

FORMAÇÃO DE FASES ASSOCIADAS ÀS TAXAS DE RESFRIAMENTO NO LINGOTAMENTO CONTÍNUO DE AÇOS ESPECIAIS

Lisiane Trevisan (IFRS – Campus Farroupilha) E-mail: lisiane.trevisan@farroupilha.ifrs.edu.br

Daniel Antonio Kapper Fabricio (IFSC – Campus Chapecó) E-mail: daniel.fabricio@ifsc.edu.br

Vinicius de Freitas Paz (FTEC – Caxias do Sul) E-mail: viniuspaz.acad@ftec.com.br

Vinicius Karlinski de Barcellos (UFRGS) E-mail: viniuskarlinski@ufrgs.br

Resumo: Todo material metálico é formado por uma microestrutura característica e esta é a base para descrever as propriedades físico-mecânicas dos materiais utilizados em engenharia. A microestrutura está relacionada ao arranjo e organização dos átomos em relação uns aos outros; sua origem está ligada ao processo de solidificação e seu controle é essencial em qualquer processamento industrial. O objetivo do trabalho consiste na caracterização metalográfica de dois tipos de aços especiais produzidos pelo processo de lingotamento contínuo através do monitoramento das curvas de resfriamento. O procedimento experimental foi desenvolvido com base no cálculo das taxas de resfriamento envolvidas no processo de solidificação dos aços e, com isso, foi verificado como estas influenciam os parâmetros estruturais, tais como o tamanho de grão e as fases formadas. Os valores de taxa de resfriamento simuladas foram então comparadas com as taxas de resfriamento teóricas e suas microestruturas previstas. O trabalho permitiu verificar semelhanças entre a microestrutura formada e a prevista pelos diagramas de resfriamento contínuo (CCT) para aços produzidos pelo processo de lingotamento contínuo em uma planta industrial.

Palavras-chave: Microestrutura, Taxa de Resfriamento, Lingotamento Contínuo.

Abstract: *All the metallic materials are formed by a characteristic microstructure and this is the basis for describing the physic-mechanical properties of the materials used in engineering. The microstructure is related to the arrangement and organization of atoms relative to each other, its source is connected to the solidification process and its control is essential in any process. The goal of this work is the metallographic characterization of two types of special steels, using light microscopy and scanning electron microscopy for morphological understanding of the steel produced by the continuous casting process. The experimental procedure was developed based on the calculation of cooling rates involved in the steel solidification process and see how they influence the structural parameters such as grain size and formed phases. The cooling rate of simulated values was then compared with the theoretical cooling rates provided and their microstructure. The work has shown similarities between the microstructure formed and provided by continuous cooling diagrams (CCT) for steel produced by the continuous casting process in an industrial plant.*

Keywords: *Microstructure, Cooling Rate, Continuous Casting.*

1. INTRODUÇÃO

O lingotamento contínuo consiste em um processo de extração de calor no qual o metal fundido é convertido em um sólido, através de diferentes etapas de resfriamento. A primeira etapa é efetuada no molde de cobre resfriado a água, chamado resfriamento primário ou região do molde. A segunda, realiza-se pelo borrifamento de água, mistura de água e ar sobre a superfície do lingote por meio de sprays, no chamado resfriamento secundário. A terceira e última etapa é realizada naturalmente pelo ar na região de radiação (VYNNYCKY *et al.*, 2018; KULKARNI *et al.*, 2005).

Durante o processo de solidificação, o aço sofre variações tanto térmicas quanto mecânicas, que podem causar defeitos no produto fundido, resultando em tensões internas excedentes ao valor crítico suportado pelo material (RADOVIC e LALOVIC, 2005). Além disso, defeitos de segregação muitas

vezes comprometem a qualidade do produto final, e sua ocorrência deve-se à composição química da liga e ao processo de solidificação (JIANG *et al.*, 2018).

As constantes variações térmicas sofridas pelo tarugo durante o resfriamento são devido aos diferentes modos de transferência de calor que o material é submetido ao longo do lingotamento (SEDIAKO, 1999). Com isso, ocorrem alterações no comportamento dos parâmetros de solidificação (velocidade de deslocamento das isotermais *solidus* e *liquidus*, gradientes térmicos e a taxa de resfriamento), que irão influenciar diretamente nas propriedades mecânicas do material (PENUMAKALA *et al.*, 2018).

1.1 DESCRIÇÃO MATEMÁTICA DA SOLIDIFICAÇÃO

O Método de Diferenças Finitas (MDF) baseia-se na divisão do sistema metal e molde em pequenos intervalos de distâncias iguais de modo a estabelecer uma malha volumétrica. Baseado nesta malha, são descritas equações diferenciais de transferência de calor para resolver o problema numérico (Figura 1). As equações diferenciais de transferência de calor, expressas em função de variáveis do processo e derivadas nas coordenadas volumétricas cartesianas dx, dy e dz, são discretizadas e aproximadas por um sistema de equações algébricas em pontos discretos no espaço e tempo.

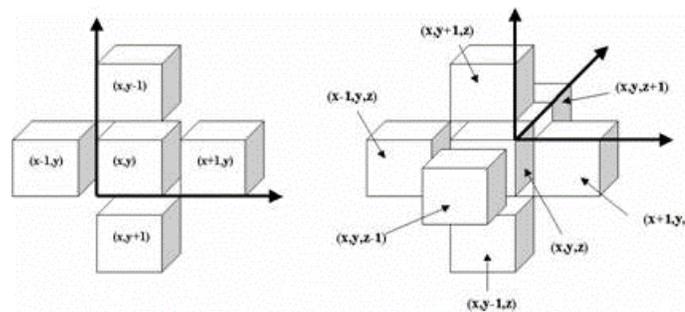


Figura 1 – Referência de coordenadas utilizadas no Método de Diferenças Finitas.

A taxa de transferência de calor por unidade de área é considerada um fluxo de corrente, e seu cálculo é uma combinação entre condutividade térmica e espessura solidificada, associada a uma resistência para a passagem desse fluxo. A temperatura é a força motriz para o fluxo de calor. A Equação 1 representa a equação geral de condução de calor tridimensional, considerando o efeito da fração solidificada com liberação de calor latente do material na transformação de fase líquida para sólido ao longo da solidificação de uma liga binária (SPIM e GARCIA, 2000).

$$\rho.c' \left(\frac{T_{i,j,k}^n - T_{i,j,k}^{n-1}}{\Delta t} \right) = K \cdot \left[\left(\frac{T_{i+1,j,k}^n - 2T_{i,j,k}^n + T_{i-1,j,k}^n}{\Delta x^2} \right) + \left(\frac{T_{i,j+1,k}^n - 2T_{i,j,k}^n + T_{i,j-1,k}^n}{\Delta y^2} \right) + \left(\frac{T_{i,j,k+1}^n - 2T_{i,j,k}^n + T_{i,j,k-1}^n}{\Delta z^2} \right) \right] \quad (1)$$

Os instantes iniciais da solidificação são fundamentais para a qualidade superficial do produto final. Um dos principais fatores é o comportamento no molde relacionado à extração de calor do metal pelo fluido de refrigeração. A água circulante é responsável pela extração de calor do lingote que está superaquecido, retirando o calor latente de fusão e o calor sensível do sólido. Por ser circulante, o resfriamento desta água é importante para manter o processo estável e obter um produto com qualidade (VYNNYCKY *et al.*, 2017). O autor mostra o desenvolvimento matemático para quantificar a condutividade térmica, a entalpia e a espessura da camada solidificada do aço dentro do molde.

A macroestrutura formada também depende de condições iniciais de solidificação. A otimização

de parâmetros térmicos diminui a distribuição de estruturas heterogêneas. Radonic e Lalovic (2004) descreveram um modelo matemático baseado no Método de Elementos Finitos 2D descrevendo a distribuição de temperatura, o gradiente térmico e a fração sólido/líquido dentro do lingote para resolver este problema.

Já um modelo 3D de transferência de calor foi desenvolvido por Tieu e Kim (1995), aplicado para calcular a distribuição da temperatura e espessura da casca solidificada. Este modelo considera que o calor específico e a condutividade térmica têm seus valores variáveis em função da mudança de fase que ocorre durante a solidificação.

O controle do fenômeno de solidificação contribui basicamente para o progresso e a tecnologia do processo de lingotamento contínuo convencional de aço, auxilia na obtenção de alta produtividade e qualidade dos produtos além de desenvolver produtos sob processo *near net shape* (produtos fabricados próximos à forma final) (MIYAZAWA, 1999).

Atualmente, a simulação numérica é cada vez mais utilizada pela indústria metal-mecânica, com o objetivo de descrever a solidificação de metais e ligas, auxiliando no controle da produção industrial. Os resultados numéricos e dados experimentais auxiliam a minimizar defeitos oriundos de solidificação, como trincas superficiais, macro e microsegregação (ZHANG *et al.*, 2007). A distribuição térmica do aço depende de fatores como: composição química, temperatura de fusão, intervalo de solidificação e dos principais elementos de liga.

Assim, com base na simulação numérica do resfriamento dos aços SAE 1141 e SAE 5115 ocorrido no processo de lingotamento contínuo, o objetivo deste trabalho é calcular os parâmetros de solidificação de diferentes posições geométricas da mesma face distante suficiente das bordas. Os parâmetros de solidificação escolhidos foram a taxa de resfriamento, velocidade de deslocamento das isoterms *liquidus* e *solidus* e o gradiente térmico.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

As simulações numéricas foram realizadas utilizando o *software* InALC+, desenvolvido no Laboratório de Fundição da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) e verificado com dados experimentais e de processo coletadas em planta industrial.

Para validação dos resultados das simulações, os parâmetros de processo e as temperaturas foram monitoradas durante o lingotamento contínuo dos aços SAE 1141 e SAE 5115 em planta industrial. Também foi feito o levantamento das condições de contorno da máquina de lingotamento contínuo (LC).

A máquina de LC opera com 3 (três) veios, panela de 65 toneladas e distribuidor para 12 toneladas de aço. O raio fixo da máquina é de 9,0 m, e a distância linear até o início do corte (oxicorte) é de 24 m. O equipamento contém dois agitadores eletromagnéticos, sendo que um está posicionado na região logo abaixo da segunda zona de chuveiros, e o outro está posicionado antes do rolo extrator e da região de desempeno.

Para o desenvolvimento da análise metalúrgica, amostras dos tarugos com seção de 150x150 mm foram obtidas e dessas, foram retiradas fatias transversais de 5 mm de espessura distante das faces características de início e fim do lote lingotado.

Após a retirada das fatias, foi utilizado um sistema de retífica para adequar melhor a superfície aos trabalhos posteriores de preparação metalográfica. É importante lembrar que, durante a utilização da retífica, o material deve ser devidamente refrigerado para evitar alterações de microestrutura com o calor envolvido no processo. A Figura 2 mostra a região de análise para cada seção transversal selecionada para a realização do estudo.

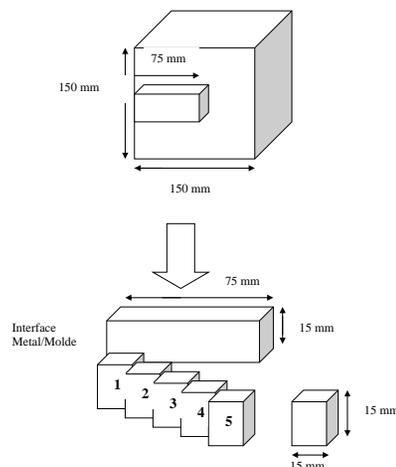


Figura 2 – Regiões analisadas na seção retirada do lingote.

Os diagramas TTT – diagramas de transformação isotérmica em função do tempo – são diagramas que em que a amostra é mantida sob tempo suficiente para homogeneizar a composição e temperatura, mantida por um tempo determinado e após é resfriado rapidamente até a temperatura ambiente. Estes diagramas de fase não podem ser usados neste trabalho por sua limitação da relação entre taxa de resfriamento e microestrutura (MALDONADO et al. 2015).

Já os diagramas CCT – *Continuous Cooling Transformation Diagrams* – são curvas de resfriamento das temperaturas iniciais, partindo do campo austenítico com taxas de resfriamento variáveis. E, com base nestes valores de taxa de resfriamento, o diagrama CCT estima a microestrutura esperada. (ATKINS, 1980) Assim, os diagramas CCT foram escolhidos para comparações a serem realizadas neste trabalho.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

As simulações numéricas das curvas de resfriamento foram realizadas através *software* InaLC+, iniciando na região do molde até o ponto de oxicorte. Experimentalmente, verificou-se que a temperatura superficial do tarugo para qualquer qualidade de aço, na região do corte, é em torno de 1000°C, equivalente ao campo austenítico. Sendo assim, foi realizada a simulação na zona de resfriamento terciário com o mesmo valor de coeficiente de transferência de calor na interface metal/ambiente, independentemente da liga metálica utilizada.

Como resultado das simulações, foram obtidas curvas de resfriamento das cinco regiões indicadas na Figura 2, partindo da liga metálica no estado líquido, na região do molde, até a completa solidificação, na região de corte. A Figura 3 mostra as curvas de resfriamento simuladas dos aços analisados nos cinco pontos distantes de 15 mm da superfície ao centro do lingote. Observa-se que os pontos próximos à superfície apresentam maior taxa de resfriamento devido à proximidade do molde.

Na coordenada (15,75) mm das duas qualidades de aço ocorreu reaquecimento no momento em que o tarugo saiu do molde e chega à zona de resfriamento secundário. Isso pode ser explicado devido às altas taxas de resfriamento na superfície do tarugo quando este passa por dentro do molde refrigerado de cobre. Sendo que, ao sair do molde, ocorre um reaquecimento da superfície pela energia do núcleo mais aquecido. Esse fenômeno não ocorre significativamente nas outras posições, em função de nessas regiões ocorrer resistência à extração de calor por condução devido à formação da casca solidificada e distância da interface do metal/molde.

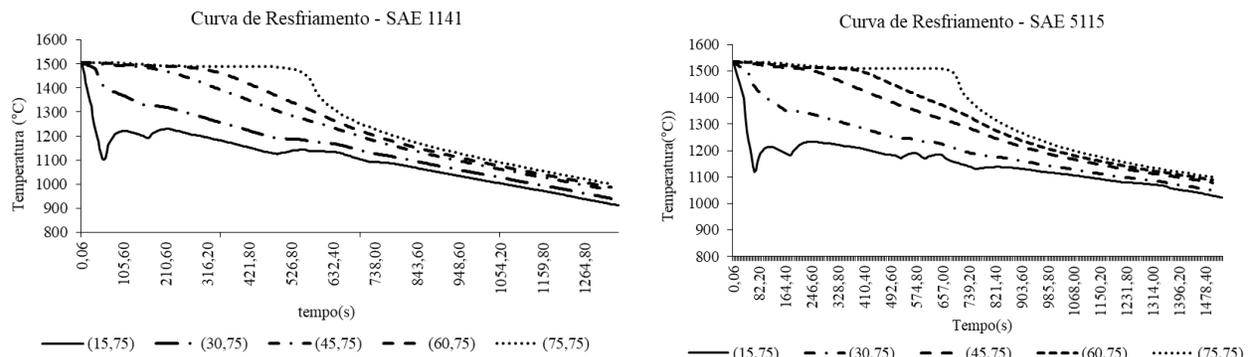


Figura 3 – Curvas de resfriamento simuladas nas qualidades de aços analisados com as posições geométricas monitoradas.

Conclui-se que, a partir da superfície, ocorre a redução da taxa de resfriamento. A coordenada no centro do lingote tem taxa menor de resfriamento por sofrer maior aumento na resistência térmica da camada solidificada com a evolução da solidificação do que os pontos próximos a superfície (que possuem taxa de resfriamento maior).

A taxa de resfriamento média foi determinada como a média da diferença da temperatura da região de oxicorte e a temperatura ambiente em função . Para o aço SAE 1141 o valor calculado é de 0,37°C/s, representando a corresponde microestrutura tipo perlita e ferrita. Já para o aço SAE 5115, a taxa de resfriamento média calculada é de 0,31°C/s, o que corresponde a uma microestrutura formada por perlita e ferrita.

As micrografias foram realizadas para cada posição superficial distinta em função da superfície do lingote, e seus resultados estão descritos nas imagens da Figura 4. É possível verificar a diferença na forma dos grãos e sua distribuição, sendo função da composição química do material.

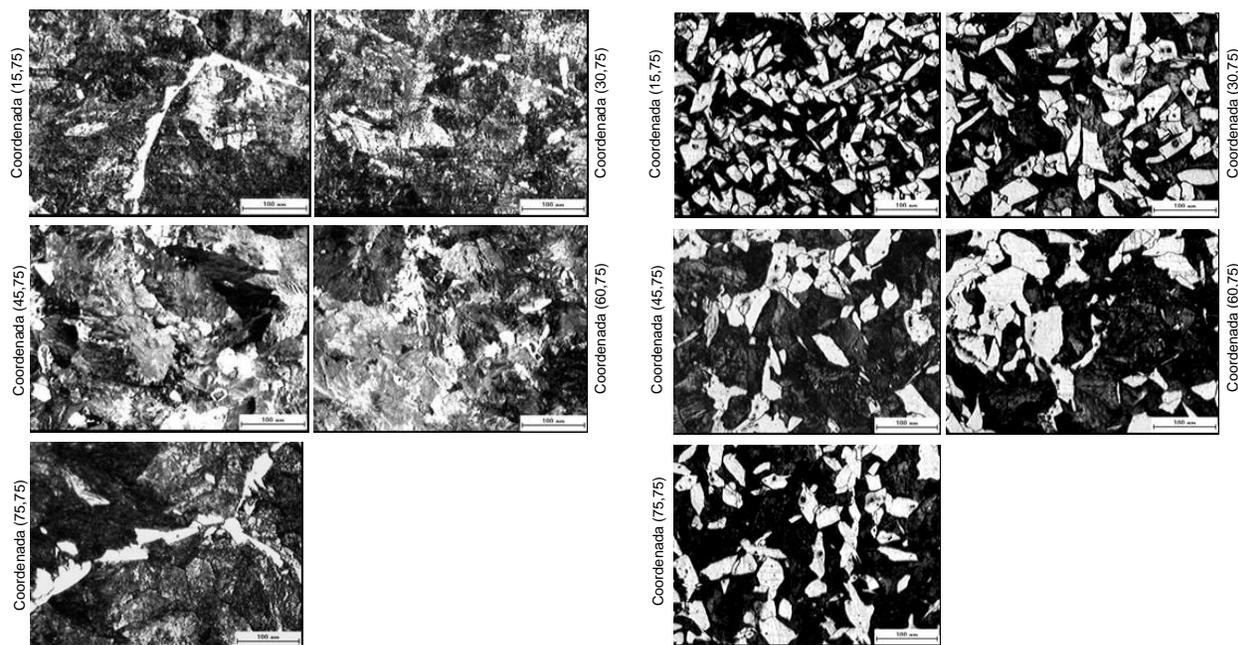


Figura 4 – Microestrutura do aço SAE 1141 (esquerda) e SAE 5115 (direita) obtida por Microscopia Ótica. Aumento: 100 x. Nital 3%.

Em relação aos resultados obtidos, se observam diferenças microestruturais entre os dois materiais analisados, em função de suas diferentes composições químicas e, conseqüentemente, também devido aos parâmetros de solidificação diferentes para cada aço. No entanto, as microestruturas formadas estão de acordo com as previstas pelos diagramas CCT.

Quanto aos parâmetros de solidificação envolvidos no processo, foram analisadas a taxa de resfriamento, a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e o gradiente térmico. A Figura 5 mostra o tempo de deslocamento de cada isoterma (*liquidus* e *solidus*) a partir da superfície do lingote.

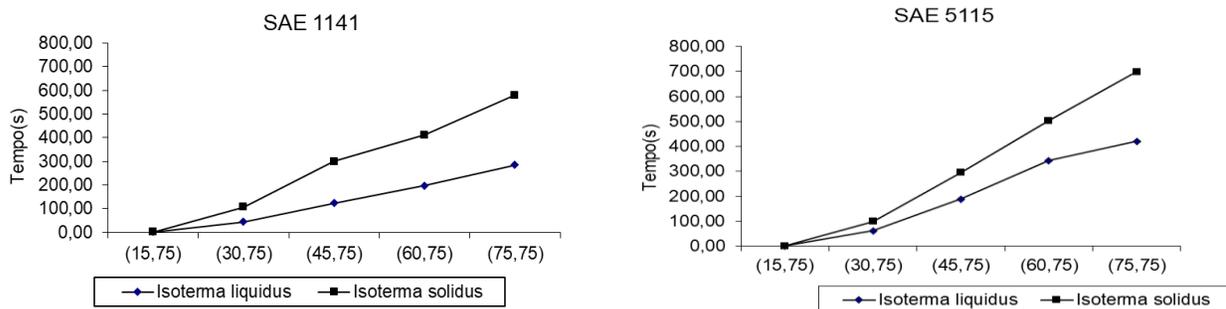


Figura 5 – Deslocamento das isotermas para as duas qualidades de aço estudadas: SAE 1141 (esquerda) e SAE 5115 (direita).

Analisando a Figura 5, indiretamente, pode ser quantificada a velocidade de deslocamento das isotermas. A isoterma *solidus* possui menor velocidade de deslocamento do que a isoterma *liquidus*, o que é esperado. Para a determinação do gradiente térmico à frente da isoterma *liquidus* para cada ponto, tem-se como resultado o apresentado na Figura 6.

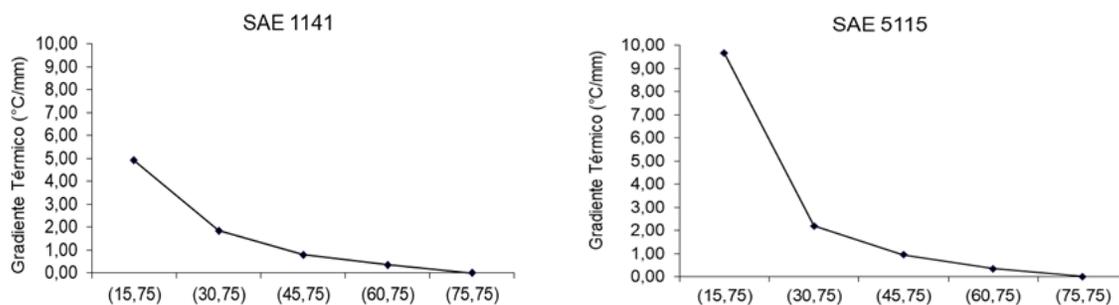


Figura 6 – Gradiente térmico à frente da isoterma *liquidus* das duas qualidades de aço estudadas: SAE 1141 (esquerda) e SAE 5115 (direita).

A Figura 6 descreve o valor do gradiente térmico em relação a isoterma *liquidus* quando a isoterma cruza a coordenada demarcada no gráfico. Este valor é descrito pela diferença da temperatura no instante que cruza a isoterma menos o valor da temperatura *liquidus* dividido pela distância entre as coordenadas vizinhas (neste caso, foi utilizado 2 mm). A distância entre as coordenadas foi um valor estipulado como constante para todos os valores.

Através da análise da Figura 6 é possível verificar uma redução do valor do gradiente térmico à medida que a frente de solidificação se aproxima do centro geométrico do lingote. Este fato se deve ao fato de o calor existente internamente no centro do lingote ser progressivamente retirado por condução

através da casca sólida e irradiado para o ar.

4. CONCLUSÕES

Os resultados obtidos pelo modelo matemático desenvolvido, para o processo de lingotamento contínuo, e suas comparações com dados obtidos experimentalmente em planta industrial mostraram que o modelo numérico desenvolvido demonstrou-se bastante eficiente quando comparado com as temperaturas medidas nos moldes de lingotamento contínuo, permitindo a simulação da solidificação de diversos aços e a determinação dos parâmetros de solidificação como taxa de resfriamento, velocidade de deslocamento das isoterma e a determinação do gradiente térmico.

A taxa de resfriamento foi determinada com base no monitoramento do resfriamento do lingote para as coordenadas determinadas. A taxa de resfriamento médio a partir do oxicorte, na região de resfriamento terciário, foi comparada com o diagrama de resfriamento contínuo. Os resultados obtidos no ensaio metalográfico indicam que a microestrutura formada está de acordo com a microestrutura estimada pelo diagrama CCT.

Em relação aos parâmetros de solidificação, a velocidade de deslocamento da isoterma *solidus* é menor que a isoterma *liquidus*, valores que reduzem à medida que a frente de solidificação se desloca para o centro geométrico do lingote. Já o valor do gradiente térmico reduz conforme ocorre o deslocamento da isoterma *liquidus*, isso ocorre devido à redução do superaquecimento à medida que ocorre no deslocamento da isoterma *liquidus*.

O método estudado neste trabalho mostra-se como potencial de pesquisa mostrando as comparações entre parâmetros de solidificação de diferentes lotes para a mesma qualidade de aço e também a comparação entre diferentes qualidades para lotes distintos.

REFERÊNCIAS

JIANG, D. et al. *Numerical simulation of slab centerline segregation with mechanical reduction during continuous casting process.* International Journal of Heat and Mass Transfer, v. 122, p. 315–323, 2018.

KULKARNI, M. S.; SUBASH BABU, A. *Managing quality in continuous casting process using product quality model and simulated annealing.* Journal of Materials Processing Technology, v. 166, n. 2, p. 294–306, 2005.

MALDONADO, Y. G.; HUMBERTO, A.; CASTILLEJOS, E. *A new method for estimating the isothermal devitrification and crystallization of mold powder slags from non-isothermal DSC data.* Materials & Design, v. 83, p. 728–735, 2015.

MIYAZAWA, Ken-ichi. *Continuous casting of steels in Japan.* Science and Technology of Advanced Materials, v.2, p.59-65, 2001.

PENUMAKALA, P. K. et al. *Influence of process parameters on solidification length of twin-belt continuous casting.* Applied Thermal Engineering, v. 134, p. 275–286, 2018.

RADOVIC, Z.; LALOVIC, M. *Numerical simulation of steel ingot solidification process.* Journal of Materials Processing Technology, v. 160, n. 2, p. 156–159, 2005.

SEDIKO, D.; SEDIKO, O.; LIN, K. J. *Some aspects of thermal analysis and technology upgrading in steel continuous casting.* Canadian Metallurgical Quarterly, v. 38, n. 5, p. 377–385, 1999.

SPIM, J. A.; GARCIA, A. *Numerical analysis of solidification of complex shaped bodies: coupling of mesh elements of different geometries.* Materials Science and Engineering A, v. 277, n 1-2, p. 198–205, 2000.

TIEU, A. K.; KIM, I. S. *Simulation of the continuous casting process by a mathematical model.* International Journal of Mechanical Sciences, v. 39, n. 2, p. 185-192, 1997.

VYNNYCKY, M; SALEEM, S.; FREDRIKSSON, H. *An asymptotic approach to solidification shrinkage-induced macrosegregation in the continuous casting of binary alloys.* Applied Mathematical Modelling, v. 54, p. 605–626, 2018.

ZHANG, L. et al. *Solidification modeling in continuous casting by finite point method.* Journal of Materials Processing Technology, v. 192–193, p. 511–517, 2007.