

REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – CETEC – UEMG

REDEMAT

UFOP - CETEC - UEMG



Análise Térmica do Molde de Lingotamento Contínuo de tarugos



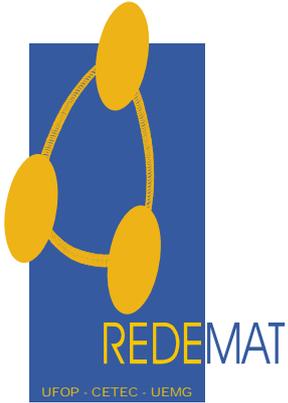
Dissertação de Mestrado

Autor: Leonardo Leonel Taconi

Orientador: Prof. Dr. Adilson Rodrigues da Costa



Ouro preto, Maio de 2007



REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – CETEC – UEMG

Pós-Graduação em Engenharia de Materiais

Análise Térmica do Molde de Lingotamento Contínuo de Tarugos

Autor: Leonardo Leonel Taconi

Orientador: Prof. Dr. Adilson Rodrigues da Costa

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Ouro Preto, Maio 2007

AGRADECIMENTOS

- Redemat - Rede Temática em Engenharia de Materiais, pela oportunidade e conhecimento;
- Gerdau Açominas S.A., representada pelos líderes de equipe, Márcio Teixeira Alves, Leonardo Braga Polido, Hilton Luis Pereira Lopes e Sr.Luis Pio XII, pelo apoio.
- Prof. Dr.Adilson Rodrigues da Costa, Henor Artur e Carlos Antônio da Silva, pela paciência e orientação;
- Aos meus colegas de trabalho, que colaboraram na parte experimental deste trabalho.
- Aos meus pais pelo apoio de ontem e sempre.

SUMÁRIO

Lista de figuras	VII
Lista de tabelas	X
Lista de símbolos	14
Resumo	15
Abstract	16
1. Introdução	17
2.1 Objetivos	19
2 Revisão bibliográfica	20
2.1. Histórico do Lingotamento Contínuo	20
2.2. Correlação entre os dois processos de lingotamento, convencional e Contínuo.	24
2.3 Processo de solidificação no molde de Lingotamento Contínuo de tarugo.	27
2.3.1 Estrutura de solidificação do tarugo lingotado.	30
2.4 Influencia de variáveis de processo sobre o fluxo de calor.	35
2.4.1 Influência da velocidade de lingotamento sobre o fluxo térmico	35
2.4.2 Influência da temperatura de vazamento aço sobre o fluxo térmico.	37
2.4.3 Influência do material do molde sobre o fluxo de calor	38
2.4.4 Influência da composição química do aço sobre o fluxo de calor.	42
2.4.4.1 - Influência do aço baixo carbono no fluxo de calor.	44
2.4.4.2 - Influência aço médio e alto carbono no fluxo de calor.	45
2.4.5 - Influência do <i>Potencial Ferrita</i> na solidificação do aço dentro do molde.	47
2.4.6 Condições de resfriamento do molde..	51
2.4.6.1 Influencia do borbulhamento (Fervura) da água.	53
2.4.6.2 Condições de borbulhamento (Fervura) da água.	55

2.4.6.3	Sentido de escoamento e efeito do borbulhamento da água dentro do molde.	59
2.4.7	Distorção e conicidade do molde.	61
2.4.8	Influência da altura do molde sobre fluxo de calor	63
2.4.9	Influência da vida do molde no fluxo de calor	64
2.4.10	Oscilação do molde.	64
2.4.11	Lubrificação do molde.	66
2.4.11.1	Lubrificação com óleo.	66
2.4.11.2	Tipos de óleo e suas propriedades	66
2.4.11.3	Ponto de fulgor e ponto de solidificação (°C).	66
2.4.11.4	Comportamento no aquecimento	67
2.4.11.5	Conjecturas e observações sobre a ação do óleo no molde.	69
2.4.11.6	Sistema de alimentação com óleo.	73
2.4.11.7	Consumo de óleo.	75
2.4.11.8	Remoção de calor no molde.	75
3	Transferência de calor no molde.	92
3.1	O mecanismo de transferência de calor no molde.	92
3.2	Cálculo da espessura de pele.	96
3.3	Método adotado para o cálculo do Fluxo de Calor no molde.	97
3.3.1	3.3.1- Cálculo do coeficiente convectivo da água de refrigeração do molde.	97
3.3.2	Desenvolvimento do análogo elétrico	100

3.3.3	Cálculo do Fluxo de Calor Global extraído pela água de refrigeração do molde	102
4	Metodologia	103
4,1	Características do teste.	103
4.1.2	Instrumentação do molde.	104
4.1.3	Critérios de elaboração da malha de medição de temperatura.	106
4.1.4	Análise de campo e problemas apresentados.	106
4.1.5	Arquitetura do sistema de aquisição de dados.	107
5	Resultados e discussões	108
5.1	Apresentação dos resultados e análise.	108
6	Conclusões.	128
7	Sugestões para trabalhos futuros.	131
8	Bibliográfica	132

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	Figura 1 –Fotografia da seção transversal da bitola de 130x130mm com defeito de forma.	18
Figura 2.1	- Primeiro invento de Henry Bessemer para obtenção intermitente do semi-produto.	22
Figura 2.2	- Esquema da máquina de lingotamento contínuo de placas de aço patenteada por Henry Bessemer.	23
Figura 2.3	- Máquina vertical, máquina tipo S ou de molde curvo.	24
Figura 2.4	- Lay-out básico - máquina de lingotamento Contínuo de tarugos – Gerdau Açominas.	27
Figura 2.5	Representação esquemática da formação do “gap (espaço)” próximo ao menisco.	30
Figura 2.6	- Representação de um molde de lingotamento contínuo – Gerdau Açominas.	31
Figura 2.7	- Representação esquemática da estrutura final de solidificação de um material de Lingotamento Contínuo.	31
Figura 2.8	- Representação esquemática do crescimento de grãos na região coquilhada e do surgimento de grãos colunares a partir de grãos coquilhados com orientação favorável.	32
Figura 2.9	-Representação esquemática da transição colunar/equiaxial.	34
Figura 2.10	- Influência da temperatura na estrutura de lingotamento.	35
Figura 2.11	- Defeitos de solidificação em uma seção longitudinal de tarugo.	35

Figura 2.12	- Fluxo de calor em função da altura no molde para diversas velocidades de extração.	36
Figura 2.13	- Quantidade de calor removido em função da velocidade de lingotamento para o molde de molibidênio.	38
Figura 2.14	- Fluxo de calor para moldes feitos de diferentes materiais, como função da velocidade de lingotamento.	41
Figura 2.15	- Calor removido do aço em função da velocidade de lingotamento para moldes feitos de diferentes materiais em comparação com a curva de dispersão obtida para molde de molibidênio.	42
Figura 2.16	- Influência da quantidade de carbono na transferência de calor.	43
Figura 2.17-a	- Transformação de fase para os aços baixo carbono.	45
Figura 3.17-b	- Mostra a transformação de fase para os aços médio e alto carbono.	46
Figura 2.18	- Espessura do sólido em função da distância ao menisco para aços baixo e médio carbono.	46
Figura 2.19	- Desenho esquemático que representa as diferentes regiões existentes entre as superfícies da parede de cobre e a pele solidificada.	48
Figura 2.20	- Desenho esquemático que retrata a mudança de fase e contração de volume.	49
Figura 2.21	- Diagrama de distribuição do potencial Ferrita.	50
Figura 2.22	- Desenho esquemático que mostra a contração para diferentes aços.	51
Figura 2.23	- Análogo elétrico Para Fluxo de Calor entre superfície do aço e a água de refrigeração.	52
Figura 2.24	- Influência da água de refrigeração sobre a profundidade das marcas de oscilação.	54

Figura 2.25	- Relação entre a pressão de saída e velocidade da água de refrigeração do molde.	56
Figura 2.26	- Influência da temperatura da água de refrigeração do molde, na temperatura da parede do molde de tarugo.	60
Figura 2.27	- Diferentes condições de transferência de calor dentro do canal de refrigeração do molde.	60
Figura 2.28	- Variação do perfil térmico longitudinal de um molde a partir de sua utilização.	62
Figura 2.29	- Índice de trincas sub-superficiais em função da conicidade do molde.	64
Figura 2.30	- Desenho esquemático que ilustra a influência das marcas de oscilação na espessura da pele solidificada.	66
Figura 2.31	- Volatização para tipos diferentes de óleo.	69
Figura 2.32	- Fotografia de vídeo da região do menisco para molde de tarugo.	71
Figura 2.33	- Esquerda- instalação da simulação, Fluxo de Calor através de uma abertura (gap) de óleo. Direita- Deyalhes do sistema de alimentação de óleo de lingoptamento.	72
Figura 2.34	- Densidade de Fluxo de Calor versus temperatura do veio	73
Figura 2.35	- Vista de Topo no molde montado com alimentação do fluxo de óleo.	75
Figura 2.36	- Distribuição de escoamento do óleo na superfície das paredes do molde.de tarugo.	75
Figura 2.37	- Evolução da temperatura do óleo na região do menisco, Variando a quantidade de óleo.	77
Figura 2.38	- Densidade de Fluxo de Calor no molde versus fluxo de óleo.	77
Figura 2.39	- Perfil de distribuição de temperatura no molde na face quente e faixa de ebulição do óleo.	78

Figura 2.40	- Curva de temperatura na face quente do molde de cobre e temperatura da água para posições diferentes.	79
Figura 2.41	- Diagrama que mostra o pico de densidade de Fluxo de Calor versus temperatura na face quente.	80
Figura 2.42	- Densidade do Fluxo de Calor local no molde de tarugo em 03 corridas com diferentes conteúdos de carbono.	81
Figura 2.43	- Densidade do Fluxo de Calor local no molde de tarugo em 03 corridas com diferentes superaquecimentos.	82
2.44	- Diagramas apresentando o ruído da força de fricção, medidos para a bitola de 120x120mm	83
2.45	- Ciclos de força versus tempo de fricção.	84
2.46	- Comparação das forças de fricção utilizando óleo e pó fluxante.	85
2.47	- Comparação entre força de fricção utilizando óleo e pó.	86
2.48	Fluxo de Calor por tipo de lubrificante em (a) e em (b) temperatura na face quente.	87
Figura 2.49	- Efeito do tipo de lubrificante na remoção de calor no molde para diferentes velocidades de lingotamento.	88
Figura 2.50	- Densidade de fluxo de calor média em função do tempo de residência para tarugos e blocos	89
Figura 2.51	- Calor removido em função da altura do molde para diversos tipos de lubrificante.	90
Figura 3.1	- Três Zonas de Remoção de Calor em uma Máquina de Lingotamento Contínuo.	92
3.2	- Distribuição do gap (espaço) no plano transversal.	94
Figura 3.3	- Densidade do aço em função da temperatura.	96
Figura 3.4	- Condutividade térmica em função da temperatura.	96

Figura	- Desenho esquemático para o cálculo do diâmetro	
3.5	hidráulico.	98
3.6	- Evolução do h convectivo para varias bitolas.	99
3.7	- Desenho esquemático para o desenvolvimento da distribuição de temperatura em regime unidiresional no molde.	100
3.8	- Resistências térmicas para fluxo de calor entre a superfície do ao aço e a água de refrigeração.	100
4.1	Esquema de posicionamento dos termopares no molde da Gerdau Açominas.	104
4.2	- Fotografia de montagem dos termopares no tubo de cobre.	105
Figura	- Arquitetura do sistema de aquisição de dados de temperatura.	
4.3		107
Figura	- Perfil de distribuição de temperatura no molde – raio externo.	
5.1		108
Figura	- Perfil de distribuição do Fluxo de calor -raio externo.	
5.2		108
Figura	- Perfil de distribuição de temperatura no molde – raio interno.	
5.3		109
Figura	- Perfil de distribuição do Fluxo de calor no molde -raio interno.	
5.4		109
Figura	- Perfil de distribuição de temperatura no molde paralelo C.	
5.5		110
Figura	- Perfil de distribuição do Fluxo de Calor no molde paralelo C.	
5.6		110
Figura	- Perfil de distribuição de temperatura no molde Paralelo R.	
5.7		111
Figura	- Perfil de distribuição do Fluxo de Calor no molde paralelo R.	
5.8		111

Figura 5.9	- Perfil de distribuição de temperatura no plano transversal do molde ao longo da altura.	112
Figura 5.10	- Perfil de distribuição de Fluxo de Calor no plano transversal do molde ao longo da altura.	112
Figura 5.11	- Perfil de distribuição de temperatura no plano transversal na direção longitudinal.	113
Figura 5.12	- Delta de temperatura da água no molde, durante o teste (08 corridas).	113
Figura 5.13	- experimento realizado por Samarasekera e J. K. Brimacombe.	114
Figura 5.14	- Fluxo de Calor Global extraído pela água na 1ª corrida.	115
Figura 5.15	- Fluxo de Calor Global extraído pela água na 3ª corrida.	116
Figura 5.16	- Fluxo de Calor Global extraído pela água na 8ª corrida.	116
Figura 5.17	- Perfil térmico comparativo das 04 faces.	117
Figura 5.18	- Perfil comparativo entre a distribuição do Fluxo de Calor nas paredes e o Global extraído pela água.	118
Figura 5.19	- Perfil longitudinal de distribuição de temperatura ao longo do tempo nas 04 faces.	119
Figura 5.20	- Fluxo de água de refrigeração do molde em teste em um período de 15 minutos.	120
Figura 5.21	- Perfil de distribuição de temperatura no plano para as faces fria, quente, e termopar.	121
Figura 5.22	- Perfil dimensional do molde testado (novo).	122

Figura 5.23	- Perfil dimensional do molde testado, após 08 corridas.	123
Figura 5.24 a 5.28	- Perfil da seção transversal do molde ao longo da altura, após 08 corridas.	124
Figura 5.29	- Amostra da seção transversal do tarugo durante o lingotamento da primeira corrida.	125
Figura 5.30	- Amostra da seção transversal do tarugo durante o lingotamento da oitava corrida.	125

LISTA DE TABELAS

Tabela	Composição química do aço lingotado	
I.1		20
Tabela	Características de alguns Moldes mais comercialmente	
II.1	utilizados Europa Metalli (2005).	42
Tabela		
II.2	Tipos de óleo e suas propriedades.	68
Tabela	Composição do gás em um teste de laboratório no qual as	
II.3	amostras de óleo foram termalmente decomposta a 1000°C, 69 sob uma manta de nitrogênio.	
III.2	Características da água a 35°C.	97
IV.1	Características principais da máquina.	
		104

LISTA DE SÍMBOLOS

ρ = Densidade

C_p = Calor específico à pressão constante

[Pa s] = Viscosidade

λ = Condutividade térmica

V = Velocidade de lingotamento

v_w = Velocidade da água do molde

q = Fluxo de calor

Kcal/kg de aço = Quantidade de calor removido

Δx = Largura do elemento de malha

Δy = Espessura do elemento de malha

Δt = Variação de tempo

ΔH_f = Calor latente de fusão

C_p = Capacidade térmica

A = Fator de ajuste

Z (m) = posição

h = Coeficiente de convecção

D_{idr} = Diâmetro hidráulico

C_p = Calor específico a uma pressão constante

L_w = altura do molde

ΔT = Variação de temperatura

ε = Emissividade

c = Fator de ajuste

q_o = Fluxo de calor

T = Temperatura

d_{oil} = Espessura do filme de óleo.

RESUMO

O presente estudo traz uma análise do comportamento térmico de um molde de Lingotamento Contínuo de tarugos (Gerdau Acominas) a partir de medições de temperatura nas paredes e da energia extraída pela água de refrigeração do molde. O teste foi realizado num veio central (veio 03) e a análise dos resultados das medições, permitiu obter o perfil térmico do molde durante o lingotamento do aço SAE 1027 na bitola de 130x130mm e utilizando-se óleo como lubrificante. Os resultados encontrados mostram que o Fluxo de Calor dentro do molde não é uniforme nas quatro faces, promovendo instabilidade operacional e defeitos de forma nos tarugos.

ABSTRACT

The present study shows an analysis of the thermal behavior of a Billet Continuous Casting Mold (Gerdau Açominas), starting from measurements taken at mold walls and the energy extracted by mold cooling water. The test was performed at a central strand (strand 03) and the analysis of the measuring results has allowed to obtain the mold thermal profile during the casting of SAE 1027 steel, having a dimension of 130x130mm and using oil as a lubricant.

The results found have shown that heat flow inside the mold is not uniform on the four faces thus promoting operational instability and shape defects on billets.

1. INTRODUÇÃO

Como a exigência pela qualidade está se tornando a cada dia um fator decisivo na competitividade das empresas, a busca por meios que garantam a qualidade dos produtos e serviços fornecidos passa a ser um foco constante das equipes envolvidas neste tipo de atividade. No caso específico do processo de Lingotamento Contínuo, o estudo do mecanismo de solidificação do aço dentro do molde torna-se um fator determinante para garantia da qualidade.

O desenvolvimento do processo de lingotamento contínuo, permitiu a produção direta de semi acabados e o consequente aumento do rendimento na transformação do metal líquido em produtos semi-acabados.

Os resultados traduzidos em melhoria da qualidade obtidos do processo de lingotamento contínuo, são afetados por diversas variáveis e parâmetros operacionais entre os quais pode-se citar: tamanho da seção transversal, comprimento do molde, temperatura do aço líquido no molde, velocidade de lingotamento, frequência e amplitude de oscilação do molde, refrigeração, propriedades físicas e químicas do sistema molde metal líquido e lubrificação.

Para este estudo foram instalados termopares diretamente nas paredes do molde para realizar medições de temperatura, onde o objetivo específico utilizar o perfil térmico encontrado para um melhor entendimento do comportamento térmico do molde durante o processo de Lingotamento Contínuo, e suas implicações sobre a qualidade dos tarugos lingotados.

As medições foram realizadas durante o lingotamento do aço médio carbono (0,27 a 0,45%C) e que são muito propensos a desvios de geometria durante o seu processamento.

Na figura 1.1, mostra-se a seção transversal de um tarugo, retirada durante os testes realizados e que ilustra o fenômeno da transferência de calor diferenciado para a bitola de 130x130mm, no interior do molde.

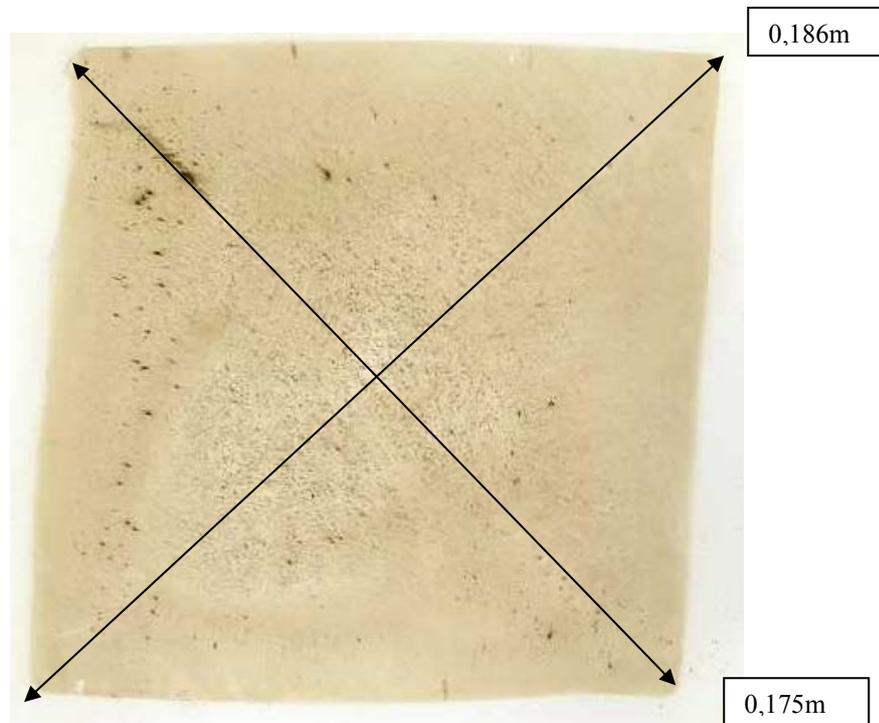


Figura 1.1 – Fotografia da seção transversal da bitola de 130x130mm com defeito de forma.

As conseqüências desses defeitos vão desde a necessidade de inspeção logo na saída da máquina (após o oxicorte) até o sucateamento do produto intermediário ou final, devido à impossibilidade da remoção de defeitos. Este tipo de defeito afeta diretamente a produtividade da máquina devido às paradas de veio, acarretando perda de rendimento.

O aço escolhido para o estudo aqui apresentado, o A27135A1F (SAE 1027) tem a composição química conforme apresentado na tabela 1.1:

Tabela I.1 – Composição química do aço lingotado.

C	Mn	Si	P	S	Nb
0,27	1,35	0,25	0,03	0,02	0,025

A razão da escolha deu-se devido à maior suscetibilidade que os aços próximo desta faixa de carbono apresentam a defeitos de forma.

1.1. Objetivo.

Através da instalação de sensores termopares diretamente na parede do molde, monitorar a temperatura do molde, durante o processo de Lingotamento Contínuo. Os valores serão utilizados como banco de dados para:

- Caracterizar o perfil térmico do molde durante a solidificação do aço em estudo.
- Contribuir para o entendimento das principais causas de geração de defeitos de forma.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 – Histórico e evolução do processo de Lingotamento Contínuo dos metais

Desde quando se conseguiu produzir o aço líquido pela primeira vez tem sido prática normal lingotá-lo sob a forma prismática, da qual a forma acabada desejada é obtida por subseqüentes trabalhos a quente ou a frio. Estes blocos, denominados lingotes, eram originalmente de pouco peso, entretanto com o aumento da capacidade dos fornos processadores do aço líquido tornou-se bastante comum a fabricação de lingotes de tamanho maiores compatíveis com o aumento da produtividade. Esses lingotes são transformados em semi-produtos como: placas ou blocos, passando posteriormente por outros processos para a obtenção de produtos acabados, e que é caracterizado por:

- Necessidade de um grande investimento de capital para instalação em lingoteiras, placas de base, locomotivas e pontes rolantes para estripamento dos lingotes.
- Necessidade de um grande investimento de capital para instalação e manutenção dos forno poço e laminadores desbastadores.
- Necessidade de remover topo e base dos lingotes após laminação devido às bolsas de contração mecânica, contribuindo dessa forma para o baixo rendimento placa – lingote.

Devido aos volumosos investimentos de capital gastos no processamento convencional dos semi-produtos siderúrgicos e procurando melhorar sua qualidade metalúrgica, surgiram os primeiros esforços na tentativa de descobrir um novo processo que possibilitasse lingotar o metal líquido na forma direta de semi-produto.

A primeira tentativa de lingotamento contínuo é atribuída ao americano Selles (1840), que teria lingotado tubos de chumbo por este processo revolucionário.

Em seguida uma segunda tentativa desse novo processo encontra-se na patente registrada por Bessemer (1846), para produção de lâminas de

estanho e chapas finas de chumbo. A figura 2.1 mostra seu primeiro invento, com o qual obteve a primeira amostra de chapa fina a partir do metal líquido, em uma única operação, fazendo-o passar por entre dois cilindros refrigerados com água.

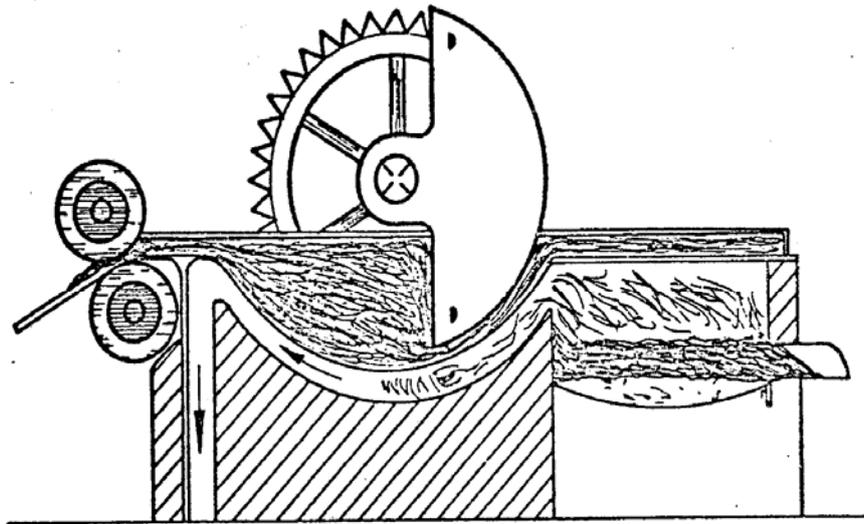


Figura 2.1 – Primeiro invento de Bessemer (1846), para obtenção intermitente do semi-produto.

Entretanto observando que o ferro assim como o aço, conservaram suas características maleáveis após passarem da fase líquida à sólida, Bessemer et al. (1856) e Butterworth et al. (1969), anunciaram ao mundo que tanto o ferro como o aço líquido poderiam ser processados continuamente sob a forma de chapa fina, fazendo-os passarem por entre dois cilindros refrigerados a água como mostra a figura 2.2.

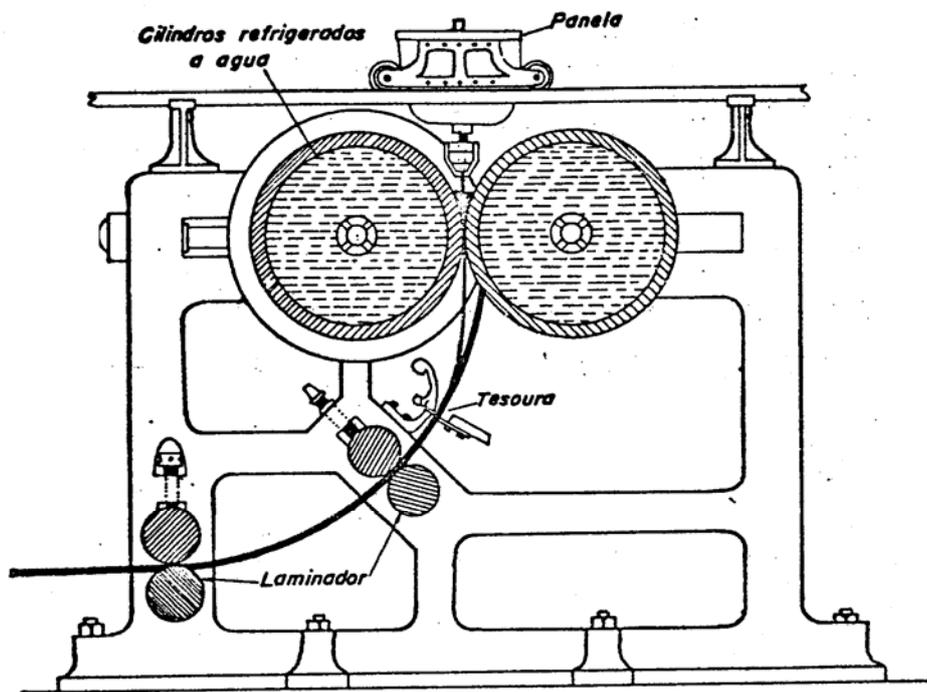


Figura 2.2- Esquema da máquina de lingotamento contínuo de placas de aço patenteada por Bessemer et al. (1969).

Junghaus (1927 a 1937) desenvolveu estudos sobre lingotamento contínuo de metais e conseguiu produzir ligas de cobre e alumínio por este processo. Junghaus (1950), construiu a primeira máquina de lingotamento contínuo de aço com apenas 01 veio;

Em meados da década de 50, Bohler (Áustria) foi a primeira empresa a lingotar placa com sucesso, utilizando uma máquina vertical. Foi também esta mesma empresa que operou a primeira máquina de dois veios.

A fim de conseguir uma diminuição da altura colossal das instalações de lingotamento contínuo vertical, surgiu a idéia de dobrar a barra ainda quente desviando-a para uma trajetória horizontal antes de processar seu corte como mostrado na figura 3.3. As instalações de lingotamento contínuo verticais com dobramento, como são chamadas, permitiram reduzir bastante a altura das máquinas simplificando assim sua incorporação nas áreas de corrida das aciarias. Este tipo de

máquina, entretanto, trouxe novos problemas ao processo, pois o semi-produto é submetido a esforços de flexão, primeiro em um sentido (dobramento a 90°) em seguida em sentido contrário (endireitamento antes do corte). Estes esforços podem trincar o semi-produto. Esse inconveniente tem sido solucionado mediante o projeto adequado dos sistemas de dobramento e endireitamento, evitando a aplicação de esforços excessivamente elevados ao semi-produto.

Em 1965, a firma Concast, fundada por Junghans et al., introduziu uma nova solução para as instalações de lingotamento contínuo: a máquina tipo S ou de molde curvo, conforme apresentado na figura 2.3, o semi-produto é lingotado com forma curva e, quando completa $\frac{1}{4}$ de circunferência, é endireitada antes de seu corte.

Este tipo de máquina permitiu, ainda mais, reduzir a altura total da instalação de lingotamento contínuo. No caso de molde curvo, a lingoteira em seu movimento oscilatório, descreve uma trajetória sobre o mesmo arco de círculo do semi-produto lingotado.

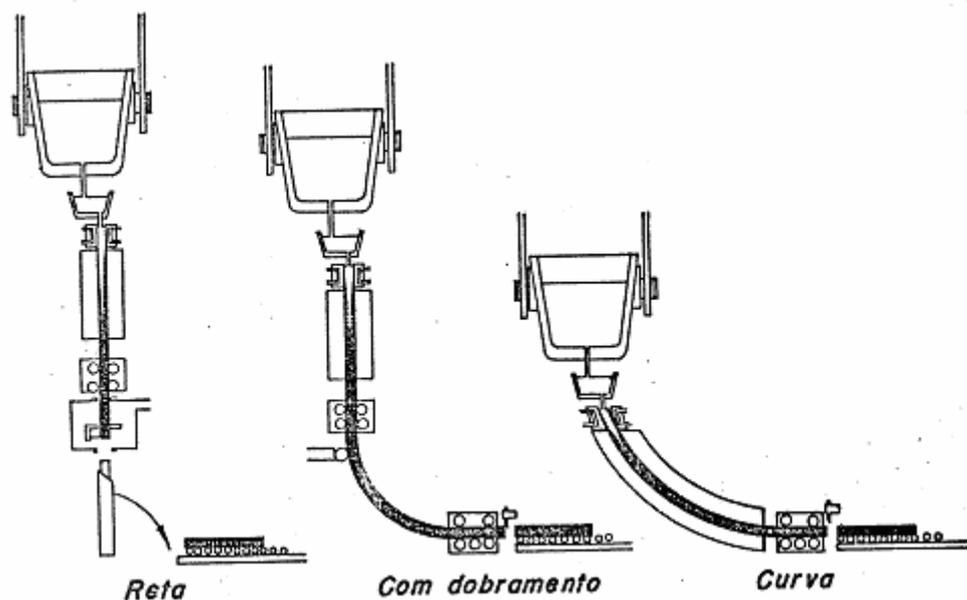


Figura 2.3 – Máquina vertical, BOHLER (1950) e ROSSI (1965), máquina tipo S ou de molde curvo.

Devido ao grande número de problemas técnicos encontrados, o desenvolvimento do processo de lingotamento contínuo foi lento. Em

1951 somente cerca de 5 máquinas estavam em operação. Em 1955 na Rússia entra em operação a primeira máquina de lingotamento contínuo de aço em escala industrial. Em 1960 entra em operação, no Brasil, a primeira máquina de lingotamento contínuo de tarugos e em 1976 entra em operação a primeira máquina de placas. Em 2001- A produção de aço via lingotamento contínuo representa mais de 95% do aço produzido no mundo.

2.2 – Correlação entre os dois processos de lingotamento, convencional e Contínuo.

O lingotamento contínuo, comparado ao lingotamento convencional, representa grande economia tanto em equipamentos, gap (espaço) físico como também em custo, devido a:

Aumento substancial no rendimento e na transformação do aço líquido em produto semi-acabado;

Extinção de muitos custos em relação ao processo convencional (lingoteiras, materiais refratários, etc);

Eliminação dos fornos poços e laminadores desbastadores;

Melhor qualidade de superfície das peças, eliminando defeitos provenientes do processo de lingotamento convencional e laminação;

Redução do consumo de energia;

Redução de custos com mão de obra;

Melhoria das condições ambientais de trabalho.

No entanto, existem algumas limitações:

Os teores de fósforo e enxofre são limitados para reduzir a tendência de trincas e defeitos internos;

A estrutura de solidificação é mais sensível à ocorrência de trincas internas e superficiais;

Requer técnicas mais apuradas de desoxidação e controle de temperatura do aço;

Número de bitolas que produz é pequeno, se comparado com a flexibilidade de um laminador.

As principais características do processo de lingotamento contínuo, são:

- a) Fluxo do aço líquido através de um distribuidor para alimentar o molde;
- b) Formação de uma pele solidificada no molde, em cobre refrigerado a água;
- c) Extração contínua da peça;
- d) Remoção de calor do tarugo, com o núcleo ainda líquido, transferindo energia para o molde e por meio de sprays de água de resfriamento.
- e) Corte do tarugo no comprimento desejado e remoção das peças.

A figura 2.4 apresenta o lay-out básico da máquina de Lingotamento Contínuo, cujos principais componentes são:

- a) Torre Giratória: sua principal função é sustentar a panela de aço e posicionar a mesma sobre o distribuidor durante o lingotamento;
- b) Carro porta-distribuidor: É o equipamento que transporta o distribuidor e sustenta o mesmo sobre os moldes durante o lingotamento, possui um movimento transversal à máquina para transportar o distribuidor do pré- aquecedor até os moldes.
- c) Distribuidor: cujas funções são:
 - Atuar como reservatório de aço durante a troca de panela;
 - Promover a separação de inclusões não metálicas;
 - Controlar a velocidade de lingotamento;
- d) Aquecedor de distribuidor: com a função de secar e aquecer revestimento refratário, bem como a válvulas submersas;

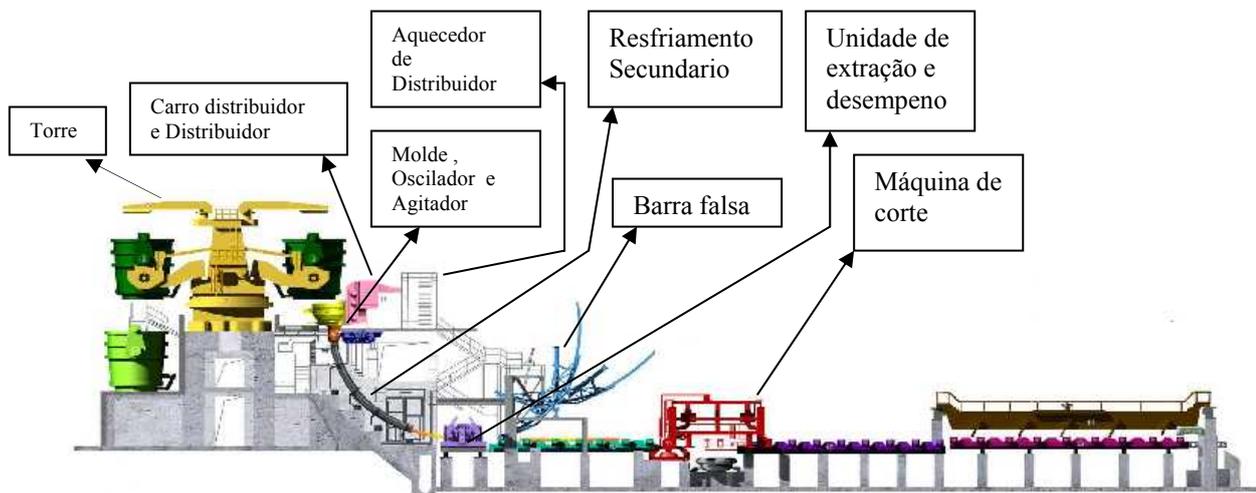


Figura 2.4 - Lay-out básico - máquina de lingotamento Contínuo de tarugos

e) Molde: tem como função primordial o resfriamento primário, propiciando a formação da “pele” sólida de aço de tal maneira que ao sair do molde, esta pele solidificada seja suficientemente espessa para resistir a pressão ferrostática do aço líquido em seu núcleo. Cada molde é constituído de uma carcaça de aço, suportando em seu interior um tubo de cobre de parede fina, com camisa de água fechada, que permite a circulação da água a fim de se obter uma rápida remoção de calor;

f) Oscilador do Molde: cuja função é minimizar problemas operacionais de lingotabilidade, permitindo uma adequada lubrificação da pele solidificada, minimizando também a incidência de defeitos superficiais no produto, provocados pelo elevado atrito entre o aço solidificado e o molde;

g) Agitador eletromagnético: é utilizado com o objetivo de elevar a qualidade do produto através da melhoria da estrutura interna, da limpidez do aço, da superfície das peças produzidas, da uniformidade da composição química e das propriedades mecânicas do produto;

h) Barra falsa: equipamento utilizado para fazer um “fundo falso” no tubo de cobre e possibilitar o início de extração do tarugo;

i) Resfriamento secundário: o resfriamento secundário tem a função de remover calor do aço para que se complete a solidificação do tarugo. Entende-se por resfriamento secundário, o sistema compreendido entre a saída do molde até o final do conjunto de *sprays*. O tarugo ao sair do

molde é guiado por rolos e o resfriamento é realizado pela aspersão de água através de bicos de spray colocados entre os rolos e direcionados para as quatro faces do tarugo;

j) Unidade de extração e desempenho: as unidades de extração e desempenho estão montadas imediatamente após a saída da câmara de resfriamento e são projetadas para frear a descida do tarugo e desempenar o mesmo.

k) Máquina de corte: equipamento destinado a efetuar os cortes nos tarugos conforme programação de comprimentos requeridos pelo cliente, mesa de rolos, transporte e descarga, máquina de marcação, Transferidor de tarugo.

2.3-Processo de solidificação no molde do lingotamento contínuo de tarugo.

Alem de dar forma ao veio e suportá-lo nos estágios iniciais da solidificação, a função mais importante do molde, de acordo com Samarasekera et al. (1982), é a de remover o calor do aço para permitir a formação de uma pele solidificada com espessura suficiente para suportar o metal líquido no interior do veio. É também importante que o molde seja capaz de remover o calor uniformemente para evitar a formação de regiões menos espessas localizadas na pele, que podem romper ou causar trincas superficiais.

Como a solidificação é uma transformação de fase, controlada essencialmente pela transferência de calor, o primeiro problema que se deve focar no estudo do processo de lingotamento contínuo é a descrição do perfil térmico que se desenvolve no veio durante o processo.

Como o aço é lingotado a uma temperatura superior à temperatura *líquidus*, a energia representada pelo calor sensível de superaquecimento deve ser removida antes de se iniciar a solidificação. Existe no molde uma região onde trocas térmicas são feitas entre a

placa de cobre do molde e o aço líquido, existindo entre os dois uma fina camada de lubrificante, que pode ser óleo ou pó fluxante.

Tão logo o superaquecimento seja removido nesta região, inicia-se o processo de solidificação do aço, devido às diferenças de densidade entre o aço sólido e líquido e às transformações de fase no estado sólido. A contração sofre uma pressão contrária, também conhecida como: "pressão ferrostática" do aço líquido. Como a resistência mecânica do aço em temperaturas próximas do ponto de fusão é baixa, o sólido permanece em contato com o molde. Com os resfriamentos posteriores ocorre a redução da temperatura do sólido e um incremento em sua espessura até um instante tal que ele seja resistente o bastante para vencer a pressão ferrostática, momento em que a pele solidificada desloca-se da parede do molde.

Como o veio está em movimento descendente, dado pela velocidade de extração, a força imposta pela pressão ferrostática aumenta continuamente à medida que o veio desce, podendo superar a resistência do sólido obrigando-o à um novo contato com o molde, que novamente melhora as condições de extração de calor promovendo um novo afastamento da interface sólido-molde. Esta condição de cola-descola mostrada no esquema da figura 2.5, conhecida como contato intermitente, se mantém até que o sólido atinja uma resistência capaz de vencer definitivamente a pressão ferrostática formando uma camada de ar que, tende a aumentar de espessura até a saída do molde. Naturalmente que a maneira exata pela qual ocorrem as contrações, depende de variáveis como: projeto do molde, condições de refrigeração, tipo de lubrificante e do tipo de aço.

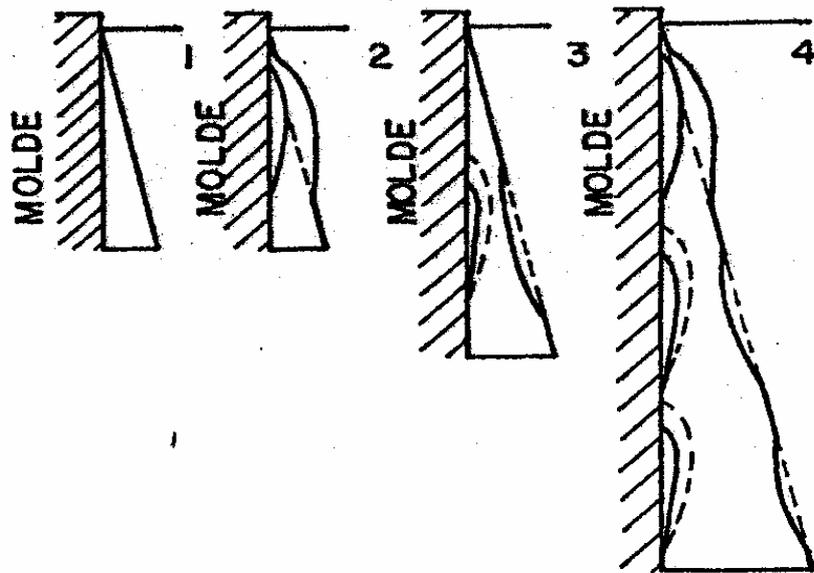


Figura 2.5 - Representação esquemática da formação do “Gap (espaço)” próximo ao menisco A. Grill et al. (1976).

A figura 2.6 mostra um desenho de montagem que representa um molde completo de lingotamento contínuo.

À transferência de calor do aço para a água de resfriamento do molde, se dá o nome de resfriamento primário, sendo este um processo complexo que é influenciado por vários parâmetros, tais como:

- a) Composição química do aço.
- b) Propriedades e consumo de lubrificante (óleo ou pó de molde);
- c) Velocidade de lingotamento.
- d) Geometria do molde e conicidade;
- e) Espessura da parede do molde e material do molde;
- f) Água de resfriamento, velocidade, qualidade e temperatura;
- g) Superaquecimento do aço;

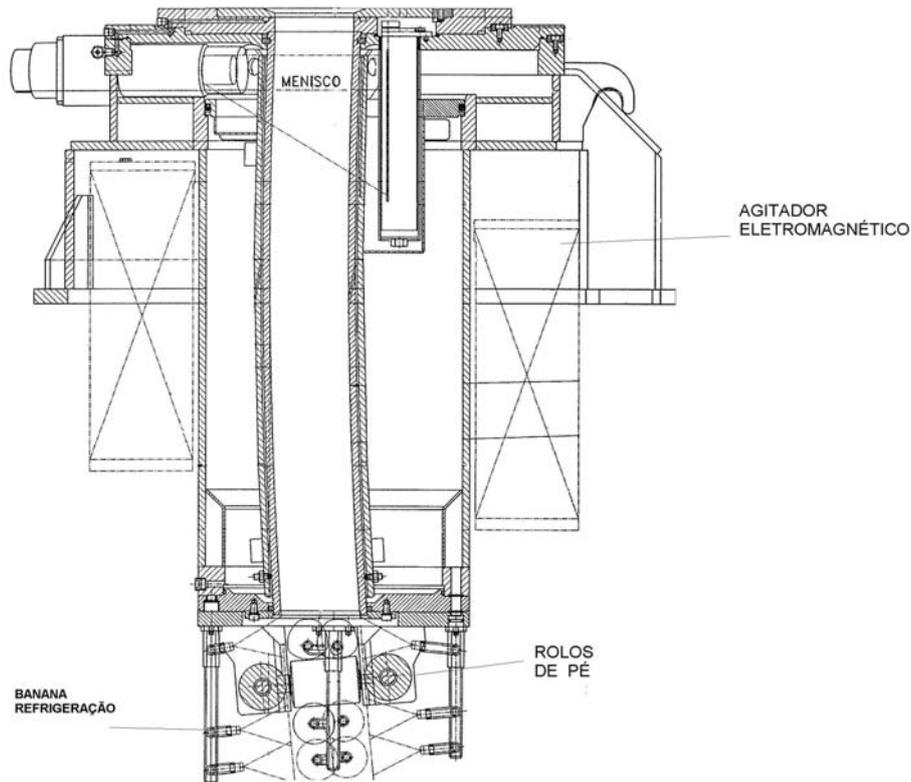


Figura 2.6 – Representação de um molde de lingotamento contínuo, Gerdau Açominas (2006).

2.3.1 - Estrutura de solidificação do tarugo lingotado.

Um processo de lingotamento contínuo, quando as condições operacionais são favoráveis, prediz a estrutura de solidificação, como mostrada na figura 2.7. A partir da superfície externa.

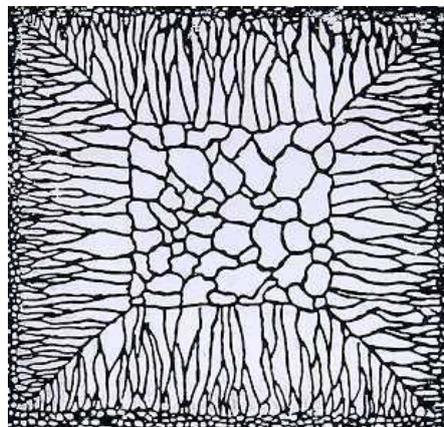


Figura 2.7 – Representação esquemática da estrutura final de solidificação de um tarugo lingotado continuamente Garcia (2001).

- Zona coquilhada: devido ao grande gradiente térmico, tão logo o aço líquido entra no molde, forma-se uma fina camada de aço sólido em contato com as paredes de cobre. Os cristais de nucleação são tão numerosos que a pele de aço resultante é feita de pequenos e finos cristais equiaxiais;

- Zona colunar: formada por grãos alongados que crescem paralelamente à direção do fluxo de calor. Estes grãos se desenvolvem a partir dos grãos coquilhados. O crescimento da zona colunar continua até que as condições de solidificação promovam o surgimento da zona equiaxial central, que bloqueia o crescimento dos grãos colunares. Essa região é caracterizada por um crescimento de dendritas orientadas que crescem tão rapidamente quanto o calor latente possa fluir para as paredes do molde, conforme a figura 2.8.

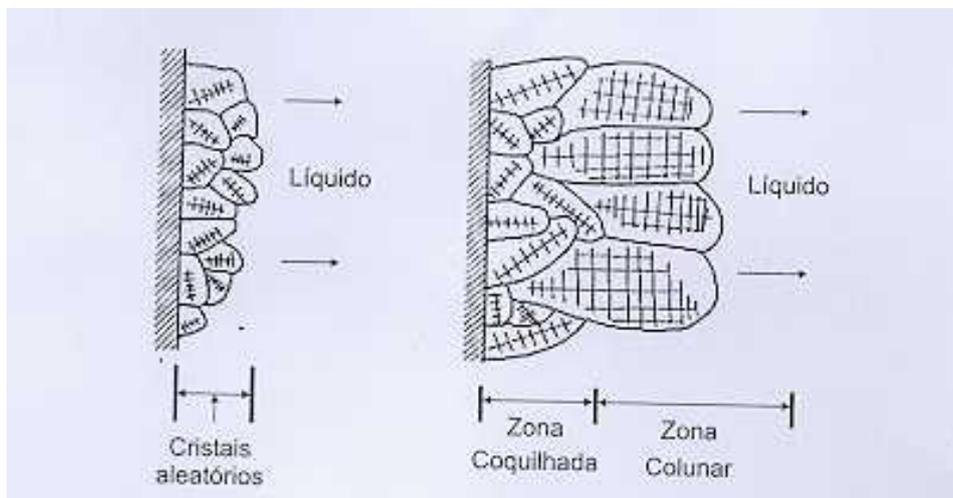


Figura 2.8 - Representação esquemática do crescimento de grãos na região coquilhada e do surgimento de grãos colunares a partir de grãos coquilhados com orientação favorável Garcia (2001).

- Zona equiaxial: formada por grãos equiaxiais de orientação cristalográfica aleatória, que se originam a partir de cristais da zona coquilhada ou de pontas de dendritas da zona Colunar, que são

carreadas para o centro do produto pelo movimento convectivo do líquido e efeito da gravidade.

A formação das três zonas encontradas na estruturas de lingotamento ocorre da seguinte forma:

- i) Durante a alimentação, cristais nucleiam na interface molde/aço líquido. Muitos destes cristais se separam e são arrastados para o “poço” líquido. Alguns cristais são retidos aprisionados na interface fria do molde e eventualmente formam a zona equiaxial coquilhada.
- ii) Cristais que são arrastados para o “poço” refundem, fragmentam-se ou crescem, dependendo das condições locais de temperatura; no caso do aço, estes cristais são mais densos que o líquido e caem na região inferior do “poço” para formar a zona equiaxial;
- iii) Na zona resfriada, cristais com a orientação preferencial ($\langle 100 \rangle$, cúbica face centrada) relativa ao gradiente térmico, crescem na direção perpendicular da parede do molde. As dendritas paralelas, que formam a zona colunar, continuam crescendo até entrar em contato com as dendritas equiaxiais que se depositam no núcleo líquido, segundo Lait et al. (1982). Porém, como consequência de imperfeições, alguns defeitos podem eventualmente surgir.

E o tamanho relativo entre as zonas equiaxial e colunar, depende de variáveis tais como, temperatura de lingotamento, projeto da máquina, seção do produto, condições do fluxo na “poça” líquida, composição química do aço.

A figura 2.9 mostra uma representação esquemática da transição colunar/equiaxial, em estudos realizados por Garcia (2001).

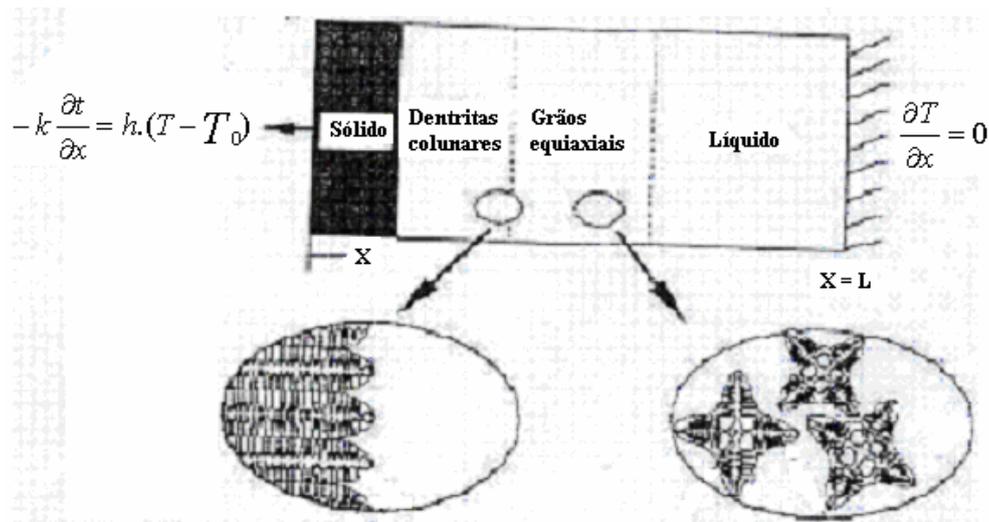


Figura 2.9 – Representação esquemática da transição colunar/equiaxial, Garcia (2001).

Segundo Lait et al. (1982), um aumento na temperatura de lingotamento produz um aumento do comprimento da zona colunar, porque em altas temperaturas os cristais equiaxiais formados no molde podem ser mais facilmente refundidos. Alguns poucos cristais são então disponibilizados para formar a zona equiaxial e a dendrita colunar podendo crescer livremente para a região central do veio.

Em molde curvo, há uma assimetria da estrutura; este fato é importante, pois significa que trincas internas se formarão preferencialmente adjacentes à face do raio interno, onde a estrutura colunar predomina.

As condições de fluxo no “poço” líquido (centro líquido) têm uma significativa influência na formação do cristal equiaxial e estrutura, pelo aumento da turbulência do “poço” no molde, o número de cristais formados aumenta e produz uma mudança na estrutura de lingotamento.

Tal poderia ser devido à maior dissipação de calor, a qual acarreta diminuição do grau de superaquecimento no poço líquido; cristais equiaxiais encontrariam condições mais favoráveis de nucleação e crescimento. O rompimento das pontes de dendritas colunares, gerando sítios de nucleação heterogênea de cristais equiaxiais, também ocorre.

A figura 2.10 mostra a influência da temperatura de vazamento na estrutura bruta de solidificação.

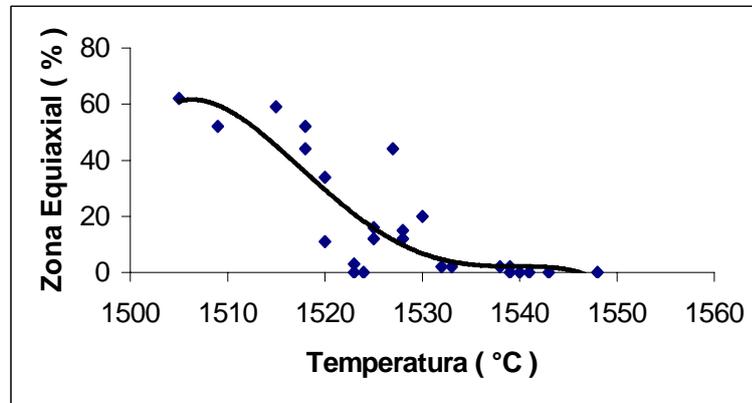


Figura 2.10 – Influência da temperatura na estrutura de lingotamento Lait et al. (1982).

Porem, irregularidades são passíveis de aparecer, trazendo em associação defeitos.

A zona colunar pode, em certos pontos alcançar o centro do tarugo. A este fenômeno dá-se o nome de pontes de solidificação, que estão regularmente espaçadas de 5 a 10cm Alberny et al. (1976), conforme mostra a figura 2.11.

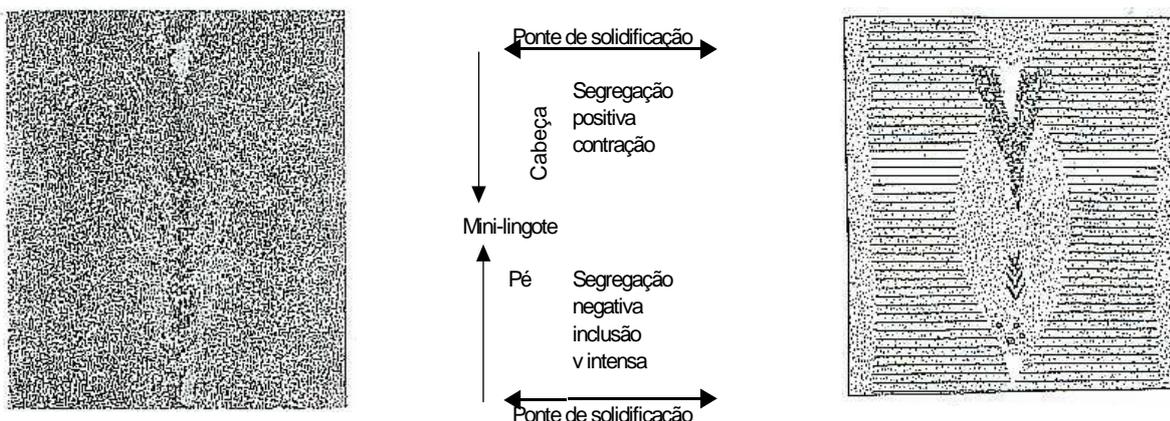


Figura 2.11 – Defeitos de solidificação em uma seção longitudinal de um tarugo Alberny et al. (1976).

2.4- Influência de variáveis de processo sobre o fluxo de calor.

2.4.1- Velocidade de lingotamento.

O fluxo de calor no molde, segundo Taylor (1975), aumenta com a velocidade de lingotamento. A transferência de calor é máxima no nível do menisco. Aqui o aço está em íntimo contato com a parede do molde e está em sua mais alta temperatura. O corpo de aço em formação esfria como resultado desse alto nível de extração de calor, contrai e se distancia da parede do molde. Embora o molde seja cônico na direção longitudinal, a conicidade na região intermediária aparentemente não é suficiente a fim de garantir o mesmo grau de íntimo contato com o corpo de aço em formação. O fluxo térmico diminui na medida que a folga entre o aço e o tubo de cobre cresce. Não antes do corpo de aço atingir o fundo do molde o fluxo de calor começa a aumentar novamente. O fluxo de Calor no molde, aumenta com aumento da velocidade de lingotamento, conforme demonstra a Fig.2.12, tomando o exemplo de um tubo de cobre de 240 x 700 mm. Os perfis de fluxo térmico seguem uma configuração similar não importando a velocidade de lingotamento.

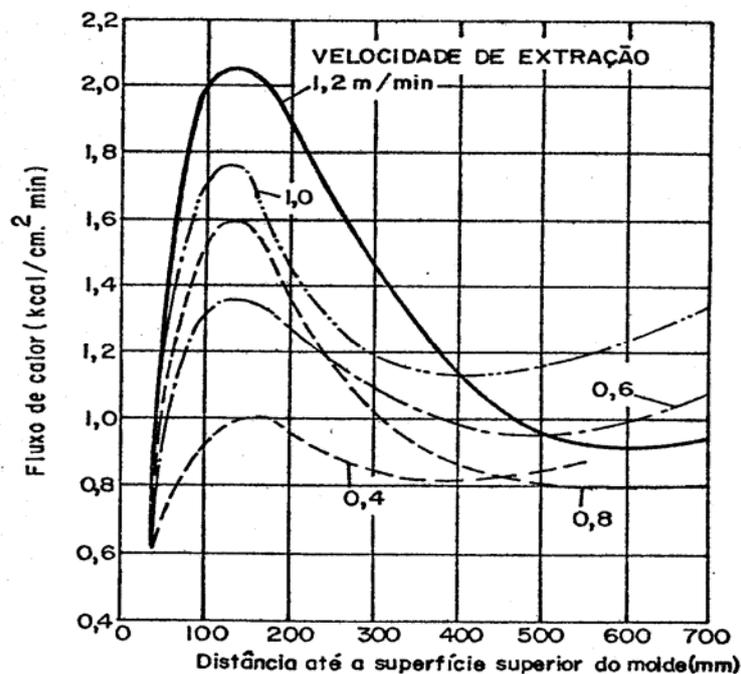


Figura 2.12 – Fluxo de calor em função da altura no molde para diversas velocidades de extração, Taylor (1975).

As curvas mostram que a transferência de calor é maior na altura do nível de aço e cai nitidamente na direção do lingotamento, com o aumento da espessura da pele e descolamento da interface sólido-molde. O fluxo de calor ao nível do aço, cresce apreciavelmente com o aumento da velocidade de extração.

De acordo com Taylor (1975), o ligeiro aumento do fluxo de calor próximo à saída do molde pode ser explicado pela penetração da água do resfriamento secundário no gap (espaço) nesta região, onde ocorre a dissociação, produzindo FeO e um gás rico em H₂, que tem maior condutividade térmica do que a atmosfera do gap (espaço) na parte superior do molde.

Para maiores velocidades de extração do veio, o tempo de solidificação será pequeno e a pele sólida formada será fina e portanto será empurrada mais facilmente pela pressão ferrostática contra a parede do molde, aumentando assim o fluxo de calor (Kcal/cm² x min) com o aumento da velocidade. Segundo Samarasekera et al. (1984), a quantidade de calor retirada (Kcal/kg aço) diminui, conforme mostrado na figura – 2.13.

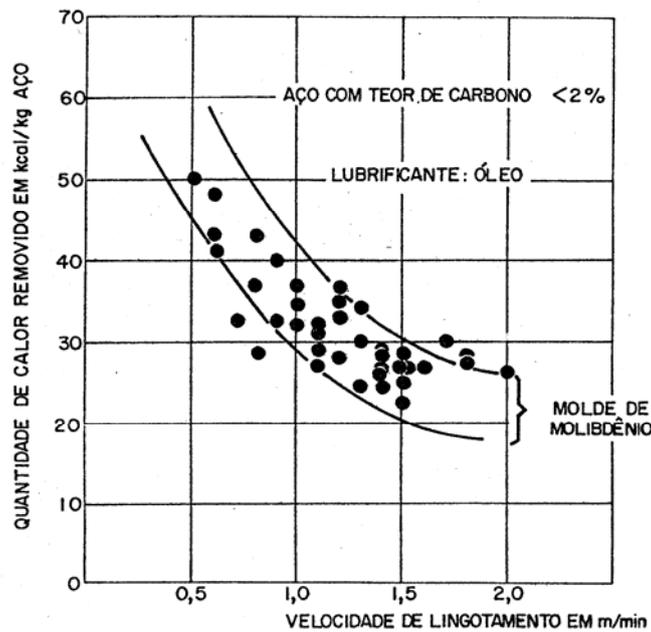


Figura 2.13 – Quantidade de calor removido em função da velocidade de lingotamento para um molde de molibdênio, SAMARASEKERA et al. (1984).

2.4.2- Temperatura de vazamento do aço.

Observa-se que a temperatura de lingotamento influencia a velocidade de solidificação do aço no molde e esta é mais pronunciada para pequenos tempos de residência, isto é, alta velocidade de lingotamento.

Sob o ponto de vista térmico, o superaquecimento normalmente presente no lingotamento contínuo 20 a 40° C, influencia o fluxo de calor no molde, e se comparado a outras variáveis, como velocidade de lingotamento e características do lubrificante é menos relevante.

Estudos realizados por Lait et al. (1982), mostram que uma baixa temperatura de vazamento pode levar a um resfriamento prematuro do aço na válvula de alimentação, assim como a um aumento do nível de inclusões, pois a baixa temperatura dificulta a flotação de inclusões. Uma alta temperatura de vazamento, por sua vez, acarreta as seguintes conseqüências:

- Estrutura preferencialmente colunar, que é mais suscetível à formação de trincas internas, aumenta a segregação central e aumenta a porosidade.

- Menor espessura da camada solidificada, em especial nas quinas do veio, o que aumenta a probabilidade de rompimento do veio.

Para o controle da solidificação no molde de lingotamento contínuo, diversas medidas do fluxo de calor tem sido realizadas. Estas medidas são utilizadas para o cálculo da espessura solidificada e temperatura do aço sólido.

2.4.3 – Material do Molde.

Para atender às condições operacionais existentes no processo, o calor de superaquecimento tem de ser transferido para a água de resfriamento; portanto, o molde tem de exibir um nível alto de condutividade térmica; ele também tem de ser suficientemente duro, bem resistente ao desgaste e a danos mecânicos, com uma resistência física definindo sua estabilidade dimensional. Para as temperatura medidas na parede durante o lingotamento, é necessário que o material do molde conserve uma boa resistência mecânica durante o lingotamento.

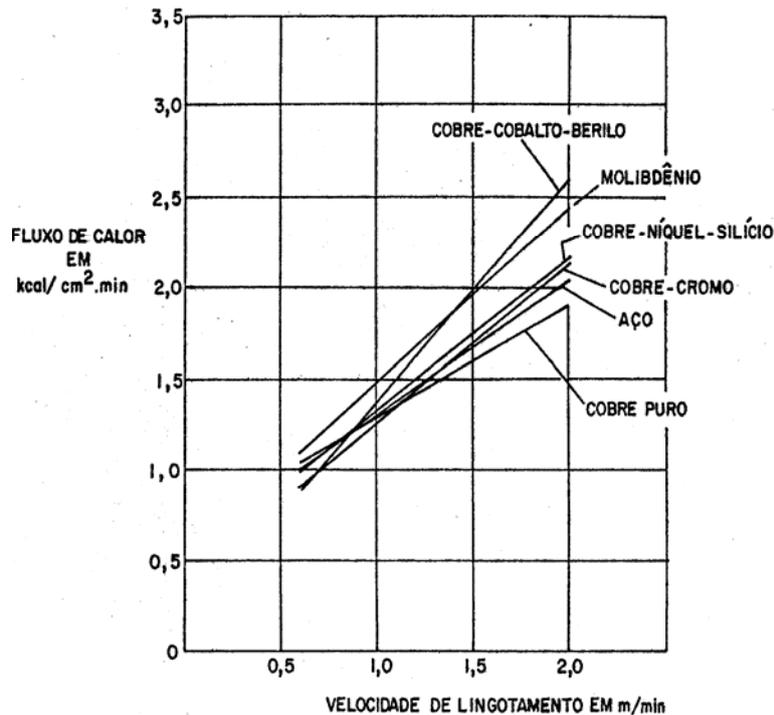
Outra propriedade importante é a temperatura de recristalização alta o bastante para impedir o amolecimento do metal.

O cobre é o metal que melhor atende a tais exigências, sua liga com pequenas quantidades de fósforo (em torno de 0,030 % de P no molde de Cu) aumenta significativamente a temperatura de recristalização. Algumas vezes o cobre é ligado com prata (em torno de 0,01 de P, 0,10 % de Ag, no molde de Ag - Cu) para aplicações especiais ou com Cromo e Zircônio (cerca de 0,75 % de Cr, 0,10 % de Zr, no molde de Cu - Cr - Zr). Essa ultima liga de cobre, por causa de suas propriedades físicas e mecânicas superiores, satisfaz aos padrões

máximos em termos de liberdade de deformação. As características mostradas na Tabela II, são indicativas das propriedades do molde. Essas ligas de cobre apresentam uma resistência relativamente pequena quanto ao desgaste e a escória líquida, quando esta está presente; como consequência, a erosão ocorre principalmente na parte inferior do molde, algumas vezes acompanhada por mudanças no perfil. Por essa razão, uma camada dura de Cromo, de 0,06 a 0,09 mm de espessura eletro-depositada dentro do molde, provou ser vantajosa para ser aplicado no molde, aumentando a vida útil do mesmo.

De acordo com estudos realizados por Samarasekera et al. (1984), para uma boa performance o material do molde deve ter uma boa condutividade térmica, limite elástico com estrutura estável à temperatura de trabalho, boa resistência a fadiga e facilidade de usinagem. O cobre e suas ligas são considerados como os materiais que melhor preenchem os diversos requisitos.

Existe a possibilidade de mudar o fluxo de calor no molde selecionando materiais com diferentes coeficientes de condutividade térmica. Portanto, metais como molibdênio e cobre, assim como ligas cobre-cromo, cobre-cobalto-berilo, cobre-niquel-silício, aço e ferro fundido, foram usados para testes em moldes de idêntica espessura de parede conforme figura 2.14.



A figura 2.14 – Fluxo de calor para moldes feitos de diferentes materiais, como função da velocidade de lingotamento, Samarasekera et al. (1984).

Resultados experimentais obtidos por Grill et al. (1976), mostram a remoção de calor do aço usando óleo como lubrificante, para vários materiais, figura 2.15.

Foi observado ainda por Grill et al. (1976), que a variação da quantidade de calor removida pelo molde em função da velocidade de extração do veio é praticamente a mesma nos seis casos, independentemente do material do molde. Isto é devido ao fato de terem sido utilizados moldes de materiais diferentes, mas com a mesma conicidade. É de se presumir que com velocidades iguais a casca solidificada do veio se destaca da parede do molde mais cedo, quanto maior for a condutividade térmica do molde. Isto significa que a conicidade do molde deve estar de acordo com o material do molde, para obter a melhor remoção de calor.

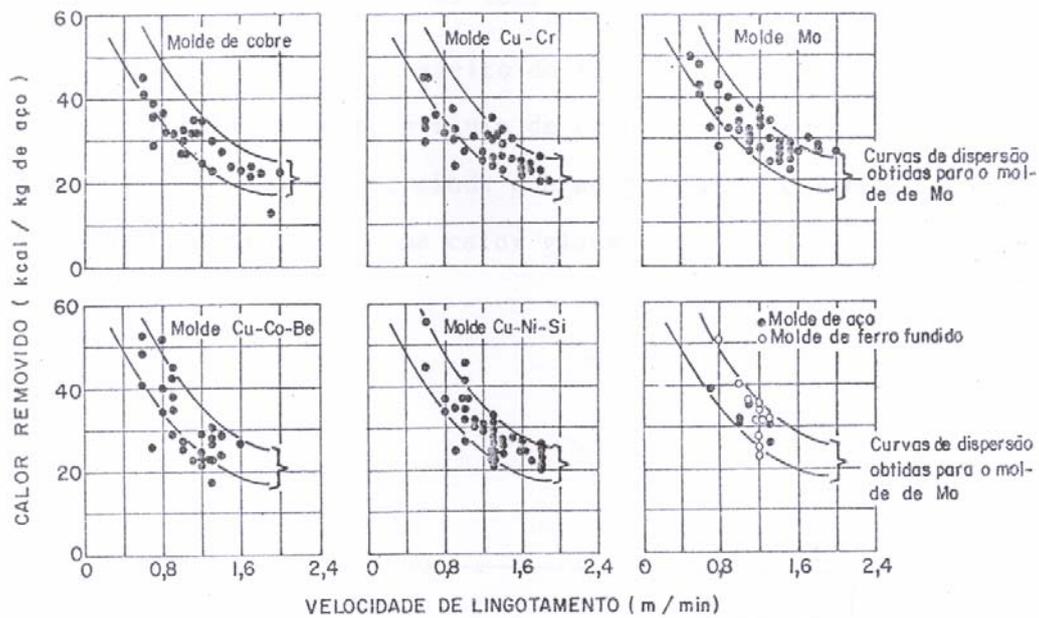


Figura 2.15 - Calor removido do aço em função da velocidade de lingotamento em moldes feitos de diferentes materiais, Grill et al. (1976).

Tabela II.1 – Características de alguns Moldes mais comercialmente utilizados, Metalli (2005).

	Cu DHP	Cu - Ag	Cu - Cr - Zn
Condutividade térmica, W / m °K	322	370	315
Temperatura média de amolecimento, °C	350	370	500
Módulo elástico, N / mm ²	120.000	125.000	128.000
Resistência máxima a tração para 20 °C, N / mm ²	160	250	410
Dureza Hb para 20 °C,	80	86	125
Observações	Custo razoável Boa condutividade térmica Alta temp. de recristalização Facilidade de processo com altas tolerâncias	Boa condutividade Baixa resistência ao desgaste e ao amolecimento.	Alta resistência mecânica . Resistente ao desgaste e ao amolecimnto. Baixa condutividade.
Uso	Moldes tubulares para tarugos e blocos	Moldes de chapa para placas e blocos Moldes tubulares para seções grandes e pequenas	Moldes para placas e tarugos.

2.4.4 - Composição química do aço.

A estrutura de lingotamento, depende muito do teor de carbono do aço. Há três regiões de diferentes comportamentos de solidificação segundo, Lait et al. (1982).

De 0,0 a 0,10%C: com o aumento do teor de carbono, a extensão da zona colunar e a transferência de calor diminui e o espaçamento dendrítico aumenta; para 0,10% C a extensão da zona colunar e a transferência de calor são mínimas e espaçamento dendrítico alcança um máximo;

De 0,1 a 0,6%C: extensão da zona colunar e a transferência de calor aumenta e o espaçamento dendrítico diminui com o aumento do teor de carbono;

Foi observado por Samarasekera et al. (1984), que a quantidade de carbono nos aços afeta a transferência de calor no molde. A transferência de calor é mínima para aços com 0,10%C e praticamente constante acima de 0,25%C. Esta situação está melhor ilustrada pela figura 2.16.

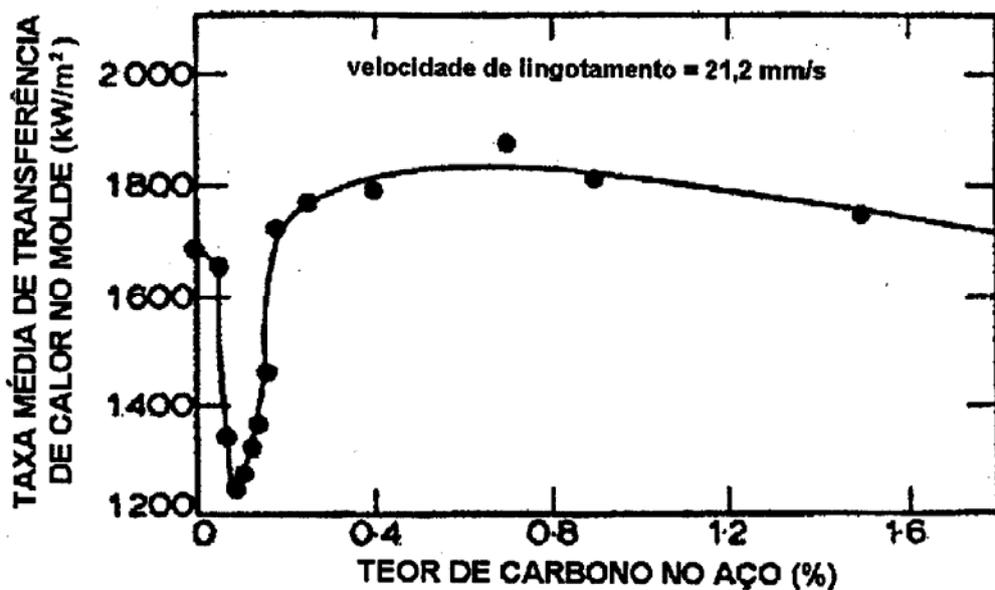


Figura 2.16 – Influência da quantidade de carbono na transferência de calor. Samarasekera et al. (1984).

Outra observação feita por Samarasekera et al. (1984) é que a superfície interna de veios rompidos de aços com 0,1%C é ondulada. À medida que se aumenta o teor de carbono, esse efeito vai diminuindo até praticamente desaparecer com 0,4%C.

Acredita-se que esses efeitos estejam relacionados com a redução de volume associado à transformação de fases $\delta - \gamma$. A contração do aço é máxima para o aço com 0,1 %C.

No fenômeno da transferência de calor, a contração levaria a um aumento do espaçamento entre o molde e o veio, o que por sua vez levaria a um aumento na resistência à transferência de calor. O mecanismo sugerido para a formação da superfície ondulada é o seguinte:

O aço em contato com o molde próximo ao menisco se solidifica e resfria o suficiente para que haja a transformação de fase $\delta - \gamma$. Com essa transformação ocorre a formação de uma camada de vazio entre o veio e o molde.

Com isso há uma redução localizada de transferência de calor, que leva a um reaquecimento e perda da resistência nesse ponto. Com isso a pressão ferrostática empurra a casca solidificada parcialmente de volta em direção ao molde.

A deformação resultante desse processo são as ondulações na superfície da camada solidificada.

Foi também observado por Samarasekera et al. (1984), que Enxôfre e Níquel também afetam a transferência de calor no molde. Para aços com 0,10%C, o enxofre e o Níquel aumentam o fluxo de calor no molde. Para aços com 0,70%C, o enxofre reduz o fluxo de calor no molde.

As transformações de fase do aço em contato com as paredes do molde segundo, Samarasekera et al. (1984), para aços baixo e médio carbono, ocorrem da seguinte forma:

2.4.4.1- Aço baixo carbono (Peritético).

As transformações de fase do ferro δ para o ferro γ , para aços de baixo carbono ocorrem na fase sólida. Como resultado, a contração do tarugo é diretamente influenciada pela contração durante a transformação, com isto, a pele torna-se desigual e sua formação é mais lenta devido ao menor contato com a parede do molde, como mostrado na figura 2.17-a.

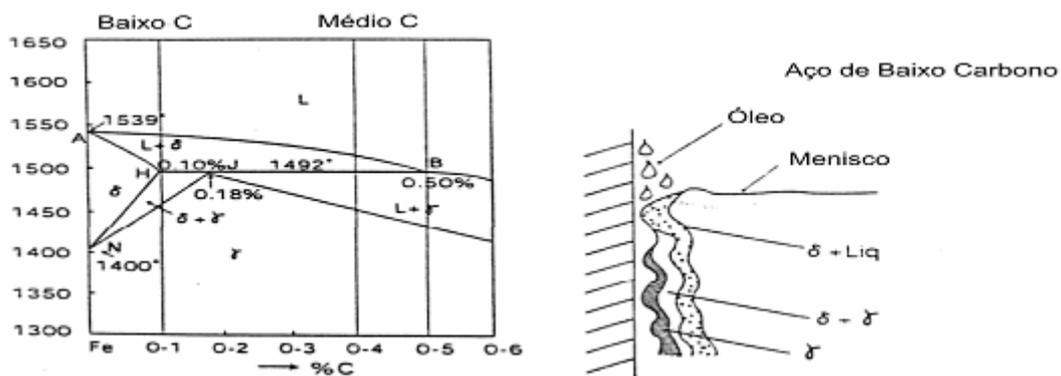


Figura 2.17-a - Transformação de fase para os aços baixo carbono (Peritético), Lait et al. (1982).

2.4.4.2 - Aço médio e alto carbono.

A transformação de fase para o aço de médio e alto carbono, na mistura de fases sólido e líquido. Assim, a contração da transformação é absorvida na fase líquida. Como resultado, a pele torna-se mais fina e pode ocorrer maior aderência (agarramento) devido a uma maior fricção entre a pele e a parede do molde, conforme figura 2.17-b.

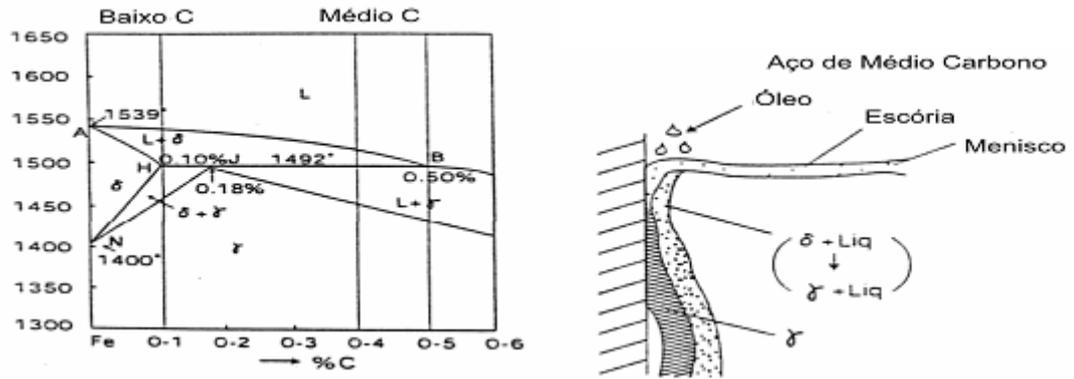


Figura 2.17-b - Mostra a transformação de fase para os aços médio e alto carbono, Lait et al. (1982).

A figura 2.18, retrata resultados experimentais realizados por Samarasekera et al. (1984), que mostra a espessura da pele solidificada em função da distância ao menisco para aços com 0,1 e 0,9% C. Observa-se que a solidificação é mais uniforme para aços com alto teor de carbono que para os aços na região dos peritéticos.

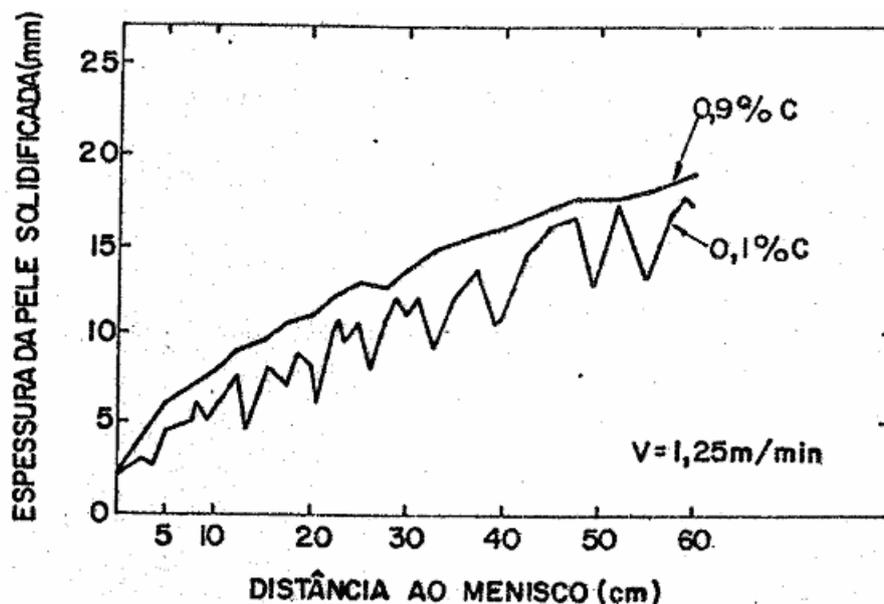


Figura 2.18 - Espessura do sólido em função da distância ao menisco para aços alto e baixo carbono. Samarasekera et al. (1984).

As diferenças entre o fluxo de calor para os aços carbono e peritéticos são justificados, de acordo com Samarasekera et al. (1984) pela não uniformidade da solidificação, baseado na transformação de fase de ferro delta(δ) CCC em ferro gama(γ) CFC. Sendo assim, durante a transformação de fase, de ferro delta em ferro gama, esta implicará em uma contração volumétrica da pele solidificada.

Comparado aos aços alto carbono, o de 0,1%C apresenta a maior faixa de temperatura de transformação no estado sólido. Desde que a transformação é acompanhada por uma redução em volume, os aços com 0,1%C apresentam maior contração que o alto carbono e tendência a formação mais acentuada do *gap (espaço)* entre a pele e a parede do molde).

Próximo à região do menisco, é transferido uma quantidade muito grande de calor para as paredes do molde iniciando-se a formação da pele. Logo abaixo desta região, a pele perde resistência mecânica e a pressão ferrostática empurra o sólido novamente contra a parede do molde.

A deformação do sólido, segundo Grill et al. (1976), gera uma descontinuidade na superfície na interface sólido/líquido. Nas regiões onde o fluxo de calor é reduzido pela formação do *gap (espaço)*, a pele solidificada é mais fina.

A figura 2.19, mostra o contato entre pele e parede do tubo de cobre durante o mecanismo de transferência de calor, diferenciado entre o tarugo lingotado com a superfície de contato e as regiões de transição líquido-sólido.

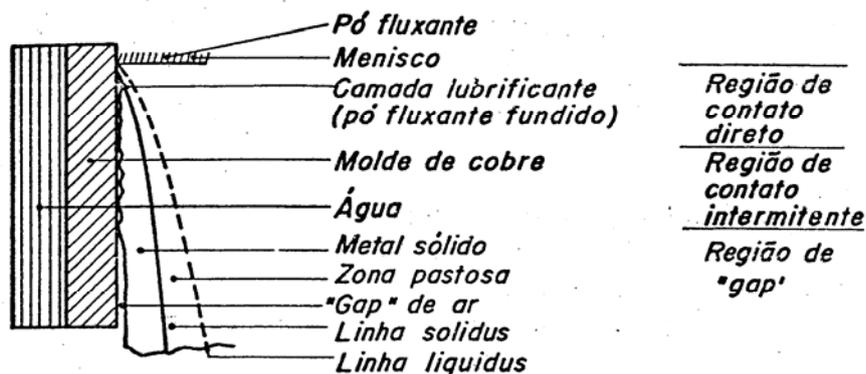


Figura 2.19 – Desenho esquemático que representa as diferentes regiões existentes entre as superfícies da parede de cobre e a pele solidificada.

2.4.5 – Potencial de Ferrita.

De acordo com o diagrama de fase, durante a solidificação do aço peritéticos, que está localizado no diagrama Fe-C na faixa de 0,09 a 0,18%C, a mudança de estrutura que é produzida devido à transformação peritética que ocorre a 1495°C é descrita da seguinte forma: ferro delta (0,09%C) + líquido (0,53%C) = ferro-gama (0,18%C). As duas formas alotrópicas envolvidas na formação do aço peritético são o Ferro- δ e o Fe γ . A fase δ tem estrutura cristalina cúbica de corpo centrada (CCC) enquanto a fase γ é cúbica de face centrada (CFC). A importância dessas duas estruturas reside em que a diferente distribuição origina também um empacotamento diferente dos átomos e é este empacotamento diferenciado que provoca uma variação de volume ao passar do Fe-delta ao Fe γ , conforme mostra a figura 2.20.

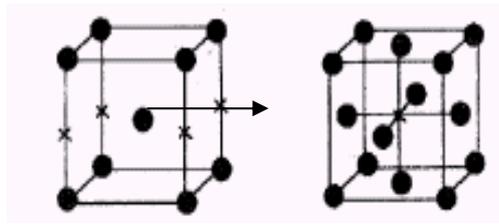


Figura 2.20- Desenho esquemático que retrata a mudança de fase e contração de volume.

Wolf (1995), realizou estudos que explicam o comportamento quanto à geração de trincas e defeitos de forma no processo de Lingotamento Contínuo, afirmando estar relacionada ao seu *ferrite potencial* – FP, ou seja, a fração de ferrita primária formada durante solidificação. Estudos realizados mostram que o comportamento do aço dentro do molde do Ling. Contínuo é uma função de seu FP e Cp (carbono equivalente) conforme mostrado nas equações 2.1 e 2.2:

$$FP = 2,5(0,5 - [Cp]), \quad (2.1)$$

onde,

$$Cp = [\%C] + 0,04 [\%Mn] + 0,1 [\%Ni] + 0,7 [\%N] - 0,14 [\%Si] - 0,04 [\%Cr] - 0,1 [\%Mo] - 0,4 [\%Ti] \quad (2.2)$$

Assim, os aços sensíveis às depressões formadas durante o Lingotamento Contínuo, caracterizaram-se por possuir um FP entre 0,85 e 1,05 e são denominados do tipo A. Por outro lado, os aços com FP fora desse intervalo são os aços do tipo B, os quais são mais sensíveis ao agarramento dentro do molde.

Tem-se, então, uma clara distinção de comportamento da solidificação inicial dentro do molde de LC, e, por extensão, aos tipos de defeitos que lhes são mais susceptíveis.

Na figura 2.21, os aços do tipo A apresentam FP entre 0,85 e 1,05 e grande tendência à depressão dentro do molde. Os aços do tipo B são os demais, apresentando tendência ao agarramento dentro molde.

Em resumo, os aços tipo A são caracterizados por:

- máxima contração imediatamente após a solidificação.
- mínima micro-segregação durante a solidificação.
- alta resistência à tração a quente (resistência à deformação do menisco).

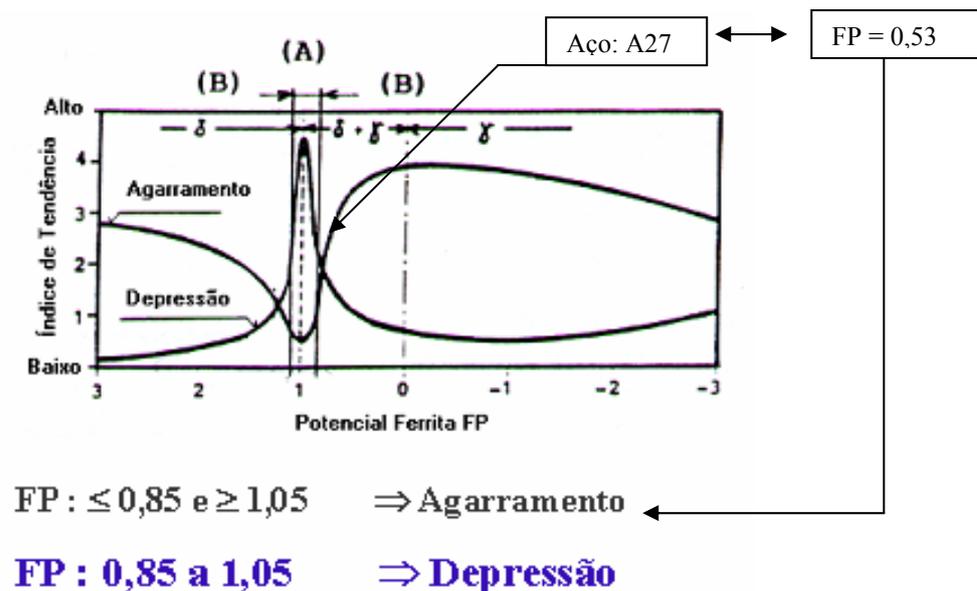


Figura 2.21- Diagrama de distribuição do potencial Ferrita.WOLF (1995).

As características citadas determinam a formação da pele, com o correspondente efeito na qualidade superficial do veio, ou seja, marcas

de oscilação mais profundas e tendências à depressão, conforme mostra a figura 2.22

CARACTERÍSTICA DA PELÍCULA SOLIDIFICADA

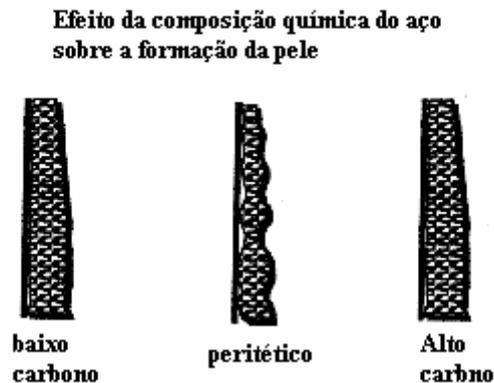


Figura 2.22- Desenho esquemático que mostra a contração para diferentes aços, WOLF (1995).

Os aços com aproximadamente 0,12%C solidificam praticamente como ferrita, com menor microsegração e conseqüentemente maior resistência mecânica, facilitando a formação de *gap* (*espaço*) entre aço e parede do molde), tendo como conseqüência, baixo fluxo de calor.

No caso do pó fluxante o efeito do carbono é mais pronunciado, por causa da ação isolante do filme de escória do pó que reduz a transferência de calor e a espessura do sólido, principalmente nos aços com aproximadamente 0,12%C que apresentam uma superfície mais rugosa.

Considerando os diferentes comportamentos da solidificação, as condições de lingotamento podem ser otimizadas para cada tipo de aço.

Para aços sensíveis à contração e formação de depressões isto é, % C < 0,2, é recomendado um resfriamento suave no molde, que pode ser obtido pelo uso de pó fluxante como lubrificante, com viscosidade ajustada à velocidade de lingotamento, de modo que um filme estável de escória seja obtido. No caso de óleo, pode-se reduzir o fluxo de calor aumentando a espessura da parede do molde ou utilizando recobrimento, para aumentar a temperatura da face interna do molde.

Nos aços com $\% C > 0,2$, o fluxo é mais elevado. Como estes aços são mais sensíveis à trincas, devido a microsegregação, deve ser objetivada a máxima retirada de calor para obter fina estrutura de solidificação, com benefícios para as propriedades mecânicas.

2.4.6 – Condições de resfriamento do molde.

No processo de Lingotamento Contínuo, o calor latente de fusão e o calor sensível são transferidos para a água de resfriamento através do molde de cobre. De acordo com estudos realizados por Schwerdtfegf (2003), o mecanismo de transferência de calor dentro do molde pode ser representado por uma seqüência de 3 resistências conforme mostrado na figura 2.23.

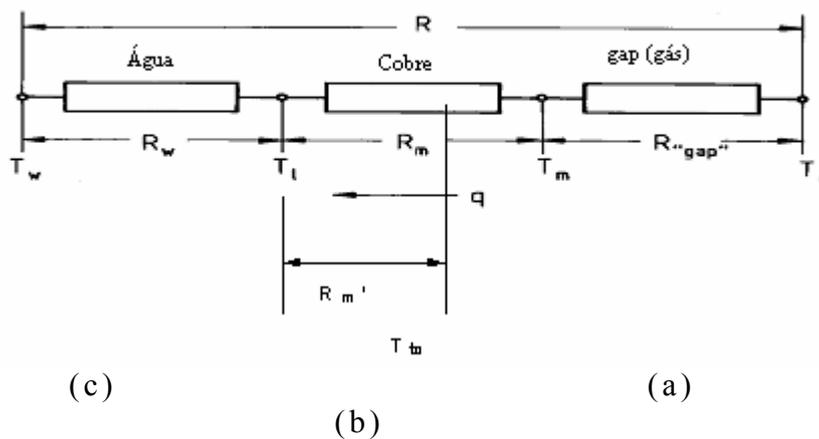


Figura 2.23 - Análogo elétrico para fluxo de calor entre superfície do aço e a água de resfriamento de água utilizando Resistências Térmicas, SCHWERDTFEGF (2003).

Estudos realizados por Samarasekera et al. (1978) mostraram que durante a operação, o molde de tarugos assume uma forma característica que é composta de abaulamento externo de 0,1 a 0,2mm a aproximadamente 150mm abaixo do menisco, limitado acima por uma região de conicidade negativa e abaixo, por uma região de conicidade positiva. Este efeito pode, dentre outras causas, ser atribuído à

ciclagem térmica da parede do molde devido à fervura da água, mais amplificado pelas mudanças no fluxo de calor devido a alteração no *gap* (*espaço*) entre a pele e a parede do molde) e do resultado da interação veio/molde. Através de modelamento, foi mostrado que durante a ciclagem térmica do molde, o movimento da parede na região do menisco pode alterar o *gap* (*espaço*) entre aço e molde) e o fluxo de calor em ~20% e o molde pode entrar em um ciclo de borbulhamento intermitente da água. Esse fenômeno pode ocorrer de forma não cíclica nas quatro faces, isto é provável e pode resultar em uma extração desigual de calor na região do menisco, resultando numa geometria romboidal do molde.

As trincas longitudinais de canto são geradas internamente, próximas da frente de solidificação, nos raios de canto com ângulo obtuso, conforme é freqüentemente observado ocorrer por causa dos esforços de tensão, devido à mudança de forma nesta região. A profundidade das trincas observadas, embaixo das superfícies do tarugo (de 2 a 4 mm), sugerem que elas se formam de 50 a 100 mm abaixo do menisco, que é a região onde o movimento da parede, devido aos ciclos de borbulhamento, é previsto ser máximo. Este mecanismo também explica os efeitos observados do conteúdo de carbono, o tamanho da seção e a rugosidade da face fria na formação da romboididade e das trincas de canto. Portanto, parece que a qualidade do tarugo pode ser melhorada através da supressão do borbulhamento intermitente no canal de água. Isso pode ser executado por um método ou por uma combinação de métodos: aumentando-se a velocidade da água, elevando-se a pressão de saída da água, e aumentando-se a rugosidade da superfície para minimizar a histerese ou aumentando-se a espessura da parede. Este mecanismo ainda não considera a influencia da temperatura do aço e do raio do canto, os quais também afetam a qualidade do tarugo. Essas variáveis influenciam na transferência de calor afetando a formação da espessura de pele do tarugo.

2.4.6.1- Influência do borbulhamento da água de resfriamento do molde na qualidade do material.

- O borbulhamento causa as flutuações de temperatura e a deformação do molde
- A deformação provoca marcas profundas de oscilação
- A deformação também causa a romboididade do tarugo e as trincas de canto.

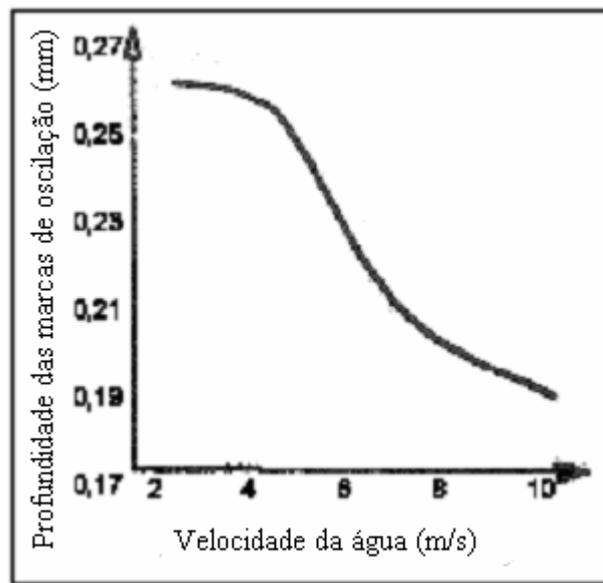


Figura 2.24 - Influência da água de refrigeração sobre a profundidade das marcas de oscilação.

As resistências térmicas de (b) e (c), citadas na figura 2.23, são geralmente pequenas em comparação com (a), de modo que se pode dizer que a taxa de transferência de calor, durante a solidificação do aço no molde, é controlada através da resistência térmica encontrada na interface do aço-molde. Geralmente é aceito que tal *gap* (*espaço*) pode ser dividida em três regiões:

- Partindo do menisco até o ponto onde a película do aço começa a se formar; nessa região o aço líquido é separado das paredes do molde por uma camada fina de escória lubrificante ou através dos produtos resultantes da combustão de um óleo lubrificante.
- Na região onde a película de aço tem uma resistência mecânica insuficiente para se descolar das paredes do molde, apenas existe um contato intermitente devido às condições da superfície de lingotamento e ao efeito da pressão ferrostática. Seu comprimento depende de vários fatores, tais como, a quantidade de superaquecimento, a composição do aço e a taxa de extração; seu comprimento estimado é de cerca de 200 a 300 mm.
- Na região onde existe um *gap* (*espaço*) definido. A partir do ponto onde o mesmo começa, ocorre transferência reduzida de calor por radiação e condução nesta região.

2.4.6.2 – Condições de borbulhamento da água.

Ainda como resultado do trabalho realizado por Samarasekera et al. (1978), o efeito de borbulhamento da água pode ser melhor entendido utilizando-se o gráfico da figura 2.24.

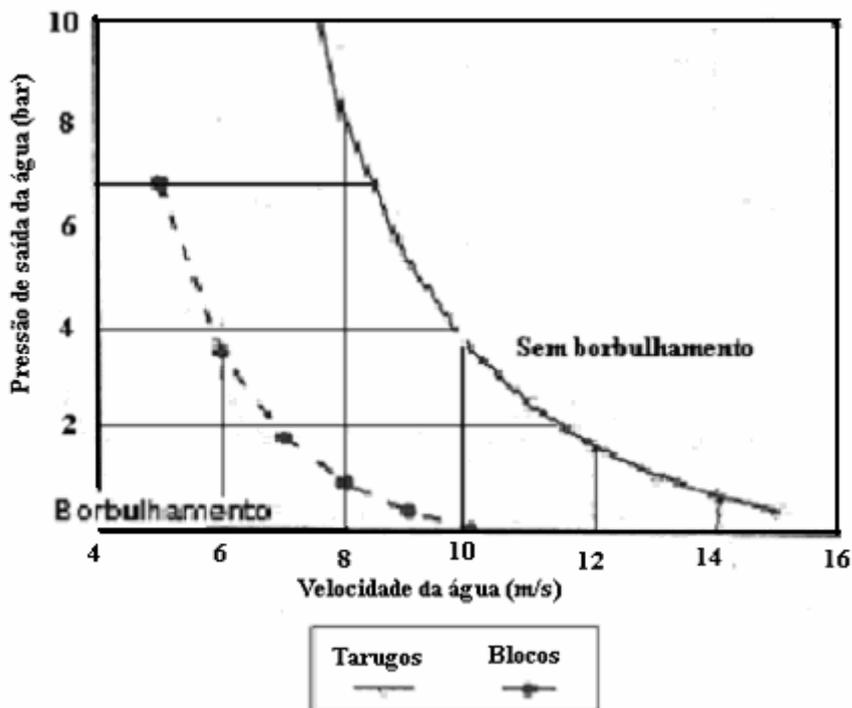


Figura 2.25 - Relação entre a pressão de saída e a velocidade da água no molde, Samarasekera et al. (1978).

Obs: 1Bar corresponde a 10^5 Pa.

Foi então sugerido que os valores ideais para qualidade do tarugo e preservação do molde estejam próximo de:

- Pressão de entrada água: 6 bar
- Pressão residual (saída) da água: ≥ 2 bar

Velocidade da água:

12 m/s para tarugos de até 130 mm de seção.

11 m/s para tarugos de até 160 mm de seção.

≥ 8 m/s para blocos

O controle da água de resfriamento é muito importante com relação às finalidades práticas. A experiência demonstrou que a velocidade da água nunca deve ser menor do que 6m/s, visto que abaixo desse valor as bolhas de vapor começam a se formar nas paredes do cobre. O borbulhamento da água de resfriamento do molde é altamente danoso, visto que ele resulta nas variações da temperatura e nas deformações do

molde. Ele causa também marcas profundas de oscilação, romboididade no tarugo e trincas nos cantos. O borbulhamento pode ser evitado aumentando-se a velocidade ou pressão da água, na saída do molde.

Os testes e cálculos realizados por Singh et al. (1977), mostraram que a formação do *gap* (*espaço*) entre o aço e o molde) pode ser substancialmente reduzida se a velocidade da água de resfriamento for elevada de 6m/s até a 9m/s. Todavia, a velocidade da água não deve exceder a um valor crítico (em torno de 13 m/s) no sentido de evitar mudanças do comportamento laminar ao turbulento, que produz uma diminuição da retirada de calor. Para as finalidades práticas, a velocidade ótima da água é em torno de 9m/s.

A taxa de transferência de calor pode ser calculada com alguma aproximação considerando a variação da temperatura da água de resfriamento, circulando pelo molde.

$$Q = C \times M \times \Delta T \qquad 2.3$$

Onde : Q = Taxa de transferência de calor (kcal/min), C= Calor específico da água (1kcal/kg/°C), M = Vazão da água de resfriamento (l/min), ΔT = Diferencial de temperatura da água de resfriamento (°C).

Para garantia de uma boa condutividade térmica nas paredes do molde deve-se tomar cuidado com a deposição de materiais na superfície do tubo de cobre. Estudos realizados por Perry et al. (1978), mostram que este tipo de ocorrência introduz uma resistência térmica adicional e reduz localmente o coeficiente de transferência de calor na interface água de refrigeração-molde.

A condutividade térmica para os diferentes tipos de materiais a serem depositados é dada por:

Sulfato de Cálcio -----	0,6 a 2,0 Kcal/m.h.C
Cálcio -----	0,13 a 2,0 Kcal/m.h.C
Silicatos -----	0,07 a 0,2 Kcal/m.h.C

O calor absorvido pelo molde é fortemente influenciado pelo tipo e pela espessura do depósito, especialmente quando a condutividade térmica do depósito é baixa. A presença do depósito implica ainda em que a temperatura do molde aumenta com tendência à redução de sua vida. Desta forma, o controle de qualidade da água do molde, visando evitar a deposição, se torna importante.

Os parâmetros que definem as condições de resfriamento no molde são: Espessura da parede do molde, condutividade térmica do material, velocidade e temperatura da água de resfriamento. Variações nesses parâmetros afetam pouco o fluxo de calor através da parede do molde, e conseqüentemente os perfis de temperatura no veio, mas o efeito sobre os perfis térmicos no molde podem ser apreciáveis e afetar significativamente o seu tempo de vida útil.

No que diz respeito à temperatura da água de resfriamento do molde, um aumento na temperatura da água de 10 °C, resulta em aumentos de cerca de 10 °C nas temperaturas das faces interna (quente) e externa (fria) da parede do molde. Samarasekera et al. (1978), também ressaltaram que a temperatura da face interna do molde é importante, pois determina a região mais susceptível a amolecimento, distorção e a temperatura da face externa determina a possibilidade de vaporização da água junto à parede, o que aumenta a resistência ao fluxo de calor.

O aumento da velocidade da água de resfriamento leva a menores temperaturas na parede do molde. No entanto, parece existir um ponto ótimo em termos de velocidade da água de resfriamento. Se a velocidade for pequena, há o aparecimento de bolhas de gás na superfície externa da parede do molde, levando a um aumento na resistência ao fluxo térmico junto à face externa do molde. Por outro lado, se a velocidade for grande, a temperatura na superfície interna da

parede do molde será reduzida, podendo levar a um aumento na camada de pó fluxante solidificado e uma redução no fluxo de calor junto à face interna da parede do molde, ou seja, um aumento na resistência à transferência de calor.

Uma possível redução na espessura da parede do molde praticamente não altera a temperatura na face externa e reduz a temperatura na face interna do molde. Uma redução na condutividade térmica do material do molde também não altera a temperatura na face externa, mas leva a um aumento na temperatura interna do molde.

Normalmente, o aumento da velocidade do fluxo de água do molde ocasiona um aumento do fluxo de calor metal / molde. Entretanto, em aços sensíveis à contração, o aumento da velocidade da água poderá ocasionar uma redução do coeficiente de transferência de calor global. A resistência à transferência de calor será ocasionada pelo “gap (espaço)” metal/molde. De acordo com Perry et al. (1978) a faixa de velocidade da água do molde normalmente recomendada é de 4 a 6m/s e para velocidades superiores a 6m/s, mudanças na vazão ou na velocidade da água, aumenta o coeficiente de transferência de calor global, em apenas 3% . Para velocidade da água abaixo de 4m/s, pode aumentar rapidamente a temperatura das paredes do molde devido à redução do coeficiente de transferência de calor molde/água, com maior possibilidade de formação de bolhas de vapor, o que pode ocasionar um resfriamento instável. Desta forma a velocidade da água do molde deve ser um fator de considerável influência, no caso de valores fora da faixa 4 a 6m/s.

O efeito da modificação da temperatura de entrada da água do molde é mostrado na figura 2.26, onde Samarasekera et al. (1978) observaram que o aumento ou redução da temperatura normal da água (30°C) modifica o perfil de temperatura das faces quente e fria do molde.

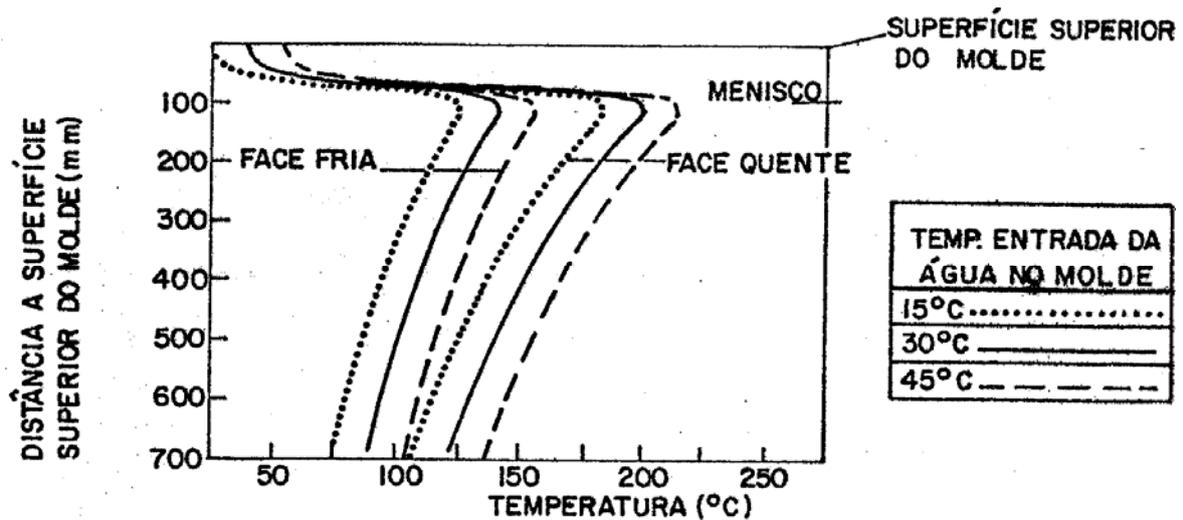


Figura 2.26 – Influência da temperatura da água de refrigeração do molde, na temperatura da parede do molde de tarugo Samarasekera et al. (1978).

2.4.6.3 - Sentido de escoamento e efeito do borbulhamento da água dentro do molde.

O sentido normal de escoamento da água do molde é oposto ao da extração do tarugo, isto é, a água entra embaixo e sai na parte superior do molde. A reversão do sentido do escoamento provocaria um ligeiro decréscimo da temperatura na região superior do molde e acréscimo na saída do molde, mas, em vista do pequeno efeito observado, pode-se concluir que, sob o ponto de vista térmico, o sentido de escoamento da água é pouco relevante.

A figura 2.27, mostra a influencia da temperatura da parede sobre a condição de extração de calor pela água de refrigeração.

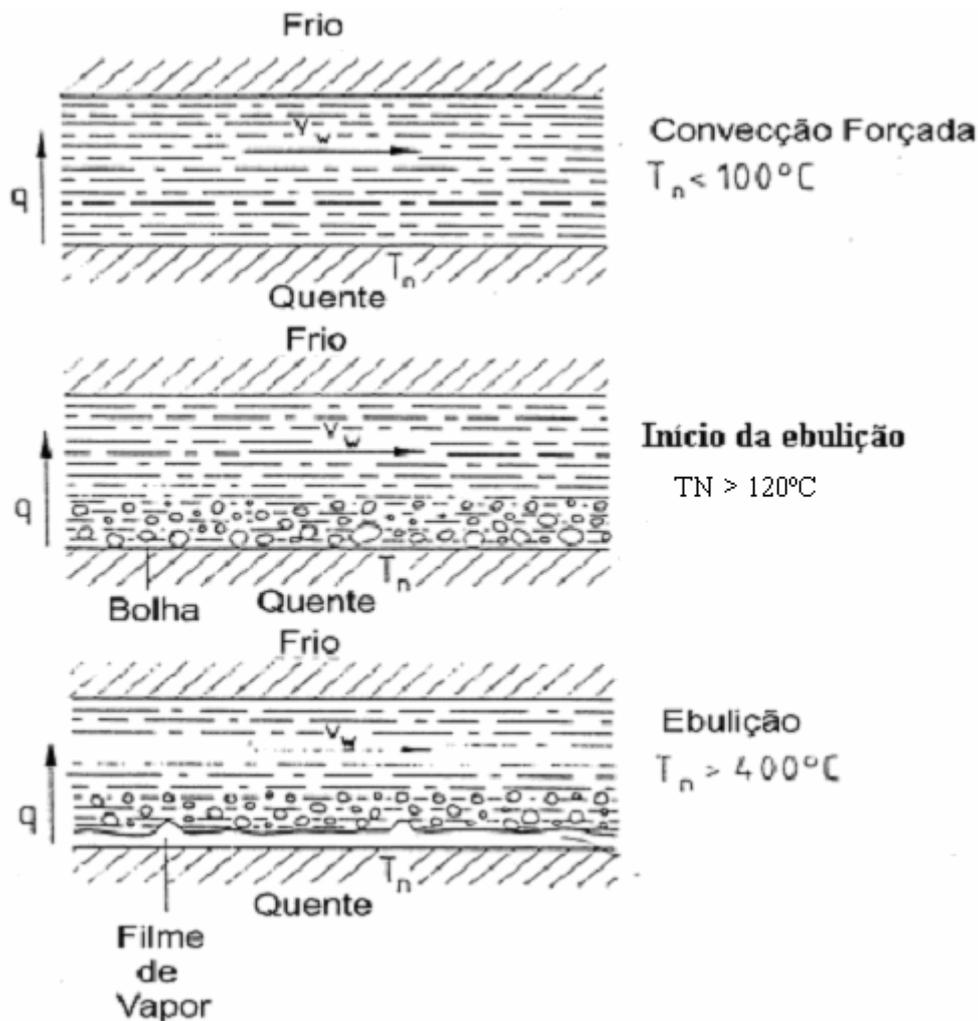


Figura 2.27 - Diferentes condições de transferência de calor dentro do canal de refrigeração do molde, Schwerdtfegf (2004).

Existe ainda uma grande preocupação no que diz respeito ao efeito da vaporização da água na face fria e na avaliação da distorção do molde. A vaporização da água nos canais de água de resfriamento é prejudicial ao processo, pois, reduz a transferência de calor da parede para a água,

e caracteriza-se por uma oscilação da temperatura da parede. Isto se deve ao fato de que no ponto onde ocorre a vaporização da água, o fluxo de calor diminui, causando uma redução na temperatura da água. Com a redução da temperatura, cessa a vaporização, o fluxo de calor aumenta e a temperatura aumenta até que se tenha a vaporização da

água. Assim tem-se um fenômeno que é cíclico e explica a oscilação da temperatura na superfície da parede.

2.4.7 – Distorção e conicidade do molde.

Com o uso, o molde normalmente sofre distorções e desgastes. A variação típica do perfil longitudinal de um molde para lingotamento de tarugo é mostrado na figura 2.28.

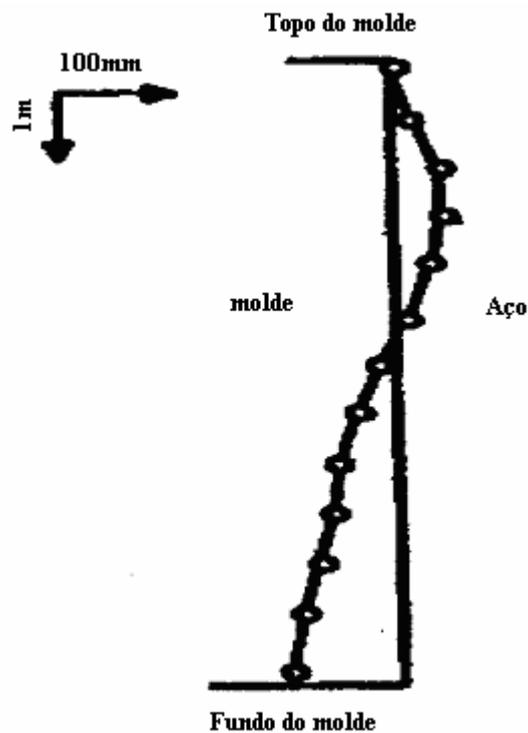


Figura 2.28 - Variação do perfil térmico longitudinal de um molde a partir de sua utilização, Aketa et al. (1962).

De acordo com Aketa et al. (1962), a deformação do molde, tem origem em duas fontes: Expansão térmica diferencial devido ao aquecimento não uniforme e deformação plástica proveniente das limitações impostas na própria montagem do tubo de cobre no molde.

Os moldes com o uso tendem a apresentar um abaulamento na região do menisco, com o surgimento de uma região de conicidade negativa na parte superior do molde. De acordo com Aketa et al. (1962), essa

distorção se deve à expansão térmica diferencial causada pelo aquecimento não-uniforme da parede do molde. Como se pode imaginar, essa alteração no perfil do molde afeta a transferência de calor no molde, e é responsável por alguns defeitos apresentados nas peças obtidas por lingotamento contínuo, tais como: romboidade e trincas longitudinais de quina.

Como já foi relatado anteriormente, o aço sólido formado no molde tende a se contrair progressivamente devido ao resfriamento e solidificação. Uma conicidade adequada do molde permite que o espaçamento entre o veio e a parede do molde seja pequeno, o que melhora a transferência de calor no molde e reduz a temperatura da superfície do veio na saída do molde.

Uma conicidade insuficiente do molde segundo Samarasekera et al. (1984), leva a uma redução na transferência de calor entre o veio e o molde, causando um aumento na temperatura de saída do veio do molde, com a conseqüente elevação do risco de ocorrência de ruptura do veio (*breakout*).

Uma conicidade excessiva do molde leva a um aumento na fricção molde-veio e a um aumento do desgaste do molde. Isso pode ainda levar à formação de trincas longitudinais próximo às quinas da peça.

Portanto, a dimensão do molde deve ser progressivamente reduzida, procurando-se compensar a contração, a fim de se manter um fluxo de calor uniforme.

A otimização da conicidade é um compromisso entre a obtenção de uma espessura do sólido na saída do molde, sem aumentar a fricção aço sólido/molde. Um indicador efetivo para a condição da conicidade do molde é a incidência de trincas sub superficiais conforme mostra a figura 2.29.

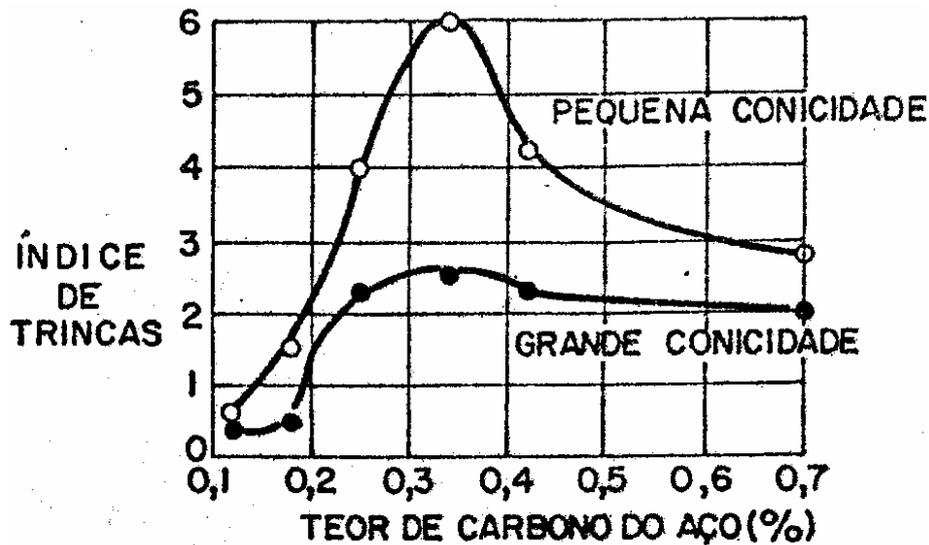


Figura 2.29 – Índice de trincas sub-superficiais em função da conicidade do molde, SAMARASEKERA et al. (1984).

Pelo exposto, a conicidade deve ser selecionada em função da velocidade de extração do veio, do tipo de aço e da bitola lingotada, que são as principais variáveis para a variação do fluxo de calor e contração volumétrica.

2.4.8- Altura do molde

Resultados experimentais encontrados por Samarasekera et al. (1984), mostram que a maior parte do calor é retirado na parte superior do molde, desta forma a parte inferior tem como função principal suportar a casca sólida do veio. Por esta razão existe pouca justificativa para aumentar a altura útil dos valores usuais compreendidos entre 700 e 1000mm, a não ser em casos de elevadas velocidades de lingotamento, devido ao risco de rompimento.

O comprimento ideal que um molde deve ter é aquele que permite a formação de uma pele solidificada com resistência mecânica suficiente para que não haja o rompimento do veio. Quanto maior a velocidade de lingotamento, maior deve ser o comprimento do molde, visando aumentar o comprimento útil para troca de calor.

Quando se altera a espessura da parede do molde não se observa diferença significativa na temperatura da face fria. A temperatura da face quente modifica-se de 2 a 5°C/mm. Entretanto essas modificações não afetam significativamente o fluxo de calor global.

Já em relação à geometria para moldes retos e curvos, a filosofia principal está fundamentada na maior possibilidade de eliminação de inclusões não metálicas no aço líquido durante a solidificação. Sob o ponto de vista de retirada de calor no molde, não existe diferença entre os moldes retos e curvos (tanto para tarugos como para placas).

2.4.9– Vida do molde.

Resultados experimentais tem demonstrado que a vida prolongada do molde, pode provocar distorções e / ou desgaste nas paredes do molde com conseqüente perda da conicidade e redução do fluxo de calor.

As alterações de forma podem causar diversos tipos de defeitos superficiais no produto, especialmente trincas.

2.4.10 - Oscilação do molde.

Durante o lingotamento existe a tendência natural de agarramento do veio nas paredes do tubo de cobre. Com o propósito de evitar e ou reduzir este agarramento, o molde é submetido a um movimento oscilatório na direção do lingotamento. E segundo Araújo (1997), esse agarramento deve ser evitado, pois o aparecimento de esforços de tração na fina camada solidificada poderia provocar o seu rompimento. O movimento de oscilação do molde, que segue geralmente um padrão senoidal, faz com que o molde se desloque durante um período no mesmo sentido do veio e no período seguinte no sentido contrário ao veio. Isto permite que se tenha o estripamento negativo (*negative stripping*), isto é, um período em que o molde tem um movimento descendente mais rápido que o veio, proporcionando um ligeiro esforço

de compressão na casca solidificada, que permite o fechamento de rupturas e aumenta a resistência da casca solidificada. Esse movimento oscilatório é responsável pelo aparecimento das marcas de oscilação nas superfícies da peça. Como essas marcas atuam como pontos de concentração de tensão de esforços, elas tornam o material mais suscetível ao aparecimento de trincas e suas profundidades devem ser minimizadas. A amplitude da oscilação normalmente varia de 8 a 13mm para lingotamento de tarugos e sua freqüência varia usualmente entre 150 e 220 oscilações por minuto. Há uma tendência de se buscar um aumento da freqüência e redução da amplitude da oscilação, visando reduzir a profundidade das marcas de oscilação.

Fazendo um desenho em corte, passando pelo centro do veio na direção de lingotamento, o mesmo revela que o fluxo de calor nas regiões das marcas de oscilação é aparentemente reduzido e gera uma pele mais fina nestes locais conforme é apresentado na figura 2.30.

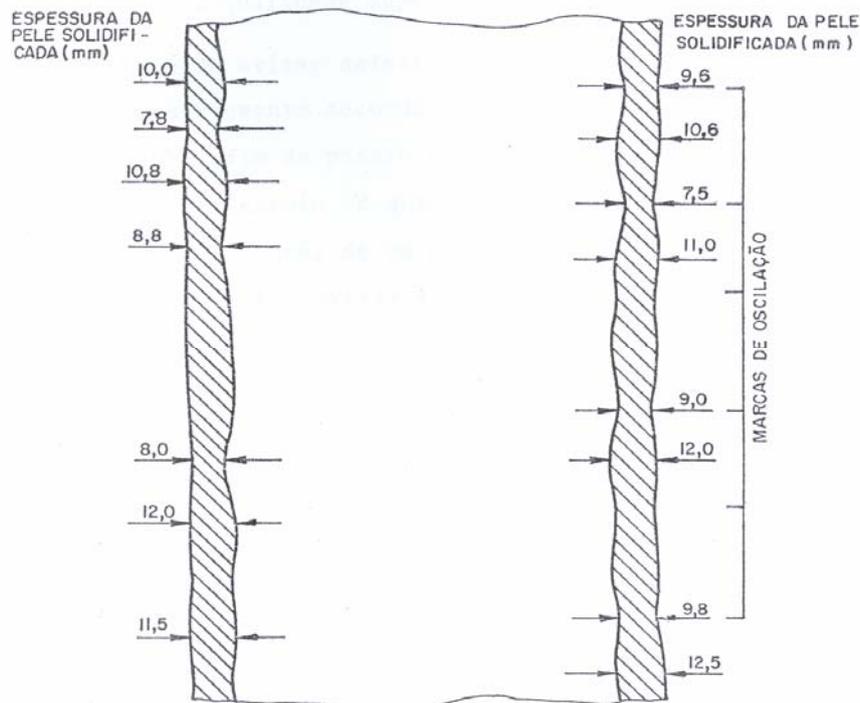


Figura 2.30 – Desenho esquemático que ilustra a influência das marcas de oscilação na espessura da pele solidificada.

2.4.11 – Lubrificação do molde.

Existe atualmente dois tipos de lubrificante para o molde: Óleo lubrificante e pó fluxante.

2.4.11.1 – Lubrificação com óleo.

Historicamente, o lingotamento contínuo foi iniciado com lubrificação por óleo. Também seções grandes foram lingotadas com óleo. Nos dias de hoje, o óleo só é usado para dimensões pequenas em lingotamento de tarugos (<180x180mm). Geralmente, o lingotamento com pó fluxante é superior em relação à qualidade do tarugo.

2.4.11.2 – Tipos de óleo e suas propriedades.

Existem quatro tipos principais de óleo, os quais são usados no lingotamento contínuo: Óleos naturais (vegetais), Óleos minerais, Óleos minerais com aditivos.

Misturas de óleos naturais e minerais, ex. 30% de óleo de colza e 70% de óleo mineral e produtos sintéticos.

Os óleos naturais mais conhecidos são os de semente de colza e óleo de soja. Na Indonésia é utilizado óleo de coco. Óleos minerais são oriundos do refinamento (destilação) do petróleo.

Óleos são compostos de numerosos componentes orgânicos: hidrocarbonetos, esters de glicerol e ácidos gordurosos.

2.4.11.3 - Ponto de fulgor e ponto de solidificação (°C)

O ponto de fulgor é a menor temperatura na qual o óleo entra em ignição no ar. Existem testes padronizados para determiná-los, ex. teste COC = teste Cleveland open cup. O ponto de fulgor e viscosidade aumentam em paralelo, e quanto mais alto a quantidade de carbono no

óleo, esses valores tendem a aumentar. O ponto de solidificação também é importante para armazenagem.

A tabela II.2, apresenta características e resultados experimentais de alguns segundo Bakshi et al. (1993).

Tabela II.2 – Tipos de óleo e suas propriedades.

Óleo	Ponto de fulgor, °C	Ponto de solidificação, °C	Viscosidade, centi Stoke
Semente de colza	>310	-10	32 (40°C)
Soja	210	-10 a -16	125 (33°C)
Óleo mineral	160	-12	50

2.4.11.4 - Comportamento no aquecimento

Os óleos não têm ponto de ebulição definido. Isto significa que no aquecimento, eles se volatilizam numa faixa de temperatura iniciando aproximadamente 200 °C, e que as fases líquida e gasosa apresentam diferentes composições. Em temperaturas mais altas, ocorre também a decomposição. O comportamento dos vários óleos no aquecimento foi medido por Marchionni et al. (2004) e resultados são relatados como a perda de massa em função da temperatura. As curvas de temperatura versus perda de massa diferem bastante, figura 2.31, mostra que não existe óleo que resista no estado líquido a temperaturas acima de 450 °C.

Se os óleos forem colocados em contato sobre superfície quente (1000 °C), eles são decompostos, para principalmente H₂, CO, CH₄, CO₂,

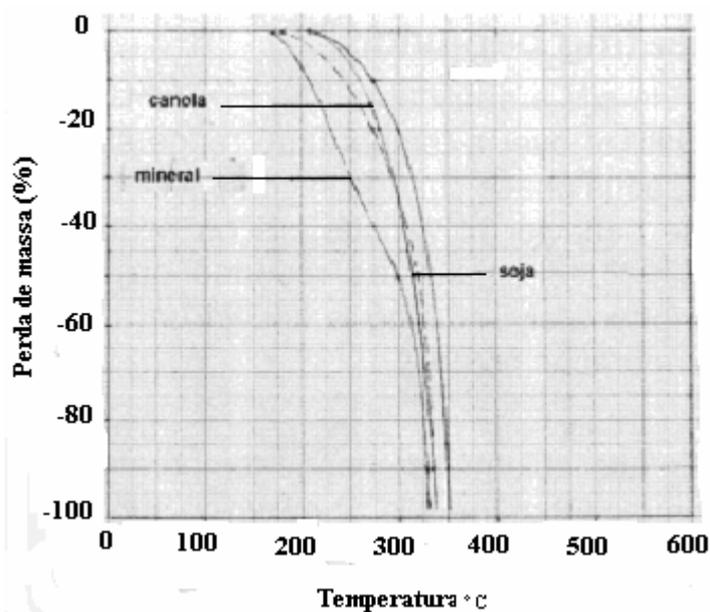


Figura 2.31 - Comportamento da volatilização para tipos diferentes de óleos, dados de Marchionni et al. (2004).

Na tabela II.3 apresenta-se a composição do gás em um teste de laboratório no qual as amostras de óleo foram termalmente decompostas a 1000°C, sob uma atmosfera de nitrogênio. As amostras foram retiradas durante o lingotamento, e existe muito pouco conteúdo de hidrocarbonetos, indicando que o óleo está praticamente e completamente decomposto segundo van der Stel et al. (1991).

Tabela II.3 – Composição do gás.

	Óleo de colza	Óleo a base mineral	Óleo sintético.
Hidrogênio H ₂	6.42	10.30	10.53
Monóxido de carbono CO	3.26	0.21	0.84
Metano CH ₄	4.96	8.93	9.48
Dióxido de carbono CO ₂	0.56	0.02	0.10
Outros C ₂ H _x	0.07	0.19	0.12
Nitrogênio N ₂ , mais outros	-----	-----	-----

Composição do gás, em vol. %, por termo análises

2.4.11.5 - Conjecturas e observações sobre a ação do óleo no molde

No que diz respeito ao mecanismo de lubrificação com óleo no molde de Lingotamento Contínuo, existem várias hipóteses:

- a) O óleo penetra na abertura entre o veio e a parede do molde produzindo o efeito lubrificante.
- b) O óleo de lubrificação é subdividido em uma camada de óleo na parede do molde e uma camada de gás no lado do veio.
- c) Existe uma película de grafite entre o molde e veio, originária da decomposição do óleo / gás.
- d) A lubrificação é constituída de: Uma mistura de grafite, material emitido do aço, e aditivos (ex. MoS_2)

Estudos recentes realizados por Marchionni et al. (2004), deram atenção aos depósitos na parede do molde. Amostras foram raspadas e investigadas por SEM/XDS e difração do raio X. Os materiais encontrados, foram aqueles sensíveis à oxidação (Al, Si, Mn, Ca) e com alta pressão de vapor (Mn, Zn, Pb, Ca Cu, Si) e composição variada. Principalmente, os depósitos que estavam abaixo do menisco. Provavelmente, acima do menisco os materiais emitidos não se desprendem devido ao fluir do óleo, ou eles foram lavados para fora pelo óleo. Talvez essa formação de depósito seja o fator mais importante na produção da película de lubrificação.

O comportamento do menisco durante o lingotamento foi observado com uma câmara de vídeo de alta velocidade. Vários fenômenos foram notados:

- a) Óleo escoando para baixo na parede chegava ao menisco. As vezes, bolsas de óleo ficavam presas entre aço e a parede do molde. Rompimentos de veio, resultaram dessas retenções (prisão), ejetando o aço líquido, Figura 2.32, topo da esquerda.

Aço líquido era empurrado da parede do molde, provavelmente pelo gás produzido do óleo, Figura 2.32, topo à direita.

b) O menisco era muito perturbado e uma linha de solidificação uniforme no molde, não podia ser vista de forma alguma.

Ondas fortes de aço, às vezes foram formadas, as quais empurraram o óleo para fora da parede do molde, Figura 2.32, base à direita.

A figura 2.32, apresenta suposições e observações sobre a ação do óleo no molde, através de Fotografia de vídeo dos meniscos num molde de tarugo, mostrando vários fenômenos que ocorrem durante a lubrificação com óleo. Esquerda: Rompimento resultante de uma retenção de uma bolsa de óleo. Topo a direita: aço líquido é empurrado para fora do molde por uma camada de gás. Base a direita: o óleo é separado da parede do molde por uma onda de aço segundo Marchionni et al. (2004).

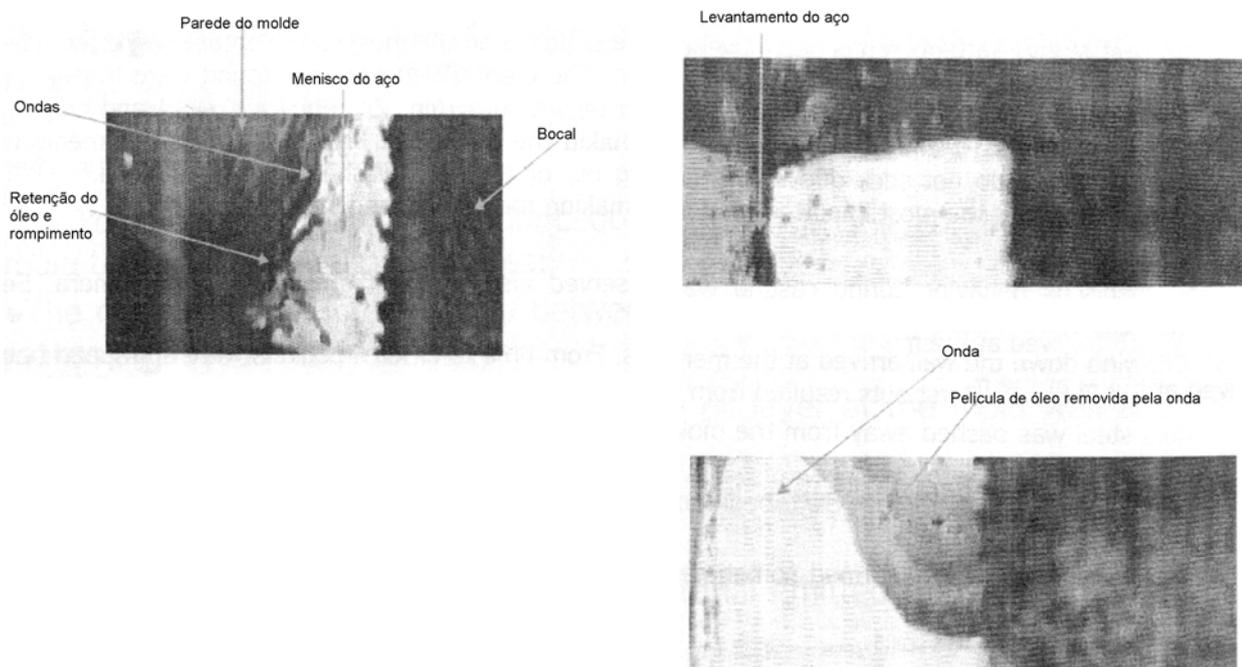


Figura 2.32- Fotografia de vídeo da região do menisco para molde de tarugo, Marchionni et al. (2004).

É evidente que a partir da investigação do vídeo que o menisco de aço e sua vizinhança ao molde estão em um estado altamente dinâmico, e é

difícil provar a partir disto, a existência de uma camada de lubrificação coerente e validar um certo mecanismo de lubrificação. Não obstante, parece que ainda vale a pena, investigar as funções do óleo relevantes, sob condições de laboratório definidas. Tal estudo foi feito na transferência de calor por Ruppel et al. (2004), conforme mostra a figura 2.33.

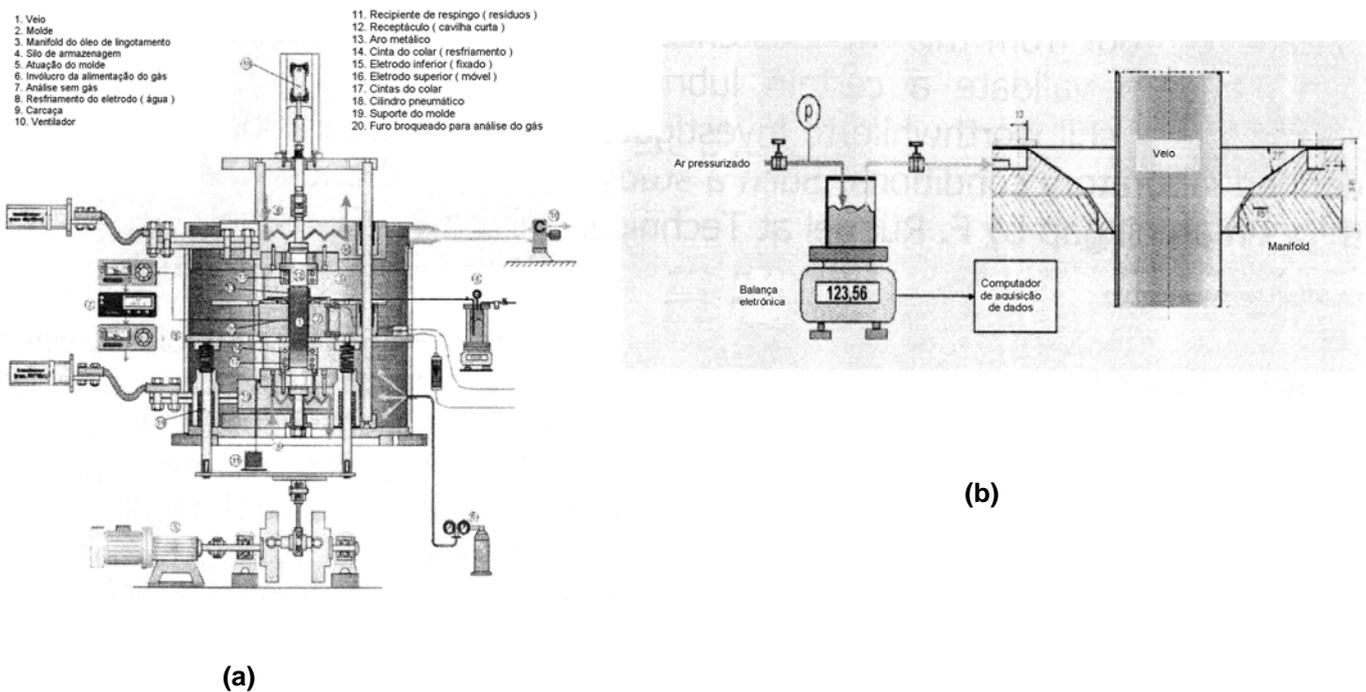


Figura 2.33- (a): Instalação da simulação. Fluxo de calor através de uma “abertura de óleo”. (b): Detalhes: Sistema de alimentação de óleo de lingotamento, Marchionni et al. (2004).

O fluxo do calor entre um “veio” consistindo de um cilindro de aço oco aquecido eletricamente (1) e um “molde resfriado” com água, localizado concentricamente em volta do veio (2) foi medido. O óleo de lingotamento foi passado através da abertura entre veio e molde, que tem abertura 0.25 a 0.50 mm, a uma proporção de 5 a 20 ml min⁻¹. O molde oscilando com 0 a 300 rpm (5). Todo o arranjo está encapsulado em uma carcaça, a qual é lavada com nitrogênio. A parte sem gás pode

ser sugada para fora da abertura (20) para análises de H₂ e CH₄. Os conteúdos encontrados continham de 6 a 16 % de H₂, 10 a 25 % de CH₄. As temperaturas do veio podem ser ajustadas em uma faixa de 850 a 1050°C. Medidas foram feitas da densidade do fluxo do calor q_o, as temperaturas T_{str} e T_{mold} do veio e superfície do molde. Onde d_{oil} é a espessura do filme de óleo. Os valores medidos podem ser usados para determinar a “condutividade do sistema”, a qual seria uma condutividade térmica média do material na abertura (líquido, gás, resíduo sólido) usando a equação:

$$\lambda_{sys} = \frac{q_o \cdot d_{oil}}{T_{str} - T_{molde}} \quad (2.4)$$

Resultados típicos para três óleos (óleo 1 e óleo 3 = óleos minerais, óleo 2 = óleo colza) é apresentada na Figura 2.34 em estudos realizados por Marchionni et al. (2004).

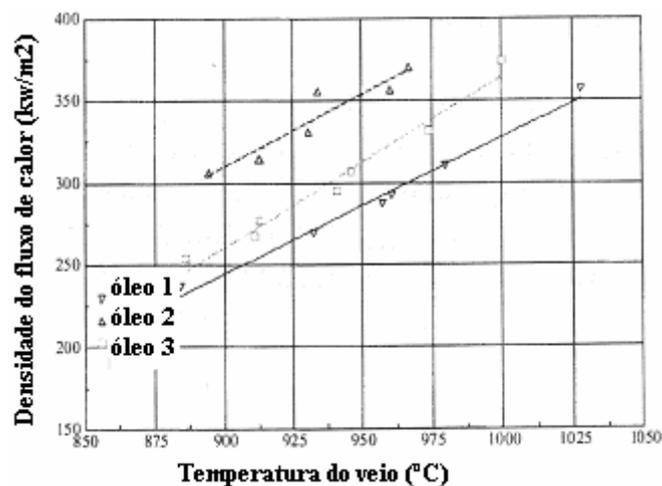


Figura 2.34 – Densidade do fluxo de calor versus temperatura do veio. D_{óleo} = 0.3mm, V_{óleo} = 10ml.min⁻¹, Marchionni et al. (2004)

A partir da Figura 2.34 fica evidente que as condutividades são de alguma forma mais altas do que aquelas computadas, assumindo gases contendo H₂-CH₄-N₂, mas elas estão na mesma ordem de magnitude.

Então, é razoável assumir que nos experimentos de laboratório havia principalmente gás na abertura. Se forem traçadas linhas retas através dos pontos na Figura 2.34, pode-se extrapolar para temperaturas de lingotamento contínuo. Por exemplo, os dados para o óleo 2 (semente de colza) podem ser representados por $q_o = -290 - 470 d_{oil} + 0.83 T_{str}$ com q_o em kW m^{-2} , d_{oil} em mm e T_{str} em $^{\circ}\text{C}$. Isto produz para 1500°C 814 ou 908 kW m^{-2} para espessura da abertura de 0.3 ou 0.1 mm, respectivamente. No lingotamento contínuo, as densidades do fluxo de calor no menisco são mais altas por um fator de dois ou três. Então é duvidoso, se o mecanismo de fluxo de calor envolvendo uma abertura uniforme é aplicável à região do menisco no lingotamento contínuo. Mas, isso já poderia ser assumido a partir da investigação do vídeo. Possivelmente, esse mecanismo é válido em alguma região inferior, onde uma abertura pode desenvolver, devido à contração do veio.

A partir das experiências realizadas, Marchionni et al. (2004), pode concluir que para uma boa utilização do óleo como lubrificante no lingotamento contínuo, requer:

Bom fluxo de óleo na parede de molde,
Volatilização, decomposição, formação de carbono no molde,
Comportamento de “emissão de fumaça”,
Acúmulo de carbono na parede do molde,
Baixo conteúdo de água para evitar centelha na adição dentro do molde,
Boa superfície do tarugo.
Cristalização na armazenagem e problema de fluxo,
Exigência de saúde: o óleo não deve emitir hidrocarbonetos aromáticos policíclicos.

2.4.11.6- Sistema de alimentação com óleo.

A maioria dos moldes possuem uma fenda no topo do molde, Figura 2.35, O fluxo deverá ser controlado individualmente em cada molde. Frequentemente não existe medidores de vazão de óleo nos moldes, o que seria ideal.

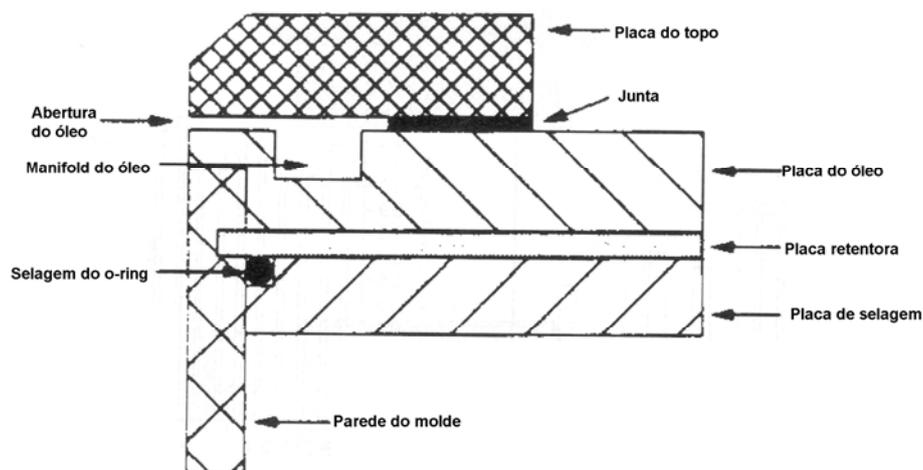


Figura 2.35 - Topo do molde com montagem para alimentação do óleo, Bakshi et al. (1993).

A Figura 2.36, mostra a distribuição de escoamento do óleo na superfície das paredes do molde de tarugo, em experimento realizado por Bakshi et al. (1993). Onde os raios de canto estão em 1, 7, 13 e 19. A taxa de alimentação do óleo é mais ou menos 30 ml min^{-1} em ambos os casos, onde: Esquerda: a abertura do óleo é 0.91 mm . Direita: a abertura do óleo é 0.38 mm de acordo com estudos realizados por K. Stercken (2006), a figura 2.44, mostra a distribuição de escoamento do óleo na superfície das paredes do molde de tarugo

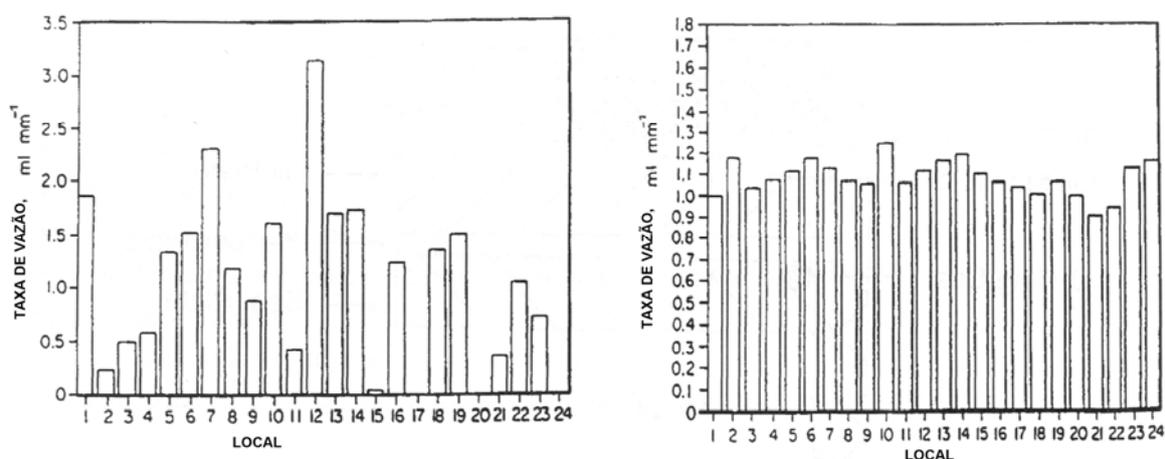


Figura 2.36- Distribuição de escoamento do óleo na superfície das paredes do molde de tarugo. Stercken (2006).

2.4.11.7- Consumo de óleo.

O consumo de óleo é medido em taxa de vazão, $\text{ml}\cdot\text{min}^{-1}$, ou massa por tonelada lingotada, ml (ou g) t^{-1} . A última opção parece ser mais relevante já que pode ser assumido que o consumo de óleo depende da tonelagem lingotada na máquina. A melhor forma de medir seria (para o fluxo de óleo) em ml (ou g) m^{-2} (ml por metro quadrado de superfície do veio).

Que efeito tem a taxa de vazão do óleo? Muito óleo causa forte formação de fumaça. Pouco óleo faz com que a superfície do tarugo fique ruim e pode causar um rompimento. Foi identificado que a densidade do fluxo do calor aumenta consideravelmente com a vazão do óleo Chandra et al. (1993).

2.4.11.8- Remoção de calor no molde.

A adição de óleo dentro do molde, após o lingotamento a seco, geralmente aumenta a extração de calor. A razão é a presença da atmosfera rica em hidrogênio, a qual tem uma alta condutividade térmica. A acentuação da remoção de calor pode ser demonstrada pela medição das temperaturas na parede do molde, próximo ao menisco, conforme mostra a Figura 2.37 e para dois termopares em posições diferentes (24mm e 40mm abaixo do menisco).

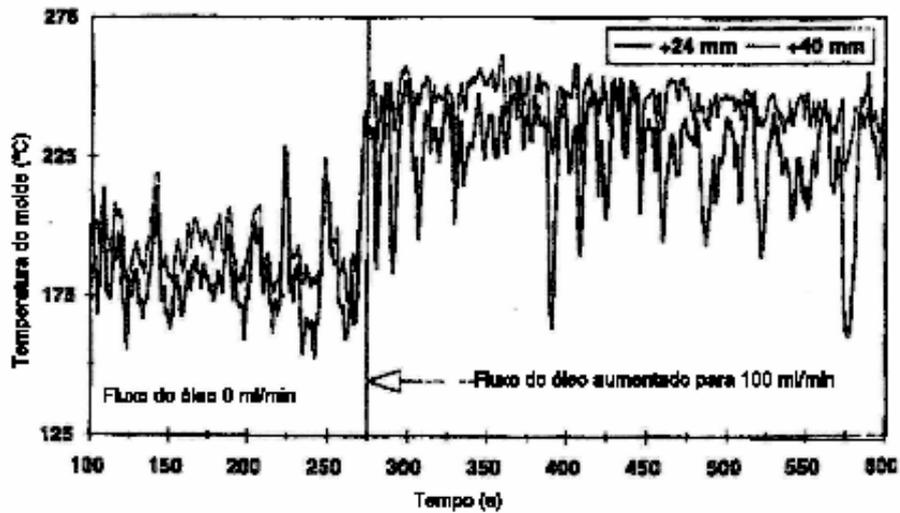


Figura 2.37- Evolução da temperatura do molde na região do menisco, variando a quantidade de óleo, indicando a acentuação da remoção do calor, Kumar et al. (1967).

Mas não está claro, se existe um efeito da quantidade de óleo na transferência do calor, se uma certa quantidade for excedida. De acordo com Kumar et al. (1967), não existe praticamente diferença se a quantidade de óleo for aumentada de 25 para 70 ou 100 ml min⁻¹, conforme mostra a figura 2.38.

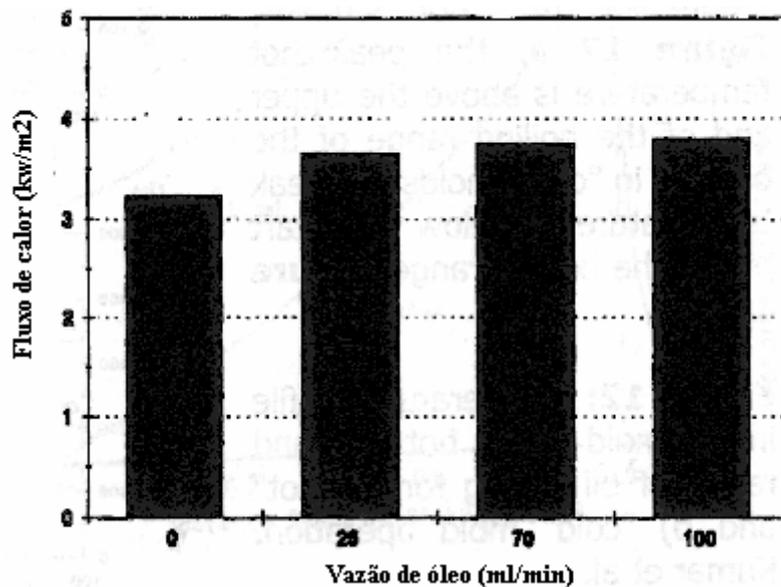


Figura 2.38- Densidade do fluxo do calor no molde versus fluxo de óleo. Bitola 140 x 140 mm², 1.9 m min⁻¹, Kumar et al. (1967).

De acordo com Kumar et al. (1967), m^2 existem duas formas de operação com molde em relação à temperatura no lado quente (face em contato com a pele solidificando), próxima ao menisco. Na face “quente”, Figura 2.40- a, a temperatura quente de pico está acima do limite superior da faixa de ebulição do óleo, e em faces “frias”, a temperatura de pico está abaixo do início da faixa de ebulição, Figura 2.47- b.

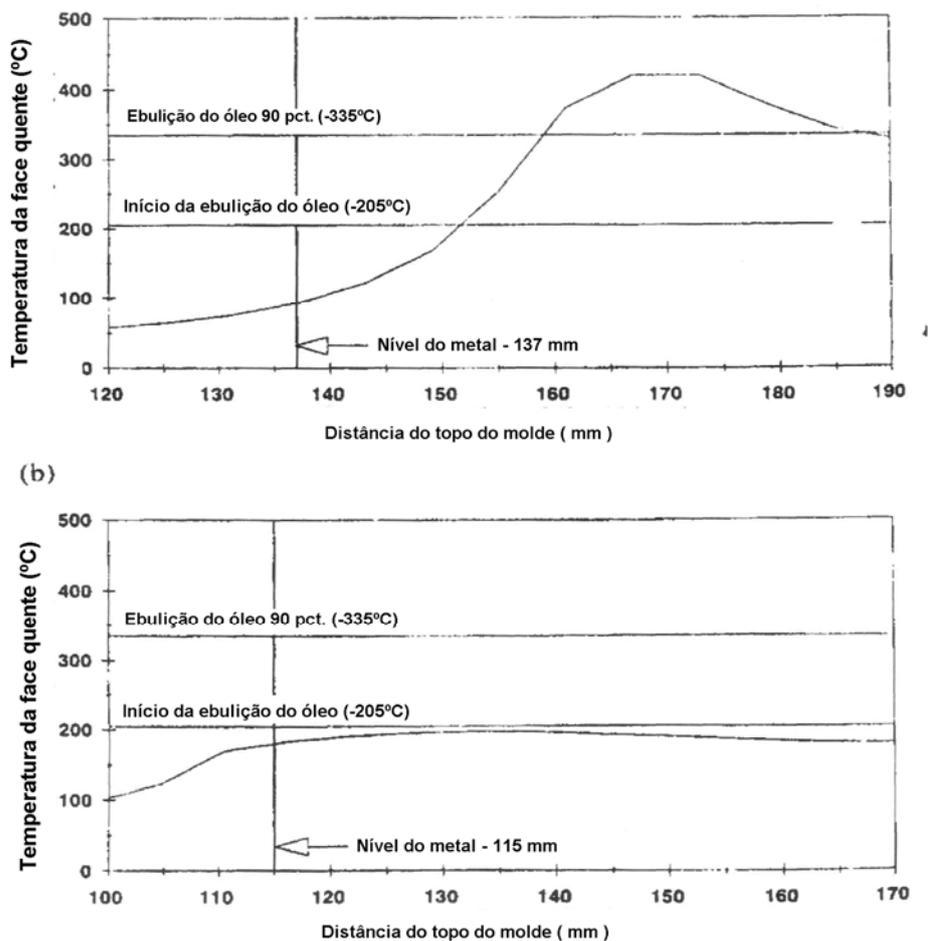


Figura 2.39- Perfil de distribuição de temperatura no molde no lado quente e faixa de ebulição do óleo para a) “quente” e b) “operação de molde frio”, Kumar et al. (1967).

A Figura 2.40- mostra o diagrama de evolução da temperatura da face quente e da água de refrigeração do molde para posições diferentes.

Como pode ser visto, a remoção acentuada de calor, acontece próximo à região do menisco. Kumar et al. (1967).

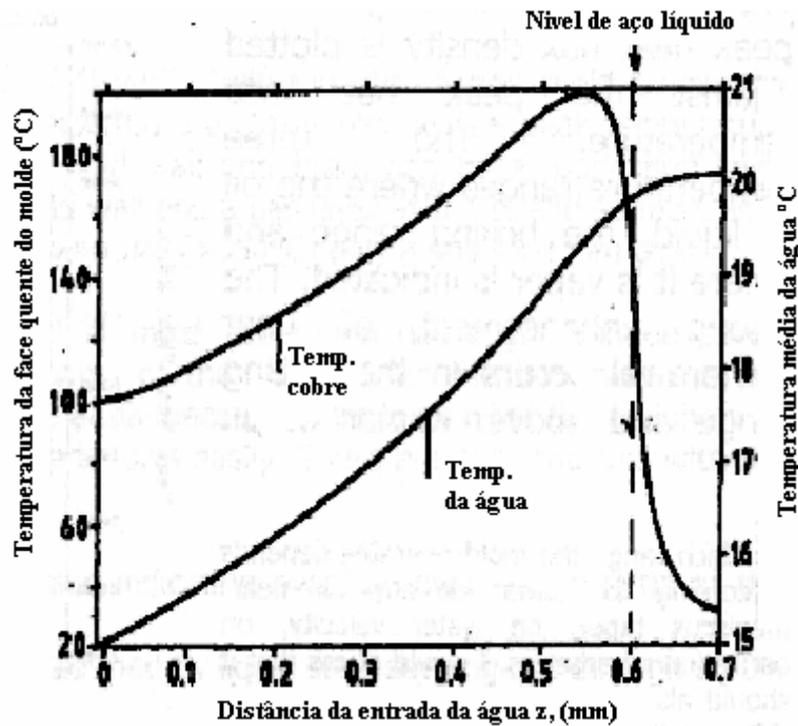


Figura 2.40- Curva de temperatura na face quente do molde de cobre e temperatura da água para posições diferentes dentro do molde. Kumar et al. (1967).

A Figura 2.41- mostra o diagrama da densidade do Fluxo de Calor em relação à temperatura na face quente do molde, para os três estados do óleo. Em que faixa o molde opera, depende, de acordo com Kumar et al. (1967), da velocidade de água de refrigeração do molde, dos parâmetros de oscilação e da taxa de vazão de óleo e da composição química do aço.

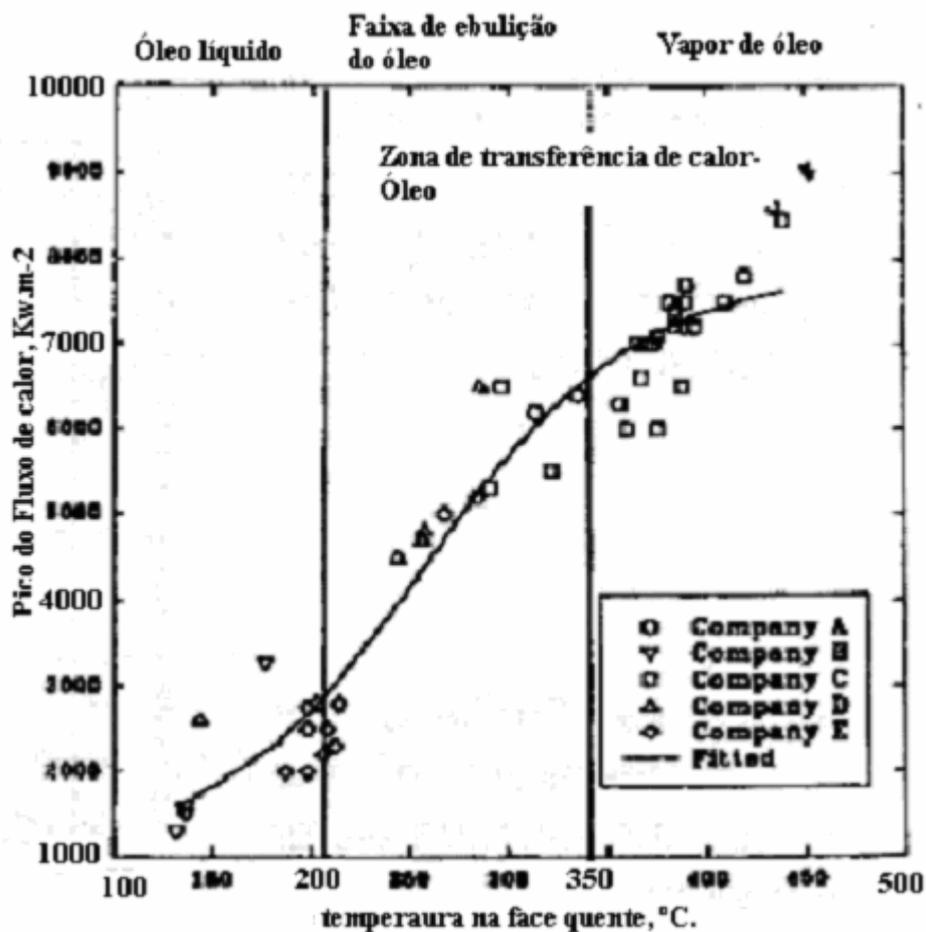


Figura 2.41- Diagrama mostrando o pico da densidade do Fluxo de Calor contra o pico da temperatura da face quente, Kumar et al. (1967).

Podem existir, portanto, dois tipos de “camada” entre veio e molde:

- Abaixo do menisco, dependendo da temperatura de pico no molde, para temperaturas inferiores a 200°C, o óleo, ainda no estado líquido, é estável na parede do molde e pode existir uma camada de lubrificação subdividida por uma camada líquida na parede do molde e uma camada de gás na superfície do veio, como é frequentemente suposto. Em temperaturas de pico alta (>350°C) somente a camada de gás pode existir.

De acordo com Kumar et al. (1967), o tipo de operação de molde tem uma grande influência sobre problemas operacionais e qualidade de superfície do tarugo. Durante a prática operacional de lingotamento, a

falta de lubrificação pode gerar problemas de agarramento, devido à falta de óleo na periferia do menisco, havendo somente gás, podendo formar **Laps** e **bleed**, onde: Não existem problemas quando se opera com molde sob temperaturas baixas (<200°C). Onde:

laps = marcas transversais na superfície indicando transbordamento sobre a ponta da superfície no menisco.

bleeds = ilhas redondas na superfície, formadas por aço líquido penetrando através de um furo na superfície.

A figura 2.42, apresenta a evolução do Fluxo de Calor para aços diferentes. E ainda os picos acentuados de Fluxo, logo abaixo do menisco apresentando pouca variação, usando óleo como lubrificante. Kumar et al. (1967).

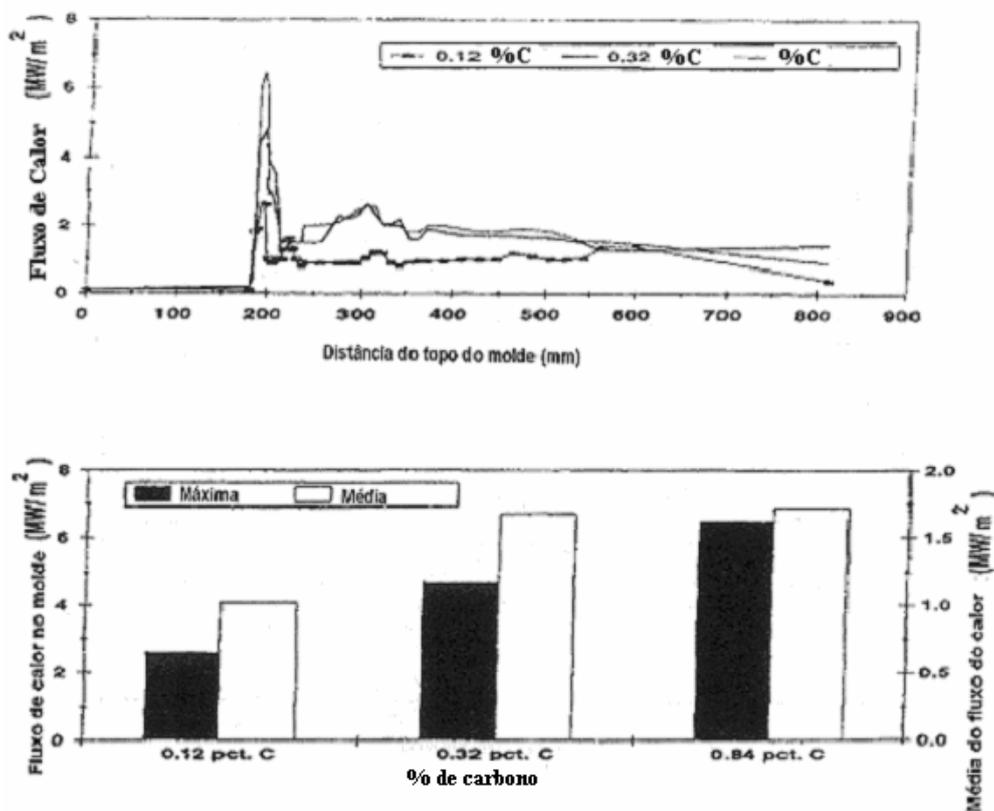


Figura 2.42- Densidade de Fluxo do Calor local no molde de tarugo para três corridas com diferentes conteúdos de carbono, Kumar et al. (1967).

Na figura 2.43, são apresentados alguns resultados de experimento realizado por Kumar et al. (1967), que mostram 05 situações diferentes para o Fluxo de Calor no decorrer do tempo. Com picos acentuados abaixo do menisco e apresentando pequenas oscilações utilizando óleo como lubrificante.

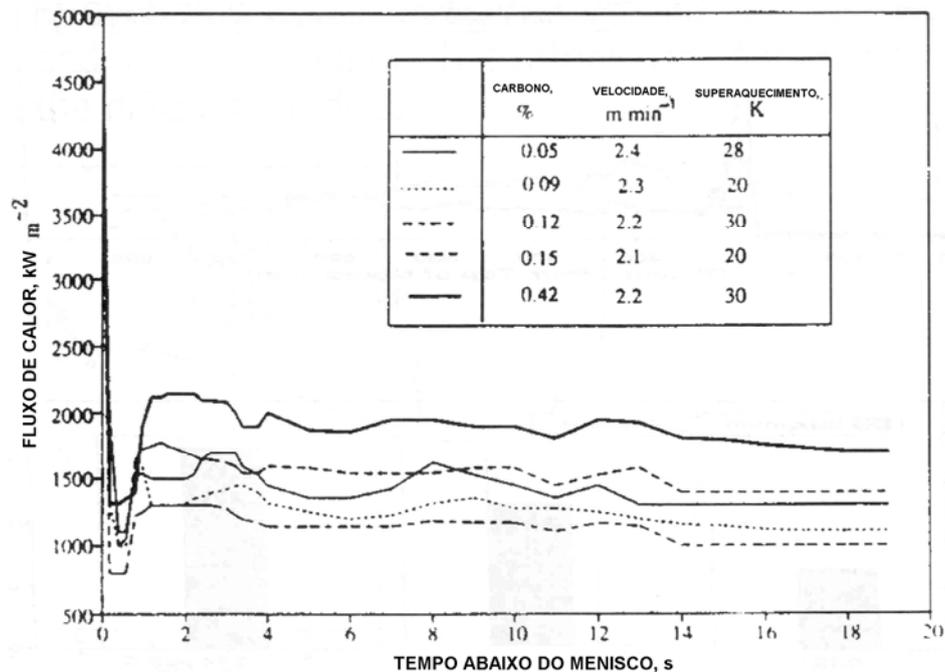


Figura 2.43- Densidade de Fluxo do Calor local no molde de tarugo para três corridas com diferentes superaquecimento, Chandra et al. (1993).

A força de fricção entre veio e molde está fortemente relacionado com o estado físico do “gap” de lubrificação. Se houver uma camada coerente de gás ou de líquido no gap de lubrificação, haverá pouca fricção. Mas se a camada não é coerente e existe contato local entre superfície do veio e o molde, existirá a fricção sólida parcial ou mesmo completa com alta força de fricção. Quando a velocidade relativa entre veio e molde muda o sinal, também a força de fricção muda seu sinal.

- A figura 2.44, mostra dois diagramas que apresentam o ruído encontrado durante as medições da força de fricção, para bitola de 120x120mm, segundo Beitrag et al. (1991) e Forster et al. (1993), Kemper, (1997).

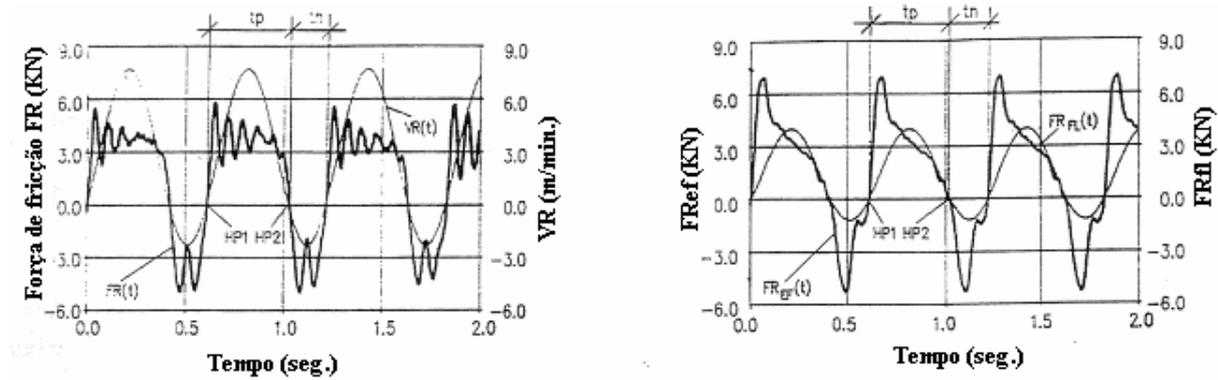


Figura 2.44- Diagramas apresentando o ruído da força de fricção, medidos para bitola de 120x120mm. Strang et al. (1991), Forster et al. (1993) e Kemper et al. (1997).

O diagrama à esquerda representa a curva com “ruído”. Os ruídos são oscilações com frequência de ressonância de 15Hz na mesa de oscilação do molde, os quais foram medidos em experimentos separados com o molde vazio. O diagrama à direita fornece a força de fricção sem oscilações de ressonância. $FR(t)$ força de fricção, $FR_{ef}(s)$ = força de fricção corrigida por oscilações de ressonância, $FR_{fl}(s)$ = força de fricção para fricção ideal do líquido, $HP1$ e $HP2$ são “pontos de agarramento”, onde a velocidade relativa passa através do zero e a força de fricção muda seu sinal. Então a força de fricção alcança valores baixos (negativos), provavelmente porque existe uma alimentação de óleo dentro do *gap*.

A figura 2.45, mostra o diagramas que apresentam o ruído da força de fricção, medidos para bitola de 120x120mm e velocidade de $2,4\text{ m min}^{-1}$, segundo Brendzy et al. (1993) e Mairy et al. (1982).

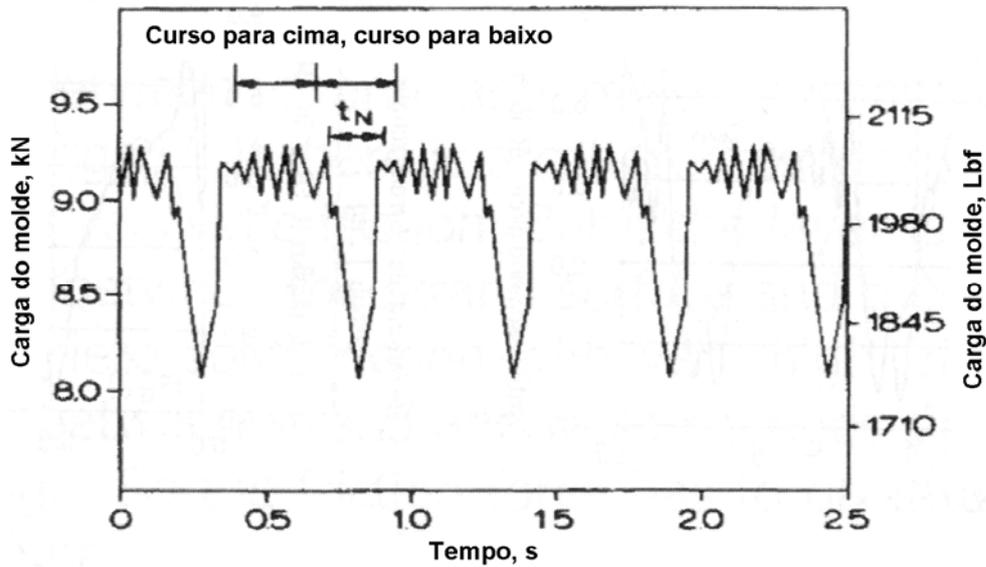


Figura 2.45- Ciclos de força x tempo de fricção segundo Brendzy et al. (1993) e Mairy et al. (1982).

Comparando a magnitude das forças, no experimento mostrado na figura 2.46, Mairy et al. (1982), com o apresentado na figura 2.44, aqui, $\Delta F = F_{\max} - F_{\min} \approx 1.2 \text{ kN}$, e no trabalho de Kemper (1997), $\Delta F \approx 13 \text{ kN}$. Portanto, existe a diferença de um fator de mais ou menos 10, o qual é muito incoerente, deixando claro, o fato de que é muito fácil produzir dados de força de fricção errônea.

A figura 2.46, apresenta resultados de medição da força de fricção utilizando pó fluxante e óleo, segundo Mairy et al. (1982).

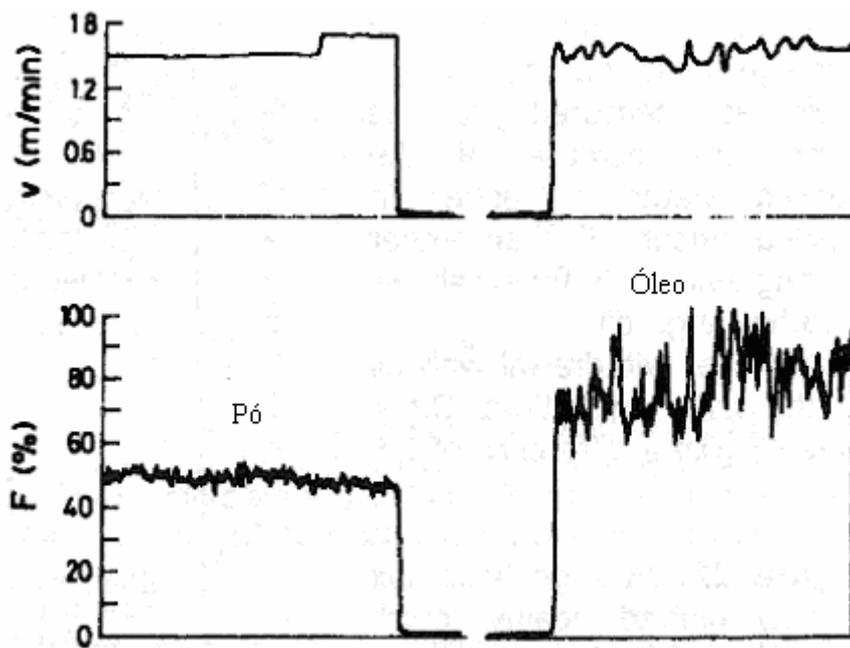


Figura 2.46- Comparação das medições de força de fricção utilizando óleo e pó, Mairy et al. (1982).

Mairy et al. (1982), observaram que foram alterados os valores de sinal do acelerômetro, quando a lubrificação com pó foi mudada para lubrificação com óleo. Foi observado que o sinal do acelerômetro (“ML Tektor”) usado, não fornece um valor de força quantitativa. O mesmo mede a vibração do molde. O gráfico mostra que o molde funciona muito mais suave com pó fluxante do que com óleo.

A figura 2.47- Compara as medições realizadas entre a força de fricção utilizando óleo como lubrificante e pó fluxante, segundo Sahoo et al. (2006).

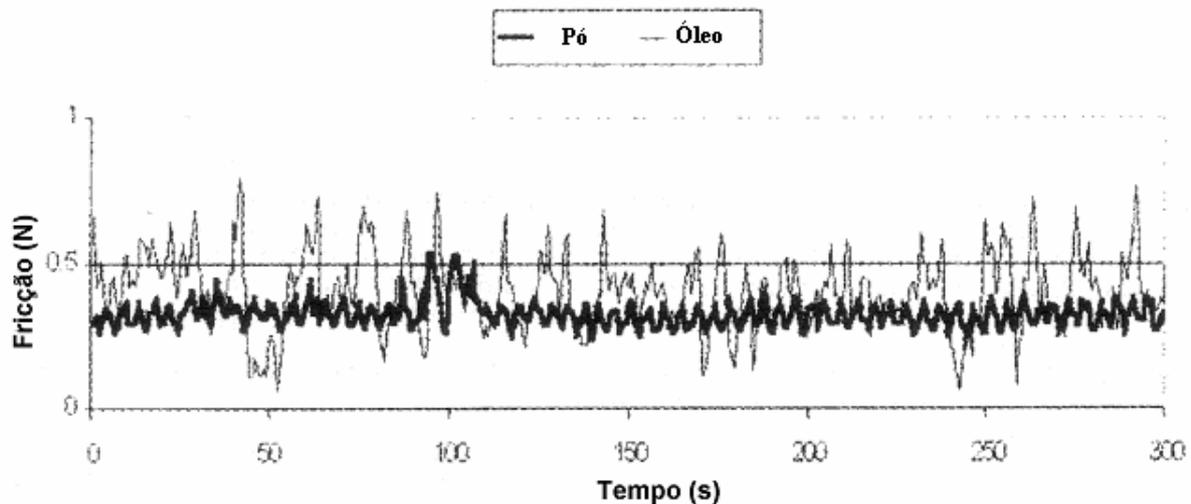


Figura 2.47- Comparação entre força de fricção utilizando óleo e pó fluxante, Sahoo et al. (2006).

A parte mais escura do gráfico refere-se ao lingotamento com pó fluxante e indica operação muito mais suave do que a curva clara para o óleo. Observa-se mudança na amplitude do sinal do acelerômetro quando a lubrificação com pó foi trocada para lubrificação com óleo.

Segundo Araújo (1997), o óleo molha a parede do Molde e sofre uma decomposição parcial, devido à alta temperatura, formando gases. E de acordo com Samarasekera et al. (1982), o pó fluxante funde e molha o aço.

O total de calor transferido usando o óleo lubrificante ou o pó fluxante é o mesmo segundo Samarasekera et al. (1982), mas a distribuição do fluxo de calor ao longo da altura do molde varia. O óleo lubrificante permite uma maior retirada de calor na parte superior do molde. Isso se deve provavelmente à atmosfera rica em hidrogênio, originário do craqueamento do óleo, no espaçamento entre o molde e o veio.

Pó fluxante de menor ponto de fusão, permite uma maior extração de calor do veio na parte superior do molde e uma menor extração de calor na parte inferior do molde. Isso é explicado pelo fato de que o pó

fluxante molha mais efetivamente a superfície do veio. Assim, na parte superior, por molhar mais efetivamente a superfície, a resistência ao fluxo de calor é menor. Na parte inferior, ocorre penetração do vapor da água de resfriamento dos *sprays* da primeira zona, que decomporia formando hidrogênio. No caso do pó fluxante de menor ponto de fusão, esse molhamento é mais efetivo na parte inferior, reduzindo a formação de hidrogênio, o que levaria a uma menor transferência de calor.

Outros pontos importantes na avaliação do pó fluxante são: viscosidade, índice de cristalização e consumo. Na Figura 2.48, é apresentado o efeito de vários lubrificantes de molde na distribuição do fluxo térmico e nas temperaturas da face "quente" do tubo de cobre. Essas distribuições são mostradas para dois tipos de pó de lingotamento em molde e para o óleo de colza. E Segundo Schwerdtfeger (2005), conforme pode ser observado nos resultados, o efeito de tipo de lubrificante é relevante e os fluxos térmicos são consideravelmente mais altos para o óleo.

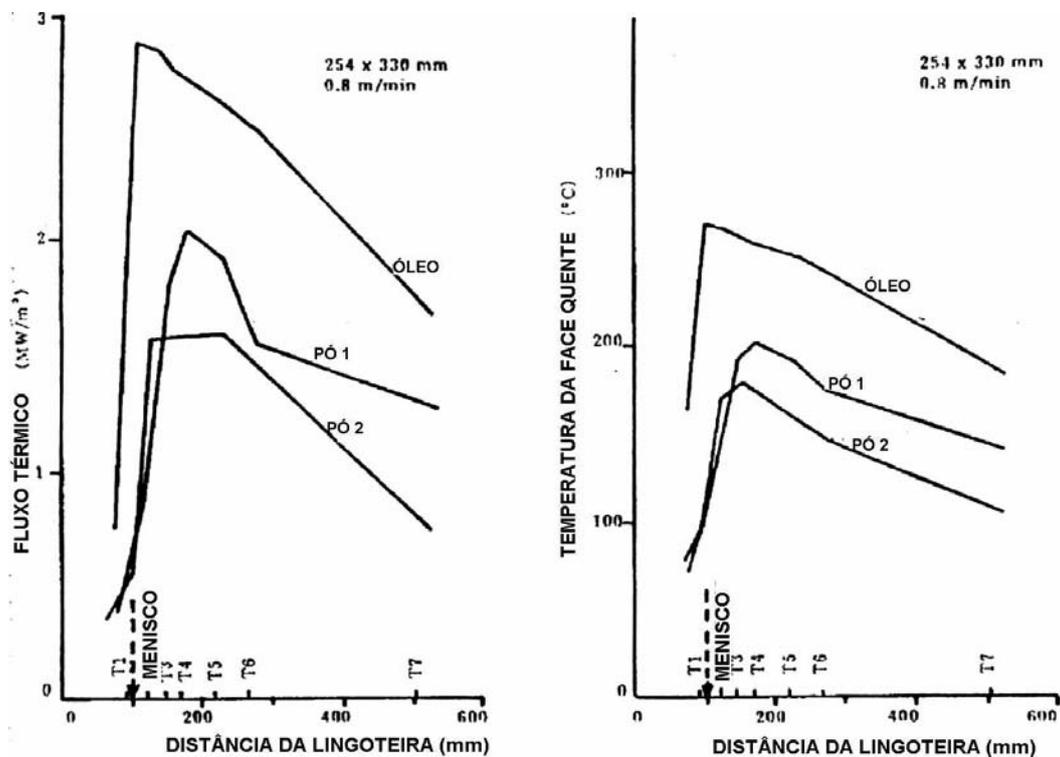


Figura 2.48 – Fluxo de Calor por tipo de lubrificante em (a) e em (b) temperatura na face quente, Schwerdtfeger (2003).

Também é apresentado em outros resultados experimentais de Schwerdtfeger (2005), que corridas lingotadas com diferentes pós fluxantes, diferem na dissipação média de calor daquelas corridas fundidas com óleo como lubrificante. Os valores medidos para aços lingotados com pó fluxante de baixo ponto de fusão e de escória de baixa viscosidade, estão levemente abaixo da faixa limitada pelas curvas do óleo, conforme apresentado na figura 2.49, o que pode ser explicado pelo fato de que o filme de escória na superfície do veio formará uma camada isolante entre a pele solidificada e a parede do molde, diminuindo desta forma a transferência de calor na parte inferior do molde.

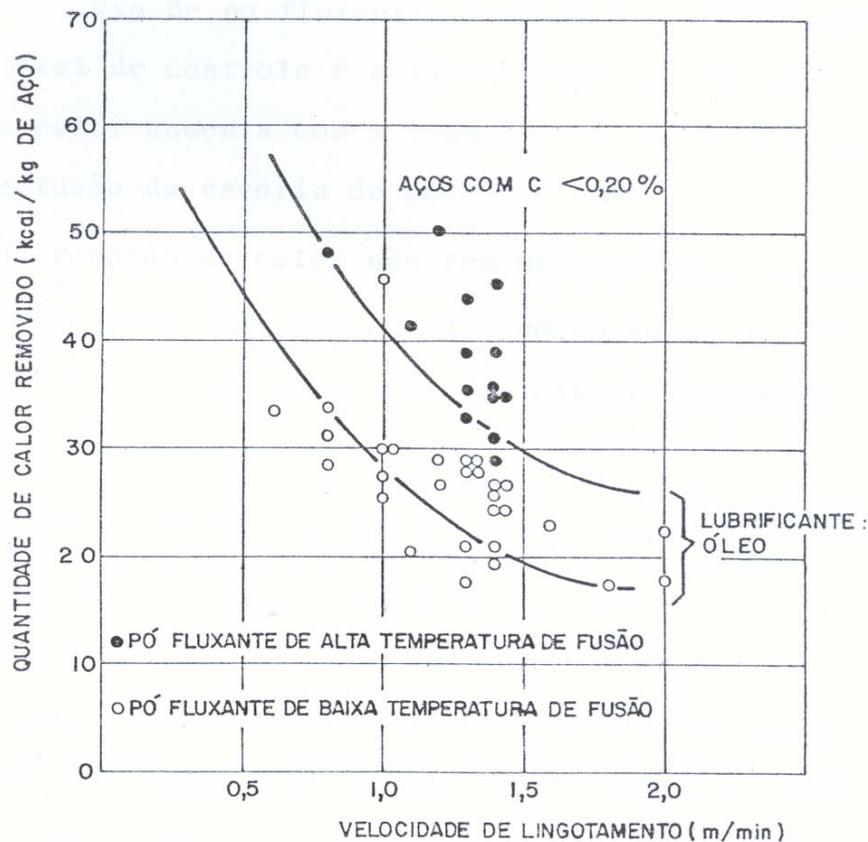


Figura 2.49 – Influência do tipo de lubrificante na remoção de calor no molde para diferentes velocidades de lingotamento, Schwerdtfeger (2003).

É bem conhecido também, que a média da densidade de fluxo de calor no molde, medida através do aumento da temperatura da água de

resfriamento, é mais alta no lingotamento com óleo, do que sob lingotamento com pó fluxante. A figura 2.50, mostra uma grande diferença, 23% de remoção de calor mais alta com óleo para o mesmo tempo de residência.

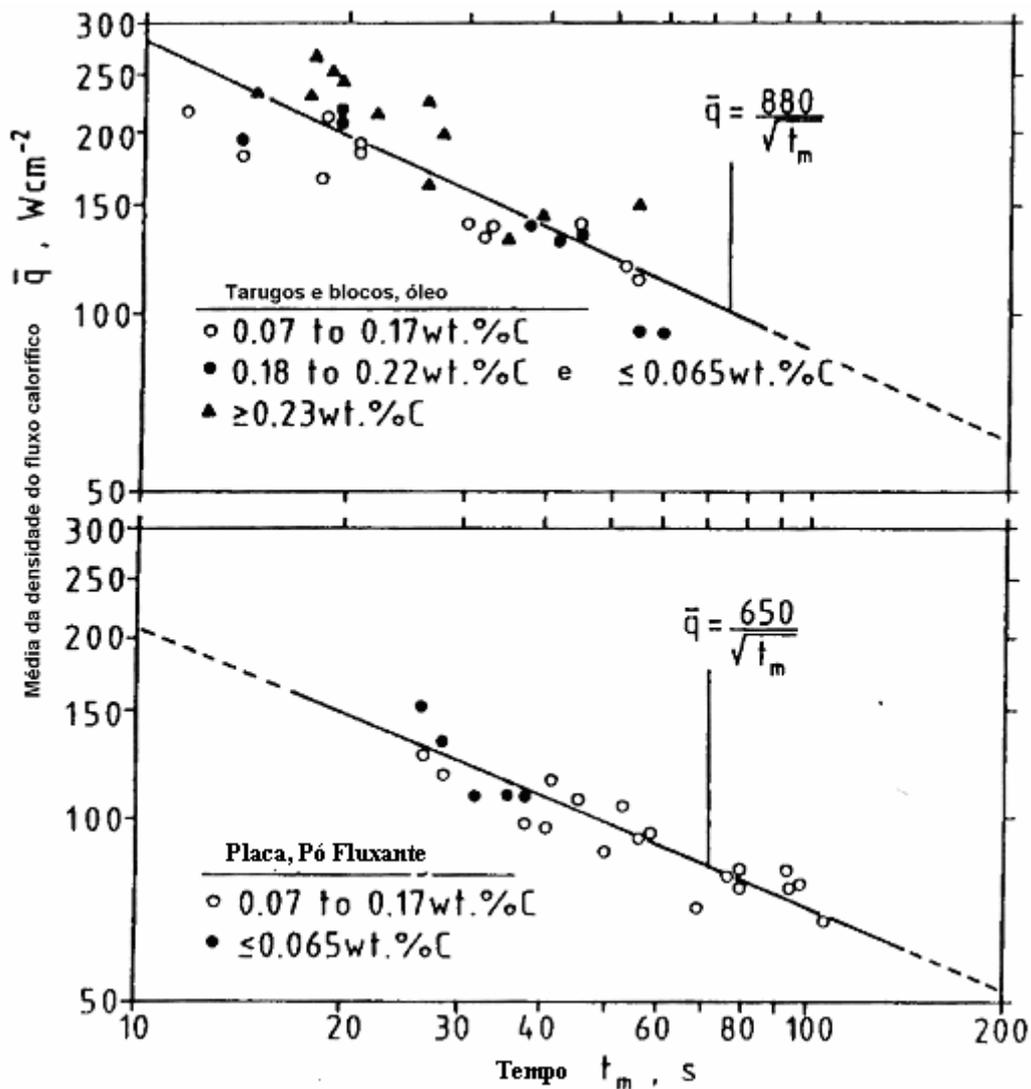


Figura 2.50 - Densidade de fluxo de calor média em função do tempo de residência para tarugos e blocos (óleo) e placas (pó), Wolf (1995).

Trabalhos experimentais realizados por Taylor (1975), mostram que a transferência de calor aumenta quando se utiliza pó fluxante de alto ponto de fusão sendo que este penetra menos facilmente pelas paredes do molde, pois, o filme de escória entre o veio e o molde será reduzido. Para o caso de pó fluxante, tem sido observado que a principal variável

de controle é a viscosidade. O fluxo de calor aumenta com a redução da viscosidade e da temperatura de fusão da escória do pó fluxante. Este aumento da remoção de calor não tem influencia positiva na qualidade do veio, uma vez que tal remoção ocorre de forma irregular sobre a superfície do veio, podendo causar tensões térmicas e trincas. Deve ser destacado que o desempenho do pó fluxante está diretamente relacionado à estabilidade do nível do aço no molde. No caso de variação excessiva do nível de aço no molde a qualidade superficial pode ser prejudicada não só por incrustações de partículas de pó, mas também por uma solidificação não uniforme devido a distúrbios na formação do filme de escória. Para bitolas menores a variação do nível de aço no molde ocorre mais rapidamente havendo, portanto, maior propensão a problemas de qualidade superficial.

Os resultados obtidos por Taylor (1975), mostram que a quantidade de calor removido pode ser modificada usando-se diferentes tipos de lubrificantes de molde. Porém, a região que pode ser influenciada pelo lubrificante está compreendida ao nível do aço, conforme mostra a figura 2.51.

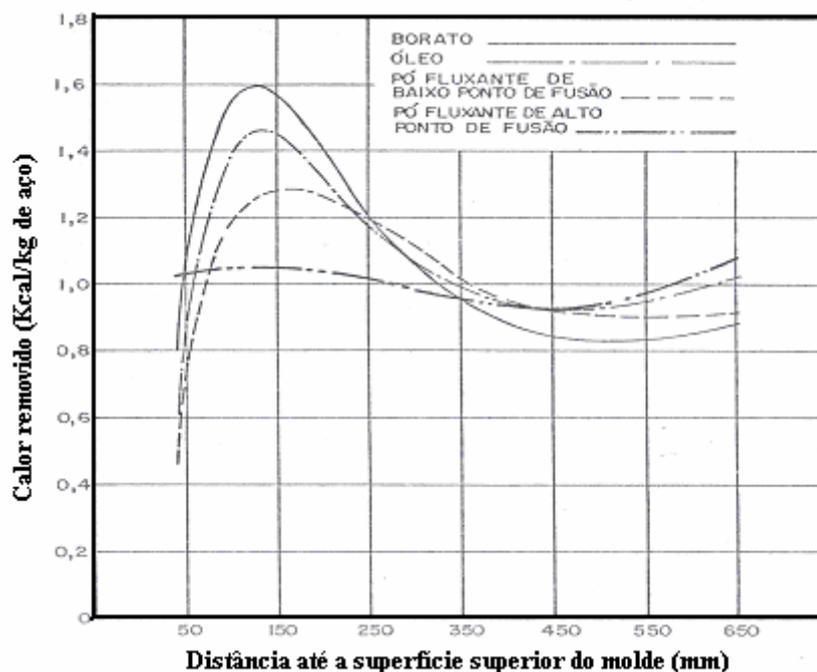


Figura 2.51 – Calor removido em função da altura do molde par diversos tipos de lubrificante, Taylor (1975).

O fluxo de calor no nível do aço é tanto mais baixo, quanto mais alto o ponto de fusão do lubrificante usado. A justificativa é de que um lubrificante que escoar facilmente preenche o *gap* (*espaço*) entre o veio e o molde, permitindo um fluxo de calor uniforme. Os fluxantes viscosos de alto ponto de fusão permanecem mais sobre a superfície do aço, e a solidificação do aço provoca a contração do veio, reduzindo o fluxo de calor nesta região.

3- TRANSFERÊNCIA DE CALOR NO MOLDE.

3.1 – O mecanismo de transferência de calor no molde.

Por sua natureza, o lingotamento contínuo de aço é primariamente um processo de extração de calor. Segundo Mizicar et al. (1976), a conversão de aço líquido para uma forma semi-acabada sólida envolve a remoção de superaquecimento do aço líquido que entra no molde proveniente do distribuidor de aço, do calor latente de fusão na frente de solidificação na medida em que o líquido é transformado em aço sólido, e finalmente o calor sensível de resfriamento abaixo da temperatura *solidus*.

Esses calores são extraídos por uma combinação de mecanismos de transferência de calor como: convecção na poça líquida, condução de calor no corpo sólido da frente de solidificação e transferência de calor externo por radiação, condução e convecção nas três zonas principais de extração de calor: Molde, *sprays* e resfriamento por radiação para o ambiente, figura 3.1.

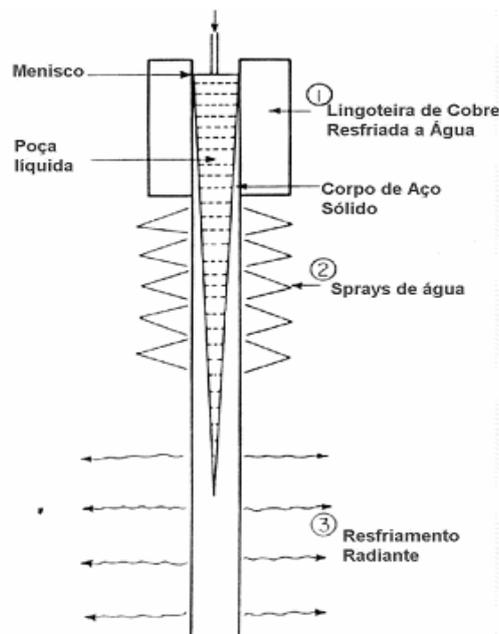


Fig. 3.1 – Três Zonas de Remoção de Calor em uma Máquina de Lingotamento Contínuo, Mizicar et al. (1967).

Naturalmente, a transferência de calor não começa repentinamente na região no molde, nem terá sua importância limitada às zonas de resfriamento por radiação. A transferência de calor também é importante antes do aço entrar no molde, porque, o controle do superaquecimento no aço lingotado é fundamental para a obtenção de uma estrutura predominantemente equiaxial e boa qualidade interna. Assim, a condução de calor para os revestimentos da panela e distribuidor, o pré-aquecimento desses componentes refratários e perdas de calor para o ambiente próximo também desempenham um importante papel no lingotamento contínuo.

Usando medições de temperatura da parede do molde, Watanabe et al (1972), calculam a importância relativa de cada uma das etapas nos termos de sua resistência ao fluxo de Calor. Foi observado que o *gap (espaço)* de gás, constitui a maior resistência, sendo 84% do total, ao passo que a parede do molde e a interface do molde/água de resfriamento, atendem somente a 2% e 14%, respectivamente. Desse modo, o padrão de remoção do calor no molde depende largamente das dinâmicas de formação do *gap (espaço)*. A evolução do *gap (espaço)* depende da habilidade da camada de solidificação em agüentar a força de abaulamento resultante da pressão ferrostática. Por causa das variáveis, tais como, temperatura e composição do aço afetarem a resistência da camada sólida em uma maneira complexa, a formação do *gap (espaço)* é ainda insuficientemente entendida. Visualizando em termos simples, foi proposto que o *gap (espaço)* estão presentes somente na região inferior do molde, ao passo que a região de bom contato, está localizado na região do menisco. Esse quadro é complicado pelo fato de que o *gap (espaço)* não se forma uniformemente no plano transversal, porem inicia no canto, o qual é mais frio e espalha-se através da face, conforme experimento realizado por Druzhinin et al. (1961), figura 3.2.

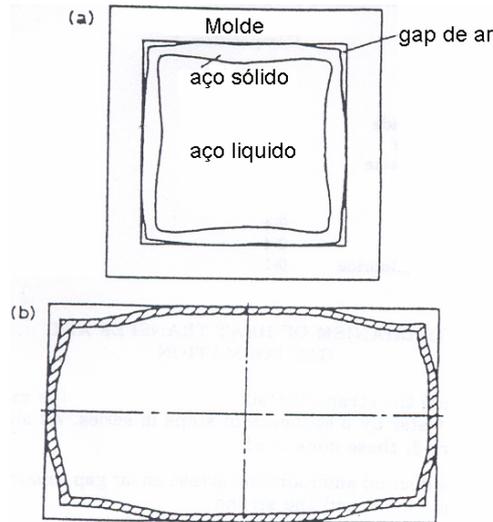


Figura 3.2 – Distribuição do gap (espaço) no plano transversal, Watanabe et al (1972).

A confirmação experimental da perda de contato nos cantos foi feita por Druzhinin et al. (1961), usando um molde instrumentado com termopares. O *gap (espaço)* não irá atingir o meio da face, Rudoi (1962), também confirmou experimentalmente a existência do contato parcial entre a pele e o molde ao longo do comprimento do molde. A presença de *gap (espaço)* de ar variando de tamanho em ambos os sentidos, longitudinal e transversal, complica consideravelmente a análise do Fluxo de Calor. No sentido de estimar o efeito do *gap (espaço)* de ar na transferência de calor, muitas investigações foram feitas para determinar a largura do *gap (espaço)* de ar e a composição dos gases nele contidos. A análise do molde instrumentado de Rozhkov (1974), revelou variações do *gap (espaço)* de 0,6 a 1,2mm. Os testes de amostragem confirmaram a presença de CO₂, O₂, CO, N₂ e H₂ nos gases, sendo o H₂ o componente principal da mistura. Jacobi (1976), investigou a influencia de diferentes atmosferas gasosas no *gap (espaço)*, na transferência de calor entre um tarugo e o molde. Ele registrou que o lingotamento numa atmosfera de hidrogênio, conforme comparada ao ar, N₂, CO, O₂, H₂O, H₂S ou He resulta em velocidades mais rápidas de resfriamento. Estudos realizados por Hills (1969), do modelo baseado na técnica do perfil integral, revelam que, embora a

injeção de hidrogênio dentro do *gap (espaço)* aumente as taxas de transferência de calor, ele também tem efeitos indesejáveis, tais como, temperaturas mais altas na parede do molde na região do menisco. Isso pode originar tensões mais altas e possivelmente a deformação do molde. A presença de hidrogênio no *gap (espaço)* foi relacionada à decomposição do lubrificante utilizado. Akimenko et al. (1958) observaram que a composição do hidrogênio no gás é máxima porque o lubrificante é introduzido primeiro (45% a 55%), porém, a composição média durante o lingotamento é mais próxima de 10% a 20%.

Uma vez que a transferência de calor é o principal fenômeno ocorrendo no lingotamento contínuo, ela é também o fator limitador na operação de uma máquina de lingotamento. Isso pode ser observado considerando a profundidade da poça líquida relativamente ao comprimento metalúrgico da máquina do lingotamento, isto é, a distância desde o menisco para a máquina de oxicorte.

Assim, a velocidade do lingotamento precisa ser limitada para que haja tempo suficiente para o calor da frente de solidificação seja extraído do núcleo. O superaquecimento é definido como o calor contido pelo aço em excesso do conteúdo de calor na solidificação ou temperatura *liquidus*.

A transferência de calor não apenas limita a produtividade máxima, mas, também influencia profundamente a qualidade do aço, particularmente com respeito à formação de trincas superficiais e internas. Em parte isso é porque o aço sofre mudanças rápidas no gradiente de temperatura através da parte sólida, resultante de mudanças abruptas na extração de calor superficial, causam expansão térmica diferenciada e a geração de deformações devido a esforços de tração e compressão na pele. Dependendo da intensidade da deformação na frente de solidificação, podem ser formadas trincas na parte sólida.

3.2- Cálculo da espessura de pele.

As curvas mostradas nas figuras 3.3 e 3.4, apresentam resultados obtidos de densidade e condutividade térmica para aços e temperaturas diferentes dentre vários pesquisadores como Schwerdtfeger (2003).

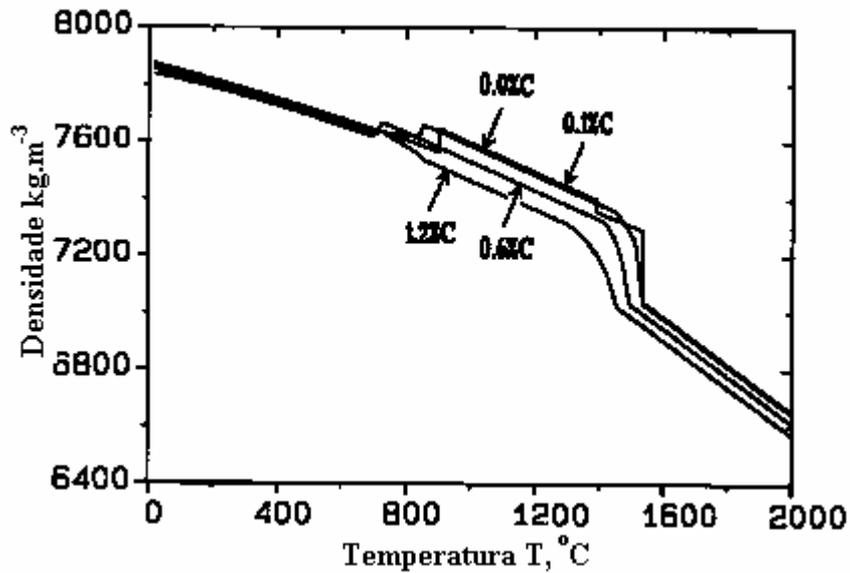


Figura 3.3 – Densidade do aço em função da temperatura Schwerdtfeger (2003)

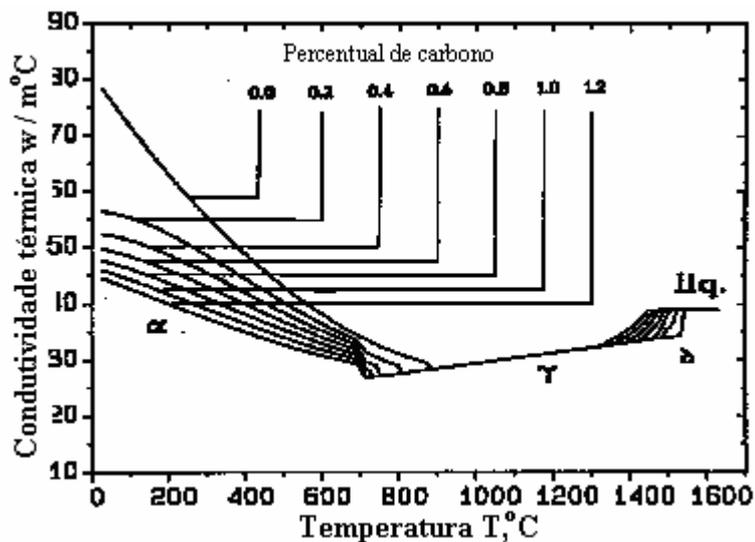


Figura 3.4– Condutividade térmica em função da temperatura Schwerdtfeger (2003)

K. Schwerdtfeger (2003), apresentou método teórico para se encontrar a espessura da pele solidificada dentro do molde,

$$x_s(z) = \frac{\lambda \Delta H_f}{C_p q(z)} + \sqrt{\left(\left(\frac{\lambda \Delta H_f}{C_p q(z)} \right)^2 + \frac{2\lambda}{\rho C_p V_c q(z)} \int_0^z q(z) dz \right)} \quad (3.1)$$

Onde: λ , ΔH_f , C_p , ρ e $q(z)$ são: Condutividade térmica do aço, Calor latente de fusão, Capacidade térmica e Fluxo de Calor numa determinada posição, Densidade do aço, V_c (m/min) é a velocidade de lingotamento e Z (m) é a posição do veio no interior do molde.

3.3- Método adotado para o cálculo do Fluxo de Calor no molde.

3.3.1- Cálculo do coeficiente convectivo da água de refrigeração do molde.

De acordo com dados fornecidos pela Cia. Europa Metalli (2003), tal coeficiente de troca térmica pode ser calculado conhecendo-se as características do fluido e as condições de escoamento. Considerando-se a água como fluido refrigerante, em um campo de temperatura compreendido entre 30°C e 40°C, velocidades compreendidas entre 7 m/s e 15 m/s, Tabela III.2.

Tabela III.2 -Características da água a 35°C.

Densidade [kg/m ³]	Capacidade térmica [kJ/kg °C]	Viscosidade [Pa s]	Condutividade térmica [W/m°C]	Número de Prandtl
993	4179	0,00072	0,6	5

Segundo Monrad et al. (2003), a velocidade da água (7-15m/s) é tal que, pode-se considerar que a troca térmica ocorra em regime turbulento, portanto é possível utilizar as seguintes correlações:

$$Nu = C.Re^a . Pr^b \quad (3.2)$$

$$\text{com: } a = 0,8, \quad b = 0,33 \text{ e } c = 0,02.\left(\frac{D_i}{D_e}\right)^{0,53} \quad (3.3)$$

e

$$Nu = \frac{(f/2).(Re-1000).Pr}{1+12,7.(f/2)^{1/2}.(Pr^{2/3}-1)} \quad (3.4)$$

Sendo f , o fator de atrito mínimo e vale $f = (1,58.(\ln Re) - 3,28)^{-2}$. Em ambos os casos os números de *Reynolds* e de *Nusselt* devem ser calculados com base na sua definição como:

$$Nu = \frac{h.D_{idr}}{K} \quad \text{e} \quad Re = \frac{\rho.v.D_{idr}}{\mu} \quad (3.5); (3.6)$$

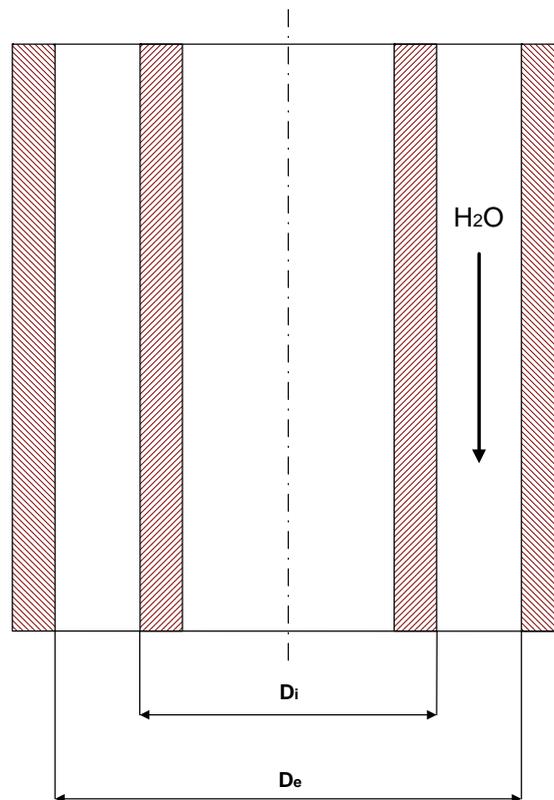


Figura 3.5 – desenho esquemático para o cálculo do diâmetro hidráulico, Monrad et al. (2003).

Onde o diâmetro hidráulico $D_{hidraulico}$ é obtido por:

$$D_{hidraulico} = \sqrt{D_e^2 - D_i^2} \quad (3.7)$$

Desenvolvendo os cálculos com a correlação anterior segundo Monrad et al. (2003) chega-se à seguinte expressão:

$$h_{cf} = 1665 \cdot \left[\left(\frac{D_i}{D_e} \right)^{0,53} \cdot \frac{1}{(D_e^2 - D_i^2)^{0,1}} \right] \cdot \nu^{0,8} \quad (3.8)$$

Considerando um molde para bitola de 170 mm e uma espessura para (gap (espaço)) do canal de resfriamento de 3,25mm, é possível substituir na fórmula precedente:

$$D_i = 170 \text{ mm e } D_e = 176,5 \text{ mm}$$

Logo,
$$h_{cf} = 3002,7 \cdot \nu^{0,8} \quad (3.9)$$

Na figura 3.6, apresenta-se, para algumas bitolas, a evolução do h convectivo, h_{cf} em função da velocidade do fluxo de água de resfriamento para bitolas diferentes.

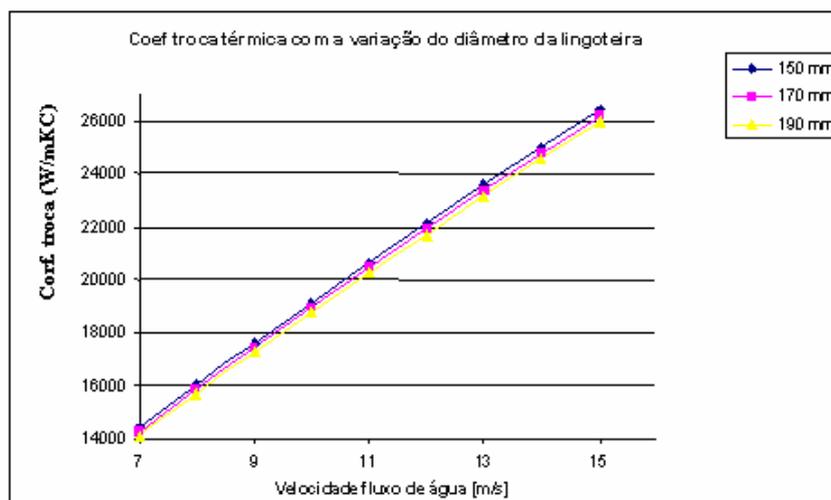


Figura 3.6 - Evolução do h convectivo para várias bitolas, Monrad et al. (2003).

3.3.2 – Desenvolvimento do análogo elétrico.

Na figura 3.7, mostra-se um desenho esquemático da distribuição de temperatura em regime unidirecional no molde, segundo Schwerdtfegf (2003).

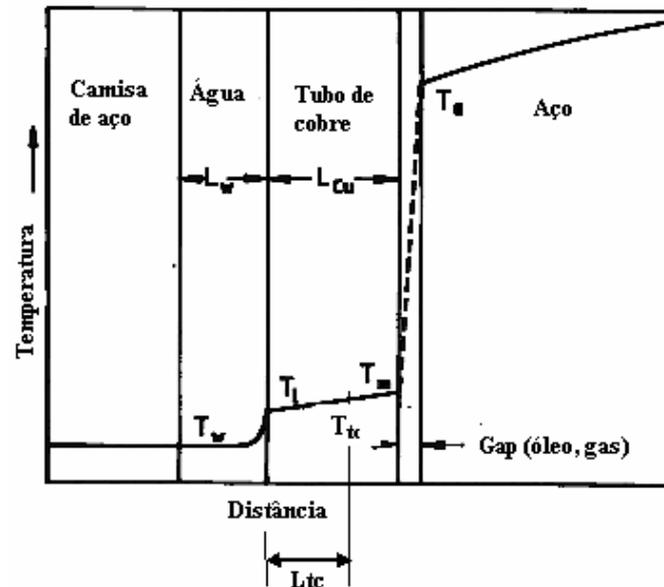


Figura 3.7 - Desenho esquemático da distribuição de temperatura unidimensional no molde, Schwerdtfegf (2003).

Na figura 3.8, apresenta-se o desenho esquemático relativo ao análogo elétrico para fluxo de calor entre a superfície do aço e a água de resfriamento, utilizando Resistências Térmicas.

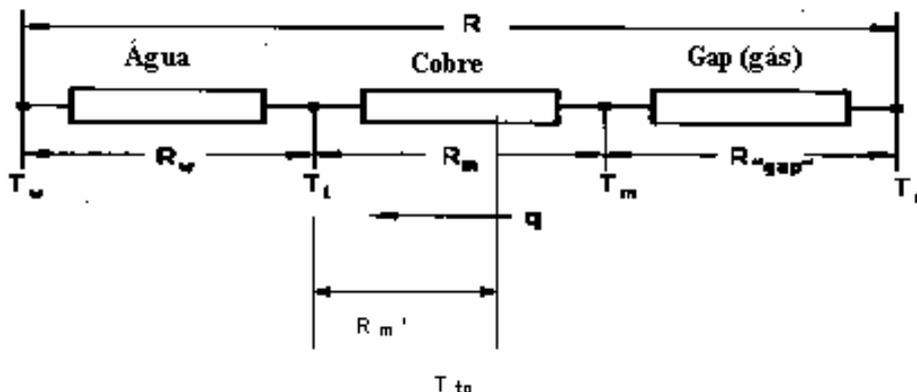


Figura 3.8- Desenho esquemático mostrando as resistências térmicas para o fluxo de calor entre superfície do aço e água de refrigeração, SCHWERDTFEGF (2003).

O Termopar está na distância L_{tc} do lado frio na parede do tubo de cobre para medir a temperatura T_{tc} . Conforme mostra a figura 4.7 e baseado em experimentos também realizados por Samarasekera et al. (1979).

$$R_w = \frac{T_l - T_w}{q} = \frac{1}{h_w} \quad (3.10)$$

$$R_m = \frac{T_{tc} - T_l}{q} = \frac{L_{tc}}{\lambda_{Cu}} \quad (3.11)$$

$$R_m = \frac{T_m - T_l}{q} = \frac{L_{Cu}}{\lambda_{Cu}} \quad (3.12)$$

Equação para T_l (temperatura da face fria) é obtida combinando a equação (3.10) e (3.11) para obter:

$$T_l = T_w + \frac{R_w(T_{tc} - T_w)}{R_w + R_m} \quad (3.13)$$

Equação para T_m (temperatura da face quente): É obtida através da adição de (3.12) e (3.13) para se obter:

$$T_m = T_w + \frac{(R_w + R_m)(T_{tc} - T_w)}{R_w + R_m} \quad (3.14)$$

Equação para T_o (temperatura da superfície do veio): Adiciona-se (3.10), (3.11) e (4.13) e usando (3.14). para obter:

$$T_0 = T_w + \frac{(R_w + R_m + R_{gap})(T_{ic} - T_w)}{(R_w + R_m)} \quad (3.15)$$

Obtem-se então uma expressão simples para encontrar a resistência R_{gap} (*espaço*).

Considerando a distribuição de temperatura em regime unidirecional, (que é uma simplificação) a equação adicional para densidade de fluxo de calor e resistência térmica R_s da pele, tem-se:

$$q = \frac{\lambda_{Fe}}{x_s} (T_f - T_0) \quad (3.16)$$

$$R_s = \frac{T_f - T_0}{q} = \frac{x_s}{\lambda_{Fe}} \quad (3.17)$$

Sendo, R_s resistência térmica da pele, λ_{Fe} condutividade térmica do ferro, x_s espessura de pele.

Desde que a densidade de fluxo de calor q é a mesma em todas as resistências até o *gap* (*espaço*) de água no molde, temos a seguinte correlação:

$$q = h_w (T_1 - T_w) = \frac{\lambda_{Cu}}{L_{ic}} (T_{ic} - T_l) = \frac{\lambda_{Cu}}{L_{cu} - L_{ic}} (T_m - T_{ic}) \quad (3.18)$$

3.3.3- Cálculo do Fluxo de Calor Global extraído pela água de refrigeração do molde.

$$q = \dot{m} \cdot c \cdot \Delta T \quad (3.19)$$

Onde, q é a taxa de Calor (W), \dot{m} = vazão (Kg/s), c = Calor específico (K.J/Kg.K) e ΔT = diferença entre a temperatura de entrada e saída da água (°C).

4. METODOLOGIA

4.1- Características do teste.

Os testes foram realizados na máquina de Lingotamento Contínuo de tarugos da Gerdau Acominas, e as medições foram realizadas para a bitola de 130x130mm com o aço SAE-1027.

O experimento foi realizado sob as seguintes condições:

- Duração do experimento: 70 minutos/corrida, (9hs15' para 08 corridas).
- As medições de temperatura ocorreram a cada 4 segundos.
- Panela com 200T.
- A temperatura liquidus do aço em teste é 1506°C.
- A temperatura visada de lingotamento do aço em teste é 1541°C.
- O super heat visado do aço A27 é 35 °C com limites de ± 15 °C.
- Durante o lingotamento das 08 corridas, o super heat variou em ± 5 °C.
- Velocidade de lingotamento visada 3,5m/min.

- As medições foram realizadas com o molde inicialmente novo. Sendo que o mesmo tem final de vida estipulada em 180 corridas.
- Os gráficos de perfil térmico apresentados representam uma média das 08 corridas lingotadas
- O lubrificante utilizado no teste foi o óleo sintético QUACAST B66 A, com as seguintes características: Densidade 20/4°C = 0,915, Índice de Acidez = 1,0mg KOH/g, Viscosidade 40°C = 55,0cst.

Na tabela IV.1, apresenta-se as principais características da máquina de Ling. Contínuo onde foram realizadas as medidas in loco.

Tabela IV.1 – Características principais da máquina.

Tipo de máquina	Curva, raio de 9m
Material do molde	Cu-Ag
Seção do molde, mm	130x130
Comprimento do molde, mm	1000
Espessura da parede do molde, mm	12
Raio do canto, mm	4
Conicidade do molde	Multitaper
Limitação do molde	Nos quatro lados
Gap (espaço) do canal de água, mm	3,25
Comprimento metalúrgico, m	19,8
O molde tem agitador eletromagnético	Sim
Tipo de lubrificante	Óleo ou pó fluxante

4.2- Instrumentação do molde.

O sistema estudado, mostra o esquema de montagem dos termopares na parede do tubo de cobre que tem 06 pontos de medição em cada face, conforme o desenho esquemático da figura 4.1.

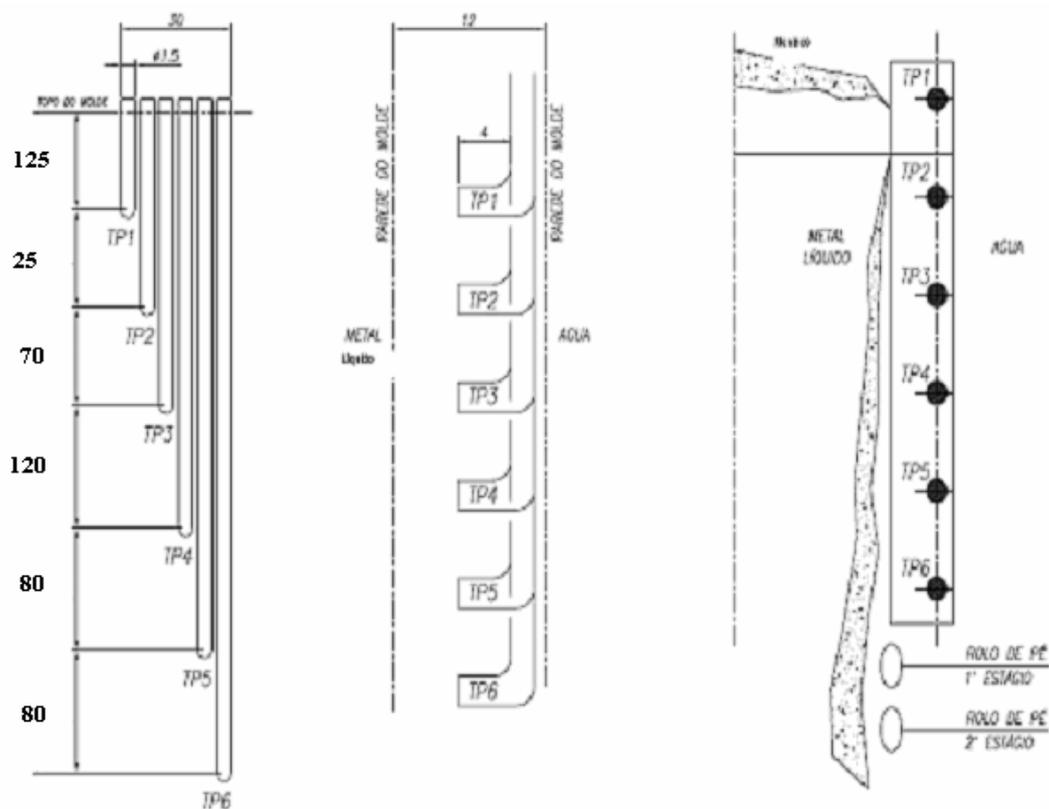


Figura 4.1 – Esquema de posicionamento dos termopares no molde de experiência, Gerdau Açominas (2006).

Na figura IV.2, mostra-se os termopares já instalados.



Figura 4.2 – Montagem dos termopares no tubo de cobre.

4.3- Critérios de elaboração da malha de medição de temperatura.

As medições de temperatura foram realizadas diretamente na parede do tubo de cobre e foi elaborado uma malha de instrumentação para efetuar as medições.

A avaliação do desempenho de cada condição de teste foi realizada por meio da comparação dos resultados obtidos a partir de experimentos já realizados por S.N. Singh e K.E. Blazek (1976) e corrigido por Samarasekera I.V. e Brimacombe, J.K.(1979).

O posicionamento dos termopares na parede do tubo, foi estrategicamente definida de tal forma que fosse possível determinar um perfil térmico o mais consistente possível com o que a literatura declara para outros experimentos já realizados. Foram realizadas medições em 08 corridas do aço A27 (tabela I).

Foram instalados 24 termopares nas faces do molde, secção 130mm, dispostos do seguinte modo:

06 termopares no centro da face de raio externo.

06 termopares no centro da face de raio interno.

06 termopares na face lateral esquerda.

06 termopares na face lateral esquerda.

A disposição de montagem dos termopares é apresentada na figura 4.1, a partir do menisco descendo até 500mm em direção à saída do molde.

4.4– Análise de campo e problemas apresentados

As primeiras medições, apresentaram ruído com altas amplitudes para as medições de temperatura. Este problema foi reduzido por meio da melhoria do sistema de fixação dos termopares. No entanto, para o ruído remanescente, foi considerado como sendo fruto da própria variação natural do processo, como: velocidade de lingotamento,

lubrificação, efeito de turbulência da água, e das características de solidificação do aço em teste.

4.5– Arquitetura do sistema de aquisição de dados.

Na figura 4.3, apresenta-se o sistema de aquisição de dados utilizado. O sistema é composto por: Servidor de banco de dados, Estação dedicada, CLP (PLC-5), Cabo cross-over, Switch (Rede Danielli).

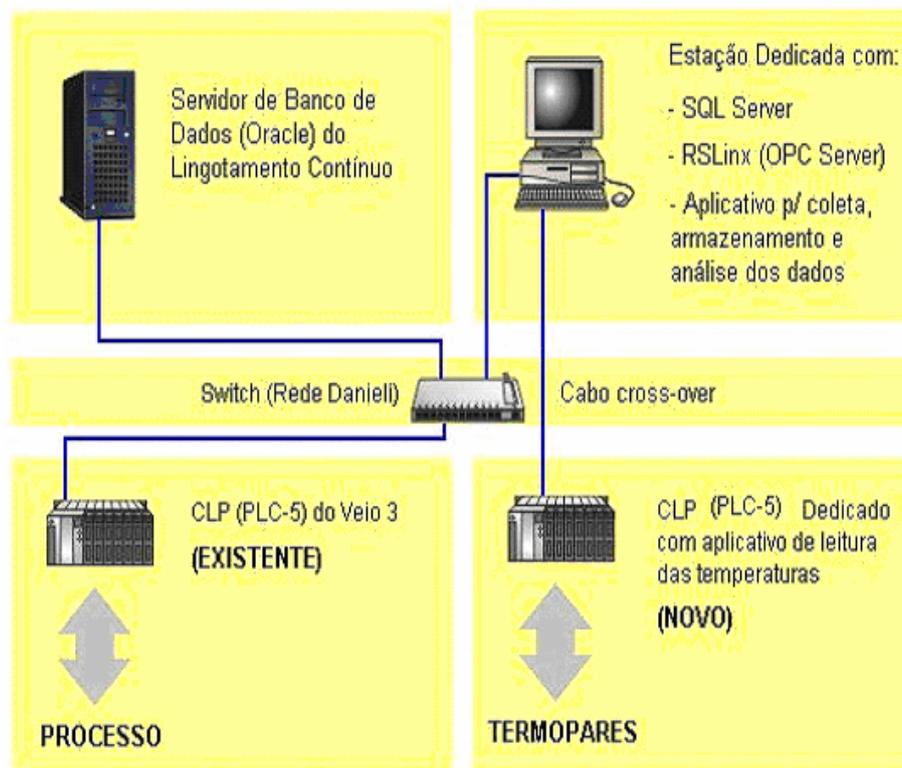


Figura 4.3- Esquema do sistema de aquisição de dados.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES.

5.1-Apresentação dos resultados e análise.

As figuras 5.1 a 5.10, mostram o perfil de distribuição de temperatura e fluxo de calor, encontrados nas 04 faces do molde em teste:

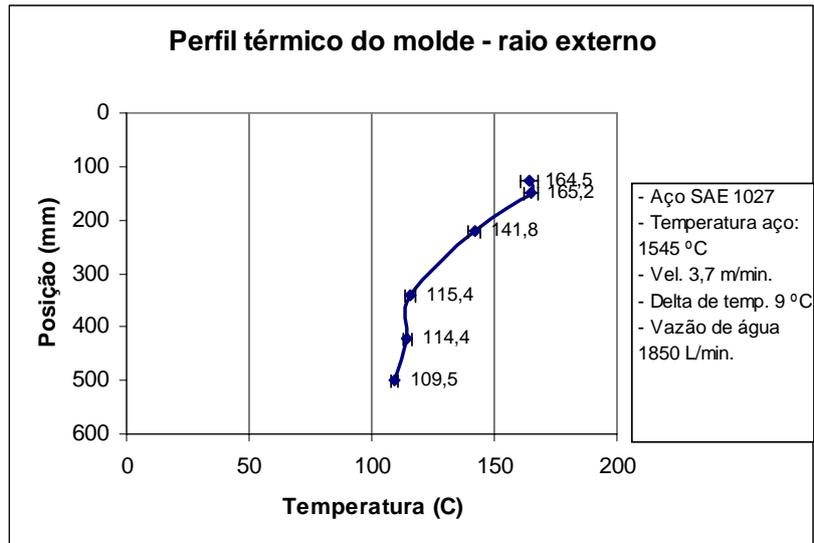


Figura 5.1 – Perfil de distribuição de temperatura no molde - raio externo.

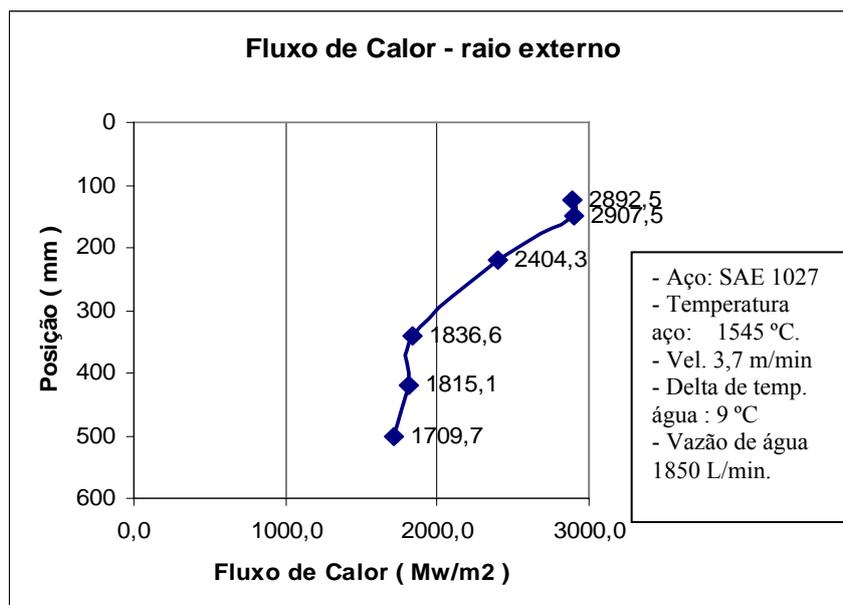


Figura 5.2 – Perfil de distribuição do Fluxo de calor -raio externo.

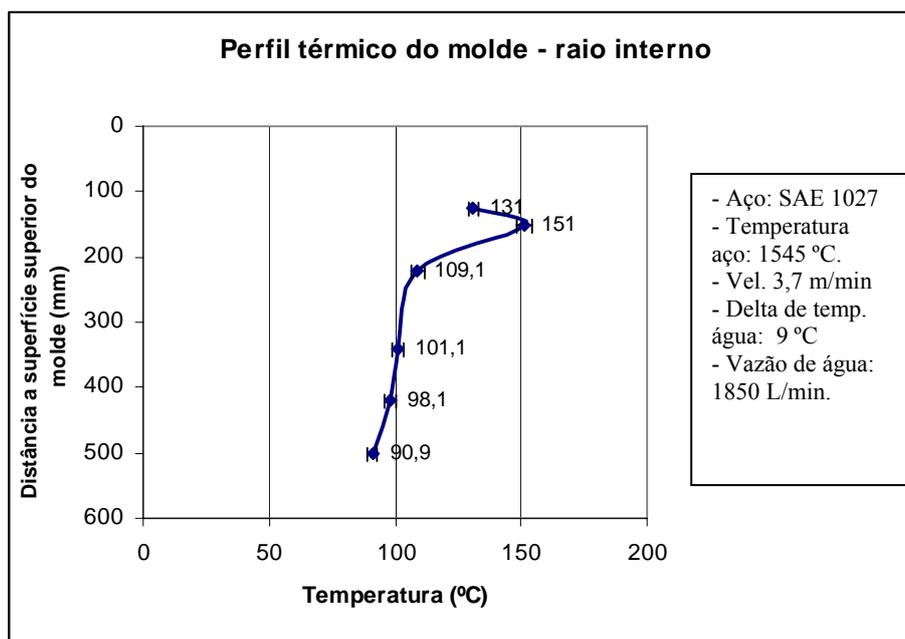


Figura 5.3 – Perfil de distribuição de temperatura no molde - raio interno.

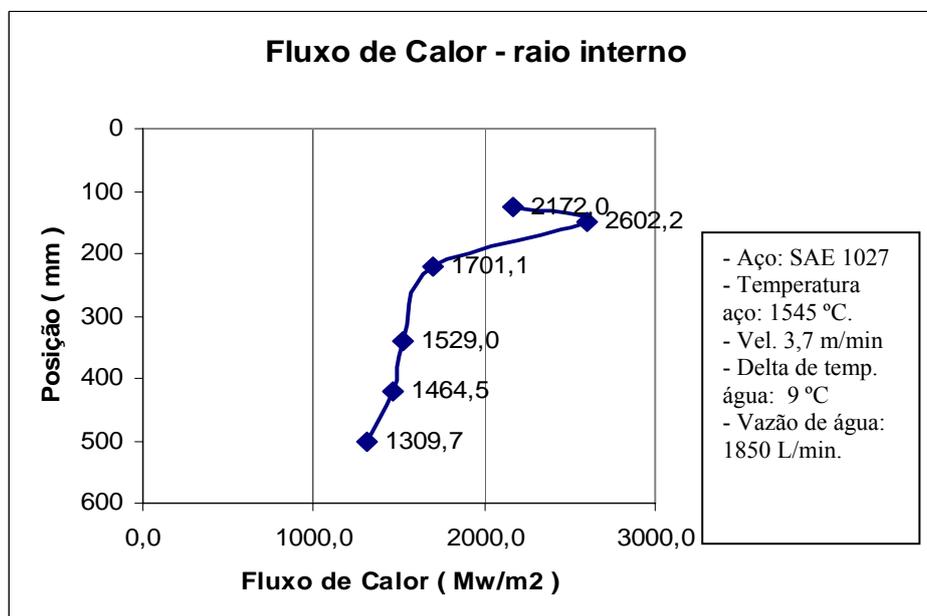


Figura 5.4 – Perfil de distribuição do Fluxo de calor -raio interno.

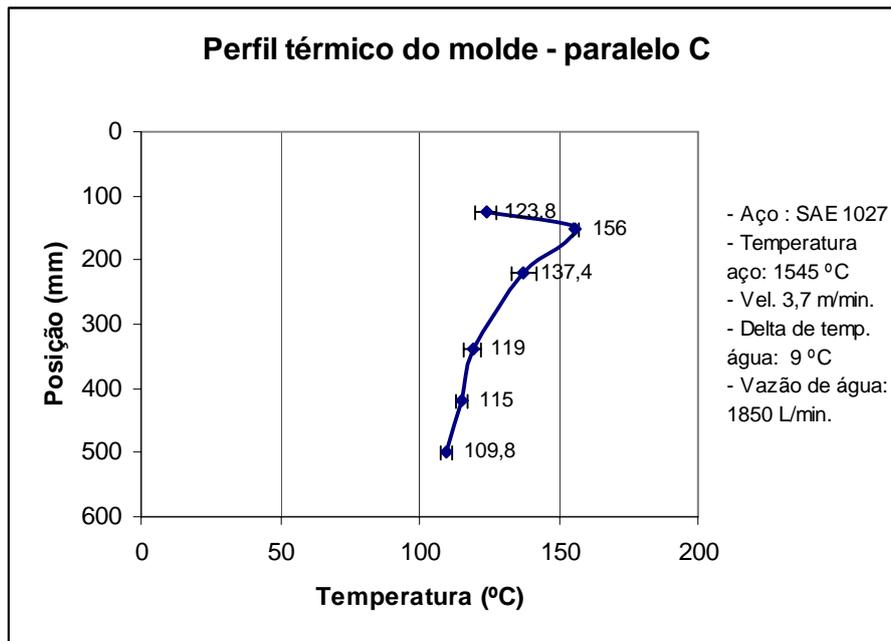


Figura 5.5 – Perfil de distribuição de temperatura no molde – lado paralelo C.

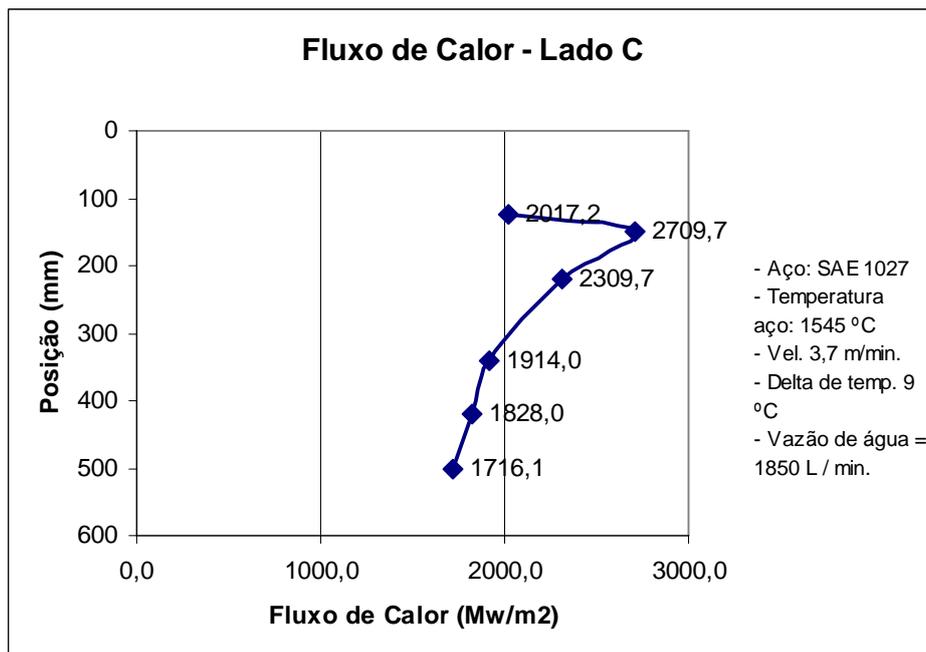


Figura 5.6 – Perfil de distribuição do Fluxo de calor –lado paralelo C.

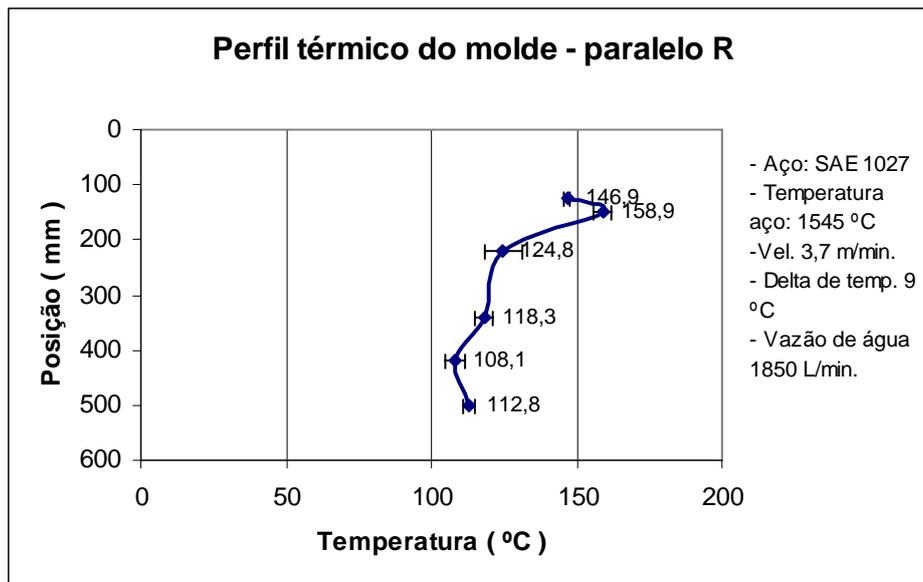


Figura 5.7 – Perfil de distribuição de temperatura no molde – lado paralelo R.

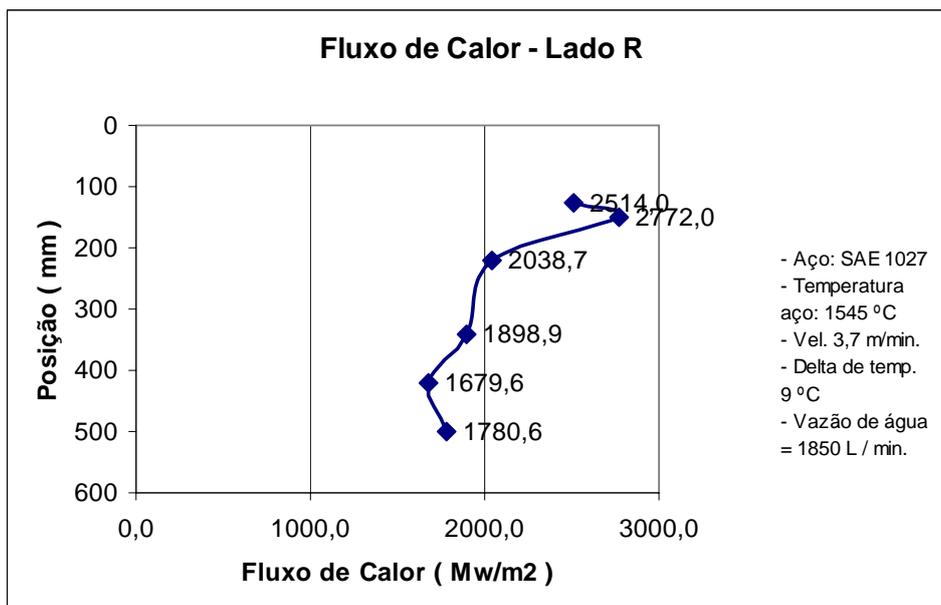


Figura 5.8– Perfil de distribuição do Fluxo de calor –lado paralelo R.

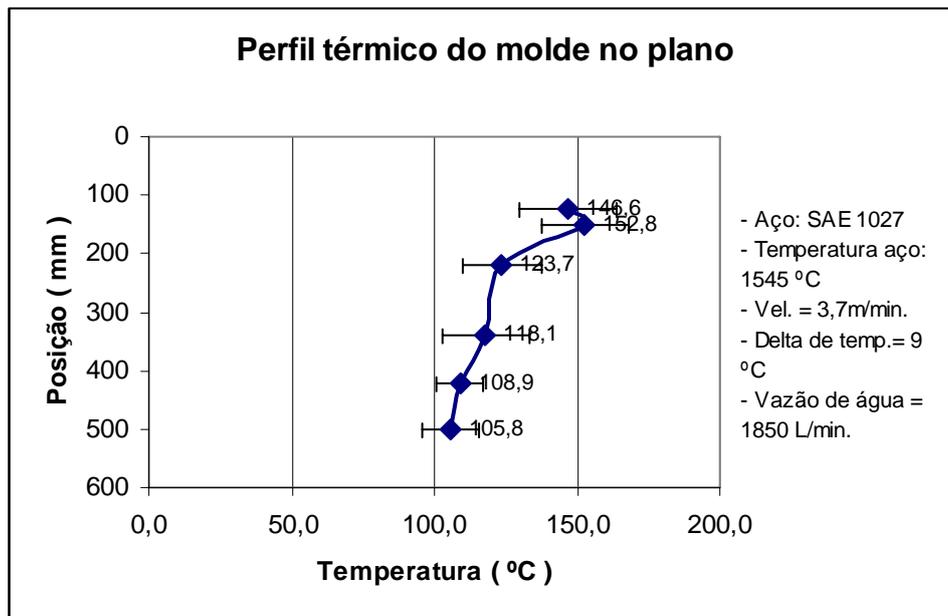


Figura 5.9 – Perfil de distribuição de temperatura média das 04 faces, no plano transversal do molde ao longo da altura.

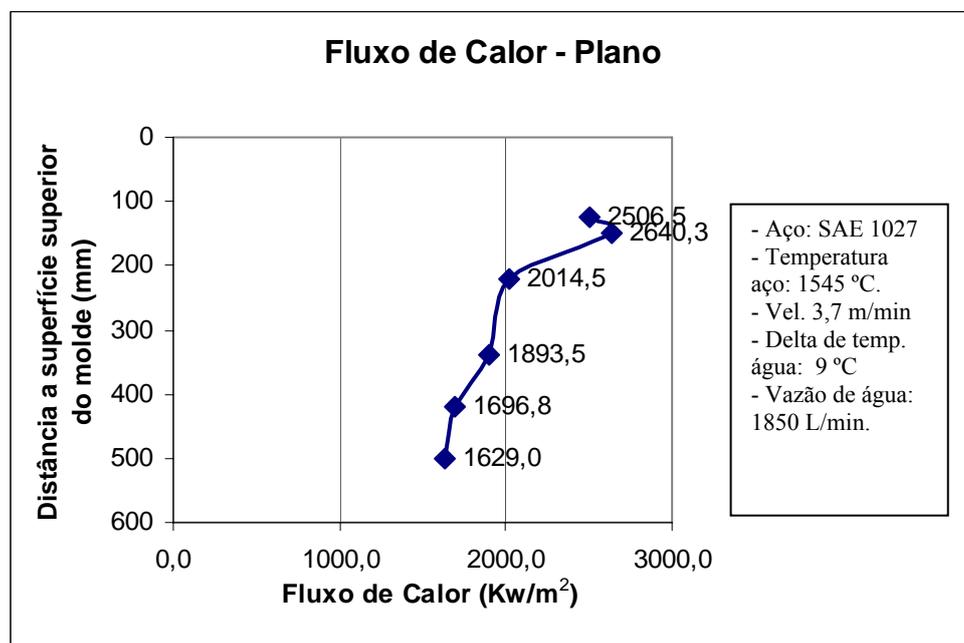


Figura 5.10 – Perfil de distribuição do fluxo de calor médio das 04 faces, no plano transversal do molde ao longo da altura.

Na figura 5.11, mostra-se de temperatura no plano transversal ao longo da altura do molde nas 04 faces, como citado nos gráficos das figuras 5.9 e 5.10.

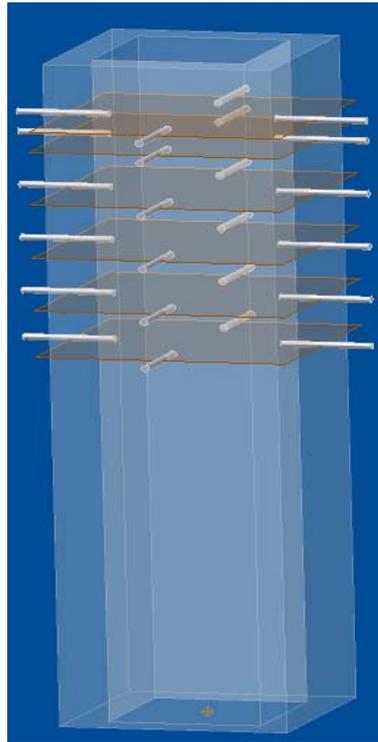


Figura 5.11 – Desenho esquemático que mostra a distribuição dos termopares no plano transversal ao longo da altura do molde nas 04 faces.

Na figura 5.12, mostra-se a variação de temperatura (ΔT) da água de refrigeração do molde durante as 08 corridas em teste.

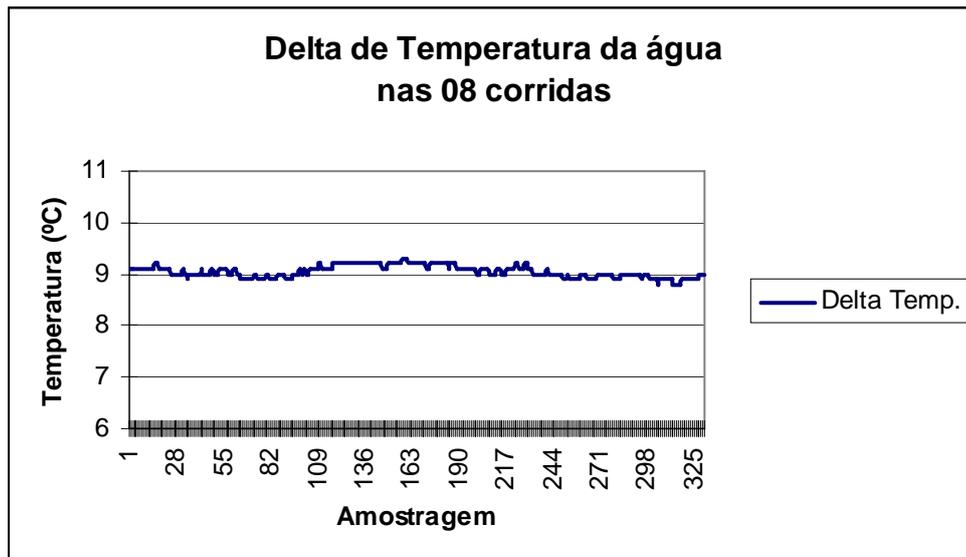


Figura 5.12 – Delta de temperatura da água no molde, durante as 08 corridas.

As distribuições de temperatura encontradas concordam bastante com experimentos já realizados por Samarasekera et al. (1984), conforme mostrado na figura 5.13.

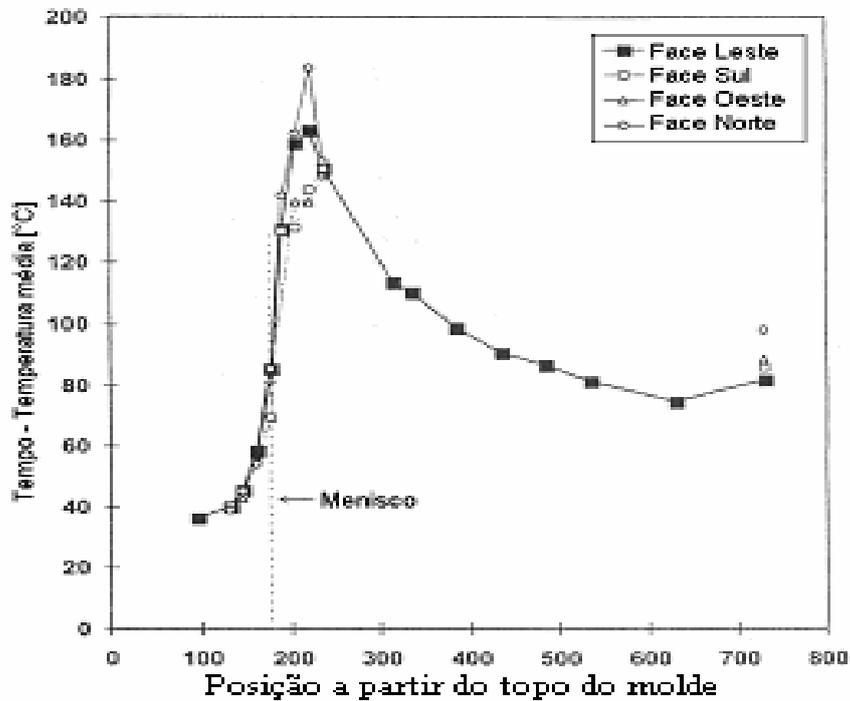


Figura 5.13 - Experimento realizado por Samarasekera et al. (1984).

A dispersão dos valores de temperatura medidos com o termopar localizado próximo do menisco, tem como causa básica, a variação do nível do aço. Já para a dispersão dos valores medidos a 530mm à posição mais inferior descendo abaixo do topo do molde, foi provavelmente provocada pelos efeitos de expansão e contração do tarugo.

Para uma temperatura de entrada da água de 25°C, a dispersão nos valores do ΔT da água foi pequeno, conforme mostra a figura 5.12, não sendo significativo para a análise do teste.

O perfil de temperaturas no molde foram comparados para avaliar se houve diferença na temperatura entre as quatro faces do molde, conforme mostra os gráfico da figura 5.17. A Figura 5.1, mostra que a

face do raio externo (Norte), que é o lado curvo de apoio do tarugo (raio externo), exibiu as temperaturas mais altas na região do menisco ($\sim 165,2^{\circ}\text{C}$) posicionado a 150mm em relação ao topo do molde. A face do lado R (Oeste) teve a segunda temperatura mais alta, ao passo que as faces C (Leste) e raio interno (Sul) foram as mais baixas. Abaixo de 500mm do topo nenhum termopar foi instalado, pois foi considerado apenas o comprimento térmico efetivo na transferência de calor. A temperatura de pico está associada com a alta transferência de calor, a partir da camada de solidificação até o molde, na vizinhança do menisco.

A temperatura do molde atinge um pico de 165°C por volta de 160mm abaixo do topo do molde e abaixo da região de alta temperatura, a redução subsequente na temperatura do molde é uma consequência da diminuição da transferência de calor pelo aumento do gap (*espaço*) entre a pele e a parede do molde.

Os gráficos referentes às figuras 5.14, 5.15 e 5.16, apresentam o fluxo de calor extraído pela água de refrigeração do molde durante o teste.

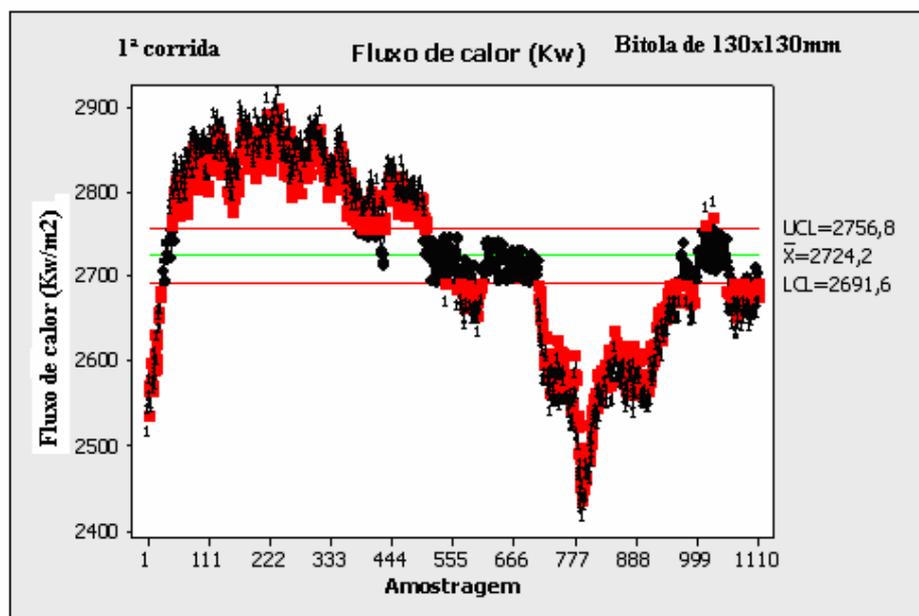


Figura 5.14 – Fluxo de calor global extraído pela água na 1ª corrida (70 minutos).

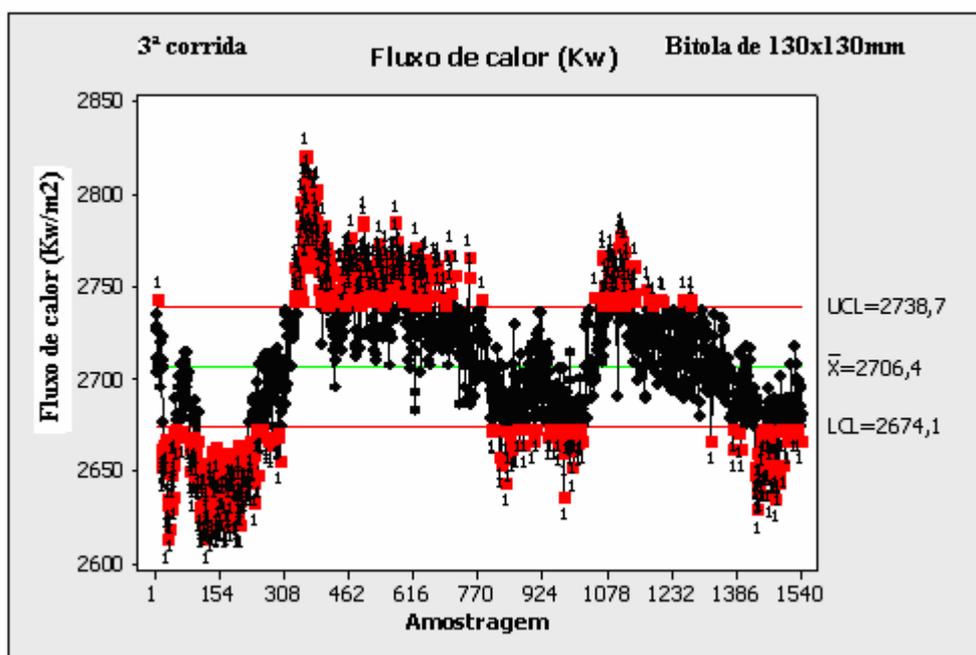


Figura 5.15 – Fluxo de calor global extraído pela água na 3ª corrida (70 minutos).

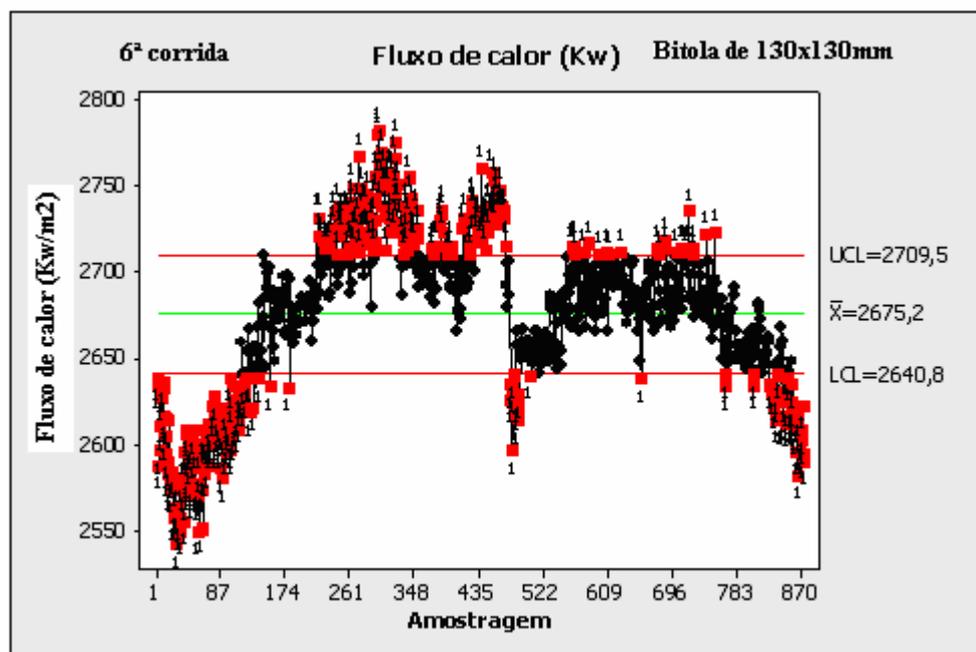


Figura 5.16 – Fluxo de calor global extraído pela água na 8ª corrida (70 minutos).

As variações no fluxo de Calor durante o lingotamento, conforme apresentado nas figuras de 5.14 a 5.16, podem ser causadas por:

- a) Variações da temperatura do aço durante a corrida.
- b) Variações do fluxo de água de refrigeração do molde, como mostrado na figura 5.20.
- c) Também é consequência das condições operacionais em que o refratário da panela e distribuidor de aço se encontram, tais como: vida de refratário e condições de aquecimento

O gráfico da figura 5.17 apresenta um comparativo do perfil térmico entre as faces do molde durante as medições de temperatura nas paredes do molde.

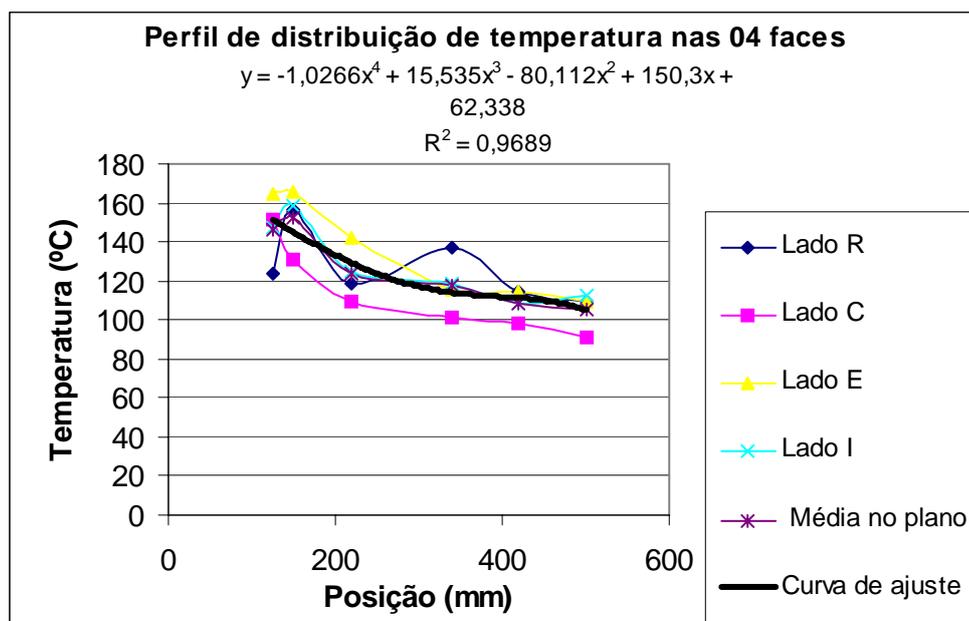


Figura 5.17 – Perfil térmico comparativo das 04 faces.

O gráfico da figura 5.18, apresenta o comparativo entre o Fluxo de Calor medido nas 04 faces e o Fluxo de Calor global médio, extraído pela água de refrigeração do molde. Estes Fluxos foram calculados a partir das equações 4.25 e 4.26.

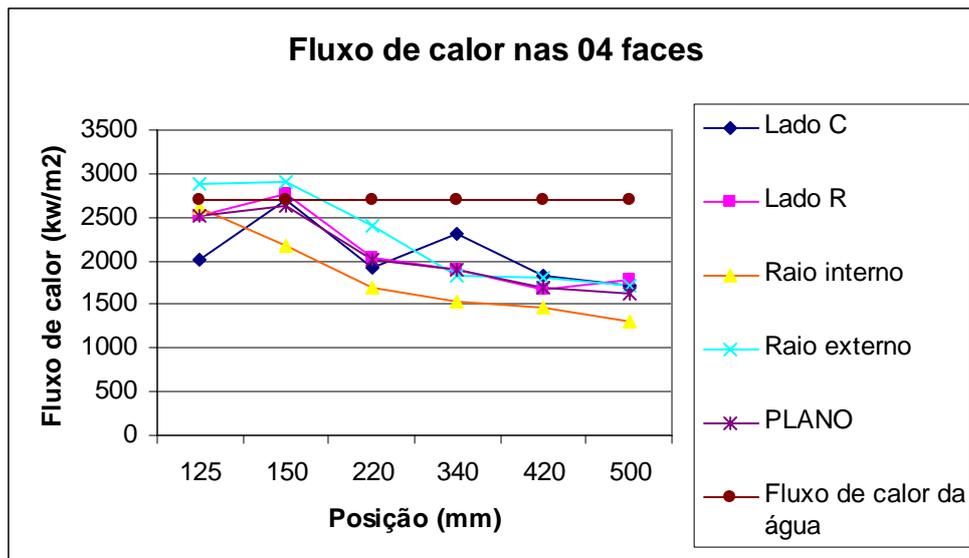


Figura 5.18 – Perfil comparativo entre a distribuição do Fluxo de calor medido com termopar nas 04 faces e o Fluxo de calor global médio, extraído pela água de refrigeração do molde.

O Fluxo de Calor encontrado para a água de refrigeração do molde apresenta-se coerente com o Fluxo de Calor medido nas paredes do molde, na região do menisco (nível de aço).

O Fluxo de Calor encontrado na direção do raio externo está 500 Kw/m^2 , maior que na direção do raio interno (250 Kw/m^2), em relação às faces do lado paralelo.

O perfil térmico encontrado apresenta-se coerente com o perfil de conicidades projetado para o molde em teste, que começa com uma redução de $2,2\%/m$ e termina com $0,35\%/m$.

O gráfico da figura 5.19, apresenta o ruído encontrado no ato das medições de temperatura diretamente nas paredes do tubo de cobre.

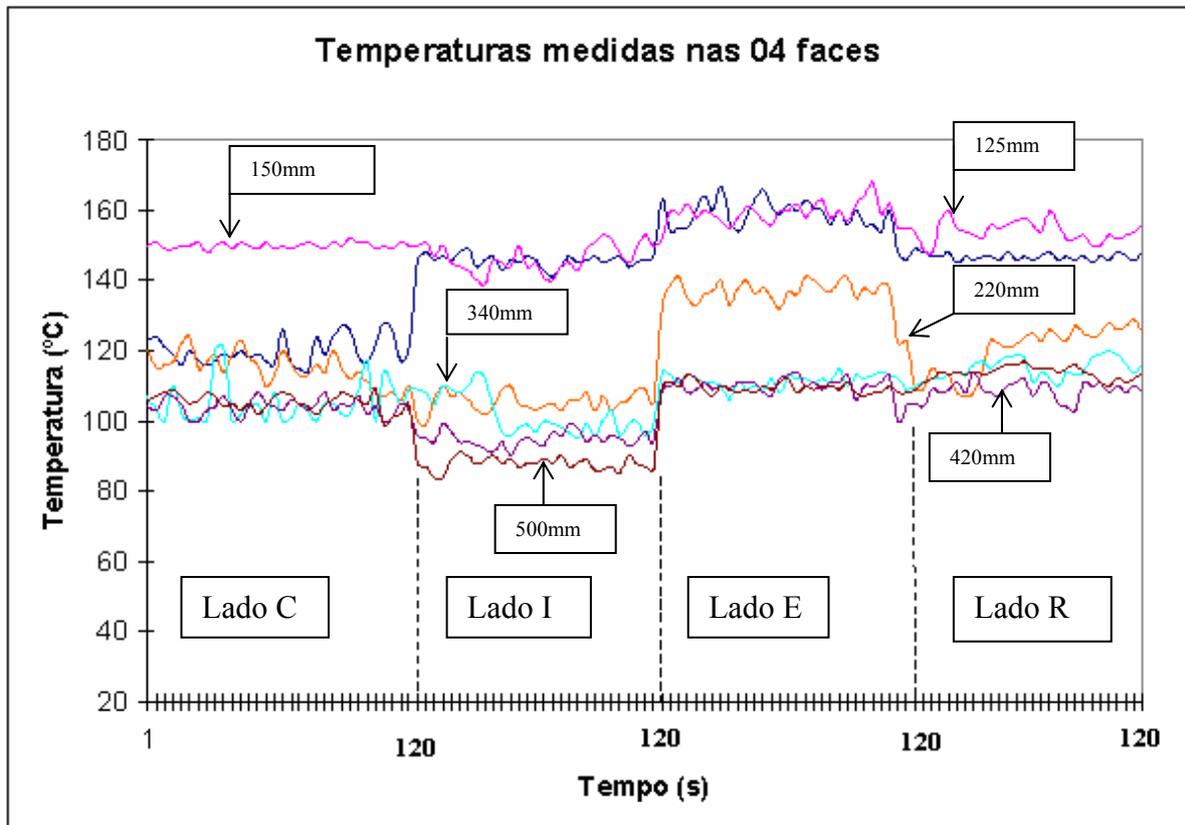


Figura 5.19 – Perfil longitudinal de distribuição de temperatura ao longo do tempo para as 04 faces e na terceira corrida.

O gráfico da figura 5.19, apresenta o perfil de distribuição de temperatura medido simultaneamente para as quatro faces do molde em estudo durante 120 segundos na terceira corrida em teste. Mostrando ainda, o ruído e as variações de ciclo térmico que ocorrem permanentemente durante o processamento do aço em estudo.

Os Experimentos realizados por Samarasekera et al., conforme mencionado na revisão bibliográfica, mostram que as variações na velocidade de lingotamento, fervura da água, distribuição não uniforme da água de refrigeração, tipo de aço, temperatura do aço, tipo de lubrificante, distribuição não uniforme do lubrificante e pressão de retorno da água, são causas básicas do fluxo de calor desigual nas paredes do molde, provocando o resfriamento assimétrico do tarugo, de modo que a camada em solidificação assumirá um formato desigual, podendo gerar defeitos de forma. As diferenças encontradas nos perfis

de temperatura das quatro faces, conforme apresentado no gráfico da figura 5.17, deixa evidente o fato de que o Fluxo de Calor é realmente desigual, o que fica caracterizado pelas imagens relacionadas nas figuras 5.29 e 5.30.

O molde não apresentou evidências de deformação por superaquecimento das paredes, caracterizada por fervura da água. Fato comprovado na figura 5.12 e pela pouca variação do ΔT da água.

A inspeção do molde executada após o teste, mostrou não haver traços de depósitos de óxidos de cálcio e magnésio, nas faces externas, o que sugere uma boa qualidade da água de refrigeração.

Parte do ruído encontrado no ato das medições de temperatura, pode ser atribuído às variações do fluxo de água que refrigera o molde, em $\pm 1,2\%$, que é uma consequência das variações do próprio equipamento responsável pelo bombeamento, como mostra a figura 5.20.

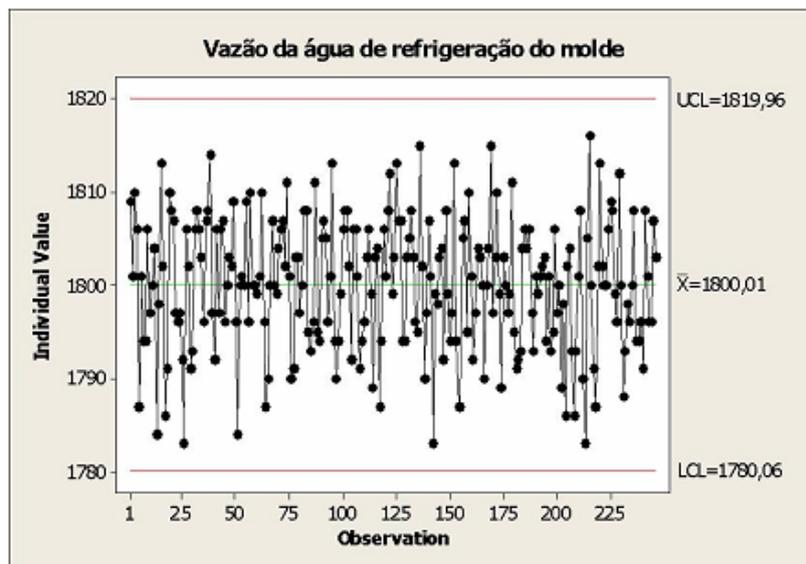


Figura 5.20– Fluxo de água de refrigeração do molde em teste, em um período de 15 minutos durante a primeira corrida.

A figura 5.21, mostra o perfil de distribuição temperatura no plano transversal ao longo da altura, para as faces fria (lado em contato com a

água), face quente (lado em contato com o aço) calculadas utilizando as equações 4.18 e 4.19 e o termopar inserido na parede do molde.

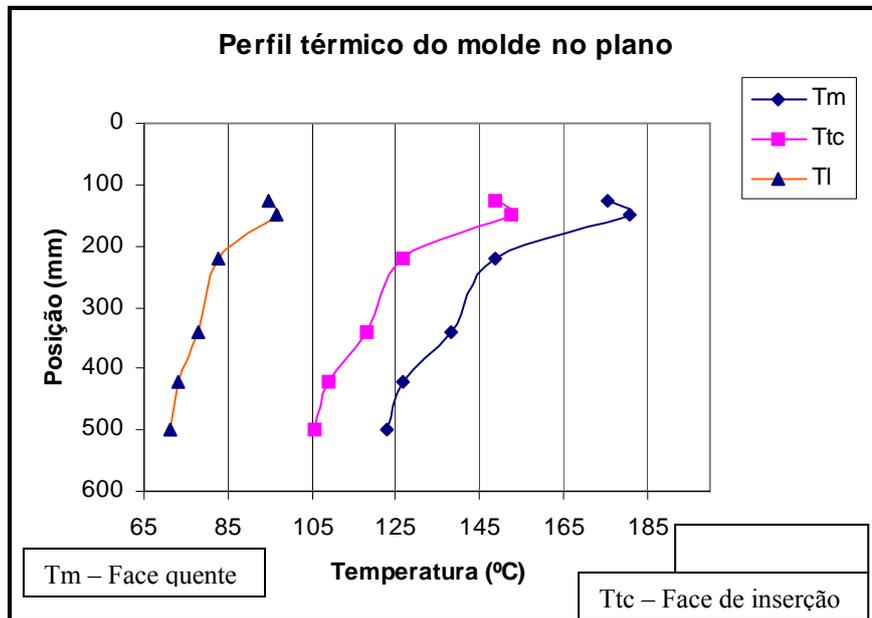


Figura 5.21 – Perfil de distribuição de temperatura no plano para as faces fria, quente e do termopar inserido.

Observa-se pelo perfil térmico exposto, que a temperatura na face fria, não atinge o patamar necessário para que ocorra ebulição da água sob as condições operacionais impostas no teste, considerando que a temperatura de ebulição para a pressão absoluta da água utilizada na refrigeração do molde (7bar-entrada e 3,5bar-saída) é de 136°C, WYLEN (2003).

O gráficos das figura 5.22 e 5.23, apresentam medições para controle dimensional do molde. As medições foram realizadas no molde em teste antes (molde novo) e depois do lingotamento (08 corridas).

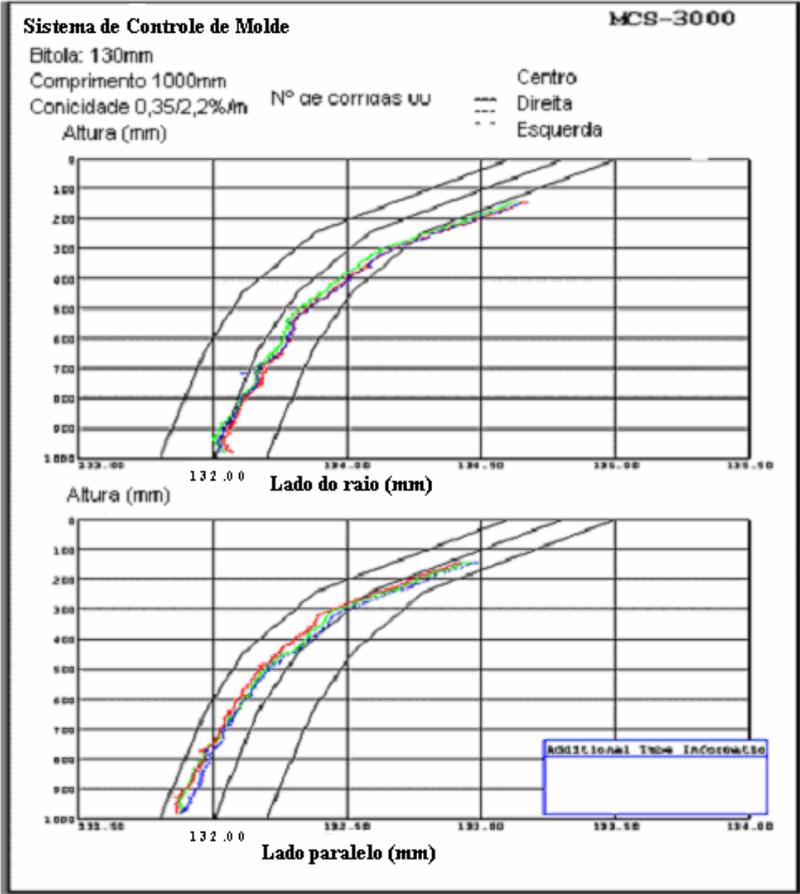


Figura 5.22 – Perfil dimensional do molde testado, novo.

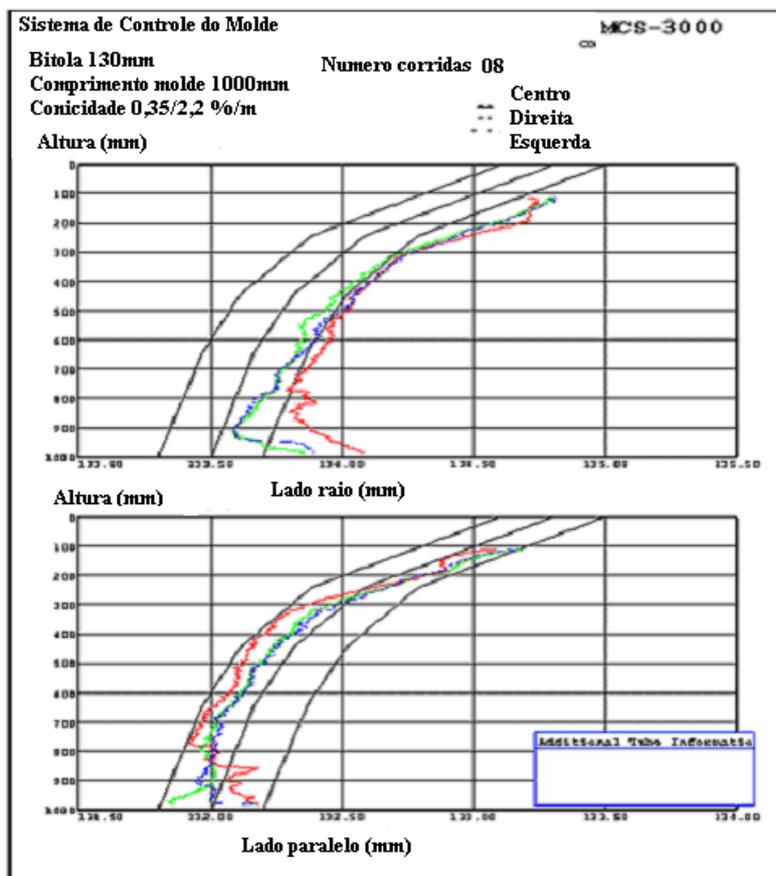


Figura 5.23 – Perfil dimensional do molde após linotamento de 08 corridas.

Nas figuras 5.22 e 5.23, as linhas coloridas são:

- Vermelho – Centro da face
- Azul- direita da face
- Verde - Esquerda da face

Nas figuras 5.24 a 5.28, mostram-se as seções transversais ao longo da altura do molde, na direção do raio e lado paralelo. As medições foram realizadas no molde após o teste (depois do lingotamento de 08 corridas).

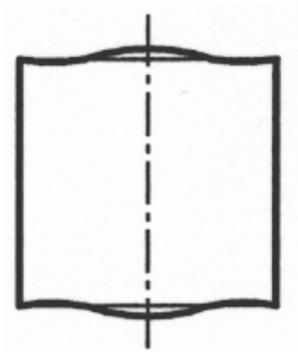


Figura 5.24-lado do raio
(160mm abaixo do topo)

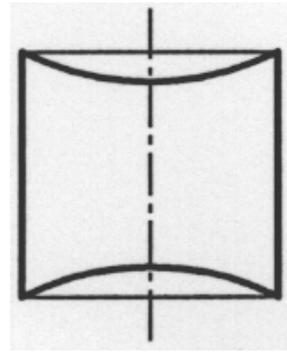


Figura 5.26 - lado paralelo
(160mm abaixo do topo)

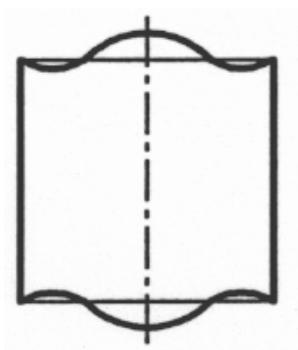


Figura 5.25 – lado do Raio
(800mm abaixo do topo)

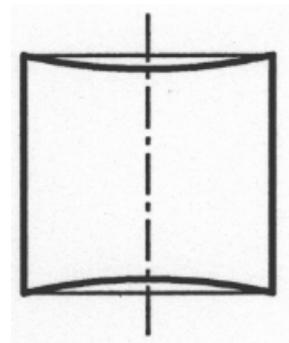


Figura 5.27 - lado paralelo
(400mm abaixo do topo)

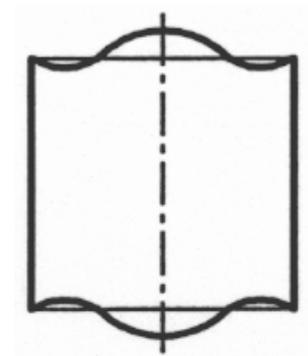


Figura 5.28 – Lado paralelo
(900mm abaixo do topo)

Figura 5.24 a 5.28 – Perfil da seção transversal do molde ao longo da altura, após lingotamento de 08 corridas.

As figuras 5.29 e 5.30, mostram a fotografia da seção transversal de uma amostra retirada durante o processo de lingotamento da primeira e oitava corridas.

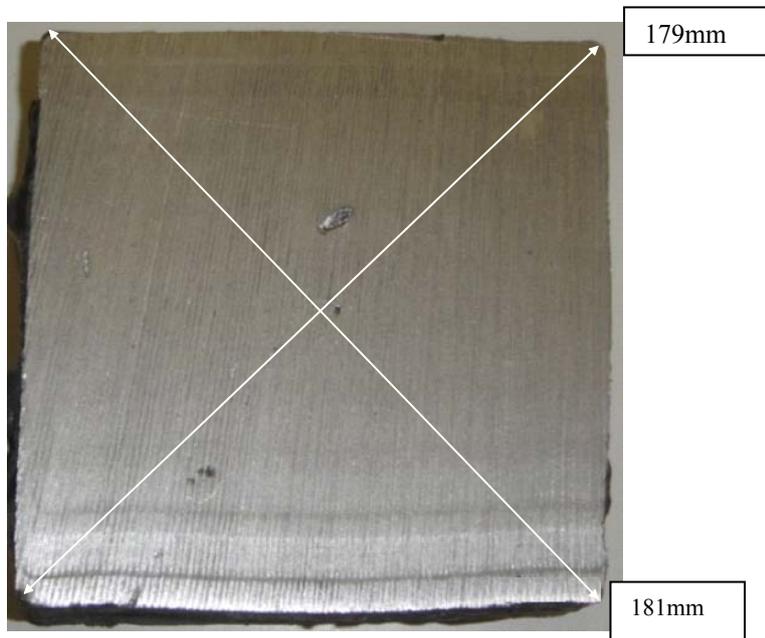


Figura 5.29 – Amostra da seção transversal do tarugo durante o lingotamento da primeira corrida.

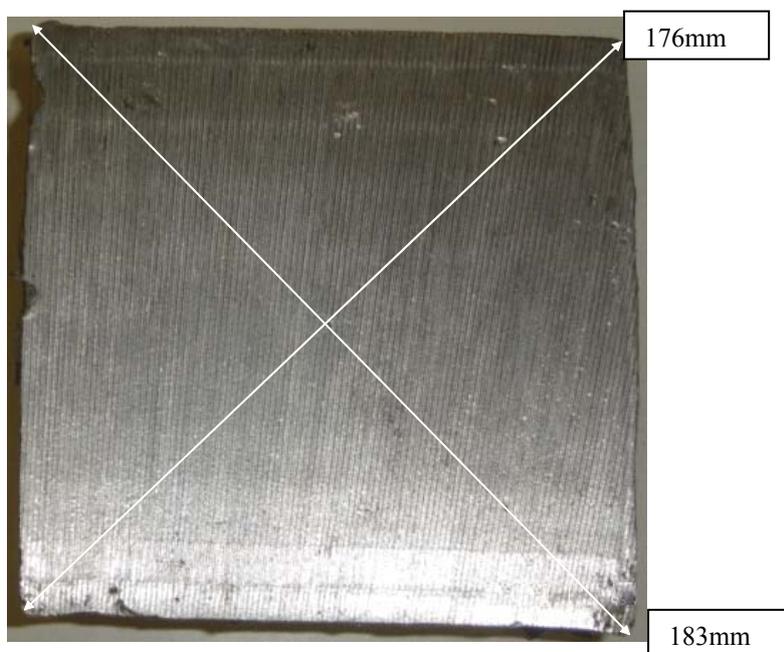


Figura 5.30 – Amostra da seção transversal do tarugo durante o lingotamento da oitava corrida.

- Para os gráficos das figuras 5.24 a 5.28, pode-se observar alguns pontos importantes, como:

Evolução do desgaste na região inferior a partir da base até $\pm 200\text{mm}$.

O posicionamento das linhas no sentido longitudinal define o grau de alinhamento no plano transversal da seção em estudo. Sendo assim pode-se observar que à medida em que evolui o tempo, a deformação plástica no plano transversal também evolui, evidenciando o fato de que a deformação do molde, pode ser decorrente do fluxo de calor não uniforme nas paredes, gerando deformações que tem como origem, tensões de origem térmica.

Uma deformação no sentido de dentro para fora, uma conicidade negativa encontrada na parte superior do molde é estendida para baixo do menisco. Abaixo do ponto de abaulamento máximo é gerado uma conicidade positiva. A magnitude da deformação plástica na região do menisco é significativa e afetada pelo nível do menisco e perfil de conicidade do molde. Uma deformação plástica de dentro para fora, também é encontrada a 400mm a partir do topo, no lado paralelo, caracterizada por um desvio na direção contrária ao que se espera até mesmo na literatura.

O tipo de liga utilizada (Cu-Ag) na construção do molde, pode ser também um fator relevante que justifique a deformação do molde sob altas temperaturas, conforme apresentado na revisão bibliográfica, tabela II.

Há sempre a possibilidade de que o efeito de borbulhamento da água de refrigeração do molde possa ocorrer em um dos lados ou nas quatro faces, seja qual for a combinação e considerando o ΔT médio de 9°C , porem, para os valores de temperatura encontrados, não fica claro que durante o processo ocorra a fervura intermitente nas diferentes faces

que pudesse vir a causar um ciclo térmico fora de fase nas paredes do molde, fazendo com que a distorção térmica seja não simétrica e a forma da cavidade do molde possa mudar no plano transversal. Porém, como pode ser visto nos gráfico da figura 5.22 e 5.23, é notório a deformação na altura da região do menisco. Durante o ciclo térmico, a parede do molde próximo ao menisco move-se para dentro e para fora conforme comprovado pelos experimentos já realizados por Samarasekera et al. (1984).

As figuras 5.29 e 5.30, que mostram fotografias de amostras retiradas durante o processo e que apresentaram irregularidades na geometria do material lingotado, evidenciado pelo efeito das deformações de origem térmica no molde, que provoca fluxo de calor diferenciado nas quatro faces do tarugo.

6- CONCLUSÕES

- A face do raio externo (Norte), que é o lado curvo de apoio do tarugo, exibiu as temperaturas mais altas localizada na região do menisco ($\sim 165,2^{\circ}\text{C}$), posicionado a 150mm abaixo do topo do molde.
- A liga utilizada no projeto do molde, apesar de possuir boa condutividade térmica ($370 \text{ W/m}^{\circ}\text{K}$), apresentou pouca resistência mecânica ao escoamento (Temperatura de amolecimento 370°C) sob alta temperatura e baixa resistência ao desgaste (Dureza 86HB), o que fica evidenciado pelo comportamento dos gráficos das figuras 5.22 e 5.23.
- O formato do perfil térmico na direção longitudinal é uma consequência da formação da pele, que se afasta da parede do molde à medida que o veio se distancia do *menisco* (nível de aço líquido), reduzindo a transferência de calor, como pode ser constatado na figura 5.1 a 5.10.
- O gráfico ref. à figura 5.18, mostra que o fluxo médio de calor extraído pela água de refrigeração do molde está coerente com os valores medidos na parede do molde.
- Apesar da não existência de dados experimentais para comprovação, a diferença de perfil térmico entre as quatro faces, pode ter relação com a falta de uniformidade no fluxo de aço líquido, as diferenças nas velocidades da água do molde considerando que o projeto do molde permite variações de até 6% no ajuste do gap (espaço) do canal de água de refrigeração e falhas pontuais de lubrificação.

- A boa qualidade da água de refrigeração do molde ficou evidenciada pela ausência de depósito de óxidos de cálcio e magnésio durante a inspeção do molde, após o teste.
- Observou-se ainda que, pelo perfil térmico exposto, a temperatura na face fria, não atinge o patamar necessário para que ocorra ebulição da água sob as condições operacionais impostas no teste.

Conforme mencionado no capítulo 02 e ilustrado nas figuras 2.21 e 2.22, o ruído encontrado durante as medições de temperatura, conforme figura 5.19, não poderia ter correlação com a teoria do *Potencial Ferrita*, pois, o aço testado não é peritético ($FP=0,53$) e com maior tendência a agarramento do que depressão.

- Uma deformação no sentido de dentro para fora, uma conicidade negativa encontrada na parte superior do molde é estendida para baixo do menisco. Abaixo do ponto de abaulamento máximo é gerado uma conicidade positiva. A magnitude da deformação plástica na região do *menisco* (nível de aço líquido) é significativa e tem como origem, a temperatura elevada nesta região.
- Os resultados encontrados e ilustrados nos gráficos das figuras 5.22 e 5.23 mostram a fragilidade da liga de Cu-Ag com revestimento de cromo na superfície interna do molde, quando submetido às tensões térmicas de processo, refletindo na qualidade do aço lingotado, conforme mostra as figuras 5.29 e 5.30.
- Observa-se pelo gráficos das figuras 5.22 e 5.23, que a deformação do molde durante a operação assumiu tal formato no lado paralelo, que é contrário ao sentido do esforço da pressão

ferrostática ou seja de dentro para fora. Contrariando qualquer expectativa que se tenha do perfil dimensional do molde.

- A temperatura de pico da parede do molde ocorre abaixo do menisco, porque na parte superior do molde, uma fração significativa do calor está fluindo para cima da parede do molde e não só diretamente através da água de resfriamento. Abaixo do ponto de pico, a redução subsequente na temperatura do molde é uma consequência da diminuição da transferência de calor. Conforme a solidificação progride, o veio se contrai, gerando um gap (espaço) entre o veio e o molde.
- O gap (espaço) que se forma entre o veio e o molde constitui a maior resistência à extração de calor no molde. Dessa forma, a dinâmica de formação do gap (espaço) tem uma forte influência sobre a qualidade do produto e problemas de lingotamento, por isto, uma boa distribuição da água e óleo nas quatro faces do molde, pode contribuir para uma distribuição uniforme do fluxo de calor.

7 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- O termopar tipo “K” utilizado na instalação, que é específico para trabalhar na faixa de medição entre 0 e 1260 °C, está acima da faixa de temperatura real do molde em operação (próximo de 160 °C), Sendo então recomendável que para trabalhos futuros, este seja substituído pelo do tipo “T” que trabalha numa faixa de medição de 0 a 370 °C, e está mais próximo dos valores encontrados, reduzindo assim, a incerteza nos valores medidos.

- Seria Ideal para futuras medições de temperatura diretamente nas paredes do molde, que o tubo de cobre venha de fábrica já com os canais de passagem dos termopares devidamente usinados e com os termopares já fixados, uma vez que a fixação dos sensores é muito delicada.

- A pesquisa realizada poderá servir como base, no desenvolvimento de sistemas de controle para fazer previsões de Black-out em máquinas de Lingotamento Contínuo de Blocos e Placas.

8. BIBLIOGRAFIA

- 1)- ARAÚJO, L.A. Manual de siderurgia. 2.ed. São Paulo: Arte e Ciência, 1997.v.1, p. 470.
- 2) - A. GRILL and J.K. BRIMACOMBE, Ironmaking Steelmaking, 1976, V. 2, pp. 76-79.
- 3) - AGARWAL, P.K., PUGH, R.W., BRIMACOMBE, J.K., Case study of spray design for a continuous billet cast – Heat flow, solidification and crack formation, The Iron and Steel Society, 1984, V.5, pp. 76-79.
- 4) - ALBERNY, R., BIRAT, J.P., Electromagnetic stirring and product quality. The metals society London, Proceedings of an international conference, p.116-123, 1976
- 5) - A.W. D. HILLS: J Iron Steel Inst., 1965, vol. 203, pp. 18-96 .
- 6) A.W. D. HILLS, Trans. AIME, 1969, V. 3, pp. 245, 1471.
- 7)- ANTON, M.H., FERNANDES P. C., SOARES, R.B., ALVES, E.S., SANTOS, C.A. SPIM, J.A., Levantamento das regras e condições de controle para a solidificação no molde do Lingotamento Contínuo, 57° Congresso anual da ABM-Internacional, 2002, V.1, pp. 45-61.
- 8) - ARAÚJO, L.A. Manual de siderurgia. 2.ed. São Paulo: Arte e Ciência, 1997. v.1, p. 470.
- 9) - A. D. AKIMENKO, end A. A. Skvortsov, Izv VUZ Chernaya Metall, 1958, V.12, pp. 45-50.

- 10) BEITRAG ZUR REIBUNG ZWISCHEN STRANG UND KOKILLE BEIM KNUPPELSTRANGGUB, Dr. Ing. Dissertation RWTH Aachen 1991, pp. 40-55.
- 11) B. MARY and M. WOLF, FACHBER. Huttenpraxis Metallverarb. 20 (1982) V.4, pp.222-227.
- 12) - CHEENGINEERS, Handbook (edited by R.H. PERRY and C.H. CHILTON), 5th ed., ed., MC GRAW Hill (1973), V.58, pp. 102-110.
- 13) - Curso sobre colada continúa, 1999, SAN NICOLÁS,. Curso... SAN NICOLÁS: Instituto Argentino de Siderurgia, 1999. V.2, pp. 67-75.
- 14) - C.R. TAYLOR, Metall. Trans.,1975, V.6B, pp. 359-375.
- 15) C. MARCARCHIONNI, P. ROCABOIS, J. N. PNTOIRE , M. ROSCINI, L. F. SANCHO. J. DIAZ, M. R. RODOLFO, M. DESANTIS, O PUTZ, S. RODL, F. RUPPEL, K. H. SPITZER, R. SCHOLTZ and K. SCHWERDTFEGER, European Commission technical steel research, Nw Approaches of the initial solidified shell formation mechanisms in the continuous casting mould, Contract No. 7210-PR/139, Final Report EUR 20947 EN (2004)
- 16)- D.W. PEACEMAN and H.H. RACHFORD, Jr.: J. Soc. Indust. Appl. Math, (1955, vol.3, pp. 28-41).
- 17 – E.Y. KUNG and J.C. POLLOCK: in “Instrumentation for the Iron and Steel Industry” ISA proceedings, 1967, vol. 17, pp. 8-1 to 8-12.
- 18) EUROPA METALLI, Manual técnico (2003, volume único), pp. 08-32.
- 19- E. A. MIZICAR: Trnasf. TMS-AIME, 1967, vol. 239, pp.1747-1753.

- 20) E. FORSTER, H.W. GUDENAU, G. M. KEMPER and K. STERCKEN, STAHL U. EISEN 113 (1993) V.9, 93-99
- 21- FHERTON C. F., Advanced Physical chemistry for process metallurgy, chapter (5.7) – Solidification, Academic press, 1997, pp.151–182,
- 22- Flow, Solidification and Crack Formation. WARRENDAGE: Iron and Steel Society, 1984.v2, p.59-72.
- 23- GARCIA, A ., Solidificação fundamentos e aplicações. Campinas, Editora da Unicamp, 2001, V.2, pp. 21-33.
- 24) G. KEMPER, SPEZIELLE VORGÄNGE beim Stranggießen-Kokillenmechanik, Kontaktstudium Metallurgie des Eisens III: Gießen und Erstarren/Stranggießen, VEDh and TU Clausthal, 1997, V1. pp. 110-119.
- 25) GEBRUDER BOHLER, Áustria, (1950) e CONCAST A.G. fundada por JUNGHANS e ROSSI (1965), máquina tipo S ou de molde curvo V. 2, pp. 90-112.
- 26- HENRY BESSEMER A.; origem Steelmaking for Steelmakers, London; BUTTERWORTH e Co, (1846), V3. pp. 45-66.
- 27) HENRY BESSEMER, JACKSON, A.; origem Steelmaking for Steelmakers, London; BUTTERWORTH e Co,(1969), V.4, pp. 23-32.
- 28) H. JACOBI, Arch. Eisenhüttenwes., 1976, V. 2, pp. 112-123.
- 29) Handbook of Chemistry and Physics 51st Edition (1970-1971), V. 4, pp. 76-90.
- 30) JACKSON. A.; origem Steelmaking for Steelmakers, London; Butterworth e Co, (1969), pp. 45-56.

- 31- J.K. BRIMACOMBE: Can.Met.Quart., 1976,vol.15, pp.163-175.
- 32) J. L. BRENDZY, A. BAKSHI, I.V. SAMARASEKERA and J. K. BRIMACOMBE, Ironmaking and Steelmaking 1993 V.1, pp. 63-74.
- 33) J. VAN DER STEL , J. M. RABENBERG, M. C. M. CORNESLISSSEN and J. Cijssouw, 1st European Conf. Continuous Casting (1991) Florence, V.2, pp.377-2.386.
- 34) K. STERCKEN, IMPROVEMENTS to Billets Surface Quality, ECSC Sponsored Research, 7210.PA, PB, PC, PD/333 Draft Final Report 2006, pp. 33-45.
- 35) KLAUS SCHWERDTFEGF Short course on issues in caster operation, process and quality control (2003), pp.45-66.
- 36) KLAUS SCHWERDTFEGF Short course on issues in caster operation, process and quality control (2005), pp.50-67.
- 37) I. A. BAKSHI, J. L. BRENDZY, N. WALKER, S. CHANDRA, I. V.SAMARASEKERA and J. K. BRIMACOMBE, Ironmaking and Steelmaking 20 (1993) No. 1 54-62
- 38) I. V. SAMARASEKERA and C. Show, Continuous Casting of Steel Billets, Chapter 17 in the Making and Shaping and Treating of Steel 11 th Edition, Editor A. W. Cramb, The AISI Steel Foundation (2003).
- 39) LAIT, J.E., BRIMACOMBE, J.K., Solidification during continuous casting, ISS Transactions, v.1, p. 1-13, 1982.
- 40) L.S. RUDOI, Izv. VUZ Chernaya Metall, 1962, V.2, pp.51-55.
- 41) Lange's Handbook of Chemistry, Editor J. A. Dean MacGraw Hill.

1979, V.6, pp. 23-34.

42) MONRAD e PELTON , GNIELINSKI, FLORENKO, Cia. Europa Metalli, manual técnico, 2003, V. único, pp. 44-65.

43) Mold behaviour and Solidification in the continuous Casting of Steel Billets, ISS Trans. 1984, V5, pp. 79-94.

44) P. P. SAHOO, J. HALDER, A. KHULLAR, G. K. SINGH, P. K. SINHA and B. KUMAR, Tata Search 2006, Vol.1, pp. 229-234

45) R.E. ASEEV, V.N. ZHUCHIN, and V.M. KONDRASHIN, Steel USSR, 1972, pp.284-286.

46) R.H. PERRY and C.H. CHILTON Apud I.V. SAMARASEKERA and J.k. BRIMACOMBE, Int Metall, Rev. 1978, V. 6, pp. 286-300.

47) S.N. SINGH and K.E. BLASEK, Open Hearth Proc. AIME, 1977, pp.60.

48) S.N. SINGH and K.E. BLASEK. Proc AIME Open Hearth Conf., 1976, V.59, pp. 264-283.

49) SAMARASEKERA, I.V., BRIMACOMBE, J.K. , Thermal e and mechanical behaviour of continuous billet molds. In: BRIMACOMBE (1982), V. 4, pp.117-125.

50) J.K. SAMARASEKERA, I.V., I.V. e LAIT, J.E. Continuous Casting. Heat Flow, Solidification and Crack Formation. Warrendade: Iron and Steel Society, 1984.v2, p.59-72.

51) - I.V SAMARASEKERA and J.K. BRIMANCOMBE, Int. Metall. Rev. 23, pp. 286 1978.

- 52) I.V. SAMARASEKERA and J.K. BRIMACOME, *Cam Met. Q.*, 1979, V. 18, 251-266.
- 53) SAMARASEKERA, I.V., BRIMACOMBE, J.K. The continuous-casting molde; LAIT, JE. Continuous casting. Heat Flow, Solidification and Crack Formation. Iron and Steel Society, 1984. v.2, p.33-44.
- 54) I.V. SAMARASEKERA, J.K. BRIMACOMBE, J.K. and R. Bommaraju: Mold Behaviour and solidification in the Continuous Casting of Steel Billets II. Mold Heat Extraction, Mark Formation, ISS Trans., Vol. 5, 1984, pp. 79-94.
- 55) S. N. SINGH and K. E. BLAZEK, *Open Hearth Proc.*, AIME 60, (1977), V. 2, pp. 66-88.
- 56) S.N. SINGH and K.E.BLAZEK, *Proc. AIME Open Hearth Conf.*, 1976, V. 59, pp. 264-283.
- 57) S. WATANABE, K. HARADA, N. FUJITA, Y. TAMURA, and K. NORO, *TETSU-TO-HAGANE (J. Ironmaking and Steelmaking Inst. Jpn)*, 1972, V.11, pp. 393-394.
- 58) S. KUMAR, I. V. SAMARASEKERA and J. K. BRIMACOMBE, *Trans. ISS I&SM June 1967*, V2, pp. 53-69.
- 59) VAN WYLEN, G.J., SONNTAG, C. & BORGNAKKE, R.E.; *Fundamentos da Termodinâmica; Tradução da 6ª Edição Americana*, Editora Edgar Blucher, Ltda., São Paulo/SP, 2003, V.2, pp. 34-44.
- 60) S.CHANDRA, J. K. BRIMACOMBE and I. V. SAMARASEKERA, *Ironmaking and Steelmaking*, 1993, V.2 pp. 104-112.
- 61) V.P. DRUZHIMIM and A.I. MAZUMN, *Stale in English*, 1961, V.5, pp. 328-330.

62) V. P. ROZHKOVA, O. V. MARTYNOVA, and L. M. Sherbakov, Izu. VUZ Chernaya metal, 1974, V. 5, pp. 53-54.

63) VILELA, A. C. F., SOARES, R. B. e LAIT e BRIMACOMBE 1982, Curso de Lingotamento contínuo de bloco e tarugos, ABM, 2002, p.82-110.

64) R.J. SARGANT and M.R. SLACK: J.Iron Steel Inst., 1954, vol. 192, pp. 428-444.

65) Y. AkETA and K. USHIJIMA, T etsu-to- Hagane Overseas (J. Iron steel Inst. Jpn), 1962, V. 4, pp. 334-343.

66) WOLF, M.M. Mold Heat Flux and Lubrification Control – two major function of caster productivity and quality assurance, In: Process Technology Conference Proceedings, v13, 1995, p. 99-117.

