

INFLUÊNCIA DAS PARTICULARIDADES DA SOLIDIFICAÇÃO NA QUALIDADE DE TARUGOS E PLACAS DE DIFERENTES TEORES DE CARBONO¹

Jorge Madias²

Resumo

O diagrama ferro-carbono apresenta diferentes caminhos de solidificação, dependendo do teor de carbono. A fase primária que se forma, as transformações que acompanham a solidificação, e as transformações que ocorrem no estado sólido são diferentes. Isto implica que cada tipo de aço tem sensibilidade a diferentes tipos de problemas de qualidade ligados a solidificação. Assim, temos aços sensíveis à porosidade interna, ao trincamento, ao grão austenítico grosseiro, à romboidade, e à porosidade/segregação central. No trabalho são discutidas as relações entre a solidificação e os defeitos mencionados, para cada tipo de aço.

Palavras-chave: Lingotamento contínuo; Tarugos; Placas, Solidificação; Porosidade; Trincas; Romboidade; Segregação.

INFLUENCE OF SOLIDIFICATION FEATURES ON THE QUALITY OF BILLETS AND SLABS OF DIFFERENT CARBON CONTENTS

Abstract

The iron-carbon diagram predicts different solidification paths, depending on carbon content. Primary phase formed; transformations during solidification; and in solid state vary. This implies that each steel type is sensible to specific quality problems. So, we have steels which tend to show inner porosity, cracking, blown grain, rhomboidity or central segregation / porosity. In this paper, the relationships between the solidification and the aforementioned defects are discussed for several steel grades.

Key words: Continuous casting; Billet; Solidification; Porosity; Cracks; Rhomboidity; Segregation.

¹ Contribuição técnica ao 44º Seminário de Aciaria – Internacional, 26 a 29 de maio de 2013, Araxá, MG, Brasil.

² Engenheiro Metalurgista, membro da ABM, Diretor da Metallon, San Nicolas, BA, Argentina.

1 INTRODUÇÃO

As ligas ferro carbono têm comportamento diferenciado na solidificação, dependendo do teor de carbono. A fase primária é ferrita delta desde zero até 0,50% de carbono, onde a austenita é a primeira fase a precipitar na solidificação.

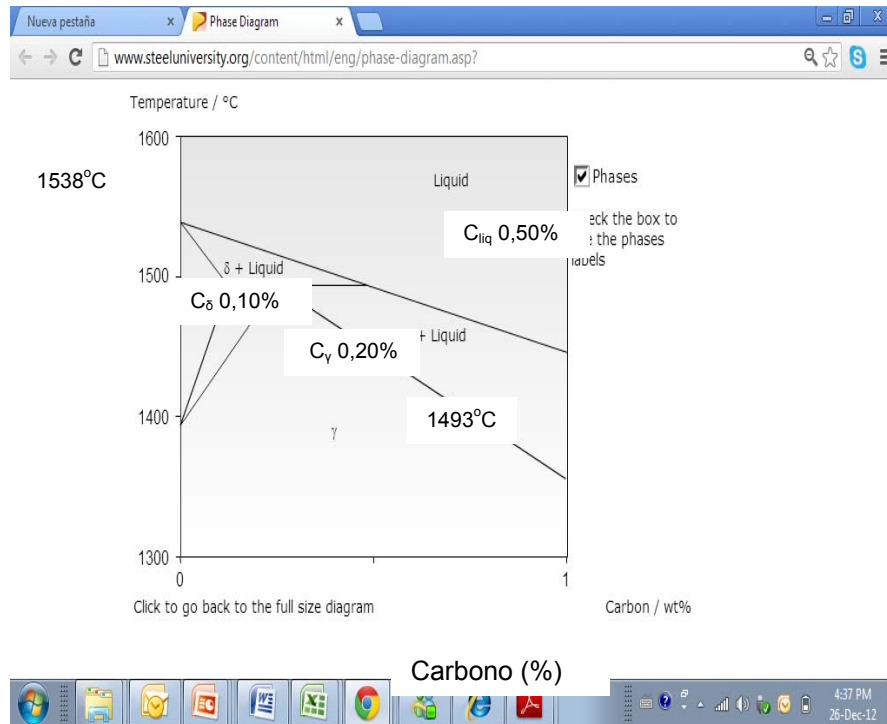


Figura 1. Parte superior esquerda do diagrama ferro carbono, destacando a região correspondente à solidificação dos aços.

A ferrita δ admite um máximo de 0,1%C a 1.495°C. Entre 0 e 0,1%C, a curva de liquidus apresenta pouca pendente, desde 1.539°C até 1.528°C. Porém, a curva de solidus apresenta uma forte pendente, descendo desde os 1.539°C até 1.495°C. Portanto, os aços ultra baixo carbono têm uma faixa de solidificação de uns poucos graus. No entanto, um aço de 0,10% C tem um faixa de solidificação de 33°C.

A temperaturas ainda elevadas, entre 1.495°C a 1.401°C, a estrutura de 100% de ferrita δ transforma a austenita, com mudança de volume. Para aço ultra baixo carbono, a transformação ocorre em uma faixa estreita de temperatura; para um aço de 0,08% de carbono, a faixa de temperaturas para a transformação é bem maior.

Nos aços de 0,10% a 0,50% de C vai ter lugar a transformação peritética ao atingir os 1.495°C. O líquido remanente a essa temperatura e a ferrita δ primária se transformam em um sólido com outra microestrutura, em uma proporção dada e a uma temperatura definida: $L + \delta \rightarrow \gamma$.

A transformação está acompanhada de uma contração de volume de 0,3% – 0,5%.

Acima de 0,50%C, a fase primária é a austenita. A diferença entre a temperatura de liquidus e a temperatura de solidus vai crescendo à medida que o teor de carbono é maior. Para 0,50% de C é de uns 43°C e para 1%C de 91°C.

As temperaturas e os teores de C mencionados são válidos para a liga Fe-C, sem levar em conta outros elementos. Recentemente foi estimada a influência dos elementos de liga sobre a localização dos pontos C_δ , C_γ e C_{liq} no diagrama Fe-C.⁽¹⁾ A metodologia de cálculo está baseada na utilização do código comercial FactSage e equações de regressão múltipla. A Tabela 1 contém as equações obtidas.

Tabela 1. Fórmulas para predição de C_{δ}' , C_v' e C_{liq}' ⁽¹⁾

| Respective point in Fe-C-alloying element projection | Formula | Standard deviation (S) |
|--|--|------------------------|
| C_{δ}' | $0,0927 - 0,0151 \text{ Mn} + 0,00776 \text{ Si}^2 + 0,0565 \text{ Al}$ $+ 0,0143 \text{ Al}^2 + 0,00338 \text{ Al}^3 - 0,0170 \text{ Mn*Si}$ $- 0,0148 \text{ Mn*Al} - 0,0574 \text{ Si*Al} - 0,00848 \text{ Mn*Si*Al}$ $- 0,00900 (\text{Si*Al})^2 - 0,0121 (\text{Si+Al}) - 0,000775 \text{ Si}^4$ $+ 0,00128 (\text{Mn*Si})^3 + 0,00119 (\text{Mn+Si+Al})^3$ $+ 0,000913 (\text{Mn*Al})^4 - 0,00193 (\text{Mn*Si*Al})^4$ $- 0,000341 (\text{Mn+Si+Al})^4 - 0,0425 \text{ P}^2 + 0,0549 \text{ P}$ $+ 0,1369 \text{ S} - 0,0135 \text{ Cu} - 0,4694 \text{ N} + 0,0036 \text{ Sn}^2$ $- 0,014 \text{ Sn} - 0,0256 \text{ Nb} - 0,0357 \text{ Ti} + 0,0113 \text{ V}$ $- 0,0009 \text{ Mo}^2 + 0,0062 \text{ Mo} - 0,0016 \text{ Cr} - 0,0195 \text{ Ni}$ | 0,0002 |
| C_v' | $0,249 + 0,0673 \text{ Si}^2 + 0,177 \text{ Al}^2 - 0,0232 \text{ Mn*Si}$ $- 0,0116 \text{ Mn*Al} + 0,140 \text{ Al}^5 - 0,105 \text{ Si*Al}$ $+ 0,0214 \text{ Mn*Si*Al} + 0,0104 (\text{Mn*Si})^2 - 0,0429 (\text{Si*Al})^2$ $- 0,195 \text{ Al}^4 + 0,0441 \text{ Mn}^4 - 0,0269 \text{ Mn}^5 - 0,0242 \text{ e}^{\wedge} \text{Mn}$ $- 0,0437 \text{ e}^{\wedge} \text{Si} + 0,0233 (\text{Si*AL})^4 + 0,0152 (\text{Mn*Si*Al})^4$ $- 0,000721 (\text{Mn+Si+Al})^4 + 0,2651 \text{ P} + 0,5573 \text{ S} - 0,0174 \text{ Cu}$ $- 0,585 \text{ N} + 0,0094 \text{ Sn}^2 - 0,0211 \text{ Sn} - 0,027 \text{ Nb}$ $+ 0,0377 \text{ Ti}^2 - 0,0463 \text{ Ti} + 0,042 \text{ V} - 0,0015 \text{ Mo}^2$ $+ 0,0238 \text{ Mo} + 0,0024 \text{ Cr}^2 - 0,002 \text{ Cr} - 0,0349 \text{ Ni}$ | 0,0011 |
| C_{liq}' | $0,746 - 0,0469 \text{ Mn} + 0,0305 \text{ Si} - 0,0265 \text{ Si}^2$ $+ 0,0236 \text{ Si}^3 + 1,37 \text{ Al} - 1,21 \text{ Al}^2 + 1,70 \text{ Al}^3$ $- 0,771 \sqrt{\text{Al}} + 0,0745 \text{ Log}(\text{Al}) - 0,0351 \text{ Mn*Si} - 0,0560 \text{ Mn*Al}$ $- 0,249 \text{ Si*Al} + 0,00571 \text{ Mn*Si*Al} - 0,00973 (\text{Mn*Al})^2$ $- 1,07 \text{ Al}^4 + 0,321 \text{ Al}^5 + 0,00544 (\text{Mn+Al})^2$ $- 0,0338 (\text{Si*Al})^3 + 0,1065 \text{ P} + 1,239 \text{ S} - 0,0621 \text{ Cu}$ $- 0,8642 \text{ N} + 0,001 \text{ Sn}^2 - 0,0191 \text{ Sn} + 0,0051 \text{ Ti}^2 + 0,0386 \text{ Ti}$ $+ 0,0043 \text{ V}^2 + 0,0896 \text{ V} + 0,046 \text{ Mo} + 0,0056 \text{ Cr}^2$ $- 0,0178 \text{ Cr} - 0,0047 \text{ Ni}^2 - 0,0763 \text{ Ni}$ | 0,0023 |

2 AÇO ULTRA BAIXO CARBONO

Trata-se de aços usualmente lingotados com formato de placas. Neste tipo de aços existe sensibilidade ao arraste de pó fluxante e bolhas de argônio perto da superfície da placa, devido à formação do gancho subsuperficial curvo (Figura 2). Os arrastes mencionados dão lugar à ocorrência de *slivers* e *blisters* nas tiras laminadas a quente e a frio.

A formação dos ganchos curvos está ligada à formação das marcas de oscilação. Começa pela solidificação do menisco. A forma do menisco no instante da formação determina a curvatura da linha de origem do gancho. O evento ocorre no começo do período do tempo de estripamento negativo (Figura 2a). O menisco, durante o tempo de estripamento negativo, tão pronto como as forças inerciais no líquido excedem a forças de tensão superficial, sobe acima da linha do gancho e derrama metal líquido (Figura 2b). A forma final do gancho se completa quando a ponta se fratura e é arrastada pelo líquido (Figura 2c).⁽²⁾

A tendência dos aços ultra baixo carbono à ocorrência do gancho e a uma maior profundidade de penetração, com proclividade ao arraste de pó e gás, é atribuída a sua elevada temperatura de liquidus e zona pastosa estreita, se comparado com outros tipos de aço (Figura 3).⁽³⁾

As soluções propostas para minimizar a profundidade do gancho (e da marca de oscilação) são lingotar com maior sobreaquecimento a maior velocidade de lingotamento, otimizar as propriedades do pó fluxante e minimizar variações de nível. O controle das condições de lingotamento relacionadas com o fluxo de calor na região perto do menisco é a chave para diminuir a profundidade do gancho.⁽³⁾

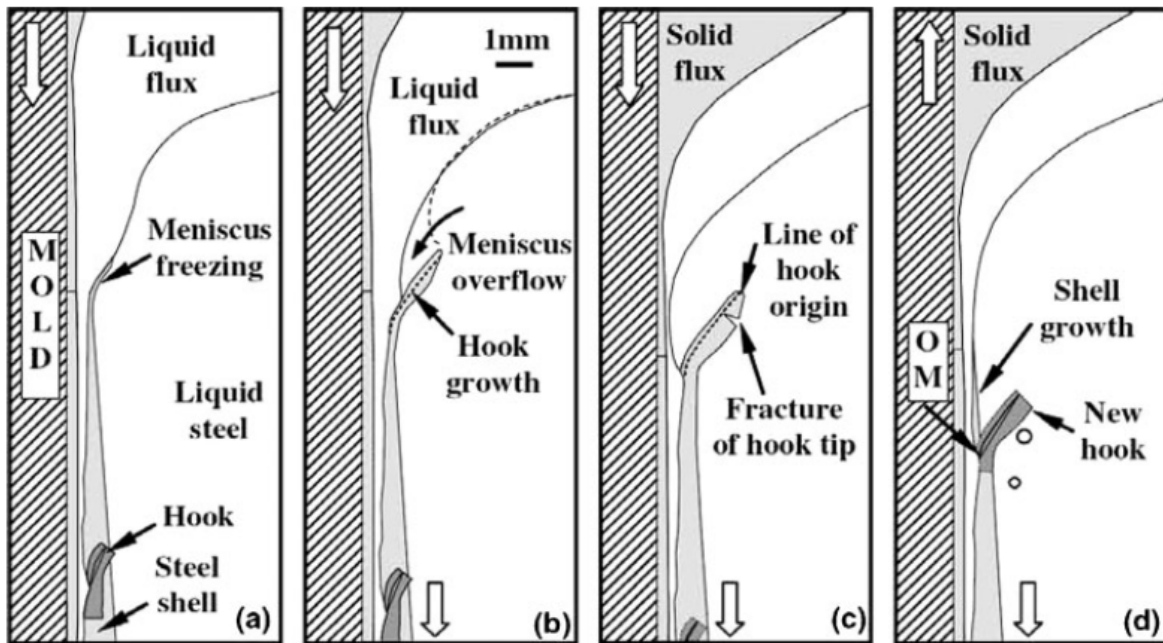


Figura 2. Esquema da formação do gancho subsuperficial curvo em aço ultra baixo carbono por solidificação do menisco e subsequente derrame de aço líquido.⁽²⁾

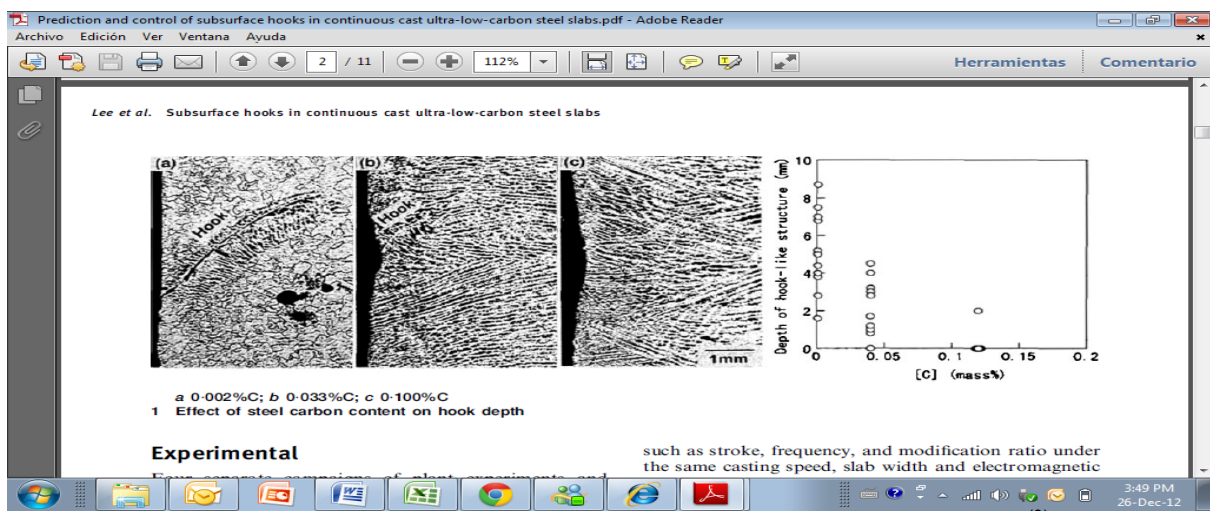


Figura 3. Influência do teor de carbono sobre a penetração do gancho subsuperficial.⁽³⁾ (a) 0,002%C; (b) 0,033%C; (c) 0,10%C.

3 AÇO BAIXO CARBONO

No caso dos produtos longos comuns, desoxidados com silício e manganês, durante a solidificação pode ocorrer formação de poros internos. Isto está relacionado com o baixo teor de desoxidantes destes aços. Usualmente trata-se de aços para trefilação, com maior valor quanto menor é a resistência à tração. Portanto, os teores de C, Mn e Si são mínimos. O alumínio é adicionado em pequenas quantidades, limitando o teor final a umas poucas milésimas, para evitar o tamponamento das válvulas do distribuidor por precipitação de alumina ou espinélio nas microinclusões.

Trata-se então de aços com tendência à formação de poros por excesso de oxigênio. Se a pressão de CO gerada nos espaços interdendríticos durante a solidificação for maior que a soma da pressão atmosférica, a pressão ferrostática e

a pressão necessária para formar a bolha de gás dentro do líquido, o poro vai se formar. O nitrogênio e hidrogênio presentes se somam ao CO (Figura 4).

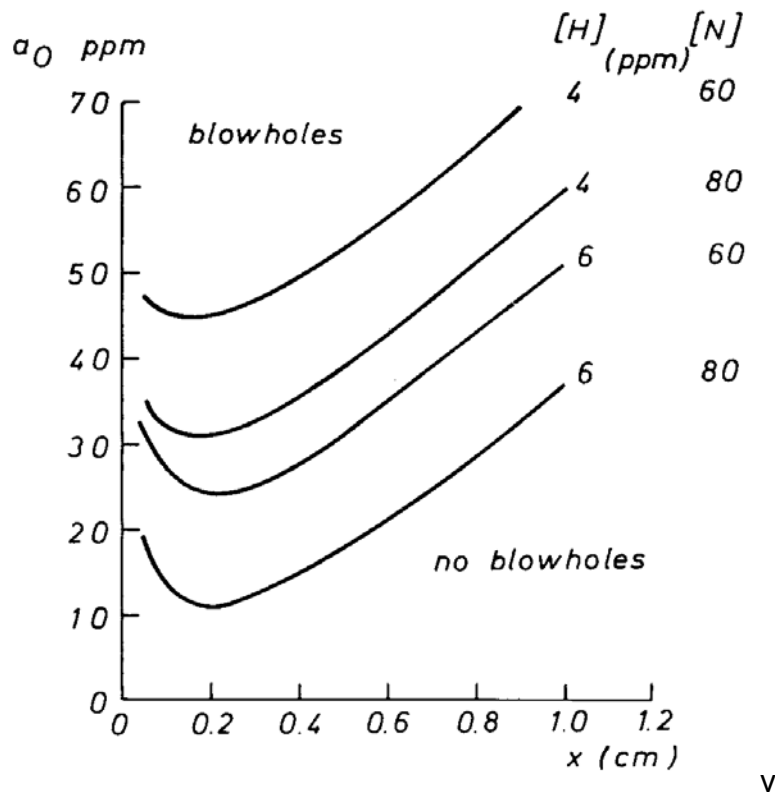


Figura 4. Formação de poros internos em função dos teores de oxigênio, hidrogênio e nitrogênio dissolvidos no aço líquido, para um aço de 0,05%C y 0,4%Mn, a diferentes distâncias da superfície do tarugo de 120 mm x 120 mm.⁽⁴⁾

Se para impedir a formação de poros ou para melhorar a dessulfuração se procura uma maior desoxidação, o risco é de precipitar uma fase sólida nas microinclusões, gerando condições para o tamponamento das válvulas.

Por essas razões em muitas usinas os aços baixo carbono ao Si-Mn, lingotados com jato aberto, são tratados com cálcio. Também sobrevive ainda a velha prática de injetar arame de alumínio no molde, própria das usinas sem forno panela, que têm dificuldades para o controle da desoxidação.

Um fato conhecido para os aços de baixo carbono é a tendência ao colamento do veio ao molde, com risco de perfuração do veio. Uma forma de expressar esse problema foi desenvolvida pelo Dr. Manfred Wolf introduzindo o conceito do potencial de ferrita (Figura 5). Os aços com tendência ao colamento têm potencial de ferrita maior que um, e solidificam como ferrita δ. O potencial de ferrita para aço de baixa liga se calcula a partir do carbono equivalente para a reação peritética:

$$C_p (\%) = C\% + 0,02Mn\% + 0,04Ni\% - 0,1Si\% - 0,04Cr\% - 0,1Mo\% - 0,7S\%$$

$$\text{Potencial de ferrita} = 2,5 (0,5 - C_p)$$

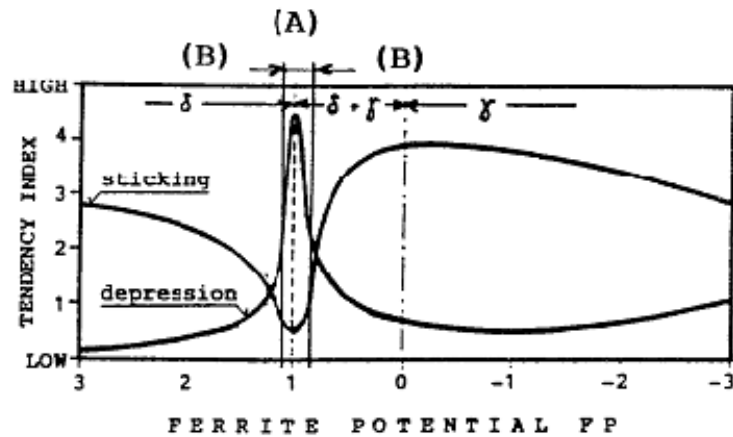


Figura 5. Potencial de ferrita: Tendência ao colamento para valor maior que um.⁽⁵⁾

No lingotamento contínuo de placas para esses aços, se procura utilizar pós fluxantes que proporcionem a maior lubrificação possível, formando vidro na solidificação, sem precipitação de fases cristalinas. Devido à criticidade das perfurações de veio para a produtividade, os moldes estão equipados usualmente com termopares a duas ou três alturas diferentes, a pouca distância entre elas, para detectar a inversão de temperaturas típica do colamento e diminuir a velocidade para permitir a cicatrização da pele.

No lingotamento contínuo de tarugos com válvula calibrada, a perfuração do veio não implica tempos tão longos para retomada da produção como no caso das placas. Mas pequenas perfurações do veio, que solidificam no contato com o molde, dão lugar ao defeito de dupla pele, ou *bleeding*. O aço baixo carbono é mais sensível ao problema que outros aços (Figura 6).

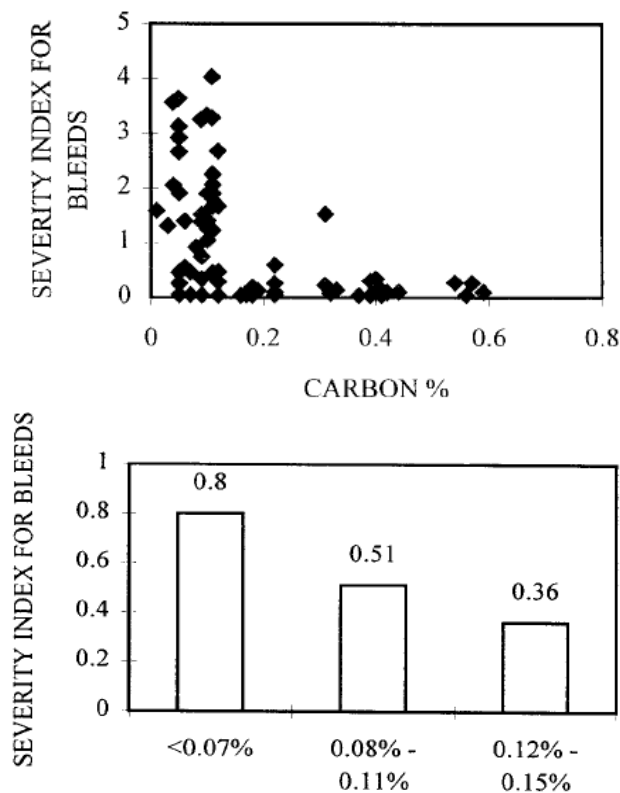


Figura 6. Influência do teor de carbono na ocorrência de *bleeds*.⁽⁶⁾

Além do teor de carbono, outros elementos com influência sobre a resistência da pele como enxofre o boro são importantes na ocorrência de *bleeds*, assim como as condições operacionais no molde (ΔT , sobreaquecimento do aço, conicidade do molde).

4 AÇO PERITÉTICO

A mudança de volume decorrente da transformação de ferrita δ para austenita é estimada como o fator que justifica a tendência dos aços que passam por essa transformação a ter uma solidificação irregular e tender ao trincamento longitudinal. A transformação peritética ocorre para todos os aços entre 0,10%C e 0,50%C, mas a proporção de ferrita δ é máxima para 0,10%C.

No lingotamento de placas, geralmente os aços com composição perto de 0,10%C são lingotados a velocidades menores que os de carbono mais baixo, e utilizando pós fluxantes que cristalizam durante sua solidificação, restringindo a transferência de calor do veio para o molde. Ainda sob essas condições, requerem usualmente mais escarragem.

Recentemente a transformação se está estudando com ferramentas como o microscópio confocal de varredura a laser.⁽⁷⁾ Observou-se num banho de aço inicialmente líquido de uma composição de 0,1%C e com os tenores de Mn e Si altos típicos dos aços com efeito TWIP e TRIP, o crescimento da ferrita δ primária, a transformação da ferrita δ e o líquido em austenita (reação peritética) e a transformação da ferrita δ remanente em austenita, a três velocidades de resfriamento. À velocidade mais alta, com sub-resfriamento maior, a última transformação ocorria em forma massiva, sem estar controlada pela difusão do carbono (Figura 7). Isto implica que a contração que acompanha essa transformação sucede em forma instantânea e não gradativamente, com o descenso da temperatura. As consequências deste fenômeno na solidificação no menisco seriam importantes.



Figura 7. Transformação de tipo massivo de ferrita δ a austenita em um aço de 0,08%C; 1,6%Mn; 3%Si e 0,012%Ti. Velocidade de resfriamento 5^o/min. Observação em microscópio confocal de varredura a laser.⁽⁷⁾

5 AÇO MÉDIO TEOR DE CARBONO

A maior fatia de aços médio teor de carbono é lingotada em forma de tarugos. Um problema vinculado à solidificação mais usual neste tipo de aços é a romboidade. Recentemente foi apresentada uma revisão sobre o tema.⁽⁸⁾

A romboidade normalmente não é um problema importante em aços baixo e alto carbono (Figura 8).

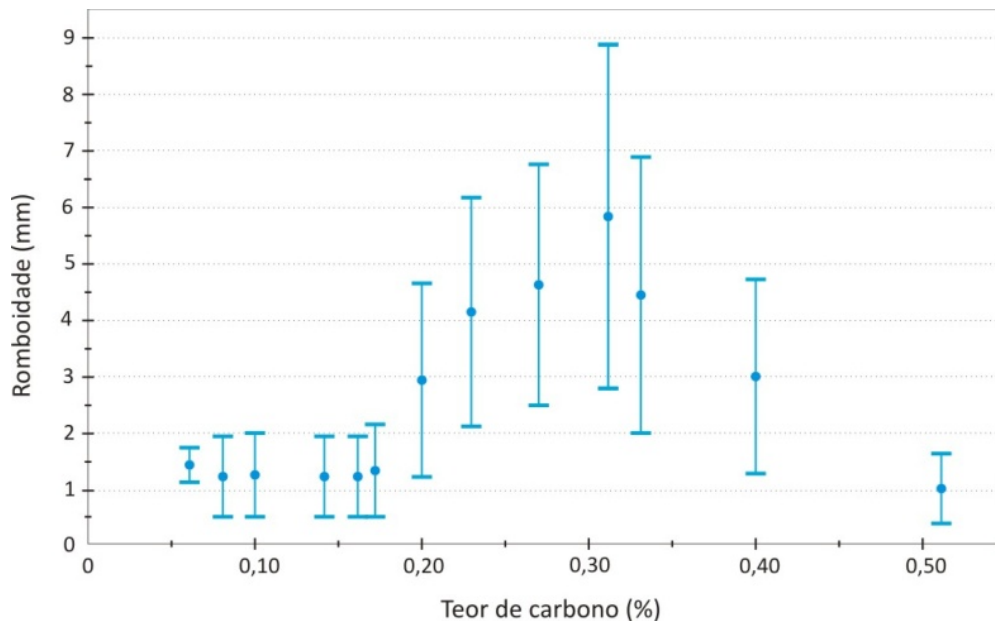


Figura 8. Influência do teor de carbono na romboidade, segundo dados da Gerdau Açominas.⁽⁹⁾

A tendência destes aços à romboidade tem sido atribuída a que, em comparação com os aços de menor teor de carbono, que apresentam rugosidade e baixa transferência de calor no molde, eles têm uma maior transferência de calor. Já com respeito aos aços de alto carbono, a faixa de solidificação é bem menor.⁽¹⁰⁾

O problema foi explicado pelas diversas causas que podem gerar diferenças na espessura da pele em duas faces adjacentes. Na Tabela 2 são apresentadas as medidas tomadas em cinco usinas para minimizar o problema.

Tabela 2. Medidas para minimizar romboidade em cinco usinas^(9;11-14)

| | ArcelorMittal Piracicaba | Gerdau Açominas | Votorantim Resende | ArcelorMittal Monlevade |
|-------------------------|--|---|---|---|
| Aço | Vergalhão | Vergalhão | Vergalhão | Médio carbono |
| Bitola | 120 mm x 120 mm | 130 mm x 130 mm | 150 mm x 150 mm | 160 mm x 160 mm |
| Sistema ling. | Jato aberto | Jato aberto | Jato aberto | Jato submerso |
| Metalurgia | | Baixar S_{obj} 35% $T_{power\ on\ FP} > 15\ min;$ $T_{vaz} > p/corridas\ sem\ FP$ Sobreaq. 25-30°C | $Mn/S > 30$ De 1.027 a 1.030 Sobreaq. 25+/-10°C | Baixar sobreaq. |
| Distribuidor | | Montagem válvulas | | |
| Vida molde | 4.000 min máximo | Inspec. às 60 corr.; 120 corr.: outros aços | 200 corridas: derivar para outros aços | Limitar vida |
| Nível/Conic. | | De 70% a 55% | De 4 conic. a parabólica | Baixar nível |
| Resfriamento primário | Reduzir vazão; instalar termostato | ΔT água 10°C máx | De 2.200 l/min para 1.900 l/min | |
| Manutenção | Melhorar alinhamento camisa de água | | Melhora interc. calor p/ entrar primário c/baixa T | Alinhamento máquina- solução defeitos eletromecânicos |
| Velocidade | | máx. 3,6 m/min | | Definir máximo |
| Rolos de pé | Folga negat. Nas 4 fases | -0,1 o primeiro; -0,2 o segundo | | |
| Qualidade da água | | | Ajuste do tratamento; revisão de reservórios | Adequação e monitoramento |
| Resfriamento secundário | Estandarizar e calibrar medidores de pressão e vazão | Grupo para alinhamento e revisão/troca bicos | De 1 a 1,7 l/kg; de 20% a 25% anel; 1,4 a 1,6 Ø bicos; contr. alin./obstr. | Revisão do sistema |
| Extratora | | Baixar pressão 10% | | |

Um fato a considerar é que vários dos problemas identificados usualmente como possível causa de romboidade, como por exemplo, camisa de água não alinhada, ou jato descentrado, não podem explicar as situações em que a romboidade muda de esquerda para direita ou da direita para a esquerda, como no caso da Figura 9. Nestes casos poderia ser relevante por exemplo a variação de nível no molde.

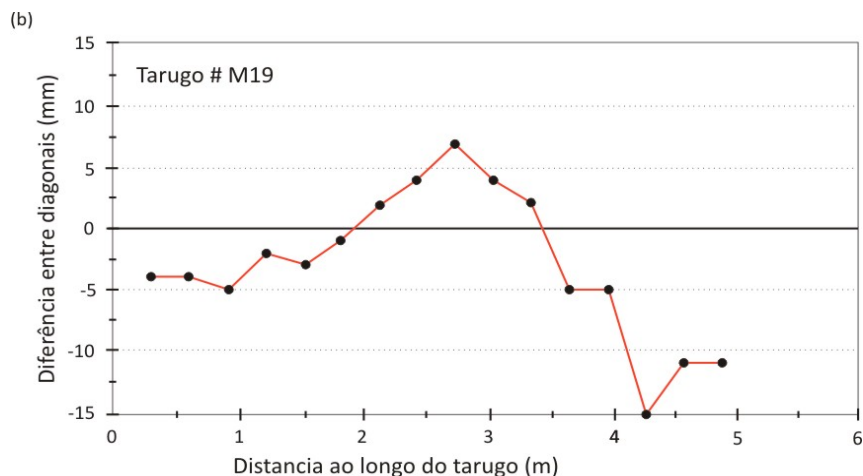


Figura 9. (a) Medição de romboidade ao longo de um tarugo de aço de 0,32% C, microligado com B e Ti.⁽²⁾

6 AÇO ALTO CARBONO

Trata-se usualmente de aço lingotado com formato de tarugos ou blocos, para usos como fio-máquina de alta resistência, aço rolamento, corpos moedores etc. O problema típico ligado à solidificação é a segregação e porosidade centrais.

Geradas em forma periódica ao longo do veio, devido à formação do minilingote, implicam a geração de um núcleo com estrutura grosseira e teor mais elevado de carbono e outros elementos.

No caso do fio-máquina, pode-se gerar uma rede de cementita proeutetoide no núcleo, que durante a trefilação vai dar trincas do tipo Chevron. Em outros produtos como barras grossas e barras para corpos moedores, a estrutura grosseira do núcleo pode interagir com o hidrogênio para gerar trincas internas.

7 CONCLUSÕES

As particularidades de correntes da trajetória de solidificação dos aços têm influência na qualidade do produto lingotado. Diferentes caminhos de solidificação, dependentes principalmente do teor de carbono, mas também dos elementos de liga, têm como consequência distintos tipos de defeitos.

REFERÊNCIAS

- 1 SHEPHERD, R.E.; KNOPP, I.; BRASS, H.-G.; *The effect of alloying elements on the peritectic range in low alloyed cast steel*. Fifth International Congress on the Science and Technology of Steelmaking, Dresden, Germany, October 2012.
- 2 SENGUPTA, J.; THOMAS, B.G.; SHIN, H.-J.; KIM, S.-H.; Mechanism of hook formation in ultralow-carbon steel based on microscopy analysis and thermal-stress modeling. AISTech 2006 Proceedings
- 3 LEE, G.G.; SHIN, H.-J.; KIM, S.-H.; CHOI, W.-Y.; THOMAS, B.G.; *Prediction and control of subsurface hooks in continuous cast ultra-low-carbon steel slabs*. Ironmaking and Steelmaking 2009, Vol. 36, No. 1, pp. 39-49.
- 4 PALMAERS, A.; DEFAYS, J.; PHILLIPE, L.; *Deoxidation of continuously cast low carbon steel for billets*. C.R.M. No. 75 November 1979, pp. 15-23.
- 5 WOLF, M.M.; *Estimation method of crack susceptibility for new steel grades*. 1st European Continuous Casting Conference, Florence, Italy, September 1991, pp. 2.489-2.498.
- 6 BONILLA, C.; SIDORENKO, D.; KAMAL, J.; *F actors influencing the formation of bleeds in the continuous casting of steel billets*. 1999 Steelmaking Conference Proceedings, pp. 35-44.
- 7 DIPENAAR, R.J.; *In situ analysis of the peritectic phase transition relevant to the continuous casting of steel*. Fifth International Congress on the Science and Technology of Steelmaking, Dresden, Germany, October 2012.
- 8 MADIAS, J.; *Uma revisão do problema de romboidade no lingotamento contínuo de tarugos*. 43^o Seminário de Aciaria – Internacional, maio de 2012, Belo Horizonte, MG, Brasil.
- 9 DE SOUZA MONTEIRO LISBOA, R.; ASSUNÇÃO, A.L.; DE CARVALHO GONÇALVES, M.A.; CAMPANHARO DOS SANTOS, V.; TACONI, L.L.. *Romboidade em tarugos de aços médio carbono de lingotamento contínuo*. XXXIII Seminário de Fusão, Refino e Solidificação dos Metais, maio 2002, Santos, SP, Brasil, p. 49-57.
- 10 KUMAR, S.; SAMARASEKERA, I.V.; BRIMACOMBE, J.K.. *Mold thermal response and formation of defects in the continuous casting of steel billets, Part 2: Rhomboidity*. Iron & Steelmaker December 1998 pp. 51-66.

- 11 GARCIA DE CAMPOS, J.M.; BELLIGOLI, M.; RODRIGUES JÚNIOR, J.L.; BARROS RIBEIRO, D.; DÉLBOUX ROCHELLE, C.E.; DE OLIVEIRA AMARAL MELLO, L.G. *Redução da romboidade em tarugos de aços médio carbono destinados a laminação de barras*. XXXIV Seminário de Fusão, Refino e Solidificação dos Metais, maio 2003, Belo Horizonte, MG, p. 354-364.
- 12 SOUZA SANTOS, A.; VEIGA FONTANA, B.; DA SILVA ARAÚJO JÚNIOR, E.; O. NOGUEIRA DOS REIS, G.; DA COSTA, J.S.; DA SILVA NAVARRO, J.N.; CLEMENTE, W.R.; *Redução do índice de sucateamento por romboidade na aciaria da Votorantim Siderurgia – Resende – RJ*. 43º Seminário de Aciaria – Internacional, maio de 2012, Belo Horizonte, MG, Brasil.
- 13 DE MACEDO BOSCO, M.A; RIBEIRO, W.J.; BORGES DE MOURA, R.; BORNACKI, A.A.; ALVES, J.E. *Análise e solução do problema de romboidade em tarugos através de fundamentos de seis sigmas*. 56º Congresso Anual da ABM, Belo Horizonte, MG, julho 2001, 1228-1236.
- 14 MANFRIN, A.C.; LIMA LEMOS, A.; PESSOA RAMOS, B.; RAMALHO JUNIOR, J.; SILVA MARTINEZ, J.; DE OLIVEIRA, M.E.; FERREIRA DE ANDRADE, N.; CONSTANTINO, R.; VIEIRA DA SILVA, R., DOS SANTOS, Z.M.. *Minimização da romboidade dos billets de aços válvulas martensíticos e sua relação com parâmetros mecânicos operacionais da máquina de lingotamento contínuo*. XXXVI Seminário de Fusão, Refino e Solidificação dos Metais, Vitória, ES, maio 2005, p. 292-301.