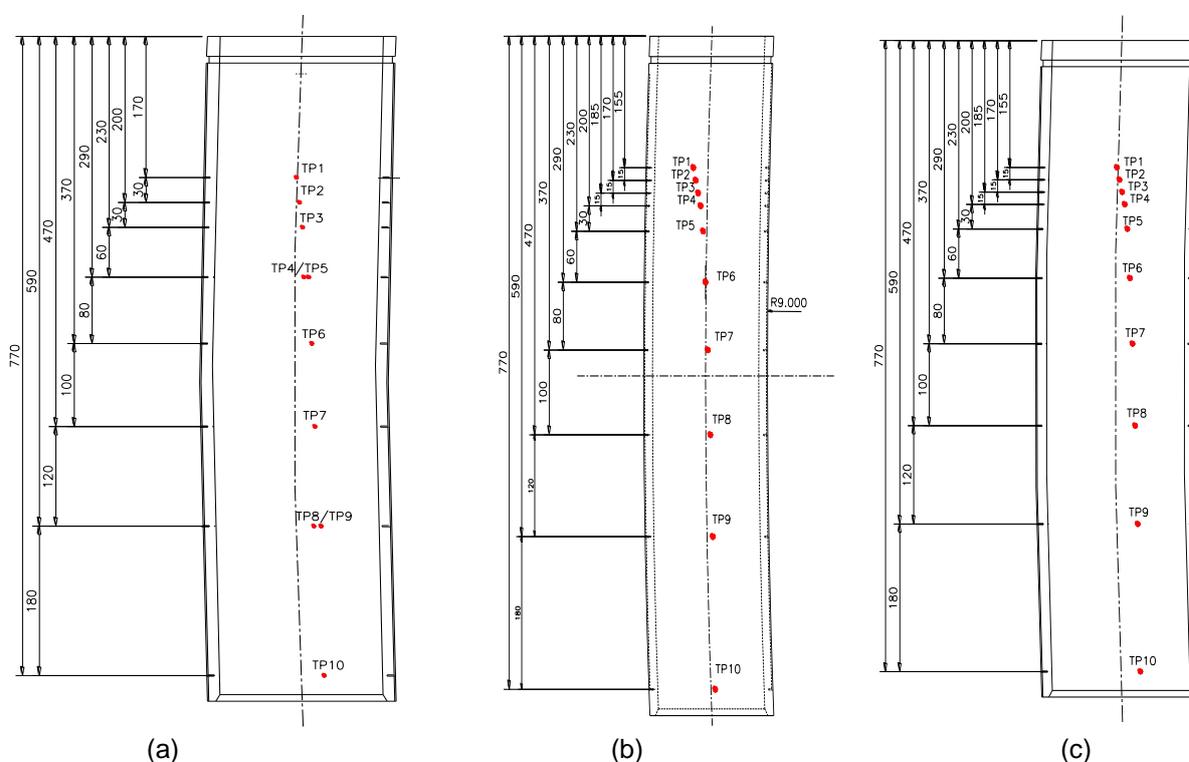


Figura 5.2 Posição dos termopares nos moldes: (a) 240x240mm parabólico e linear; (b) 150x150mm parabólico; (c), 180x180mm parabólico. (Barcellos, 2007)

Para o molde 240 mm parabólico, 08 termopares foram posicionados à 5,4 mm de profundidade (termopares: *TC1*, *TC2*, *TC3*, *TC4*, *TC6*, *TC7*, *TC8* e *TC10*) e os outros 02 termopares à 15,4 mm (termopares: *TC5* e *TC9*) da face quente (interface metal / molde). Para os moldes 150 e 180 mm parabólicos, todos os termopares foram colocados a 6,0 mm e 5,5 mm da face quente, respectivamente. A **Tabela 5.1** apresenta a nomenclatura adotada neste trabalho para identificar os termopares nas diferentes faces dos moldes instrumentados, onde *TC* significa termopar, os números de 1 a 10 referem-se ao posicionamento dos termopares

em diferentes locais da face externa do molde, os números de 11 a 20 referem-se às faces internas e de 21 a 30 às faces laterais.

Tabela 5.1 Nomenclatura adotada dos termopares para moldes 240, 150 e 180.

	Moldes 240 linear e parabólico					Moldes 150 e 180 parabólicos				
	Face Externa	Face Interna	Face Lateral	Do topo do molde (mm)	Da face quente (mm)	Face Externa	Face Interna	Face Lateral	Do topo do molde (mm)	Da face quente (mm)
Termopares	TC1	TC11	TC21	170	5,4	TC1	TC11	TC21	155	
	TC2	TC12	TC22	200	5,4	TC2	TC12	TC22	170	
	TC3	TC13	TC23	230	5,4	TC3	TC13	TC23	185	
	TC4	TC14	TC24	290	5,4	TC4	TC14	TC24	200	6,0 para molde 150
	TC5	TC15	TC25	290	15,4	TC5	TC15	TC25	230	e
	TC6	TC16	TC26	370	5,4	TC6	TC16	TC26	290	5,5 para molde 180
	TC7	TC17	TC27	470	5,4	TC7	TC17	TC27	370	
	TC8	TC18	TC28	590	5,4	TC8	TC18	TC28	470	
	TC9	TC19	TC29	590	15,4	TC9	TC19	TC29	590	
	TC10	TC20	TC30	770	5,4	TC10	TC20	TC30	770	

Para inserir os termopares nas paredes do molde de cobre, canais e furos foram usinados para passagem dos termopares ao longo do seu comprimento (**Figura 5.3**). Selante de silicone foi introduzido para evitar infiltração de água. Os termopares foram conectados a um sistema de aquisição de dados composto por um computador, um conversor analógico-digital e software. Empregou-se frequência de aquisição de dados de 1 Hz. Os moldes instrumentados foram instalados no veio de número 3, o mesmo veio usado para monitorar as temperaturas da superfície.

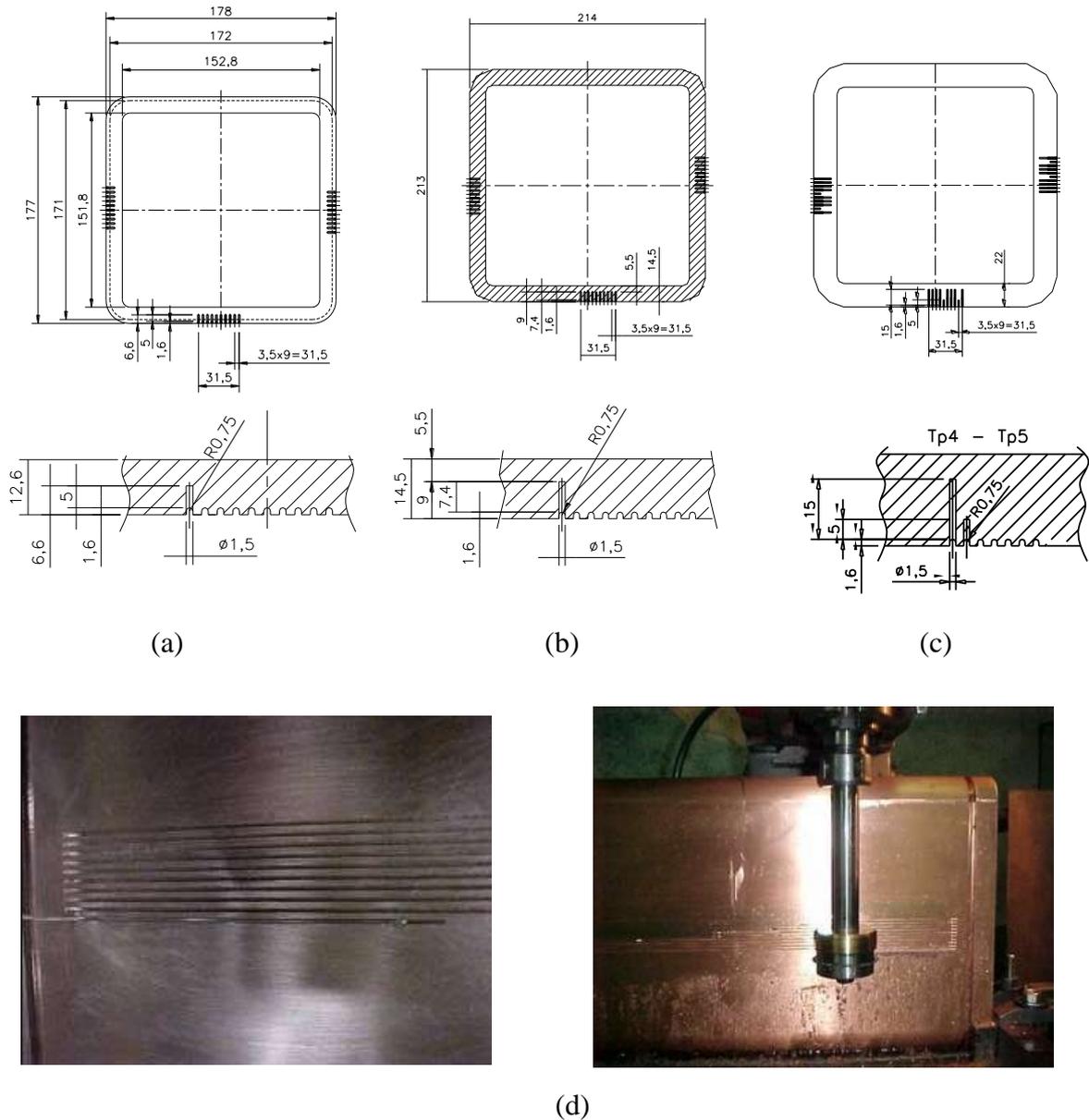


Figura 5.3 Detalhes da instalação dos termopares: (a) Molde 150 parabólico, (b) Molde 180 parabólico, (c) Molde 240 parabólico e linear, (d) Fotografias da superfície externa do molde durante a usinagem.

Medidas de temperatura do molde foram feitas em 383 corridas. Os parâmetros operacionais dessas corridas, tais como temperaturas de lingotamento, velocidade de lingotamento, pó fluxante, composição química dos aços, entre outros, foram adquiridas diretamente do sistema de controle da produção. Todos os dados de processo referentes às corridas monitoradas, junto com as temperaturas medidas, foram organizados na forma de planilha. Essa planilha é usada para alimentar o InALC+ com os dados experimentais do processo. As respostas dos termopares apresentaram oscilações de temperatura durante o monitoramento das corridas, devido às variações dos parâmetros operacionais que ocorrem no processo, tais como: oscilação do molde e do nível de metal e alterações na velocidade de

lingotamento. Assim, valores médios e desvios-padrão das temperaturas dos termopares foram calculados e analisados por softwares gráficos.

### 5.2.2 Instrumentação da superfície dos lingotes

As temperaturas experimentais na superfície do lingote foram medidas com auxílio de pirômetros móveis do tipo óptico e infravermelho posicionados em diferentes pontos ao longo da máquina. As medidas foram realizadas somente no veio 3 da máquina de lingotamento contínuo, e escolheu-se uma das faces laterais, devido à facilidade e a logística da monitorização. Os pirômetros foram posicionados em 12 (doze) pontos selecionados ao longo de toda a extensão do lingote, de acordo com a **Tabela 5.2**. O ponto 6 foi descartado como região de monitoramento pois no mesmo local foi instalado um agitador eletromagnético.

Tabela 5.2 Posições de monitoramento de temperaturas com pirômetro.

	Ponto 1: 23751 mm	Ponto 5: 12816 mm	Ponto 9: 4857 mm
Distância do menisco	Ponto 2: 22297 mm	Ponto 6: 11511 mm	Ponto 10: 4407 mm
	Ponto 3: 19787 mm	Ponto 7: 10483 mm	Ponto 11: 3457 mm
	Ponto 4: 17997 mm	Ponto 8: 5857 mm	Ponto 12: 840 mm
Comprimento da máquina	24000 mm		

As medições de temperatura foram feitas a partir de 5 (cinco) posições de acesso junto a máquina de LC com o uso de 2 (dois) pirômetros. Um deles foi fixado na posição da saída do molde e acima do rolo de pé, o outro pirômetro foi posicionado em quatro diferentes posições de fácil acesso: uma na zona de resfriamento secundário e três na zona de radiação livre. As temperaturas de superfície foram medidas tanto no meio quanto na saída de cada região. A representação da máquina de LC, juntamente com os locais e pontos onde as temperaturas da superfície do lingote foram monitoradas é mostrada na **Figura 5.4**. As temperaturas foram monitoradas durante uma seqüência de corridas específicas. A taxa de aquisição de dados de temperatura adotada foi de 1,0 °C/s.

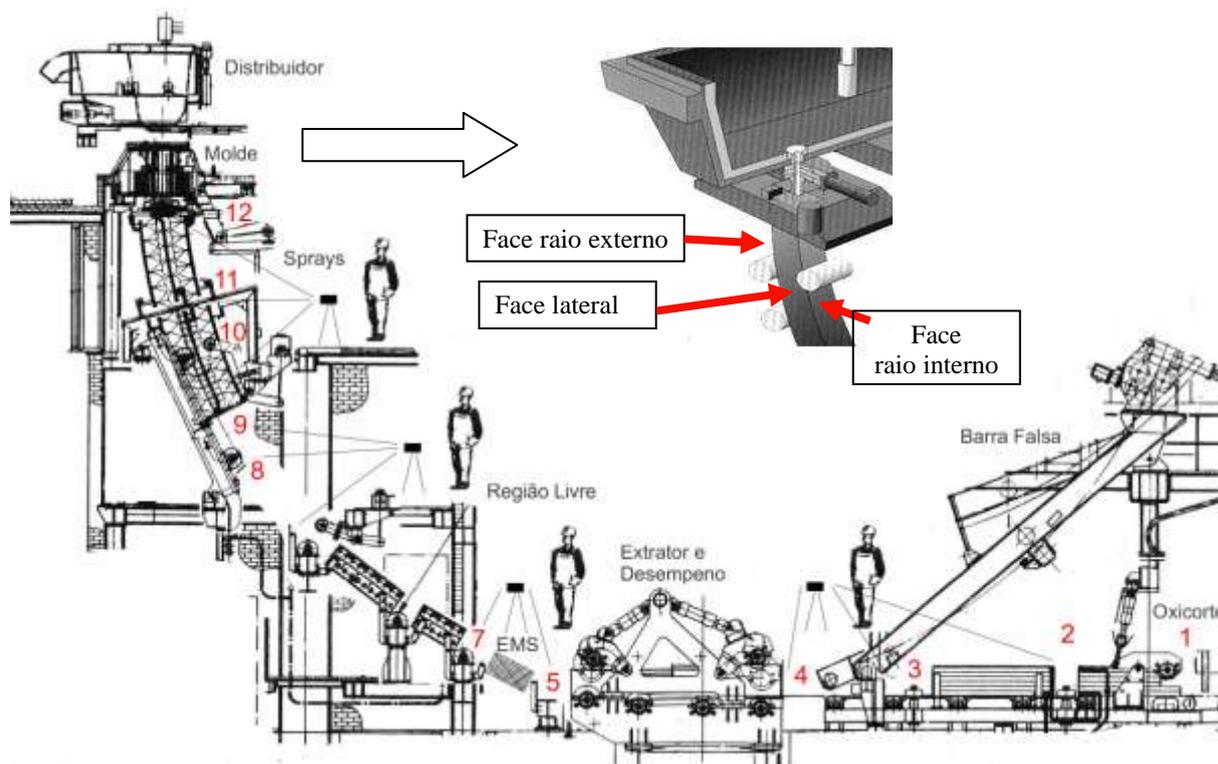


Figura 5.4 Representação esquemática das posições e pontos de monitorização ao longo da máquina de LC.

Os pirômetros ópticos infravermelho operam na faixa de temperatura de 700°C à 1500°C utilizando cabo de fibra óptica. O pirômetro possibilita fazer as leituras mesmo com obstrução do alvo por fumaça, vapor, particulados e em ambiente com espaço confinado. O erro da medida segundo o fabricante é de  $\pm(1\%T_{medida}+2^{\circ}\text{C})$ . Para a operação industrial, um dispositivo de aço inoxidável foi desenvolvido para funcionar como um sensor, constituído de um tubo de aço refrigerador com entrada de ar de purga (fluxo de ar 0,25-1,5 l/s) para prevenir contaminação das lentes. A **Figura 5.5** mostra o pirômetro infravermelho móvel utilizado para medir a temperatura da superfície do lingote. A posição do alvo objetivada foi o centro da face lateral.



Figura 5.5 Pirômetro infravermelho móvel usado para medir a temperatura da superfície do lingote.

### 5.3 Análise macro e microestrutural dos tarugos de aços lingotados

Blocos de tarugos de aço foram coletados da planta industrial para observações metalográficas da morfologia macro e microestrutural, no total de 50 amostras com seções quadradas de 150, 180 e 240 mm, com diferentes composições químicas. No entanto somente algumas amostras foram analisadas, com variações na composição química e na seção do lingote. Independente da qualidade do aço, o mesmo procedimento para a preparação metalográfica foi adotado.

#### 5.3.1 Preparação das amostras para análise metalográfica

Amostras para análise metalográfica foram obtidas de fatias da seção transversal de blocos de lingotes produzidos no processo de LC, como mostrado na **Figura 5.6**. Os blocos possuem comprimentos que variam de 100 a 200 mm e seções quadradas de 150, 180 e 240 mm, e foram retirados por meio de oxicorte. Para adequação superficial das amostras, os blocos passaram por um processo de corte com serra fita em sua região central, com pelo menos 50 mm distante das faces, distância esta suficiente para não sofrer alteração na microestrutura devido ao reaquecimento proporcionado pelo oxicorte. Em seguida, as amostras foram novamente cortadas em duas fatias e retificadas em uma de suas superfícies, obtendo assim 02 “bolachas” com espessuras aproximadas de 10 mm e 5 mm, para análise micrográfica e macrográfica, respectivamente.

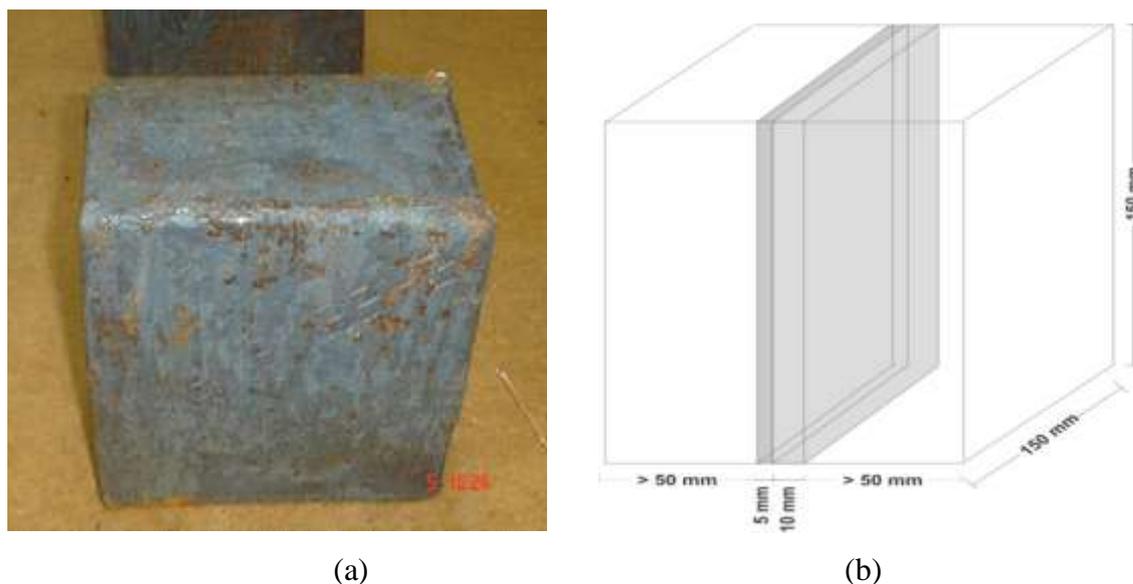


Figura 5.6 a) Fotografia de um dos blocos. b) Esquema de corte e retífica.

A análise metalográfica das amostras com 5 mm de espessura tem como objetivo de revelar a estrutura bruta de solidificação e mais especificamente a transição dos grãos colunares para equiaxiais (*TCE*).

Para isso, as amostras foram submetidas ao procedimento padrão de preparação metalográfica, segundo a norma **ASTM E3-01**. Em uma das superfícies da amostra foi realizado lixamento plano manual com lixas # 100, 220, 320, 400, 600 e 1200 e polimento com pano e alumina em suspensão de 5 $\mu$ m. O ataque químico macrográfico foi realizado por imersão no reagente Nital 10% (90% de Álcool Isopropílico, 10% de Ácido Nítrico P.A.), até se obter a qualidade de imagem desejada da estrutura. O tempo de imersão não foi levado em consideração, pois as imersões são intercaladas devido à necessidade de remoção de uma camada oxidada que se forma a cada imersão, e que deve ser removida sucessivamente para o ataque evoluir. A aquisição das imagens se deu com o auxílio de um Scanner de mesa. A calibração espacial das imagens em escalas reais e posterior análises macroestrutural foram realizadas com auxílio do software analisador de imagens **IMAGE TOOLS**®.

A fim de revelar a microestrutura dendrítica de solidificação, corpos de prova foram cortados das amostras com 10 mm de espessura e submetidas a procedimentos metalográficos, sendo que neste caso utilizou-se o reagente Oberhoffer (30 g FeCl<sub>3</sub>, 1 g CuCl<sub>2</sub>, 0.5 g SnCl<sub>3</sub>, 50 ml HCl, 500 ml Álcool etílico, 500 ml Água destilada) para o ataque químico.

A região analisada consiste de uma área central de uma das faces, conforme mostra o desenho esquemático da **Figura 5.9-a**, desde a superfície ao centro do lingote. Nos corpos

de prova foram analisadas a microestrutura de solidificação, mais precisamente os espaçamentos dos braços dendríticos primários ( $\lambda_1$ ) e secundários ( $\lambda_2$ ).

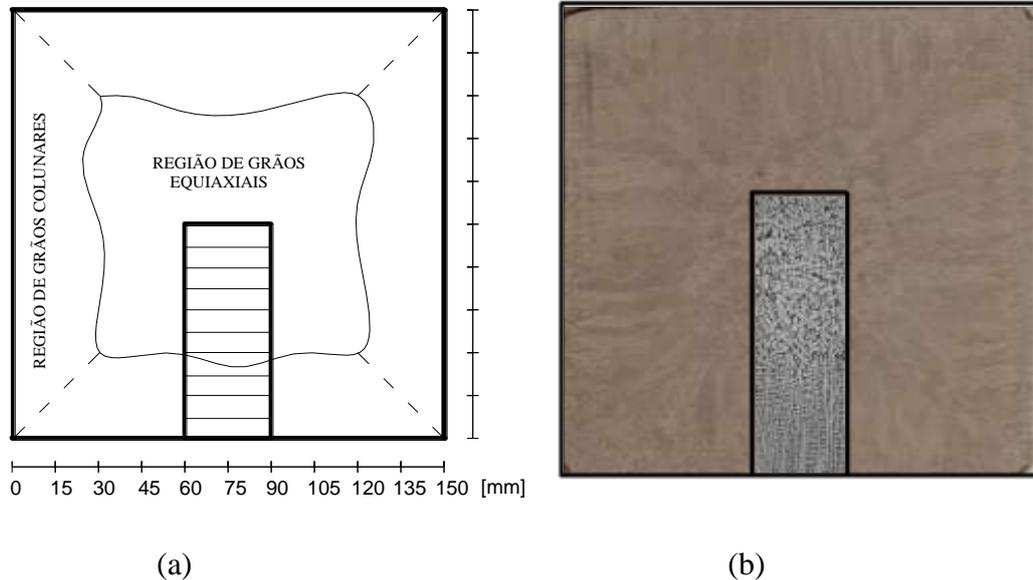


Figura 5.7 (a) Ilustração da região onde os corpos de prova foram retirados para análise da estrutura dendrítica (Seção 150 mm). (b) Imagem de uma macro e micrografia.

### 5.3.2 Metodologia para análise da macroestrutura – Transição colunar-equiaxial

Para definição do comprimento das zonas colunares, uma vez que não há normas específicas para a medição da *TCE*, foi definida uma metodologia que consistiu em delinear a área onde termina a zona colunar e se inicia a transição, observadas a olho nu ou com ajuda de uma lupa. Em seguida, foram feitas medidas das distâncias entre a superfície e o início da *TCE* em todas as faces, conforme mostra a **Figura 5.8**. Um cuidado que se tomou durante as medições foi de não medir as regiões onde há concorrência entre o crescimento dos grãos colunares de faces perpendiculares, estas regiões geralmente ficam próximas aos vértices.

As medições em diferentes faces ocorreram devido ao fato de que não haver simetria das estruturas de grãos entre as faces, devido às diferentes condições de extração de calor a qual cada face é submetida durante o resfriamento do tarugo no LC. Então, após serem feitas as medições dos comprimentos colunares por face, os valores médios e desvios-padrão das distâncias *TCE* foram calculados. É importante mencionar que as observações metalográficas são subjetivas e aproximadas uma vez que não há um contorno delineado entre a transição da estrutura colunar para equiaxial.

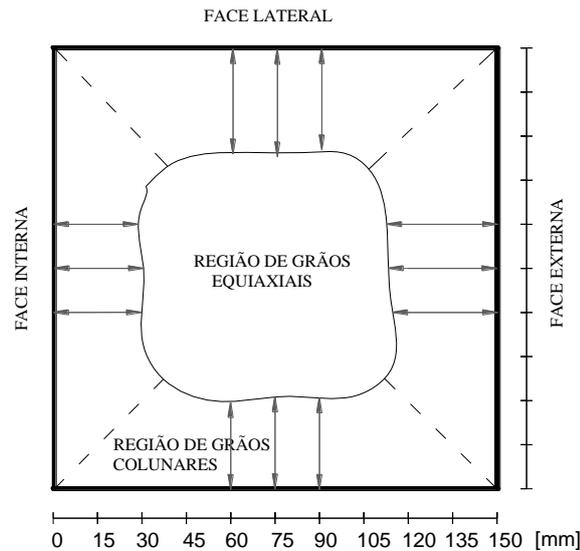


Figura 5.8 Esquemas representativos das técnicas utilizadas para avaliar os comprimentos das zonas colunares (Seção 150mm).

### 5.3.3 Metodologia para análise da microestrutura – Espaçamentos dendríticos

As medidas de *EDS* ( $\lambda_2$ ) foram realizadas nas amostras dos tarugos nas regiões da superfície ao centro da seção transversal do tarugo. O respectivo método se baseia em calcular o valor de *EDS* pela média das distâncias entre os braços adjacentes (ramificações secundárias) formados perpendicularmente à direção de crescimento de uma ramificação primária, e representado pela seguinte equação:

$$\lambda_2 = \frac{L}{n-1} \quad (5.1)$$

onde  $L$  é o comprimento da linha que intercepta os braços secundários, e  $n$  é o número de braços interceptados, como mostrado no desenho representativo da **Figura 5.9-a**.

A marcação da área de medição é definida para cada seção de tarugo. As dimensões dos corpos de prova variavam em função da seção do tarugo, sendo de aproximadamente 30x75mm (seção 150), 30x90(seção 180) e 30x120(seção 240). Os corpos de prova foram divididos em 10 regiões de análise, como mostrado na **Figura 5.9-b**. Em cada região foram obtidos os valores médios e desvio-padrão dos *EDS* e correlacionados com a distância do centro de cada região com a superfície. Nas regiões muito próximas a superfície não foi possível realizar as medições devido ao alto refinamento da estrutura dendrítica.

A aquisição das imagens se deu em um microscópio óptico com 60x de ampliação e com câmera digital acoplada. A calibração da magnitude das imagens e posterior medição dos espaçamentos dendríticos secundários foi realizada com o software IMAGE TOOLS<sup>®</sup>.

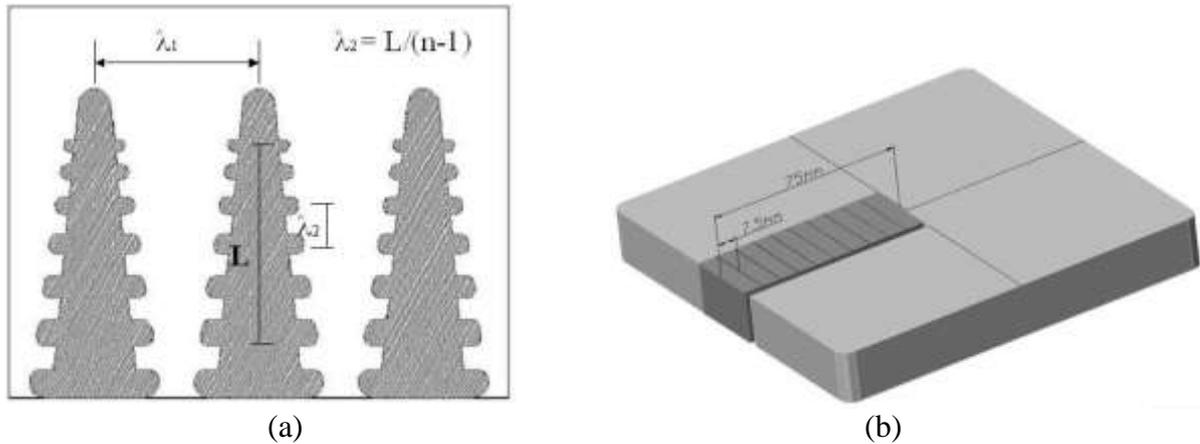


Figura 5.9 a) Esquema representativo da técnica utilizada para quantificar os espaçamentos dendríticos secundários. b) Ilustração da área definida para medição dos EDS (seção 150).

#### 5.4 Apresentação das ferramentas numéricas usadas para aferição do InALC+

O propósito da utilização de programas numéricos de transferência de calor e solidificação já existentes na literatura é fazer um comparativo de resultados e verificar a exatidão das simulações do InALC+. A exatidão dos modelos depende de muitas coisas como, por exemplo, as condições de contorno, propriedades dos materiais assim bem como de parâmetros, simplificações e suposições dos modelos.

Os modelos numéricos utilizados foram desenvolvidos pela Universidade Tecnológica de Helsinki na Finlândia (TKK). Consistem em: um programa de simulação da transferência de calor e solidificação de aços no LC (TEMPSIMU2D) que é baseado no método implícito de elementos finitos; um modelo de crescimento dendrítico (CDG); assim como um modelo termodinâmico para solidificação, transformação de fase e microestrutura, chamado IDS. O modelo IDS é acoplado ao TEMPSIMU2D para calcular as temperaturas de transformação de fase e propriedades termofísicas. O CDG é um modelo que calcula o espaçamento dos braços dendríticos primários e secundário e o superesfriamento constitucional. (Louhenkilpi, 2006)

O programa TEMPSIMU foi validado em planta industrial através da medição de espessuras de casca e temperaturas de superfície de aços lingotados. As medições foram

realizadas em uma máquina de LC de placas da siderúrgica Ruukki na Finlândia. A espessura da casca foi determinada pelo uso da técnica de cunha e as temperaturas foram medidas com pirômetros. A **Figura 5.10** mostra resultados de simulações com TEMPSIMU mostrando boa concordância da comparação de resultados simulados e experimentais de espessura da casca e temperaturas superficiais.

O programa TEMPSIMU também foi validado por meio de dados de temperatura de superfície obtidos experimentalmente da siderúrgica AEP-GERDAU. A **Figura 5.11** mostra as temperaturas medidas em diferentes posições ao longo da máquina de um aço lingotado, bem como a simulação com TEMPSIMU. Ao comparar os resultados experimentais e calculados, bons resultados foram obtidos.

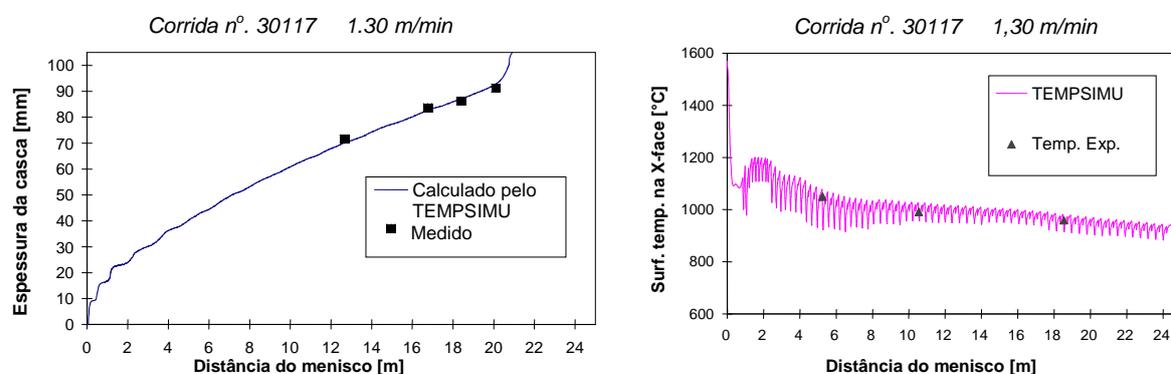


Figura 5.10 Temperaturas e espessuras da casca solidificada medidas e calculadas. (Adaptado de Louhenkilpi, 2005)

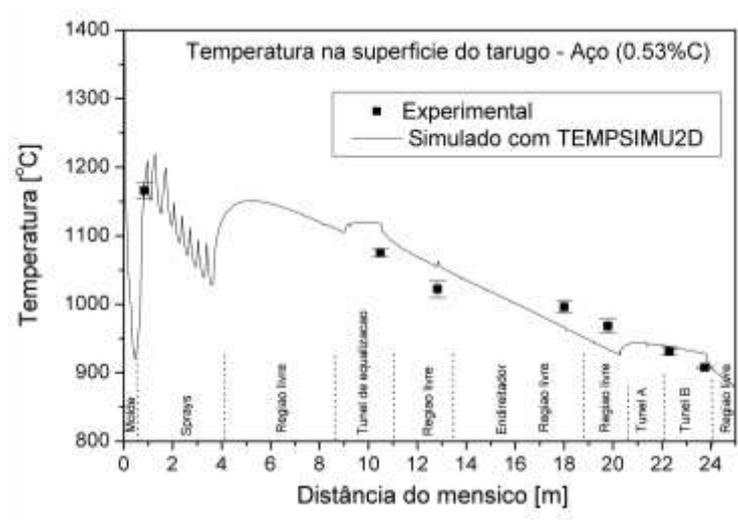


Figura 5.11 Temperaturas experimentais e simuladas da superfície do tarugo de seção quadrada 150 mm. (Barcellos, 2009)

## 6.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 6.1 Seleção de corridas monitoradas com instrumentação na parede do molde e na superfície dos lingotes

A fim de investigar os perfis térmicos, alguns tipos de aços foram selecionados com diferentes composições químicas: baixo, médio e alto teor de carbono. As temperaturas liquidus e solidus foram calculadas pelas **Equações (4.1) e (4.2)** de Thomas <sup>(1987a)</sup>. O carbono equivalente ( $C_{eq}$ ) foi calculado pela **Equação (4.3)** de Wolf <sup>(1991)</sup>. Especificações pertinentes às condições operacionais da máquina são mostradas na

**Tabela 6.1.** Na tabela, as nomenclaturas são: 150 P (150x150mm molde parabólico); 180 P (180x180mm molde parabólico); 240 P (150x150mm molde parabólico); 240 L (240x240mm molde linear);  $T_V$  (temperatura de vazamento),  $V_L$  (velocidade de lingotamento);  $T_L$  (temperatura liquidus);  $T_S$  (temperatura solidus).

Para este estudo foram selecionadas 33 corridas: 11 corridas com molde 150 parabólico, 03 corridas com molde 180 parabólico, 14 corridas com molde 240 parabólico e 05 corridas com molde 240 linear. O tempo de cada corrida foi de aproximadamente 50 minutos. Como a velocidade de lingotamento varia com a temperatura do metal líquido (temperatura de vazamento) durante o lingotamento, seus valores são médias ponderadas no tempo.

Tabela 6.1 Composição química e condições operacionais das corridas monitoradas na planta industrial.

Molde	Corrida	Composição Química (%)								C <sub>eq</sub>	Dados Operacionais		Propriedades Termofísicas		
		C	Cr	Mn	Mo	Ni	P	S	Si		T <sub>V</sub>	V <sub>L</sub>	T <sub>L</sub>	T <sub>S</sub>	Tipo
150 P	3804	0,37	0,16	1,41	0,03	0,12	0,030	0,024	0,22	0,40	1549	1,99	1492	1440	Peritético
	6440	0,53	0,66	0,67	0,04	0,11	0,017	0,007	1,30	0,36	1514	2,04	1474	1404	Peritético
	6439	0,53	0,66	0,66	0,03	0,10	0,018	0,005	1,25	0,36	1512	1,98	1474	1404	Peritético
	6435	0,45	0,16	0,71	0,02	0,17	0,015	0,001	0,24	0,46	1527	2,12	1489	1430	Peritético
	6459	0,16	1,04	1,12	0,04	0,17	0,021	0,024	0,24	0,10	1540	2,30	1511	1483	Peritético
	6474	0,48	0,15	0,82	0,02	0,07	0,025	0,015	0,24	0,48	1521	2,08	1486	1424	Peritético
	6478	0,16	1,10	0,65	0,21	0,09	0,019	0,024	0,22	0,07	1577	2,10	1513	1487	Peritético
	6502	0,59	0,75	0,82	0,03	0,13	0,03	0,01	0,22	0,53	1504	1,90	1516	1495	Hiper-Perit.
	89592	0,07	0,04	1,03	0,02	0,08	0,080	0,300	0,01	0,10	1559	2,04	1515	1449	Peritético
	87562	0,35	0,94	0,64	0,03	0,10	0,020	0,020	0,20	0,30	1535	1,90	1496	1449	Peritético
88537	0,69	0,14	0,48	0,01	0,08	0,030	0,061	0,19	0,64	1513	1,66	1474	1376	Hiper-Perit.	
180 P	7440	0,37	0,15	1,40	0,03	0,17	0,028	0,027	0,22	0,40	1546	1,56	1492	1439	Peritético
	7444	0,43	0,10	1,45	0,01	0,05	0,018	0,09	0,24	0,46	1538	1,28	1485	1417	Peritético
	7423	0,46	0,33	0,84	0,02	0,09	0,030	0,026	0,22	0,46	1525	1,21	1487	1425	Peritético
240 P	86575	0,50	0,10	0,75	0,03	0,20	0,02	0,03	0,22	0,50	1544	0,82	1486	1420	Hiper-Perit.
	89484	0,60	0,08	0,85	0,01	0,08	0,018	0,030	0,22	0,57	1528	0,67	1475	1398	Hiper-Perit.
	94945	0,16	1,00	1,12	0,04	0,10	0,022	0,031	0,23	0,10	1549	0,90	1511	1482	Peritético
	99414	0,48	0,16	0,64	0,03	0,1	0,015	0,023	0,24	0,45	1535	0,8	1487	1425	Peritético
	94730	0,43	0,09	1,46	0,01	0,06	0,028	0,022	0,24	0,39	1557	0,70	1486	1422	Peritético
	99133	0,07	0,11	1,01	0,02	0,12	0,083	0,354	0,01	0,09	1576	0,60	1512	1437	Peritético
	99134	0,07	0,11	1,18	0,02	0,12	0,089	0,320	0,01	0,09	1557	0,84	1512	1442	Peritético
	99135	0,43	0,16	1,45	0,03	0,17	0,021	0,108	0,17	0,36	1531	0,79	1485	1413	Peritético
	99136	0,44	0,16	1,41	0,03	0,21	0,013	0,105	0,14	0,49	1534	0,78	1485	1413	Peritético
	99138	0,95	0,12	1,04	0,01	0,09	0,012	0,020	0,17	0,94	1512	0,69	1444	1330	Hiper-Perit.
	99154	0,50	0,15	0,93	0,01	0,08	0,018	0,025	0,24	0,50	1538	0,74	1484	1418	Hiper-Perit.
	99156	0,19	1,12	1,23	0,03	0,11	0,012	0,024	0,28	0,13	1542	0,96	1507	1477	Peritético
99160	0,15	1,21	1,15	0,07	0,24	0,010	0,029	0,21	0,09	1532	1,01	1511	1485	Peritético	
270	0,36	0,16	1,56	0,02	0,06	0,032	0,022	0,22	0,39	1535	0,88	1492	1441	Peritético	
240 L	9403	0,40	0,06	1,47	0,01	0,07	0,015	0,101	0,15	0,44	1517	0,84	1488	1421	Peritético
	9404	0,16	1,10	0,68	0,01	0,21	0,010	0,025	0,22	0,10	1538	0,87	1512	1485	Peritético
	9405	0,21	0,55	0,95	0,20	0,09	0,011	0,020	0,16	0,20	1546	0,83	1508	1476	Peritético
	9424	0,41	1,02	0,84	0,17	0,15	0,028	0,027	0,23	0,37	1526	0,72	1490	1433	Peritético
	9425	0,40	0,99	0,89	0,15	0,14	0,019	0,024	0,21	0,37	1525	0,72	1491	1437	Peritético

## 6.1 Temperaturas 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).

A **Figura 6.1** apresenta um exemplo de perfis térmicos de alguns termopares posicionados na face externa da parede do molde (*TC2*, *TC4*, *TC6*, *TC8* e *TC10*: localizados em 200, 290, 370, 590 e 770mm, respectivamente, do topo do molde 240 mm parabólico), durante um período de 24 horas. Pode-se observar que em determinados momentos o processo foi interrompido para troca do distribuidor após uma seqüência de corridas ou por qualquer outro problema ou evento. Nestes casos, uma barra falsa é inserida no molde antes de vaziar o metal líquido na cavidade do molde. O correspondente comportamento térmico é refletido nos resultados, como pode ser visto na **Figura 6.1**.

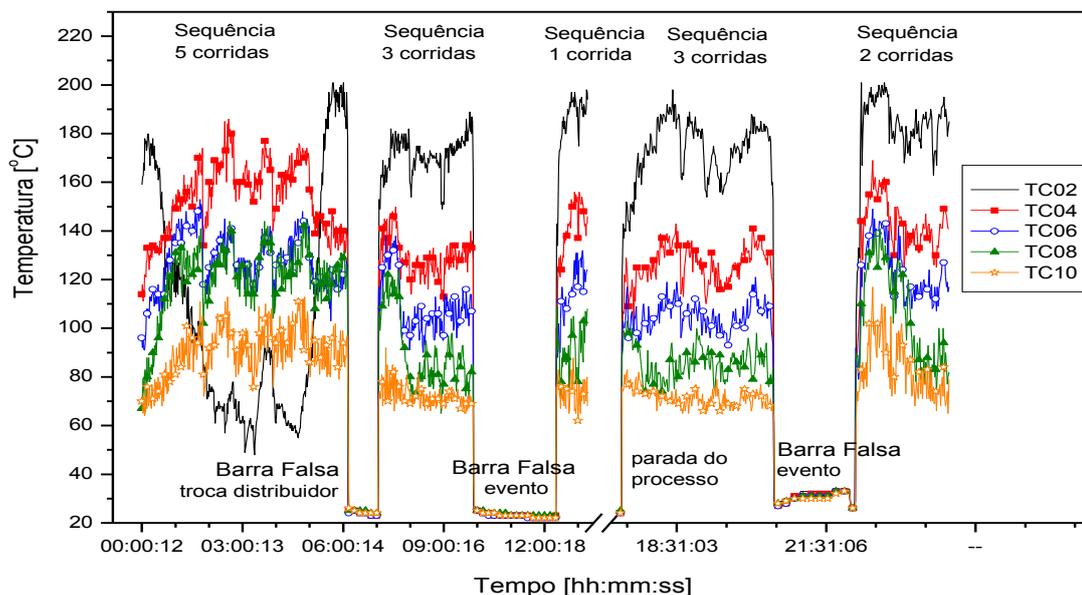
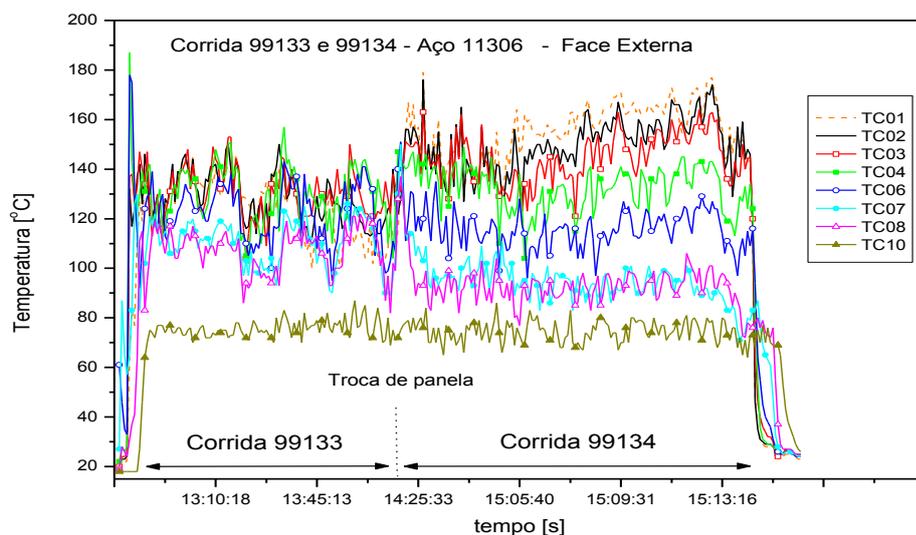


Figura 6.1 Perfis de temperaturas no molde de 14 corridas monitoradas durante 24 horas. Face externa. Corridas 244 a 260 – Molde 240 parabólico.

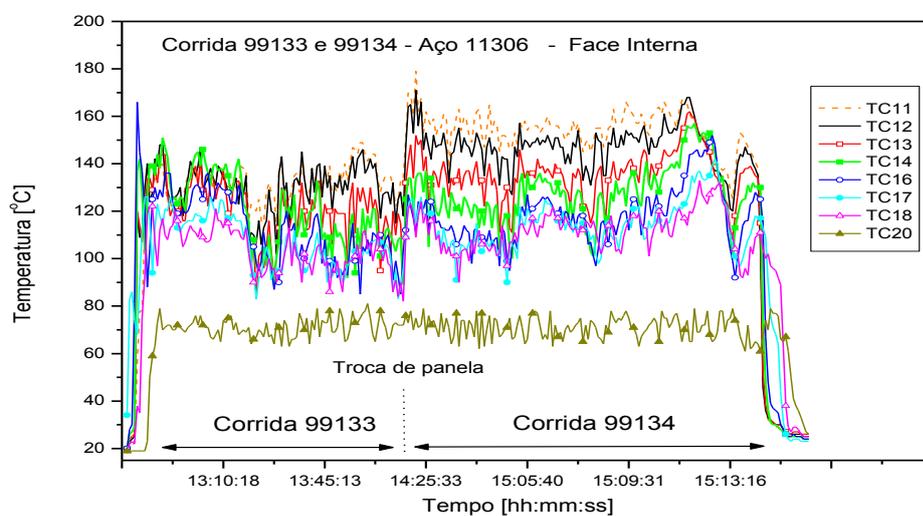
De acordo com a **Figura 6.1**, quando a barra falsa foi inicialmente inserida (depois de cinco corridas), o tempo de atraso foi cerca de 45 minutos; na segunda interrupção o tempo de atraso foi de cerca de 120 minutos e na última foi de cerca de 90 minutos. Estas operações são necessárias quando diferentes tipos de aço são lingotados em seqüência. Também, pode ser visto que o processo ficou parado por cerca de 5 horas (13:13:07-17:43:36) durante um

período de 24 horas, representado pelo ponto de quebra no gráfico. Essas paradas podem ocorrer devidas a vários motivos, como por exemplo, no caso de problemas técnicos no equipamento; falta de metal líquido proveniente de etapas anterior do processo; ruptura da casca solidificada do tarugo durante o lingotamento; flutuações excessivas do nível de metal líquido no molde. Quando essas condições são detectadas o fluxo de metal do distribuidor ao molde é interrompido.

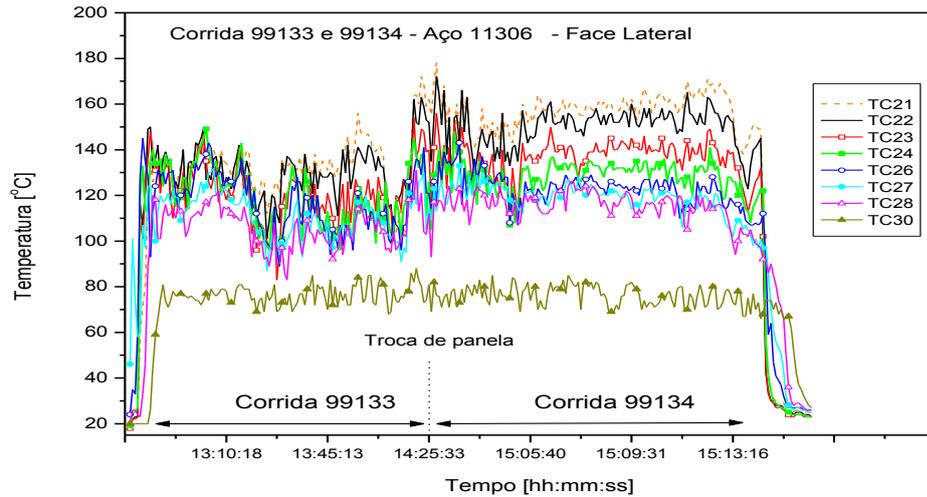
A **Figura 6.2** mostra os perfis térmicos em função do tempo para termopares localizado próximo à face quente do molde de 02 corridas consecutivas com a mesma composição de aço (0,07% C - aço baixo carbono). Os termopares embutidos na parede do molde e perto do menisco (*TC1*, *TC2* e *TC3*) indicam maiores variações de temperatura, principalmente quando há troca de panela, enquanto que as respostas dos outros termopares indicam temperaturas quase uniformes durante o lingotamento.



(a)



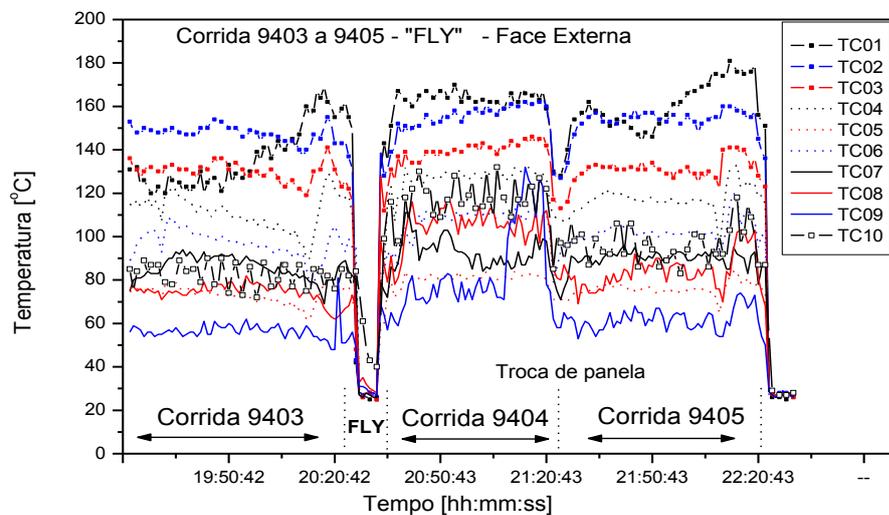
(b)



(c)

Figura 6.2 Perfis de temperaturas mediadas ao longo das três faces de um molde durante duas corridas consecutivas com uma mesma composição química (0,07%C). Corridas 99133 e 99134 – Molde 240 parabólico. a) Face externa, b) Face interna, c) Face lateral.

Durante a operação da máquina, o lingotamento de diferentes corridas com composições químicas similares é possível, sem que haja necessidade de interromper o processo, e esse procedimento é chamado de "fly", como pode ser observado na **Figura 6.3**. Durante a troca da panela a velocidade de lingotamento é reduzida e mantida uma quantidade mínima de metal no molde. Em seguida, um bloco de aço usado para junção é inserido no molde acima do metal, e o molde é alimentado novamente com a nova qualidade de aço. Esse procedimento pode levar cerca de 5 minutos.



(a)

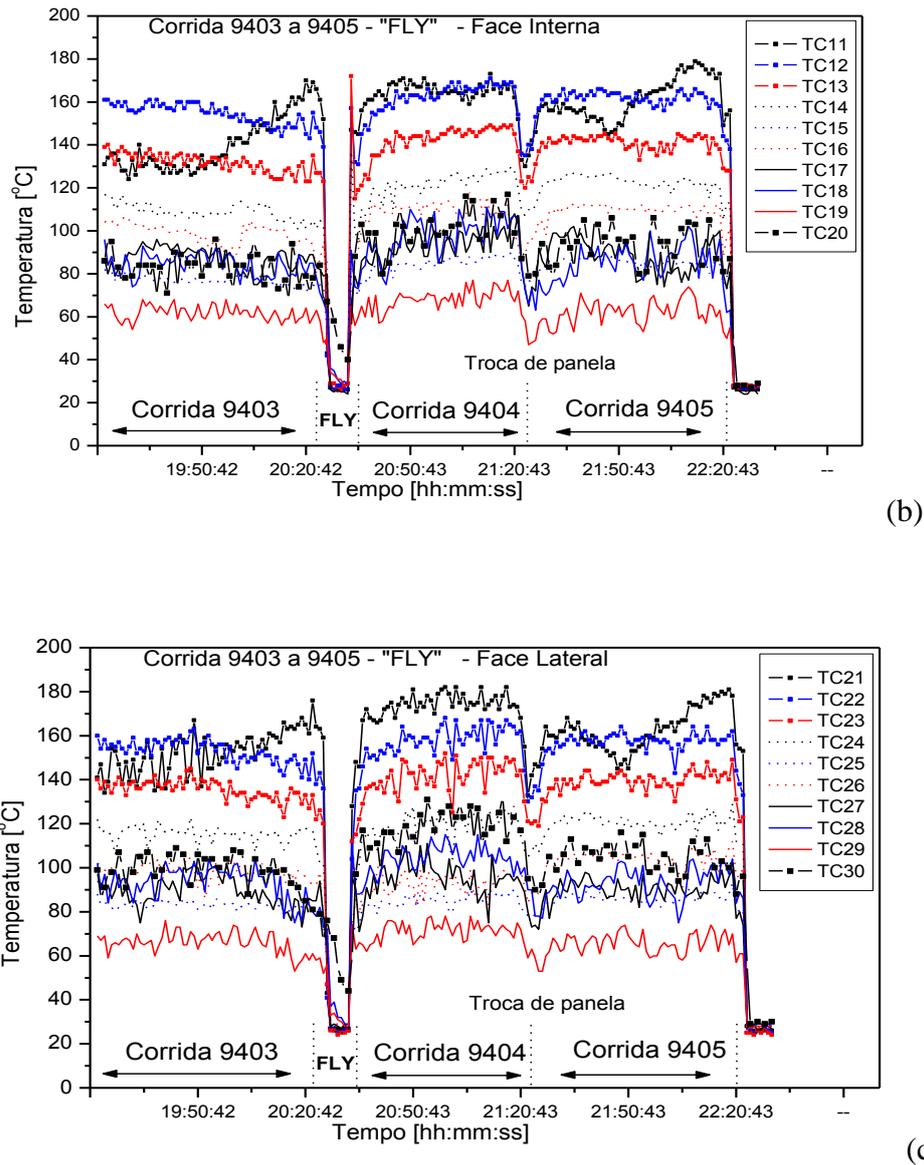


Figura 6.3 Perfis de temperaturas no molde durante um “fly”. Corridas 9403, 9405 e 9405 – Molde 240 parabólico. a) Face externa, b) Face interna, c) Face lateral.

As temperaturas monitoradas foram separadas por corridas, desprezando os instantes iniciais e finais de cada corrida quando observadas grandes flutuações das temperaturas ocasionadas pela mudança de corrida durante o lingotamento. Após, receberam tratamento estatístico fornecendo um valor médio e um desvio padrão dos valores de temperatura para cada ponto de monitoramento.

As **Figura 6.4, 6.5 e 6.6** mostram as temperaturas ao longo de três faces dos moldes de seções 240 mm, 180 mm e 150 mm, respectivamente. As temperaturas estão representadas

como: (a) dados globais de temperaturas do molde durante as corridas; (b) médias e desvio-padrão das temperaturas em diferentes posições do molde.

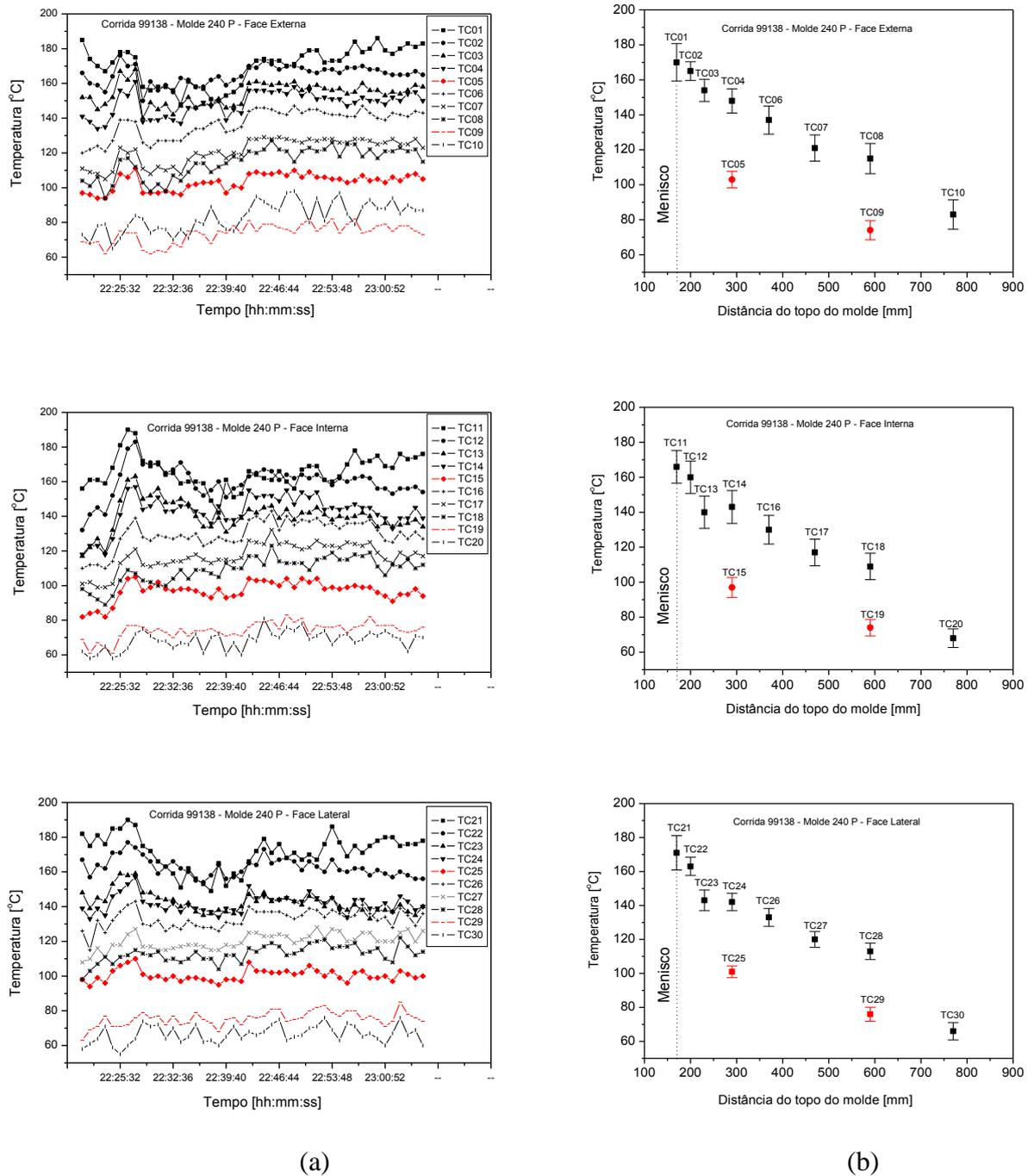


Figura 6.4 Perfis de temperaturas no molde. Corrida 99138 – Molde 240 parabólico. a) Temperaturas em função do tempo; b) Temperaturas médias e desvios padrão.

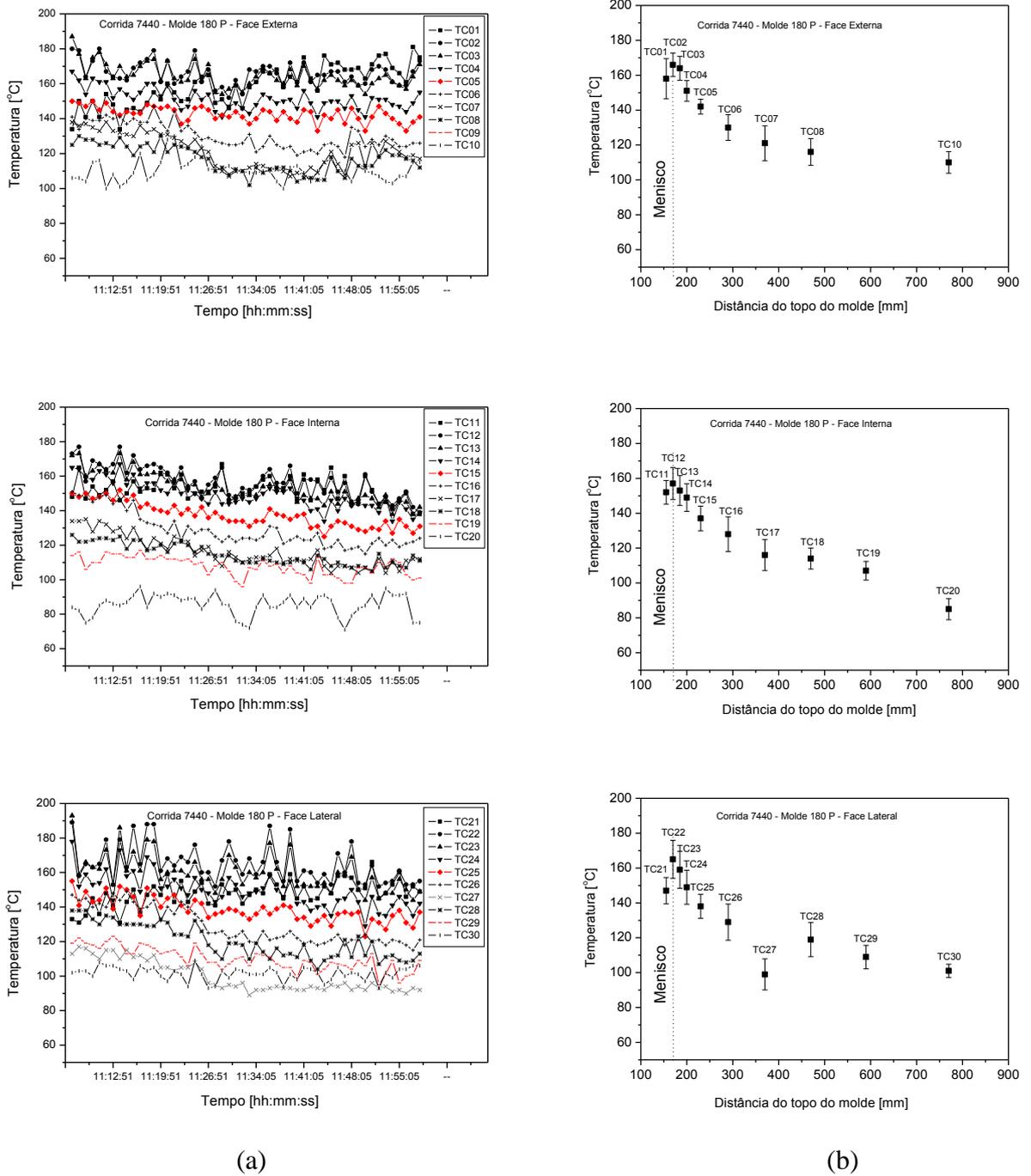


Figura 6.5 Perfis de temperaturas no molde. Corrida 7440 – Molde 180 parabólico. a) Temperaturas em função do tempo; b) Temperaturas médias e desvios padrão.

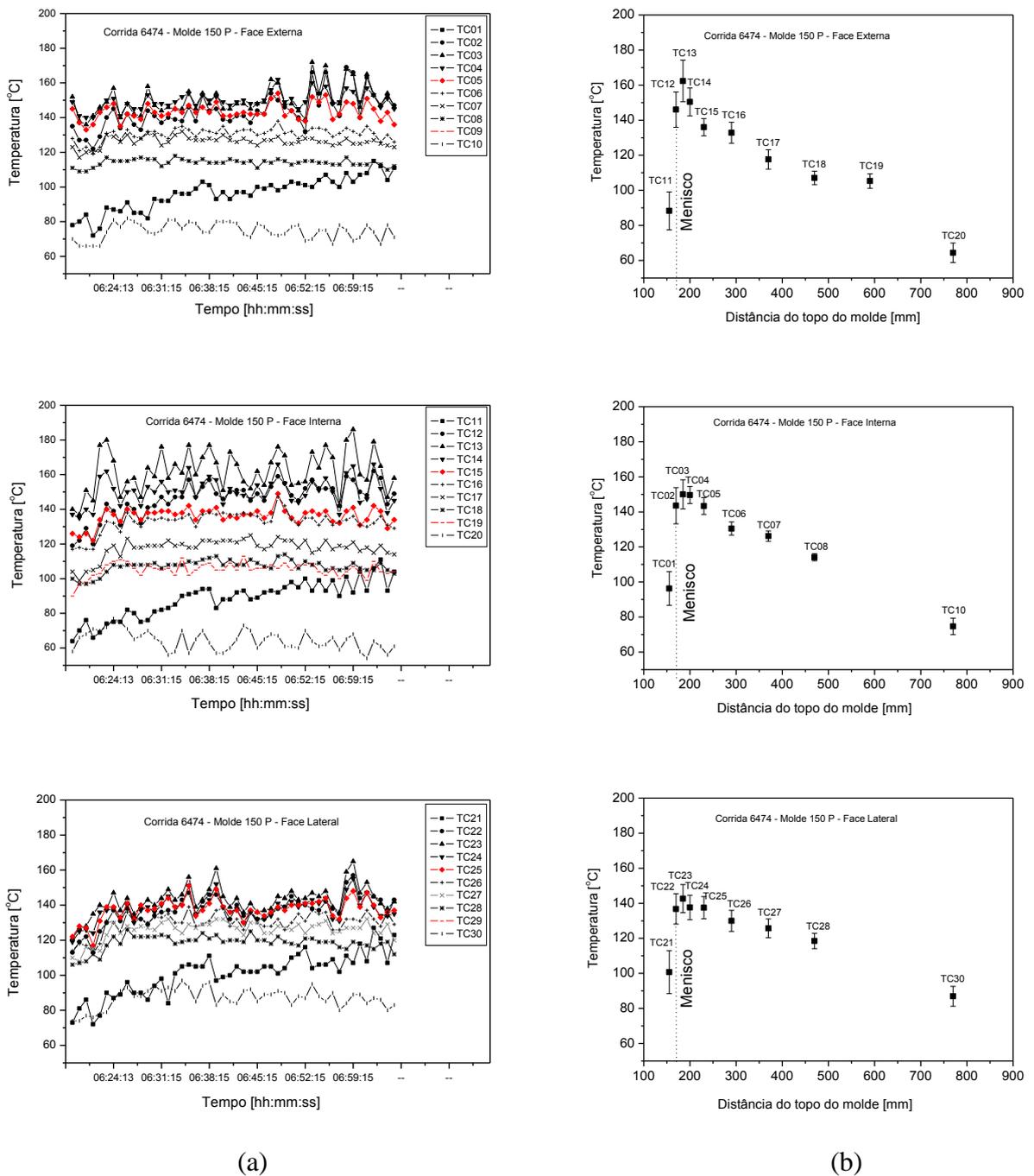


Figura 6.6 Perfis de temperaturas no molde. Corrida 6474 – Molde 150 parabólico. a) Temperaturas em função do tempo; b) Temperaturas médias e desvios padrão.

As maiores temperaturas estão localizadas na região próxima ao menisco, e diminuem para os termopares que se distanciam do topo do molde. Este comportamento ocorre devido ao aumento progressivo da espessura da casca solidificada do tarugo e da formação do *gap* de ar, que aumentam a resistência térmica interfacial. Em geral, os resultados mostram que as temperaturas em uma determinada posição no molde não variam significativamente entre as faces analisadas. Observa-se somente um pequeno aumento das temperaturas para a face

externa em relação às demais, que pode ser explicado pelo melhor contato da casca solidificada com a parede do molde em função da curvatura parabólica do molde. O termopar *TC9* do molde de seção 150 mm posicionado nas faces interna e lateral e o termopar *TC9* do molde de seção 180 mm posicionado na face externa apresentaram problemas durante o monitoramento.

Também, observam-se flutuações nas temperaturas ao longo do comprimento do molde, com maiores amplitudes na região do menisco. Essas variações de temperaturas podem ocorrer por diversas razões, tais como: variações no nível de metal no molde; fluxo irregular do fluxante, defeitos de superfície; contração da casca solidificada; variações da velocidade de lingotamento, entre outros motivos.

Após o processamento dos dados de temperaturas, elas são preparadas para serem usadas como parâmetros de entrada do simulador InALC+ Molde para o cálculo dos coeficientes de transferência de calor do molde ( $h_i$ ) (Barcellos, 2007). Para cada corrida, são calculados os  $h_i$ 's pontuais da interface metal/molde na posição correspondente a dos termopares no molde.

A equação para o cálculo dos  $h_g$ 's foi obtida a partir da simulação de aços lingotados com diferentes parâmetros de processo e composições químicas. A partir dos resultados de cerca de 90 corridas simuladas e analisadas, foi obtida uma equação para estimar os valores dos coeficientes de transferência de calor no molde em função da distância do menisco e de parâmetros do processo (de Barcellos, 2010).

$$h_g = 3500 - (S \cdot 0,57 + 91,43)(6,6 + \ln(d - 169,7)) + V_L \cdot C \cdot 300 \quad (6.1)$$

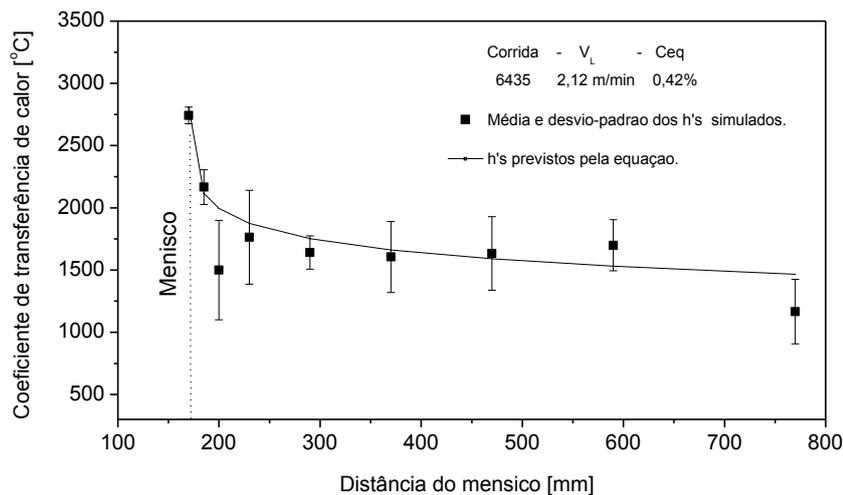
onde  $S$  é a seção quadrada do molde,  $d$  é a distância do menisco,  $V_L$  é a velocidade de lingotamento e  $C$  é o carbono equivalente. A **Equação (6.1)** é válida para as seções quadradas de 150 mm, 180 mm e 240 mm, moldes parabólicos e parâmetros de processo nas faixas de valores apresentados na **Tabela 6.2**.

Tabela 6.2. Faixas de valores de parâmetros de processo da **Equação (6.1)**.

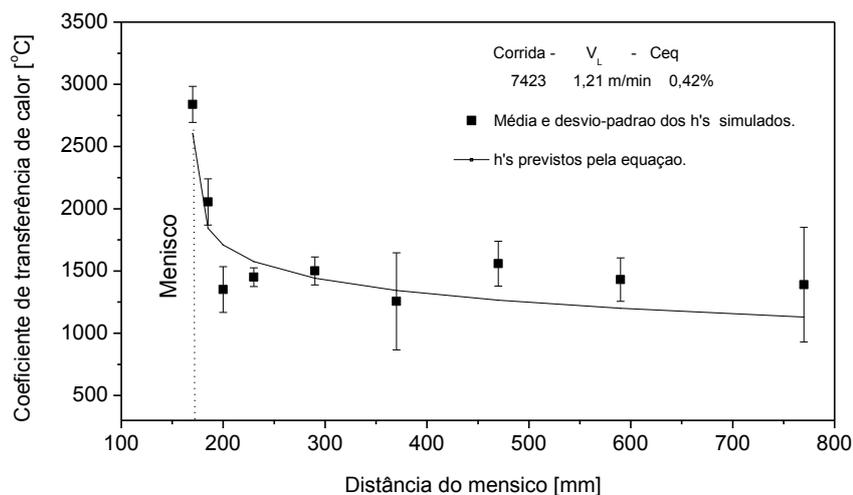
Seção do molde [mm]	Velocidade de lingotamento [m.min <sup>-1</sup> ]		Temperatura de lingotamento [°C]		Ceq [%]	
	Min.	Max.	Min.	Max.	Min.	Max.
150	1,50	2,20	1492	1552	0,07	0,62
180	1,10	1,70	1515	1565	0,09	0,62
240	0,60	1,10	1495	1583	0,07	0,95

Os gráficos da **Figura 6.7** mostram valores dos coeficientes de transferência de calor calculados para corridas com diferentes seções de tarugo. Os valores dos  $h_i$ 's calculados pela **Equação (6.1)** foram comparados com os  $h_i$ 's gerados pelo simulador InALC+ Molde de corridas lingotadas nas seções 240, 180 e 150 mm. Os valores dos  $h_i$ 's apresentados correspondem à média dos  $h_i$ 's medidos nas três faces do molde.

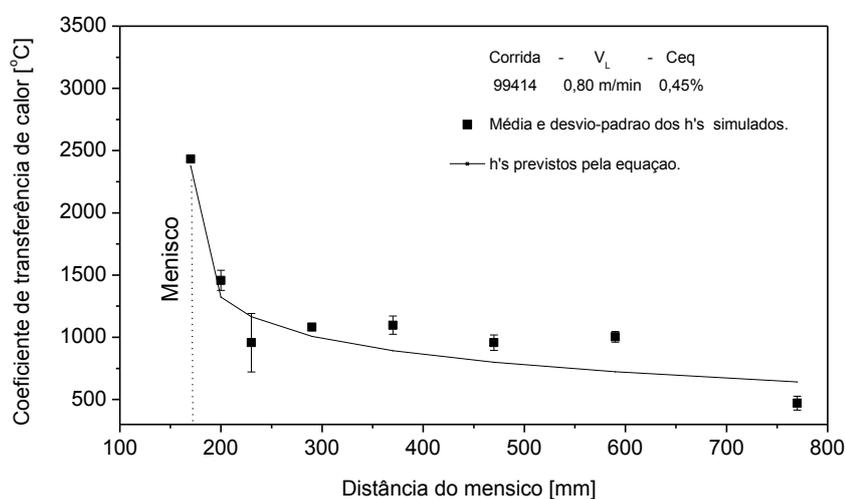
Embora as curvas mostrem resultados comparativos ligeiramente diferentes em relação aos pontos, fica evidente que a tendência de ambos os resultados são semelhantes. Usando a aproximação pela **Equação (6.1)**, os coeficientes de transferência de calor podem ser razoavelmente previstos e úteis para a simulação da transferência de calor de molde com mais precisão.



(a)



(b)



(c)

Figura 6.7 Comparação entre os coeficientes de transferência de calor obtidos pela **Equação (6.1)** e pelo simulador InALC+ Molde. a) Molde 150 Parabólico. b) Molde 180 Parabólico. c) Molde 240 Parabólico. <sup>(de Barcellos, 2010)</sup>

## 6.2 Temperaturas na superfície do tarugo

Foram monitoradas temperaturas de superfície em um total de 37 corridas (08 corridas com molde parabólico seção 150x150mm, 26 corridas com molde parabólico seção 240x240mm e 03 corridas com molde linear seção 240x240mm).

A **Figura 6.8** mostra temperaturas experimentais medidas por pirômetros em diferentes posições ao longo da máquina durante o lingotamento de aços com 0,50%C e 0,53%C em moldes 240 mm parabólico e 150 mm parabólico, respectivamente. Os pontos de

monitoramento localizam-se no centro da face lateral do tarugo em determinadas posições da máquina de LC, como já mostrados na **Figura 5.4**. Para cada ponto, as temperaturas foram registradas em intervalo de 3 à 5 minutos em cada posição da máquina. Este período foi definido afim de que todos pontos pudessem ser monitorados durante uma corrida inteira (aproximadamente 50 minutos). Em geral, observou-se uma redução gradual das temperaturas à medida que o tarugo se afasta do molde. Inicialmente, a ordem da posição das medidas começava do ponto 1 (próximo ao oxicorte) e terminava no ponto 12 (saída do molde). Após adotou-se outra metodologia, partindo-se dos primeiros pontos imediatamente após o molde até a região de radiação livre próxima ao oxicorte (**Figura 6.8-b**). Assim, tornou-se possível acompanhar as temperaturas de uma mesma área do tarugo passando nas diferentes regiões da máquina.

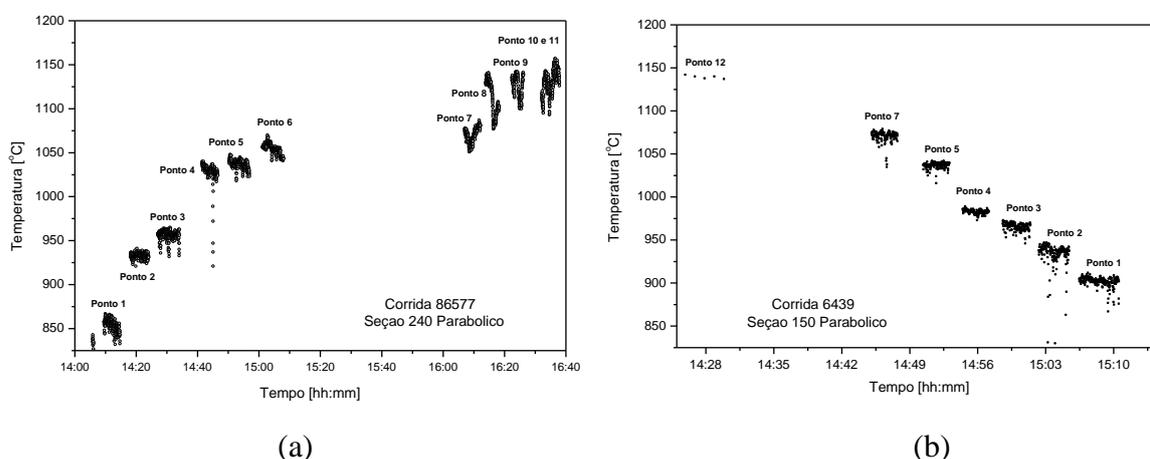


Figura 6.8 Resultados experimentais da temperatura da superfície do lingote. a) Molde 240 Parabólico. b) Molde 150 Parabólico.

Para todas as corridas monitoradas, os dados de temperaturas experimentais foram filtrados para remover as oscilações causadas durante o posicionamento do pirômetro óptico. Em seguida, os dados foram analisados e seus valores médios foram determinados em função da distância do menisco.

As **Figura 6.9** e **Figura 6.10** mostram a evolução das temperaturas de superfície ao longo do comprimento da máquina para três classificações de aços em função do teor de carbono: baixo ( $C < 0,2\%$ ), média ( $0,2\% < C < 0,5\%$ ) e alto teor de carbono ( $C > 0,5\%$ ), lingotados em moldes 150 mm e 240 mm parabólicos. As regiões de diferentes características ao longo da máquina de lingotamento contínuo são indicadas nessas figuras para melhor visualização. Como pode ser observado, os aços de baixo carbono têm as temperaturas superficiais do tarugo mais elevadas ao longo do comprimento da máquina, quando

comparados com os resultados dos aços de médio e alto carbono. Comportamento esse que pode ser atribuído em parte as velocidades de lingotamento ser maiores para menores conteúdos de carbono nos aços, o que resulta em menor tempo de permanência em cada região de resfriamento da máquina, e as diferenças nas vazões de água nas regiões de sprays, que são função da composição química dos aços. Para os tarugos de seção 150 mm (**Figura 6.9**), pode ser observado um reaquecimento na superfície imediatamente após a saída da zona sprays. Em contrapartida, nos tarugos de seção 240 mm este reaquecimento da superfície não é tão acentuado (**Figura 6.10**). Também pode ser visto que as temperaturas são maiores na superfície dos tarugos de seção 150 mm. É importante mencionar que as linhas de tendência não representam com fidelidade o comportamento térmico entre os pontos monitorados. Como exemplo, ambas as curvas mostram uma tendência linear de queda da temperatura entre o início do lingotamento e o ponto 11. Porém, sabe-se que entre esses pontos está a primeira zona de sprays e assim é esperada uma redução maior das temperaturas superficiais nessa região. Em algumas corridas em que foi monitorado o ponto 12 (região logo abaixo do molde e próximo ao rolo de pé) foram medidas temperaturas na faixa de 1000°C à 1200°C.

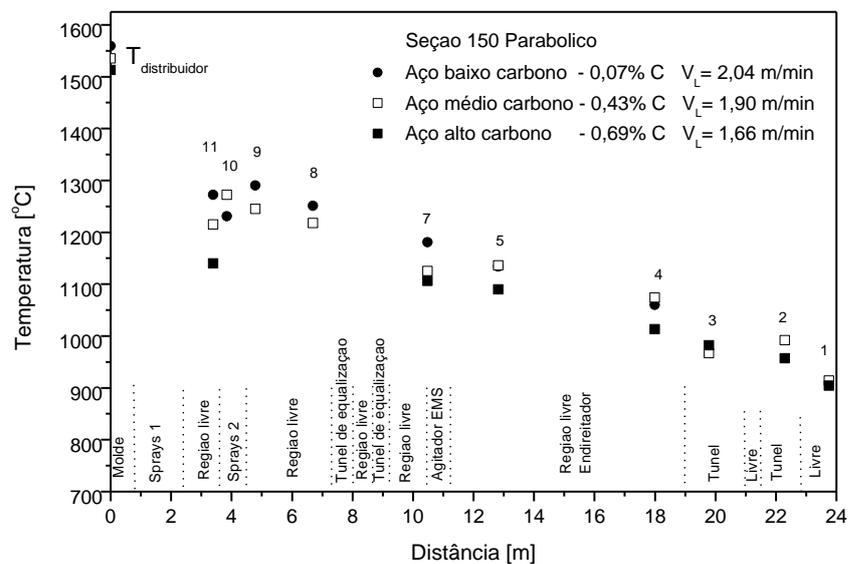


Figura 6.9 Resultados experimentais da temperatura da superfície do lingote de diferentes aços: baixo, médio e alto carbono. Corridas 89592, 87562 e 88537 – Molde 150 Parabólico. As vazões de água na região de sprays são 0,25 l/kg, 0,25 l/kg e 0,34 l/kg, respectivamente.

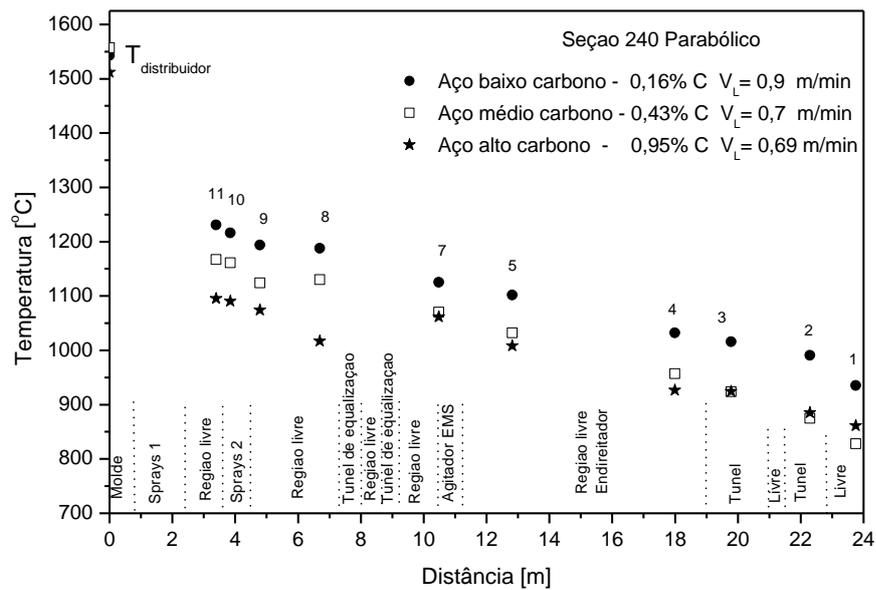


Figura 6.10 Resultados experimentais da temperatura da superfície do lingote de diferentes aços: baixo, médio e alto carbono. Corridas 94945, 94730 e 99138 – Molde 240 Parabólico. As vazões de água na região de sprays são 0,11 l/kg, 0,20 l/kg e 0,20 l/kg, respectivamente.

### 6.3 Ajuste dos coeficientes de transferência de calor do programa de simulação InALC+

As temperaturas experimentais foram utilizadas para o ajuste e calibração do software InALC+. Com os valores experimentais de temperaturas da superfície dos tarugos foi possível determinar os coeficientes de transferência de calor na diferentes regiões do equipamento aplicando o método inverso. O método inverso é uma das formas indiretas de determinação da condutância térmica global metal/ambiente. Consiste em mapear experimentalmente as temperaturas em determinados pontos 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.

Para análise utilizando o método inverso foram selecionadas duas corridas de aços, com 0,53% C (corrida 6439) e 0,16% C (corrida 94945), lingotados em seção quadrada de 150 mm e 240 mm, respectivamente. A escolha dessas corridas foi aleatória dentre as corridas que possuíam dados experimentais de temperatura. A **Figura 6.11** mostra a comparação entre as temperaturas experimentais medidas na superfície dos tarugos e as temperaturas simuladas com o InALC+.

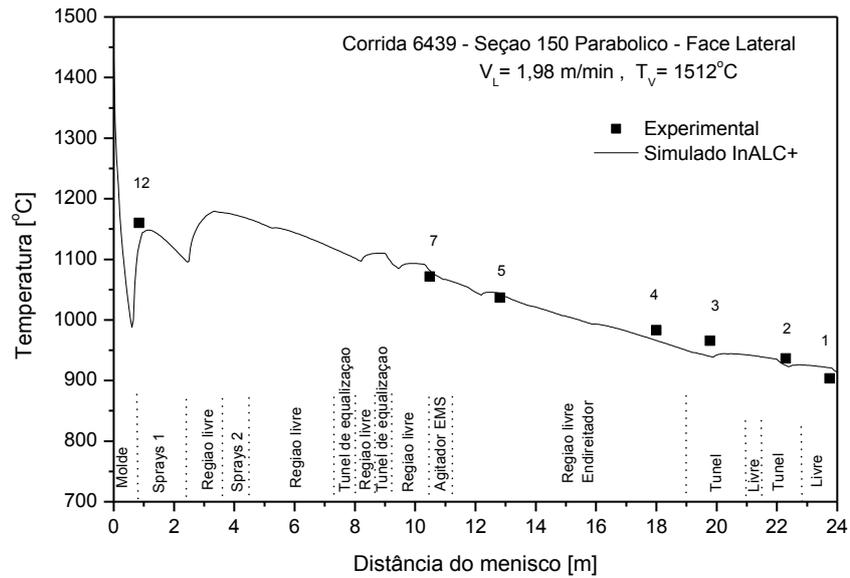
As propriedades termofísicas dos aços que foram usados nas simulações do lingotamento estão listadas na **Tabela 6.3** e foram calculadas com o modelo IDS. É importante mencionar que as propriedades termofísicas dos aços são dependentes da temperatura e que os valores apresentados na **Tabela 6.3** são referentes aos seus valores nas temperaturas solidus e liquidus. Observa-se que as propriedades termofísicas pouco variam para diferentes qualidades de aços. Assim se torna conveniente definir valores “padrão” de propriedades termofísicas que não variem com a composição do aço para utilização como parâmetros “default” do programa InALC+. Esses valores serão usados pelo simulador em casos de simulação de corridas que não possuem o cadastro do tipo de aço no banco de dados do programa. Demais informações relativas às corridas estão apresentadas na

**Tabela 6.1.**

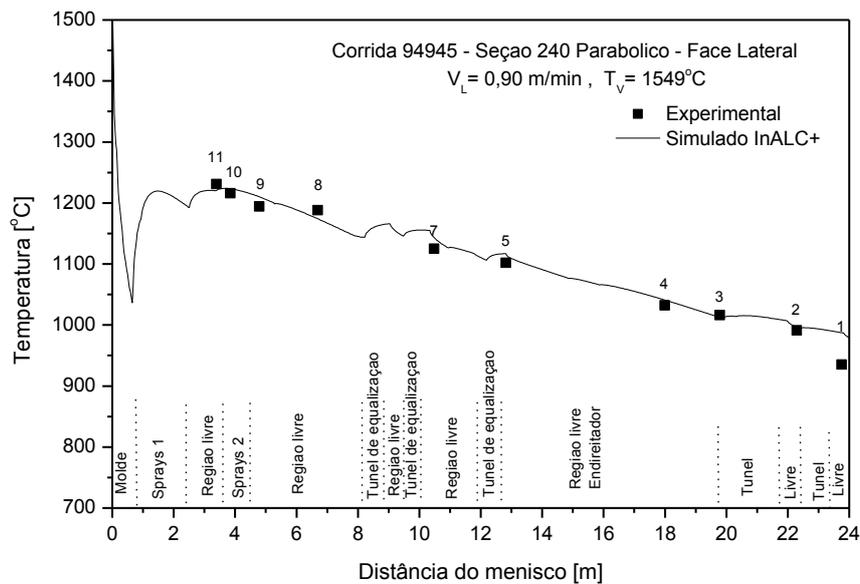
Tabela 6.3 Propriedades termofísicas dos aços calculadas com o modelo IDS.

Corrida	Seção [mm]	%C	$T_L^{IDS}$ [°C]	$T_S^{IDS}$ [°C]	$L$ [J.g <sup>-1</sup> ]	$k_L$ [W.m <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> ]	$k_S$ [W.m <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> ]	$c_L$ [J.g <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> ]	$c_S$ [J.g <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> ]	$D_L$ [kg.m <sup>-3</sup> ]	$D_S$ [kg.m <sup>-3</sup> ]
6459	150 P	0,16	1513	1462	254	34,6	33,0	0,81	0,70	7011	7316
6439	150 P	0,53	1471	1352	239	34,7	30,1	0,80	0,69	6981	7269
6440	150 P	0,53	1471	1358	239	34,7	30,1	0,80	0,69	6980	7263
6502	150 P	0,59	1481	1390	242	34,7	30,8	0,80	0,69	7013	7347
89592	150 P	0,07	1515	1462	231	34,9	33,5	0,81	0,73	7012	7302
99138	240 P	0,95	1457	1317	233	34,9	29,3	0,80	0,68	7010	7312
94945	240 P	0,16	1513	1455	253	34,6	32,9	0,81	0,70	7010	7320
94730	240 P	0,43	1488	1403	249	34,9	31,6	0,80	0,69	7006	7318
7444	180 P	0,43	1488	1406	248	34,9	31,6	0,80	0,69	7007	7317
Padrão	Todos aços e seções				240	34	31	0,80	0,70	7000	7300

Nas simulações a densidade do aço foi assumida ser constante e igual à densidade do sólido ( $\sim 7300 \text{ kg/m}^3$ ), a fim de manter a massa constante. A justificativa é que em alguns modelos de transferência de calor as equações são resolvidas considerando a malha numérica fixa, isto é, a largura da seção do tarugo é a mesma ao longo da máquina. Isso significa que a contração do tarugo não é calculada e levada em consideração. Uma forma simples e aproximada de lidar com isso é garantindo que além da contração, a densidade também não varie. Portanto, para garantir um balanço de massa, a densidade deve ser aquela correspondente a temperatura solidus. Dessa forma, a contração é compensada pela diferença de massa entre as densidades no líquido e sólido. (Chunsheng, 2004; Lohenkilpi, 1994; Barcellos, 2009)



(a)

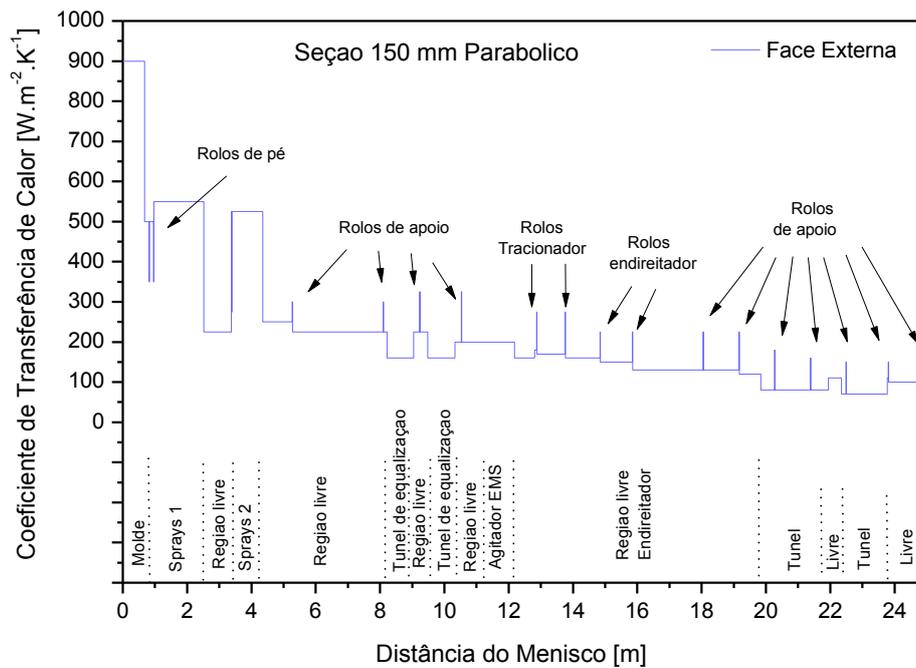


(b)

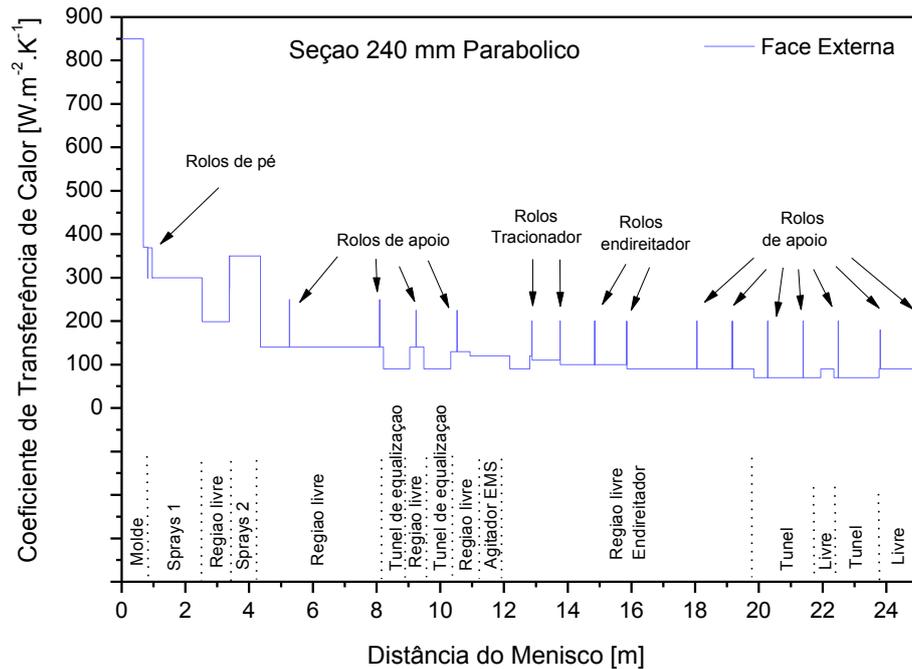
Figura 6.11 Comparação entre temperaturas experimentais e simuladas da superfície de tarugos. a) Corrida 6439 - Molde 150 Parabólico. b) Corrida 94945 - Molde 240 Parabólico.

A proximidade dos resultados simulados e experimentais se fez através do método inverso, que ao reduzir as diferenças entre essas temperaturas, como mostrado na **Figura 6.11**, permitiu a determinação dos coeficientes de transferência de calor interfacial. Como resultado final dessa análise, se obteve o perfil da evolução dos  $h_s$ 's para todos os elementos da máquina de LC que influenciam direta e indiretamente na extração de calor do aço.

A **Figura 6.12** apresenta os respectivos valores dos  $h_s$ 's superficiais de tarugos lingotados nas seções de moldes 150 e 240 Parabólicos. Para os tarugos de seção 180 mm em nenhuma corrida foram monitoradas as temperaturas de superfície. Assim, os coeficientes de transferência de calor adotados para essa seção são uma média dos  $h_s$ 's calculados para as seções 150 e 240 mm. Os valores nominais dos  $h_s$ 's das seções analisadas estão nas tabelas apresentadas no **Apêndice 1**. Para cada elemento circundante ao tarugo ao longo do comprimento da máquina foi atribuído um valor de  $h_s$ . As variações nos  $h_s$ 's apresentados nos resultados se atribui a influência de cada região de extração de calor do processo. Nas regiões na qual elementos da máquina estão em contato direto com o tarugo os valores dos  $h_s$ 's aumentam, por exemplo, os rolos de apoio e as zonas de sprays. Por outro lado, os valores dos  $h_s$ 's diminuem nas regiões em que a extração de calor para o meio ambiente é dificultado, como no caso dos túneis de equalização e regiões livres.



(a)



(b)

Figura 6.12 Coeficientes de transferência de calor da interface metal/meio externo. a) Molde 150 Parabólico. b) Molde 240 Parabólico.

## 6.4 Validação do programa de simulação InALC+

### 6.4.1 Temperatura superfície

A fim de testar a confiabilidade dos parâmetros térmicos de contorno definidos utilizando o método inverso, foram simuladas o lingotamento de algumas corridas que possuem dados experimentais de temperatura superficial. Como exemplo, a **Figura 6.13** mostra a comparação entre temperaturas simuladas com o programa InALC+ e temperaturas experimentais medidos na superfície do tarugo de quatro aços lingotados em seção 150 e 240 mm. Os resultados apresentados mostram que há uma boa aproximação entre as temperaturas experimentais e simuladas. Embora alguns pontos de temperatura mostrem alguma discrepância nos resultados comparativos, as curvas de resfriamento simuladas apontam a mesma tendência de resfriamento das medidas experimentais de temperatura.

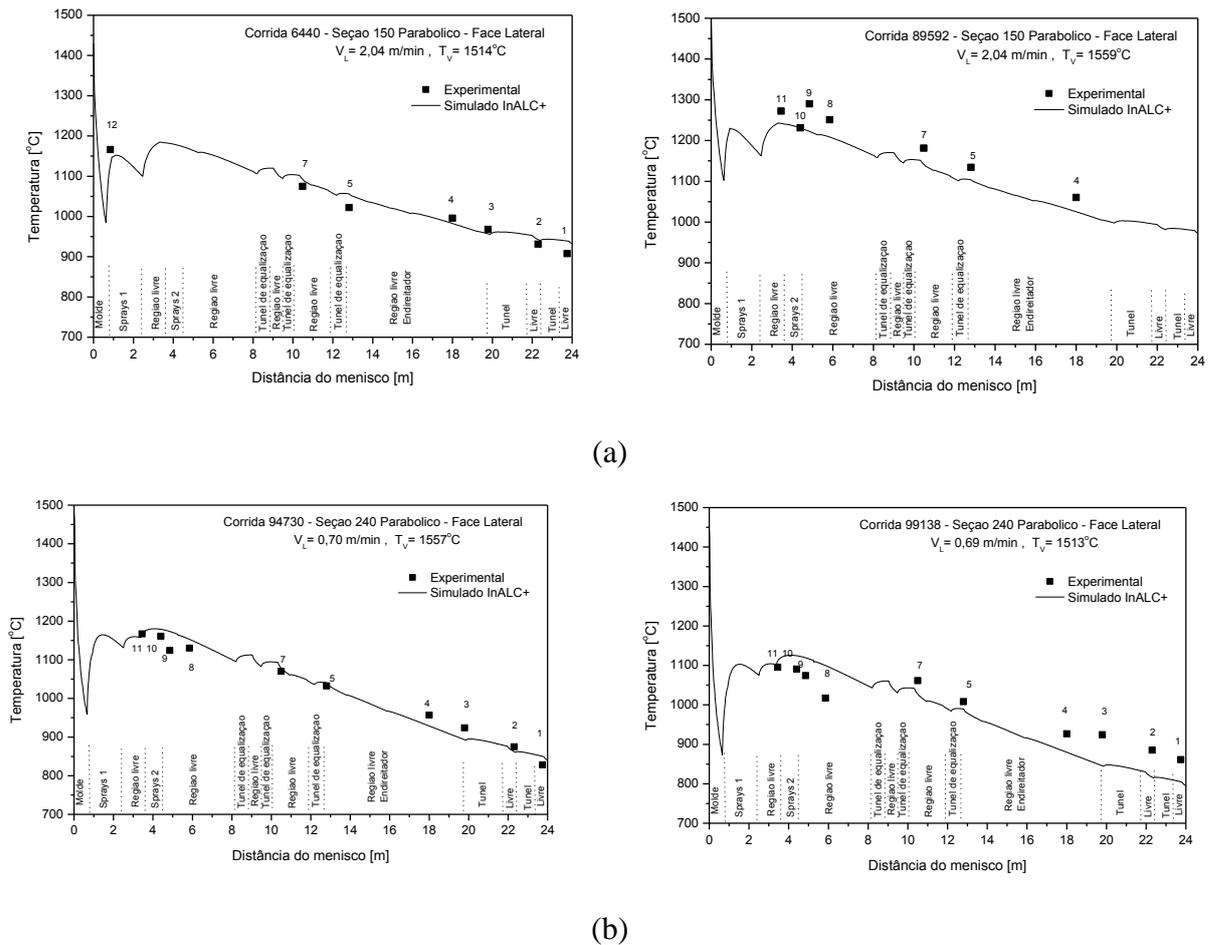


Figura 6.13 Comparação entre temperaturas experimentais e simuladas da superfície de tarugos. a) Corrida 6440 e 89592 - Molde 150 Parabólico. b) Corrida 94730 e 99138 – Molde 240 Parabólico.

#### 6.4.2 Espessura da casca solidificada

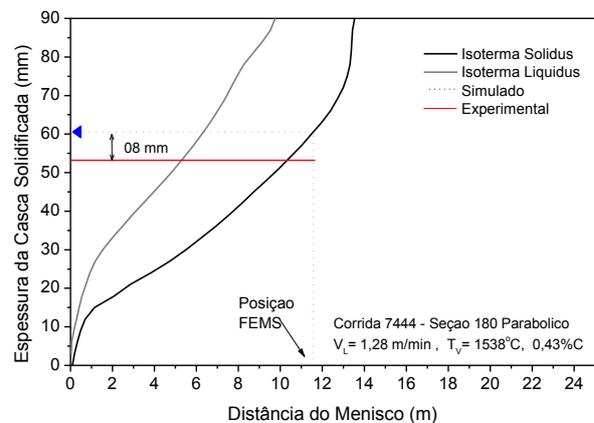
Outra forma de validação dos resultados simulados é através da análise da espessura da casca solidificada. Os resultados experimentais da espessura da casca formada são obtidos mediante análises macrográficas. Essas macrografias correspondem à análise de cortes de seções transversais dos tarugos, reveladas por técnicas metalográficas. A visualização do uso do agitador eletromagnético (F-EMS) durante o lingotamento do aço pode ser observada pelas marcas brancas características deixadas na estrutura do aço. Sabendo-se do exato posicionamento do agitador eletromagnético na máquina de LC, pode-se verificar a espessura da casca solidificada na respectiva distância. Lembrando que estas marcas serão significativas, quando o tarugo na distância do agitador eletromagnético, ainda se encontrar na condição de líquido em seu interior. Caso contrário, a macrografia não apresentará nenhum

tipo de resultado considerável. Com a simulação é possível prever a espessura da casca solidificada, na mesma posição onde se encontra o FEMS.

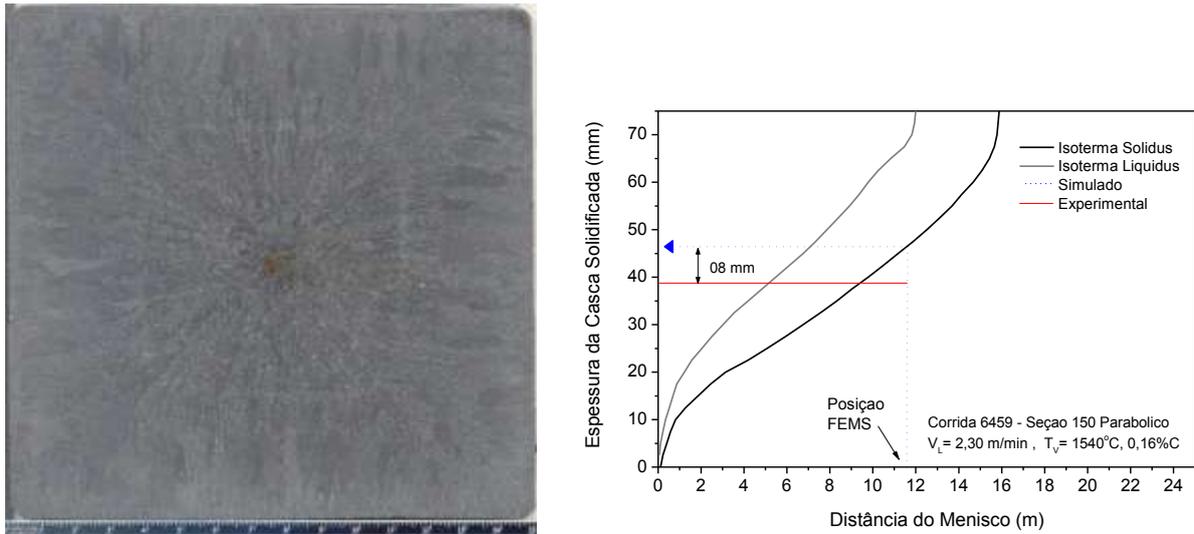
Das amostras coletadas na planta, 08 aços foram lingotados com uso do agitador eletromagnético. Das quais 04 são de seção 150 parabólico e 04 de seção 180 parabólico.

Dois aços lingotados de tarugos com seção 150 mm e 180 mm foram analisados, sendo um aço médio carbono (0,43% - corrida 7444) e um aço baixo carbono (0,16% - corrida 6459). Seguindo a mesma metodologia adotada para medição da TCE e especificada no **capítulo 5.3.2**, a média das espessuras da casca solidificada nas quatro faces dos tarugos foi determinada.

A **Figura 6.14 (a) e (b)** mostra resultados comparativos da espessura da casca solidificada medida nas amostras metalográficas e simuladas com o programa InALC+. Na distância linear de 11,7 m da máquina de LC, que corresponde ao posicionamento do agitador eletromagnético, a espessura média medida foi de 53 mm na amostra de seção 180 P e 38 mm na amostra de seção 150 P. Enquanto que o simulador calculou uma espessura sólida de 61 mm e 46 mm nas amostras de seção 180 P e 150 P, respectivamente. Para ambas as amostras, a diferença nas espessuras de casca medida e simulada foi de 8,0 mm. Os resultados comparativos dessas análises mostraram-se bem próximos, porém a simulação mostra um indicativo de previsão de fechamento do poço líquido mais rápido do que ocorre realmente no processo. Essa diferença pode chegar a 1 metro.



(a) Corrida 7444 - Espessura da casca solidificada. Medida na amostra: 53 mm, desvio-padrão: 2,8 mm. Simulada: 61 mm.

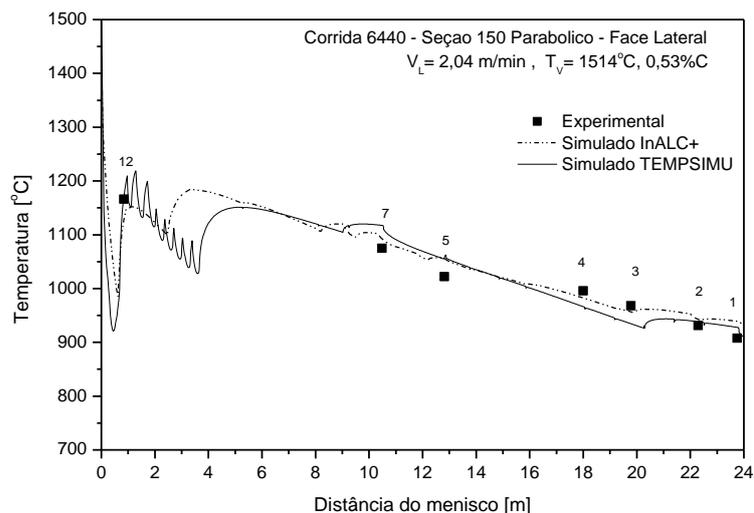


(b) Corrida 6459 - Espessura da casca solidificada. Medida na amostra: 38 mm, desvio-padrão: 1,5 mm. Simulada: 46 mm.

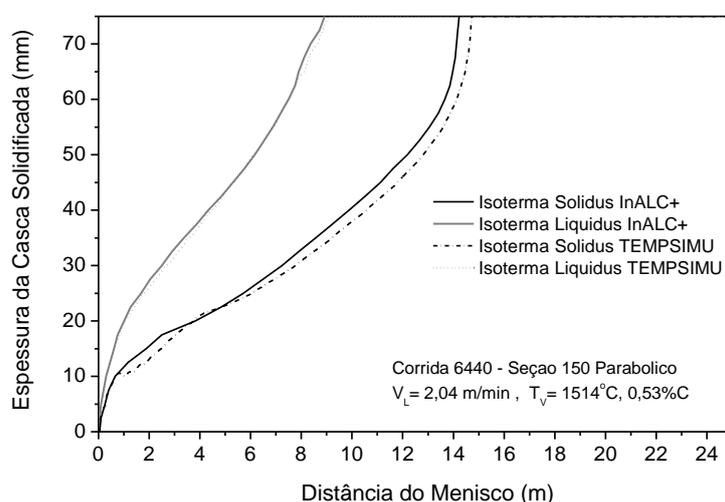
Figura 6.14 Macrografia da seção transversal mostrando as marcas brancas geradas pelo uso do EMS e o perfil simulado das isotermas liquidus e solidus. a) Corrida 7444 seção 180 mm parabólico. b) Corrida 6459 seção 150 mm parabólico.

#### 6.4.3 Comparação de resultados simulados do InALC+ com o TEMPSIMU

A **Figura 6.15 (a)** mostra curvas de temperaturas da superfície do tarugo (corrida 6440), as quais foram obtidas a partir da simulação utilizando os programas InALC+ e TEMPSIMU. A comparação dos resultados mostrou que ambos os modelos apresentaram bons e similares resultados tanto entre eles quanto com os valores de temperaturas medidas em planta. Maiores diferenças de temperaturas são observadas na região de chuveiros, na distância em torno de 1,0 a 4,0 m. No modelo TEMPSIMU, para simplificação, a região de sprays foi considerada como uma única zona. Enquanto que no modelo InALC+, são duas zonas separadas por uma área de radiação livre. Nessa mesma região, observa-se também que as temperaturas simuladas com o TEMPSIMU variam constantemente. Isso ocorre, pois a transferência de calor entre os bicos de sprays é levada em conta na modelagem matemática, com o detalhamento do seu posicionamento, do ângulo de curvatura, da vazão, da área de contato e da relação água e ar. Na comparação das isotermas solidus e liquidus mostrado na **Figura 6.15 (b)**, os resultados ficaram muito próximos.



(a)



(b)

Figura 6.15 a) Comparação entre temperaturas experimentais de superfície e temperaturas simuladas com o InALC+ e o TEMPSIMU, e b) Evolução das isoterma solidus e liquidus. Corrida 6440 - Molde 150 Parabólico.

## 6.5 Efeito de parâmetros térmicos na simulação da transferência de calor no lingotamento contínuo.

A precisão dos resultados dos modelos de transferência de calor depende de muitas coisas como, por exemplo, das condições de contorno, das propriedades dos materiais assim bem como de parâmetros, simplificações e suposições assumidas nos modelos. Se os dados e parâmetros não são definidos precisamente, o erro resultante pode ser grande. Isso pode facilmente representar alguns metros no comprimento do poço líquido.

### 6.5.1 Efeito do coeficiente de transferência de calor do molde

A **Figura 6.16** mostra a evolução das temperaturas de superfície do tarugo na face lateral e a evolução das isoterma solidus e liquidus de um aço médio carbono. A simulação do lingotamento contínuo foi realizada variando somente os valores dos coeficientes de transferência de calor calculados na região do molde. Em um caso foi simulado o lingotamento com os valores dos  $h_i$ 's calculados pela **Equação (6.1)**, sendo nomeado como  $h$  variável. No outro caso, a simulação foi realizada com o valor de  $h$  constante. Esse valor de  $h$  constante corresponde ao valor médio dos  $h_i$ 's calculados pela **Equação (6.1)**, sendo o valor de  $h = 830 \text{ W/m}^2\text{K}$ . Esta análise tem como objetivo verificar o quanto a variação dos  $h_i$ 's influenciam nas temperaturas e na espessura de casca solidificada ao longo do lingotamento.

As curvas mostram que ao considerar os valores dos  $h_i$ 's variáveis ao longo do molde, resulta em redução da temperatura de superfície do tarugo em torno de  $50^\circ\text{C}$ , e redução com diferença de  $\pm 1,5$  metros no comprimento metalúrgico, quando comparado com a simulação com  $h$  constante. Os resultados apontam que a precisão na previsão do comportamento térmico dos tarugos durante o lingotamento é consequência do uso correto dos valores de  $h_i$ 's no molde como parâmetros de contorno em simulações.

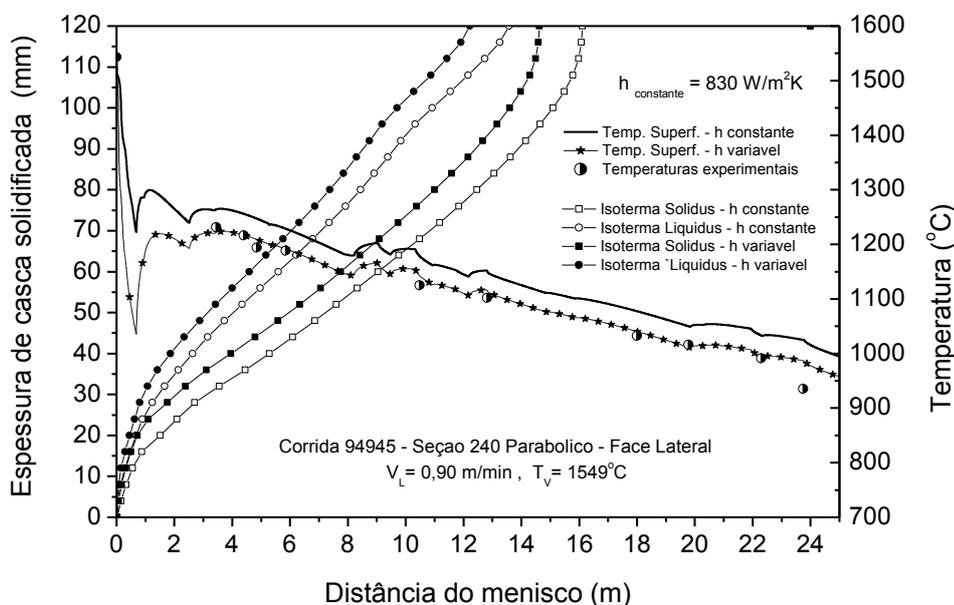


Figura 6.16 Influência do coeficiente de transferência de calor no molde na evolução da temperatura de superfície do tarugo e na evolução da casca sólida. Corrida 94945 - Molde 240 Parabólico.

### 6.5.2 Efeito da condutividade térmica efetiva ( $k_{ef}$ )

Uma das técnicas utilizada para explicar a transferência de calor convectiva na zona líquida e pastosa, devido ao fluxo de líquido, é chamada de método da condutividade térmica efetiva (Eq. (4.17)). Conforme apresentado anteriormente (capítulo 4.2.1), para a constante “A” da equação normalmente é usado um valor entre 1-8, mas é difícil definir o valor com precisão. Testes de simulação foram realizados utilizando  $A = 2$  e  $A = 5$ , isto significa que com o aumento do valor desse parâmetro há uma maior condutividade térmica no banho líquido proporcionado pela convecção. Os resultados da simulação do lingotamento da corrida 7444 (seção 180 P) são apresentados na Figura 6.17. Os resultados da simulação utilizando  $A = 2$  estão representados na figura pelas linhas pontilhadas, por outro lado, as linhas contínuas se referem à simulação com  $A = 5$ . Observa-se que o parâmetro “A” tem influência nos resultados, mas mais sobre a fase líquida do aço do que no estado sólido. Isso pode ser visto pela variação das isoterma liquidus e das temperaturas do núcleo do tarugo. Além disso, o parâmetro A tem uma influência muito menor na isoterma solidus e nas temperaturas superficiais do tarugo. De forma geral, os resultados mostraram que o aumento da condutividade efetiva no líquido proporcionou uma maior dissipação de calor que resultou na diminuição do comprimento metalúrgico.

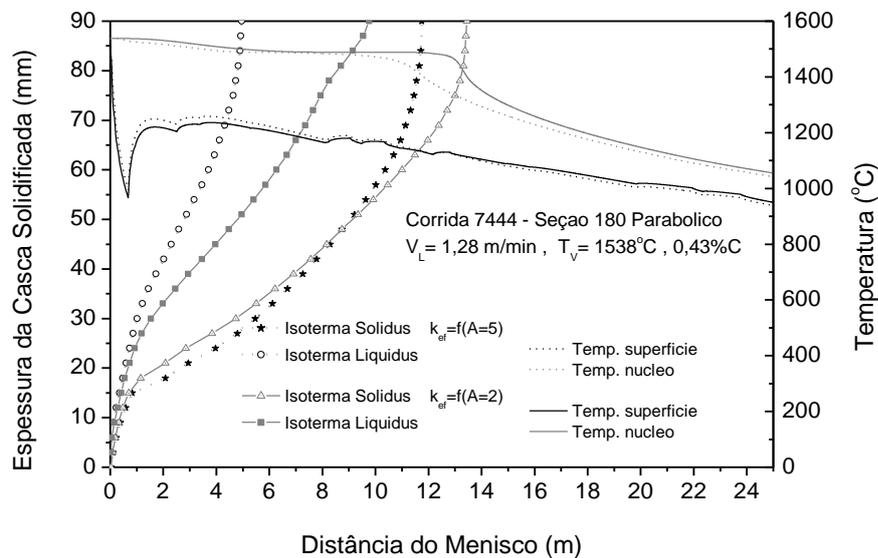
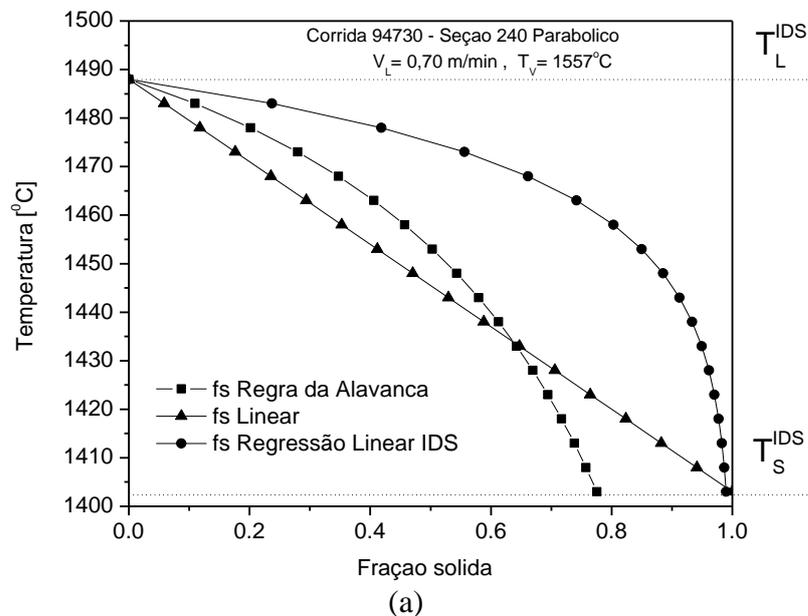


Figura 6.17 a) Perfil das isothermas liquidus e solidus com variação no valor do parâmetro “A” da equação para cálculo da  $K_{ef}$ . Corrida 7444 - Molde 180 Parabólico.

### 6.5.3 Efeito das curvas de fração sólida na solidificação

Como mencionado anteriormente no **capítulo 4.1.4**, a intensidade de calor liberado durante a solidificação vai depender do percentual entre a quantidade de sólido e líquido presente na zona pastosa. Essa quantidade é introduzida no modelo matemático através da evolução da fração sólida. Ela descreve a maneira com que o calor latente é liberado durante solidificação e desta forma depende fortemente da composição química do material. As formas de avaliação da evolução da  $f_s$  apresentadas anteriormente consistem na regra da alavanca (**Eq. (4.4)**), na aproximação linear (**Eq.(4.7)**) e na aproximação parabólica obtida do modelo IDS (**Eq. (4.8)**). Para estudar a sensibilidade dessas equações, a corrida 94730 foi simulada com as diferentes formas de avaliar a fração sólida. A **Figura 6.18 (a)** mostra a evolução da fração sólida com a temperatura na região pastosa. A **Figura 6.18 (b)** apresenta as isothermas solidus e liquidus e as temperaturas da superfície do tarugo obtida da simulação do lingotamento usando nos cálculos as diferentes equações de  $f_s$ . Como pode ser visto, o efeito é maior nas isothermas liquidus e solidus, o que resulta em variações na espessura de casca solidificada e no comprimento metalúrgico, podendo chegar a 3,0 metros de diferença. A correta avaliação do método mais apropriado para o cálculo da  $f_s$  é importante, pois esse tem grande efeito nos resultados da simulação.



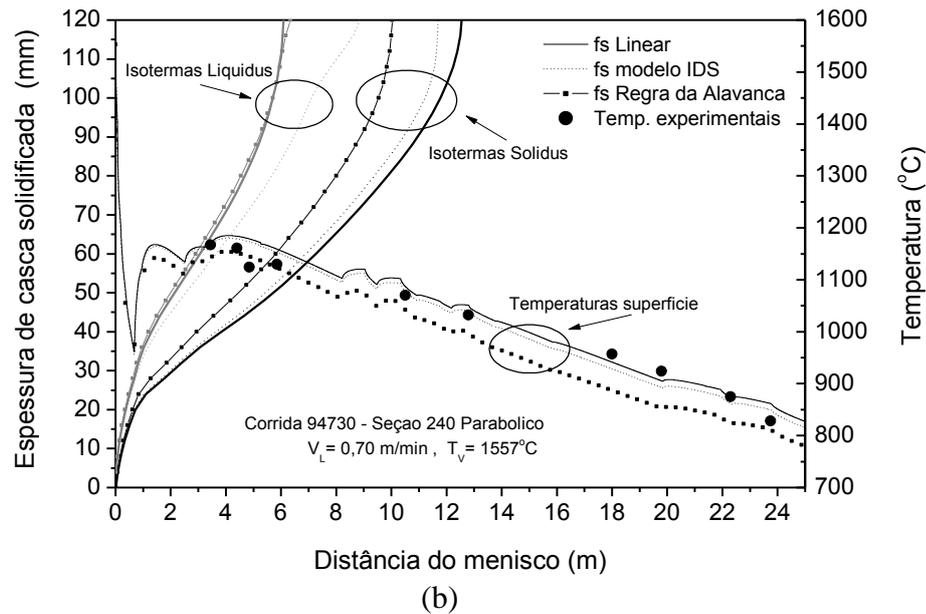


Figura 6.18 a) Evolução da fração sólida para diferentes equações de  $f_s$  com as temperaturas solidus e liquidus calculadas com o modelo IDS. b) Perfil das isotermas liquidus e solidus e temperaturas de superfície obtidos da simulação com diferentes equações para o cálculo da fração sólida na zona pastosa. Corrida 94730 - Molde 240 Parabólico.

#### 6.5.4 Efeito do cálculo das temperaturas solidus e liquidus na solidificação

A fim de verificar a influência da variação das temperaturas solidus e liquidus nos perfis de temperaturas da superfície do tarugo e a evolução da casca solidificada durante o lingotamento, a corrida 6439 foi simulada com diferentes valores das temperaturas solidus e liquidus, calculadas pelo modelo IDS e pela equação de Thomas. Essas equações foram apresentadas anteriormente no **capítulo 4.1.1**. A **Figura 6.19** mostra os resultados das simulações com diferenças nas  $T_L$  de 3,0 °C e nas  $T_S$  de 52 °C. Observa-se que essas diferenças de temperaturas não apresentaram influência significativa nas curvas de temperatura de superfície. Já a variação na evolução da casca solidificada durante o lingotamento é visível. Os resultados da simulação considerando as  $T_L$  e  $T_S$  com valores mais elevados (equação de Thomas) mostram que houve uma redução da zona pastosa. Esse resultado está de acordo com o esperado, pois a equação de Thomas possui um menor intervalo de solidificação ( $T_L - T_S = 70$  °C) em comparação ao modelo IDS ( $T_L - T_S = 119$  °C).

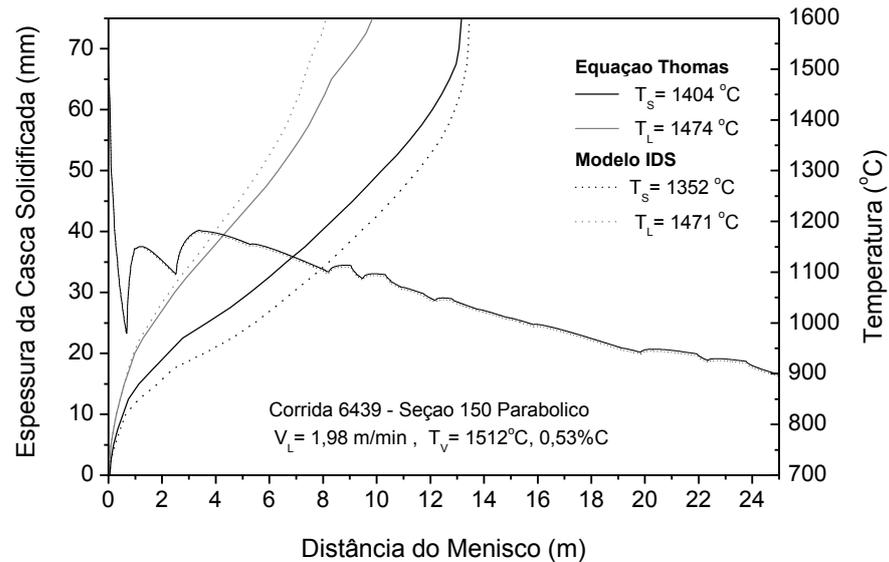


Figura 6.19 Influência da variação das temperaturas solidus e liquidus na evolução da temperatura de superfície do tarugo e na evolução da casca sólida. Corrida 6439 - Molde 150 Parabólico.

## 6.6 Efeito de parâmetros de processo na simulação da transferência de calor no lingotamento contínuo.

As condições de contorno do processo, como a velocidade de lingotamento e a temperatura do distribuidor também devem ser analisadas com cautela, em se tratando de dados de entrada para o simulador. Deseja-se que estes parâmetros sejam os mais estáveis possíveis ao longo do lingotamento. Apesar de serem críticos e em termos de processo, estes geralmente oscilam em função das condições instantâneas do equipamento.

Das informações coletadas em planta referentes às corridas, sabe-se que as velocidades de lingotamento variam em função da temperatura medida no distribuidor. Por exemplo, se a temperatura do aço estiver baixa, então a velocidade é aumentada, e vice-versa. Assim, o ajuste desses valores é realizado a partir de uma relação entre a temperatura do aço e a velocidade objetiva, e é diferenciado para cada família de aços. Portanto, os parâmetros de processo já são previamente definidos para cada qualidade de aço produzido.

Alguns dos parâmetros de processo foram analisados nos itens a seguir com o objetivo de verificar os seus efeitos nos resultados da simulação.

### 6.6.1 Efeito da variação da velocidade de lingotamento na solidificação

Sabe-se que a velocidade de lingotamento varia ao longo de uma corrida em função da temperatura do aço medido no distribuidor. Assim há uma pequena oscilação de seu valor durante o processo. No simulador InALC+, a velocidade de lingotamento é um parâmetro de entrada no programa e considerado constante para efeito de cálculos. Seu valor é calculado como uma média ponderada no tempo. A **Figura 6.20** mostra a influência da variação da velocidade de lingotamento no perfil de temperatura da superfície do tarugo e na espessura da casca. Para efeito comparativo, foi simulada a corrida 6502 com velocidades variando em uma faixa de valores considerados aceitáveis para o lingotamento de aços nessa seção quadrada. Os resultados são bastante expressivos tanto na variação da espessura da casca quanto nas temperaturas da superfície. O aumento da velocidade resulta em aumento das temperaturas superficiais e do comprimento metalúrgico. A velocidade correspondente a esta corrida é de 1,9 m/min, e o aumento para 2,3 m/min resultou em 4,0 metros a mais para o completo fechamento do poço líquido. Isso mostra que o processo é bastante sensível a pequenas variação nas velocidades de lingotamento. Isto pode ser explicado por certa forma pelo menor tempo de residência do aço nas zonas de resfriamento e, conseqüentemente, menos tempo de troca térmica.

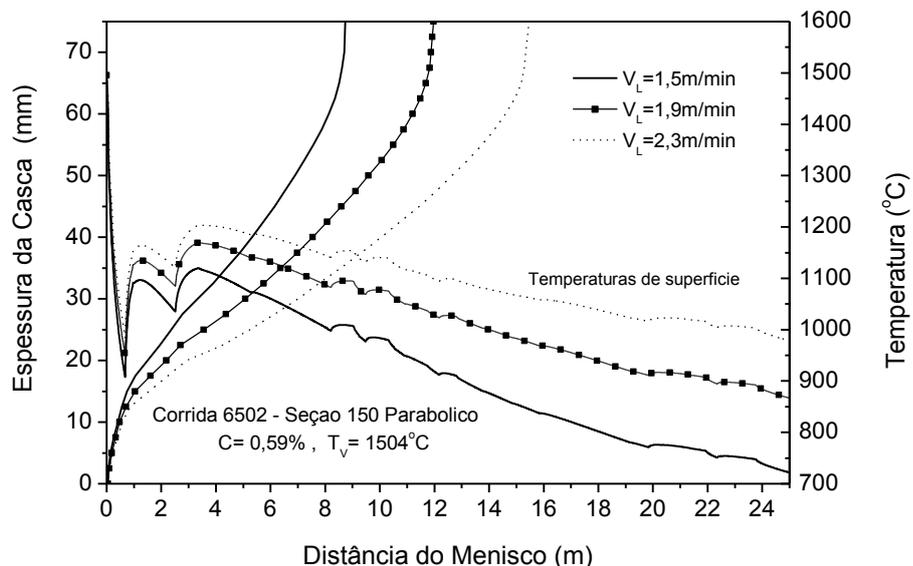


Figura 6.20 Influência da variação da velocidade de lingotamento na evolução da temperatura de superfície do tarugo e na evolução da casca sólida. Corrida 6502 - Molde 150 Parabólico.

### 6.6.2 Efeito da variação da temperatura de lingotamento na solidificação

Da mesma forma que foi analisada as velocidades de lingotamento, a corrida 6502 foi simulada variando as temperaturas de lingotamento dentro de uma faixa usual de valores para o lingotamento de aços de seção 150 mm. Porém, nesse caso, as temperaturas de lingotamento mostraram ter pouca influência nas temperaturas de superfície e na espessura da casca. Ao aumentar a temperatura de 1504°C para 1570°C, observou-se que o comprimento metalúrgico aumentou em torno de 1,5 m. Valor esse considerável, mas não tão expressivo quando comparado com os resultados da variação da velocidade. É importante mencionar que, na prática, a variação entre as velocidades representam mais de 20% e a variação entre as temperaturas de lingotamento representam em torno de 2%. Isso porque as velocidades podem ser modificadas em maior amplitude no lingotamento, enquanto que as temperaturas de lingotamento são restringidas pelas temperaturas de transformação do aço.

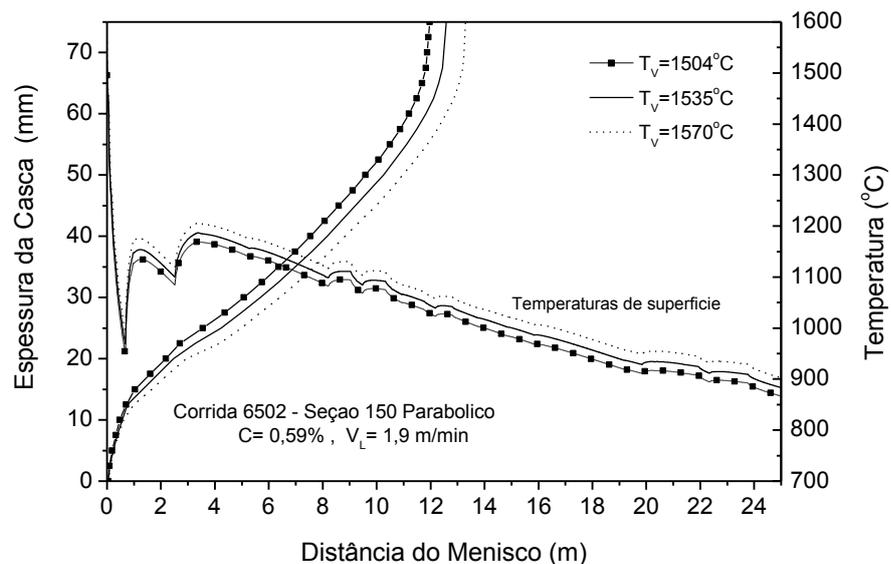


Figura 6.21 Influência da variação da temperatura de lingotamento na evolução da temperatura de superfície do tarugo e na evolução da casca sólida. Corrida 6502 - Molde 150 Parabólico.

### 6.6.3 Efeito da variação da composição química na solidificação

A **Figura 6.22** mostra resultados da simulação de três corridas de diferentes qualidades de aço. Na simulação, todos os parâmetros do processo usados foram os mesmos e somente a composição química dos aços foi alterada. Assim, o efeito da variação da composição química nos resultados pôde ser comparado. Como pode ser visto, os resultados dos perfis das isothermas solidus são bem diferentes. O comprimento metalúrgico variou diversos metros simplesmente como consequência da mudança na composição do aço. Os resultados mostram que quanto maior o conteúdo de carbono no aço, maior é o comprimento metalúrgico. Já no caso das temperaturas de superfície, os resultados mostram pouca diferença entre as curvas de resfriamento. No entanto, elas seguem a mesma tendência observada anteriormente nas medidas experimentais (**Figura 6.10**), isto é, ocorre uma redução das temperaturas de superfície para maiores conteúdo de carbono. A pouca variação entre as temperaturas deve-se ao fato de que a única variável nas simulações é a composição química, uma vez que a velocidade e a temperatura de lingotamento mantiveram-se constantes e não influenciaram nos resultados.

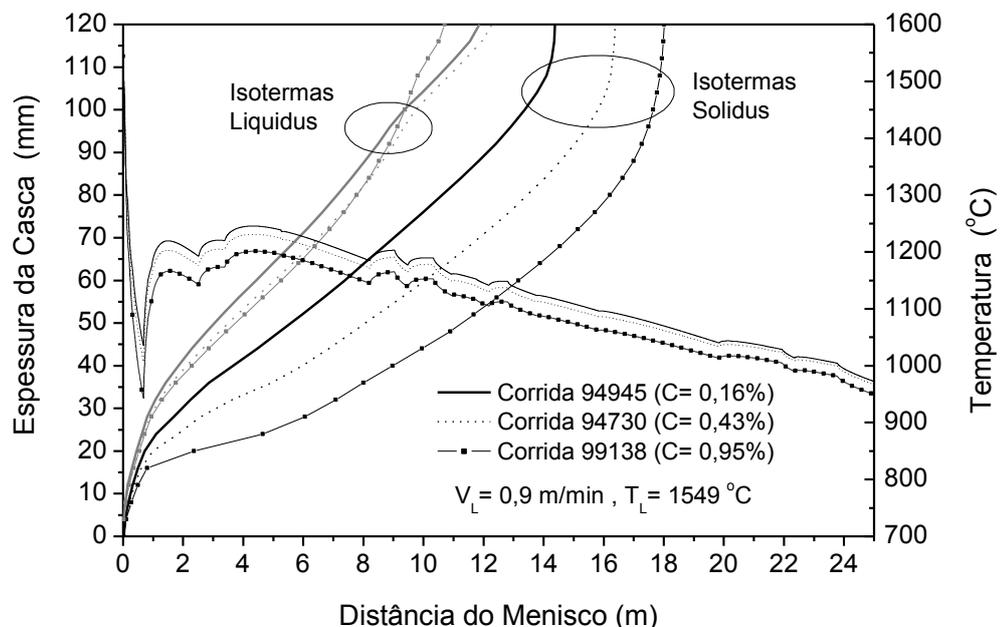


Figura 6.22 Influência da variação da composição química dos aços na evolução da casca sólida. Corridas 94945, 94730 e 99138 - Molde 240 Parabólico.

## 6.7 Correlação numérica da morfologia de solidificação com parâmetros térmicos

A análise da estrutura de solidificação dos aços lingotados é importante para poder entender a influência das condições diversas de resfriamento do processo de LC na formação macro e microestrutural dos tarugos. Das amostras de aços coletados em planta, quatro amostras de seção 150 P foram analisadas. Todas elas de aços com diferentes composições químicas e parâmetros de processo, de acordo com a **Tabela 6.4**.

A transição dos grãos colunares para equiaxiais (TCE) e os espaçamentos entre os braços dendríticos secundários (EDS) foram medidas experimentalmente, adotando a metodologia anteriormente apresentada no **capítulo 5.3**. Esses parâmetros estruturais foram correlacionados com parâmetros térmicos de solidificação, como a taxa de resfriamento, o gradiente térmico e a velocidade de solidificação, calculados a partir das curvas de resfriamento simuladas. Para calcular os parâmetros térmicos de solidificação o programa InALC+ foi utilizado como ferramenta numérica. Esses parâmetros são informações essenciais para compreensão da solidificação do aço, e em muitos casos são utilizados para obter relações com parâmetros físicos na forma de equações empíricas. Portanto, deve-se ter confiabilidade no programa de simulação para garantir exatidão nos resultados.

Tabela 6.4 Composição química e parâmetros de processo dos aços.

Corridas	Composição (%)							IDS			Parâmetros de processo	
	C	Cr	Mn	Mo	Ni	Si	S	T <sub>L</sub> (°C)	T <sub>s</sub> (°C)	ΔT (°C)	Temperatura de lingotamento (°C)	Velocidade de lingotamento (m.min <sup>-1</sup> )
6498	0,07	0,06	1,02	0,024	0,09	0,01	0,032	1526	1479	49	1576	1.7
6492	0,21	0,47	0,77	0,16	0,45	0,23	0,028	1511	1452	59	1542	2.2
6467	0,45	0,11	0,80	0,022	0,10	0,27	0,021	1493	1413	80	1515	2.2
6440	0,53	0,66	0,67	0,04	0,11	1,30	0,007	1471	1358	113	1514	2.0

### 6.7.1 Medições das TCE e correlação com parâmetros térmicos de solidificação

A **Figura 6.23** mostra imagens macrográficas da seção transversal de dois tarugos de seção 150 mm caracterizado por grãos colunares e equiaxiais. A metodologia adotada para a medição da TCE foi previamente apresentada no **capítulo 5.3.2**. Os valores médios das

posições de início da transição colunar-equiaxial para cada amostra são apresentados na **Tabela 6.5**, bem como os valores máximos e mínimos e os respectivos desvios padrão.

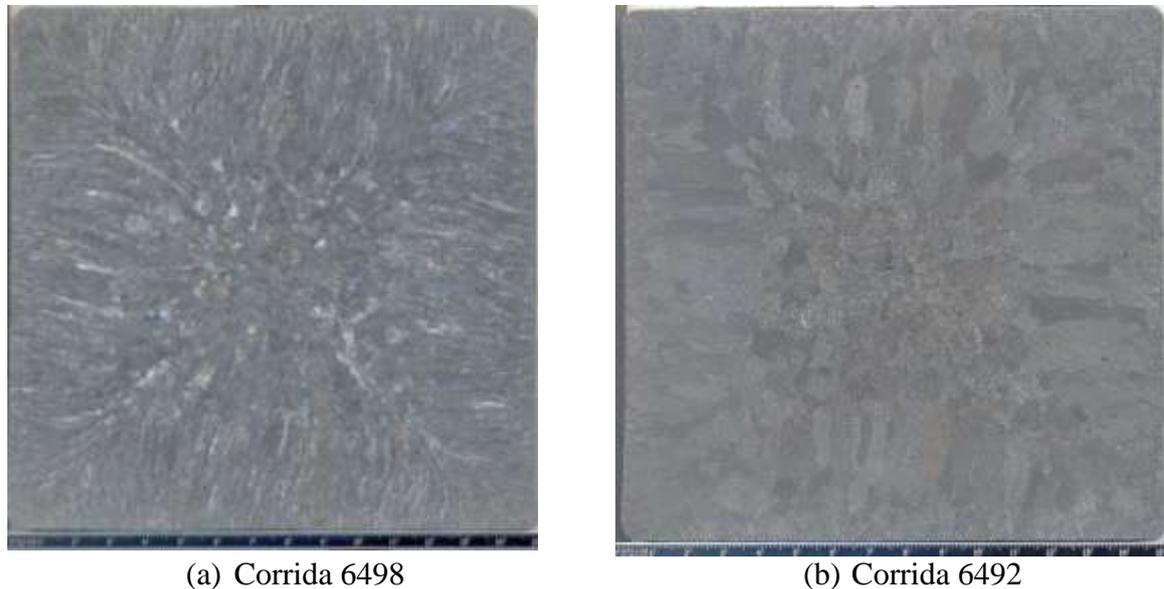


Figura 6.23 Macrografia de dois aços de tarugos de seção 150 parabólica. Corridas 6498 e 6492.

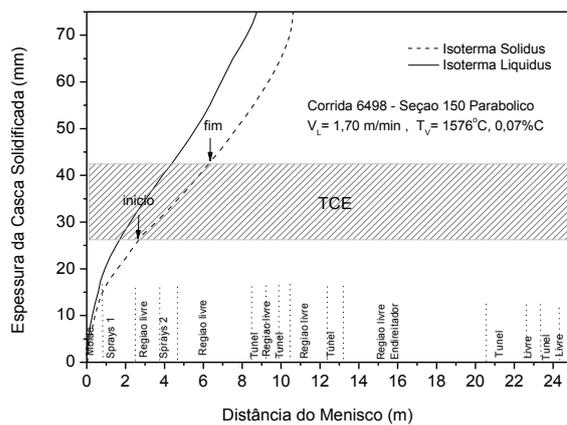
Tabela 6.5 Faixa de ocorrência da TCE.

Seção (mm)	Corrida	TCE (mm)				
		%C	Mínimo	Máximo	Média	Desvio Padrão
150	6498	0,07	26	43	32,8	6,0
	6492	0,21	32	49	38,3	6,0
	6467	0,45	29	58	40,1	11,0
	6440	0,53	30	61	46,2	9,3

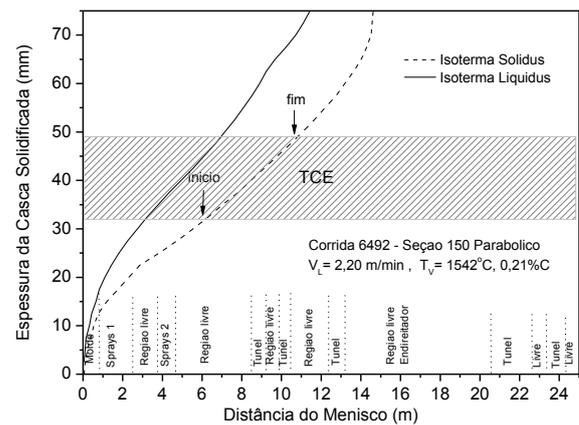
A **Figura 6.24** mostra a evolução das isothermas liquidus e solidus e a faixa entre os valores mínimo e o máximo experimentais da TCE de quatro amostras obtidas de corridas lingotadas (**Tabela 6.5**). Analisando os resultados experimentais, observa-se que há um aumento do comprimento máximo dos grãos colunares e uma maior faixa da TCE para maiores teores de carbono. Nos resultados simulados, há uma tendência de aumento da zona pastosa para maiores teores de carbono nos aços, que está de acordo com o intervalo de solidificação ( $\Delta T = T_L - T_S$ ) desses aços (**Tabela 6.4**). Portanto, uma relação que se observa é que a estabilidade da faixa de TCE é diretamente proporcional a largura da zona pastosa.

A faixa de TCE experimental foi correlacionada com a espessura da casca solidificada simulada para cada corrida. Assim, os resultados mostram a região na máquina de LC onde a faixa da TCE pode ter dado início e fim. No entanto, apesar da TCE dos aços iniciarem em distâncias próximas da superfície do tarugo (~30 mm), nenhuma relação com as zonas de resfriamento ao longo da máquina foi constatada. Em geral, a distância média da TCE tem ocorrido na região situada entre o final das zonas de sprays e o começo da zona de radiação livre.

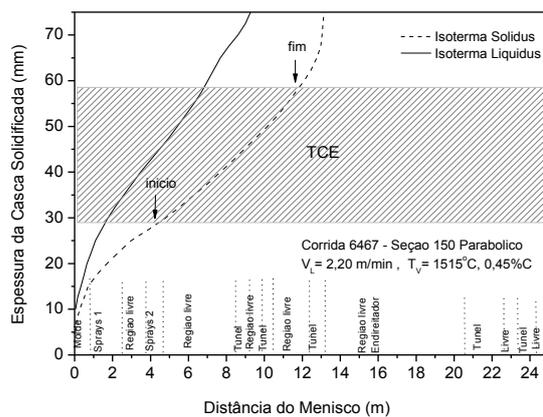
É importante mencionar que as corridas foram lingotadas com diferentes parâmetros de processo e, conseqüentemente, esses influenciaram nos resultados simulados. Portanto, analisar somente uma variável do processo, como por exemplo, a %C, pode levar a interpretação errônea dos resultados.



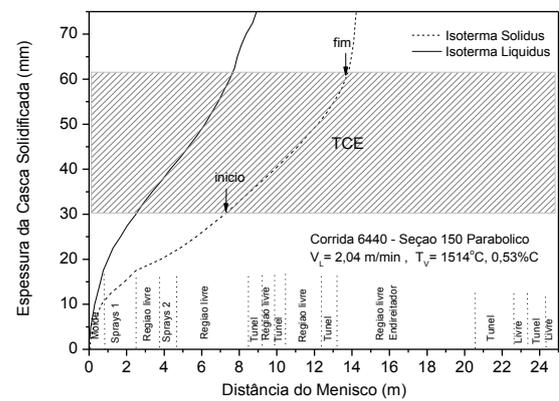
(a) Corrida 6498.



(b) Corrida 6492.



(c) Corrida 6467.



(d) Corrida 6440.

Figura 6.24 Faixa de início e fim da TCE medida nas amostras de aços obtidas das corridas mostradas na Tabela 6.5 e os perfis das isotermas liquidus e solidus simuladas com o programa InALC+.

O programa InALC+ e o programa TEMPSIMU foram utilizados para simular a solidificação desses aços. Assim, foi possível obter curvas de temperaturas de resfriamento de diferentes pontos internos do tarugo. Com esses perfis térmicos, os parâmetros térmicos de solidificação puderam ser calculados. Para isso, definiram-se pontos distantes de 5 mm desde a superfície ao centro da amostra, totalizando em 15 pontos de análise.

A **Figura 6.25** mostra um conjunto típico de curvas de resfriamento com detalhe no intervalo entre a temperatura de vazamento e logo abaixo da temperatura solidus para indicar a metodologia adotada para o cálculo do gradiente de temperatura ( $G$ ), da velocidade de avanço da interface sólido-líquido ( $v$ ) e da taxa de resfriamento ( $C_R$ ). Os valores de  $G$ ,  $v$  e  $C_R$  são determinados diretamente das curvas de resfriamento e são obtidos através da determinação da posição da frente de solidificação. As taxas de resfriamento foram calculadas no intervalo de temperatura de 5 °C abaixo da temperatura liquidus. O gradiente e a velocidade de solidificação foram avaliadas à frente da isoterma liquidus.

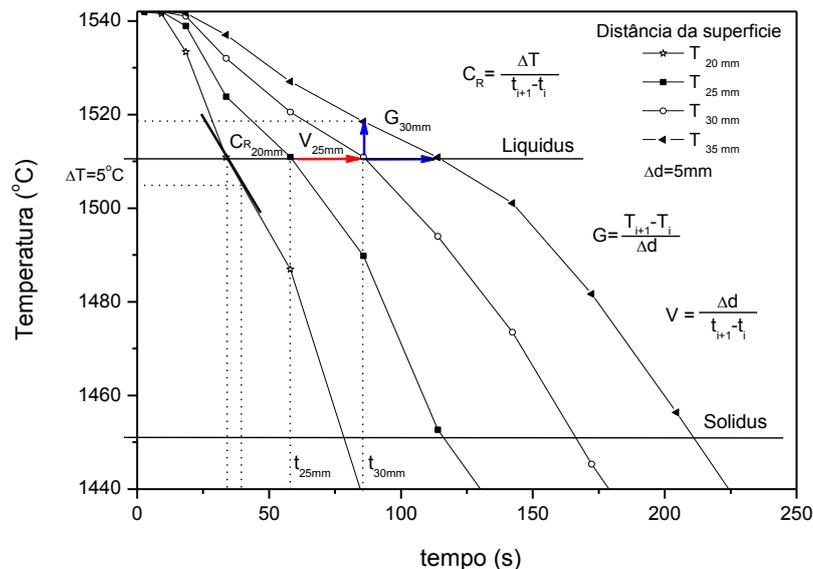


Figura 6.25 Método para medir os parâmetros térmicos de solidificação a partir das curvas de resfriamento simulados.

As **Figura 6.26**, **6.27** e **6.28** mostram respectivamente a evolução dos gradientes térmicos, taxas de resfriamento e velocidades de solidificação calculados ao longo da frente de solidificação dos aços analisados. Também são mostradas as faixas de valores de TCE medidas nas amostras de aços das corridas analisadas, detalhando os valores médios, desvios padrão ( $SD$ ), mínimo ( $Min$ ), máximo ( $Max$ ) e mediano ( $50\%$ ). O InALC+ e o TEMPSIMU

foram usados como ferramenta para simulação das corridas. Na comparação, ambos os programas de simulação apresentaram resultados semelhantes, apesar de pequenas diferenças observadas.

Uma visão geral mostra que os parâmetros térmicos variam com maior intensidade nas distâncias próximas a superfície do tarugo e depois se mantêm quase constantes. Isso pode ser atribuído às maiores taxas de extração de calor nos estágios iniciais da solidificação, correspondente às regiões do molde e zonas de sprays e também devido ao gradual aumento da resistência térmica proporcionado pelo engrossamento da casca sólida. Mas, diferentemente das taxas de resfriamento e das velocidades de solidificação, que se mantêm praticamente constantes após a frente de solidificação atingir 20 mm de distância da superfície, o gradiente térmico continua reduzindo com a mesma intensidade até os 50 mm de distância. Isso significa que as altas taxas de resfriamento que o tarugo é submetido no início do lingotamento contínuo proporcionam o aumento da velocidade de solidificação e, conseqüentemente, uma diferença grande de temperaturas entre a superfície e o centro do tarugo. Com a redução da extração de calor ao chegar à região de radiação livre, os gradientes térmico vão se equalizando e as taxas e velocidades de solidificação seguem reduzindo lentamente e de forma constante.

A comparação entre os parâmetros térmicos das diferentes corridas analisadas mostram maiores variações de resultados nos gradientes térmicos e somente nos instantes iniciais de solidificação nas curvas de velocidade e taxas de resfriamento. Essas variações podem ter ocorrido em função dos diferentes aços e parâmetros de processo. Assim, nenhuma influência significativa do teor de carbono dos aços foi observada nos resultados.

Também foram analisadas as posições das TCE's com a evolução dos parâmetros térmicos na solidificação dos aços. Na literatura é possível encontrar diversos trabalhos que correlacionam parâmetros de processo com valores críticos de parâmetros térmicos para prever o início da TCE. Porém, para o caso específico das corridas analisadas, nenhuma correlação é possível entre o conteúdo de carbono e as faixas de TCE desses aços para poder prever a ocorrência da TCE a partir dos resultados simulados, uma vez que os parâmetros térmicos apresentaram pouca variação entre eles.

Levando em conta a posição das TCE's, observa-se que tanto as curvas de taxa de resfriamento quanto as curvas de velocidade de solidificação se mantêm quase constantes ao longo da ocorrência das TCE's. Isso denota que esses parâmetros não são adequados para serem usados isoladamente para prever a TCE no presente estudo.

No entanto, os resultados mostram variação dos gradientes térmicos dentro da faixa de distância de ocorrência das TCE's. Isso é um indicativo que esse parâmetro pode ser usado isoladamente com condição para a previsão da TCE. Para isso é necessário que seja realizada uma análise detalhada da influência de cada variável do processo na solidificação dos aços em uma quantidade maior de dados experimentais.

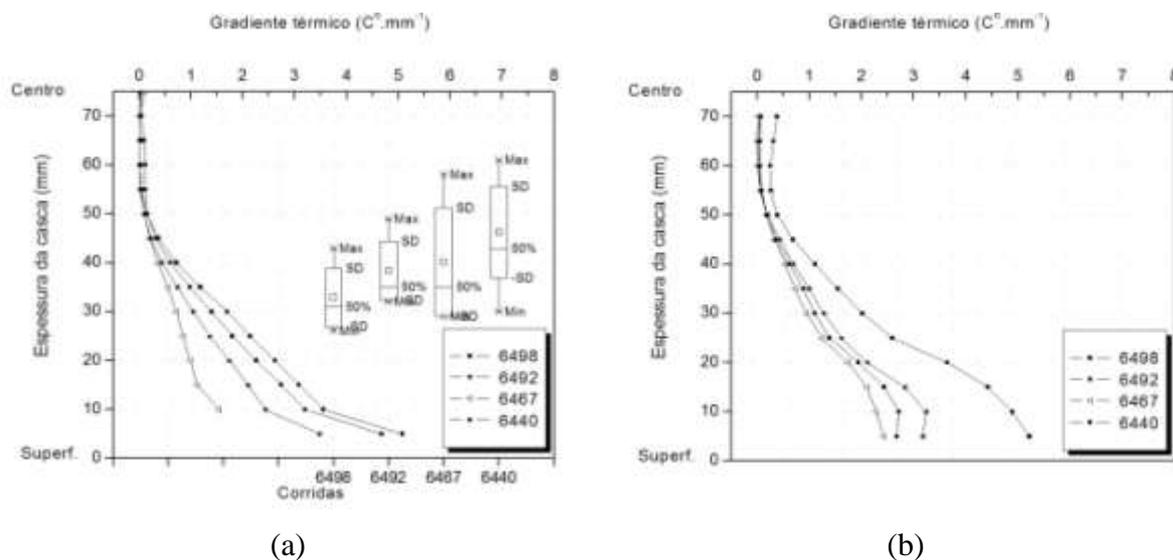


Figura 6.26 Variação do gradiente térmico a cada 5 mm da superfície ao centro das amostras de tarugo. Corridas 6498, 6492, 6467 e 6440 – Seção 150 Parabólico. (a) Resultado simulado com o InALC+ e medidas experimentais da TCE. (b) Resultado simulado com o TEMPSIMU.

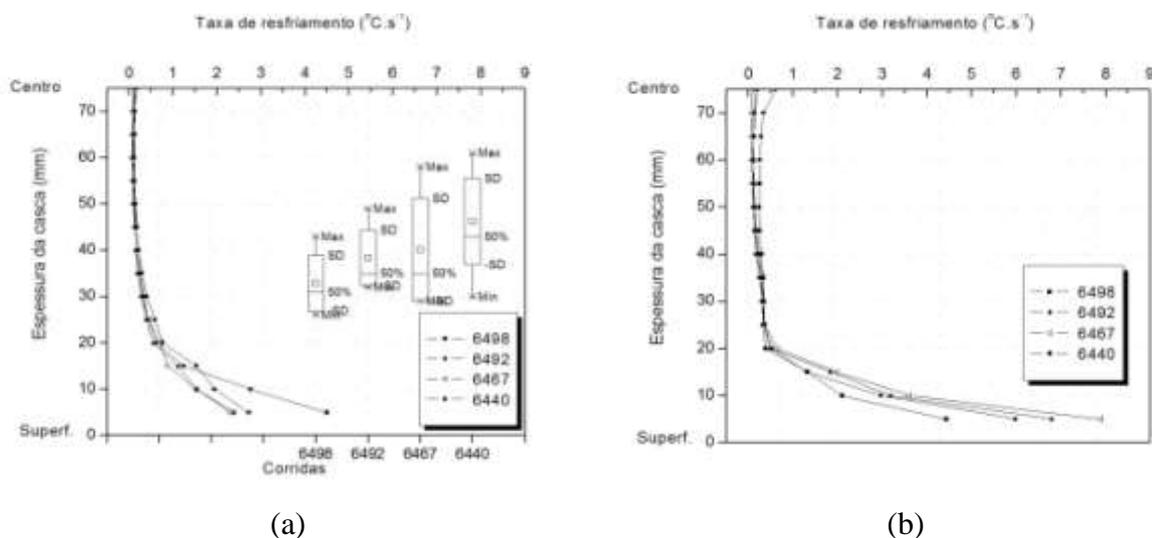


Figura 6.27 Variação da taxa de resfriamento a cada 5 mm da superfície ao centro das amostras de tarugo. Corridas 6498, 6492, 6467 e 6440 – Seção 150 Parabólico. (a) Resultado simulado com o InALC+ e medidas experimentais da TCE. (b) Resultado simulado com o TEMPSIMU.

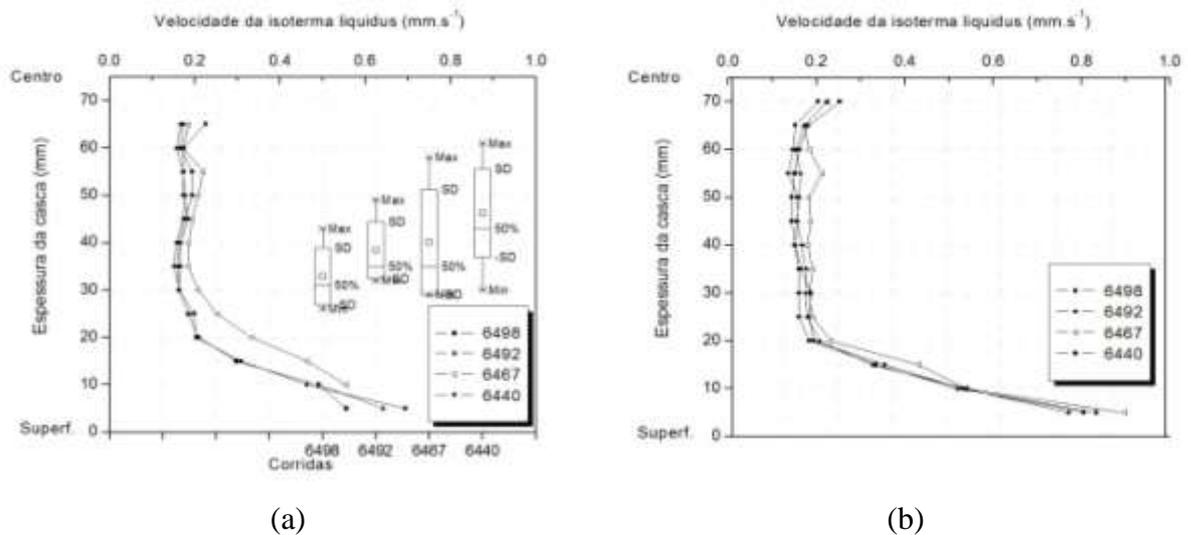


Figura 6.28 Variação da velocidade da isoterma liquidus a cada 5 mm da superfície ao centro das amostras de tarugo. Corridas 6498, 6492, 6467 e 6440 – Seção 150 Parabólico. (a) Resultado simulado com o InALC+ e medidas experimentais da TCE. (b) Resultado simulado com o TEMPSIMU.

### 6.7.2 Medições de EDS e correlação com taxas de resfriamento

A fim de investigar a influência da composição química dos aços e das taxas de resfriamento na formação dendrítica, quatro amostras de tarugos lingotados com seção 150 mm foram analisadas. Para isso, os EDS foram medidos na área central de uma das faces da amostra desde a superfície ao centro do tarugo, seguindo a metodologia apresentada no **capítulo 5.3.3**. Além disso, os EDS experimentais foram comparados com os EDS calculados com a equação empírica obtida por Miettinen<sup>(Miettinen, 2006)</sup> para o cálculo do EDS, anteriormente mostrado na **Tabela 3.1**, que é dependente tanto da composição química dos aços quanto das taxas de resfriamento da frente de solidificação.

A **Figura 6.29** mostra as micrografias dos EDS medidas na amostra de aço obtida da corrida 6492 lingotada com seção 150 mm. Cada imagem micrográfica representa uma das regiões selecionadas para a medição dos EDS e estão apresentadas em ordem crescente desde a superfície ao centro da seção transversal dos tarugos. Nas regiões próximas a superfície não foi possível realizar as medições devido ao alto refinamento da estrutura dendrítica.

A variação dos EDS desses aços e de outros de diferentes seções quadradas e composições químicas foi analisada com maiores destaque na dissertação de mestrado de Viviane Gschwenter<sup>(2009)</sup>.

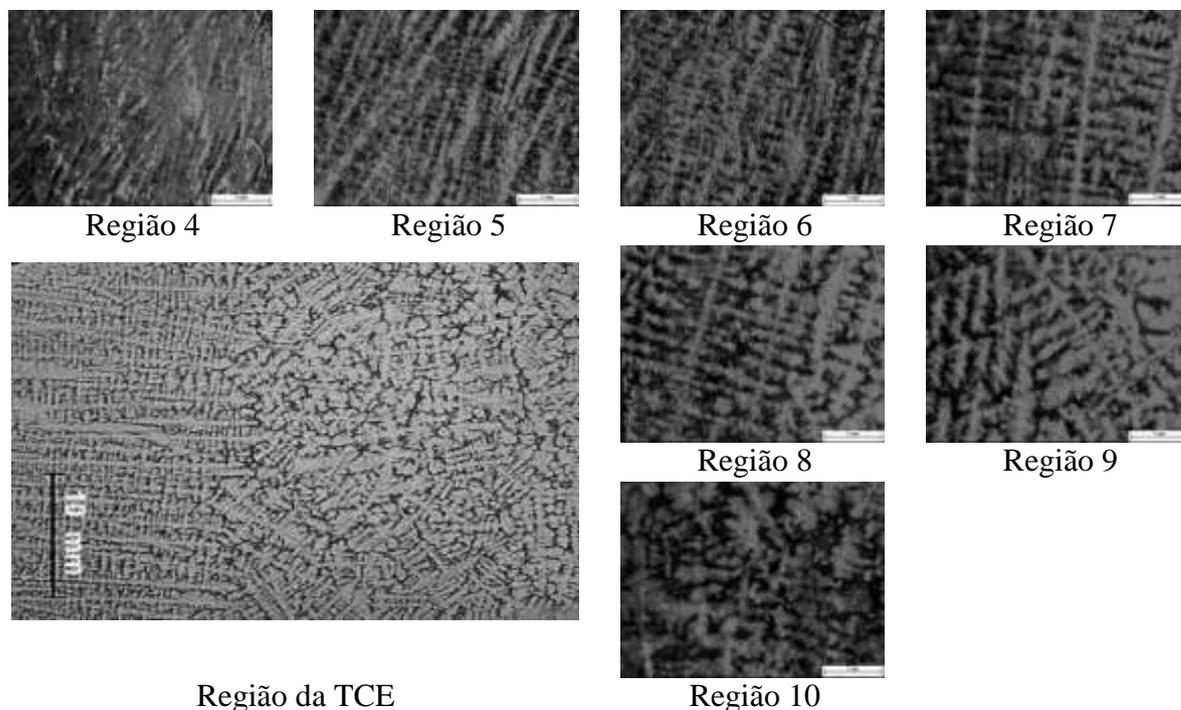
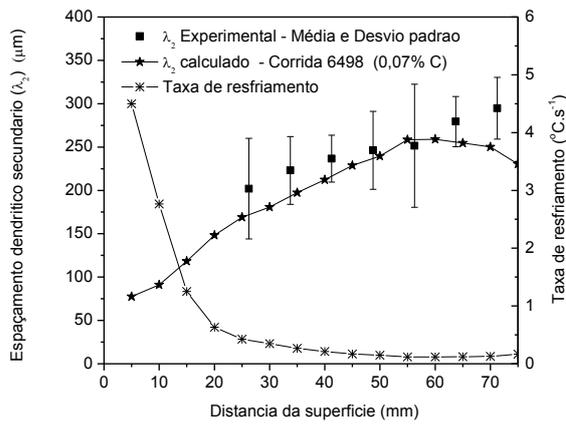


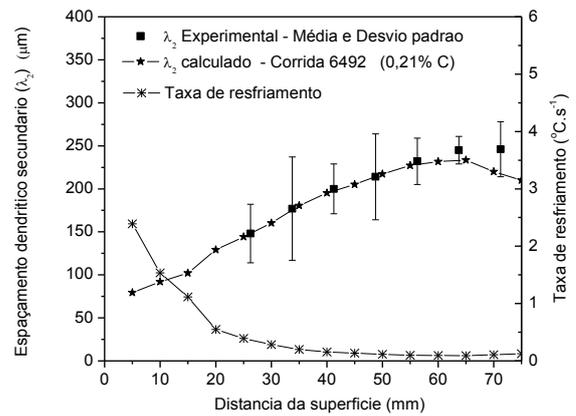
Figura 6.29 Micrografias da evolução dos EDS desde a superfície ao centro da amostra. Corridas 6492 – Seção 150 Parabólico.

A **Figura 6.30** mostra os resultados experimentais dos espaçamentos dendríticos secundários para os aços estudados desde a superfície ao centro das amostras. A Figura também mostra as taxas de resfriamento calculadas com o programa InALC+. Os resultados dos IDS calculados pela equação de Miettinen<sup>(Miettinen, 2006)</sup> mostraram-se estar razoavelmente de acordo com os valores médios experimentais, com exceção para o caso da amostra da corrida 6498. Para esse aço há uma pequena diferença nos valores comparados de EDS. Como já esperado, os resultados indicam que há um aumento do EDS com a redução da taxa de resfriamento. A influência da variação da composição química do aço, aqui representada pelo teor de carbono, pode ser observada nos resultados, onde se observa maiores valores de EDS nos aços com menores teores de carbono. Resultados similares foram encontrados na literatura<sup>(Won, 2001; Guo 2009)</sup>. É importante mencionar que esses resultados não são totalmente conclusivos, uma vez que a quantidade de amostras analisadas é relativamente baixa, e sabe-se que outros elementos químicos podem ter influência nos resultados.

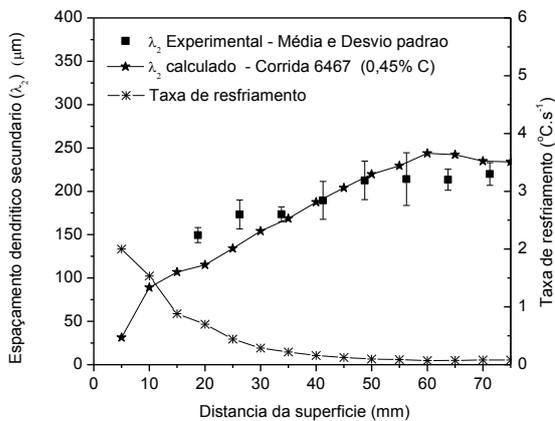
Assim, os resultados mostraram que a equação proposta por Miettinen<sup>(Miettinen, 2006)</sup> pode ser utilizada no programa InALC+ para fornecer uma estimativa da formação dos espaçamentos dendríticos secundários quando se tem um prévio conhecimento das taxas de resfriamento envolvidas no processo.



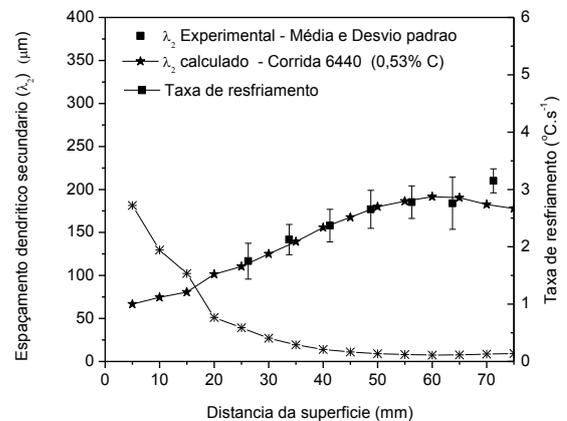
(a) Corrida 6498



(b) Corrida 6492



(c) Corrida 6467



(d) Corrida 6440

Figura 6.30 Espaçamentos dendríticos secundários experimentais e simulados. Corridas 6498, 6492, 6467 e 6440 – Seção 150 Parabólico.

## 7.0 CONCLUSÕES

### 7.1 Considerações finais

- ✓ Experimentos foram realizados para analisar a evolução dos perfis térmicos na parede do molde e na superfície dos tarugos durante o lingotamento contínuo em uma planta industrial. Além disso, também foram coletadas amostras de aços para análise metalográfica. Alguns desses dados, após processamento estatístico, foram utilizados para ajuste e validação do programa de simulação, também como propósito de analisar o comportamento térmico dos diferentes aços lingotados. Os resultados mostram que a exatidão das simulações da transferência de calor no lingotamento contínuo requer medidas exatas para caracterizar as condições de contorno, propriedades dos materiais dependentes da composição química, otimização de parâmetros do modelo numérico, e validação com medidas em planta.
- ✓ O programa InALC+ foi validado por comparação de resultados calculados com experimentais do lingotamento contínuo de aços na planta industrial. Apesar de algumas discrepâncias, a comparação de resultados de temperaturas de superfície e espessura de casca solidificada mostrou bastante proximidade. De uma forma geral, o modelo numérico previu com certa exatidão o comportamento térmico da solidificação dos tarugos nas seções de 150, 180 e 240 mm. Portanto, o InALC+ pode ser usado como ferramenta numérica para simulação de diferentes aços lingotados com diferentes parâmetros de processo nessa máquina de LC.
- ✓ As análises da TCE nas amostras de aços mostraram uma larga faixa de transição. Nenhuma correlação foi observada entre os diferentes aços analisados e os respectivos parâmetros de processo usado no lingotamento. Pois esses parâmetros são ajustados previamente ao lingotamento para cada família de aço, assim o processo busca proporcionar condições semelhantes de resfriamento, o que resulta em distâncias próximas para início da TCE, independentemente do aço lingotado. No entanto, foi observado nas amostras que os aços com maiores teor de carbono apresentavam maior irregularidade nas distâncias medidas de início da TCE, resultado em uma ampla faixa de início e fim das medidas nas amostras. Talvez isso esteja relacionado ao maior intervalo de solidificação desses aços.

- ✓ A expressão de Miettinen<sup>(2006)</sup> para o cálculo dos espaçamentos dendríticos secundários como uma função da taxa de resfriamento e da composição química do aço foi testada e validada com dados experimentais de EDS. Os resultados foram satisfatórios na análise de diferentes aços lingotados de seção 150 mm.

## 7.2 Sugestões para trabalhos futuros

Com base nos resultados deste trabalho, são sugeridas as seguintes linhas de pesquisa para a realização de trabalhos futuros:

- ✓ Projeto e montagem de sistemas experimentais que permitam promover a solidificação, visando à realização de seqüências experimentais com os aços selecionados, observando todas as condições de processamento e preparação metalográfica dos lingotes, com leitura das fases, tamanho de grão, espaçamento dendrítico e índice de defeitos internos (trincas e microrechupes);
- ✓ Desenvolver modelos numéricos para previsão de micro e macro estrutura de solidificação da seção transversal dos tarugos de aço, onde serão utilizadas as técnicas matemáticas de Campo de fases (Phase Field) e/ou de Monte Carlo;
- ✓ Correlacionar os coeficientes de transferência de calor com variações nas vazões de água dos chuveiros na zona de sprays;
- ✓ Modelamento matemático do processo para diferentes configurações do equipamento de LC com implementação de malhas numéricas em coordenadas cartesianas e polares, que sejam ajustáveis a eventual flexibilidade quanto as mais diferentes geometrias de seção (blocos, placas, tarugos, cilindros), além da compatibilidade destes com diferentes sistemas de resfriamento e produção;
- ✓ Aplicação de engenharia de software, onde serão desenvolvidas e testadas rotinas que envolvam a aplicação de técnicas avançadas de programação, visando permitir que o software desenvolvido possa buscar dentro de bancos de dados as melhores condições de processamento para cada qualidade de aço. Nesta etapa se incluem a montagem de rotinas numéricas, observando velocidade e eficiência de processamento uma vez que o fluxo de informações entre as mais diversas rotinas que deverão compor o pacote matemático, muitas vezes ocorrerá na forma de consulta a tabelas e realimentação.

## 8.0 Publicações/Trabalhos apresentados e relacionados com o tema da pesquisa

### 8.1 Artigos em revistas nacionais e internacionais

DE BARCELLOS, V. K.; Ferreira, C. R. F.; Santos, C. A.; Spim, J. A.; Garcia, A. The Interrelation between Casting Size, Steel Grade, and Temperature Evolution Along the Mold Length and at the Strand Surface during Continuous Casting of Steel. **Materials and Manufacturing Processes**, V. 26, p. 113 - 126, 2011.

BARCELLOS, V. K.; Gschwenter, L. S., V.; Kytönen, H.; Santos, C.A.; Spim, J. A.; Louhenkilpi, S.; Miettinen, J. Modelling of Heat Transfer, Dendrite Microstructure and Grain Size in Continuous Casting of Steels. **Steel Research International**, V. 81, p. 461-471. 2010.

DE BARCELLOS, V. K.; Ferreira, C. R. F.; Santos, C. A.; Spim, J. A. Analysis of Metal Mould Heat Transfer Coefficients During Continuous Casting of Steel. **Ironmaking & Steelmaking**, V. 37, p. 47-56. 2010.

BARCELLOS, V. K.; FOGAZZI, W.; SOUZA, B. V.; FERREIRA, C. R. F.; SANTOS, C. A.; SPIM, J. A. A ferrite potential influence on heat transfer conditions in industrial mold during the continuous casting of steels. **Engenharia Térmica**, V. 8, p. 18-23, 2009.

### 8.2 Trabalhos em congressos e seminários

BARCELLOS, V. K.; LOUHENKILPI, S. ACCURATE MODELLING OF HEAT TRANSFER IN CONTINUOUS CASTING: MATHEMATICAL FORMULAS, PARAMETER STUDY AND EFFECT OF STEEL GRADE. Anais do 40º **Seminário de Aciaria - Internacional**, p. 347-357. 2009.

GSCHWENTER, V.; BARCELLOS, Vinicius Karlinski de; BOCORNY, T. C.; Freitas, D. A.; SANTOS, Carlos Alexandre dos; SPIM, Jaime Alvares. ANÁLISE DA TRANSIÇÃO COLUNAR-EQUIAXIAL EM TARUGOS DO PROCESSO DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO. Anais do 40º **Seminário de Aciaria - Internacional**, 2009. p. 325- 332.

GSCHWENTER, V.; SOUZA, Bruno Vaz de; FOGAZZI, Wilson; BARCELLOS, Vinicius Karlinski de; FERREIRA, Carlos Raimundo Frick ; SPIM, Jaime Alvares . CORRELAÇÃO DAS CONDIÇÕES DE PROCESSO DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO COM AS CARACTERÍSTICAS MACROESTRUTURAIIS DA SOLIDIFICAÇÃO DE AÇOS ESPECIAIS. Anais do 39º **Seminário de Aciaria - Internacional**, 2008. p. 407-417.

GSCHWENTER, V.; Souza, Bruno Vaz de; BARCELLOS, Vinicius Karlinski de; FERREIRA, Carlos Raimundo Frick ; SANTOS, Carlos Alexandre dos ; SPIM, Jaime Alvares . CORRELAÇÃO NUMÉRICA EXPERIMENTAL DA MORFOLOGIA DE SOLIDIFICAÇÃO E OS PARÂMETROS TÉCNICOS DE AÇOS ESPECIAIS. Anais do V **Congresso Nacional de Engenharia Mecânica**. Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas ABCM, 2008. p. 1-7.

BARCELLOS, Vinicius Karlinski de; FERREIRA, Carlos Raimundo Frick; SANTOS, Carlos Alexandre dos; SPIM, Jaime Alvares. INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS OPERACIONAIS NAS CONDIÇÕES DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR AO LONGO DE UM MOLDE INDUSTRIAL DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO. Vitória. Anais do 62º **Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia**, 2007. p. 1266-1277.

BARCELLOS, Vinicius Karlinski de; FERNANDES, Paulo Carvalho; FOGAZZI, Wilson; KLUJSZO, Luis Augusto Colembergue; FERREIRA, Carlos Raimundo Frick; COCIAN, Luis Fernando Espinosa; SANTOS, Carlos Alexandre dos; SPIM, Jaime Alvares. AFERIÇÃO DO SOFTWARE INALC+ COM DADOS

EXPERIMENTAIS DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO (LC) DA AÇOS ESPECIAIS PIRATINI (AEP - GERDAU). Porto Alegre. Anais do XXXVII **Seminário de Aciaria - Internacional**, 2006. p. 338-346.

CUNHA, Pedro Henrique Costa Pereira da; BARTEX, Sergio Luiz Telles; BARCELLOS, Vinicius Karlinski de; SANTOS, Carlos Alexandre dos; SPIM, Jaime Alvares. APLICAÇÃO DE SOFTWARE DE SIMULAÇÃO PARA O PROCESSO DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO. In: 6 Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (ENEMET), Rio de Janeiro. Anais do 61º **Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais**, 2006. p. 4235-4244.

BARCELLOS, Vinicius Karlinski de; FOGAZZI, Wilson; FERREIRA, Carlos Raimundo Frick; SANTOS, Carlos Alexandre dos; SPIM, Jaime Alvares. DESENVOLVIMENTO DE ROTINAS PARA DETERMINAÇÃO E AVALIAÇÃO DOS COEFICIENTES DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR AO LONGO DE UM MOLDE DURANTE O LINGOTAMENTO CONTÍNUO DE AÇOS. Rio de Janeiro. Anais do 61º **Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais**, 2006. p. 995-1005.

BARCELLOS, Vinicius Karlinski de ; COCIAN, Luis Fernando Espinosa ; FERREIRA, Carlos Raimundo Frick; SANTOS, Carlos Alexandre dos ; SPIM, Jaime Alvares . INFLUÊNCIA DA CONDIÇÃO PERITÉTICA NA TRANSFERÊNCIA DE CALOR EM MOLDES DO LINGOTAMENTO CONTÍNUO. Recife. Anais do IV **Congresso Nacional de Engenharia Mecânica (CONEM)**, 2006. p. 01-10.

BARCELLOS, Vinicius Karlinski de; FOGAZZI, Wilson; SOUZA, Bruno Vaz de; FERREIRA, Carlos Raimundo Frick; SANTOS, Carlos Alexandre dos; COCIAN, Luis Fernando Espinosa; SPIM, Jaime Alvares. A FERRITIC POTENTIAL INFLUENCE ON HEAT TRANSFER CONDITIONS IN INDUSTRIAL MOLD DURING CONTINUOUS CASTING OF STEELS. Curitiba. Anais do 11º **Brazilian Congress of Thermal Engineering and Sciences - ENCIT**, 2006. p. 01-10.

## 9.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

### Artigos Técnicos/Científicos

- (Alizadeh, 2008) ALIZADEH, M.; Jahromi, A. J.; Abouali, O. New Analytical Model for Local Heat Flux Density in the Mold in Continuous Casting of Steel. **Computational Materials Science**, V. 44, No. 2, p. 807-812. 2008.
- (Ares, 2002) ARES, A.E.; Gueijman, S.F.; Schevezov, C.E. Semi-Empirical Modeling for Columnar and Equiaxed Growth of Alloys. **Journal of Crystal Growth**, V. 24, p. 235-240. 2002.
- (Ares, 2008) ARES, A.E.; Gassa, L.M.; Gueijman, S.F.; Schevezov, C.E. Correlation Between Thermal Parameters, Structures, Dendritic Spacing and Corrosion Behaviour of Zn-Al Alloys with Columnar to Equiaxed Transition. **Journal of Crystal Growth**. V. 310, p. 1355-1361. 2008.
- (Bakshi, 1993) BAKSHI, I.A.; Brendzy, J.L.; Walker, N.; Chandra, S.; Samarasekera, I.V.; Brimacombe, J.K. Mould-Strand Interaction in Continuous Casting of Steel Billets. Part 1 Industrial Trials. **Ironmaking and Steelmaking**, V.20, No.1, p.54-62. 1993.
- (Barcellos, 2010) BARCELLOS, V. K.; Gschwenter, L. S., V.; Kytönen, H.; Santos, C.A.; Spim, J. A.; Louhenkilpi, S.; Miettinen, J. Modelling of Heat Transfer, Dendrite Microstructure and Grain Size in Continuous Casting of Steels. **Steel Research International**, V. 81, p. 461-471. 2010.
- (Barcellos, 2009) BARCELLOS, V. K.; Louhenkilpi, S. Accurate Modelling of Heat Transfer in Continuous Casting: Mathematical Formulas, Parameter Study and Effect of Steel Grade. *Anais do 40 Seminário de Aciaria - Internacional*, p. 347-357. 2009.
- (Berryman, 1989) BERRYMAN, R.; Samarasekera, I.V.; Brimacombe, J.K. Cooling Water Flow in Continuous-Casting Billet Molds. **ISS Transactions**, V.10, p.19-27. 1989.
- (Brimacombe, 1993) BRIMACOMBE, J.K. Empowerment with Knowledge – Toward the Intelligent Mold for the Continuous Casting of Steel Billets. **Iron and Steelmaker**, p.35-47. 1993.
- (Brimacombe, 1973) BRIMACOMBE, J.K.; Lait, J.E.; Weinberg, F. Application of Mathematical Models to Predict Pool Profiles in Continuously Cast Steel. **Proceedings of the Conference on Mathematical Process Models in Iron and Steelmaking**, Iron and Steel Institute, p.174-186. 1973.
- (Brimacombe, 1990) BRIMACOMBE, J.K.; Samarasekera, I.V.; Mahapatra, R.B. Basic Knowledge and the Achievement of Quality in Continuous Casting. **Proceedings of the Sixth International Iron and Steel Congress**, Nagoya, ISIJ, p. 246-255. 1990.
- (Brimacombe, 1977) BRIMACOMBE, J.K.; Sorimachi, K.. Crack Formation in the Continuous Casting of Steel. **Metallurgical Transactions B**, V.8B, p.489-505. 1977.
- (Cabrera, 1998) CABRERA-MARRERO, J.M.; Carreno-Galindo, V.; Morales, R.D.; Chavez-Alcala, F. Macro-micro Modeling of the Dendritic Microstructure of Steel Billets Processed by Continuous Casting. **ISIJ international**, V. 38, No. 8, p. 812-821. 1998.
- (Canté, 2007) CANTE, M.V.; Cruz, K.S.; Spinelli, J.E.; Cheung, N. A.; Garcia, A. Experimental Analysis of the Columnar to Equiaxed Transition in Directionally Solidified Al-Ni and Al-Sn Alloys. **Materials Letters** (General ed.), V. 61, p. 2135-2138. 2007.
- (Chakraborti, 2000) CHAKRABORTI, N.; Mukherjee, A. Optimisation of Continuous Casting Mould Parameters using Genetic Algorithms and other Allied Techniques. **Ironmaking and Steelmaking**, V.27, p. 243-247. 2000.
- (Chandra, 1993) 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. 2, p.104-112. 1993.
- (Chunsheng, 2004) CHUNSHENG LI; Thomas, B. G. Thermomechanical Finite-Element Model of Shell Behavior in Continuous Casting of Steel. **Metallurgical and Materials Transactions B**, V. 35B, p. 1151-1172. 2004.
- (Cicutti, 2001) CICUTTI, C.; Boeri, R. On the Relationship between Primary and Secondary Dendrite Arm Spacing in Continuous Casting Products. **Scripta Materialia**, V. 45, No. 12, p. 1455-1460. 2001.
- (de Barcellos, 2010) DE BARCELLOS, V. K.; Ferreira, C. R. F.; Santos, C. A.; Spim, J. A. Analysis of Metal Mould Heat Transfer Coefficients During Continuous Casting of Steel. **Ironmaking & Steelmaking**, V. 37, p. 47-56. 2010
- (Demurger, 2008) DEMURGER, J.; Forestier, R.; Kieber, B.; Mathieu, G. Products Quality Improvement Through Numerical Simulation in Steel Industry. **International Journal of Material Forming**, V. 01, p. 359-362. 2008.
- (El-Bealy, 1996) EL-BEALY, M.; B.G. Thomas. Prediction of Dendrite Arm Spacing for Low Alloy Steel Casting Processes. **Metallurgical and materials transactions B**, V. 27, No. 4, p. 689-693. 1996.
- (Filipič, 1998 ) FILIPIC, B.; Sarler, B. Evolving Parameter Setting for Continuous Casting of Steel. **Proceedings of the 6th European Congress on Intelligent Techniques and Soft Computing—EUFIT\_98**, Aachen, Germany, p. 444-449. 1998.
- (Fujimura, 1986) FUJIMURA, T.; BRIMACOMBE, J. K. Mathematical Analysis of Solidification Behaviour of Multicomponent Alloys. **Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan**, V. 26, No. 6, p. 532-539. 1986.
- (Furtado, 2007) FURTADO, A. F. Simulação de Microestruturas de Ligas Ternárias pelo Método do Campo de Fase. **Revista Matéria**, V.12, No. 4, p.602-611. 2007.

- (Gandin, 2000) GANDIN, C.A. From Constrained to Unconstrained Growth during Directional Solidification. **Acta mater.**, V. 48, p. 2483-2501. 2000.
- (Garcia, 2005) GARCIA, A. Influência das variáveis térmicas de solidificação na formação da macroestrutura e da microestrutura e correlação com propriedades decorrentes. **Revista Projeções**, V. 23, p.13-32. 2005.
- (Gril, 1976) 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, p.76-79. 1976.
- (Guo, 2009) GUO, W.; Zhu, M.-Y. Characteristic Parameters for Dendritic Microstructure of Solidification During Slab Continuous Casting. **Journal of Iron and Steel Research**, International, V. 16, No. 1, p. 17-21. 2009.
- (Hebi, 2006) HEBI, Y.; Man, Y.; Dacheng, F. 3-D Inverse Problem Continuous Model for Thermal Behavior of Mould Process Based on the Temperature Measurements in Plant Trial. **ISIJ International**, V. 46, No. 4, p.539-545. 2006.
- (Hunt, 1984) HUNT, J.D. Steady State Columnar and Equiaxed Growth of Dendrites and Eutectic", **Mater. Sci. Engineer**, V. 65, p.75-83. 1984.
- (Jacobi, 1976) JACOBI, H.; Schwerdtfeger, K. Dendrite Morphology of Steady State Unidirectionally Solidified Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**. V. 7, No. 5, p. 811-820. 1976.
- (Kim, 2009) KIM, J.C.; Kim, J.J.; Choi, J.Y.; Choi, J.H.; Kim, S.K. Control of Columnar-to-Equiaxed Transition in Continuous Casting of 16% Cr Stainless Steel. **La metallurgia italiana** – POSCO, Korea. 2009.
- (Kim, 1996) KIM, Kyung-hyun; Yeo, Tae-Jung; Oh, Kyu Hwan; Lee, Dong Nyung. Effect of Carbon and Sulfur in Continuously Cast Strand on Longitudinal Surface Cracks. **ISIJ International**. V.36, No. 3, p. 284-289. 1996.
- (Kominami, 1991) 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**. No. 49, p. 34–38. 1991.
- (Kumar, 1993) KUMAR, S.; Meech, J.A.; Samarasekera, I.V.; Brimacombe, J.K. Knowledge Engineering an Expert System to Troubleshoot Quality Problems in the Continuous Casting of Steel Billets. **Iron and Steelmaker**, p.29-36. 1993.
- (Lait, 1974) LAIT, J.E.; Brimacombe, J.K.; Weinberg, F. Pool Profile, Liquid Mixing and Cast Structure in Steel, Continuously Cast in Curved Moulds. **Ironmaking and Steelmaking** (Quarterly), No.1, p.35-42. 1974.
- (Laitinen, 1988) LAITINEN, E.; Neittaanmäki, P. On Numerical Simulation of the Continuous Casting Process. **Journal of Engineering Mathematics**, V. 22, No. 4, p. 335-354. 1988.
- (Lorbiecka, 2009) LORBIECKA, A.Z.; Vertnik, R.; Gjerkes, H.; Manojlovic, G.; Sencic, B.; Cesar, J.; Sarler, B. Numerical Modeling of Grain Structure in Continuous Casting of Steel. **Computers, Materials & Continua - CMC**, V. 8, No. 3, p. 195-208. 2009.
- (Louhenkilpi, 1994) LOUHENKILPI, S. Study of Heat Transfer in a Continuous Billet Casting Machine. **Scandinavian Journal of Metallurgy**, V. 23, pp. 9-17. 1994.
- (Louhenkilpi, 2006) LOUHENKILPI, S.; Miettinen, J.; Holappa, L. Simulation of Microstructure of As-cast Steels in Continuous Casting. **ISIJ International**, V. 46, No. 6, p. 914-920. 2006.
- (Louhenkilpi, 2005) LOUHENKILPI, S.; Makinen, M.; Vapalahti, S.; Raisanen, T.; Laine, J. 3D Steady State and Transient Simulation Tools for Heat Transfer and Solidification in Continuous Casting. **Materials Science and Engineering A**, V. 413–414, p. 135–138. 2005.
- (Mahapatra, 1987) MAHAPATRA, R. B.; Weinberg, F. The Columnar to Equiaxed Transition in Tin-Lead Alloys. **Metallurgical and Materials Transactions B**, V. 18, No. 2, p. 425-432. 1987.
- (Meng, 2003) MENG, Y.; Thomas, B. G. Heat Transfer and Solidification Model of Continuous Slab Casting: COND1. **Metallurgical and Materials Transactions B**, V. 34B, No. 5, p. 685-705. 2003.
- (Miettinen, 2006) MIETTINEN, J.; Kytönen, H. Calculation of Dendrite Arm Spacing in solidified Steels. Report TKK-MT-186, **Helsinki University of Technology Publications in Materials Science and Engineering**, TKK, Espoo, p. 1-20. 2006.
- (Miettinen, 2010) MIETTINEN, J.; Louhenkilpi, S.; Kytönen, H.; Laine, J. IDS: Thermodynamic-Kinetic-Empirical Tool for Modelling of Solidification, Microstructure and Material Properties. **Mathematics and Computers in Simulation**, V. 80, No. 7, p. 1536-1550. 2010.
- (Miettinen, 2000) MIETTINEN, J.; Howe, A. A. Estimation of Liquidus Temperatures for Steels Using Thermodynamic Approach. **Ironmaking and Steelmaking**, V.27, No. 3, p. 212-227. 2000.
- (Mondragón, 2008) MONDRAGÓN, J. J. R.; Trejo, M. H.; Román, M. J. C.; Solís, H. T. Description of the Hypo-peritectic Steel Solidification under Continuous Cooling and Crack Susceptibility. **ISIJ International**, V. 48, No. 4, p. 454–460. 2008.
- (Park, 2002) PARK, J. K.; Thomas, B. G.; Samarasekera, I. V. Analysis of Thermomechanical Behaviour in Billet Casting with Different Mould Corner Radii. **Ironmaking & Steelmaking**, V. 29, No. 5, p. 359-375. 2002.
- (Pehlke, 1982) PEHLKE, R. D.; Jeyarajan, A.; Wada, H. Summary of Thermal Properties for Casting Alloys and Mold Materials. **University of Michigan, Ann Arbor**, MI4809, 1982.
- (Pierrer, 2008) PIERER, R.; C. Bernhard. On the Influence of Carbon on Secondary Dendrite Arm Spacing in Steel. **J. Mater. Sci.**, V. 43, p. 6938-6943. 2008.
- (Pinheiro, 1995) PINHEIRO, C.A.; Samarasekera, I.V.; Brimacombe, J.K. Mold Flux for Continuous Casting of Steel. **Iron and Steelmaker**, V. 22, No. 8, p.41-43. 1995.
- (Pinheiro, 1996) PINHEIRO, C.A.; Samarasekera, I.V.; Brimacombe, J.K. Mold Flux for Continuous Casting of Steel. **Iron and Steelmaker**, V. 23, No. 1, p.51-52. 1996.

- (Pinheiro, 2000) PINHEIRO, C.A.; Samarasekera, I.V.; Brimacombe, J.K.; Walker, B.N.; Mould Heat Transfer and Continuously Cast Billet Quality with Mould Flux Lubrification. Part 1. Mould Heat Transfer. **Ironmaking and Steelmaking**, V.27, No.1, p. 37-54. 2000.
- (Poole, 1998) POOLE, W.J.; Weinberg, F. Observations of the Columnar-to-Equiaxed Transition in Stainless Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, V. 29A, p. 855-861. 1998.
- (Ramirez, 2006) RAMIREZ, A.; Carrillo, F.; Gonzalez, J.F.; Lopez, S. Stochastic Simulation of Grain Growth during Continuous Casting. **Materials Science and Engineering A**, V. 421, p. 208-216. 2006.
- (Samarasekera, 1988) SAMARASEKERA, I.V.; Brimacombe, J.K. Heat Extraction Capability of Continuous-Casting Billet Moulds. **W.O. Philbrook Memorial Symposium Conference Proceedings**, p.157-171. 1988.
- (Samarasekera, 1994) SAMARASEKERA, I.V.; Brimacombe, J.K.; Wilder, K. The Pursuit of Steel Billet Quality. **Iron and Steelmaker**, p. 53-63. 1994.
- (Santos, 2005) SANTOS, C.A.; Fortaleza, E.L.; Ferreira, C.R.F.; 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, p.1071-1087. 2005.
- (Santos, 2006) SANTOS, C.A.; Garcia, A.; Ferreira, C.R.F.; 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, No. 6, p. 687-700. 2006.
- (Santos, 2003) 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, p. 511-527. 2003.
- (Santos, 2002) SANTOS, C.A.; Spim, J.A.; Ierardi, M.C.F.; Garcia, A. The Use of Artificial Intelligence Technique for the Optimization of Process Parameters Used in the Continuous Casting of Steel. **Applied Mathematical Modeling**, V. 26, No. 11, p.1077-1092. 2002.
- (Shibata, 2006) SHIBATA, H.; Itoyama, S.; Kishimoto, Y.; Takeuchi, S.; Sekiguchi, H. Prediction of Equiaxed Crystal Ratio in Continuously Cast Steel Slab by Simplified Columnar-to-Equiaxed Transition Model. **ISIJ International**, V. 46, No. 6, p. 921-930. 2006.
- (Siqueira, 2002) SIQUEIRA, C.A.; Cheung, N.; Garcia, A. Solidification Thermal Parameters Affecting the Columnar to Equiaxed Transition. **Metallurgical and Materials Transactions A**, V. 33A, p. 2107-2118. 2002.
- (Sowka, 1999) SOWKA, E.; Dikhoff, P.S.; Harder, J.; Munscher, F.; Beirer, G. Breakout Avoidance System, BASYS, for Continuous Slab Casting. **Iron & Steel Engineer**, p. 30-35. 1999.
- (Spim, 1997) SPIM, J.A.; Santos, C.A.; Ierardi, M.C.F.; Garcia, A. The Use of Artificial Intelligence Techniques in a Heat Transfer Model for the Control of Solidification During Continuous Casting. Proceedings of the 4th Decennial **International Conference on Solidification Processing**, Sheffield; p.166-169. 1997.
- (Spim, 2000) 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, p.198-205. 2000.
- (Spinelli, 2004) SPINELLI, J. E.; Tosetti, J. P.; Santos, C. A.; Spim, J. A.; Garcia, A. Microstructure and Solidification Thermal Parameters in Thin Strip Continuous Casting of a Stainless Steel. **Journal of Materials Processing Technology**, V. 150, p. 255-262. 2004.
- (Suzuki, 1968) SUZUKI, A.; Suzuki, T.; Nagaoka, Y.; Iwata, Y. On Secondary Dendrite Arm spacing in Commercial Steels with Different Carbon Content. **Nippon Kinzoku Gakkaishi**, V.32, p.1301-1305. 1968.
- (Thomas, 2002) THOMAS, B.G., Modeling of the Continuous Casting Steel: Past, Present and Future. **Metallurgical and Materials Transactions**, V. 33B, p. 795-812. 2002.
- (Thomas, 1984) THOMAS, B.G.; Samarasekera, I.V.; Brimacombe, J.K. Comparison of Numerical Modeling Techniques for Complex, Two-Dimensional, Transient Heat-Conduction Problems. **Metallurgical Transactions B**, V.15B, p.307-318. 1984.
- (Thomas, 1987a) THOMAS, B.G.; Samarasekera, I.V.; Brimacombe, J.K.; Mathematical Model of the Thermal Processing of Steel Ingots. Part I. Heat Flow Model. **Metallurgical Transactions B**, V. 18B, p. 119-130. 1987.
- (Thomas, 1987b) THOMAS, B.G.; Samarasekera, I.V.; Brimacombe, J.K.; Mathematical Model of the Thermal Processing of Steel Ingots. Part II. Stress Model. **Metallurgical Transactions B**, V. 18B, p. 131-147. 1987.
- (Van Drunen, 1975) VAN DRUNEN, G.; Brimacombe, J.K.; Weinberg, F. Internal Cracks in Strand Cast-Billets. **Ironmaking and Steelmaking** (Quarterly), No. 2, p. 125-133. 1975.
- (Vandyoussefi, 2002) VANDYOUSSEFI, M.; Greer, A.L. Application of Cellular Automaton-Finite Element Model to the Grain Refinement of Directionally Solidified Al-4.15 wt% Mg Alloys. **Acta Materialia**, V. 50, No. 7, p. 1693-1705. 2002.
- (Wang, 2005) WANG, H.; Li, G.; Lei, Y.; Zhao, Y.; Dai, Q.; Wang, J. Mathematical Heat Transfer Model Research for the Improvement of Continuous Casting Slab Temperature. **ISIJ International**. V. 45, No. 9, p.1291-1296. 2005.
- (Wang, 1994) WANG, C. Y.; Beckermann, C. Prediction of Columnar to Equiaxed Transition During Diffusion-Controlled Dendritic Alloy Solidification, **Metallurgical and Materials Transactions A**, V. 25A, p. 1081-1093. 1994.
- (Wolf, 1982) WOLF, M.; W. Clyne; W. Kurz. Microstructure and Cooling Conditions of Steels Solidified in the Continuous Casting Mould. **Arch. Eisenhüttenwes**, V.53, p.91-96. 1982.
- (Wolf, 1981) WOLF, M. M.; Kurz, W. The Effect of Carbon Content on Solidification of Steel in the Continuous Casting Mold. **Metallurgical Transactions B**, V. 12B, p.85-93. 1981.

- (Wolf, 1991) WOLF, M. M. Estimation Method of Crack Susceptibility for New Steel Grades. **First European Conference on Continuous Casting**, Florence, Italy. V. 2, p. 23-25. 1991.
- (Won, 2001) WON, Y.M.; B.G. Thomas. Simple Model of Microsegregation during Solidification of steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, V. 32A, No. 7, p.1755-1767. 2001.
- (Yamazaki, 2006) YAMAZAKI, M.; Natsume, Y.; Harada, H.; Ohsasa, K. Numerical Simulation of Solidification Structure Formation during Continuous Casting in Fe-0.7mass%C Alloy Using Cellular Automaton Method. **ISIJ International**, V. 46, No. 6, p. 903-908. 2006.
- (Zhu, 2007) ZHU, L.-G.; Kumar, R. V. Shrinkage of Carbon Steel by Thermal Contraction and Phase Transformation during Solidification. **Ironmaking & Steelmaking**, V. 34, No. 1, p. 71-75. 2007.
- (Ziestzman, 1998) ZIESTSMAN, J. H.; Kumar, S.; Meech, J. A.; Samarasekera, I. V.; Brimacombe J. K. Taper Design in Continuous Billet Casting Using Artificial Neural Networks. **Ironmaking and Steelmaking**, V. 25, p. 476-83. 1998.

## Livros, Teses e Dissertações

- (Garcia, 2001) GARCIA, A. Solidificação: Fundamentos e Aplicações. Campinas, SP. Editora da Unicamp, (2001).
- (Garcia, 2006) GARCIA, A.; Spim, J.A.; Santos, C.A.; Cheung, N. Lingotamento Contínuo de Aços. Associação Brasileira de Metalurgia, São Paulo, SP. (2006).
- (Gschwenter, 2009) GSCHWENTER, Viviane Lopes da Silva. Correlação entre parâmetros de solidificação e formação estrutural de aços especiais produzidos pelo processo de lingotamento contínuo. Dissertação de Mestrado. PPGEM-UFRGS. 2009.
- (Fleming, 1974) M. Fleming, Solidification Processing (New York: McGraw-Hill, 1974).
- (Thomas, 2001) Brian G. Thomas. Modeling for Casting and Solidification Processing - Chapter 15 - Continuous Casting of Steel, O. Yu, editor, Marcel Dekker, New York, NY, 2001, pp. 499-540.
- (Jernkontoret, 1977) Jernkontoret, A. Guide to the Solidification of Steels, Stockholm. 1977. p. 150.
- (EUR21340, 2005) NORMANTON A S, LUDLOW V, SMITH A W, GOTTI A, THIEMANN M, LANDA S, WANS J. Improving surface quality of continuously cast semis by an understanding of shell development and growth. European Commission report - EUR 21340 EN. ISBN 92-79-00086-1. (2005), pp. 0-371.
- (Kurz, 1992) KURZ, W.; Fisher, D. Fundamentals of Solidification. Switzerland, Trans Tech Publications Ltd., 1992.
- (Barcellos, 2007) BARCELLOS, Vinicius Karlinski de. Análise da Transferência de Calor durante a Solidificação de Aços em Moldes no Lingotamento Contínuo. Dissertação de Mestrado. PPGEM-UFRGS. 2007
- (Spinelli, 2000) SPINELLI, J. E. Simulação do lingotamento contínuo de tiras finas de Aços. Dissertação de Mestrado. Campinas: UNICAMP, 2000.

## Em Meio Eletrônico

- (Ludwig, 2010) Ludwig, O., Aloe, M., Thevoz, P. **State of the Art in Modelling of Continuous Casting**. Calcom ESI SA, Lausanne, Switzerland. <[http://www.esi-group.com/products/casting/articles/Articles\\_PDF/ECCC-Paper-15-Calcom-ESI.pdf](http://www.esi-group.com/products/casting/articles/Articles_PDF/ECCC-Paper-15-Calcom-ESI.pdf)> Acesso em: 20 julho 2010.
- (Instituto Aço Brasil, 2010) **Instituto Aço Brasil**. <<http://www.acobrasil.org.br>> . Acesso em: 06 setembro 2010.

## Normas Técnicas

- (NBR 14724 – 05) ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 14724**: Informação e documentação - Trabalhos acadêmicos - Apresentação. Rio de Janeiro, 2005.
- (ASTM E3-01) ASTM E3 - Standard Practice for Preparation of Metallographic and Specimens. American Society for testing and materials, USA, 2001.

## 10.0 APÊNDICE 01

Tabela 10.1 Condições de contorno utilizado pelo programa numérico dos elementos de contato da máquina de LC de tarugos com seção 150 mm.

SEÇÃO 150 mm								
	Distância do menisco [mm]	h interno [W.m <sup>-2</sup> .K <sup>-1</sup> ]	h lateral [W.m <sup>-2</sup> .K <sup>-1</sup> ]	h externo [W.m <sup>-2</sup> .K <sup>-1</sup> ]	Temp. Interno [°C]	Temp. Lateral [°C]	Temp. Externo [°C]	EQUIPAMENTO
1	681,3	850	850	850	25	25	25	SAÍDADOMOLDE
2	814,3	500	500	500	25	25	25	SPRAYRINGSUPERIOR
3	824,3	350	350	350	150	150	150	ROLODEPÉSUPERIOR
4	957,3	500	500	500	25	25	25	SPRAYRINGINFERIOR
5	967,3	350	350	350	150	150	150	ROLO-DE-PÉ-INFERIOR
6	2519,1	550	550	550	20	20	20	ZONASPRAYS1
7	3378	225	225	225	25	25	25	REGIÃOOLIVRE1
8	3382,4	525	525	525	20	20	20	ZONASPRAYS2SUPERIOR
9	3388	275	275	275	20	20	150	ROLOA
10	4352,6	525	525	525	20	20	20	ZONASPRAYS2INFERIOR
11	5265,5	250	250	250	25	25	25	REGIÃOOLIVRE2
12	5275,5	300	300	300	100	100	100	ROLOB
13	7389,5	225	225	225	25	25	25	REGIÃOOLIVRE3
14	7889,8	225	225	225	25	25	25	STIRRERSUPERIORMÓVEL
15	8098	225	225	225	25	25	25	REGIÃOOLIVRE4
16	8108	300	300	300	25	25	100	ROLOC
17	8215,8	225	225	225	25	25	25	REGIÃOOLIVRE5
18	9041,1	150	160	160	100	100	100	TÚNELEQUALIZAÇÃOA
19	9236,1	225	225	225	25	25	25	REGIÃOOLIVRE6
20	9246,1	300	300	325	25	25	110	ROLOD
21	9481,2	225	225	225	25	25	25	REGIÃOOLIVRE7
22	10331,5	150	160	160	120	120	120	TÚNELEQUALIZAÇÃOOB
23	10526,5	200	200	200	25	25	25	REGIÃOOLIVRE8
24	10536,5	300	300	325	25	25	100	ROLOE
25	10931,6	200	200	200	25	25	25	REGIÃOOLIVRE9
26	11756,9	200	200	200	120	120	120	STIRRERINFERIOR
27	12183,8	200	200	200	25	25	25	REGIÃOOLIVRE10
28	12809	150	160	160	110	110	110	TÚNELEQUALIZAÇÃOOC
29	12870	180	180	180	25	25	25	REGIÃOOLIVRE11
30	12880	275	180	275	120	25	120	ROLOTRACIONADOR1E2
31	13753,6	170	170	170	25	25	25	REGIÃOOLIVRE12
32	13763,6	170	170	275	25	25	100	ROLOTRACIONADOR3
33	14842,5	160	160	160	25	25	25	REGIÃOOLIVRE13
34	14852,5	160	160	225	25	25	110	ROLOENDIREITADOR1
35	15842,5	150	150	150	25	25	25	REGIÃOOLIVRE14
36	15852,5	225	150	225	120	25	120	ROLOENDIREITADOR2E3
37	18052,5	130	130	130	25	25	25	REGIÃOOLIVRE15
38	18062,5	130	130	225	25	25	120	ROLO1MQSUPORTE
39	19162,5	130	130	130	25	25	25	REGIÃOOLIVRE16
40	19172,5	130	130	225	25	25	120	ROLO2MQSUPORTE
41	19842,5	120	120	120	25	25	25	REGIÃOOLIVRE17
42	20272,5	80	80	80	120	120	120	TÚNELAMQSUPORTE
43	20282,5	120	120	180	25	25	120	ROLO3MQSUPORTE
44	21382,5	80	80	80	120	120	120	TÚNELAMQSUPORTE
45	21392,5	120	120	160	25	25	120	ROLO4MQSUPORTE
46	21942,5	80	80	80	120	120	120	TÚNELAMQSUPORTE
47	22352,5	110	110	110	25	25	25	REGIÃOOLIVRE18
48	22492,5	70	70	70	120	120	120	TÚNELBMQSUPORTE
49	22502,5	110	110	150	25	25	120	ROLO5MQSUPORTE
50	23777,5	70	70	70	120	120	120	TÚNELBMQSUPORTE
51	23806,5	110	110	110	25	25	25	REGIÃOOLIVRE19
52	23816,5	110	110	150	25	25	120	ROLO6MQSUPORTE
53	24916,5	100	100	100	25	25	25	REGIÃOOLIVRE20
54	24926,5	100	100	150	25	25	120	ROLO7MQSUPORTE
55	25121,5	100	100	100	25	25	25	REGIÃOOLIVRE21

Tabela 10.2 Condições de contorno utilizado pelo programa numérico dos elementos de contato da máquina de LC de tarugos com seção 180 mm.

SEÇÃO 180 mm								
	Distância do menisco [mm]	h interno [W.m <sup>-2</sup> .K <sup>-1</sup> ]	h lateral [W.m <sup>-2</sup> .K <sup>-1</sup> ]	h externo [W.m <sup>-2</sup> .K <sup>-1</sup> ]	Temp. Interno [°C]	Temp. Lateral [°C]	Temp. Externo [°C]	EQUIPAMENTO
1	681,3	850	850	850	25	25	25	SAÍDADOMOLDE
2	814,3	370	370	370	25	25	25	SPRAYRINGSUPERIOR
3	824,3	300	300	300	150	150	150	ROLOPÉSUPERIOR
4	957,3	370	370	370	25	25	25	SPRAYRINGINFERIOR
5	967,3	300	300	300	150	150	150	ROLO-DE-PÉ-INFERIOR
6	2519,1	300	300	300	20	20	20	ZONASPRAYS1
7	3378	200	200	200	25	25	25	REGIÃOOLIVRE1
8	3382,4	350	350	350	20	20	20	ZONASPRAYS2SUPERIOR
9	3388	275	275	275	20	20	150	ROLOA
10	4352,6	350	350	350	20	20	20	ZONASPRAYS2INFERIOR
11	5265,5	170	170	170	25	25	25	REGIÃOOLIVRE2
12	5275,5	275	275	275	100	100	100	ROLOB
13	7389,5	160	160	160	25	25	25	REGIÃOOLIVRE3
14	7889,8	160	160	160	25	25	25	STIRRERSUPERIORMÓVEL
15	8098	160	160	160	25	25	25	REGIÃOOLIVRE4
16	8108	140	140	250	25	25	100	ROLOC
17	8215,8	140	140	140	25	25	25	REGIÃOOLIVRE5
18	9041,1	100	100	100	100	100	100	TÚNELEQUALIZAÇÃOA
19	9236,1	140	140	140	25	25	25	REGIÃOOLIVRE6
20	9246,1	140	140	225	25	25	110	ROLOD
21	9481,2	140	140	140	25	25	25	REGIÃOOLIVRE7
22	10331,5	100	100	100	120	120	120	TÚNELEQUALIZAÇÃOB
23	10526,5	140	140	140	25	25	25	REGIÃOOLIVRE8
24	10536,5	130	130	225	25	25	100	ROLOE
25	10931,6	130	130	130	25	25	25	REGIÃOOLIVRE9
26	11756,9	130	130	130	120	120	120	STIRRERINFERIOR
27	12183,8	130	130	130	25	25	25	REGIÃOOLIVRE10
28	12809	90	90	90	110	110	110	TÚNELEQUALIZAÇÃOC
29	12870	120	120	120	25	25	25	REGIÃOOLIVRE11
30	12880	200	120	200	120	25	120	ROLOTRACIONADOR1E2
31	13753,6	110	110	110	25	25	25	REGIÃOOLIVRE12
32	13763,6	110	110	200	25	25	100	ROLOTRACIONADOR3
33	14842,5	110	110	110	25	25	25	REGIÃOOLIVRE13
34	14852,5	110	110	200	25	25	110	ROLOENDIREITADOR1
35	15842,5	100	100	100	25	25	25	REGIÃOOLIVRE14
36	15852,5	225	100	200	120	25	120	ROLOENDIREITADOR2E3
37	18052,5	90	90	90	25	25	25	REGIÃOOLIVRE15
38	18062,5	90	90	200	25	25	120	ROLO1MQSUPORTE
39	19162,5	90	90	90	25	25	25	REGIÃOOLIVRE16
40	19172,5	90	90	200	25	25	120	ROLO2MQSUPORTE
41	19842,5	90	90	90	25	25	25	REGIÃOOLIVRE17
42	20272,5	70	70	70	120	120	120	TÚNELAMQSUPORTE
43	20282,5	90	90	200	25	25	120	ROLO3MQSUPORTE
44	21382,5	70	70	70	120	120	120	TÚNELAMQSUPORTE
45	21392,5	90	90	200	25	25	120	ROLO4MQSUPORTE
46	21942,5	70	70	70	120	120	120	TÚNELAMQSUPORTE
47	22352,5	90	90	90	25	25	25	REGIÃOOLIVRE18
48	22492,5	70	70	70	120	120	120	TÚNELBMQSUPORTE
49	22502,5	90	90	200	25	25	120	ROLO5MQSUPORTE
50	23777,5	70	70	70	120	120	120	TÚNELBMQSUPORTE
51	23806,5	90	90	90	25	25	25	REGIÃOOLIVRE19
52	23816,5	90	90	180	25	25	120	ROLO6MQSUPORTE
53	24916,5	90	90	90	25	25	25	REGIÃOOLIVRE20
54	24926,5	90	90	180	25	25	120	ROLO7MQSUPORTE
55	25121,5	90	90	90	25	25	25	REGIÃOOLIVRE21

Tabela 10.3 Condições de contorno utilizado pelo programa numérico dos elementos de contato da máquina de LC de tarugos com seção 240 mm.

SEÇÃO 240 mm								
	Distância do menisco [mm]	h interno [W.m <sup>-2</sup> .K <sup>-1</sup> ]	h lateral [W.m <sup>-2</sup> .K <sup>-1</sup> ]	h externo [W.m <sup>-2</sup> .K <sup>-1</sup> ]	Temp. Interno [°C]	Temp. Lateral [°C]	Temp. Externo [°C]	EQUIPAMENTO
1	681,3	850	850	850	25	25	25	SAÍDADOMOLDE
2	814,3	370	370	370	25	25	25	SPRAYRINGSUPERIOR
3	824,3	300	300	300	150	150	150	ROLODEPÉSUPERIOR
4	957,3	370	370	370	25	25	25	SPRAYRINGINFERIOR
5	967,3	300	300	300	150	150	150	ROLO-DE-PÉ-INFERIOR
6	2519,1	300	300	300	20	20	20	ZONASPRAYS1
7	3378	200	200	200	25	25	25	REGIÃOOLIVRE1
8	3382,4	350	350	350	20	20	20	ZONASPRAYS2SUPERIOR
9	3388	275	275	275	20	20	150	ROLOA
10	4352,6	350	350	350	20	20	20	ZONASPRAYS2INFERIOR
11	5265,5	140	140	140	25	25	25	REGIÃOOLIVRE2
12	5275,5	250	250	250	100	100	100	ROLOB
13	7389,5	140	140	140	25	25	25	REGIÃOOLIVRE3
14	7889,8	140	140	140	25	25	25	STIRRERSUPERIORMÓVEL
15	8098	140	140	140	25	25	25	REGIÃOOLIVRE4
16	8108	140	140	250	25	25	100	ROLOC
17	8215,8	140	140	140	25	25	25	REGIÃOOLIVRE5
18	9041,1	90	90	90	100	100	100	TÚNELEQUALIZAÇÃOA
19	9236,1	140	140	140	25	25	25	REGIÃOOLIVRE6
20	9246,1	140	140	225	25	25	110	ROLOD
21	9481,2	140	140	140	25	25	25	REGIÃOOLIVRE7
22	10331,5	90	90	90	120	120	120	TÚNELEQUALIZAÇÃOB
23	10526,5	130	130	130	25	25	25	REGIÃOOLIVRE8
24	10536,5	130	130	225	25	25	100	ROLOE
25	10931,6	130	130	130	25	25	25	REGIÃOOLIVRE9
26	11756,9	120	120	120	120	120	120	STIRRERINFERIOR
27	12183,8	120	120	120	25	25	25	REGIÃOOLIVRE10
28	12809	90	90	90	110	110	110	TÚNELEQUALIZAÇÃOC
29	12870	120	120	120	25	25	25	REGIÃOOLIVRE11
30	12880	200	120	200	120	25	120	ROLOTRACIONADOR1E2
31	13753,6	110	110	110	25	25	25	REGIÃOOLIVRE12
32	13763,6	110	110	200	25	25	100	ROLOTRACIONADOR3
33	14842,5	100	100	100	25	25	25	REGIÃOOLIVRE13
34	14852,5	100	100	200	25	25	110	ROLOENDIREITADOR1
35	15842,5	100	100	100	25	25	25	REGIÃOOLIVRE14
36	15852,5	225	100	200	120	25	120	ROLOENDIREITADOR2E3
37	18052,5	90	90	90	25	25	25	REGIÃOOLIVRE15
38	18062,5	90	90	200	25	25	120	ROLO1MQSUPORTE
39	19162,5	90	90	90	25	25	25	REGIÃOOLIVRE16
40	19172,5	90	90	200	25	25	120	ROLO2MQSUPORTE
41	19842,5	90	90	90	25	25	25	REGIÃOOLIVRE17
42	20272,5	70	70	70	120	120	120	TÚNELAMQSUPORTE
43	20282,5	90	90	200	25	25	120	ROLO3MQSUPORTE
44	21382,5	70	70	70	120	120	120	TÚNELAMQSUPORTE
45	21392,5	90	90	200	25	25	120	ROLO4MQSUPORTE
46	21942,5	70	70	70	120	120	120	TÚNELAMQSUPORTE
47	22352,5	90	90	90	25	25	25	REGIÃOOLIVRE18
48	22492,5	70	70	70	120	120	120	TÚNELBMQSUPORTE
49	22502,5	90	90	200	25	25	120	ROLO5MQSUPORTE
50	23777,5	70	70	70	120	120	120	TÚNELBMQSUPORTE
51	23806,5	90	90	90	25	25	25	REGIÃOOLIVRE19
52	23816,5	90	90	180	25	25	120	ROLO6MQSUPORTE
53	24916,5	90	90	90	25	25	25	REGIÃOOLIVRE20
54	24926,5	90	90	180	25	25	120	ROLO7MQSUPORTE
55	25121,5	90	90	90	25	25	25	REGIÃOOLIVRE21