

A FERRITIC POTENTIAL INFLUENCE ON HEAT TRANSFER CONDITIONS IN INDUSTRIAL MOLD DURING CONTINUOUS CASTING OF STEELS

Wilson Fogazzi

Doutorando LAFUN / PPGEM / UFRGS – Av. Bento Gonçalves, 9500 / Cx.P. 15.021 CEP 91501-970 - Porto Alegre - RS
wilsonfogazzi@hotmail.com

Vinicius Karlinski

Mestrando LAFUN / PPGEM / UFRGS – Av. Bento Gonçalves, 9500 / Cx.P. 15.021 CEP 91501-970 - Porto Alegre - RS
viniciuskarlinski@yahoo.com.br

Bruno Vaz de Souza

Graduando DEMET / LAFUN / UFRGS - Av. Bento Gonçalves, 9500 / Cx.P. 15.021 CEP 91501-970 - Porto Alegre - RS
brunovaz@pop.com.br

Carlos Raimundo Frick Ferreira

Eng. Pesquisador LAFUN / UFRGS – Av. Bento Gonçalves, 9500 / Cx.P. 15.021 CEP 91501-970 - Porto Alegre - RS
frick@ufrgs.br

Carlos Alexandre dos Santos

Prof. Adjunto PEGETEMA/FENG/ PUCRS – Av. Bento Gonçalves, 9500 / Cx.P. 15.021 CEP 91501-970 - Porto Alegre-RS
carlos.santos@pucrs.br

Jaime Alvares Spim Junior

Prof. Adjunto LAFUN / UFRGS – Av. Bento Gonçalves, 9500 / Cx.P. 15.021 CEP 91501-970 - Porto Alegre - RS
spim@ct.ufrgs.br

***Abstract** .This work shows an application of mathematical solidification model in the continuous casting of steel billet process. The mold heat transfer coefficients were determined by the inverse method and related to macrostructure conditions and carbon equivalent of the peritectic reactions carbon steels. Structure characterization and ferritic potential were determined in function of the solidification parameters and chemical composition after casting. Specimens were cut at different positions from the metal/mold interface and the selected sections were polished and etched by a reagent for metallographic examination. Image processing system was used to analyze as-cast structure for each selected position. It was observed that the numerical predictions about metal/mold heat transfer coefficients along the mold length during casting conform to the ferritic potential type A and B steel according to sticker and depression tendency.*

Key Words: Ferritic Potential, Solidification, Continuous Casting, Mathematical Model.

1. Introdução

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

Um dos principais aspectos para se entender o comportamento no molde é como ocorre a extração de calor do metal até o fluido de refrigeração. Para uma análise global da transferência de calor, deve-se analisar, inicialmente, a influência relativa de cada modo de transferência de calor atuante. O metal líquido, o metal sólido, o lubrificante, o espaço físico ou *gap* de ar formado na interface metal/molde, a parede do molde e o fluido de refrigeração constituem as fontes de troca térmica nessa etapa. A camada de metal sólido que se forma ao longo do molde constitui uma barreira crescente à passagem de calor, ou seja, uma resistência térmica crescente, fazendo com que a condução térmica na camada sólida vá adquirindo uma influência relativa cada vez maior sobre o fluxo global de calor. As paredes do molde não representam uma resistência térmica importante à condução de calor no sistema, pois, além da ordem de grandeza das espessuras normalmente empregadas, os materiais com os quais são confeccionados os moldes, geralmente cobre e suas ligas, apresentam grande capacidade em transferir calor em função da alta difusividade térmica do material.

Para o contato térmico entre metal e molde, pode-se observar três regiões de contato: do menisco até o ponto de início da solidificação, região onde o metal líquido se encontra separado do molde por uma camada de pó fluxante ou de cobertura; região de bom contato térmico entre metal sólido e a parede do molde, devido à ação da pressão ferrostática exercida pelo metal líquido sobre a camada solidificada, sendo que o comportamento dessa região tem influência decisiva na qualidade superficial do lingote; região onde existe uma separação física ou formação de um *gap* de ar bem definido entre metal e molde, dificultando a retirada de calor. Essa separação pode variar de acordo com a composição química do aço e seu potencial ferrítico que indica uma tendência ao agarramento ou descolamento, como mostram (Brimacombe, 1973, 1984; Mahapatra, 1991; Mills, 1991 e Chandra, 1993)

O objetivo deste trabalho consiste na aplicação de um modelo numérico de simulação da solidificação no lingotamento contínuo de aços que permite prever a evolução do coeficiente de transferência de calor ao longo da interface metal/molde, nas diferentes faces de um molde seção quadrada de 150 x 150 mm, de acordo com a tendência de agarramento ou contração que os diferentes tipos de aços apresentam. Os resultados foram comparados com as respectivas macroestruturas obtidas dos lingotes resultantes das corridas monitoradas durante o processo de solidificação.

2. Transferência de Calor no Molde.

O problema da transferência de calor interfacial metal/molde, devido a sua importante influência na taxa ou velocidade de solidificação, tem sido alvo de estudo de inúmeros pesquisadores. Vários trabalhos foram desenvolvidos objetivando caracterizar o mecanismo físico da transferência de calor entre as superfícies de contato metal e molde, como mostram (Hills, 1969; Grill, 1976; Lait, 1974, 1984; Krishnan, 1996 e Santos, 2001). Neste trabalho emprega-se o modelo utilizado por Karlinski *et al.* (2006) para a determinação dos coeficientes de transferência de calor (h) ao longo do comprimento da interface metal / molde. Este método utiliza-se da medida de temperatura experimentais obtidas por termopares acoplados ao molde e/ou metal em posições conhecidas, e comparadas com perfis de temperaturas simuladas através de um modelo numérico de solidificação e transferência de calor, que tenha sido aferido previamente. O procedimento para determinação dos h 's é realizado assumindo um valor inicial de h_i e com esse valor, as temperaturas de cada posição em uma malha numérica, tanto no molde como no metal em cada intervalo de tempo são calculadas utilizando um modelo matemático. A correção em h_i a cada interação é realizada com o incremento ou decremento de um valor Δh_i , e novas temperaturas são estimadas.

2.1 Estratégia de Otimização de Busca Coeficiente de Transferência de Calor ao Longo do Molde

As rotinas de busca para a determinação dos coeficientes de transferência de calor na interface metal/molde ($h_{m/m}$), ao longo do comprimento de molde, foram desenvolvidas aplicando estratégias de otimização para o aumento da velocidade de processamento e maior precisão nos resultados gerados pelo modelo matemático de solidificação. A Figura 1 mostra o fluxograma do algoritmo de otimização para determinação dos coeficientes de transferência de calor na interface metal/molde.

A rotina atua de forma iterativa e inicialmente a malha determina um perfil de temperatura no metal e no molde na região do menisco, e compara a temperatura simulada com a experimental no ponto monitorado a partir de um valor inicial conveniente de $h_{m/m}$ assumido. São aceitas variações nas temperaturas comparadas dentro da faixa de $\pm 2^\circ\text{C}$. O teste é feito quando a malha numérica, ao se deslocar a partir do menisco, encontra-se na posição do ponto monitorado seguinte. Neste momento, é verificado se o $h_{m/m}$ utilizado no cálculo é representativo, analisando se a temperatura simulada está dentro faixa de temperatura limite, ou divergindo do limite tolerável. Caso necessário o sistema pode realizar um incremento ou decremento no valor de h_i (Δh_i) e repetir novamente os cálculos retornando do ponto monitorado anterior com novo valor de h_i . O processo em cada passo segue até a distância do próximo termopar, e assim por diante ao longo do comprimento do molde.

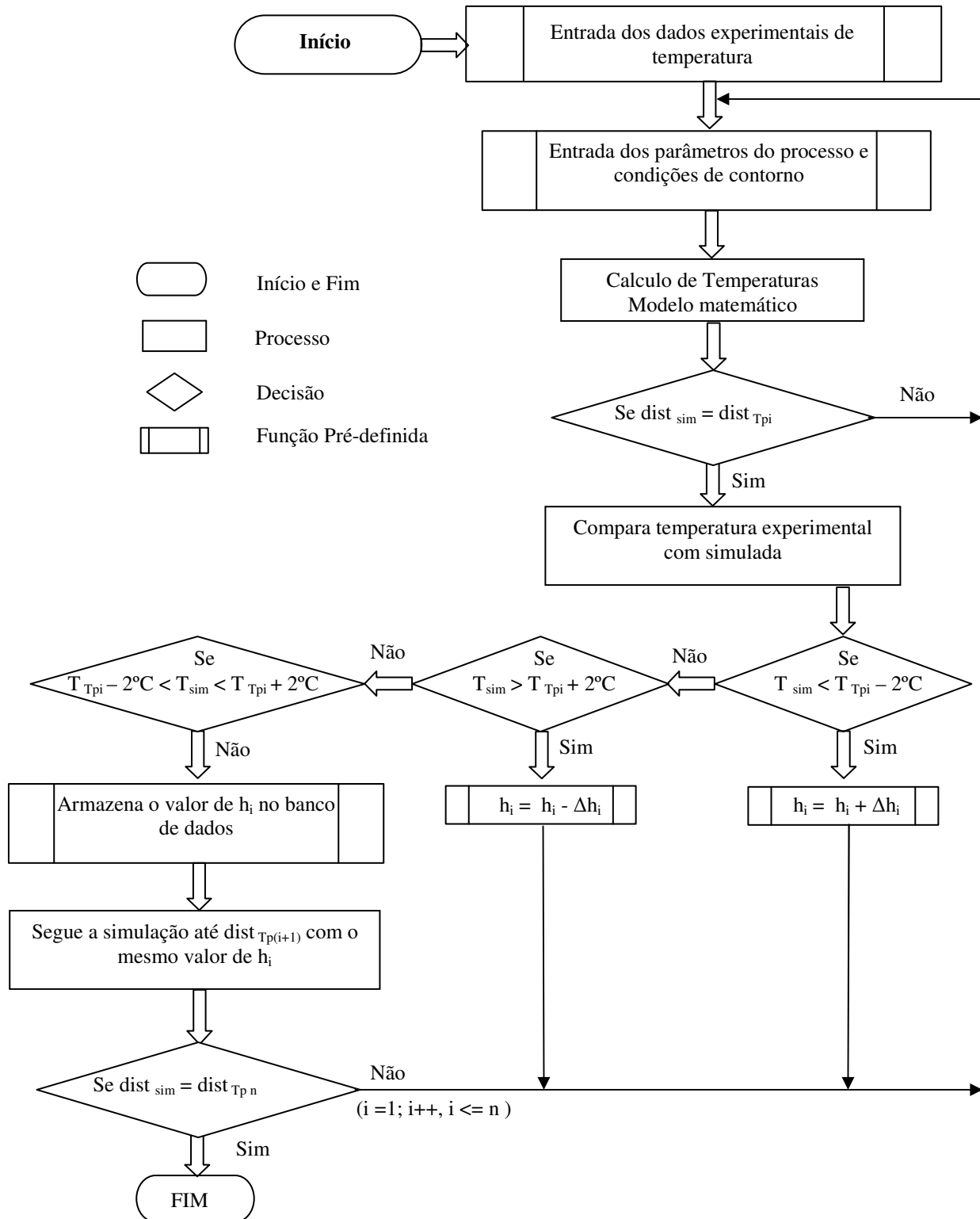


Figura 1. Fluxograma do algoritmo de otimização para determinação dos coeficientes de transferência de calor na interface metal/molde.

3. Transformação Peritética.

O solidificação dos aços inicia com a precipitação de ferrita- δ ou austenita- γ . Para o caso de aços ao carbono, a reação peritética $L + \delta \rightarrow \gamma$ ocupa a faixa de aproximadamente 0,09 %C a 0,53 %C em peso. Esta reação pode ser promovida com maior efetividade pela adição de elementos formadores de austenita (C, N, Ni, Mn, Cu). Devido à diferença de propriedades termo-físicas entre a austenita γ e a ferrita δ , esta reação gera fenômenos indesejáveis como tensão, variação volumétrica, segregação e precipitação de inclusões de acordo com (Matsuura, 1995). A Figura 2 mostra um esquema da reação peritética, onde a ferrita- δ , formada primeiramente, é encapsulada pela austenita- γ resultante da reação $L + \delta$.

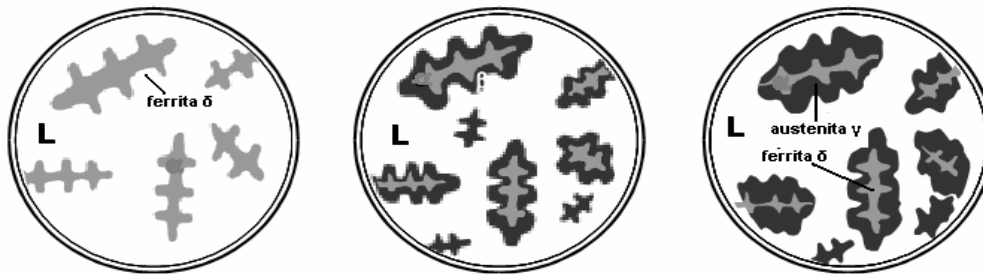


Figura 2. Desenho esquemático da reação peritética, mostrando o “encapsulamento” da ferrita δ pela austenita γ .

Em geral, o efeito dos elementos de é descrito 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 através da Eq. (1).

$$C_p = [\%C] + 0,02.[\%Mn] + 0,04.[\%Ni] - 0,1.[\%Si] - 0,04.[\%Cr] - 0,1.[\%Mo] \quad (1)$$

Esta equação foi testada em 12 aços e comparada com a fração de ferrita – ou Potencial Ferrítico – resultante da solidificação em ensaios de análise térmica diferencial como mostra (Wolf, 1981, 1988). Este conceito define uma tendência do aço em contrair ou expandir durante a solidificação dentro do molde. Para os aços ao carbono e baixa liga a Eq. (2) define o potencial ferrítico

$$FP = 2,5.(0,5 - [\%C_p]) \quad (2)$$

Os valores do potencial ferrítico para aços com tendência a formar depressões (aços tipo A) ficam entre 0,85 – 1,05 enquanto que aços que apresentam uma tendência ao agarramento à parede do molde (aços tipo B) apresentam valores de potencial ferrítico $FP > 1,05$ ou $FP < 0,85$.

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

$$Cr' = [\%Cr] + 1,5[\%Cr] + 1,38 [\%Mo] + 2[\%Nb] + [\%Ti] \quad (3)$$

$$Ni' = [\%Ni] + 0,31[\%Mn] + 22[\%C] + 14,2[\%N] + 1[\%Cu] \quad (4)$$

Sendo o potencial ferrítico dado pela equação abaixo:

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

Singh *et al.* (1974) analisou o fluxo de calor médio na região do molde em função da porcentagem de carbono (até 1,7 %C). Para concentrações até 0,1 %, o fluxo de calor decai apresentando para esta concentração, o seu valor mínimo. Acima desta concentração, o fluxo de calor volta a elevar se mantendo aproximadamente constante para concentrações acima de 0,25 %. Grill *et al.* (1976) propôs um mecanismo baseado na transformação $\delta \rightarrow \gamma$ de fases para explicar esta observação. Estes autores compararam o aço 0.10% C com outros com maiores concentrações e notaram que o de 0,10% C sofre uma transformação no estado sólido mais intensa do que os outros, ocorrendo uma contração volumétrica de 0,38%. Resultados similares foram encontrados por (Suzuki, 1996).

4. Metodologia.

Foram selecionadas 2 (duas) qualidades de aços com diferentes composições químicas, sendo baixo e médio teor de carbono (0,16%C e 0,53%C). A composição química foi analisada e classificada em duas categorias: Tipo A e Tipo B em relação ao potencial ferrítico. Determinaram-se os coeficientes de transferência de calor ao longo do comprimento do molde e em três diferentes faces, a partir dos dados de temperaturas obtidos por termopares estrategicamente posicionados nas paredes do mesmo. Para ambos o caso, foi monitorado um molde de cobre refrigerado de secção 150mmx150 mm com termopares tipo K inseridos ao longo da altura do molde. Os coeficientes de transferência de calor foram correlacionados com o potencial ferrítico dos aços, demonstrando a tendência ao agarramento ou ao descolamento da parede. Os dados experimentais foram obtidos em uma planta industrial com medidas de temperaturas em um molde da máquina de lingotamento contínuo. As especificações relevantes à máquina e as condições operacionais experimentais estão listados nas tabelas. 1, 2 e 3 respectivamente. O molde foi instrumentado com a colocação de 30 termopares instalados na região central de três faces do molde, dispostos do seguinte modo: 10 termopares no centro da face de raio externo, 10 termopares no centro da face de raio interno e 10 termopares no centro da face lateral.

A disposição dos termopares ao longo do molde está esquematizada conforme a Fig. 3 desde a região do menisco (nível do metal líquido na parte superior do molde) à 170 mm do topo do molde, até 31 mm acima da saída do molde, resultando em um total de 10 (dez) pontos estratégicos de monitorização nas faces. Os termopares foram posicionados a uma distância de 4,4 mm da face quente do molde (interface metal/molde), sendo Tp2 a referência da temperatura do menisco.

Tabela 1. Especificações da máquina.

Seção Tarugo	150 x 150 mm
Tipo de molde	Parabólico
Material do molde	Cobre
Dimensões do molde	801 mm de comprimento e 11 mm de espessura
Comprimento da máquina	24 m

Tabela 2. Dados da corrida monitorada na máquina de lingotamento contínuo para um aço baixo carbono.

Aço Baixo Carbono		Potencial Ferrítico = 0,98 (Tipo A)			
Composição química (%)					
C	Si	Mn	Mo	Ni	Cr
0,16	0,22	0,65	0,21	0,09	1,1
Dados Operacionais					
Temperatura Liquidus:	1513 °C	Velocidade de Lingotamento:	2,1 m/min		
Temperatura Solidus:	1487 °C	Secção:	150x150 mm		
Temperatura saída do distribuidor:	1577 °C				

Tabela 3. Dados da corrida monitorada na máquina de lingotamento contínuo para um aço médio carbono.

Aço Médio Carbono		Potencial Ferrítico = 0,35 (Tipo B)			
Composição química (%)					
C	Si	Mn	Mo	Ni	Cr
0,53	1,3	0,67	0,04	0,11	0,66
Dados Operacionais					
Temperatura Liquidus:	1474 °C	Velocidade de Lingotamento:	2 m/min		
Temperatura Solidus:	1404 °C	Secção:	150x150 mm		
Temperatura saída do distribuidor:	1514,5 °C				

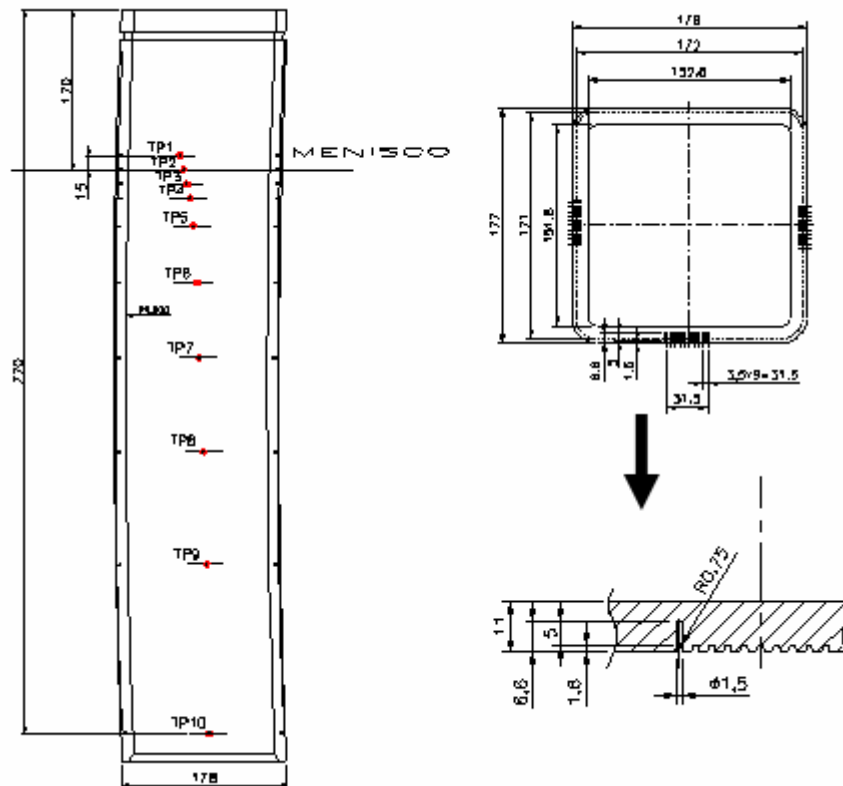


Figura 3. Disposição dos termopares no interior da espessura do molde de cobre da máquina de lingotamento contínuo.

Para a análise macrográfica foram retirados dois blocos dos tarugos dos aços de trabalho. Os blocos passaram por um processo de corte e retífica para adequar a superfície das amostras. A figura 4 mostra uma foto de um dos blocos juntamente com um desenho esquemático da “bolacha” retirada para o procedimento metalográfico. Após a retificação da superfície, as amostras foram lixadas com lixa grana #1200 e atacadas com reagente Nital 10%.

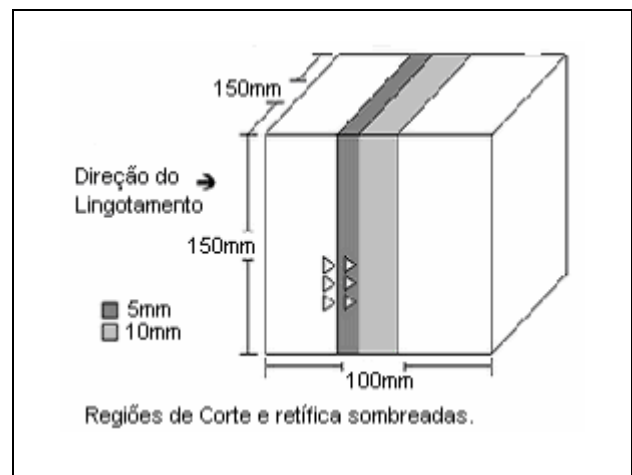


Figura 4. Bloco amostra retirado do tarugo do aço de trabalho e desenho esquemático da retirada de amostra para procedimento metalográfico.

3. Resultados

As figuras 5 e 6 mostram um conjunto de dados monitorados de temperaturas e resultados obtidos para os coeficientes de transferência de calor para os aços tipo A e B durante a solidificação. Em relação às temperaturas das paredes do molde, observa-se também uma pequena diferença entre as temperaturas monitoradas nas diferentes faces do molde, onde a face raio interno apresenta as menores temperaturas da parede do molde, o que indica uma transferência de calor menos eficiente em função do descolamento da casca sólida devido ao raio de curvatura do molde. A face lateral mostra um comportamento distinto para os dois tipos de aço, sendo que para o aço tipo A os valores de temperatura encontram-se em geral entre valores intermediários entre as faces raio interno e externo, enquanto que para o aço tipo B ocorre uma elevação de seus valores em relação a face raio externo. Analisando as temperaturas da região do menisco, observa-se que os valores máximos de temperaturas medidos foram bastante próximos (aproximadamente 140°C), apesar da diferença entre as temperaturas de vazamento (aproximadamente 60°C), sendo que para o aço tipo B a região de temperatura máxima se estende desde o menisco até 300 mm abaixo do mesmo.

Observa-se que os coeficientes atingem seus valores máximos na região do menisco devido ao melhor contato térmico entre o metal líquido e a parede do molde. À medida que se caminha ao longo do comprimento do molde, esses coeficientes diminuem drasticamente, mantendo um caráter constante para o caso do aço tipo A e um caráter variável decrescente para o aço tipo B. Conforme descrito no tópico transformação peritética, o aço tipo A apresenta tendência ao descolamento ou contração e o aço tipo B tendência ao agarramento ou expansão, fato esse que se reflete no comportamento dos coeficientes de transferência de calor metal/molde ao longo do comprimento do molde, onde para o aço tipo A verifica-se um valor médio em torno de 1500 W/m².K, enquanto que para o aço tipo B verifica-se um valor médio de 2000 W/m².K.

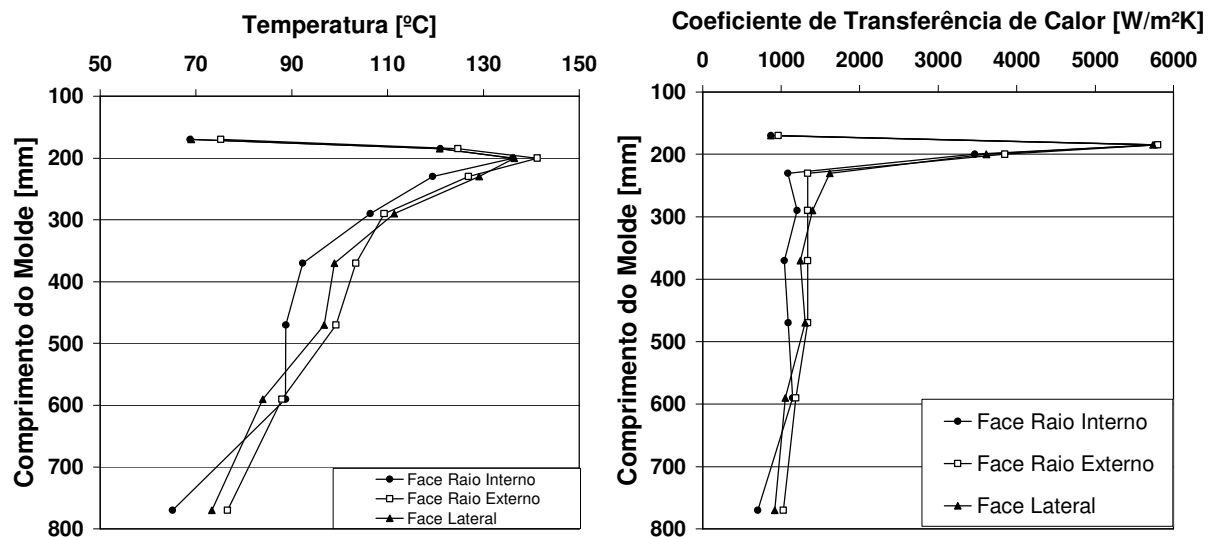


Figura 5. Dados monitorados de temperaturas e resultados obtidos dos coeficientes de transferência de calor para o aço tipo A.

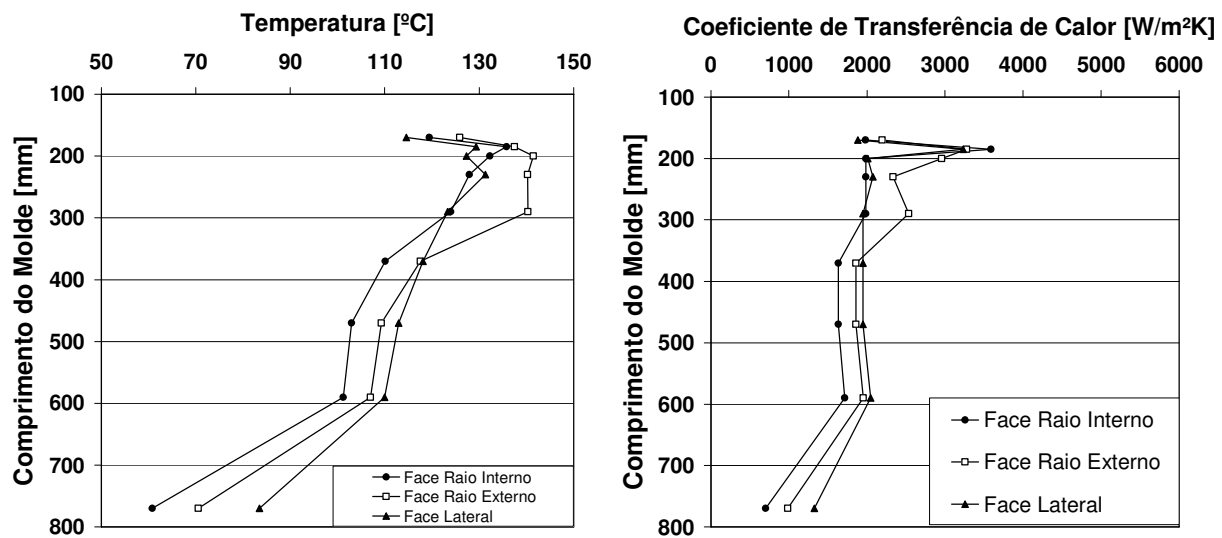


Figura 6. Dados monitorados de temperaturas e resultados obtidos dos coeficientes de transferência de calor para o aço tipo B.

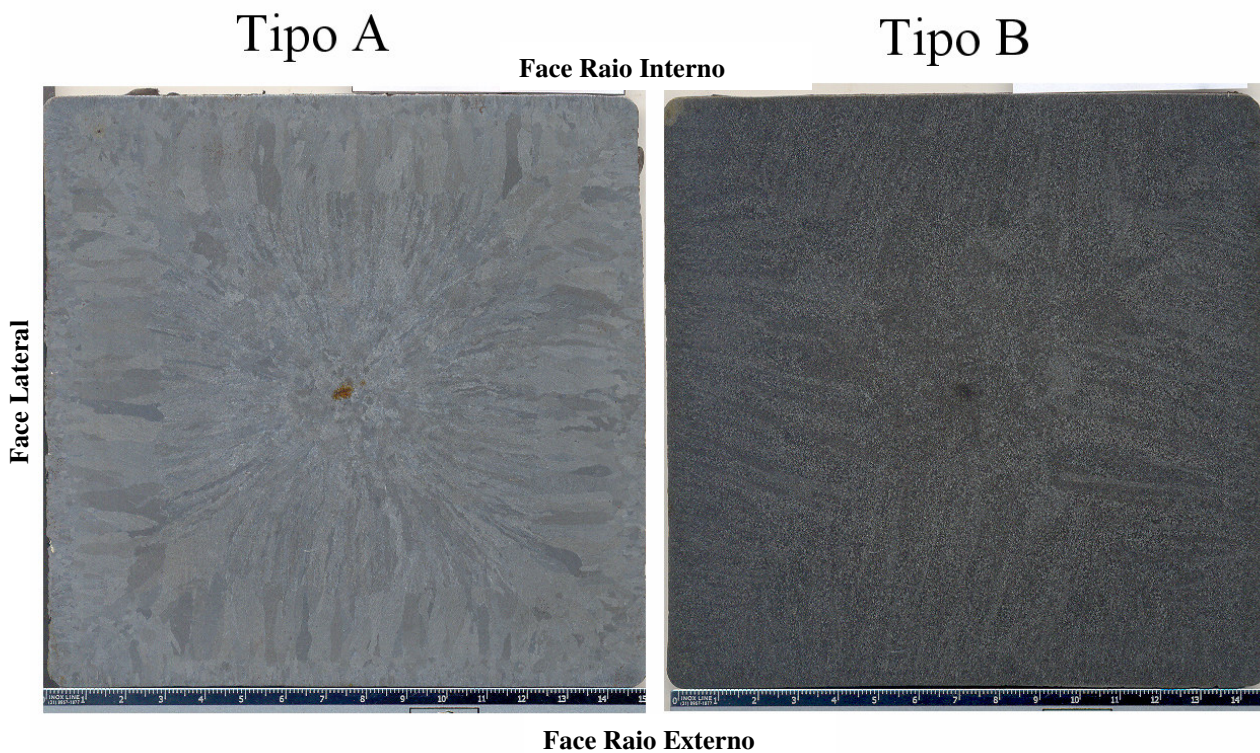


Figura 7. Macroestruturas dos aços tipo A e tipo B.

As metalografias da Figura 7 mostram uma boa correlação com os h 's para cada face do molde. A partir das metalografias observa-se que o aço tipo A apresenta sua estrutura de grãos com tamanho e orientação proporcional entre as faces, em outras palavras, a taxa de extração de calor pela interface metal/molde foi homogênea. Já para o aço Tipo B, o que se observa é que a face raio externo apresentou grãos colunares maiores que nas demais faces, enquanto que na face raio interno os grãos são menores. Estas observações estão de acordo com os resultados dos h 's para cada face do molde mostrado nas figuras 5 e 6. Nota-se uma transição colunar – equiaxial bem definida no

aço tipo A, que apresenta grãos colunares grosseiros e perpendiculares à interface metal/molde. O aço tipo B apresenta uma transição colunar – equiaxial irregular, grãos colunares finos e com crescimento não perpendicular à interface metal/molde além um núcleo equiaxial deslocado do centro do tarugo.

4. Conclusão

O modelo matemático mostrou-se eficaz em determinar o potencial ferrítico e sua influência no regime de transferência de calor durante a solidificação de aços ao longo de um molde parabólico de seção quadrada de 150 x 150 mm e 800 mm de altura. Os coeficientes de transferência de calor calculados mostraram-se de acordo com a tendência de transferência de calor, apresentando altos valores para a região logo abaixo do menisco, onde o contato térmico é mais efetivo, e diminuindo de acordo com a evolução da solidificação do aço, além de indicar a diferença existente entre a transferência de calor de um aço tipo a e um aço tipo b. As macrografias revelaram que as estruturas internas dos dois tipos de aços são influenciadas pelo regime de transferência de calor metal/molde e o conseqüente avanço da interface líquido/sólido.

5. Agradecimentos

Os autores agradecem ao suporte financeiro provido da CNPq (Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico) e a GERDAU Aços Especiais Piratini (AEP) pela parceria estabelecida para estudos sobre o processo de solidificação via lingotamento contínuo.

6. Referências

- Brimacombe, J.K., 1973. “Design of Continuous Casting Machines Based on a Heat Flow Analysis”, State of the Art Review, Canadian Metallurgical Quarterly, v.15, pp. 1-13.
- Brimacombe, J.K., Samarasekera, I.V. and Lait, J.E., 1984, “Continuous Casting – Heat Flow, Solidification and Crack Formation”, Iron & Steel Society of AIME.
- Chandra, S., Brimacombe, J.K. and Samarasekera, I.V., 1993, “Mould –Strand Interaction in Continuous Casting of Steel Billets – Part 3, Mould Heat Transfer and Taper”, Ironmaking & Steelmaking, v. 20, n. 2, pp. 104-112.
- Grill, A. and Brimacombe, J. K., 1976, “Influence of carbon content on rate of heat extraction in the mould of a continuous casting machine”, Ironmaking and Steelmaking, v.3, n.2, pp. 76-79.
- Hills, A.W.D., 1969, “A Generalized Integral-Profile Method for the Analysis of Unidirectional Heat Flow During Solidification”, Transactions of the Minerals, Metals and Materials Society – AIME, v. 2445, pp. 1471-1479.
- Karlinski, V., Fogazzi, W., Ferreira, C.R.F., Santos, C.A., Spim, J.A., 2006, “Desenvolvimento de rotinas para determinação e avaliação dos coeficientes de transferência de calor ao longo de um molde durante o lingotamento contínuo de aços”, Trabalho a ser apresentado no 61º Congresso Anual da ABM de 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro - RJ – Brasil.
- Krishnan, M. and Sharma, D.G.R., 1996, “Determination of the Interfacial Heat Transfer Coefficients h in Unidirectional Heat Flow by Beck’s Nonlinear Estimation Procedure”, International Communications on Heat and Mass Transfer, v. 23, pp. 203-.
- Lait, J.E., Brimacombe, J.K. and Weinberg, F., 1974, “Mathematical Modelling of Heat Flow in the Continuous Casting of Steel”, Ironmaking and Steelmaking (Quarterly), n. 2, pp. 90-97.
- Lait, J. E. and Brimacombe, J. K., 1984, “Solidification during continuous casting of steel”, Continuous Casting - Heat Flow, Solidification and Crack formation, v. 2, pp. 171-183.
- Mahapatra, R.B., Brimacombe, J.K., Samarasekera, I.V., Walker, N., Paterson, E.A. and Young, J.D., 1991, “Mold Behavior and its Influence on Quality in the Continuous Casting of Steel Slabs: Part I”, Industrial Trials, Mold Temperature Measurements, and Mathematical Modeling. Metallurgical Transaction B, v. 22, pp. 861-874.
- Mahapatra, R.B., Brimacombe, J.K., Samarasekera, I.V., Walker, N., Paterson, E.A. and Young, J.D., 1991, “Mold Behavior and its Influence on Quality in the Continuous Casting of Steel Slabs: Part II”, Mold Heat Transfer, Mold Flux Behavior, Formation of Oscillation Marks, Longitudinal Off-Corner Depressions, and Subsurface Cracks, Metallurgical Transaction B, v. 22, pp. 875-888.
- Mills, K.C., Billany, T.J.H., Normanton, A.S., Walker, B. and Grieveson, P., 1991A, “Causes of Sticker Breakout During Continuous Casting”, Ironmaking and Steelmaking, v. 18, n. 4, pp. 253-265.
- Mills, K.C., 1991, “The Performance of Casting Powders and Their Effect on Surface Quality”, Mold Operation for Quality and Productivity, Iron & Steel Society, pp. 85-93.

- Santos, C.A., Quaresma, J.M.V. and Garcia, A., 2001, "Determination of Transient Interfacial Heat Transfer Coefficients in Chill Mold Castings", *Journal of Alloys and Compounds*, v. 319 n. 1-2, pp. 174-186.
- Santos, Carlos Alexandre dos; Garcia, Amauri; Frick, Carlos; Spim, Jaime Alvares. Evaluation of Heat Transfer Coefficients along the Secondary Cooling Zones in the Continuous Casting of Steel Billets. *Inverse Problems in Engineering*, v. press, 2006.
- Santos, Carlos Alexandre dos; Fortaleza, Eugenio Liborio; Frick, Carlos; Spim, Jaime Alvares; Garcia, Amauri. A Neural Network Algorithm and a Solidification Heat Transfer Model Applied to the Continuous Casting of Steel Billets and Blooms. *Modeling and Simulation in Materials Science and Engineering*, Inglaterra, v. 13, p. 1071-1087, 2005.
- Santos, Carlos Alexandre dos; Frick, Carlos; SPIM, Jaime Alvares; Fernandes, Paulo C.; Nascimento, Hildo; Mello, Luis Lauri. Monitoramento de Temperatura em Planta de um Molde Parabólico de Lingotamento Contínuo. In: XXXVI SEMINÁRIO DE FUSÃO, REFINO E SOLIDIFICAÇÃO DOS METAIS: ABM, 2005, Vitória. Anais do XXXVI Seminário de Fusão, Refino e Solidificação dos Metais: ABM. São Paulo: ABM, 2000.
- Singh, S.N. and Blazek, K.E., 1974, "Heat Transfer and Skin Formation in a Continuous Casting Mold as a Function of Steel Carbon Content", *Journal of Metals*, pp. 17-27.
- Wolf, M. and Kurz, W., 1981, "The Effect of Carbon Content on Solidification of Steel in the Continuous Casting Mold", *Metallurgical Transactions B*, v. 12, pp. 85-93.