

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia
Departamento de Metalurgia

**ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DE PARÂMETROS DE
LINGOTAMENTO NA TRANSFERÊNCIA DE CALOR DURANTE A
SOLIDIFICAÇÃO DE AÇOS ESPECIAIS**

Bruna Brito Freitas

Trabalho de diplomação

Orientador: Prof. Dr. Wagner Viana Bielefeldt

Porto Alegre

2013

AGRADECIMENTOS

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

Ao meu namorado Ângelo, pela compreensão, pela ajuda na elaboração deste trabalho e por estar presente na minha vida.

Ao professor Wagner Bielefeldt, pela orientação, reconhecimento e estímulo proporcionado.

Ao professor Jaime Spim Jr. (*in memoriam*) pelo auxílio no desenvolvimento do projeto.

À minha família pelo apoio e orientação.

À Secretaria do Desenvolvimento Tecnológico, SEDETEC, pelo apoio financeiro.

À Siderúrgica Gerdau, pela realização dos ensaios experimentais.

Aos colegas do Laboratório de Fundição da UFRGS e aos colegas da Gerdau, pelas sugestões e observações preciosas.

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

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	V
LISTA DE TABELAS	VIII
RESUMO.....	IX
ABSTRACT.....	X
1. INTRODUÇÃO	11
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	13
2.1 LINGOTAMENTO CONTÍNUO DOS AÇOS	13
2.2 TRANSFERÊNCIA DE CALOR	15
2.3 RESFRIAMENTO PRIMÁRIO.....	17
2.3.1 Interação metal/molde e sua influência na transferência de calor.....	19
2.3.2 Influência da composição química e transformações no metal líquido	21
2.3.3 A influência da geometria e dimensionamento do molde na transferência de calor	25
2.3.4 A influência da oscilação do molde na transferência de calor.....	27
2.3.5 A influência do pó fluxante na transferência de calor.....	29
2.4 RESFRIAMENTO SECUNDÁRIO.....	30
2.5 RESFRIAMENTO TERCIÁRIO	31
2.6 INFLUÊNCIA DE OUTROS PARÂMETROS DO PROCESSO NA TRANSFERÊNCIA DE CALOR.....	31
2.6.1 Influência do agitador eletromagnético.....	32
2.6.2 Velocidade de lingotamento	34
2.7 FORMAÇÃO MACROESTRUTURAL	36
3. MATERIAIS E MÉTODOS	40
3.1 MÁQUINA DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO.....	40

3.1.1 Molde	40
3.1.2 Pó Fluxante	41
3.1.3 Resfriamento Secundário	42
3.2 INSTRUMENTAÇÃO COM TERMOPARES	42
3.3 METODOLOGIA PARA MEDIÇÕES DE TEMPERATURA AO LONGO DO TARUGO.....	45
3.4 CORRIDAS AVALIADAS E PARÂMETROS QUE AFETAM A TRANSFERÊNCIA DE CALOR	47
3.4.1 Localização dos termopares nas faces do molde	48
3.4.2 Composição Química	48
3.4.3 Velocidade de Lingotamento	49
3.5 ANÁLISE MACROGRÁFICA DE AMOSTRAS.....	49
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	52
4.1. INFLUÊNCIA DA POSIÇÃO DOS TERMOPARES NAS FACES DO MOLDE.....	53
4.1.1 Termopares na extremidade do molde	53
4.1.2 Termopares entre o centro e a extremidade do molde	54
4.1.3 Termopares no centro do molde	56
4.2 INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	58
4.3 INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE LINGOTAMENTO	63
4.4 ANÁLISE METALOGRAFICA	68
5. CONCLUSÕES	70
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	71
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	72

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Principais componentes de uma planta de LC para aços longos. (Adaptado de Santos, 2005).....	14
Figura 2: Mecanismos de transferência de calor no sistema metal/molde (Adaptado de Garcia, 2001).	17
Figura 3: Efeito da velocidade da água de refrigeração no molde (Pinheiro, 2000a).	18
Figura 4: Representação esquemática de um molde de lingotamento contínuo durante a solidificação (Adaptado de Meng, 2003).	19
Figura 5: (a) e (b) Ondulações em aços de 0,10 e 0,70% C. c) Comparação entre a casca formada em um aço com 0,70 e 0,10% C. (Singh, 1974).	20
Figura 6: Resfriamento peritético, partindo de C_0 , no diagrama de fases Fe-C (Adaptado de Durand-Charre, 2003).	22
Figura 7: Transferência de calor em função do teor de carbono (Singh, 1974).	23
Figura 8: Contração do tarugo em função do teor de carbono (Harste, 2003).	24
Figura 9: Gráfico calculado para Fluxo de calor x Distância do menisco, para diferentes moldes. Fonte: Chandra (1993).	27
Figura 10: Influência da Frequência de oscilação do molde no perfil de temperatura no lingotamento de tarugos (Pinheiro, 2000b).	28
Figura 11: Influência da Frequência de oscilação do molde no fluxo de calor no lingotamento contínuo de tarugos (Pinheiro, 2000b).	28
Figura 12: Estrutura interna esquemática de um agitador eletromagnético (Adaptado de Trindade, 2002).	32
Figura 13: Diferentes posições para o uso de agitadores eletromagnéticos (Adaptado por Trindade, 2002).	33
Figura 14: Fluxo de calor nas paredes do molde para correntes diferentes no MEMS (Trindade 2001).	34
Figura 15: Perfis de temperatura em °C na região central do agitador (Trindade, 2001).	34
Figura 16: Disposição dos termopares no molde para controle de temperatura (Chow, 2002).	35
Figura 17: Perfil do fluxo térmico para diferentes velocidades de lingotamento. (Chow, 2002).	35

Figura 18: Desenho representativo com as estruturas coquilhada, colunar e equiaxial (Adaptado de ASM Handbook, 1992).....	36
Figura 19: Formação de zona coquilhada e início da zona colunar (Adaptado de Garcia, 2001).....	37
Figura 20: Macroestrutura de grãos das secções colunares e transversais de aços 0,10% C e 0,90% C (Singh, 1974).....	39
Figura 21: Representação das faces do molde e as posições relativas aos termopares.	44
Figura 22: (a) Detalhe dos sulcos já usinados na face lateral do molde. (b) Termopares inseridos nos sulcos usinados no molde.	45
Figura 23: (a) Terminais para fixação dos termopares no molde. (b) Conectores para ligação dos termopares ao cabo de compensação.	45
Figura 24: Representação de pontos onde foram medidos comprimentos da zona coquilhada na amostra macrográfica.....	51
Figura 25: Gráfico de temperatura x tempo de termopares no molde em uma corrida de um aço SAE 1055.....	52
Figura 26: Curvas de Temperatura x Distância do topo do molde, para a face externa com valores medidos na extremidade do molde.....	53
Figura 27: Curvas de Temperatura x Distância do topo do molde, para a face interna com valores medidos na extremidade do molde.	54
Figura 28: Curvas de Temperatura x Distância do topo do molde com valores medidos entre a extremidade e o centro do molde. / (a) Face Externa / (b) Face Lateral / (c) Face Interna.	55
Figura 29: Curvas de Temperatura x Distância do topo do molde com valores medidos no centro do molde. / (a) Face Externa / (b) Face Lateral / (c) Face Interna.	57
Figura 30: Curvas de Temperatura x Distância do topo do molde, para a face externa com valores medidos na extremidade do molde.....	58
Figura 31: Curvas de Temperatura x Distância do topo do molde, para a face interna com valores medidos na extremidade do molde.	59
Figura 32: Curvas de Temperatura x Distância do topo do molde com valores medidos entre a extremidade e o centro do molde. / (a) Face Externa / (b) Face Lateral / (c) Face Interna.	60
Figura 33: Curvas de Temperatura x Distância do topo do molde com valores medidos no centro do molde./ (a) Face Externa / (b) Face Lateral / (c) Face Interna.	62
Figura 34: Curvas de Temperatura x Distância do topo do molde dos termopares localizados na extremidade da face externa.	63
Figura 35: Curvas de Temperatura x Distância do topo do molde dos termopares localizados na extremidade da face interna.	64
Figura 36: Curvas de Temperatura x Distância do topo do molde para os termopares localizados entre o canto e o centro da face externa. / (a) Face Externa / (b) Face Lateral / (c) Face Interna.....	65

Figura 37: Curvas de Temperatura x Distância do topo do molde para os termopares localizados no centro da face externa. / (a) Face Externa / (b) Face Lateral / (c) Face Interna	67
Figura 38: Macrografias das corridas analisadas. / (a) Aço 1 / (b) Aço 2 / (c) Aço 3 / (d) Aço 4	68

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Tipos de pó fluxante para suas respectivas faixas de utilização.	41
Tabela 2: Vazão da água para suas respectivas faixas de utilização.	42
Tabela 3: Descrição das posições dos termopares no molde.	43
Tabela 4: Distâncias dos pirômetros ao longo da face lateral.	46
Tabela 5: Dados de algumas corridas monitoradas.	48
Tabela 6: Corridas utilizadas para análise das localizações dos termopares...	48
Tabela 7: Corridas utilizadas para avaliação do efeito da composição química na transferência de calor.	49
Tabela 8: Corridas utilizadas para avaliação do efeito da velocidade de lingotamento na transferência de calor.....	49
Tabela 9: Corridas utilizadas para a medição da zona coquilhada.	50
Tabela 10: Corridas para avaliação de influência da composição química.	58
Tabela 11: Corridas para avaliação de influência da velocidade de lingotamento.	63
Tabela 12: Corridas para avaliação da zona coquilhada.....	69

RESUMO

O lingotamento contínuo de tarugos é um processo extremamente complexo e que depende de uma série de variáveis. Todas essas influenciam diretamente na qualidade do aço lingotado e na produtividade, quase sempre de maneira conflituosa.

Para compreender o efeito dos parâmetros de processo, é necessário conhecê-los melhor e avaliar sua influência naquilo que é à base do lingotamento contínuo: a transferência de calor na interface metal/molde. Neste trabalho, foram levantados dados de temperatura durante o lingotamento de diversas corridas de aços de diferentes qualidades em uma planta de aços longos especiais. Todas as corridas foram de tarugos com seção quadrada de 155 mm. As medidas de temperatura das paredes do molde da máquina LC foram obtidas, utilizando-se termopares estrategicamente posicionados ao longo do comprimento do molde e nas suas faces.

Através da obtenção dos valores de temperatura desses termopares e do levantamento dos dados de processo de cada corrida monitorada, foi possível correlacionar o efeito da velocidade de lingotamento e composição química com a transferência de calor na interface metal/molde. Para avaliar essa transferência de calor foram construídos gráficos de resfriamento do lingote e avaliação macroestrutural da zona coquilhada.

ABSTRACT

The continuous casting in a steel plant is such a complex process so that it depends on great number of variables. All of these variables directly influence the quality and productivity of the casted steel, often in opposite ways.

To truly understand the effect of process parameters, it is necessary to know them better and to evaluate its influence on what is the basis of the continuous casting: heat transfer in metal/mold interface. In this study, temperature data were collected during the casting operation in different heats of some steel grades in a special steel plant. All heats had been casted in 155mm square section billets. Temperature measurements of the mould walls were obtained using thermocouples strategically positioned along the length of the mold and on its different sides.

After obtaining these thermocouples temperature values and collecting the process data of each monitored heat, it was possible to correlate the effect of the main process parameters and chemical composition with heat transfer in the metal/mold interface. To evaluate the heat transfer, cooling curves were built and the ingot macrostructure were analyzed.

1. INTRODUÇÃO

O mercado mundial está se desenvolvendo continuamente em todos os segmentos, em especial a área siderúrgica. Dentro deste cenário, é necessário que as usinas siderúrgicas apresentem altos níveis de desempenho e qualidade para manter um alto nível de competitividade. No caso de usinas de aços especiais, o foco principal é dado à qualidade dos produtos.

Na aciaria, uma área de influência decisiva na qualidade do produto é o lingotamento contínuo. Mesmo que uma corrida esteja com a temperatura e composição química correta após o forno-panela, se o processo de lingotamento não estiver bem ajustado, pode-se lingotar tarugos com defeitos superficiais, internos ou mesmo acontecer um evento de *breakout*, perdendo-se o restante da corrida.

O principal fenômeno envolvido no processo de lingotamento contínuo é a transferência de calor que ocorre durante o resfriamento primário (molde), secundário (zona de sprays) e terciário (radiação livre). A capacidade de prever o comportamento destes sistemas de resfriamento é de grande importância, visto que eles governam a solidificação do metal.

A formação da casca sólida inicial se dá no resfriamento pelo molde, sendo esta etapa, conseqüentemente, determinante na qualidade superficial e na produtividade do lingotamento contínuo. É importante na produtividade porque o molde deve solidificar uma casca sólida espessa o suficiente para suportar o metal líquido do interior do veio. Quanto mais rápida for essa solidificação, mais rápida pode ser a velocidade de lingotamento, aumentando a produtividade.

Para analisar a transferência de calor metal/molde é necessário entender os diversos parâmetros que podem influenciar este processo. A

própria composição química da corrida é uma variável importante a ser considerada. Em uma planta de aços especiais, que pode trabalhar com centenas de qualidades, isto é algo a se considerar. Além disso, a temperatura de vazamento, a velocidade de lingotamento, o tipo de molde, o tipo de pó fluxante, temperatura e velocidade de água de refrigeração, são todos parâmetros que modificam a transferência de calor entre o metal/molde. Dessa forma é imprescindível que as principais variáveis envolvidas neste processo sejam compreendidas.

Esse trabalho avaliará especificamente a modificação da composição química e da velocidade de lingotamento na transferência de calor. Para isso serão analisados gráficos de resfriamento e a macroestrutura de determinadas corridas. Essas corridas foram retiradas de um banco de dados iniciado em julho de 2011, com um trabalho de iniciação científica, no laboratório de fundição.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A divisão deste capítulo inicia-se pela máquina de lingotamento contínuo e estudo da transferência de calor. Durante a solidificação dos aços o resfriamento é dividido em primário, secundário e terciário. Esses resfriamentos abrangem diferentes parâmetros que são observados na sequência da revisão bibliográfica. Por fim, as estruturas macrográficas dos lingotes são estudadas completando o capítulo.

2.1 LINGOTAMENTO CONTÍNUO DOS AÇOS

A função básica de um sistema de lingotamento contínuo é converter o aço líquido de uma dada composição química em uma peça sólida, com uma determinada forma e tamanho, através de uma série de operações (Kulkarni, 2005). Dependendo da geometria, o produto do lingotamento contínuo pode ser um tarugo, um bloco, uma placa ou ainda um perfil.

Segundo Rizzo (2005) o processo de lingotamento contínuo ocorre pelas seguintes etapas:

- A inserção de uma barra falsa no molde para prevenir o vazamento de metal líquido pelo fundo do molde no início do vazamento;
- O vazamento do metal líquido da panela para o distribuidor, até que uma altura pré-determinada seja atingida, abrindo-se então a válvula do distribuidor;
- O metal líquido escoar por um tubo refratário, alimentando o molde de cobre refrigerado a água;
- Movimentação dos rolos motorizados para ajudar na extração contínua do lingote;

- Com o progressivo deslocamento da casca sólida devido à oscilação do molde, o lingote, é sustentado pelo movimento de rotação dos rolos extratores. Sua espessura continua a aumentar através do contato com os chuveiros (sprays) de água e/ou ar na região de resfriamento secundário;
- Quando a barra falsa passa pela região horizontal da máquina, a mesma é desconectada do lingote, removida da máquina e estocada;
- A seguir, é efetuado o corte com maçaricos ou guilhotinas dos produtos lingotados nos comprimentos desejados;
- Estes produtos são deslocados para o resfriamento em leitos (tarugos e blocos) ou através da formação de pilhas (placas);
- O resfriamento dos produtos lingotados pode ser concluído na área de condicionamento por diversos métodos (ao ar, com água ou em campânulas).

O fluxo do processo de lingotamento contínuo, bem como as diferentes regiões de resfriamento, pode ser observado na figura 1.

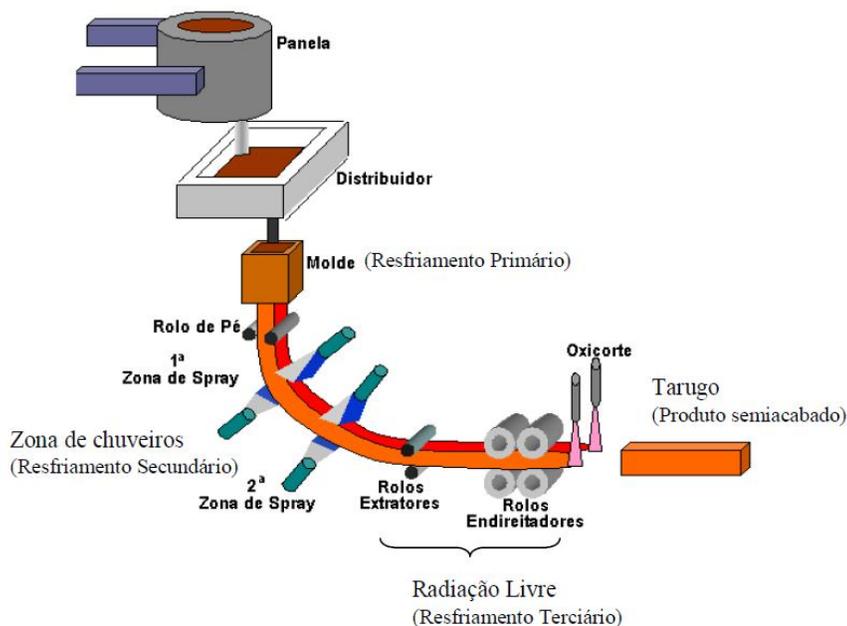


Figura 1: Principais componentes de uma planta de LC para aços longos. (Adaptado de Santos, 2005).

A solidificação do aço líquido durante o lingotamento é, portanto, obtida em três etapas bem distintas: a primeira ocorre pelo contato do aço líquido com o molde de cobre resfriado a água, esta é chamada zona de resfriamento primário ou região do molde. Na segunda etapa realiza-se o borrifamento de água ou mistura de água e ar sobre a superfície de um lingote já com uma casca solidificada, no chamado resfriamento secundário, ou região dos chuveiros. A terceira e última etapa realiza-se diretamente pelo ar na chamada região de radiação livre.

2.2 TRANSFERÊNCIA DE CALOR

Qualquer massa que esteja a uma temperatura diferente do seu entorno realiza trocas térmicas para alcançar o equilíbrio térmico buscando atingir a mesma temperatura. Esse fenômeno é explicado pela lei zero da termodinâmica. A segunda lei da termodinâmica explica que a propagação de calor é a transição de energia térmica que ocorre da maior para a menor temperatura (Shapiro, 2011). A energia térmica pode passar de um corpo para outro fundamentalmente de três maneiras: condução, convecção e radiação.

A condução é a transferência de calor por contato direto das partículas. O molde de lingotamento contínuo, por exemplo, é submetido a uma diferença de temperatura nas suas paredes, onde de um lado tem-se o metal líquido e de outro lado tem-se a água de refrigeração. Essa diferença de energia térmica e o contato direto faz com que a transferência de calor ocorra por condução. Existe transferência de calor por condução térmica também na casca solidificada do tarugo com o aço líquido do núcleo, conforme apresentado por Garcia (2001) na figura 2.

A convecção ocorre devido ao movimento das moléculas. Uma superfície sólida e um fluido em movimento geram transferência de calor por convecção, quando existir diferença de temperatura. Esse fluxo de calor ocorre na água de refrigeração e no interior da casca sólida, devido ao movimento das moléculas de líquido.

A Radiação é a transferência de energia através de algum espaço vazio, na forma de ondas eletromagnéticas. Entre a casca solidificada e o molde forma-se uma camada de ar que dissipa calor através de radiação.

Segundo Barcellos (2007), a transferência de calor que ocorre entre a superfície do molde e a superfície do aço solidificado é por condução, convecção e radiação, sendo denominada transferência Newtoniana de calor. A lei de Newton do resfriamento estabelece que a taxa de perda de calor de um corpo é proporcional à diferença de temperatura entre este e seus arredores (Incropera, 2008). Esta lei é dada pela equação diferencial conforme a equação 1.

$$\frac{dQ}{dt} = h \cdot A \cdot (T_{env} - T(t)) = - h \cdot A \cdot \Delta T(t) \dots\dots\dots(1)$$

- Q = energia térmica em Joules
- h = coeficiente de transferência térmica [W/m².K]
- A = área de superfície de calor sendo transferido [m²]
- T(t) = temperatura da superfície do objeto e interior (considerando que estes são os mesmos nesta aproximação) [K]
- T_{env} = temperatura ambiente [K]
- ΔT(t) = gradiente térmico em função do tempo entre ambiente e objeto [K]

Esta forma de princípio de perda de calor por vezes não é muito precisa. Uma formulação precisa pode exigir a análise do fluxo de calor, com base na equação de transferência de calor em um meio não homogêneo ou mal condutor, por exemplo.

A atuação desses mecanismos de transferência de calor durante o processo de solidificação no lingotamento contínuo e o perfil de temperaturas são apresentados na figura 2.

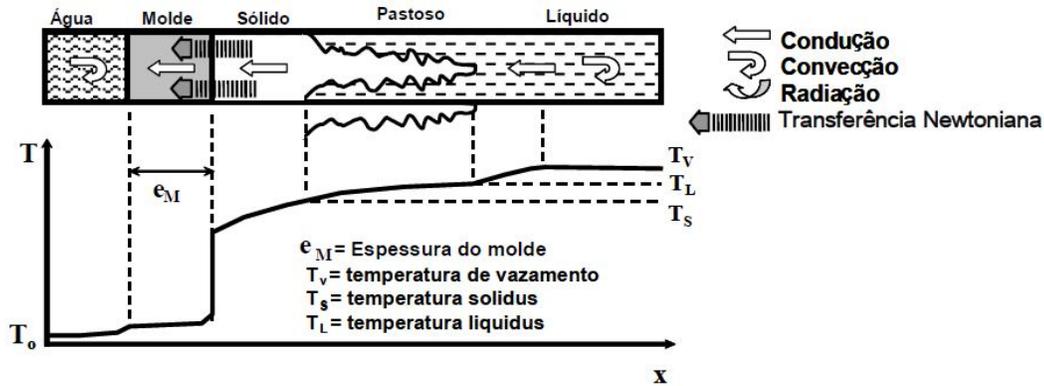


Figura 2: Mecanismos de transferência de calor no sistema metal/molde (Adaptado de Garcia, 2001).

2.3 RESFRIAMENTO PRIMÁRIO

A primeira etapa de resfriamento ocorre no molde, onde se verifica o início da solidificação do lingote. O aço líquido, vindo do distribuidor através de uma válvula, passa para as paredes internas do molde. Na região próxima à superfície do aço líquido no topo do molde, é formado o menisco, devido à tensão superficial do metal. Segundo Araújo (2010), a incidência de defeitos mostra-se associada ao estado de turbulência reinante na região do menisco.

Conforme Adorno (1982), o molde é um dos componentes de maior responsabilidade no processo, pois determina as condições de operação e as características de qualidade do produto.

O sistema de resfriamento primário inicia a transferência de calor no molde de cobre, que tem um alto grau de pureza, para apresentar uma elevada condutividade térmica, o que garante que o molde não seja fundido durante a operação. Além disso, ele é reforçado por canais onde passa água, promovendo uma eficiente extração de calor, de maneira que se forme uma casca sólida até a saída do molde.

Segundo Pinheiro (2000a), apesar da água ser responsável por resfriar o molde, a velocidade do fluxo da mesma, exerce apenas uma pequena influência na taxa de transferência de calor. O autor analisou um aço peritético (0,13% C), lingotado com duas diferentes velocidades de água de refrigeração

no molde. Conforme a figura 3, a média do fluxo de calor aumentou 1,4%, para uma redução na velocidade da água de 9,9 para 7,6 m/s, porém esse valor é relativamente baixo para ser significativo.

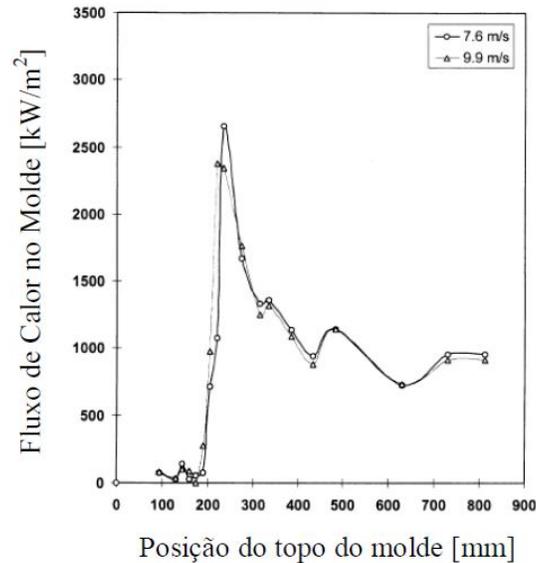


Figura 3: Efeito da velocidade da água de refrigeração no molde (Pinheiro, 2000a).

Entretanto, segundo Cramb (1991) a velocidade da água é importante para que a sua temperatura não fique muito alta e forme uma camada de vapor, esse fenômeno é chamado de boiling.

À medida que o aço solidifica, o tarugo contrai-se e afasta-se do molde, criando uma região com um *gap* de ar. Conforme Vynnycky (2011), a camada de ar entre o molde e o tarugo tem um efeito adverso na eficiência do processo. Devido a esse *gap*, a extração de calor diminui progressivamente, o que, segundo Adorno (1982), reitera a fundamental importância da análise da transferência de calor associada à cinética de solidificação nesse estágio de refrigeração primária do processo.

Os mecanismos de formação e que influenciam na dimensão do *gap*, podem ser (Ho, 1984):

- Interação do metal com o molde;
- Transformações ocorridas no metal fundido;
- Efeitos da geometria do molde;

- Oscilação do molde;
- Lubrificação com pó fluxante.

A figura 4 explicita alguns desses parâmetros.

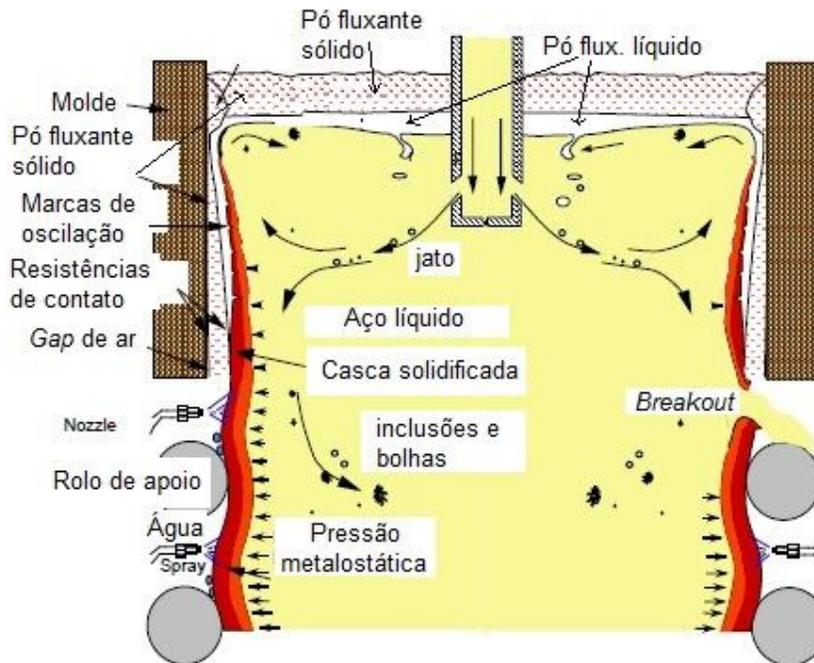


Figura 4: Representação esquemática de um molde de lingotamento contínuo durante a solidificação (Adaptado de Meng, 2003).

2.3.1 Interação metal/molde e sua influência na transferência de calor

No início do processo, a interação entre molde e o metal líquido gera uma extração de calor satisfatória, por depender da fluidez do metal líquido e da pressão metalostática que ajuda a manter o contato térmico. Entretanto, segundo Garcia (2001), a contração do aço vai gradativamente vencendo a pressão metalostática, aumentando a separação física entre metal e molde. Além disso, ocorre a expansão do molde devido ao seu aquecimento, o que também aumenta o *gap*. Segundo Vinnycky (2011), uma geometria adequada do molde pode garantir por mais tempo um melhor contato entre metal e molde.

A taxa de transporte de calor, até a saída do molde, deve ser suficiente para permitir a solidificação de uma camada espessa, que apresente

resistência mecânica para suportar o metal líquido e as tensões de extração do lingote.

O *breakout* é um sério problema associado à falta de interação entre o metal e o molde no lingotamento contínuo. Segundo Singh (1974), pode ser causado devido a desigual espessura da casca do lingote em aços contendo em torno de 0,10% C, devido às transformações peritéticas.

Analisando a superfície interna e externa das cascas de *breakout*, conclui-se que as ondulações das interfaces sólido/líquido estão relacionadas com as diferentes composições e ocorrem devido à contração volumétrica. É visto que, para aços com baixo teor de carbono, estas ondulações são mais aparentes, tendendo a desaparecer para aços com mais de 0,4% C. Maiores explicações sobre o porquê deste comportamento serão dadas no item 2.3.2. A figura 5 ilustra essas ondulações e diferença de espessura de camada solidificada para aços com diferentes teores de carbono.

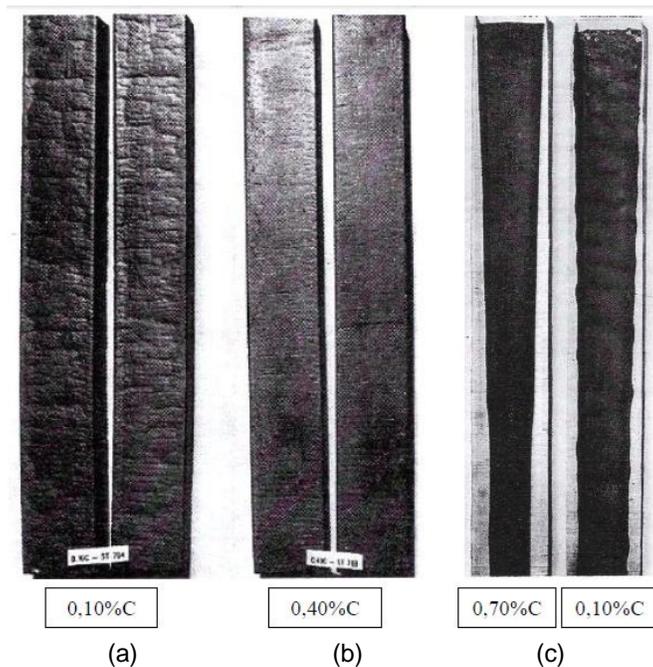


Figura 5: (a) e (b) Ondulações em aços de 0,10 e 0,70% C. c) Comparação entre a casca formada em um aço com 0,70 e 0,10% C. (Singh, 1974).

Conforme o autor, esse problema é ligado à falta de contato entre metal de molde e, também, sendo influenciado pela composição química do aço.

Hatanaka (1993) estudou a prevenção de ocorrência de falhas, como o *breakout*. Ele cita que uma das formas mais simples de se ter uma casca mais espessa é diminuir a velocidade da produção. Segundo Kulkarni (2005), a velocidade máxima de lingotamento a ser utilizada é limitada pela espessura mínima da casca solidificada na saída do molde. A espessura mínima é aquela que garante que a tensão gerada na casca durante o lingotamento seja menor que a tensão crítica para romper a frente de solidificação e originar um *breakout*. O estudo da velocidade será mostrado no item 2.6.2.

2.3.2 Influência da composição química e transformações no metal líquido

A composição química do aço solidificado também exerce sua parcela de influência na transferência de calor. A composição química dita às transformações que ocorrerão, e como o material reagirá durante a solidificação. A fim de prever o crescimento da casca solidificada e o comportamento durante a solidificação, é importante conhecer a temperatura *solidus* do aço em uma dada composição química. Essa temperatura afeta a constante de solidificação e a transferência de calor através do material solidificado. A temperatura *solidus* não só depende do teor de carbono, mas também de outros elementos presentes (Kulkarni, 2005).

Aços peritéticos são os aços mais sujeitos a variações bruscas na taxa de resfriamento em função de sua composição.

Analisando a solidificação de um aço do tipo peritético utilizando-se o diagrama de fases Fe-C, mostrado na figura 6, observa-se a transformação peritética à aproximadamente 1395 °C para um teor de carbono de 0,17%. Resfriando-se a partir do aço líquido, ao atingir-se a temperatura *liquidus* (T_L) tem-se a formação dos primeiros sólidos de ferrita- δ com morfologia dendrítica e, como esse sólido apresenta menor solubilidade do carbono, começa a ocorrer a rejeição deste para o líquido ao redor. À medida que a solidificação

ocorre, a quantidade de sólido aumenta, com conseqüente enriquecimento de carbono no líquido remanescente. Ao atingir a temperatura de 1395 °C, a fase sólida de ferrita- δ e o líquido restante se transformam diretamente na fase γ (austenita) (Durand-Charre, 2003).

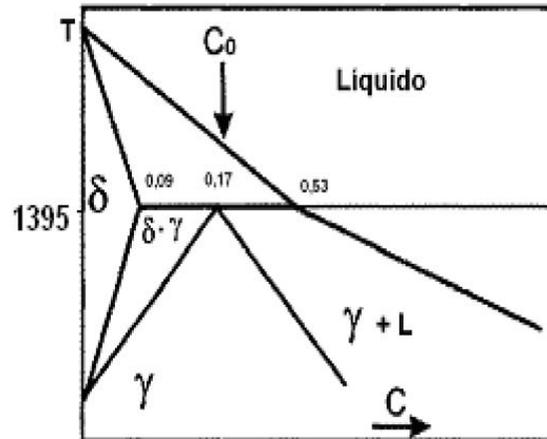


Figura 6: Resfriamento peritético, partindo de C_0 , no diagrama de fases Fe-C (Adaptado de Durand-Charre, 2003).

Para aços ao carbono, com teores entre 0,09% e 0,17% C, o caminho de solidificação inicia-se com a formação de dendritas de ferrita- δ , crescendo durante o resfriamento até a temperatura peritética, onde o líquido remanescente, com teor de 0,53% C e uma parcela da ferrita- δ se transformam em austenita.

Já para os aços com teores entre 0,17 e 0,53% C, o início da solidificação ocorre da mesma forma que para os aços descritos anteriormente, sendo que a principal diferença é observada para temperaturas abaixo da temperatura peritética, onde estão presentes uma fase sólida (austenita) e outra líquida. Com a adição de elementos de liga, estas transformações sofrem modificações, alterando normalmente suas composições e temperaturas (Durand-Charre, 2003).

Essas transformações microestruturais fazem com que o metal sofra contrações e expansões, devido às diferenças de densidade entre a austenita e ferrita- δ , por exemplo, o que também afeta a interação entre molde e metal.

O metal a ser resfriado abaixo da temperatura de transformação peritética sofre uma variação negativa de volume causado pela transformação $L + \delta \rightarrow \gamma$. A intensidade da transformação volumétrica do metal faz com que o tarugo durante o lingotamento contínuo tenda a agarrar-se ou descolar-se da parede do molde (Barcellos, 2007).

Essas transformações nos aços peritéticos reforçam o que foi dito por Wolf (2001), a respeito de a composição química destacar-se entre os diversos parâmetros que afetam a transferência de calor.

Singh (1974), através de análises do fluxo de calor médio no molde em função da porcentagem de carbono, verificou que, para aços com teor de carbono de até 0,12%, o fluxo de calor decai devido ao aumento do *gap* na interface metal/molde causado pela contração oriunda da reação peritética. À medida que o teor de carbono se eleva, o fluxo de calor aumenta e torna-se aproximadamente constante para concentrações acima de 0,25% C. Isso pode ser visualizado na figura 7.

Segundo Harste (2003), aços com teor de carbono de aproximadamente 0,10% de carbono ao se transformarem de δ para γ , sofrem uma contração volumétrica de 0,38%. Isso é mostrado na figura 8. Analisando-se qualitativamente as figuras 7 e 8, pode-se verificar que o aumento da contração causa um efeito inverso na taxa de resfriamento.

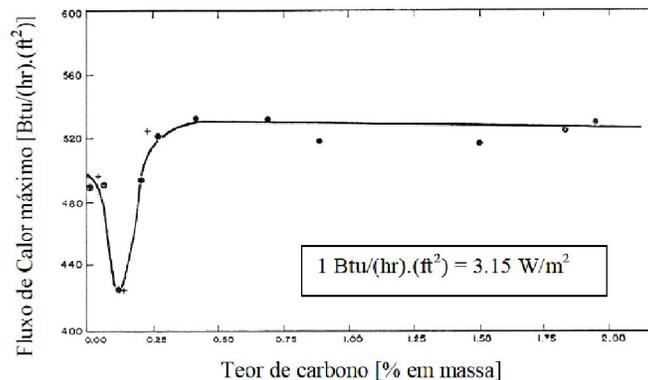


Figura 7: Transferência de calor em função do teor de carbono (Singh, 1974).

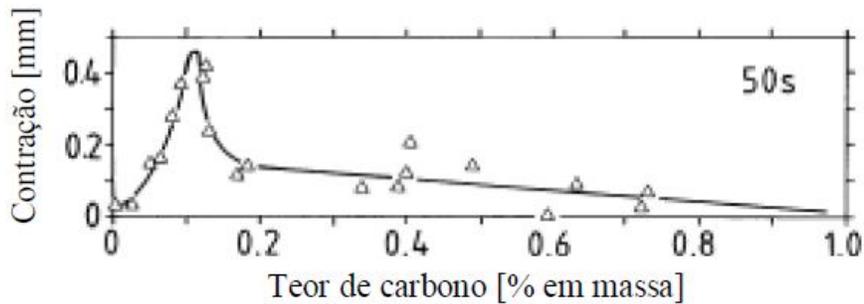


Figura 8: Contração do tarugo em função do teor de carbono (Harste, 2003).

A variação de volume associada à solidificação contrai a casca solidificada e cria um contínuo *gap* de ar entre o metal e o molde, apesar da pressão metalostática forçar a casca fina contra o molde. Sob essas forças opostas, a casca tende a se enruguar para aliviar a tensão. Essa tendência a se enruguar é acentuada para aços com baixo carbono devido ao fato de os mesmos apresentarem baixa resistência e serem extremamente dúcteis em altas temperaturas. Os aços com alto carbono, por outro lado, tem menores contrações e mínima rugosidade superficial. Isso ocorre em virtude dos aços alto carbono solidificarem em temperaturas mais baixas o que resulta em uma casca mais espessa e mais resistente (Barcellos, 2007).

O efeito do conteúdo de carbono é extremamente crítico quando relacionado com trincas. Uma das razões é a contração elevada do aço durante a transformação de ferrita- δ em austenita. Essa transformação introduz tensionamentos térmicos na frente de solidificação. A formação das trincas, durante a solidificação, sofre forte influência da composição química e os aços mais sujeitos a este problema são os aços peritéticos (Kulkarni, 2005).

Como visto até agora por Singh (1974) e Harste (2003), a transformação peritética merece destaque devido a sua contração e, conseqüentemente, ao *gap* formado na interface metal/molde. Entretanto não pode deixar de ser dito que existem outras reações que ocorrem em faixas menores do que 0,09% C onde a ferrita- δ se transforma na fase γ . Os grãos dendríticos da ferrita se transformam em austenita, devido à difusão de carbono que modifica a estrutura do aço. Já em aços com teores maiores que 0,53% C a solidificação é totalmente austenítica.

É ressaltado por Barcellos (2007) que em aços com elementos de liga como níquel, manganês, silício, cromo, molibdênio, ocorrem mudanças nas temperaturas e nas composições da transformação peritética, sendo que a influência desses elementos é descrita através de concentrações equivalentes. Para aços ao carbono ou baixa liga, o efeito dos elementos de liga pode ser expresso em termos de carbono equivalente (C_{eq}), conforme a equação 2.

$$C_{eq} = [\%C] + 0,02.[\%Mn] + 0,04.[\%Ni] - 0,1.[\%Si] - 0,04.[\%Cr] - 0,1.[\%Mo] - 0,7[\%S]....(2)$$

Wolf (2001) usou essa equação para analisar o Potencial Ferrítico de 12 diferentes aços. As frações de ferrita primária através da comparação de carbonos equivalentes foram separadas em dois grupos, com potencial ferrítico do tipo A ou B. Esse conceito define uma tendência do aço em contrair ou expandir durante a solidificação dentro do molde. A equação que define o potencial ferrítico é dada pela equação 3.

$$PF = 2,5. (0,5 - \% C_{eq})(3)$$

Para aços com valores de $PF < 0$, isso é, valor negativo, indica que ocorre a solidificação totalmente austenítica de aços hiperperitéticos. Para aços com valores entre 0 e 1, define-se como faixa peritética com mistura de fases δ e γ na solidificação. Por fim, para aços com valores de $PF > 1$, são os aços hipoperitéticos com solidificação ferrítica. O autor definiu em sua pesquisa, aços do tipo A, para aços com tendência a formar depressão da casca solidificada, com valor de PF entre 0,85 – 1,05. Aços com valores diferentes desses são considerados do tipo B e tendem a agarrar-se nas paredes do molde.

2.3.3 A influência da geometria e dimensionamento do molde na transferência de calor

Segundo Silva (2005), a geometria do molde é de grande importância, pois além de conferir a forma desejada à peça, atuará como o absorvedor de calor responsável pela extração de calor do metal, garantindo a transformação do líquido em sólido.

No lingotamento contínuo, a camada de metal solidificado depende exclusivamente do contato entre o aço e o molde, desconsiderando a transferência de calor no eixo do comprimento do lingote. Dessa forma, o dimensionamento de um molde está relacionado às suas paredes, que podem ter geometria planar, cilíndrica e com variações de espessura ao longo do molde para otimizar o processo de transferência de calor reduzindo-se o *gap*.

Conforme descrito por Fukada (1999), uma forma de compensar a contração do tarugo é reduzir a seção do molde de forma cônica; o resultado é a redução do *gap* de ar e uma maior taxa de extração de calor pelo molde causando o decréscimo da temperatura superficial do tarugo ao longo da saída do molde. Entretanto, um excesso de conicidade pode causar dificuldade na retirada do tarugo, podendo ocasionar desgaste do molde e, em casos extremos o tarugo pode empenar na saída do molde.

O dimensionamento de um molde exige o conhecimento de uma série de parâmetros: raio dos cantos, conicidade, comprimento útil do molde e o fluxo de calor em função da distância ao longo do molde. Sob o ponto de vista do projeto, o que é mais importante é a determinação do comprimento útil do molde necessário para solidificar uma camada sólida suficiente, em função de uma determinada velocidade de produção, dimensões de secção e composição química do metal (Garcia, 1981).

A partir das temperaturas medidas no molde instrumentado de uma máquina de lingotamento contínuo, Chandra (1993) determinou e comparou os perfis de fluxo de calor de dois diferentes moldes, conforme a figura 9.

Através do gráfico é possível perceber que o fluxo de calor permanece aproximadamente constante para o molde parabólico. Por outro lado, no molde com conicidade simples, o fluxo de calor decresce de forma bem mais acentuada. As mudanças do fluxo de calor estão relacionadas com a formação de diferentes *gaps* entre a parede do molde e a superfície do tarugo.

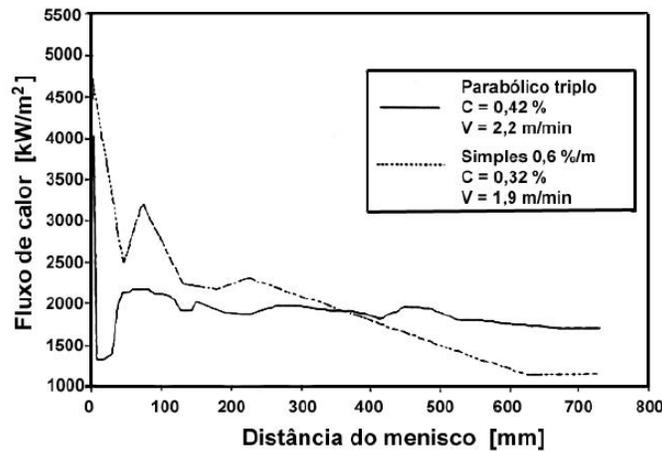


Figura 9: Gráfico calculado para Fluxo de calor x Distância do menisco, para diferentes moldes.

Fonte: Chandra (1993).

2.3.4 A influência da oscilação do molde na transferência de calor

O sistema de oscilação do molde é realizado de forma senoidal, sendo mais rápido que a velocidade do metal lingotado. Essa diferença promove um evento conhecido como “estripamento negativo”, determinado pela relação entre a velocidade de oscilação do molde e a velocidade de extração do lingote. Essa técnica diminui a fricção do molde com o metal solidificado, evitando o “agarramento” entre os dois. Porém, causa as chamadas “marcas de oscilação”, as quais podem gerar defeitos (trincas transversais).

Segundo Furtmuller (2012), grandes oscilações no molde podem reduzir significativamente a qualidade do produto final. O autor constatou que oscilações muito acentuadas causam visíveis marcas na superfície. Da mesma forma, Bobadilla (1993) afirma que, quando a frequência de oscilação do molde aumenta, o que significa oscilações menores para uma mesma velocidade de lingotamento, a profundidade das marcas de oscilação diminuem.

Alguns dos principais mecanismos para formação das marcas de oscilação ocorrem devido à pressão metalostática que tende a forçar a deformação podendo, inclusive, causar a refusão parcial em alguns casos. Um sistema adequado de oscilação pode diminuir em 30% a profundidade das marcas de oscilação (Bobadilla, 1993).

A influência deste parâmetro de lingotamento também foi estudada por Pinheiro (2000b) para os aços peritéticos. Em seus estudos, o autor constatou que a temperatura do molde aumentou com o aumento da frequência de oscilação. O perfil de transferência de calor também se comportou de forma semelhante, ou seja, quanto mais alta a frequência, maior a transferência de calor, como mostrado nas figuras 10 (temperatura do molde x distância a partir do topo do molde) e 11 (fluxo de calor no molde x distância a partir do topo do molde), para frequências de 150 rpm e 170 rpm.

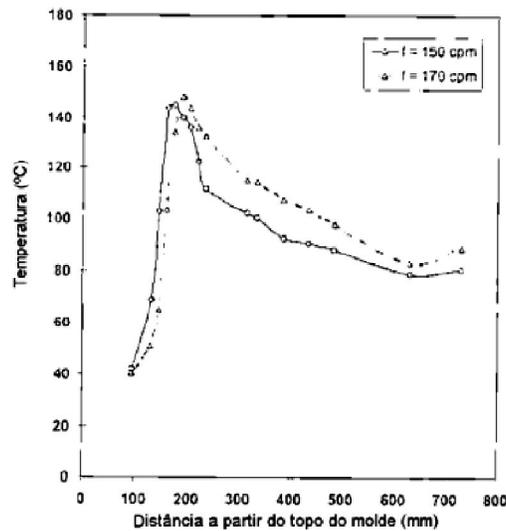


Figura 10: Influência da Frequência de oscilação do molde no perfil de temperatura no lingotamento de tarugos (Pinheiro, 2000b).

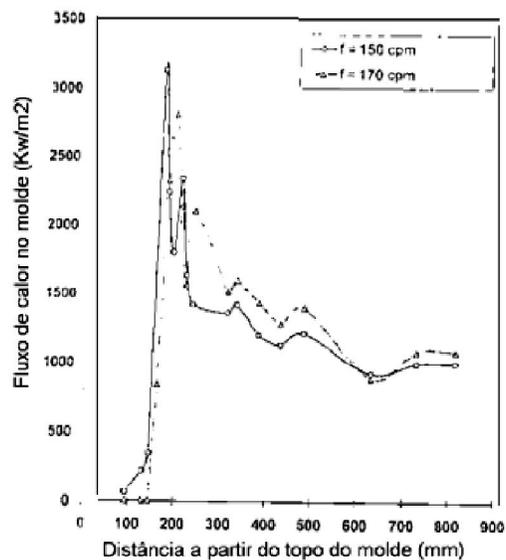


Figura 11: Influência da Frequência de oscilação do molde no fluxo de calor no lingotamento contínuo de tarugos (Pinheiro, 2000b).

A diferença do fluxo de calor no molde é parcialmente atribuída ao decréscimo no consumo de pó fluxante quando a frequência de oscilação aumenta. Reduzindo a quantidade de fluxante e, conseqüentemente a espessura do filme lubrificante entre o molde e o tarugo, o *gap* diminui e a transferência de calor aumenta (Pinheiro, 2000b).

2.3.5 A influência do pó fluxante na transferência de calor

A distância entre a parede do molde e o aço, *gap*, pode tornar a transferência de calor de difícil controle. Para minimizar esta lacuna, um fornecimento constante e suficiente de fluxante líquido é essencial (Wei, 2006).

Um fluxo uniforme de calor é necessário para evitar gradientes de temperatura no aço, que podem levar a formação de defeitos. Logo, a transferência de calor influencia na ocorrência de defeitos superficiais durante a solidificação inicial do aço no molde e o uso de fluxantes se torna essencial.

Segundo Barcellos (2007), os moldes de lingotamento contínuo de tarugos utilizam pó refratário (pó fluxante) ou óleo como lubrificantes no molde, com o objetivo de impedir a aderência do tarugo no molde e evitar a ocorrência de breakout. As principais funções do pó fluxante citadas por Wei (2006) são lubrificar, transferir calor uniformemente, isolar termicamente e absorver inclusões. Segundo Kulkarni (2005), a escolha de um pó fluxante com viscosidade apropriada é muito importante pelo papel que exerce na lubrificação e transferência de calor.

A lubrificação merece atenção especial devido ao problema de inclusões não metálicas no aço lingotado. O pó fluxante pode ser arrastado pelo fluxo de metal líquido e acabar dentro do tarugo solidificado, formando uma inclusão exógena. Se esse fator não for controlado pode ocorrer à perda da qualidade do aço produzido e, eventualmente em casos extremos, a interrupção do processo de fabricação (Soares, 1998).

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

2.4 RESFRIAMENTO SECUNDÁRIO

A segunda zona de resfriamento ocorre logo abaixo do molde, onde segmentos de chuveiros são usados para o borrifamento de água ou de uma mistura de água e ar. Essa região de chuveiros deve promover um grande fluxo de água no lingote para evitar o reaquecimento da superfície pelo núcleo ainda líquido, além de ajudar no resfriamento, assegurando uma suave mudança nas condições de transferência de calor entre o molde e a zona de resfriamento secundário. Segundo Lotov (2005), a intensidade dos sprays de água afeta fortemente a taxa de solidificação do aço.

Segundo Furtmuller (2012), nessa etapa, além dos chuveiros, existem rolos para ajudar na sustentação do lingote. Barcellos (2007) cita que os rolos ajudam no curvamento e, devido ao contato direto com a superfície do lingote, também promovem o seu resfriamento.

Uma vez que a qualidade do aço depende do comportamento da temperatura da superfície e da frente de solidificação ao longo do tempo, deve-se tomar extremo cuidado para evitar a formação de trincas no lingote na zona de resfriamento secundária. O reaquecimento do lingote pode ocorrer devido a uma redução brusca na taxa de extração de calor na superfície, e pode ocorrer quando o lingote passa do molde à etapa de resfriamento por chuveiros ou desta para a etapa de resfriamento por radiação livre, ou mesmo entre diferentes grupos de chuveiros de refrigeração da etapa secundária (Garcia 1981). O reaquecimento força a superfície a expandir-se, induzindo ao aparecimento de tensões de tração no interior do lingote que, sendo constituído

por regiões mais quentes e menos resistentes, apresentam tendência à formação de trincas. Além disso, o resfriamento muito intenso na zona de chuveiros pode gerar uma camada sólida excessivamente espessa. Devido ao lingote estar praticamente sólido, ele perde capacidade de absorver as deformações impostas, podendo formar trincas oriundas de um tensionamento demasiado durante a curvatura do material (Lotov, 2005).

2.5 RESFRIAMENTO TERCIÁRIO

Na zona de resfriamento terciário o tarugo é resfriado naturalmente. Segundo Barcellos (2007) o resfriamento se dá pela convecção do ar e pela radiação do calor na superfície do mesmo para o ambiente externo, enquanto evolui a solidificação até a região do corte. Nessa etapa o lingote mantém pontos de contato com rolos de apoio e em alguns casos, com rolos extratores que contribuem no processo de extração de calor.

2.6 INFLUÊNCIA DE OUTROS PARÂMETROS DO PROCESSO NA TRANSFERÊNCIA DE CALOR

Como já foi visto até agora, diversos fatores influenciam na formação do *gap* e conseqüentemente, na transferência de calor. A motivação desse estudo é devido à estreita relação que a transferência homogênea de calor tem com a qualidade final do metal lingotado.

Os parâmetros do processo são as principais causas de problemas no LC e por isso merecem ser vistos com atenção. Kulkarni (2005) cita, em seu trabalho, as 4 principais causas de problemas no LC, e indica a importância do controle destes:

- 16% defeitos de solidificação;
- 29% más condições da máquina de LC;
- 38% oriundos do uso incorreto dos parâmetros de processo;
- 17% devido a problemas relacionados com a composição química do aço.

Um dos parâmetros importantes é o agitador eletromagnético, que pode ser utilizado em diferentes regiões do tarugo. Ou seja, pode fazer parte do resfriamento primário, secundário e/ou terciário.

A velocidade de lingotamento também é um dos parâmetros a ser analisado. Esse parâmetro inicia no vazamento do metal líquido para o molde e segue até etapa de corte. Tem estreita relação com o fluxo de calor, podendo gerar, quando não administrado corretamente, defeitos na superfície do lingote e problemas como *breakout*.

2.6.1 Influência do agitador eletromagnético

Os princípios físicos que justificam o uso do agitador eletromagnético são relativamente simples. O alto gradiente de temperatura encontrado durante a solidificação do aço é uma das fontes das indesejáveis estruturas colunares de solidificação, que ocasionam a segregação de soluto. O movimento induzido no aço redistribui a temperatura diminuindo os gradientes térmicos. Como consequência do uso dos agitadores, observa-se um aumento da região equiaxial solidificada, e também a redistribuição de solutos (Trindade, 2002).

Além de minimizar gradientes de temperatura o agitador eletromagnético ajuda a remover inclusões e pequenas bolhas de gás que ficariam presas no tarugo. Seu funcionamento é bastante simples, baseado em motores de indução. Na figura 12 é representado um corte esquemático de um agitador eletromagnético com suas bobinas.

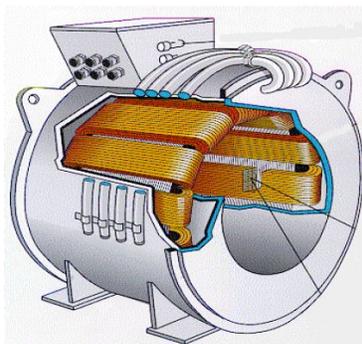


Figura 12: Estrutura interna esquemática de um agitador eletromagnético (Adaptado de Trindade, 2002).

O agitador eletromagnético pode ser utilizado em diferentes posições do tarugo, conforme mostrado na figura 13, podendo apresentar variações conforme sua finalidade.

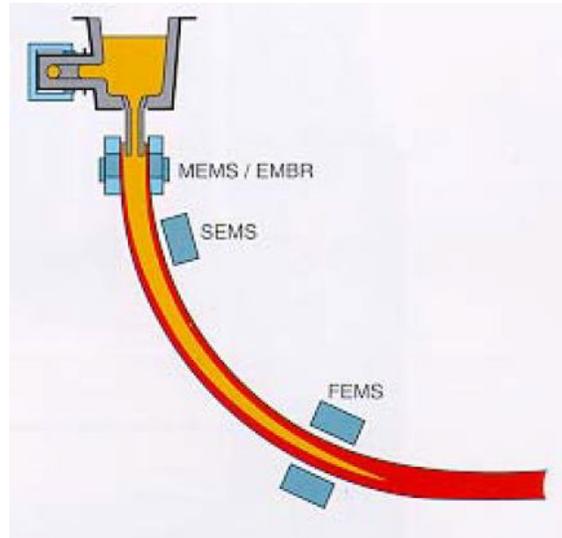


Figura 13: Diferentes posições para o uso de agitadores eletromagnéticos (Adaptado por Trindade, 2002).

Quando utilizado no molde é conhecido como MEMS (Mould Electromagnetic Stirrer), ao longo do tarugo, próxima a região dos chuveiros, como SEMS (Strand Electromagnetic Stirrer) e na região final de solidificação, na zona de radiação livre, como FEMS (Final Electromagnetic Stirrer). O MEMS propicia melhoras na qualidade superficial do tarugo, o SEMS diminui a segregação central e o FEMS diminui a segregação em V.

Segundo Trindade (2001), o fluxo de calor é influenciado pela corrente aplicada no agitador eletromagnético (MEMS). A figura 14 mostra o fluxo de calor ao longo de uma face do tarugo para dois valores de corrente. Observa-se um aumento de aproximadamente 1,3 vezes no fluxo de calor, quando o valor de corrente é duplicado. Esse resultado já era esperado devido ao aumento do fluxo que gera uma maior transferência de calor por convecção.

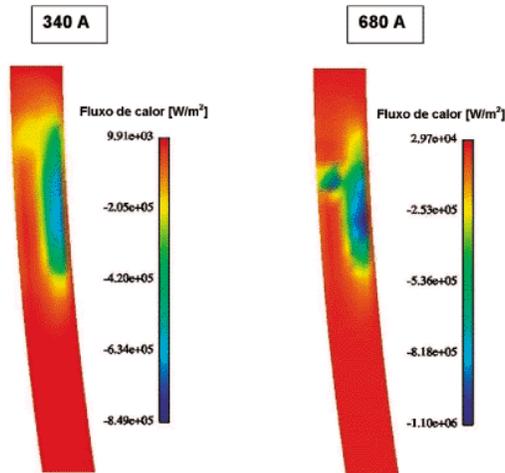


Figura 14: Fluxo de calor nas paredes do molde para correntes diferentes no MEMS (Trindade 2001).

Como consequência do aumento da corrente, observa-se uma diminuição da temperatura na altura do agitador. Pela figura 15, pode-se verificar a temperatura mais baixa nessa região devido ao aumento do fluxo de calor. Nota-se que a região de coloração verde (1520 °C) é bem menor para a corrente de 680A.

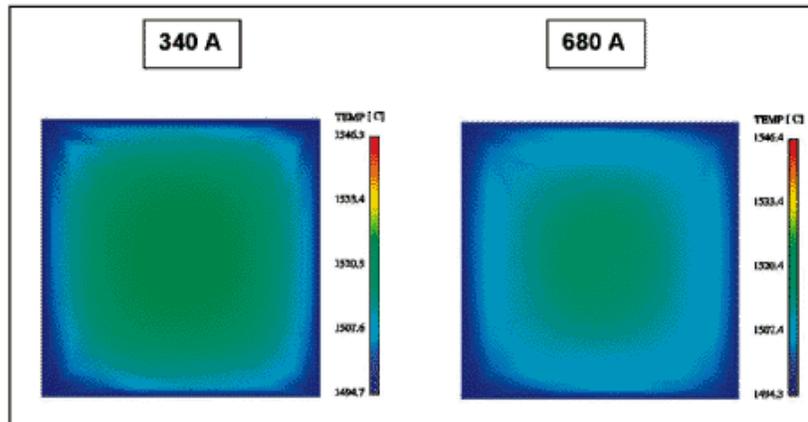


Figura 15: Perfis de temperatura em °C na região central do agitador (Trindade, 2001).

2.6.2 Velocidade de lingotamento

Para o estudo da influência da velocidade de lingotamento Chow (2002), analisou a transferência de calor pelo molde para diferentes velocidades. Com a finalidade de acompanhar o comportamento da

temperatura, foram distribuídos termopares ao longo do molde, conforme a figura 16.

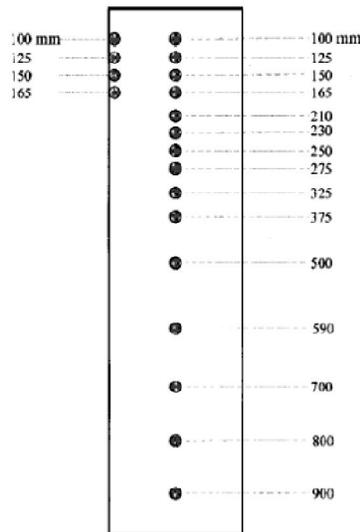


Figura 16: Disposição dos termopares no molde para controle de temperatura (Chow, 2002).

Após a realização dos testes, foi observado que o fluxo de calor é sensível às variações de velocidade de lingotamento, de maneira que maiores velocidades de lingotamento apresentaram maiores taxas de transferência de calor, como pode ser observado na figura 17.

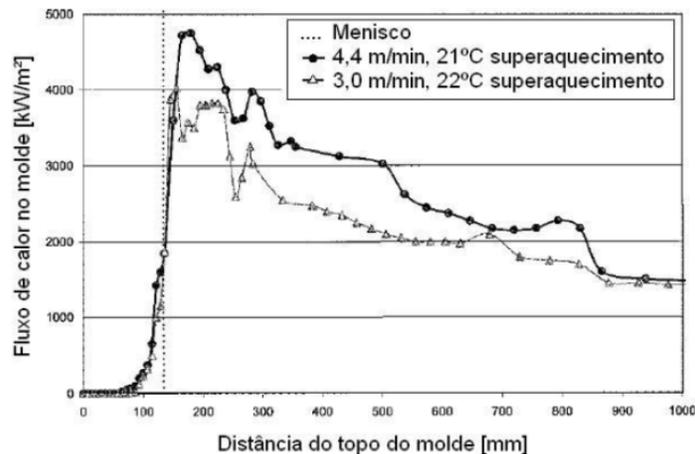


Figura 17: Perfil do fluxo térmico para diferentes velocidades de lingotamento. (Chow, 2002).

O aumento da transferência de calor pelo molde para maiores velocidades de lingotamento é explicado inicialmente pelo menor tempo de

permanência do aço no molde, formando uma casca mais fina facilmente deformável pela força exercida pela pressão metalostática. Além disso, esse menor tempo de permanência do aço resulta em maiores temperaturas na superfície do tarugo, aumentando o gradiente térmico e a força motriz para o fluxo de calor pelo molde. Por fim, também existe uma menor contração térmica da casca sólida, devido a essa maior temperatura, ajudando a diminuir o tamanho do *gap* formado.

2.7 FORMAÇÃO MACROESTRUTURAL

A macroestrutura pode apresentar-se com grãos totalmente colunares, totalmente equiaxiais ou a mistura dessas duas estruturas. Devido à composição química da liga e as condições de solidificação, forma-se uma zona de transição que mistura as estruturas colunar e equiaxial. Com isso, grãos equiaxiais nucleiam e crescem no líquido, frente à zona colunar (Garcia, 2005). A figura 18 apresenta a macroestrutura com a transição colunar-equiaxial. Segundo o autor, a composição química do aço, o superaquecimento do metal líquido, as condições de transferência de calor na interface metal/molde, a velocidade de solidificação entre outros fatores podem influenciar na transição colunar-equiaxial.

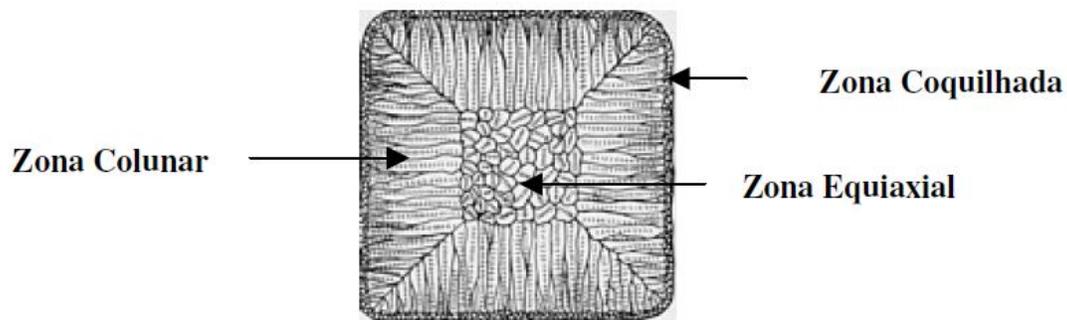


Figura 18: Desenho representativo com as estruturas coquilhada, colunar e equiaxial (Adaptado de ASM Handbook, 1992).

Segundo Garcia (2001), o metal líquido, ao entrar em contato com as paredes frias do molde, é rapidamente super-resfriado e, devido à alta taxa de resfriamento, ocorre uma rápida nucleação dos grãos cristalinos com

orientação aleatória. Então, essa camada de pequenos grãos é denominada zona coquilhada. A transição para a zona colunar ocorre porque os grãos perpendiculares ao molde irão se desenvolver, formando dendritas, e os grãos que não tiverem direções favoráveis de crescimento serão bloqueados. Isso é mostrado na figura 19.

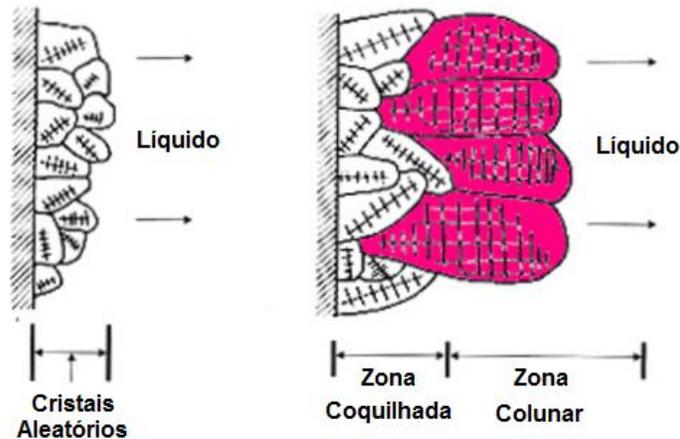


Figura 19: Formação de zona coquilhada e início da zona colunar (Adaptado de Garcia, 2001).

Em direção à extração de calor ocorrerá o crescimento da zona colunar, com grãos mais alongados. Conforme Muller (2002), os grãos colunares são mais presentes onde existem gradientes térmicos elevados, reforçando o que Trindade (2002) cita em 2.6.1. Quanto maior a taxa de resfriamento imposta ao sistema existe um visível aumento do comprimento da zona colunar e uma diminuição do diâmetro desses grãos Muller (2002).

Os grãos equiaxiais formados, localizados no centro da peça, podem ser de ramificações dendríticas que se rompem e são trazidas para o centro do lingote. Essa é a primeira teoria da origem da zona equiaxial citada por Gschwenter (2009). Conforme descrito por Trindade (2002), esse mecanismo pode ser por arraste ou refundição. Essas pontas dendríticas são cristais que servirão mais tarde como núcleos de grão equiaxiais. O líquido pode ser tornar levemente resfriado devido às pontas das dendritas frias, e nessas condições, cristais iniciam livremente seu crescimento. Outra teoria possível, descrita por Trindade (2002), é que o líquido na região central do lingote pode tornar-se

super-resfriado e formar os cristais equiaxiais. Dessa forma o crescimento colunar será interrompido e a zona equiaxial será formada.

Melhores propriedades mecânicas são obtidas quando a zona colunar é minimizada (Trindade, 2002). Segundo Goulart (2005), a determinação da região em que ocorre a transição colunar-equiaxial é importante para o planejamento do processo de fabricação e para que se possa projetar o produto.

Garcia (2001) cita alguns fatores que aumentam a zona equiaxial, como:

- Baixos super-aquecimentos – valores elevados de temperatura favorecem a formação de ramificações dendríticas;
- Ligas de grandes intervalos de solidificação - maiores intervalos de solidificação geram um maior comprimento dendrítico e é mais fácil ocorrer a fragmentação;
- Molde de difusividade de calor mais baixa - moldes que geram gradientes térmicos menores favorecem o crescimento de dendritas mais longas que se fragmentam.

Singh (1974) analisou a macroestrutura de aços com 0,10% C e com 0,90% C, conforme mostra a figura 20. O resultado identificado foi à diferença dos tamanhos dos grãos desses aços com os teores de carbono citados acima. O aço com 0,10% C apresentou grãos grosseiros enquanto que o aço com 0,90% C obteve uma macroestrutura mais refinada. Essas variações estruturais são relacionadas com a transferência de calor e com o teor de carbono. Maehara (1985) afirma que os aços com alto carbono possuem tendência a ter uma macroestrutura com grãos finos e boa uniformidade superficial, enquanto que para aços com baixo ou médio carbono a tendência é ter uma macroestrutura com grãos grosseiros e superfície não uniforme.

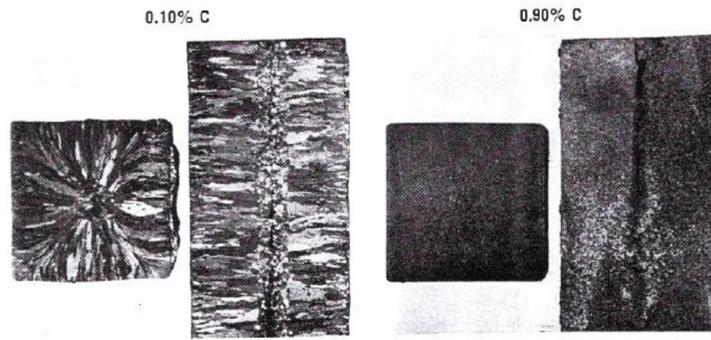


Figura 20: Macroestrutura de grãos das secções colunares e transversais de aços 0,10% C e 0,90% C (Singh, 1974).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo descreverá alguns aspectos da máquina de LC estudada. Será apresentado o modelo da instrumentação do molde e a metodologia para medição das temperaturas no molde. Esse capítulo apresenta também, as corridas avaliadas com foco na composição química e na velocidade de lingotamento. Por fim, mostra o procedimento para análise macrográfica.

3.1 MÁQUINA DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO

Para as avaliações das corridas foram analisados parâmetros de uma planta de lingotamento contínuo de aços especiais. Cada corrida tem em torno de 65 toneladas, o distribuidor tem capacidade para 15t e a máquina de lingotamento opera com 3 veios. O sistema tem uma altura de aproximadamente 10 metros, medidos do solo até onde está o distribuidor. O raio da máquina é de 9 metros e a distância linear até o início do oxicorte é de 24 metros. O veio 3 foi instrumentado com termopares fixos no molde e pirômetros fixos e móveis na região dos chuveiros e de radiação livre, respectivamente, para análise da transferência de calor de 362 corridas.

3.1.1 Molde

O molde utilizado no estudo é do tipo CONVEX, com seção 155 x 155mm, o qual apresenta variação da espessura ao longo de seu comprimento, para que o contato com o tarugo seja otimizado. Além disso, os cantos possuem um raio de adoçamento, reduzindo as tensões de solidificação. Para obtenção dos dados de temperatura, o mesmo foi instrumentado com 42 termopares distribuídos nos raios interno, externo e lateral.

Os parâmetros termofísicos do molde foram obtidos via manuais técnicos do fabricante. A peça é fabricada de cobre e possui um revestimento interno constituído de uma camada depositada de cromo de aproximadamente 1 mm, utilizada para melhorar a resistência ao desgaste do interior do molde.

O molde oscila com frequência e amplitude controlada o que auxilia na extração do lingote. O ajuste da frequência e amplitude de oscilação do molde é 100 cpm e 7,4 mm, respectivamente, para seções de 155 mm. O mecanismo de alteração da amplitude é ajustado por meio de um acoplamento excêntrico entre o eixo do motor e o eixo do mancal do mecanismo biela-manivela.

São realizadas medições periódicas nas dimensões internas do molde, analisando distorções geométricas que podem levar a formação de defeitos como romboidade (diferença entre as diagonais da seção transversal do lingote) e desgaste causado principalmente pela introdução da barra falsa na parte inferior do molde. Segundo o fabricante, temperaturas acima de 350°C podem alterar as características do molde.

3.1.2 Pó Fluxante

Durante as corridas dos aços analisados foram utilizados 4 tipos de pós fluxantes, sendo identificados como: 1, 8, 11 e 14. Cada tipo de pó é utilizado para uma faixa de composição química do aço a ser lingotado, de acordo com a tabela 1.

Tabela 1: Tipos de pó fluxante para suas respectivas faixas de utilização.

Tipo de pó fluxante	Qualidade do aço
1	alto carbono
8	baixo e médio carbono
11	médio carbono
14	baixo carbono

A alimentação do pó fluxante é realizada manualmente pela região superior do molde, de 5-8 mm de pó fundem em contato com o aço líquido e no

total é distribuída uma camada de aproximadamente 45 mm, sobre a superfície do lingote, para ajudar no isolamento térmico.

3.1.3 Resfriamento Secundário

Para os aços analisados tem-se a vazão da água das zonas de resfriamento secundário, conforme a tabela 2:

Tabela 2: Vazão da água para suas respectivas faixas de utilização.

Vazão de água	Qualidade do aço
250 l/t de aço	baixo e médio carbono
340 l/t de aço	médio e alto carbono

A partir dos dados acima, é importante observar que, quanto maior a quantidade de carbono no aço, maior a vazão da água na zona de resfriamento secundário.

3.2 INSTRUMENTAÇÃO COM TERMOPARES

Para a instrumentação do molde foram distribuídos 42 termopares nas faces lateral, interna e externa. Por recomendação da operação foi possível aproximar até 5 mm da face quente do molde sem que ocorra a fusão. Em alguns pontos mais críticos foram instalados termopares na mesma distância do topo do molde, porém a 6,7 mm da face quente.

Foi proposto que os termopares ficassem mais concentrados na região superior do molde, uma vez que as variações de temperatura são mais significativas nessa região. Com essas informações, foram dispostos os termopares conforme apresentado na tabela 3. A instrumentação foi realizada pela empresa siderúrgica vinculada ao projeto. É importante salientar também que os termopares foram divididos por regiões em cada face, separadas da seguinte maneira: centro, extremidade e entre o centro e a extremidade. Essa separação permite analisar as regiões mais críticas do molde. A posição dos termopares e as faces do molde estão representadas na figura 21.

Tabela 3: Descrição das posições dos termopares no molde.

Termopar	Face do molde	Distância do topo do molde (mm)	Distância da face quente (mm)
Termopar 1	Raio Externo	120,05	5
Termopar 2	Raio Externo	145,00	6,7
Termopar 3	Raio Externo	145,00	5
Termopar 4	Raio Externo	170,02	5
Termopar 5	Raio Externo	170,02	5
Termopar 6	Raio Externo	170,02	5
Termopar 7	Raio Externo	272,56	5
Termopar 8	Raio Externo	400,00	5
Termopar 9	Raio Externo	400,00	5
Termopar 10	Raio Externo	400,00	6,7
Termopar 11	Raio Externo	400,00	5
Termopar 12	Raio Externo	624,97	5
Termopar 13	Raio Externo	849,98	5
Termopar 14	Raio Externo	849,98	5
Termopar 15	Raio Externo	849,98	5
Termopar 16	Lateral	120,05	5
Termopar 17	Lateral	145,00	6,7
Termopar 18	Lateral	145,00	5
Termopar 19	Lateral	170,02	5
Termopar 20	Lateral	170,02	5
Termopar 21	Lateral	272,56	5
Termopar 22	Lateral	400,00	5
Termopar 23	Lateral	400,00	6,7
Termopar 24	Lateral	400,00	5
Termopar 25	Lateral	624,97	5
Termopar 26	Lateral	849,98	5
Termopar 27	Lateral	849,98	5
Termopar 28	Raio Interno	120,05	5
Termopar 29	Raio Interno	145,00	6,7
Termopar 30	Raio Interno	145,00	5
Termopar 31	Raio Interno	170,02	5
Termopar 32	Raio Interno	170,02	5
Termopar 33	Raio Interno	170,02	5
Termopar 34	Raio Interno	272,56	5
Termopar 35	Raio Interno	400,00	5
Termopar 36	Raio Interno	400,00	5
Termopar 37	Raio Interno	400,00	5
Termopar 38	Raio Interno	400,00	6,7
Termopar 39	Raio Interno	624,97	5
Termopar 40	Raio Interno	849,98	5
Termopar 41	Raio Interno	849,98	5
Termopar 42	Raio Interno	849,98	5



Figura 21: Representação das faces do molde e as posições relativas aos termopares.

Após o projeto, na instalação dos termopares no molde foram levadas em conta certas considerações:

- Os sulcos para posicionamento dos termopares ao longo do molde foram usinados de forma que a superfície externa do molde manteve-se lisa, conforme a condição original. Dessa forma, foi evitada a formação de ressaltos que pudessem causar turbulência localizada, levando a uma variação na condição de resfriamento entre a parede externa e a água de resfriamento. Para a obtenção de medidas de temperaturas, os termopares foram presos sob pressão nos sulcos com auxílio de cola de silicone. A Figura 22(a) apresenta o detalhe dos sulcos usinados em uma das faces de um molde a ser instrumentado;

- O posicionamento dos termopares conforme descrito anteriormente, em posições centrais e deslocadas da face, inclusive próximas às arestas das faces de raio, foi com o objetivo de obter curvas de resfriamento do tarugo mais precisas;

- Os termopares empregados foram do tipo K (Cromel-Alumel) de 1,5mm de diâmetro e inseridos como demonstrado na Figura 22(b);

- Foram utilizados terminais para a fixação dos termopares aos moldes e conectores para ligar os termopares aos cabos de compensação, conforme pode ser visto na Figura 23 (a/b).

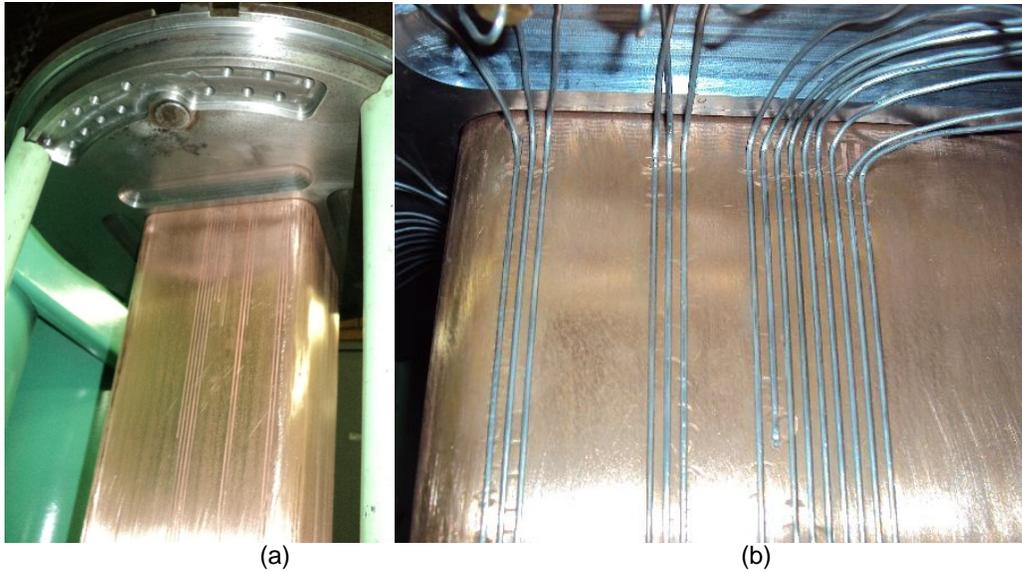


Figura 22: (a) Detalhe dos sulcos já usinados na face lateral do molde. (b) Termopares inseridos nos sulcos usinados no molde.

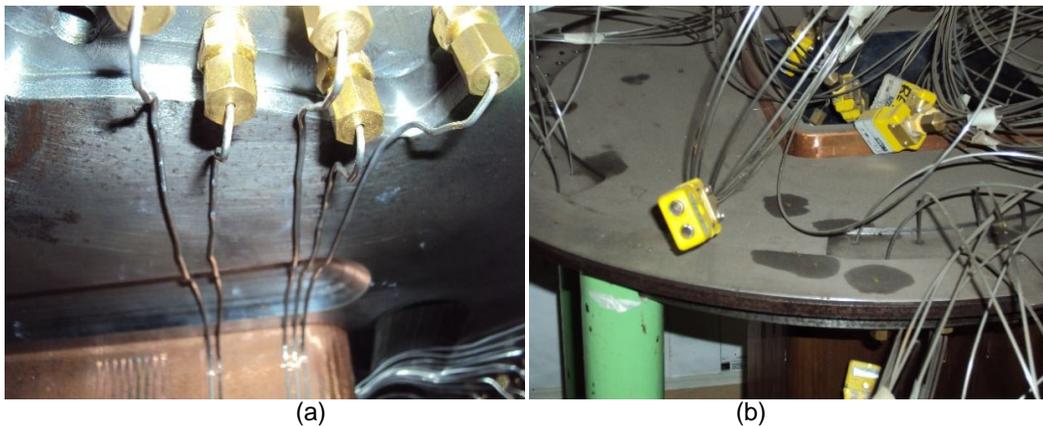


Figura 23: (a) Terminais para fixação dos termopares no molde. (b) Conectores para ligação dos termopares ao cabo de compensação.

3.3 METODOLOGIA PARA MEDIÇÕES DE TEMPERATURA AO LONGO DO TARUGO

Para obtenção dos resultados de temperatura na superfície do tarugo ao longo do processamento, foram empregados 3 pirômetros. Devido à logística da planta de lingotamento contínuo, 2 pirômetros foram fixados na zona secundária e o outro pirômetro foi utilizado para monitorar a zona de

radiação, em 6 pontos de uma das faces do veio 3. Ao todo foram monitorados 8 pontos, 2 com pirômetros fixos e o restante monitorado manualmente com o pirômetro móvel. Escolheu-se a face lateral porque fica exposta ao lado onde é possível ter acesso com maior facilidade para fazer as medições. Esses locais foram escolhidos por corresponderem a pontos onde eventualmente pudessem gerar falhas nos tarugos. Logo abaixo do molde, devido ao gradiente de temperatura em que o material pode ser exposto, é um dos pontos estratégicos. Outro local que gera falhas é a região do desempenho que também teve seu monitoramento. Maiores detalhes sobre a distância desses valores são observados na tabela 4.

Tabela 4: Distâncias dos pirômetros ao longo da face lateral.

Pirômetro	Distância do topo do molde (mm)
Pirômetro 8	900
Pirômetro 7	1070
Pirômetro 6	10480
Pirômetro 5	12790
Pirômetro 4	16900
Pirômetro 3	19790
Pirômetro 2	22300
Pirômetro 1	23740

Os resultados das temperaturas obtidas com esses pirômetros foram coletados por tempos determinados e registrados com um valor médio, para algumas corridas escolhidas aleatoriamente. Como a coleta dos dados foi feita manualmente, nos pirômetros 1 ao 6, esses valores com a distância do topo do molde são valores aproximados.

Os valores obtidos pelos termopares inseridos no molde correspondem a valores de temperatura em função do tempo. As temperaturas gravadas receberam um filtro para remover as variações causadas pela diferença do nível do metal no menisco e pela variação da velocidade de lingotamento. Os dados iniciais e finais de cada corrida foram descartados, devido às grandes oscilações observadas. Estes valores foram coletados pelo registrador – 6180 AeroDaq. O mesmo foi programado para gerar valores a cada minuto. Então

com esses valores obtidos foram calculadas médias de temperatura para cada corrida, que dura em média 50 minutos. Os valores de velocidades são fornecidos pelo software MES, de onde foram obtidas as médias.

O veio instrumentado foi o veio 3, devido a maior facilidade de obter os resultados com o pirômetro móvel, desta forma a temperatura de lingotamento e a velocidade de lingotamento que serão utilizados para análise dos resultados serão deste veio.

3.4 CORRIDAS AVALIADAS E PARÂMETROS QUE AFETAM A TRANSFERÊNCIA DE CALOR

Com os resultados obtidos da instrumentação do molde, foram selecionados determinados grupos de corridas para avaliar a influência de alguns parâmetros que mais influenciam na transferência de calor, tais como: faces do molde, composição química e velocidade de lingotamento.

A tabela 5 apresenta os principais dados de algumas corridas que foram analisadas. Todas elas com seção quadrada de 155mm, escolhidas aleatoriamente, citando a composição química, com percentual em massa, velocidade e temperatura de vazamento. Os valores de velocidade de lingotamento e temperatura são valores médios calculados em cada corrida, conforme já citado anteriormente.

Foram escolhidas algumas corridas e seus parâmetros analisados individualmente, visto que, cada qualidade tem sua velocidade e temperatura objetivada, ou seja, temperatura e velocidade de lingotamento indicados para que a transferência de calor seja otimizada. O aço líquido não pode ultrapassar certa velocidade porque pode gerar problemas como *breakout* e não deve ter uma baixa velocidade para poder passar pelo molde sem maiores problemas de defeitos superficiais. A temperatura de vazamento é ligada diretamente à velocidade de lingotamento, ou seja, se o aço líquido não estiver na temperatura objetivada, pode-se alterar a velocidade de lingotamento estabelecida, para que não ocorram os problemas citados anteriormente.

Tabela 5: Dados de algumas corridas monitoradas.

Corrida	Qualidade	T de Vaz. (°C)	Velocidade Veio 3 (m/min)	C _{eq}
Aço 1	SAE 1040	1546	2,1	0,36
Aço 2	SAE 5140	1544	1,96	0,36
Aço 3	SAE 1520	1543	1,95	0,2
Aço 4	SAE 1070	1509	2,01	0,63
Aço 5	SAE 5115	1552	2,09	0,12

A equação adotada nesse trabalho para cálculos de C_{eq}, foi a equação de Wolf (2001), apresentada na equação 4. Essa escolha deve-se ao fato da equação ter os mesmos elementos de liga que os aços que serão estudados.

$$C_{eq} = \%C + 0,02.\%Mn - 0,1.\%Si + 0,04.\%Ni - 0,04.\%Cr - 0,1.\%Mo - 0,7\%S.....(4)$$

3.4.1 Localização dos termopares nas faces do molde

Para observação da influência da localização dos termopares nas faces, considerando centro, extremidade e na posição intermediária, na transferência de calor, foram escolhidas aleatoriamente três corridas. Estas corridas possuíam composição química diferente, mas parâmetros de lingotamento semelhantes e estão apresentadas na tabela 6.

Tabela 6: Corridas utilizadas para análise das localizações dos termopares.

Corrida	Qualidade	T de Vaz. (°C)	Velocidade Veio 3 (m/min)	C _{eq}
Aço 1	SAE 5120	1547	1,99	0,15
Aço 2	SAE 6130	1552	1,99	0,27
Aço 3	SAE 1050	1536	1,99	0,5

3.4.2 Composição Química

Conforme, Barcellos (2007), Adorno (1982), Garcia (2001), Ho (1984), Kulkarni (2005), Durand-Charre (2003), Wolf (2001), Singh (1974), Harste (2003), a composição química é um fator determinante na transferência de calor. Sua influência foi avaliada mediante as medições de temperatura nas

corridas apresentadas na tabela 7. A velocidade de lingotamento para as corridas analisadas foi de 1,99 m/min.

Tabela 7: Corridas utilizadas para avaliação do efeito da composição química na transferência de calor.

Corrida	Qualidade	T de Vaz. (°C)	C _{eq}
Aço 1	SAE 5120	1546	0,18
Aço 2	SAE 4340	1530	0,34
Aço 3	SAE 1095	1513	0,99

3.4.3 Velocidade de Lingotamento

Conforme Chow (2001), a transferência de calor é afetada pela velocidade de lingotamento do material. Dessa forma, foram analisadas três corridas do mesmo material, porém com velocidades de lingotamento diferentes. As corridas em questão estão apresentadas na tabela 8.

Tabela 8: Corridas utilizadas para avaliação do efeito da velocidade de lingotamento na transferência de calor.

Corrida	Qualidade	T de Vaz. (°C)	Velocidade Veio 3 (m/min)	C _{eq}
1		1546	2,07	0,38
2	SAE 1040	1526	2,21	0,39
3		1528	2,23	0,38

3.5 ANÁLISE MACROGRÁFICA DE AMOSTRAS

As amostras utilizadas para as metalografias foram retiradas de pequenos blocos do veio 3. Os blocos foram cortados com oxicorte e após com disco abrasivo. Estas amostras foram submetidas a um procedimento padrão de preparação de superfície, utilizando uma sequência de lixas de carbetto de silício nas granulometrias # 80, 120, 240, 400 e 600.

Após esta etapa, foi realizado ataque químico com o reagente Nital 10% (900 ml de álcool e 100 ml de ácido nítrico P.A.). O reagente era colocado sobre a amostra com o auxílio de um algodão, até se obter uma qualidade

desejada de revelação estrutural. O tempo de ataque varia entre as amostras dependendo da composição química.

As imagens foram retiradas com scanner de mesa. A calibração espacial e posterior medição das zonas coquilhadas foram realizadas utilizando-se o software ImageJ. A zona coquilhada foi escolhida para as medições, por ser a zona que mais é influenciada pela transferência inicial de calor no molde, visto que, a zona colunar, ainda está em formação após a saída do molde.

Para a definição do comprimento da zona coquilhada, foram realizadas 5 medições em cada uma das faces das amostras para então calcular um comprimento médio. Para isto, as laterais foram divididas em dez partes iguais e as medições foram tiradas nos pontos localizados no centro da face. A distância foi medida entre a aresta da face e a zona de transição coquilhada/colunar. Foram escolhidos os pontos centrais. A estrutura dos cantos das amostras foi desconsiderada, pois o gap de ar entre metal/molde é maior. A figura 24 mostra uma representação de uma amostra e da divisão dos pontos. Os pontos onde foram medidos os comprimentos foram os de 3 a 7.

As medições da zona coquilhada foram realizadas em todas as faces porque não há simetria estrutural entre elas. Isso ocorre devido a diferente extração de calor a que cada face é submetida durante a operação de lingotamento.

A tabela 9 apresenta os dados das metalografias analisadas, a média do comprimento da zona coquilhada (\bar{L}) é representado em milímetros. Estes aços foram escolhidos devido à semelhança de alguns parâmetros, como composição química e velocidade de lingotamento.

Tabela 9: Corridas utilizadas para a medição da zona coquilhada.

Corrida	Qualidade	Vel.Ling. (m/min)	T de Vaz. (°C)	\bar{L} (mm)	Ceq
1	DIN 20CrMo4	1,92	1547	2,13	0,12
2	DIN 20CrMo4	1,99	1545	2,25	0,11
3	SAE 8620	2,1	1549	2,96	0,17
4	SAE 8620	2,2	1548	2,98	0,17

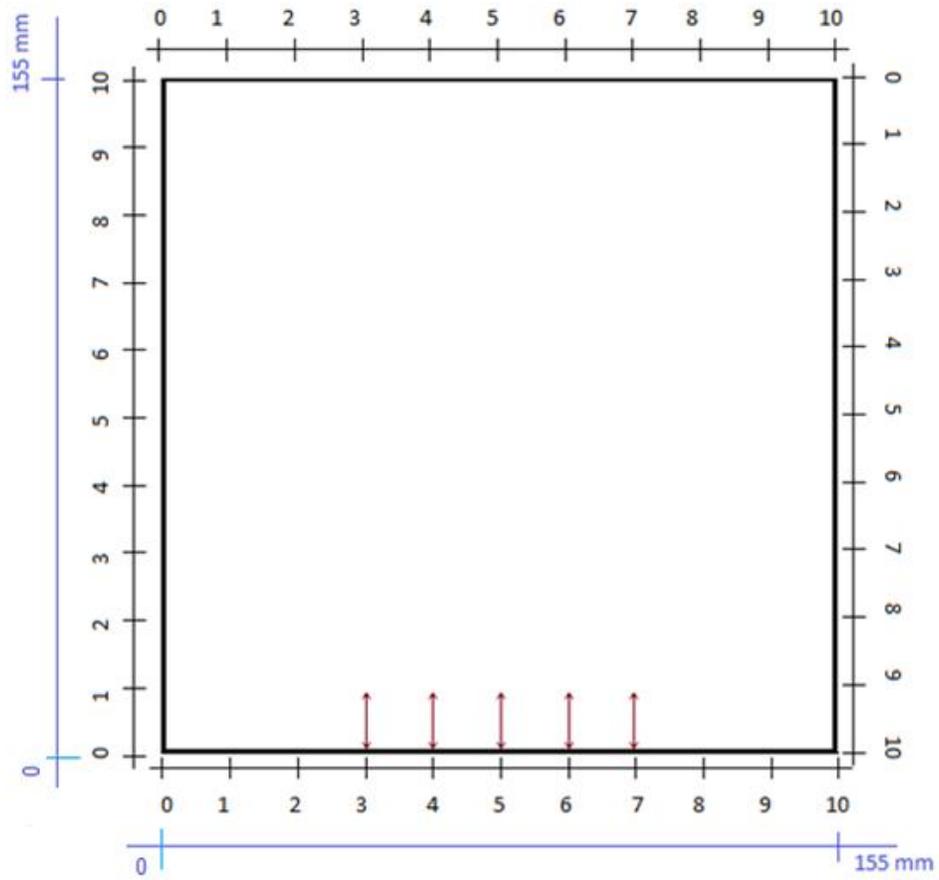


Figura 24: Representação de pontos onde foram medidos comprimentos da zona coquilhada na amostra macrográfica.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados obtidos pelos termopares inseridos no molde correspondem a valores de temperatura em função da distância do topo do molde. Como descrito na metodologia, foram calculadas as temperaturas médias de cada termopar ao longo de toda corrida. O gráfico da figura 25 exemplifica o comportamento de alguns termopares em função do tempo em uma corrida de um aço SAE 1055. As curvas do gráfico representam alguns termopares conforme numeração apresentada na tabela 3. Por estarem posicionados em diferentes pontos do molde, a diferença entre as temperaturas de cada termopar é esperada. A média de cada termopar é calculada devido às pequenas variações dentro de cada curva.

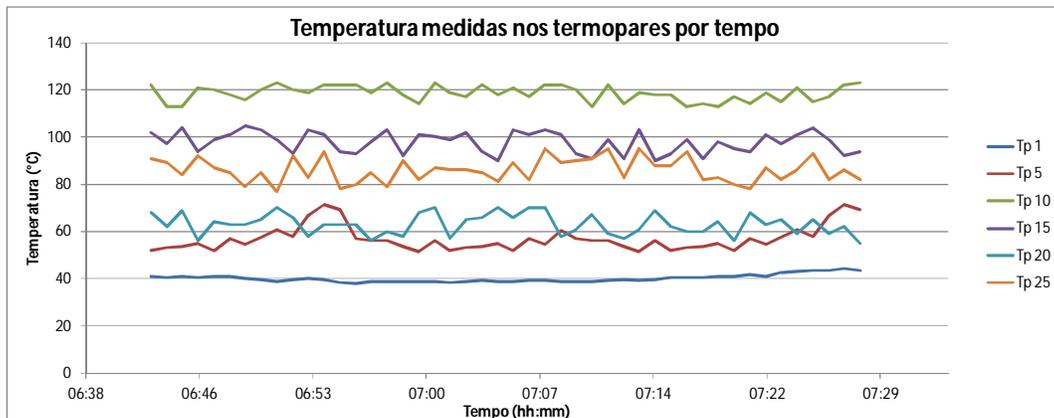


Figura 25: Gráfico de temperatura x tempo de termopares no molde em uma corrida de um aço SAE 1055.

A disposição dos termopares resultou em 8 gráficos, 2 para a face lateral, 3 para a face externa e 3 da face interna. Os resultados para cada parâmetro avaliado serão apresentados nas seções 4.1, 4.2 e 4.3.

As macrografias serão apresentadas para análise do tamanho da zona coquilhada na seção 4.4.

4.1. INFLUÊNCIA DA POSIÇÃO DOS TERMOPARES NAS FACES DO MOLDE

Para a análise da influência da posição dos termopares nas faces do molde, como foi citado em materiais e métodos, foram dispostos termopares no centro da face, na extremidade da face (mais próximo ao canto) e na posição intermediária entre o centro e a extremidade. Para a face lateral não foi necessária à instrumentação na extremidade do molde, porque esses valores seriam muito próximos ao da extremidade da face interna e externa. Os valores obtidos mostram as diferenças do comportamento das faces.

4.1.1 Termopares na extremidade do molde

Os termopares dispostos na extremidade do molde mostram uma grande variação entre a face interna e externa. As figuras 26 e 27 mostram que o resultado é condizente com o trabalho realizado por Barcellos (2007), no qual cita que a face externa tem maior influência na transferência de calor devido à pressão metalostática.

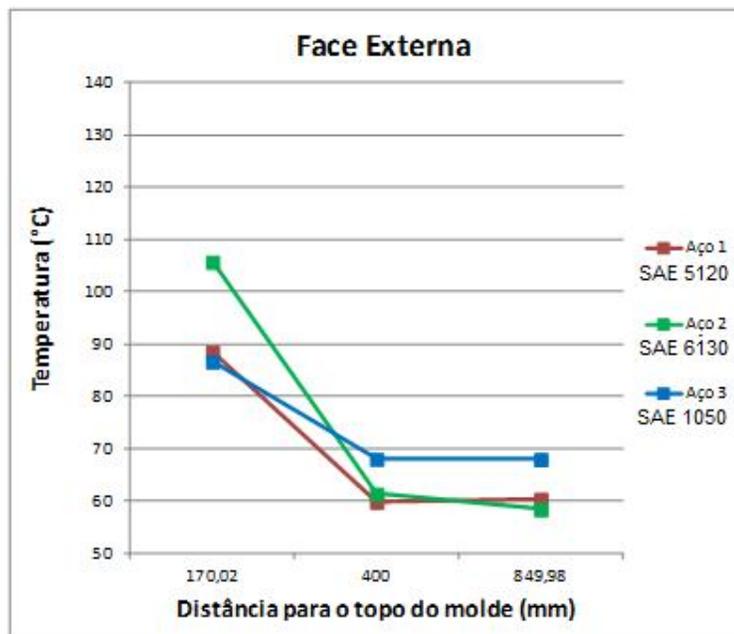


Figura 26: Curvas de Temperatura x Distância do topo do molde, para a face externa com valores medidos na extremidade do molde.

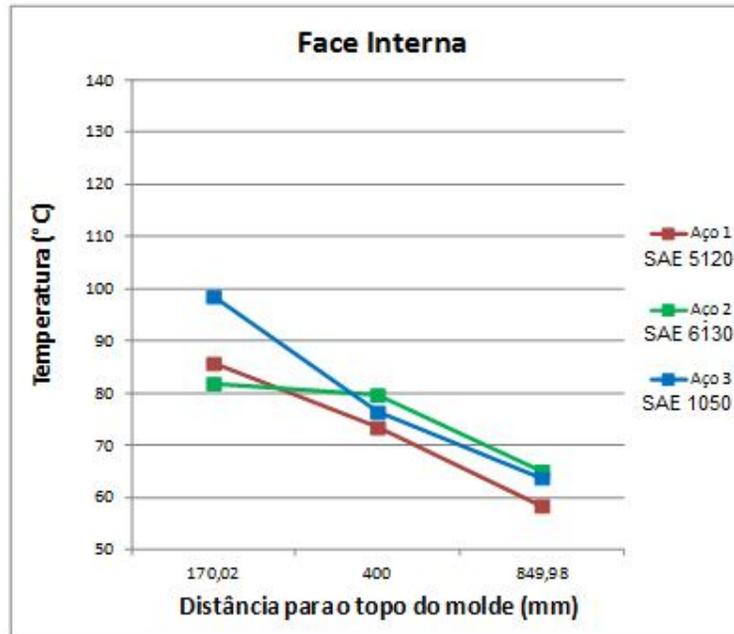
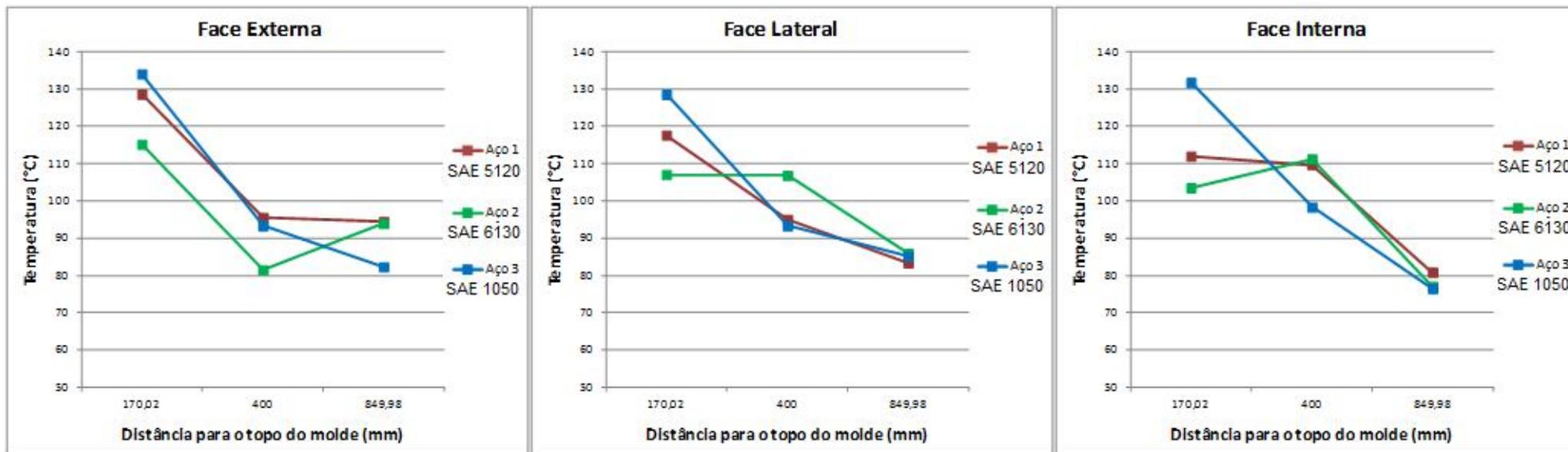


Figura 27: Curvas de Temperatura x Distância do topo do molde, para a face interna com valores medidos na extremidade do molde.

O aço tem maior contato com a face externa e um maior *gap* com a face interna, devido à curvatura do molde na máquina de lingotamento e a força da gravidade. Logo, a face externa tem maior transferência de calor. A face externa, representada pela figura 26, apresenta maiores temperaturas iniciais devido ao maior contato com o molde na região próxima ao menisco (pode ser observado nas figuras do item 4.1.1.3). As temperaturas mais altas indicam uma maior transferência de calor para o molde. Nos pontos seguintes, a temperatura é mais baixa, diminuindo a transferência de calor. Entretanto, deve-se levar em conta a contração do aço líquido que está se solidificando. Isso pode ser uma justificativa para a diminuição da transferência de calor.

4.1.2 Termopares entre o centro e a extremidade do molde

As temperaturas analisadas na posição intermediária, entre o centro e a extremidade do molde estão representadas pela figura 28 (a/b/c).



(a)

(b)

(c)

Figura 28: Curvas de Temperatura x Distância do topo do molde com valores medidos entre a extremidade e o centro do molde. / (a) Face Externa / (b) Face Lateral / (c) Face Interna.

Pode-se observar para esta posição que os valores iniciais de temperaturas são maiores do que nos termopares da extremidade do molde. Isso significa uma maior transferência de calor do aço para o molde. As temperaturas dos termopares seguem maiores até as posições mais distantes do topo do molde, ou seja, a transferência de calor nessa região é maior do que na extremidade do molde.

4.1.3 Termopares no centro do molde

Os gráficos representando as temperaturas medidas nos termopares localizados no centro do molde estão expostos na figura 29 (a/b/c).

Os termopares dispostos no centro do molde evidenciam a região do menisco nos pontos onde existem as maiores temperaturas. Os pontos anteriores ao do menisco estão com temperaturas mais baixas porque não existe aço líquido em contato com o molde nessa região. Os pontos posteriores ao do menisco mostram uma transferência de calor que começa a decair, possivelmente devido ao *gap* de ar que começa a existir entre o molde e a camada solidificada de aço.

Nos pontos localizados a partir de 400 mm do topo do molde, a face externa difere em relação às outras faces, pois sua transferência de calor volta a subir. Isso pode ser atribuído à pressão metalostática, já citada no item 4.1.1. É verificado também, que o aço 3, de qualidade SAE 1050, tende a transferir mais calor no ponto 624,95 mm (figura 29a), o que pode ser atribuído a menor contração deste em relação aos outros aços, conforme (Harste 2003), entretanto esse parâmetro será discutido com mais detalhes no item 4.2. Os outros pontos dos gráficos comportam-se de forma semelhante.

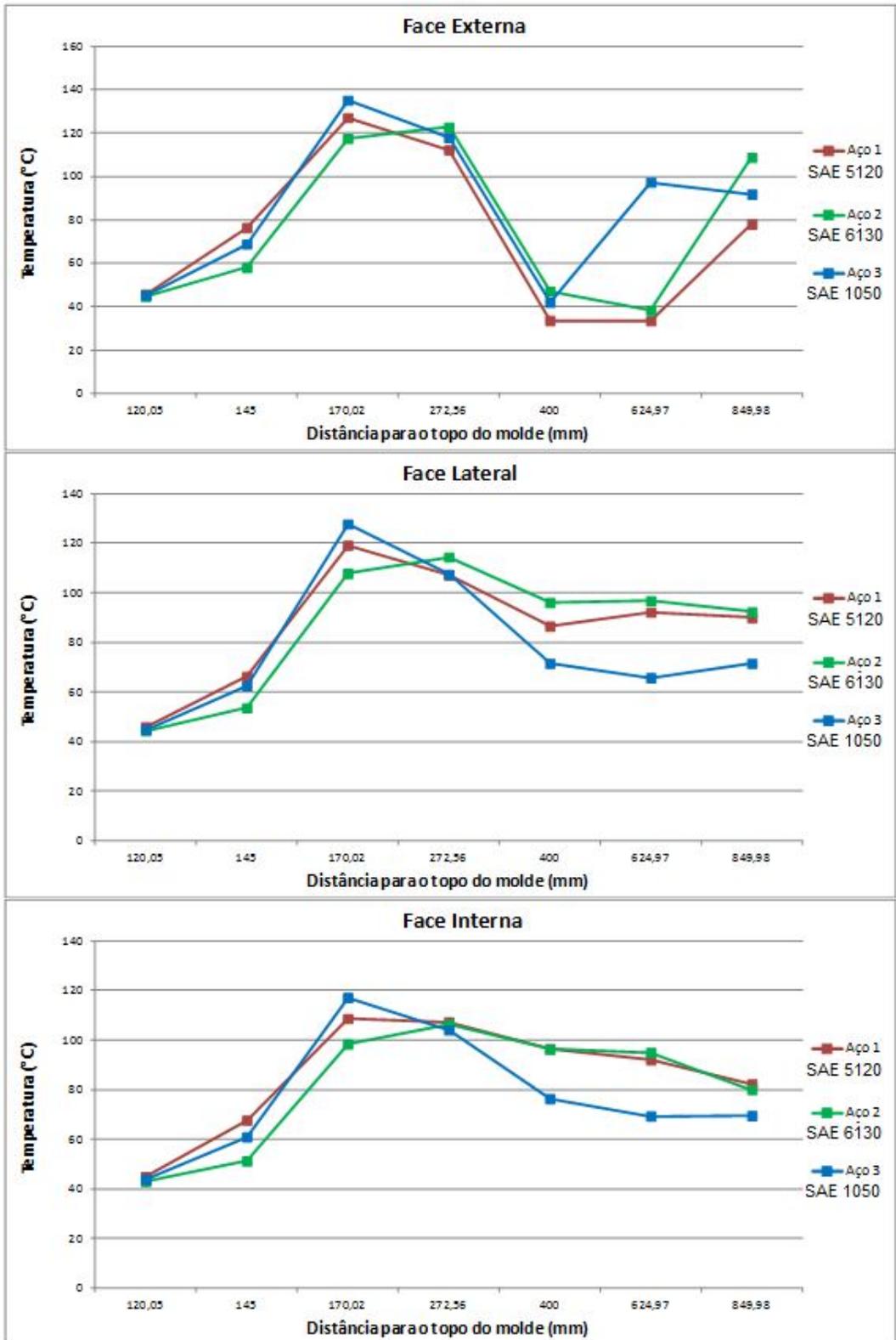


Figura 29: Curvas de Temperatura x Distância do topo do molde com valores medidos no centro do molde. / (a) Face Externa / (b) Face Lateral / (c) Face Interna.

4.2 INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A seguir serão apresentadas as curvas de medição de temperatura para aços com a mesma velocidade de lingotamento e mesma seção quadrada de 155 mm. As características básicas das corridas estão apresentadas na tabela 10 para facilitar a avaliação dos gráficos.

Tabela 10: Corridas para avaliação de influência da composição química.

Corrida	Aço	C _{eq}
Aço 1	SAE 5120	0,18
Aço 2	SAE 4340	0,34
Aço 3	SAE 1095	0,99

As figuras 30 e 31 mostram estudo da influência do carbono equivalente na transferência de calor.

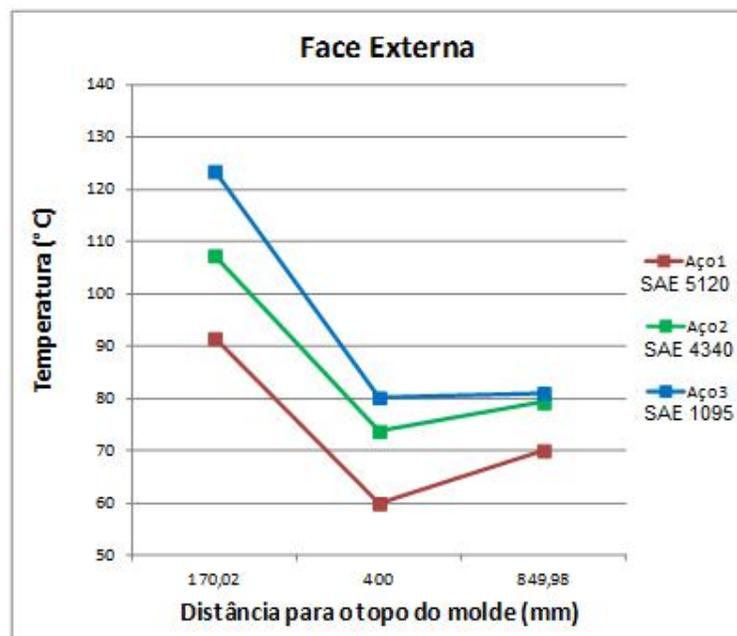


Figura 30: Curvas de Temperatura x Distância do topo do molde, para a face externa com valores medidos na extremidade do molde.

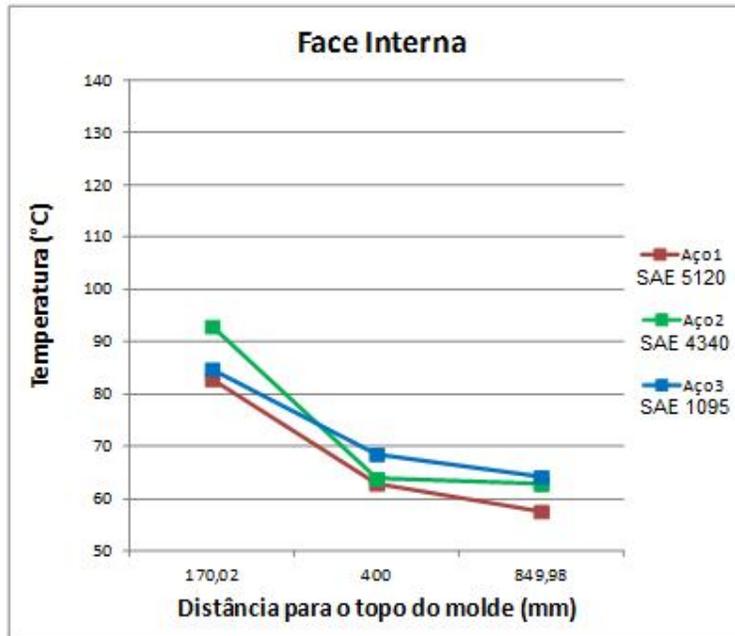


Figura 31: Curvas de Temperatura x Distância do topo do molde, para a face interna com valores medidos na extremidade do molde.

Os gráficos das figuras 30 e 31 mostram a tendência de maior transferência de calor para os aços de maior carbono equivalente. Este comportamento condiz com o que foi estudado por Barcellos (1997), em seu estudo sobre a transferência de calor para aços com diferentes composições químicas. O autor conclui que, quanto maior o percentual de carbono, maior a transferência de calor. No gráfico da figura 31, inicialmente observa-se uma maior transferência de calor para o aço 2 em comparação com os aços 1 e 3.

A figura 32 (a/b/c) mostra os resultados dos termopares localizados entre o centro e a extremidade da face do molde.

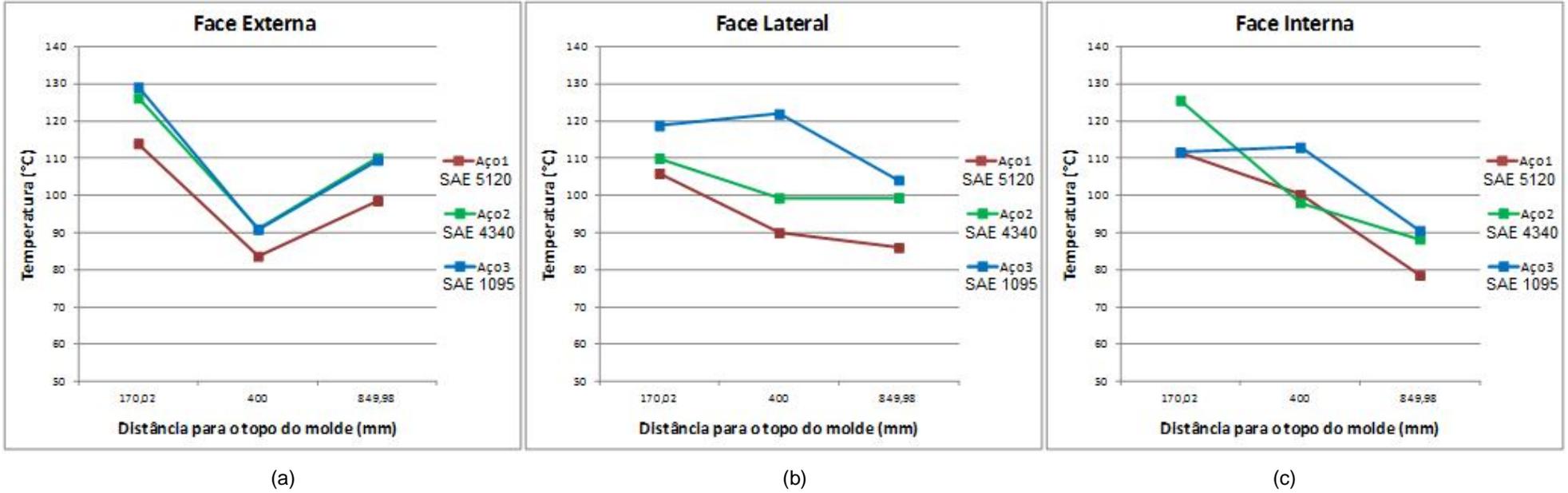


Figura 32: Curvas de Temperatura x Distância do topo do molde com valores medidos entre a extremidade e o centro do molde. / (a) Face Externa / (b) Face Lateral / (c) Face Interna.

O comportamento desses termopares difere dos anteriores. Na figura 32a, é notado que os aços 2 e 3 têm comportamentos bem semelhantes. Uma explicação para esse comportamento foi estudada por Singh (1974), através de análises do fluxo de calor médio no molde em função da porcentagem de carbono, o autor verificou que para aços com teor de carbono de até 0,12%, o fluxo de calor é baixo. Porém, à medida que o teor de carbono se eleva, o fluxo de calor aumenta e torna-se aproximadamente constante para concentrações acima de 0,25% C.

A face lateral, representada pela figura 32b, mostra a transferência de calor maior para aços com maior percentual de C equivalente. A figura 32c também tende a ter um comportamento semelhante.

A figura 33 (a/b/c) representa as curvas com termopares localizados no centro da face do molde.

É observado que as maiores temperaturas ocorrem no menisco, o que significa que existe uma alta transferência de calor nessa região. A figura 33a, mostra maior transferência de calor no menisco em comparação com as figuras 33 (b/c), isso é indicado através das maiores temperaturas dos termopares, podendo ser atribuído novamente a pressão metalostática. Após um pico de alta temperatura, ocorre um queda acentuada para os aços 2 e 3 a 400 mm do topo do molde (figura 33a). Isso pode ser caracterizado como uma falha no termopar da face externa. As faces lateral e interna continuam com altas temperaturas, indicando que continua ocorrendo transferência de calor. Para os demais pontos, as temperaturas indicam uma transferência de calor decrescente, o que é previsto pela formação do *gap*, devido à contração do material, o que está de acordo com o apresentado por Harste (2003).

A figura 33 (a/b/c) apresentou, portanto, uma transferência de calor com tendência mais elevada para aços com maior carbono equivalente, o que é condizente com a literatura (Singh, 1974; Harste, 2003; Barcellos, 2007).

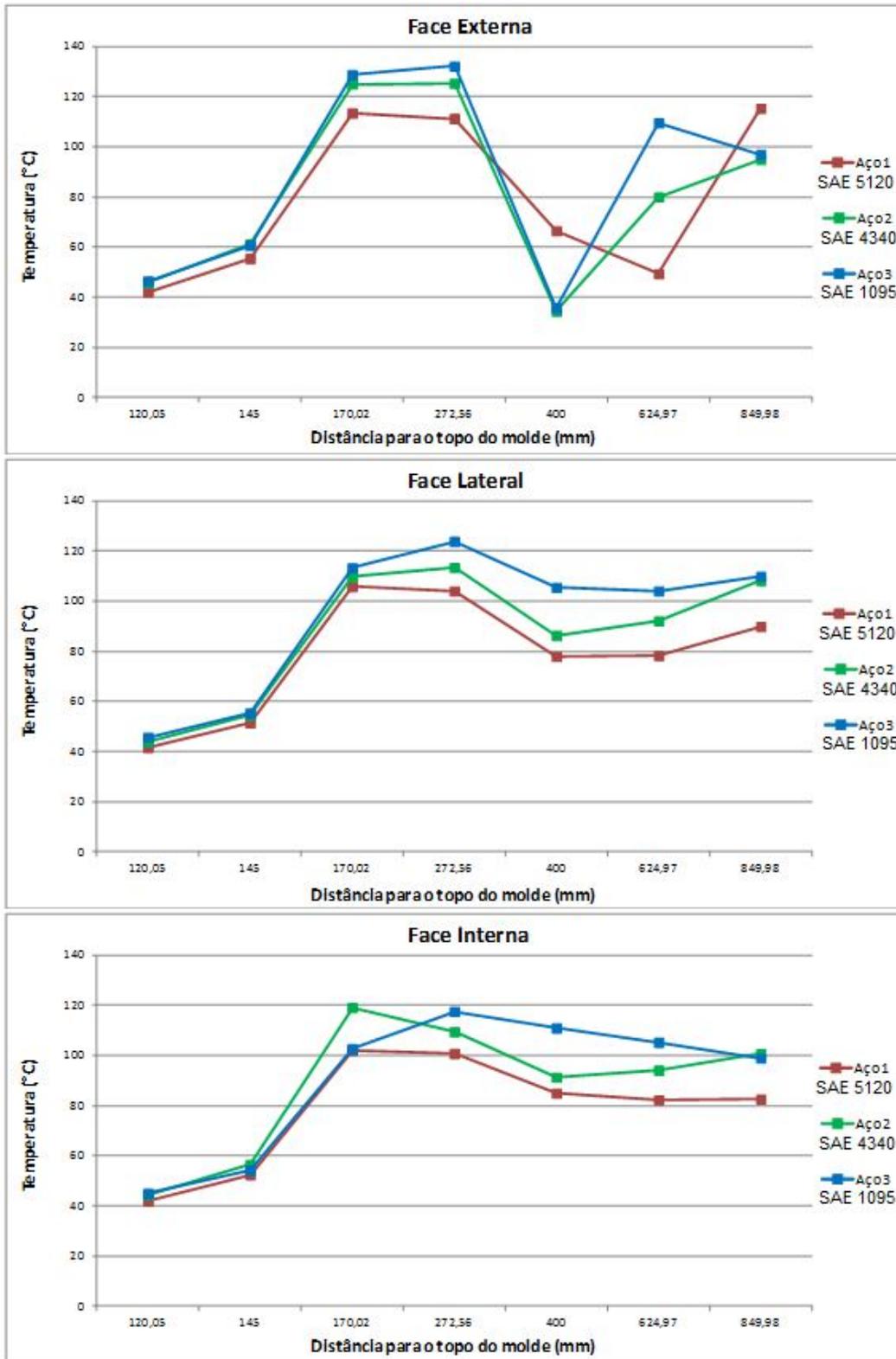


Figura 33: Curvas de Temperatura x Distância do topo do molde com valores medidos no centro do molde./ (a) Face Externa / (b) Face Lateral / (c) Face Interna.

4.3 INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE LINGOTAMENTO

A seguir serão apresentadas curvas de medição de temperatura para três aços da mesma qualidade, porém com velocidade de lingotamento diferente, para seção quadrada de 155 mm. Com o objetivo de facilitar a avaliação dos gráficos obtidos, estão apresentadas na tabela 11, as corridas utilizadas nesta análise.

Tabela 11: Corridas para avaliação de influência da velocidade de lingotamento.

Corrida	Qualidade	Velocidade Veio 3 (m/min)
1		2,07
2	SAE 1040	2,21
3		2,23

As figuras 34 e 35 apresentam as medições de temperatura dos termopares localizados na extremidade das faces externa e interna respectivamente.

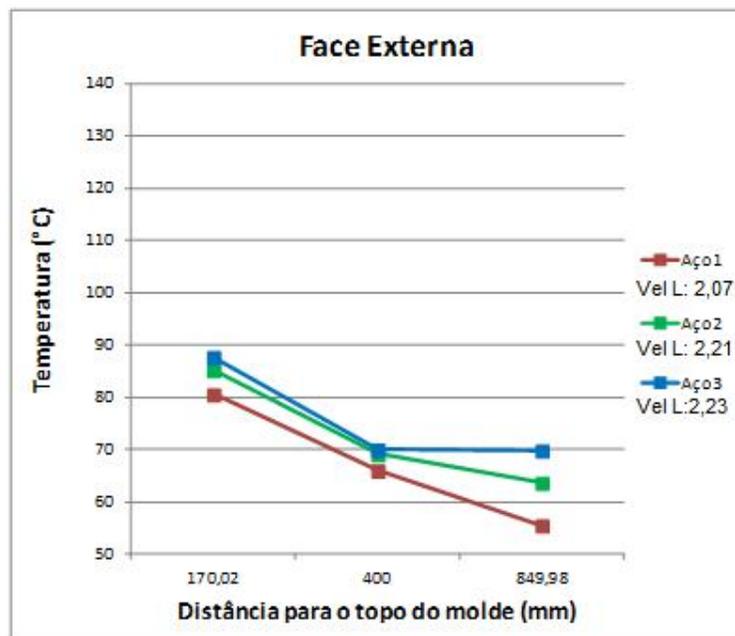


Figura 34: Curvas de Temperatura x Distância do topo do molde dos termopares localizados na extremidade da face externa.

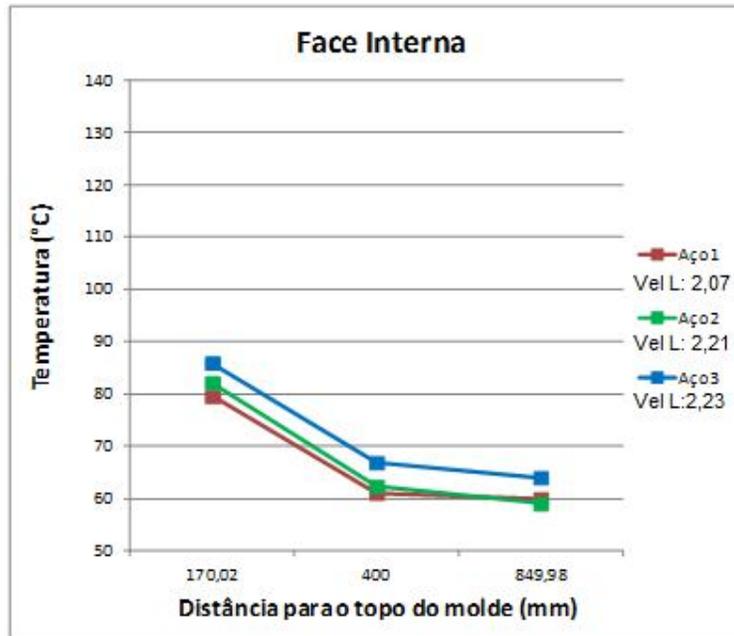
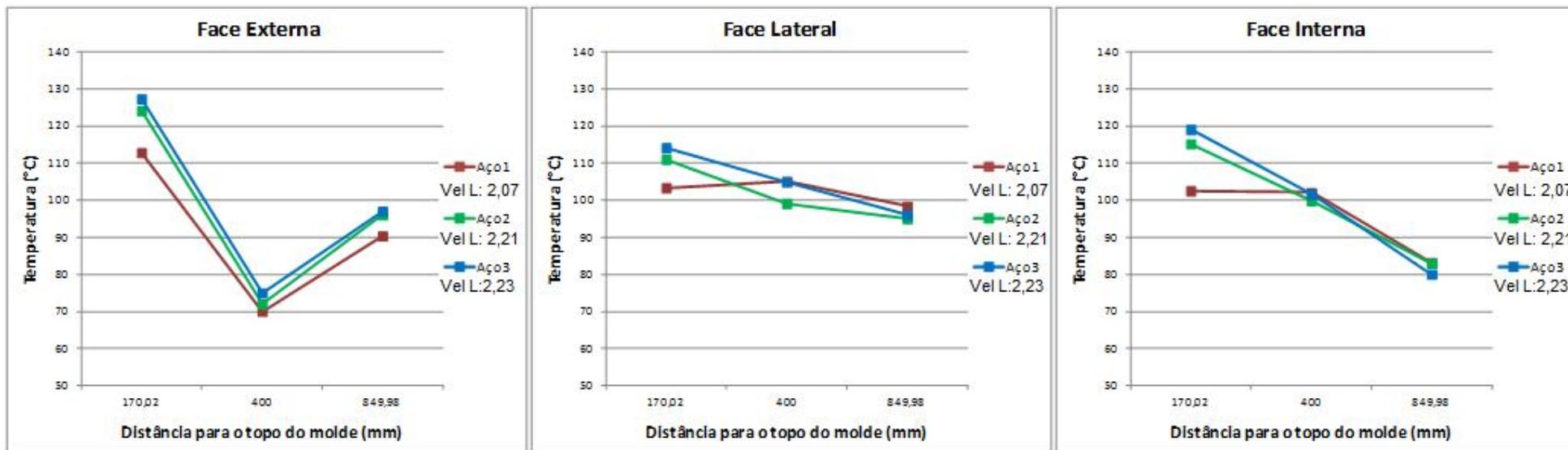


Figura 35: Curvas de Temperatura x Distância do topo do molde dos termopares localizados na extremidade da face interna.

Os gráficos condizem com o que foi estudado por Chow (2001), seu trabalho mostrou que o fluxo de calor é sensível às variações de velocidade de lingotamento. Da mesma forma, as figuras 34 e 35 apresentam resultados semelhantes, maiores velocidades de lingotamento tenderam a apresentar maiores taxas de transferência de calor. Segundo o autor, existem três razões para a velocidade de lingotamento influenciar na transferência de calor. Primeiro, o menor tempo de residência do aço em altas velocidades resulta em menor casca solidificada que deforma facilmente sob ação da pressão metalostática, reduzindo o *gap* de ar entre o tarugo e a parede do molde. Segundo, esse menor tempo de residência resulta em maiores temperaturas na superfície do tarugo, que aumenta o gradiente térmico e a força motriz para o fluxo de calor pelo molde. Terceiro, há uma menor contração térmica da casca solidificada devido a sua maior temperatura, que melhora o contato metal/molde por não contribuir para o aumento do tamanho do *gap*.

A figura 36 (a/b/c) mostra os resultados dos termopares localizados entre o centro e a extremidade da face do molde, para as faces externa, lateral e interna, respectivamente.



(a)

(b)

(c)

Figura 36: Curvas de Temperatura x Distância do topo do molde para os termopares localizados entre o canto e o centro da face externa. / (a) Face Externa / (b) Face Lateral / (c) Face Interna.

O comportamento desses termopares mostram-se semelhantes ao item 4.1.1, onde as maiores temperaturas estão localizadas inicialmente no raio externo, devido à curvatura do molde que faz com que a pressão metalostática influencie na transferência de calor. Nos pontos iniciais existe pouca diferença entre a face lateral e interna e a aproximadamente 850 mm do topo do molde às faces externa e lateral tendem a transferir mais calor que a face interna possivelmente devido à pressão metalostática, novamente. A velocidade de lingotamento mostra-se novamente condizente com o que é citado por Chow (2001).

A face lateral, representada pela figura 36b, mostra o aço 1, com uma maior transferência de calor a partir de 400 mm do topo do molde, isso pode ser atribuída a baixa transferência de calor inicial, que pode ter gerado uma casca muito fina que deformou-se devido a pressão metalostática. Por esse motivo o fluxo de calor é mais elevado a partir de 400 mm.

A figura 37 (a/b/c) apresenta as curvas com termopares localizados no centro das faces do molde, para as faces externa, lateral e interna, respectivamente. Observa-se que as maiores temperaturas ocorrem no menisco, novamente, o que significa que existe uma alta transferência de calor nessa região.

Os aços 2 e 3 que apresentam velocidade e temperatura de lingotamento bem próximas, com isso pode-se perceber que as curvas de temperatura por distância do topo do molde foram semelhantes, ou seja, a transferência de calor foi similar para esses dois aços. Para o aço 1, as temperaturas tenderam a ser constantes, para as distâncias de 170 a 400 mm do topo do molde, figura 37 (a/b/c), isso pode ser atribuído a menor transferência de calor na região do menisco que possivelmente tenha mantido o aço com uma fina casca sólida que se deformou até 400 mm do topo do molde diminuindo o *gap* de ar.

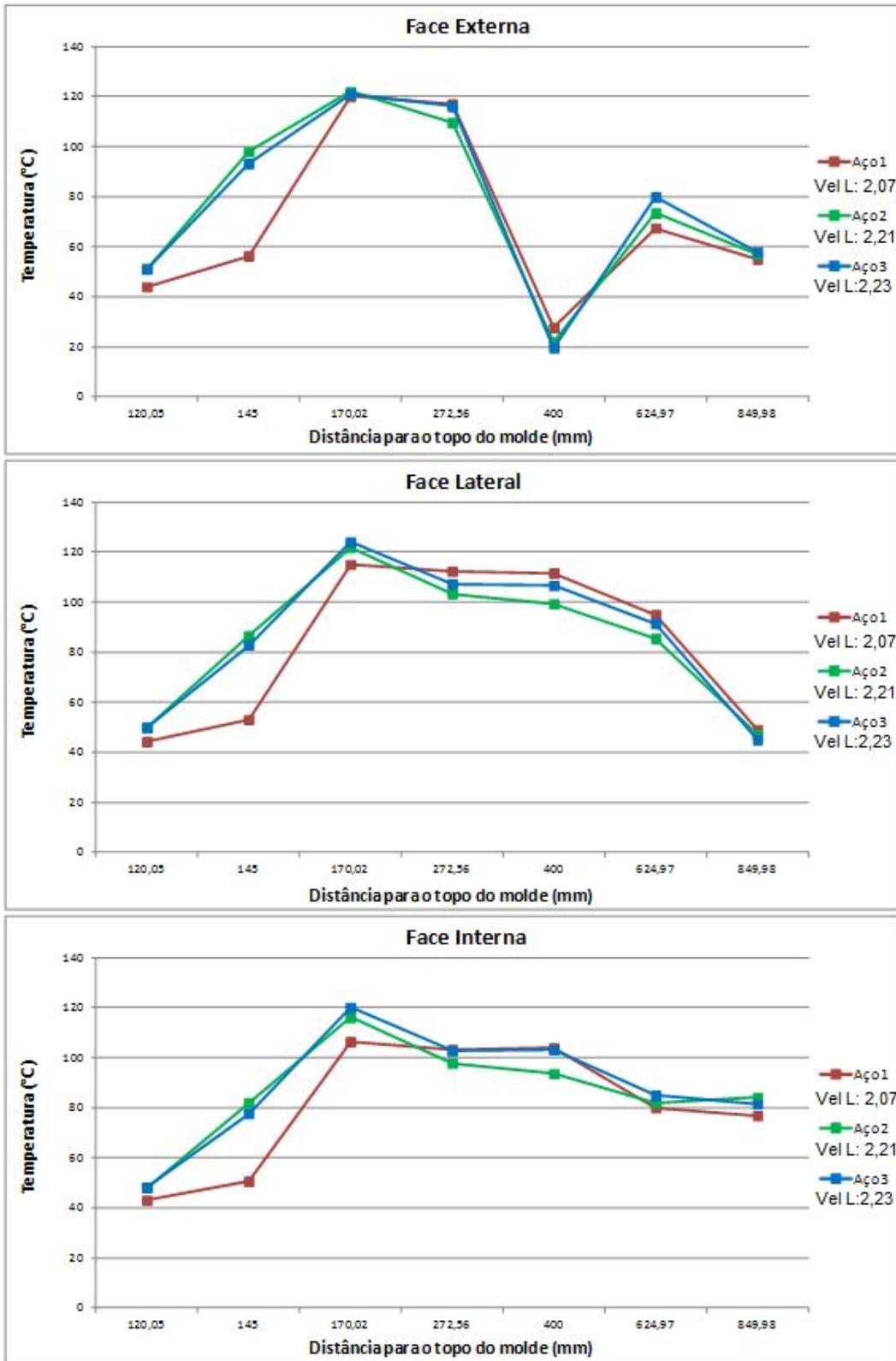


Figura 37: Curvas de Temperatura x Distância do topo do molde para os termopares localizados no centro da face externa. / (a) Face Externa / (b) Face Lateral / (c) Face Interna

4.4 ANÁLISE METALGRÁFICA

Para análise do tamanho da zona coquilhada, foram utilizadas macrografias de quatro corridas com variações de velocidade e composição química para estudo da influência desses parâmetros na zona coquilhada. As amostras avaliadas estão apresentadas na figura 38.

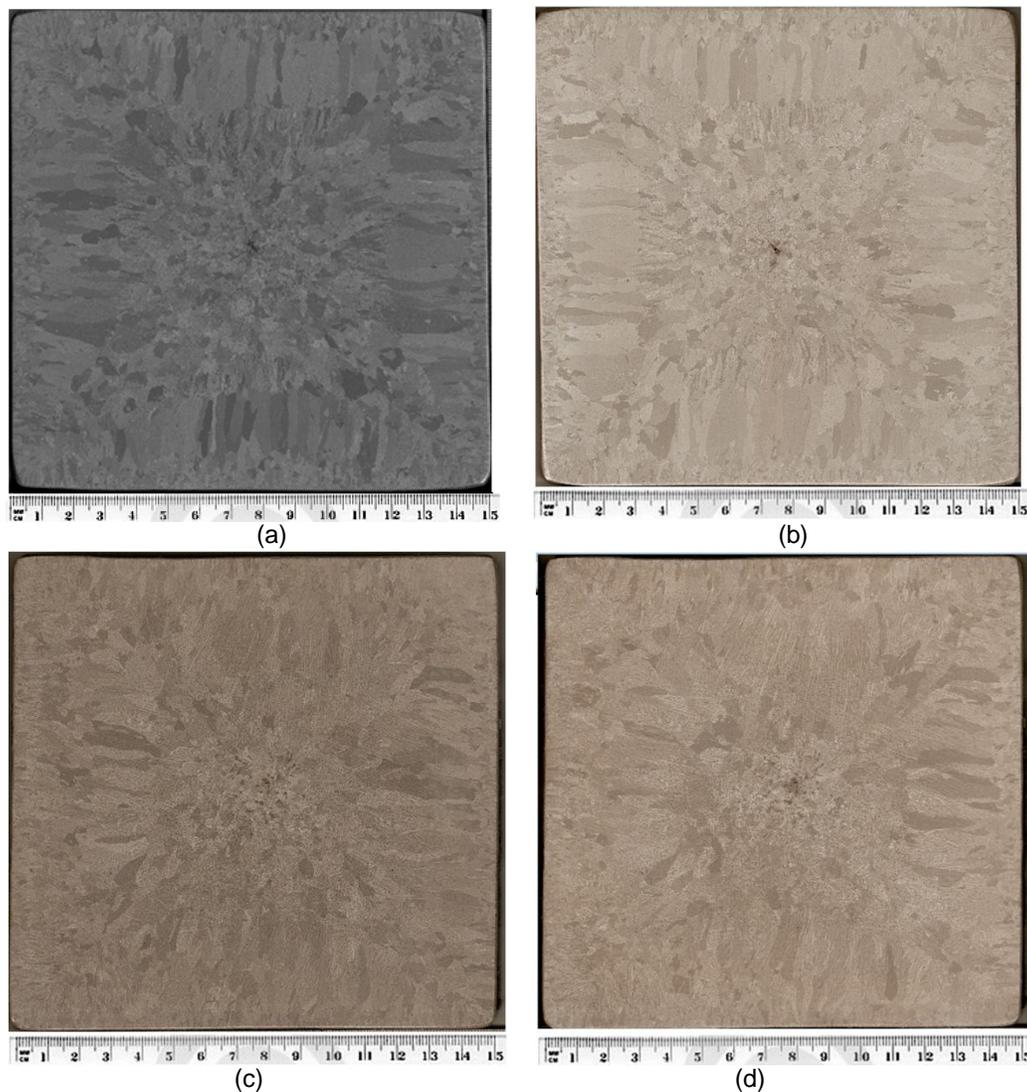


Figura 38: Macrografias das corridas analisadas. / (a) Aço 1 / (b) Aço 2 / (c) Aço 3 / (d) Aço 4.

Conforme visto nos gráficos anteriores, as faces diferem na transferência de calor. Um dos possíveis motivos é a pressão metalostática, que influencia de forma mais acentuada na face externa do molde, por exemplo. A tabela 12 apresenta as médias de valores de comprimento da zona

coquilhada das faces do tarugo. Foi utilizada a média desses valores, a fim de diminuir o número de variáveis. Como pode se observar na tabela 12, os valores variaram de forma homogênea: maiores valores para a face externa e valores menores para as demais faces do molde.

Tabela 12: Corridas para avaliação da zona coquilhada.

Corrida	Qualidade	Ceq	Vel. Ling. (m/min)	Tamanho da zona coquilhada por face (mm)				Média (mm)
				Externa	Lateral	Lateral	Inferior	
1	DIN 20CrMo4	0,12	1,92	2,59	2,14	2,11	1,97	2,20
2	DIN 20CrMo4	0,11	1,99	2,55	2,21	2,19	2,28	2,31
3	SAE 8620	0,17	2,10	3,14	2,95	2,96	2,81	2,97
4	SAE 8620	0,17	2,20	3,14	2,95	3,01	2,92	3,01

Para verificar o efeito da composição química, pode-se analisar as corridas 2 e 3. Ambos possuem velocidade de lingotamento semelhantes e carbono equivalente variando entre 0,11 e 0,17. O aço da corrida 3, conforme a tabela 12, apresentou uma zona coquilhada maior que o da corrida 2. Isso pode ser explicado pela tendência de maior transferência de calor para os aços de maior carbono equivalente, o que é condizente com a literatura (Singh, 1974; Harste, 2003; Barcellos, 2007).

Analisando as corridas 1 e 2 com Ceq aproximado de 0,12 e as 3 e 4 com Ceq aproximado de 0,17, percebe-se um aumento significativo de zona coquilhada para os aços de Ceq 0,17, o que pode ser atribuído a maior contração dos aços com 0,12 de Ceq estudado por Harste (2003), reduzindo a transferência de calor.

Para análise de velocidade, foram utilizadas as corridas 1 e 2, da qualidade DIN 20CrMo4, que apresentaram diferentes velocidades de lingotamento. Existe uma tendência de maior zona coquilhada para maiores velocidades de lingotamento, como pode ser visto na tabela 12. Os resultados mostram-se condizentes com o que foi estudado na literatura por Chow (2001), maiores transferências de calor ocorrem em maiores velocidades de lingotamento. Entretanto, a diferença da casca coquilhada formada foi de 0,11 mm e esse valor não pode ser considerado expressivo para maiores conclusões.

5. CONCLUSÕES

Quanto à posição dos termopares em um molde para tarugos:

A face externa apresentou maiores temperaturas, atestando maior transferência de calor do que as demais faces. Quanto à posição dos termopares em cada face, pode-se concluir que a maior transferência de calor ocorre na região central.

Quanto à composição química do aço:

Avaliando-se quanto à composição química dos aços SAE 5120, SAE 4340 e SAE 1095, pode-se concluir que o carbono equivalente tem influência direta na transferência de calor. O aumento do carbono equivalente levou a um aumento na transferência de calor. No entanto, nos dois aços avaliados com maior C_{eq} , a diferença não foi tão expressiva.

Quanto à influência da velocidade de lingotamento:

Para o aço avaliado, SAE 1040, o aumento da velocidade fez com que a transferência de calor fosse maior. Pode-se esperar o mesmo comportamento para outras qualidades de aço.

Com relação às medições de zona coquilhada:

A tendência foi encontrar uma zona coquilhada maior em corridas com maior carbono equivalente. Para análise de velocidade, o aço DIN 20CrMo4, mostrou um resultado pouco expressivo quanto ao tamanho da zona coquilhada.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Utilizar os dados de medição dos termopares para calcular o coeficiente de transferência de calor (h) de determinadas qualidades de aço;

Obter um maior grupo de corridas para avaliação metalográfica para poder avaliar as correlações de parâmetros de lingotamento com a zona coquilhada. Com estas amostras, analisar o tamanho de grão em micrografias desta zona coquilhada.

Correlacionar os dados das medições dos termopares com a ocorrência de defeitos superficiais e internos no tarugo.

Análise estatística de dados das medições da zona coquilhada, para avaliar a interação entre parâmetros e a variabilidade dos dados.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ADORNO, M. A. **Simulação de processo de solidificação na etapa de resfriamento primário do lingotamento contínuo de metais.** Dissertação, Unicamp, 1982.

ARAÚJO Jr., E. S. et al. **Comportamento do aço líquido na região do menisco do molde de lingotamento contínuo, via modelagens física e matemática.** Tecnol. Metal. Mater. Miner., v. 7, n. 1-2, p. 18-23, julho-dezembro, 2010.

ASM International. **ASM Handbook, v.9, Metallography and Microestrutures.** Ed. 9, 1992.

BARCELLOS, V. K. **Análise da transferência de calor durante a solidificação de aços em moldes no lingotamento contínuo.** Dissertação. UFRGS, 2007.

Bobadilla, M. et al. **Continuous casting of steel: a close connection between solidification studies and industrial process development.** Materials Science and Engineering, v. 173, p. 275-285 (1993).

CHANDRA, S. et al. **Mould – strand interaction in continuous casting of steel billets:** Part 3 – Mould heat transfer and taper. Ironmaking and Steelmaking, v. 20, n. 2, p. 104-112, 1993.

Chow, C. **The effects of high speed casting on the mould heat transfer, billet solidification, and mould taper design of continuously cast steel billets.** Tese, University of the British Columbia, 2001

CRAMB, A. W; SZEKERES, E. **Mold Operation for Quality and Productivity**, ISS Publication, Iron and Steel Society Publication, 1991.

DURAND-CHARRE, M. **The Microstructure of steels and cast irons**. Berlim: Springer-Verlag, 2003.

FUKADA, N. et al. **Development of mold (HS-Mold) for high Speed Casting**. Canadian Metallurgical Quarterly, v. 38, n. 5, p. 337-346, 1999.

FURTMULLER, C.; COLANERI, P.; DEL RE, L. **Adaptive robust stabilization of continuous casting**. Automatica, v. 48, p. 225-232, 2012.

GARCIA, A. **Influência das variáveis térmicas de solidificação na formação da macroestrutura e da microestrutura e correlação com propriedades decorrentes**. Revista Projeções, v. 23, p. 13-32, 2005

GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**. Campinas: Editora da UNICAMP, 2001.

GARCIA, A. **Transferência de calor e solidificação no processo de lingotamento contínuo**. Tese, UNICAMP, 1981.

GOULART, P. **Variáveis térmicas de solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas hipoeutéticas Al-Si**. Dissertação, UNICAMP, 2005.

GSCHWENTER, V. **Correlação entre parâmetros de solidificação e formação estrutural de aços especiais produzidos pelo processo de lingotamento contínuo**. Dissertação, UFRGS, 2009.

HARSTE, K; SCHWERDTFEGER, K. **Shrinkage of round iron carbon ingots during solidification and subsequent cooling**. ISIJ International, v. 43, n. 7, p. 1011-1020, 2003.

HO, K.; PEHLKE, R. D. **Mechanisms of heat transfer at a metal-mold interface.** AFS Transactions, v. 92, p. 587-598, 1984.

INCROPERA, F. **Fundamentos de Transferência de Calor e de Massa.** Editora: Ltc, 2008.

HATANAKA, K. et al. **Breakout forecasting system based on multiple neural networks for continuous-casting in steel production.** Fujitsu Scientific and Technical Journal, v. 29, p. 265-270, 1993.

KULKARNI, M. S.; BABU, S. **Managing quality in continuous casting process using product quality model and simulated annealing.** Journal of Materials Processing Technology, v. 166, p. 294-306, 2005.

LOTOV, V. A. et al. **Optimal control of cooling process in continuous casting of steel using a visualization-based multi-criteria approach.** Applied Mathematical Modelling, v. 29, n. 7, p. 653-672, 2005.

MAEHARA, Y. et al. **Effect of carbon on hot ductility of as cast low alloy steels.** Tetsu-to-Hagane. J. Iron Steel Inst., v. 71, n. 11, p. 1534-1541, 1985.

MENG, Y.; THOMAS, B. **Heat transfer and solidification model of continuous slab casting:** Con1d. Metallurgical and Materials Transactions B, v. 34B, n. 5, p. 685-705, 2003.

MULLER, A. **Solidificação e análise térmica dos metais.** Porto Alegre: Editora da UFRGS, 2002.

PINHEIRO, C. A. et al. **Mould heat transfer and continuously cast billet quality with mould flux lubrication Part 1: mould heat transfer.** Ironmaking & Steelmaking, v. 27, n. 1, p. 37-53, 2000a.

PINHEIRO, C. A. et al. **Mould heat transfer and continuously cast billet quality with mould flux lubrication Part 2: Quality Issues.** Ironmaking & Steelmaking, v. 27, n. 2, p. 144-159, 2000b.

RIZZO, E. M. S. **Introdução aos processos siderúrgicos.** São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.

SHAPIRO, H. N.; MORAN, M. J. **Princípios de Termodinâmica Para Engenharia.** Ed. 6, Editora: Ltc, 2011.

SANTOS C. A. et al. **Solidification heat transfer model and a neural network based algorithm applied to the continuous casting of steel billets and blooms.** Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, v. 13, p. 1-17, 2005.

SILVA, M. A. **Análise comparativa do processo de solidificação de metais em moldes refrigerados com geometrias plana e cilíndrica.** XII Congresso Nacional de Estudantes de Engenharia Mecânica, Ilha Solteira, SP, agosto, 2005.

SINGH, S. N.; BLAZEK, K. E. **Heat transfer and skin formation in a continuous casting mould as a function of steel carbon content.** Journal of metals, v. 26, p. 17-27, 1974.

SOARES, R. W. et al. **An application of differential thermal analysis to determine the change in thermal properties of mold powders used in continuous casting of steel slabs.** Thermochemica Acta, v. 318, p. 131-136, 1998.

TRINDADE, L. B. et al. **Efeitos térmicos e fluido-dinâmicos devidos a um agitador eletromagnético para tarugos.** Revista Escola de Minas, v. 54, n. 3, p. 1-9, 2001.

TRINDADE, L. B. **Modelo matemático de um agitador eletromagnético.** Tese, PPGEM: UFRGS, 2002.

VYNNYCKY, M. **On the role of radiative heat transfer in air gaps in vertical continuous casting.** Applied Mathematical Modelling, v. 37, p. 2178-2188, 2011.

WEI, E. et al. **Effect of Carbon Properties on Melting Behavior of Mold Fluxes for Continuous Casting of Steels.** Journal of Iron & Steel Research, international, v. 13, n. 2, p. 22-26, 2006.

WOLF, M. M; KURZ, W. **The effect of carbon content on solidification of steel in the continuous casting mold.** Metallurgical Transactions B, v. 12B, p. 85-93, 2001.