

ANÁLISE DA TRANSIÇÃO COLUNAR-EQUIAXIAL EM TARUGOS DO PROCESSO DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO¹

*Viviane Lopes da Silva Gschwenter*²

*Vinicius Karlinski*³

*Thales Cunha Bocorny*⁴

*Diego Aires de Freitas*⁴

*Carlos Alexandre dos Santos*⁵

*Jaime Álvares Spim Junior*⁶

Resumo

O presente estudo tem por objetivo aprofundar o conhecimento referente a transição colunar-equiaxial (TCE), avançando na direção de uma maior compreensão da conduta de aços especiais quanto a evolução da casca solidificada e formação da estrutura bruta de solidificação durante o processo de lingotamento contínuo. Foram retirados blocos dos tarugos de seção quadrada de 150 mm em aços de diferentes composições químicas, para observações metalográficas da morfologia granular macroestrutural, definição da TCE e medição do comprimento das zonas colunares. Com base nos comprimentos médios obtidos para as zonas colunares, foi possível correlacionar a posição da TCE em relação a superfície do tarugo com a composição química e os parâmetros de solidificação.

Palavras-chave: Lingotamento contínuo; Aços especiais; Transição colunar-equiaxial.

ANALYSIS OF THE EQUIAXED-COLUMNAR TRANSITION IN CONTINUOUS CASTING OF BILLET-STEELS

Abstract

This work presents a study about equiaxed-columnar transition in special steels produced by continuous casting process, in order to obtain a better comprehension about as-cast formation. Blocks were cut from ingots with sections 150 mm for different steel grades. Samples were analysed for metallograph method in order to define and determine the position of the TCE. The results have permitted the correlation between chemical composition and solidification parameters.

Key words: Continuous casting; Special steels; Equiaxed-columnar transition.

¹ *Contribuição técnica ao 40º Seminário de Aciaria – Internacional, 24 a 27 de maio de 2009, São Paulo, SP, Brasil.*

² *Engº Civil, Mestranda, LAFUN – UFRGS.*

³ *MSc Engº Metalúrgico, Doutorando, LAFUN – UFRGS.*

⁴ *Estudante de Eng. Metalúrgica, LAFUN – UFRGS.*

⁵ *Profº Dr. Adjunto, NUCLEMAT – PUCRS.*

⁶ *Profº Dr. Adjunto, LAFUN – UFRGS.*

1 INTRODUÇÃO

Uma importante característica da morfologia macroestrutural, determinante das propriedades mecânicas finais e conseqüentemente das etapas de pós-processamento do tarugo produzido, é a Transição Colunar-Equiaxial (TCE) que é um parâmetro estrutural determinado basicamente pelas taxas de resfriamento a que é submetido o aço lingotado.

Diversos trabalhos encontrados na literatura estudam a correlação entre a Transição Colunar-Equiaxial com as condições de solidificação impostas ao sistema metal/molde de uma liga metálica. Mahapatra e Weinberg⁽¹⁾ estudaram a solidificação unidirecional vertical ascendente de ligas do sistema Sn-Pb, analisando as variáveis térmicas envolvidas no processo e as morfologias macroestruturais de vários lingotes de diferentes composições químicas, verificaram que o comprimento da zona colunar aumenta com a diminuição do teor de soluto da liga e com o aumento do coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde (h_i). Para o cálculo dos parâmetros de solidificação, como velocidade, gradientes e taxas de resfriamento, foi utilizado um modelo matemático de transferência de calor e solidificação. No caso das ligas Sn-5%Pb, Sn-10%Pb e Sn-15%Pb (% em peso), os autores encontraram os valores críticos de gradiente térmico no líquido à frente da interface pastoso-líquido, a partir dos quais prevalece o crescimento colunar, de 0,101°C/mm, 0,108°C/mm e 0,12°C/mm, respectivamente.

Outro modelo para prever a TCE foi proposto por Wang e Beckermann⁽²⁾ para as ligas dos sistemas Al-Cu e Sn-Pb solidificados unidirecionalmente. O modelo é baseado em uma aproximação multi-fásica da transferência de calor e massa com previsão da nucleação, crescimento e morfologia dos grãos. Os autores compararam seus resultados teóricos com resultados experimentais dos trabalhos de Mahapatra e Weinberg⁽¹⁾ e Ziv e Weinberg.⁽³⁾

Siqueira, Cheung e Garcia⁽⁴⁾ estudaram as ligas dos sistemas Al-Cu e Sn-Pb, e constataram que para o caso das ligas Al-Cu, a transição ocorre para um valor de taxa de resfriamento crítica de 0,2 K/s, e de 0,01 K/s para as ligas do sistema Sn-Pb.

Canté et al.⁽⁵⁾ analisaram experimentalmente a transição colunar-equiaxial para ligas Al-Ni e Al-Sn, encontrando valores críticos para as taxas de resfriamento entre 0,16 K/s e 0,31 K/s, respectivamente, que independem da concentração de soluto na faixa hipoeutética desses sistemas.

Poole e Weinberg⁽⁶⁾ desenvolveram um trabalho experimental de solidificação horizontal unidirecional para observação da TCE em aços inoxidáveis. Para tanto, utilizaram um forno de aquecimento indutivo e amostras cilíndricas de 25 mm de diâmetro e 300 mm de comprimento monitoradas com termopares no metal e no molde. Concluíram que o comprimento da zona colunar diminui progressivamente com o aumento da velocidade de solidificação para o caso de aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, com teor de carbono inferior a 0,085 % em peso.

Ares et al.⁽⁷⁾ estudaram a solidificação unidirecional de ligas do sistema Zn-Al e verificaram a ocorrência da TCE para valores críticos de taxa de resfriamento e gradiente térmico, observando que diminui o comprimento da zona colunar à medida que o banho metálico é submetido a uma taxa de resfriamento maior. Constataram também que a Transição do crescimento colunar para o crescimento equiaxial não é brusca e que há a ocorrência de uma zona de transição, da ordem de 1 cm para seus experimentos, onde grãos colunares coexistem com grãos equiaxiais.

Ares, Gueijman e Schvezov,⁽⁸⁾ estudaram um modelamento matemático semi-empírico para a transição colunar-equiaxial de ligas metálicas. Estabeleceram um

critério para obtenção das taxas de resfriamento a partir das quais o crescimento colunar prevalece. Observaram uma correlação inversa entre essas taxas de resfriamento e os comprimentos das zonas colunares para ligas de diferentes composições químicas, observando, a exemplo de Ares et al.⁽⁷⁾ que a TCE ocorre em uma zona de transição onde coexistem grãos colunares e equiaxiais.

A solidificação do LC é iniciada no molde, onde ocorre a formação de uma casca sólida contendo um núcleo de aço líquido que gradualmente solidifica com o deslocamento do tarugo guiado por rolos extratores.

As condições de solidificação dentro do molde influenciam largamente a qualidade do produto lingotado, sendo que a composição química atua como um importante papel no controle das características da solidificação.

O efeito dos elementos de liga pode ser expresso em termos de Carbono Equivalente (C_{eq}), conforme Equação 1:⁽⁹⁾

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

As temperaturas de início e final de solidificação: Temperatura Liquidus (T_L) e Temperaturas Solidus (T_S) são estimadas em função da composição química segundo equações empíricas apresentadas por Thomas, Samarasekera e Brimacombe⁽¹⁰⁾ respectivamente mostradas nas Equações (2) e (3)

Temperatura Liquidus (T_L):

$$T_L (\text{°C}) = 1537 - 88x(\%C) - 25x(\%S) - 5x(\%Cu) - 8x(\%Si) - 5x(\%Mn) - 2x(\%Mo) - 4x(\%Ni) - 1,5x(\%Cr) - 18x(\%Ti) - 30x(\%P) - 2x(\%V) \quad (2)$$

Temperatura Solidus (T_S):

$$T_S (\text{°C}) = 1535 - 200x(\%C) - 183,9x(\%S) - 12,3x(\%Si) - 6,8x(\%Mn) - 4,3x(\%Ni) - 1,4x(\%Cr) - 4,1x(\%Al) - 124,5x(\%P) \quad (3)$$

Outra característica termofísica importante é o potencial ferrítico (P_f), e a equação que o define é dada por:

$$P_f = 2,5(0,5 - \%C_{eq}) \quad (4)$$

$P_f > 1$ indica que são aços hipoperitéticos, isto é, modo de solidificação ferrítico. Para $P_f < 0$ (valores negativos) indica que são aços hiperperitéticos com solidificação totalmente austenítica, e para P_f entre 0 e 1 define-se como faixa peritética, com mistura das fases δ e γ na solidificação.

Para melhor compreensão, Wolf⁽⁹⁾ definiu o termo Aços Tipo A para os aços com tendência a formar depressão e caracterizados com valores de P_f entre 0,85 – 1,05, e o termo Aços Tipo B para os aços com tendência a agarramento à parede do molde e que apresentam valores de $P_f > 1,05$ ou $P_f < 0,85$.

O trabalho objetiva correlacionar a TCE com a composição química e parâmetros de solidificação para aços especiais produzidos por lingotamento contínuo. Amostras coletadas durante corridas monitoradas em planta industrial foram analisadas por técnicas metalográficas por microscopia óptica.

2 MATERIAL E MÉTODOS

Foram selecionadas cinco qualidades de aços especiais retirados de lingotes de seção 150 mm, segundo Tabela 1.

Tabela 1. Composição química dos aços analisados (% em peso).

150mm		Composição Química (% em peso)											
Aço	Seção	C	Cr	Cu	Mn	Mo	Ni	Si	S	V	P	Ti	C _{eq}
1	150	0,38	0,13	0,17	0,82	0,02	0,1	0,26	0,022	0,003	0,019	0,05	0,35
2		0,47	0,15	0,14	0,65	0,045	0,09	0,24	0,023	0,001	0,021	0,01	0,44
3		0,46	0,13	0,18	0,85	0,019	0,07	0,23	0,012	0,003	0,027	0,01	0,44
4		1,1	0,16	0,65	0,21	0,09	0,22	0,024	0,004	0,004	0,019	0,001	0,11
5		0,47	0,17	0,77	0,16	0,45	0,23	0,028	0,003	0,003	0,018	0,001	0,23

Os principais parâmetros de processo e as características termofísicas dos aços são apresentados na Tabela 2.

Tabela 2. Principais parâmetros de processo durante lingotamento.

150mm		Parâmetros de processo		Características termofísicas			
Aço	T _v	V _{Ling} (m/min)	C _{eq}	PF	Tipo	T _L	T _s
1	1532,2	2,15	0,35	0,37	B	1493	1443
2	1514,4	2,19	0,44	0,16	B	1487	1426
3	1523,5	2,12	0,44	0,15	B	1487	1428
4	1547,2	2,10	0,11	0,98	A	1513	1487
5	1542,3	2,20	0,23	0,69	B	1508	1475

Os blocos retirados dos tarugos por oxicorte, com comprimento aproximado de 300 mm, passaram por um processo de corte em serra na região central dos blocos, obtendo-se uma fatia central segundo norma ASTM E3⁽¹¹⁾ e ASTM E340,⁽¹²⁾ sendo as fatias submetidas ao processo de retífica em uma de suas superfícies, conforme Figura 1.

As superfícies retificadas foram lixadas manualmente até a granulometria # 1200, com lixas de carbetto de silício (SiC), e atacadas para análise macroestrutural com reagente Nital 10% (900 mL de Álcool, 100 mL de Ácido Nítrico P.A.), por imersão, até se obter a qualidade desejada. O procedimento consistiu da realização de várias sequências de ataque, intercaladas com a limpeza da superfície com algodão embebido em álcool etílico para a remoção da camada oxidada que se formava a cada ataque.

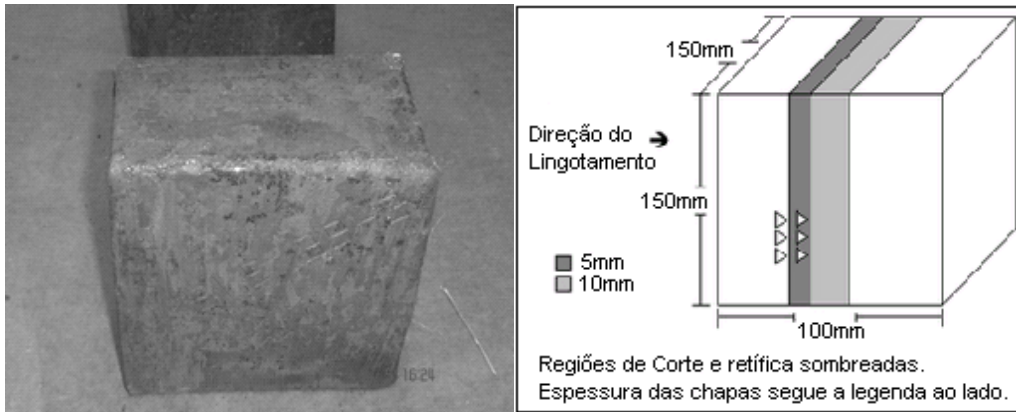


Figura 1. Fotografia de um dos blocos. Esquema de corte e retífica.

As fatias com a estrutura revelada foram medidas utilizando um gabarito conforme Figura 2, sendo realizadas dez medidas por face, eqüidistantes entre si, determinando-se a distância a partir da superfície aonde se iniciou a TCE. Dos valores para cada posição, foi calculada a média em cada face, e, finalmente, uma média geral incluindo todas as faces.

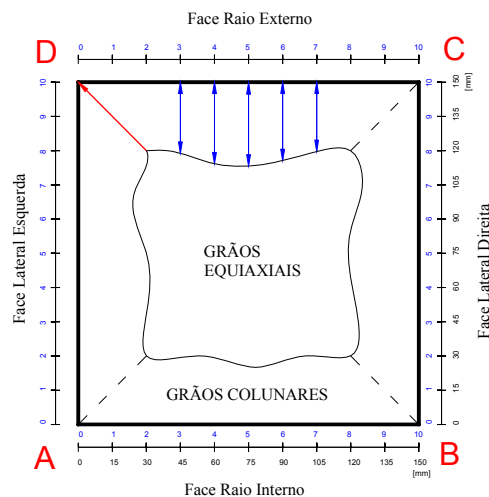


Figura 2 : Esquema representativo da técnica utilizada para avaliar os comprimentos das zonas colunares.

Os valores de TCE e C_{eq} foram plotados em gráficos e analisados em lotes de acordo com o seu P_f (Tipo A e Tipo B), dependendo de sua tendência a contração ou expansão durante a solidificação.

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A Figura 3 apresenta exemplos das macrografias reveladas para os aços analisados (aço 04 Tipo A e aço 05 Tipo B), sendo que o Aço 04 apresenta visualmente uma região colunar menor do que o Aço 05.

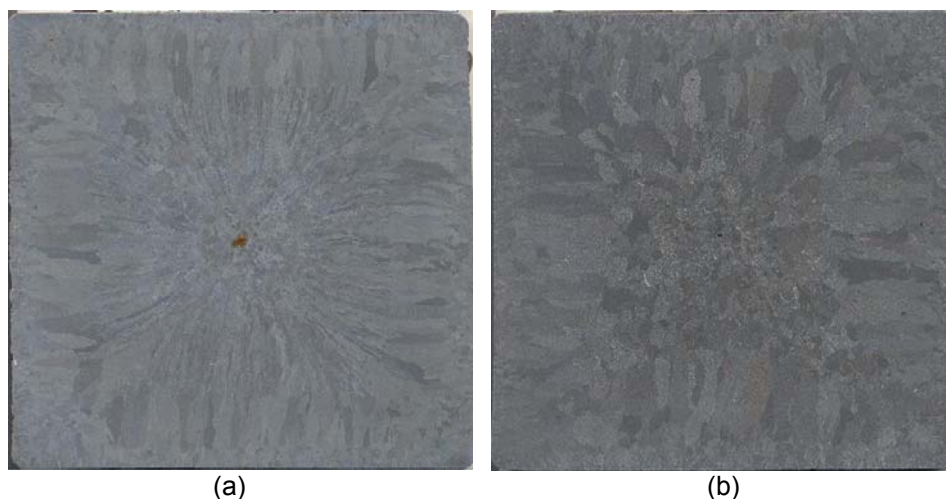


Figura 3: Macrografias reveladas (a) Aço 04 (b) Aço 05.

As medidas de TCE foram realizadas segundo metodologia descrita anteriormente, sendo os resultados compilados em planilhas específicas para cada aço. A Tabela 3 apresenta um exemplo das informações obtidas para o Aço 03.

Tabela 3: Valores medidos de início da TCE – Aço 03

150	TRANSIÇÃO COLUNAR EQUIAXIAL				
Ponto	Posições (mm)	Medidas TCE			
		Face Interna	Face Lateral Direita	Face Lateral Esquerda	Face Externa
1		-	-	-	-
2		36	32	30	-
3		43	35	32	50
4		35	26	40	55
5		31	38	43	60
6		33	52	47	67
7		32	-	45	86
8		31	-	-	-
9		-	-	-	-
10		-	-	-	-
MÉDIA		34,42857143	36,6	39,5	63,6
Desvio Padrão		4,237025012	9,68504001	7,007139217	14,01071019
Máximo		43	52	47	86
Mínimo		31	26	30	50
Média Geral					43,53214286

Conforme observa-se no gráfico da Figura 4 quando comparados aço Tipo A (aços com tendência a contração ou formar depressão durante solidificação – menor condição de extração de calor) apresenta um valor de TCE menor quando comparado com um aço Tipo B (aços com tendência a expansão ou melhor contato com a parede do molde – maior extração de calor)⁽¹³⁾ apesar de que este apresenta um C_{eq} maior que o Tipo A.

Quando comparado somente os aços do Tipo B com valor de ceq semelhante observa-se uma tendência ao aumento da TCE com o aumento do superaquecimento.

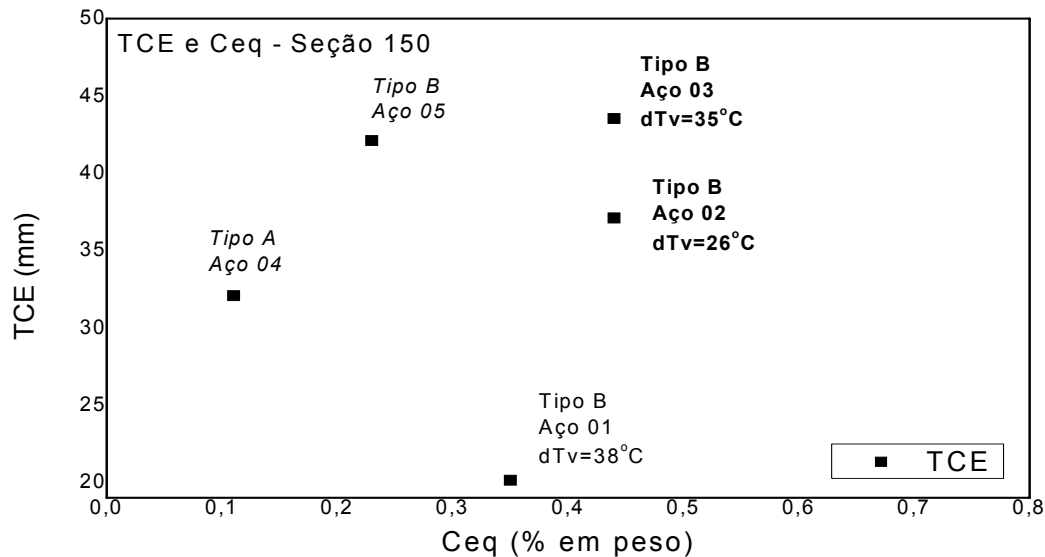


Figura 4: Variação TCE em função do Ceq.

5 CONCLUSÃO

Os resultados gerados através de medidas experimentais obtidas em laboratório e comparados com as medidas experimentais obtidas em planta industrial permitiram as seguintes conclusões:

A metodologia utilizada para a determinação do comprimento das zonas colunares, mostrou-se eficaz gerando resultados pertinentes uma vez associados a seu Ceq

Analisando os resultados separando-os pelo seu Pf, as medidas de TCE obtidas para os aços Tipo A (menor tendência de agarramento) e Tipo B (maior tendência de agarramento), mostram-se concordantes com as condições físicas esperadas para cada tipo e relatos da literatura.

Agradecimentos

- Aos colegas do Laboratório de Fundição
- Ao suporte financeiro provido da CNPq (Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico)
- À GERDAU Aços Especiais Piratini (AEP) pela parceria estabelecida para estudos sobre o processo de solidificação via lingotamento contínuo.

REFERÊNCIAS

- 1 MAHAPATRA, R.B.; WEINBERG, F., The Columnar to equiaxed transition in tin-lead alloys. *Metallurgical Transactions B*, v. 18B, p. 425-32, 1987.
- 2 WANG, C.Y.; BECKERMANN, C. A unified solute diffusion model for columnar and equiaxed dendritic alloy solidification. *Metall. Mater. Trans. A*, v. 25A, p. 1081-93, 1994.
- 3 WEINBERG, F.; ZIV, I. The columnar to equiaxed transition in Al₃ pct Cu. *Metallurgical Transactions B*, v. 20B, p.731-4, 1989.
- 4 SIQUEIRA, C.A.; CHEUNG, N.; GARCIA, A. Solidification thermal parameters affecting the columnar to equiaxed transition. *Metall. Mater. Trans. A*, v. 33A, p.2107-18, 2002.
- 5 CANTE, M.V.; CRUZ, K.S.; SPINELLI, J.E.; CHEUNG, N.; GARCIA, A. Experimental analysis of the columnar to equiaxed transition in directionally solidified Al-Ni and Al-Sn alloys. *Materials Letters*, v. 61, p. 2135-8, 2007.
- 6 POOLE, W.J.; WEINBERG, F. Observations of the columnar-to-equiaxed transition in stainless steels. *Metall. Trans. A*, vl. 29A, p. 855-61, 1998.
- 7 ARES, A.E.; GASSA, L.M.; GUEIJMAN, S.F.; SCHVEZOV, C.E. Correlation between thermal parameters, structures, dendritic spacing and corrosion behavior of Zn–Al alloys with columnar to equiaxed transition. *Journal of Crystal Growth*, v. 310, n. 7-9, p. 1355-68, Apr. 2007.
- 8 ARES, A.E.; GUEIJMAN, S.F.; SCHVEZOV, C.E. Semi-empirical modeling for columnar and equiaxed growth of alloys. *Journal of Crystal Growth*, v. 241, n. 1-2, 235-40, May 2002.
- 9 WOLF, M.; KURZ, W. The effect of carbon content on solidification of steel in the continuous casting mold. *Metallurgical Transactions B*, v. 12, pp. 85-93, 1981.
- 10 THOMAS, B.G.; SAMARASEKERA, I.V.; BRIMACOMBE, J.K. Mathematical model of the thermal processing of steel ingots: Part 1. Heat flow model. *Metallurgical Transactions B*, v. 18B, p. 119-30, 1987.
- 11 AMERICAN SOCIETY FOR TESTIN AND MATERIALS. **ASTM E3** -Standard practice for preparation of metallographic e specimens. 2005.
- 12 AMERICAN SOCIETY FOR TESTIN AND MATERIALS. **ASTM E340** - Standard test method for Macroetching Metals and Alloy.American Society for testin and materials. 2000.
- 13 KARLINSKI, V.B; COCIAN, L.F.E.; FERREIRA, C.R.F.; SANTOS, C.A.; SPIM JUNIOR, J.A. Influência da condição peritética na transferência de calor em moldes do lingotamento contínuo. In: CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA, 4., 2006, Recife, PE. [S.n.t.].