

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia

Departamento de Metalurgia

ESTUDO DO DESEMPENHO DE MOLDE TEXTURADO NO LINGOTAMENTO  
CONTÍNUO DE TARUGOS

**Raul Germano da Silva**

Trabalho de Diplomação

Orientador: Professor Dr. Wagner Viana Bielefeldt

Porto Alegre  
2016

" Dizem que engenheiros não gostam de poesias...  
Mas eles não gostam delas com letras...  
Os engenheiros escrevem suas poesias com números."

*Oraide Germano*

## AGRADECIMENTOS

À minha mãe Oraide, ao meu pai Celso e à minha irmã Manoela, por serem fonte incessável de suporte e apoio, sempre acreditando em mim e me impulsionando, de todo coração, a perseguir meus sonhos. Nessa trajetória acadêmica, quem fez o mais difícil foram vocês.

À minha companheira Renata, por dividir a vida comigo, vibrando nas minhas conquistas e chorando nas minhas derrotas, como se fossem suas próprias. Nenhuma palavra descreve a importância que tens na minha vida hoje. E que assim seja, sempre.

Aos amigos e demais parentes, pelos momentos felizes compartilhados, que se fazem essenciais na trajetória em busca de qualquer objetivo.

Aos colegas de faculdade, que apesar dos inúmeros momentos de frustração, tensão e ansiedade enfrentados juntos, serão sempre lembrados pelos momentos de alegria.

Ao Professor. Dr. Wagner Viana Bielefeldt, pela orientação impecável prestada neste trabalho e pela dedicação ímpar ao curso de Engenharia Metalúrgica.

Ao corpo docente do curso de Engenharia Metalúrgica, pela excelência na transmissão de conhecimento e formação pessoal dos alunos.

À Siderúrgica Gerdau, pela realização da parte experimental deste trabalho.

À todos que tiveram alguma participação neste trabalho e na minha trajetória acadêmica.

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS .....	VI
LISTA DE TABELAS.....	X
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS .....	XI
RESUMO.....	XII
ABSTRACT .....	XIII
1.0 INTRODUÇÃO .....	1
2.0 REVISÃO DA LITERATURA .....	2
2.1 Rotas de Produção de Aço .....	2
2.1.1 Usinas Integradas .....	2
2.1.2 Aciaria Elétrica.....	3
2.2 Moldes.....	6
2.2.1 Caixa de Molde e Sistema de Oscilação .....	6
2.2.2 Tipos e Geometrias de Moldes.....	8
2.2.3 Novas Tecnologias de Moldes.....	11
2.3 Transferência de Calor no Molde .....	17
2.3.1 Regiões do Molde e Resistência Térmica na Solidificação .....	17
2.3.2 Perfis Térmicos no Molde.....	19
2.3.3 Formação Macroestrutural.....	22
2.4 Influência da Composição Química do Aço na Solidificação e Potencial Ferrítico.....	23
2.4.1 Aços Peritéticos no Lingotamento Contínuo.....	25
2.4.2 Potencial Ferrítico.....	27
2.5 Romboidade .....	28
2.5.1 Medição da Romboidade.....	29
2.5.2 Mecanismo de Formação .....	31
2.5.3 Consequências da Romboidade.....	33
2.5.4 Influência da Composição Química .....	34
3.0 MATERIAIS E MÉTODOS.....	36
3.1 Moldes e Máquinas de LC .....	36



3.2	Medidas de Romboidade.....	37
3.3	Medidas de Vida de Molde .....	39
3.4	Medidas da Zona Coquilhada .....	40
4.0	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	43
4.1	Espessura da Zona Coquilhada .....	43
4.2	Potencial Ferrítico .....	46
4.3	Romboidade .....	47
4.4	Vida de Molde.....	53
5.0	CONCLUSÕES .....	55
6.0	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	56
7.0	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	57

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Rotas de Produção de Aço. Fonte: MATTIELLO, 2011.....	2
Figura 2.2	Ilustração básica de um processo de lingotamento contínuo de tarugos. Fonte: Adaptado de KLIEMANN, 2012.....	4
Figura 2.3	Etapas de solidificação no lingotamento contínuo. Fonte: KLIEMANN, 2012.....	5
Figura 2.4	Molde de lingotamento contínuo. Fonte: KME, 2016.....	6
Figura 2.5	Componentes da caixa de molde. Fonte: OGASAWARA et al, 2013.....	7
Figura 2.6	Representação do ciclo de oscilação do molde. Fonte: MOURÃO, 2007.....	8
Figura 2.7	Diminuição de altura das máquinas e aumento do seu raio de curvatura com o decorrer dos anos. Fonte: SZEKERES, 2011.....	9
Figura 2.8	Molde reto e molde cônico. Fonte: OGASAWARA et al, 2013.....	9
Figura 2.9	Ilustração de perfil de temperatura em molde cônico linear e multitaper, respectivamente. Fonte: Adaptado de GRUNDY, 2011.....	11
Figura 2.10	Tecnologia Convex, mostrando o fechamento angular do raio de canto do molde. Fonte: OGASAWARA et al, 2013.....	12
Figura 2.11	Detalhe do enfoque da tecnologia Diamold. Fonte: OGASAWARA et al, 2013.....	12
Figura 2.13	Moldes <i>Wave</i> e <i>Textured</i> , respectivamente. Fonte: KME, 2016.....	13
Figura 2.13	Tarugo com ondulação na superfície resultante do lingotamento em um molde <i>Wave</i> . Fonte: BAKSHI, 2014.....	14
Figura 2.14	Bloco lingotado com molde <i>Wave</i> (Esquerda) e com molde de controle (Direita), em mesmo veio. Fonte: BAKSHI, 2014.....	15
Figura 2.15	Casca formada no molde <i>Wave</i> durante a ocorrência de perfuração. Fonte: BAKSHI, 2014.....	16
Figura 2.16	Regiões de solidificação no molde com formação inicial do <i>gap</i> de ar. Fonte: THOMAS, 1995.....	18

Figura 2.17	Analogia com resistências elétricas para representar resistência térmica na troca de calor dentro do molde. Fonte: SCHWERDTFEGER, 2003.....	18
Figura 2.18	Fluxo de temperatura dentro do molde, do menisco até a saída do molde. Fonte: KLIEMANN, 2012.....	20
Figura 2.19	Fluxo de calor no molde para altas velocidades de 3.0 e 4.4 m/min. Fonte: CHOW, 2002.....	20
Figura 2.20	Variação do fluxo de calor com o conteúdo de carbono do aço. Fonte: CHOW, 2002.....	21
Figura 2.21	Perfil térmico da face quente do molde sem texturas.....	21
Figura 2.22	Perfil térmico da face quente do molde texturado.....	22
Figura 2.23	Representação das três zonas de solidificação. Fonte: Adaptado de BARCELLOS, 2011.....	23
Figura 2.24	Região de solidificação dos aços no diagrama de equilíbrio Fe-C.....	24
Figura 2.25	Desenho de reação peritética, com a austenita crescendo ao redor da dendrita ferrítica primária. Fonte: TIADEN, 1999.....	25
Figura 2.26	Contração resultante da reação peritética em aço com 0,15% de carbono. Fonte: OLIVEIRA, 2009.....	26
Figura 2.27	Relação do teor de carbono com a contração do aço na solidificação (Esquerda) e com o fluxo de calor no molde (Direita). Fonte: HARSTE, 2003.....	27
Figura 2.28	Tendência ao agarramento e depressão em função do potencial ferrítico. Fonte: WOLF, 1991.....	28
Figura 2.29	Desenho representativo de um tarugo perfeito (pontilhado) e romboide. Fonte: OGASAWARA et al, 2013.....	29
Figura 2.30	Gráfico hipotético de valores de romboidade para tarugos com bitola 130 e 160mm. Fonte: OGASAWARA et al, 2013.....	30
Figura 2.31	Intervalo de variação da romboidade ao longe de 6 tarugos (a). Fonte: MADIAS, 2012.....	31
Figura 2.32	Ilustração das duas hipóteses de Samarasekera et al. para a formação de tarugos romboides.....	32

Figura 2.33	Esquema explicando a formação de casca irregular próxima aos cantos do molde. Fonte: Fonte: OGASAWARA et al, 2013.....	33
Figura 2.34	Tarugos com diferentes graus de romboidade e propagação de trinca na diagonal menor.....	34
Figura 2.35	Desgaste severo e irregular de molde causado por romboidade. Fonte: BAKSHI, 2014.....	34
Figura 2.36	Relação da incidência de romboidade com o teor de carbono dos aços. Fonte: MADIAS, 2012.....	35
Figura 3.1	Foto ilustrativa do molde texturado testado. Fonte: KME, 2016.....	37
Figura 3.2	Amostra de secção transversal de tarugo com indicação das medidas de diagonal usadas no cálculo da romboidade. Fonte: OGASAWARA et al, 2013.....	38
Figura 3.3	Imagem do interior de um molde visto de baixo, com desgaste crítico no pé do molde. Fonte: OGASAWARA et al, 2013.....	40
Figura 3.4	Amostras de tarugos retiradas para análise macroestrutural.....	41
Figura 3.5	Representação das três regiões de solidificação de um tarugo. Fonte: SZEKERES, 2005.....	42
Figura 4.1	Imagem ilustrando as amostras utilizadas e o traçado indicando a zona coquilhada. ....	44
Figura 4.2	Diagrama do Fpot com marcação dos índices do aço SAE 1025 – A.....	47
Figura 4.3	Média dos resultados de romboidade, no MiniTab, quando comparados os moldes em trabalho em mesmo veio. V1 e V2 são pertencentes a Máquina 1, enquanto V3 e V4 são pertencentes à Máquina 2. ....	48
Figura 4.4	Desvio Padrão dos resultados de romboidade, no Excel, quando os moldes trabalharam em mesmo veio. V1 e V2 são pertencentes a Máquina 1, enquanto V3 e V4 são pertencentes à Máquina 2.....	49
Figura 4.5	Romboidade média e desvio padrão dos dados referente à desempenho dos moldes trabalhando lado a lado.....	51

Figura 4.6	Romboidade média, em milímetros, dos dados totais para molde normal e teste.....	51
Figura 4.7	Curvas de distribuição de frequência dos dados para os dois moldes.....	52
Figura 4.8	Resultados das análises na vida dos moldes utilizados nos períodos de julho de 2015 até julho de 2016.....	54

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1	Detalhes das máquinas de lingotamento das plantas A e B. Fonte: BAKSHI, 2014.....	14
Tabela 2.2	Resultados do teste na Planta A.....	15
Tabela 2.3	Magnitude das resistências térmicas nas diferentes regiões do molde de lingotamento contínuo. Fonte: SCHWERDTFEGGER, 2007.....	19
Tabela 2.4	Valores para o coeficiente $A_i$ de alguns elementos encontrado por três pesquisadores. Fonte: WOLF, 1991.....	27
Tabela 3.1	Dados das máquinas de Lingotamento Contínuo utilizadas no teste.....	36
Tabela 3.2	Composição química do aço SAE 1025-A.....	37
Tabela 3.3	Amostra da tabela onde foram inseridas as medidas de romboidade.....	39
Tabela 4.1	Resultado das medições para espessura da zona coquilhada nos tarugos de baixo, médio e alto teores de carbono.....	45
Tabela 4.2	Ilustração da probabilidade de uma ocorrência crítica de romboidade para plantas trabalhando com os dois tipos de molde.....	53

## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

Cp	Carbono Equivalente
cmp	Ciclos por minuto
FEA	Forno Elétrico a Arco
FP	Potencial Ferrítico
%	Porcentagem
LC	Lingotamento Contínuo
mm	Milímetro
ppm	Partes por milhão
SAE	Society of Automotive Engineers
t	Tonelada
V1	Veio de Lingotamento 1
V2	Veio de Lingotamento 2
V3	Veio de Lingotamento 3
V4	Veio de Lingotamento 4

## RESUMO

O molde de lingotamento contínuo é por muitos referido como o coração do lingotamento contínuo. Nele é condicionada a forma, qualidade superficial e dimensional do semiacabado. Diversas tecnologias de moldes têm sido devolvidas no decorrer dos anos, visando melhorar a qualidade dos produtos, a estabilidade e a produtividade do processo de lingotamento contínuo. Este trabalho analisa o desempenho de quatro moldes texturados no lingotamento contínuo de tarugos de seção quadrada de 120x120mm em uma planta siderúrgica semi-integrada no conceito *mini mill*. Os moldes testados possuem texturas na região de maior fluxo de calor da face quente, logo abaixo da região do menisco, e têm como objetivo principal a diminuição da romboidade nos tarugos e prolongada vida de molde. Assim, com o intuito de verificar a eficácia dessa tecnologia, se analisou estatisticamente diversos dados de romboidade de corridas do aço SAE 1025-A, qualidade na qual o defeito se apresenta de forma mais crítica, lingotadas com os moldes teste, utilizando o molde usual como parâmetro de controle. Se realizou também uma análise do Potencial Ferrítico (FP) desse aço, afim de revelar seu comportamento dentro do molde. Também se estudou a macroestrutura de solidificação, mais especificamente a espessura da zona coquilhada de tarugos de baixo, médio e alto teores de carbono, solidificados paralelamente no molde teste e no molde controle. Se buscou evidências da menor severidade na extração de calor resultante da ação das texturas, que seria refletida na espessura da zona coquilhada. Por último, se comparou a vida dos quatro moldes teste com a vida dos moldes utilizados no período de um ano. Se pode concluir que os quatro moldes testados responderam positivamente aos parâmetros analisados, implicando diminuição e estabilização significativa da romboidade e aumento de vida de molde. No entanto, o resultado deu-se em proporções diferentes para cada máquina e veios de lingotamento, e as curvas de distribuição de frequência, tanto dos moldes teste quanto dos moldes usuais, indicam influência de fatores paralelos e independentes na incidência da romboidade. Não se percebeu mudança significativa e conclusiva na espessura da zona coquilhada dos tarugos, como se esperava.

Palavras-chave: lingotamento contínuo, molde texturado, romboidade, vida de molde.



## ABSTRACT

Many consider the continuous casting mould the heart of the continuous casting process. It is in the mould where form, surficial and dimensional quality of the billets are given. A wide number of new mould technologies has been developed through the years in order to improve quality of the products and stability and productivity of the continuous casting process. The current work analyzes the performance of four textured moulds in the continuous casting of square section 120x120mm billets at a steel production plant, which works in the mini mill concept. The textured moulds have textures in the highest heat flow region on the hot face just bellow the meniscus, intending to diminish rhomboidity and increase mould life. Therefore, in order to verify the efficacy of such technology, it was statistically analyzed a big amount of rhomboidity data from heats of the SAE 1025-A steel, quality which is most critical for this defect, casted in the textured moulds, having the usual mould as controlling parameter. It was also analyzed the ferrite potential of the cited steel to determine its behavior inside the mould. The solidification macrostructure was also studied, more specifically the chill zone of low, medium and high carbon content billets, solidified in the textured and in the usual mould, side by side. The intention was to find evidence of the less severe heat extraction provided by the textures, which would be reflected in the thickness of the chill zone. Lastly, it was compared the life cycle of the four moulds tested with moulds used through one year period. The results are conclusive and reveal a positive response of the four textured moulds in the analyzed parameters. The moulds acted diminishing and stabilizing rhomboidity and increasing mould life, meaningfully. However, the results varied by casting machine and strand, and the frequency distribution curves, either for the tested or usual moulds, indicate influence of parallel and independent factors in the rhomboidity incidence. It couldn't be noticed any conclusive and meaningful changes in chill zone thickness of the billets, as expected.

Keywords: Continuous Casting, textured mould , rhomboidity, mould life.

## 1.0 INTRODUÇÃO

Por incluir diversos processos e produzir de forma contínua, o lingotamento contínuo é maneira mais eficiente de solidificar grandes volumes de metal em simples formas para subsequente processamento. Entretanto, para o seu bom rendimento, o lingotamento contínuo precisa operar de maneira estável. A parte mais crítica do processo é a solidificação no molde, ou zona de resfriamento primária. Além de dar forma a peça, a função mais importante do molde consiste na remoção de calor e formação da casca com espessura suficiente para suportar a pressão ferrostática. A casca é formada na região do menisco, que consiste na região do molde onde a casca inicial é formada de encontro com a sua parede, na interface sólido-líquido. É nessa região que a superfície final do produto semiacabado é criada (THOMAS, 2001; SAMARASEKERA et al, 1982).

Um problema frequente de qualidade no lingotamento contínuo são os defeitos de forma. Na produção de tarugos, a formação de peças não-quadradas ou romboides causam defeitos de qualidade interna como trincas *off-corner* e diagonais, além de problemas em etapas subsequentes de processamento. A romboidade também pode promover desgaste prematuro do molde. A romboidade é resultante de uma formação heterogênea da casca no menisco, e tensões residuais originárias desse fenômeno (BAKSHI, 2014).

Portanto, o molde e seu *design* têm papel importantíssimo no controle destes defeitos, e diferentes tecnologias têm sido desenvolvidas por seus fornecedores ao longo do tempo. Este trabalho analisou o desempenho de quatro moldes texturados no lingotamento contínuo de tarugos, afim de analisar a eficácia desta tecnologia em comparação ao molde usualmente utilizado. A análise foi focada especificamente no desempenho do molde em relação à diminuição e estabilização da romboidade, seu ciclo de vida de molde e influência na macroestrutura de solidificação dos tarugos, especificamente na zona coquilhada.

## 2.0 REVISÃO DA LITERATURA

Nesta revisão serão tratados brevemente os dois processos de produção de aço, realizados em usinas siderúrgicas integradas e semi-integradas, com ênfase na última. Dentro da rota de produção de aços em usina semi-integrada ou aciaria elétrica, será focado o lingotamento contínuo de aços longos, processo escopo deste trabalho.

### 2.1 Rotas de Produção de Aço

A Figura 2.1 ilustra as duas rotas de produção de aço.

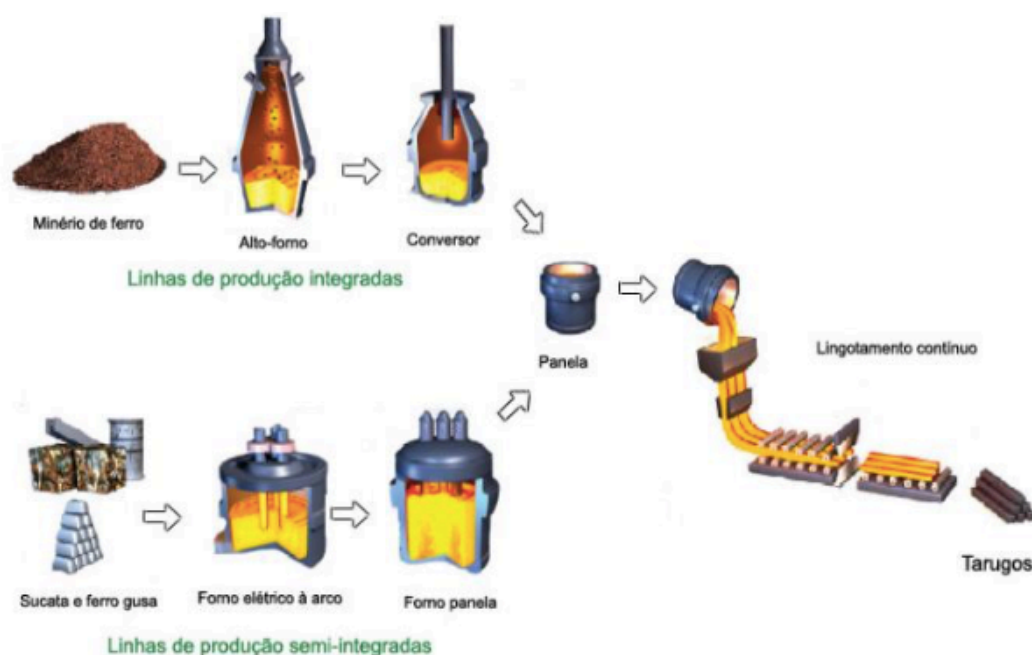


Figura 2.1 Rotas de Produção de Aço. Fonte : MATTIELLO, 2011.

#### 2.1.1 Usinas Integradas

Como já mencionado, as usinas siderúrgicas são divididas de duas maneiras: Usinas integradas e usinas semi-integradas. A produção de aço em usinas integradas ocorre a partir da redução do minério de ferro em altos-fornos, resultando no ferro-gusa ou ferro esponja com teores entre 4 e 5% de carbono, que será transformado em aço posteriormente nos convertedores a oxigênio. Altos-fornos são reatores verticais que trabalham em

contracorrente com sistema de carregamento contínuo, onde pelo seu topo são carregados minério de ferro, coque e fundentes, enquanto na sua base são injetados combustível e ar aquecido através das ventaneiras. O encontro das matérias-primas introduzidas pelo topo com os gases redutores que sobem da base dentro do alto-forno produzirá gases, escória e uma solução líquida basicamente formada por ferro e carbono em solução. O convertedor a oxigênio (LD) vai reduzir o teor de carbono e de outros elementos como silício, manganês e fósforo, preparando o banho para etapas posteriores de refino semelhantes às realizadas no processo via aciaria elétrica. Após essas etapas, o aço poderá ser lingotado (MOURÃO, 2007).

### 2.1.2 Aciaria Elétrica

A grande vantagem da produção de aço via aciaria elétrica é a ausência da etapa de redução do minério, já que nesse processo a principal matéria-prima é a sucata metálica ferrosa, que junto com fundentes sofrerá fusão e refino primário no forno elétrico a arco. Após, o banho metálico passa pelo forno-panela onde sofre refino secundário e segue para o lingotamento contínuo. Em aciaria elétrica produtora de aços especiais há no refino secundário também processos que operam sob vácuo.

#### Forno Elétrico a Arco

O FEA é basicamente uma grande carcaça metálica revestida por materiais refratários e painéis refrigerados, fechada pela abóboda, uma espécie de tampa pela qual são inseridos os eletrodos de grafite. Pelos eletrodos passam a corrente elétrica que formará um arco elétrico com a carga, que combinado com energia química liberada na oxidação de alguns elementos químicos, fornecerá calor para fusão da mesma. Além de fundir a carga, o FEA objetiva reduzir os teores de carbono e fósforo (refino primário) e elevar a temperatura na faixa ideal para a etapa seguinte de refino em forno panela (JOHN, 2009).

#### Forno-Panela

Após ser processado no FEA, o aço é vazado em um recipiente denominado Panela. A Panela é fabricada em aço e revestida internamente por material refratário, onde além de

ser transportada para estação de refino secundário, ela será o reator metalúrgico onde a operação de refino secundário vai acontecer. Além da Panela, o Forno-Panela possui uma abóboda refrigerada e os eletrodos que serão introduzidos através da mesma para aquecimento do banho metálico. Nessa etapa são realizados o ajuste da composição química e controle da morfologia das inclusões, realizado através da adição de ferroligas, desgaseificação, dessulfuração, desoxidação, ajuste de temperatura e agitação do banho através da injeção de gases inertes ou agitadores eletromagnéticos (MOURÃO, 2007; JOHN, 2009).

### Lingotamento Contínuo

A figura 2.2 ilustra basicamente o processo de lingotamento contínuo.

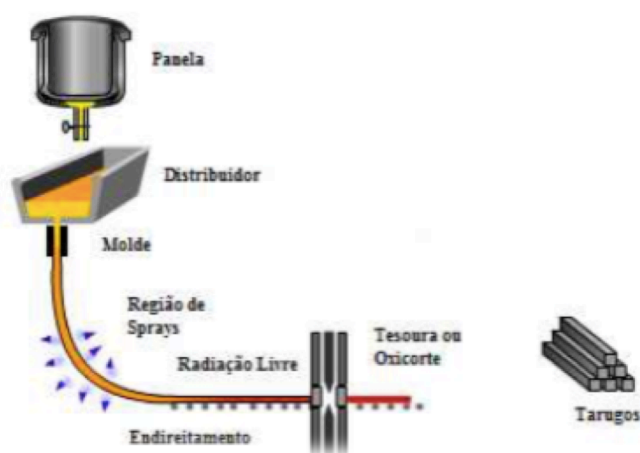


Figura 2.2 Ilustração básica de um processo de lingotamento contínuo de tarugos.  
Fonte: Adaptado de KLIEMANN, 2012.

A função do lingotamento contínuo é solidificar o aço líquido em forma e dimensão convenientes para as próximas etapas do processo, garantindo qualidade superficial, dimensional e interior da peça semiacabada. Então, quando findado o processo de refino secundário a panela segue para a torre de lingotamento contínuo, onde vazará o aço em um distribuidor que distribuirá o aço, em veios, para dentro dos moldes.

O distribuidor armazenará suficiente material fundido para que o processo de vazamento siga continuamente mesmo durante as trocas de panelas supridas pelo processo.

Além disso, o distribuidor também promove a flotação de inclusões para escória, ajudando no controle da qualidade do aço lingotado (THOMAS, 2001; MOURÃO, 2007).

A solidificação no processo de lingotamento contínuo é realizada em três etapas:

- *Resfriamento primário (moldes)*: Etapa de solidificação inicial, onde o aço líquido formará a primeira casca solidificada em contato com o molde;
- *Resfriamento secundário (câmara de sprays)*: Etapa posterior ao molde, onde o veio passa pela câmara de sprays e jatos de água, ou água e ar, são borrifados na sua superfície;
- *Zona de Radiação Livre*: Etapa final de solidificação, entre a saída da câmara de sprays e o corte da tesoura, onde o veio terminará de solidificar ao ar ambiente (KLIEMANN, 2012).

A Figura 2.3 mostra detalhes dessas três regiões de troca térmica.

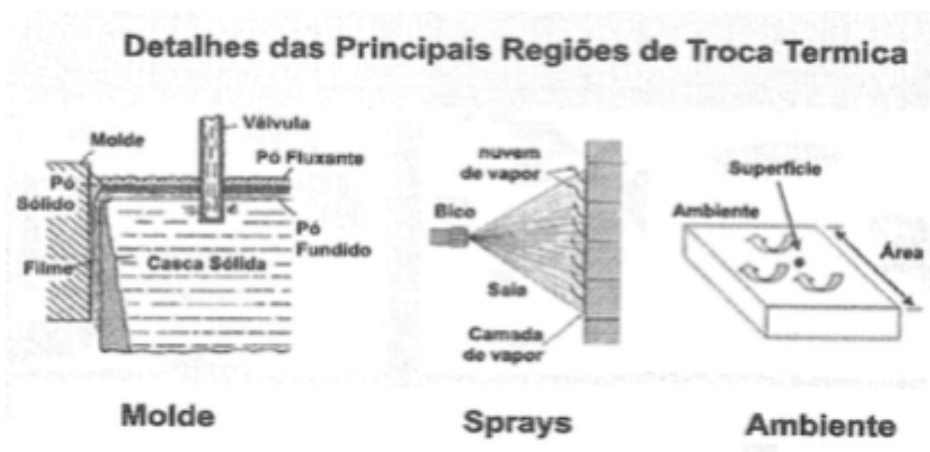


Figura 2.3 Etapas de solidificação no lingotamento contínuo. Fonte: KLIEMANN, 2012

A máquina de lingotamento contínuo também possui, desde o molde até o corte, um sistema de rolos extratores e de suporte, dispostos em sequência, que suportam o veio e o conduzem para fora da máquina, dando lugar ao novo aço que vem entrando e sendo solidificado. (MOURÃO, 2007)

Aos moldes, devido a sua importância para este trabalho, será dedicada atenção especial no próximo tópico.

## 2.2 Moldes

O molde é um tubo de cobre vazado de comprimento variando entre 400 e 900mm, espessura de parede entre 6 e 11mm, revestido internamente, geralmente, por cromo ou níquel, vide figura 2.4. O cobre na constituição do molde possui elementos de liga em sua composição, tais como o cromo, a prata e o zircônio, que melhoram suas propriedades como dureza e resistência ao desgaste, já que o cobre puro possui baixo ponto de amolecimento e não suportaria o trabalho agressivo de contato com o aço a altas temperaturas. Além disso, a camada de cromo ou níquel que reveste sua face interior ajuda a suportar o atrito imposto pelo veio à sua superfície e também evita a incorporação de cobre na superfície sendo lingotada. (MOURÃO, 2007; RIHL, 2012)



Figura 2.4 Molde de lingotamento contínuo. Fonte: KME, 2016.

### 2.2.1 Caixa de Molde e Sistema de Oscilação

A figura 2.5 mostra a caixa de molde e seus componentes.

A caixa de molde é o conjunto de componentes que trabalham junto com o molde. O molde é acoplado dentro da Camisa, ficando um pequeno espaço entre ambos, por onde passará um fluxo de água de alta pressão responsável pela extração de calor do molde. Por

esse fato o molde precisa ser feito de um material com alta condutividade térmica, já que ele precisa conduzir o calor extraído do aço em solidificação para a água.

É através da caixa também que vai ser introduzido a superfície interna do molde o óleo de lubrificação, que junto com o sistema de oscilação tem a finalidade de impedir o agarramento do veio no molde.

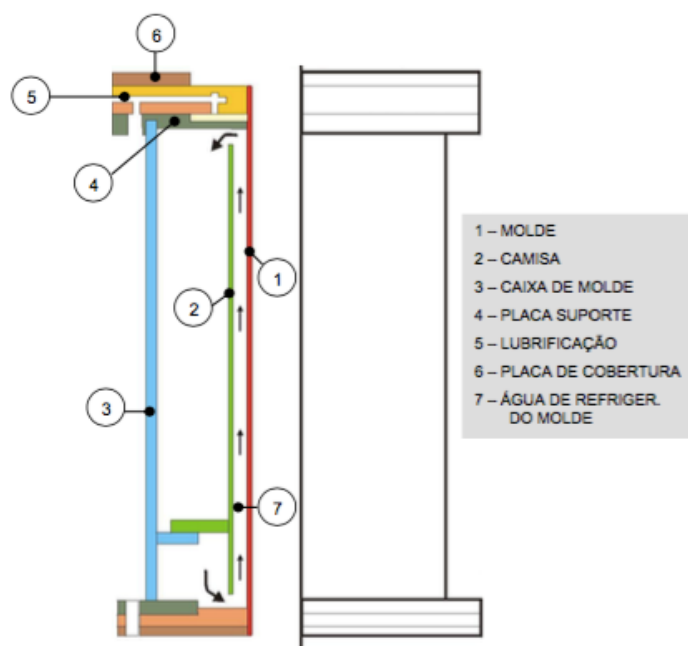


Fig. 6 – Caixa do molde

Figura 2.5 Componentes da caixa de molde. Fonte: OGASAWARA et al, 2013.

Como já dito, a função do sistema de oscilação da caixa de molde é prevenir o agarramento do veio no molde. A velocidade de subida e descida da caixa é regida segundo uma curva senoidal, conforme mostrado na Figura 2.6. Durante um pequeno intervalo de tempo desse movimento oscilatório, a velocidade do molde é maior que a velocidade de extração do veio, e esse tempo é denominado estripamento negativo. É durante esse tempo que o lubrificante é inserido no molde (MOURÃO, 2007). Ao movimento de oscilação se deve as marcas de oscilação. Quanto maior o estripamento negativo e menor a velocidade de lingotamento, mais profundas serão as marcas de oscilação (RIHL, 2012).



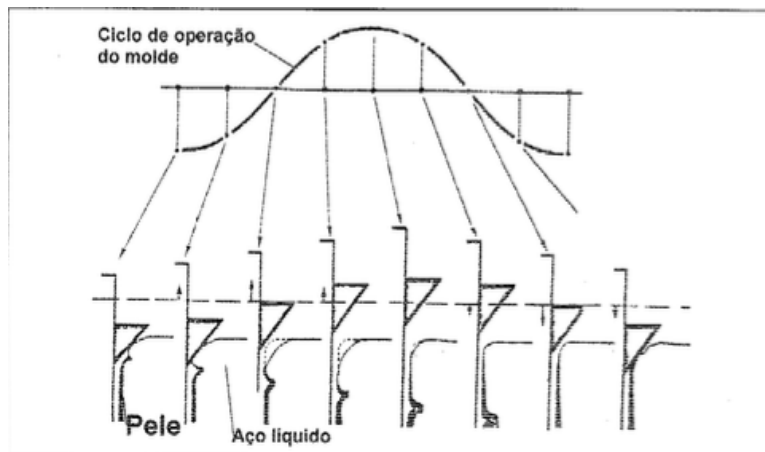


Figura 2.6 Representação do ciclo de oscilação do molde. Fonte: MOURÃO, 2007.

### 2.2.2 Tipos e Geometrias de Moldes

A Figura 2.7 mostra a evolução das máquinas de lingotamento contínuo quanto ao seu raio de curvatura. Originalmente, as máquinas eram verticais. Por volta de 1955, registros da implementação de curvatura/endireitamento do veio horizontalmente surgiram concomitantemente em distintas partes do mundo. A ideia permitiu grandes ganhos em produção sem a necessidade de aumento de altura das máquinas, e ganhos ainda maiores foram alcançados quando se desenvolveram métodos de curvatura do veio quando enquanto seu núcleo ainda estava líquido. Posteriormente, verificou-se que podia-se diminuir ainda mais a altura das máquinas se a curvatura do veio começasse no molde. Foi neste momento que se começou a trabalhar a ideia de utilização de moldes curvos nas máquinas de lingotamento (SZEKERES, 2011).

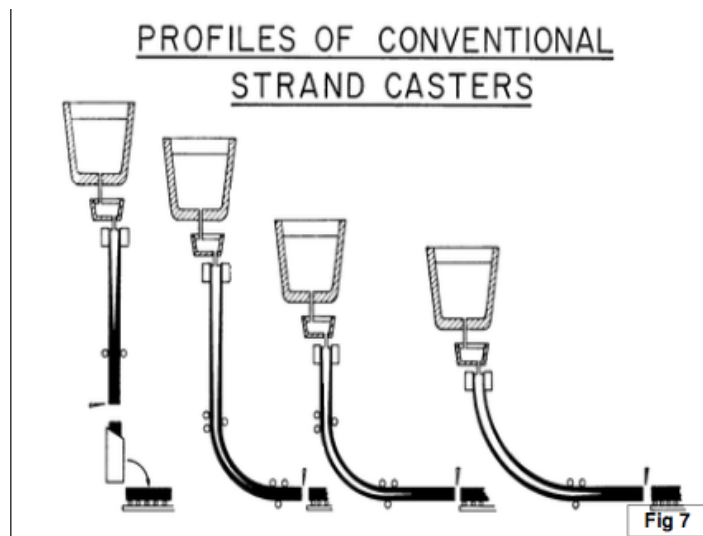


Figura 2.7 Diminuição de altura das máquinas e aumento do seu raio de curvatura com o decorrer dos anos. Fonte: SZEKERES, 2011.

Assim, os moldes são primeiramente divididos basicamente em dois tipos: Retos e Curvos. Os moldes retos, como explicado, eram mais utilizados em máquinas verticais onde o tarugo não precisa ser endireitado antes do corte. Hoje seu uso está mais restrito, principalmente ao lingotamento de placas (SZEKERES, 2011). Já os moldes curvos são comumente usados em máquinas verticais, quando se necessita endireitar o tarugo antes do corte. Dentro desses dois tipos básicos, variam quanto a sua conicidade. Primeiramente os moldes eram retos, como mostrado na primeira imagem na Figura 2.8, evoluindo posteriormente para cônicos.



Figura 2.8 Molde reto e molde cônico. Fonte: OGASAWARA et al, 2013.

Essa evolução surgiu da necessidade de um acompanhamento, por parte do molde, da contração do aço sendo solidificado. Com o decorrer da solidificação no molde, a casca vai aumentando sua espessura, e a contração total do veio tornando-se mais significativa. Dessa forma, nos moldes retos, o *gap* de ar entre o veio e o molde vai se tornando cada vez maior com o decorrer da solidificação, diminuindo a capacidade de extração de calor do molde (SILVA, 2012). Como será visto a seguir nesta revisão, o ar é o meio de maior resistência à transferência de calor no processo de solidificação dentro do molde. O molde cônico vai diminuindo sua secção, desde a parte superior até o pé do molde, gradativamente.

A conicidade do molde é medida em %/metro, e calculada, para secções quadradas, pela seguinte fórmula:

$$C = [(A - B)/B \times L] \times 100$$

Onde A e B são as distâncias entre os centros das paredes opostas superior e inferior, respectivamente, e L é o comprimento do molde (OGASAWARA, 2013).

Ao passo que o conhecimento sobre o assunto foi aumentando, verificou-se que a contração do veio dentro do molde não era linear, e sim variante de acordo com o perfil de temperatura da casca. Portanto, a extração de calor no molde seria otimizada se a conicidade do molde acompanha-se o perfil de temperatura. Na prática, então, o perfil da conicidade dos moldes, ou *mould taper*, a ser utilizado dependeria de diversos fatores, como tipo de aço, construção da máquina de lingotamento e parâmetros de lingotamento, tais como superaquecimento do aço líquido, velocidade de lingotamento e etc. Assim surgiram os moldes multitaper, parabólicos e afins.

Esses avanços foram muito importantes no processo de lingotamento contínuo, pois propiciou aumento nas velocidades de lingotamento e diminuição no número de *breakouts*. (SAMARASEKERA et al, 1982). Na Figura 2.9 se pode notar, através da ilustração dos perfis de temperatura, o avanço no contato térmico propiciado pela otimização do *taper* dos moldes multitaper (direita) em relação aos moldes cônicos lineares (esquerda).

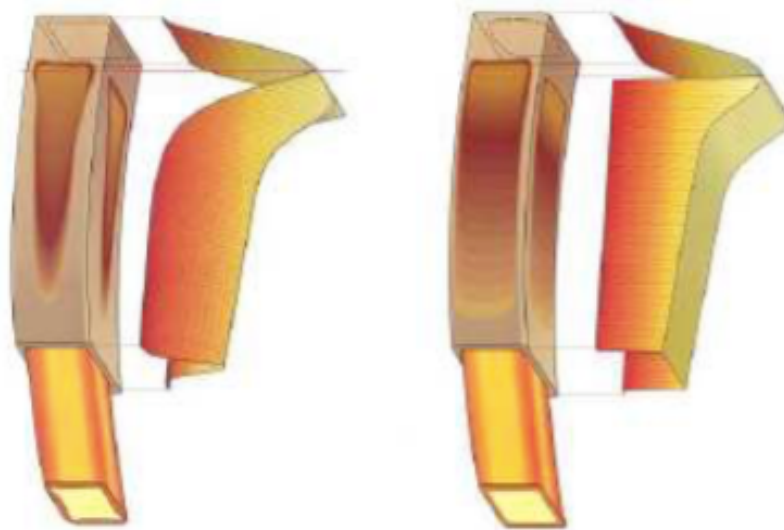


Figura 2.9 Ilustração de perfil de temperatura em molde cônico linear e multitaper, respectivamente. Fonte: Adaptado de GRUNDY, 2011.

### 2.2.3 Novas Tecnologias de Moldes

#### Convex e Diamold

Após o desenvolvimento de moldes com conicidade variável continuou-se inovando no *design* dos mesmos. Para o desenho destes moldes, começou a ser considerado o contato aço/molde nas secções vertical e horizontal, e ainda no canto do molde. Duas tecnologias expressivas nesse contexto são a Convex e Diamold. Surgiram ambas com intuito de permitir ainda mais altas velocidades de lingotamento, sem, obviamente, prejudicar a qualidade do produto (OGASAWARA, 2013).

Na tecnologia Convex o molde possui variações de conicidade no raio de canto e no perfil do meio da casca. O ângulo do raio de canto vai sendo fechado progressivamente, enquanto a face central comprime o aço gradualmente até formar um quadrado. A forma inicial do molde é a mesma da primeira casca solidificada (OGASAWARA, 2013)..



Figura 2.10 Tecnologia Convex, mostrando o fechamento angular do raio de canto do molde. Fonte: OGASAWARA et al, 2013.

A tecnologia Diamold é similar a Convex, também comprimindo o veio com o decorrer do lingotamento. No entanto, na Diamold, o topo do molde inicia como uma seção quadrada e ao descer vai ocorrendo o fechamento das faces e do raio de canto do molde, como ilustra a Figura 2.11.

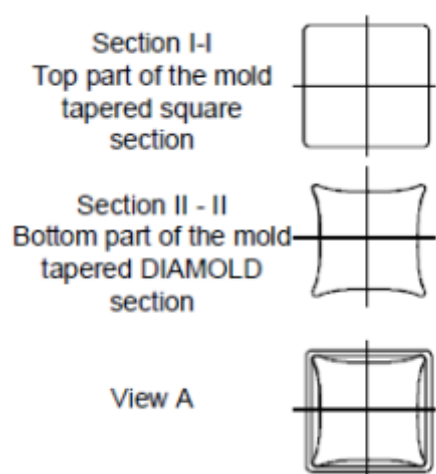


Figura 2.11 Detalhe do enfoque da tecnologia Diamold. Fonte: OGASAWARA et al, 2013.

### Wave and Textured Mould

Os moldes com as tecnologias *Wave* e *Textured*, vide Figura 2.12, surgiram com dois principais objetivos:

- Redução da romboidade em tarugos e blocos;

- Aumento da vida de molde.

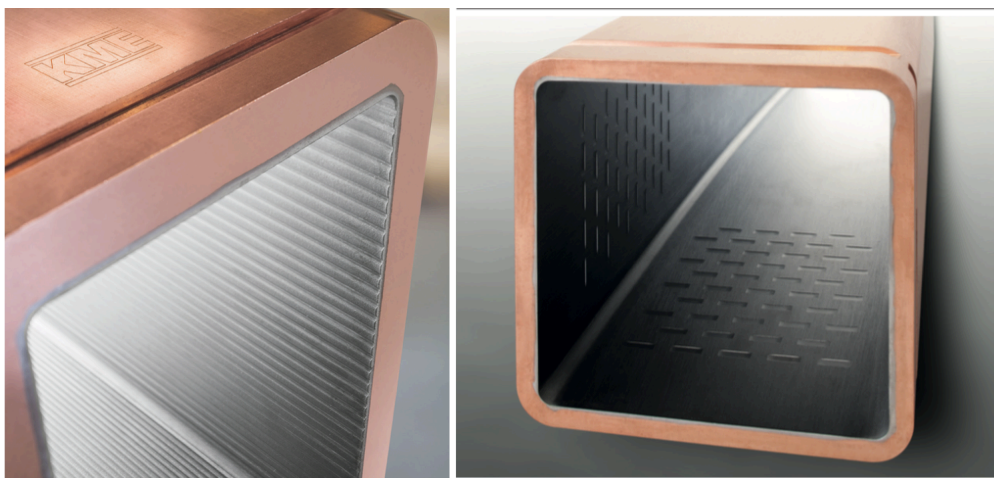


Figura 2.12 Moldes *Wave* e *Textured*, respectivamente. Fonte: KME, 2016.

O desafio consiste em controlar a transferência de calor em regiões críticas do molde, afim de se obter um crescimento mais uniforme da casca de solidificação, o que culminará em melhor qualidade dimensional e diminuição do desgaste prematuro dos moldes (BAKSHI, 2014).

O objetivo é o mesmo, mas a abordagem tomada por cada tecnologia varia. O molde *Wave* possui toda sua superfície quente sobreposta com um padrão ondulado, do topo ao pé do molde, e deixará reflexo desse padrão na superfície da peça, vide Figura 2.13. Essa interface molde/aço vai se encaixar e a casca será guiada no decorrer do comprimento do molde, impedindo a movimentação lateral do veio. Portanto, o molde e o veio serão acoplados juntos de tal maneira que a extração de calor será mais uniforme e conseqüentemente o crescimento da casca mais homogêneo (BAKSHI, 2014). Alega-se, também, que outro benefício das ondulações da superfície seja guiar o óleo de lubrificação até a região do menisco, através de seus canais, promovendo assim uma lubrificação uniforme nessa região.

O molde *Textured*, no entanto, possui texturas em uma região limitada da face quente, logo abaixo do menisco, e a superfície da peça não sofre qualquer mudança. A tecnologia *Textured* não possui nenhuma literatura técnica afim de esclarecer teoricamente o porquê das texturas no molde ser uma abordagem válida para resolver os problemas em questão. Entretanto, se tentará, no prosseguimento deste trabalho, discutir possíveis razões.



Figura 2.13 Tarugo com ondulação na superfície resultante do lingotamento em um molde *Wave*. Fonte: BAKSHI, 2014.

A empresa fabricante de ambos moldes e dona da tecnologia *Wave* realizou um estudo prático, em 2014, sobre a aplicação do molde *Wave* em duas plantas siderúrgicas. O estudo compilou resultados de testes realizados em uma empresa denominada Planta A, em 2010, e em outra empresa denominada Planta B, em 2013. As informações apresentadas daqui para frente nesse tópico, serão referente ao conteúdo desse relatório técnico. A Tabela 2.1 especifica as informações e diferenças entre as máquinas de lingotamento das duas plantas.

Tabela 2.1 Detalhes das máquinas de lingotamento das plantas A e B. Se pode notar significativas diferenças nessas máquinas, como seus Raios, Secções de trabalho e Comprimento de Molde. Fonte : BAKSHI, 2014.

MACHINE DETAILS	COMPANY A	COMPANY B
Casting Machine	2006 Concast®	1986 Mannesmann Demag®
Ladle Size	109 t	159 t
Machine Radius	10.25 m	Vertical
Number of Strands	4 strands	6 strands
Oscillator Type	Hydraulic, retractable	Mechanical
Mould Lubrication	Oil, 35 ml/min	Oil, 40 ml/min
Section Size & Casting Speed	127 x 127 mm @ 4.0 m/min 134 x 194 mm @ 3.3 m/min	178 x 178 mm @ 1.65 m/min
Mould Type (standard)	Elbrodur® G AMT tubes	Elbrodur® G AMT tubes
Mould Taper (standard)	Parabolic	Parabolic
Meniscus level	115 mm	105 mm
Mould length	1000 mm	705 mm
EMS	Yes	Yes
Foot rolls	Yes	Yes
Sprays	Hydraulic, 3 zones	Hydraulic, 3 zones
Withdrawal Unit	Two-point unbending	Single-point unbending
Billet Cut-Off	Oxygen torches	Oxygen torches
Billet Discharge	Walking beam	Chain transfer

Na Planta A, o primeiro teste foi feito com secção quadrada de 127x127mm, qualidade 1022 (0,19 - 0,23 % Carbono), em dois veios distintos, denominados como #4 e #1, trabalhando com molde teste e o de controle, paralelamente, com os mesmos parâmetros. A Tabela 2.2 mostra os resultados do teste.

Tabela 2.2 Resultados do teste na Planta A. Se pode notar uma diminuição da romboidade com o molde *Wave* em 10 vezes.

Casting Speed (m/min)	WAVE Mould Rhomboidity (mm)	Control Mould Rhomboidity (mm)
3.5	0.1	1.0
4.0	0.1	1.5
4.5	0.1	1.0

O segundo teste na Planta A foi feito com a secção retangular de 134x194mm, em uma qualidade com 0,45% Carbono, única informação revelada. Nesse teste, foram colocados o molde teste e o de controle trabalhando paralelamente, como o primeiro teste, nos veios #1 e #4. No entanto, o veio no qual trabalhava o molde de controle estava sofrendo problemas dimensionais em função de desalinhamento dos sprays na segunda zona de resfriamento. Decidiu-se, para verificar o desempenho do molde *Wave* sob essas circunstâncias, colocá-lo em trabalho nesse veio. O molde melhorou bastante a qualidade dimensional das peças, como mostra a Figura 2.14.

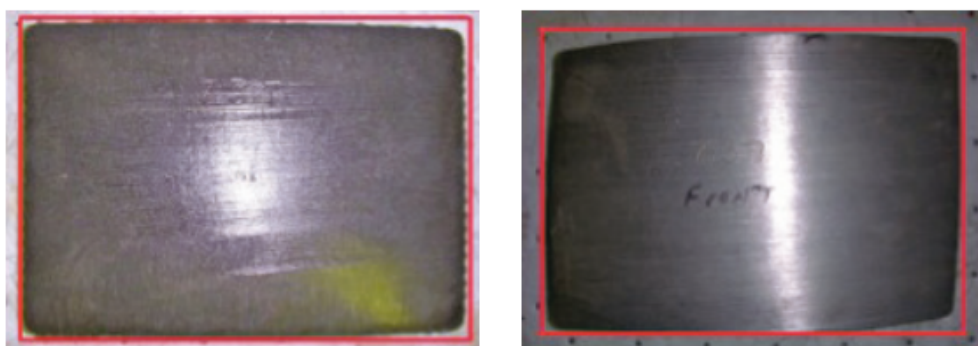


Figura 2.14 Bloco lingotado com molde *Wave* (Esquerda) e com molde de controle (Direita), em mesmo veio. Fonte: BAKSHI, 2014.



Outro aspecto salientado em relação ao segundo molde *Wave* testado na Planta A foi a sua vida de molde. O molde em questão foi retirado de trabalho com 1795 corridas, ou 50.000 toneladas lingotadas, valor bem superior à vida média de molde nessa planta até então, de 1050 corridas.

Durante todo seu período de trabalho, o molde sofreu apenas uma ocorrência de perfuração devido a motivos não referentes ao molde. A Figura 2.15 ilustra uma amostra da casca formada no interior do molde, extraída nessa perfuração.

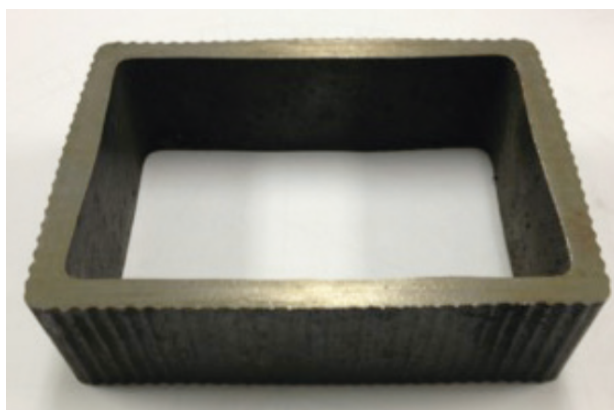


Figura 2.15 Casca formada no molde *Wave* durante a ocorrência de perfuração. Pode-se observar grande homogeneidade dimensional. Fonte: BAKSHI, 2014.

O teste na Planta B foi feito em aço da linha 4130 e secção quadrada 178x178mm, e seguiu também sem maiores problemas operacionais e de forma estável. Medidas de romboidade foram rotineiramente feitas, e o desempenho do molde *Wave* no período de sua implantação em 2013, em relação ao período de 2012, foi satisfatório, com a romboidade sendo melhorada em aproximadamente 1%.

Uma questão importantíssima a se considerar em relação aos tarugos lingotados com o molde *Wave*, em virtude dos padrões impressos na sua superfície, é seu desempenho no processo posterior de laminação. Após vários meses de operação dos moldes em três plantas diferentes nenhum problema resultante dos padrões na superfície foi relatado. O acompanhamento mais próximo em um dos casos revelou que após dois passes, com redução de 30% em cada, os padrões de onda haviam sumido. Esperava-se o bom desempenho do molde também quando a esse quesito, levando em conta a profundidade bem rasa desses padrões superficiais.

## 2.3 Transferência de Calor no Molde

Diversos fatores influenciam a transferência de calor e a solidificação no molde. Neste capítulo, entretanto, serão tratados apenas conceitos básicos e questões focos que tenham possível influência no entendimento deste trabalho.

### 2.3.1 Regiões do Molde e Resistência Térmica na Solidificação

Segundo Nascimento (2005), o molde pode ser dividido em três regiões, levando em consideração o contato molde/metal. São elas:

1- Região do menisco até o ponto de início da solidificação – Região onde o metal líquido se encontra separado do molde por uma camada de lubrificante (pó fluxante ou óleo);

2- Região de bom contato térmico entre metal sólido e a parede do molde – Devido à pressão ferrostática exercida pelo metal líquido sobre a camada solidificada, sendo que o comportamento dessa região tem influência decisiva na qualidade superficial do tarugo;

3- Região onde existe uma separação física ou formação de um *gap* de ar definido entre metal e molde – dificultando a retirada de calor.

De acordo com Garcia (2006) e Barcellos (2007), a transferência de calor no molde é primeiramente regida por convecção do interior do metal líquido para a zona pastosa que se formará na casca solidificada, depois por condução da casca solidificada para o molde e do molde para a água de refrigeração, onde a transferência ocorre por convecção.

Na fase inicial de solidificação não existe o *gap* de ar (Região 2), e a transferência do calor do núcleo de aço líquido é feita da casca de aço solidificada para o molde, e do molde para a água que circula externamente ao mesmo. A casca de aço é um mau condutor térmico se comparado ao molde de cobre, e quanto maior a espessura dessa casca mais dificuldade haverá na extração de calor. Logo abaixo desta região, como exemplificado na Figura 2.16, ocorre a formação do *gap* (Região 3). Além da casca de aço estar mais espessa, a maior resistência a transferência de calor dá-se através do *gap* (SCHWERDTFEGGER, 2003).

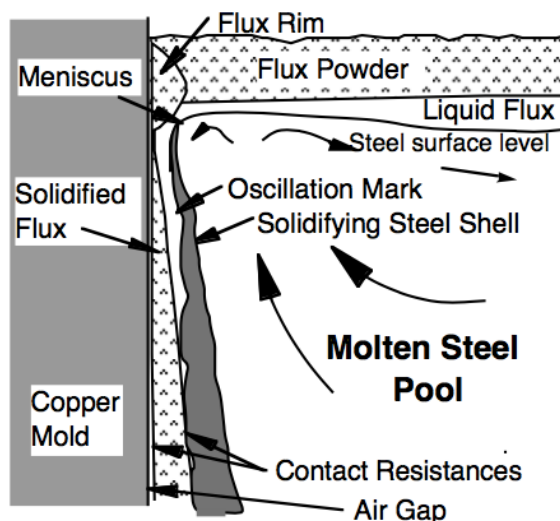


Figura 2.16 Regiões de solidificação no molde com formação inicial do *gap* de ar.  
Fonte: THOMAS, 1995.

Schwerdtfeger (2003) comparou os mecanismos de resistência a transferência de calor no molde à resistências elétricas, como representado na Figura 2.17.

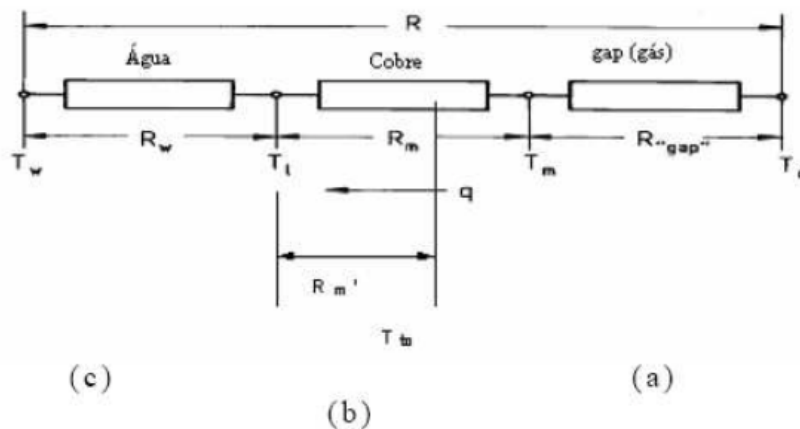


Figura 2.17 Analogia com resistências elétricas para representar resistência térmica na troca de calor dentro do molde. Fonte : SCHWERDTFEGER, 2003.

Vale salientar que as resistências térmicas (c) e (b) são pequenas em comparação a resistência (a). A Tabela 2.3 ajuda a salientar este fato. Se pode observar a grande influência da resistência do *gap* de ar e do Pó Fluxante, que juntos contribuem com aproximadamente 98% da resistência total.

Tabela 2.3 Magnitude das resistências térmicas nas diferentes regiões do molde de lingotamento contínuo. Fonte: SCHWERDTFEGER, 2007.

Região	Dados Físicos/condições	Resistência térmica, $m^2kW^{-1}$	% do total
Água do molde	$L = 5mm, V_{\text{água}} = 10ms^{-1}, T = 25^{\circ}C$	$3,15 \times 10^{-5}$	0,45
Placa de cobre	$L_{Cu} = 15mm, \lambda_{Cu} = 3,77 Wm^{-1}K^{-1}$	$3,98 \times 10^{-5}$	0,57
Pó fluxante	$D_{\text{flux}} = 1mm, \lambda_{\text{sys}} = 1 Wm^{-1}K$	$100 \times 10^{-5}$	14,23
“Gas gap”	$D_{\text{gap}} = 0,6mm, T_o = 1200^{\circ}C, T_m = 78^{\circ}C$	$590 \times 10^{-5}$	83,96
Recobrimento de níquel	$D_{\text{coat}} = 5mm, \lambda_{Ni} = 90Wm^{-1}K^{-1}$	$5,55 \times 10^{-5}$	0,79
<b>Total</b>		$7,03 \times 10^{-3}$	100

A partir das informações apresentadas e indo ao encontro das ideias de Oliveira (2009), é possível concluir que:

1- A otimização do *gap* e/ou lubrificação pode ser um diferencial na melhoria da transferência de calor no molde;

2 - A solidificação começa, de maneira geral, com velocidade muito elevada e à medida que ela progride essa velocidade vai decrescendo até atingir valores muito baixos, onde o molde atuará apenas como suporte para o veio. Ou seja, a casca atingirá quase a totalidade de sua espessura total de saída do molde no início da solidificação.

### 2.3.2 Perfis Térmicos no Molde

Diversos estudos e autores convergem em relação ao perfil térmico na solidificação dentro do molde. O fluxo máximo de calor nessa região ocorre logo abaixo do menisco, onde a casca recém solidificada possui maior contato com o molde e as resistências de interface ainda estão diminutas. Com o decorrer da sua solidificação, a resistência relacionada a casca aumentará em virtude do seu aumento de espessura e sua contração favorecerá a formação do *gap* de ar, que como vimos, oferece maior resistência a troca térmica (OLIVEIRA, 2009).

Na Figura 2.18 é ressaltado o perfil térmico dentro do molde.

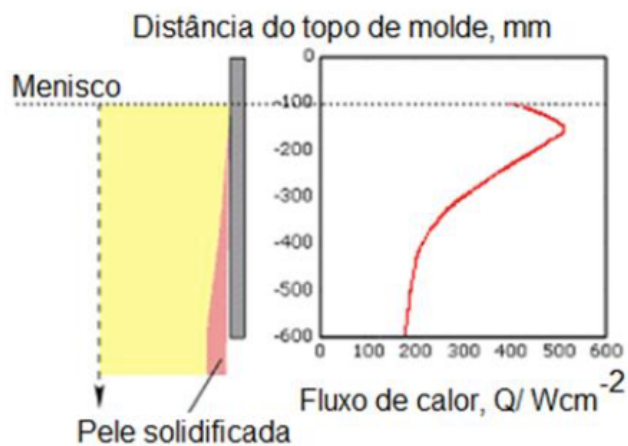


Figura 2.18 Fluxo de temperatura dentro do molde, do menisco até a saída do molde. Fonte: KLIEMANN, 2012.

Apesar do fluxo de calor no molde variar de acordo com alguns fatores como composição química, Figura 2.19, e velocidade de lingotamento, Figura 2.20, o perfil demonstrado na Figura 2.18 possui a mesma característica.

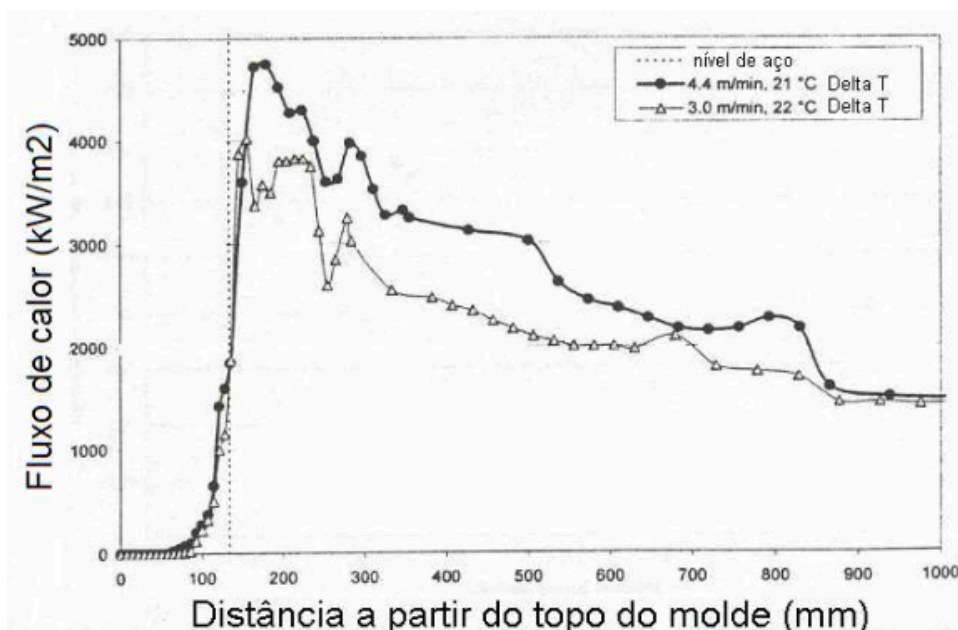


Figura 2.19 Fluxo de calor no molde para altas velocidades de 3.0 e 4.4 m/min. Fonte: CHOW, 2002.

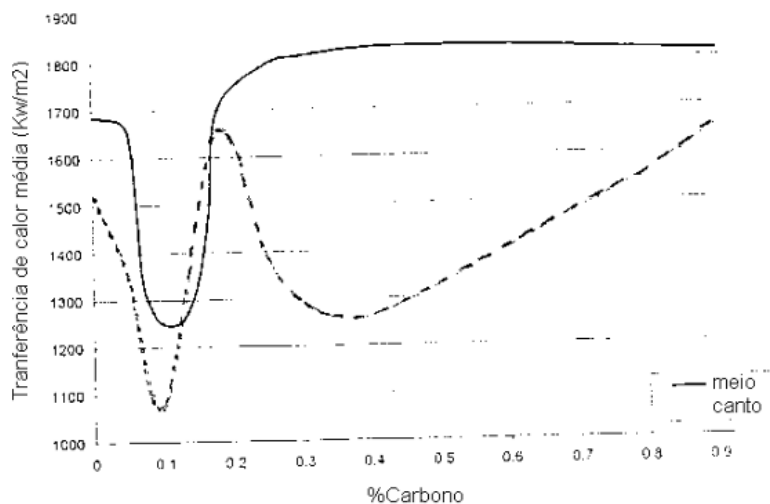


Figura 2.20 Variação do fluxo de calor com o conteúdo de carbono do aço. Fonte: CHOW, 2002.

Análises por elementos finitos foram feitas pela empresa fabricante do molde *Textured* testado nesse trabalho, evidenciando que a região foco de ação nessa tecnologia é a região de maior intensidade de fluxo de calor, logo abaixo do menisco. Também se evidencia a diferença na temperatura desta região como resultado da inserção das texturas na mesma. As texturas diminuem em aproximadamente 65 graus Celsius., vide figuras 2.21 e 2.22

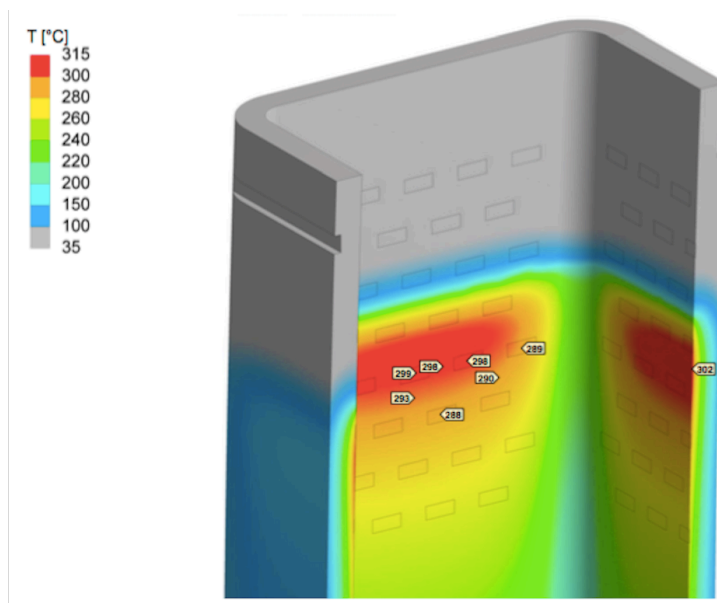


Figura 2.21 Perfil térmico da face quente do molde sem texturas.

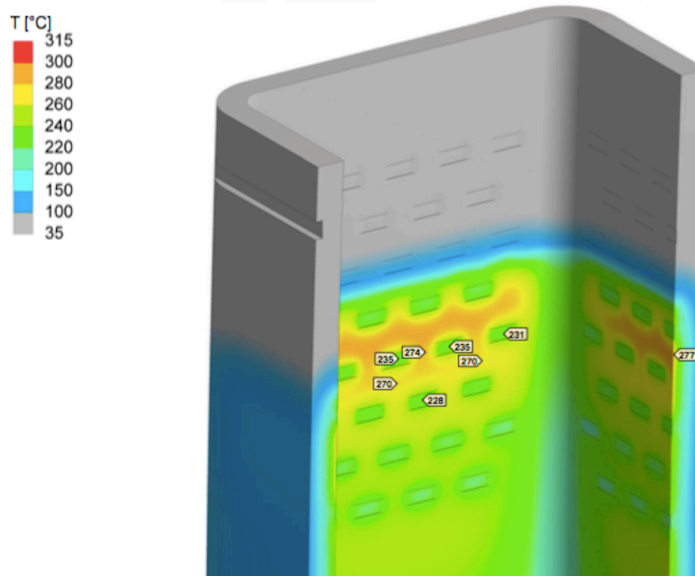


Figura 2.22 Perfil térmico da face quente do molde texturado.

### 2.3.3 Formação Macroestrutural

Diversas variáveis influenciam na solidificação e formação da macroestrutura em uma peça de aço solidificada, dentre essas variáveis estão principalmente parâmetros operacionais e a composição química do aço (OLIVEIRA, 2009). No entanto, de maneira geral, uma peça bruta de fusão terá três zonas distintas de solidificação, denominadas (vide figura 2.23):

1 - Zona Coquilhada - zona mais próxima a superfície da peça solidificada, composta por finos grãos equiaxiais, resultantes do rápido resfriamento imposto pelo contato inicial com o molde;

2 - Zona colunar - zona formada por dendritas que crescem a partir dos grãos equiaxiais da zona coquilhada em direção perpendicular ao molde e paralela ao fluxo de calor;

3 - Zona equiaxial - zona consistindo de cristais equiaxiais de orientação aleatória, no centro da peça solidificada.

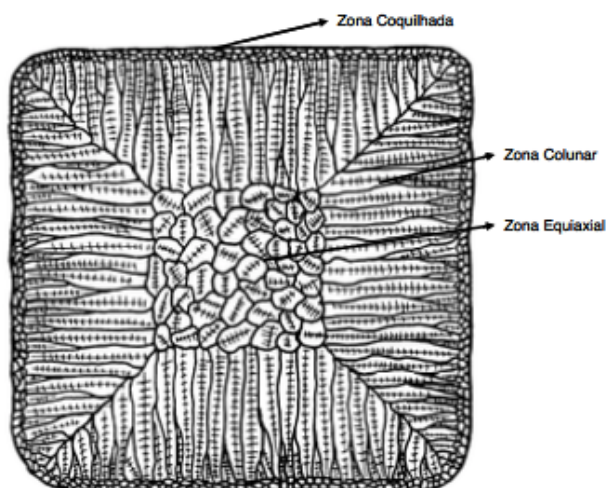


Figura 2.23. Representação das três zonas de solidificação. Fonte: Adaptado de BARCELLOS, 2011.

Segundo Oliveira (2009), o processo de solidificação está ocorrendo através da nucleação e crescimento de fase a partir de um superesfriamento do líquido. A morfologia da interface sólido/líquido determinará a estrutura formada, a partir do gradiente térmico, velocidade e intervalo de solidificação.

A Zona coquilhada de finos grãos equiaxiais se forma na parede do molde. Os grãos cresceram com diferentes velocidades, dependendo de sua orientação cristalográfica. Os que estiverem orientados perpendicularmente a superfície cresceram rapidamente, se tornando maiores e originando a zona colunar. A formação da zona equiaxial central está relacionada a aspectos referentes ao resfriamento constitucional e/ou fusão parcial das dendritas formadas em virtude da flutuação da temperatura do líquido na frente de solidificação, e/ou nucleação livre de cristais no líquido (KRAUSS, 2004).

#### 2.4 Influência da Composição Química do Aço na Solidificação e Potencial Ferrítico

O comportamento térmico dos aços, ao solidificar, varia consideravelmente de acordo com sua composição química. Isso ocorre em virtude das diferentes fases que podem ser formadas na solidificação, como pode ser observado no diagrama de fases da Figura 2.24.



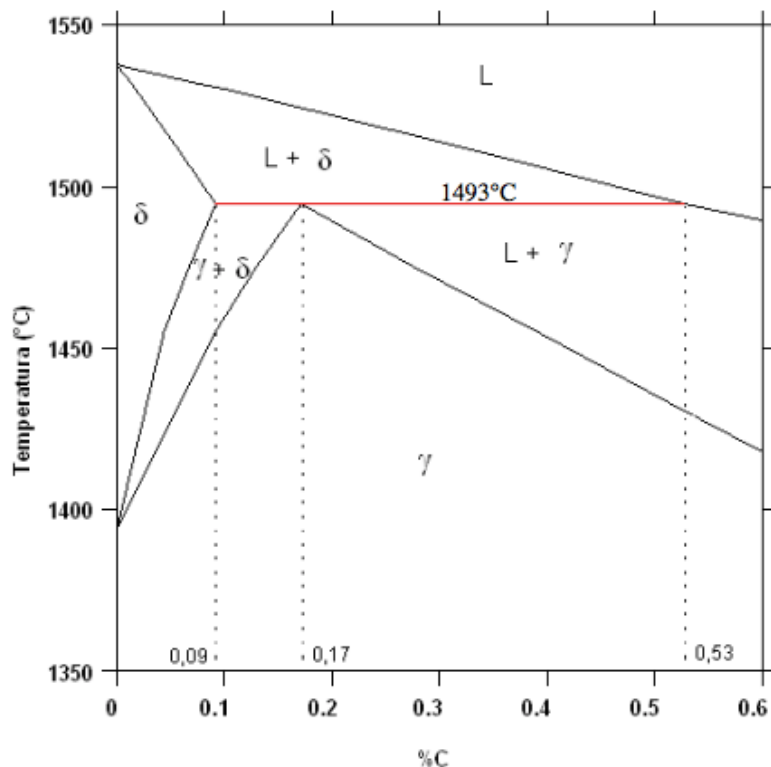


Figura 2.24 Região de solidificação dos aços no diagrama de equilíbrio Fe-C.

Em virtude da sua trajetória de solidificação, os aços são divididos em três grupos. O primeiro grupo corresponde à aços com teores de até 0,09% de carbono. Esses aços solidificarão a fase ferrita-delta a partir do líquido. Já o segundo grupo corresponde aos aços com teores de carbono entre 0,09% e 0,53%, que solidificam na região peritética. Esse segundo grupo é subdividido em dois subgrupos, de acordo com a estrutura formada na região peritética. O primeiro subgrupo inclui aços com teores de 0,09-0,17% de carbono, que solidificará uma estrutura composta de ferrita-delta e austenita. O segundo subgrupo corresponde aos aços que solidificam na faixa de 0,17-0,53% de carbono, que após a reação peritética a austenita ficará em equilíbrio com fase líquida. Por fim, o terceiro grupo inclui os aços com mais de 0,53% de carbono, que solidificam austenita diretamente.

Os aços peritéticos, do segundo grupo, são aços críticos para o lingotamento contínuo, em virtude da sua tendência à contração resultante da diferença de densidade entre as fases ferrita-delta e austenita, normalmente produzindo peças com rugosidade superficial e/ou depressões. Esses aços também são críticos para vários defeitos, dentre eles a romboidade.

### 2.4.1 Aços Peritéticos no Lingotamento Contínuo

A reação peritética caracteriza-se por definição na formação de uma fase secundária através da reação de uma fase primária e um líquido, como por exemplo,  $Líquido + \delta \rightarrow \gamma$  que ocorre nos aços.

Nue ocorre noção desses aços, o metal líquido adjacente a ferrita  $\delta$  em formação torna-se rico em carbono, devido à baixa solubilidade do mesmo na ferrita. Na temperatura em questão, a concentração de carbono na austenita (0,17%) é maior que na ferrita  $\delta$  (0,09%), mas menor que a concentração no líquido (0,53%). Deste modo, a austenita tem rápida formação na interface ferrita  $\delta$ /líquido, formando-se, portanto, ao redor da ferrita  $\delta$ , mais precisamente na raiz dos braços dendríticos, vide figura 2.25 (TIADEN, 1999).

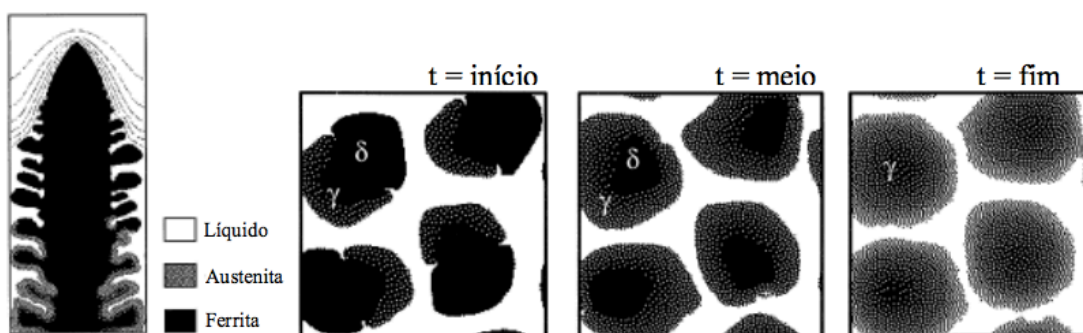


Figura 2.25 Desenho de reação peritética, com a austenita crescendo ao redor da dendrita ferrítica primária. Fonte: TIADEN, 1999.

Reações da região peritética nos aços originam uma variação volumétrica resultante da mudança na estrutura cristalina, de cúbica de corpo centrado (CCC) para cúbica de face centrada (CFC), que aliada a certos fatores operacionais, causam diversos problemas no lingotamento.

A Figura 2.26 apresenta um desenho ilustrando a contração de um aço com 0,15% de carbono após a reação peritética, um dos motivos causadores de trincas a quente na solidificação desses aços.

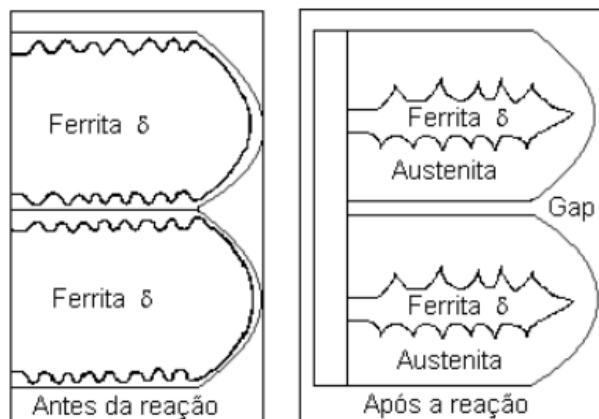


Figura 2.26 Contração resultante da reação peritética em aço com 0,15% de carbono. Fonte: OLIVEIRA, 2009.

Segundo Oliveira (2009), essa transformação tem sua máxima contração para aços com teores entre 0,11-0,17% de carbono, o que em competição com a pressão ferrostática que tenta expandir o material, origina a formação de uma casca irregular. Essa casca irregular possui contato intermitente com o molde, gerando um fluxo de calor ineficiente, como mostrado na Figura 2.27.

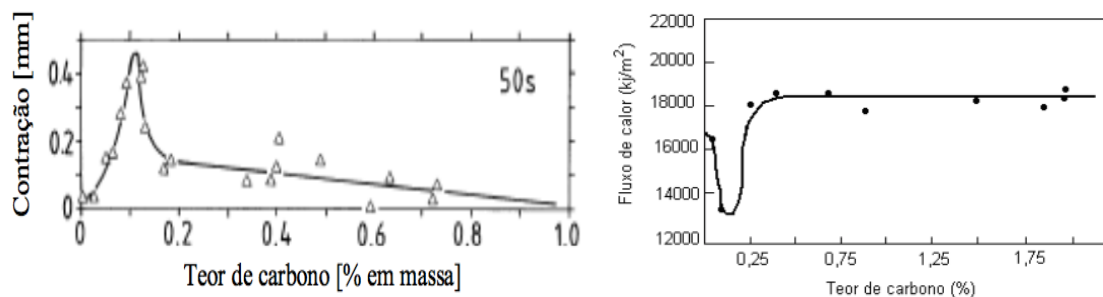


Figura 2.27 Relação do teor de carbono com a contração do aço na solidificação (Esquerda) e com o fluxo de calor no molde (Direita). Picos de contração acontecendo para teores entre 0,11-0,17%, similarmente ao mínimo fluxo de calor. Fonte: HARSTE, 2003.

### 2.4.2 Potencial Ferrítico

Em virtude da grande gama de elementos químicos que compõem os aços em geral, uma forma comum usada para representar os aços e fazer uso do diagrama de equilíbrio Fe-C é o Carbono Equivalente.

O Carbono Equivalente é representado a partir da seguinte equação:

$$C_p = [\%C] + \sum_{i=1}^n A_i (\%i)$$

Onde:

**%C** é o teor de carbono,

**%i** é o teor dos elementos de liga presentes no aço,

**A<sub>i</sub>** é coeficientes para cada elemento de liga.

A equação funciona relacionando os elementos formadores de austenita, que tem sua concentração adicionada à concentração do carbono, e subtraindo a concentração de elementos formadores de ferrita. Os coeficientes *A<sub>i</sub>* para esses elementos foram determinados experimentalmente por diversos pesquisadores, segundo Wolf (1991). A Tabela 2.4 consta alguns dos valores encontrados.

Tabela 2.4 Valores para o coeficiente *A<sub>i</sub>* de alguns elementos encontrado por três pesquisadores. Fonte: WOLF, 1991.

Autor, ano	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	V
Howe, 1987	+0,040	-0,12	+0,080	-0,018	-0,05	-
Yasumoto, 1988	+0,020	-0,01	+0,040	-	-	-
Yamada et al., 1990	+0,030	+0,10	+0,025	-0,007	-0,025	-0,010
Yamada et al., 1990	+0,080	-0,026	+0,090	-0,015	-0,055	-0,045

Usando da regra da alavanca e da fração de ferrita primária no sólido, define-se outro fator, o Potencial Ferrítico (FP), definido pela equação:

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

Para  $FP > 1$  o aço é hipoperitético, enquanto para  $FP < 0$  ele é hipereutético e aços peritéticos possuem  $FP$  entre 0 e 1.

O Potencial ferrítico revela a tendência ao agarramento e contração/depressão de aços, assim como indiretamente a tendência à alguns defeitos. É muito útil na decisão de parâmetros de lingotamento para novas qualidades de aço a serem lingotadas em determinada planta e como "alerta" ao comportamento a ser esperado de determinado aço (OLIVEIRA, 2009). Os diagramas usados são similares ao da Figura 2.28, que evidencia a tendência de determinado aço a se agarrar ou contrair dentro do molde a partir do seu  $FP$ .

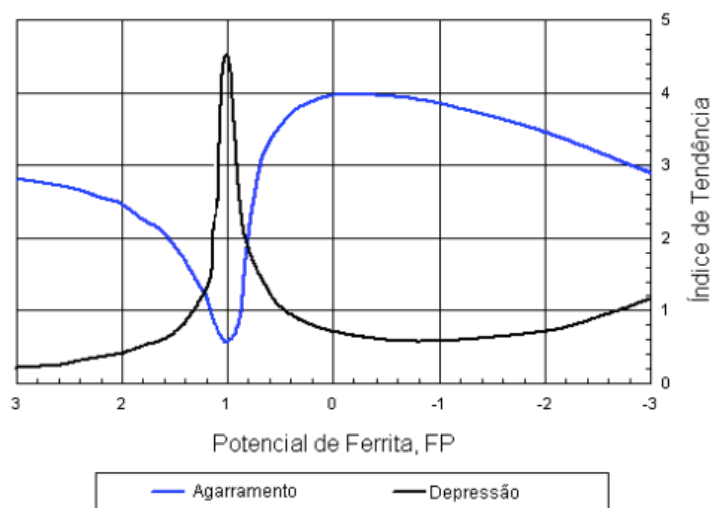


Figura 2.28 Tendência ao agarramento e depressão em função do potencial ferrítico. Fonte: WOLF, 1991.

## 2.5 Romboidade

Um tarugo deve possuir o formato de um quadrado perfeito, ou seja, seus quatro lados, quatro ângulos e duas diagonais devem ser iguais. Quando esses ângulos não são retos, deformam as diagonais e esse tarugo toma a forma de um losango (rombo), vide figura 2.29.

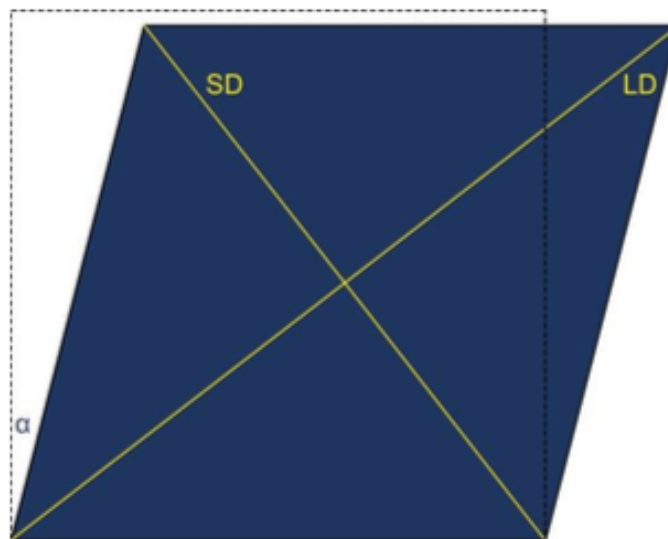


Figura 2.29 Desenho representativo de um tarugo perfeito (pontilhado) e romboide.  
Fonte: OGASAWARA et al, 2013.

### 2.5.1 Medição da Romboidade

A romboidade é usualmente medida através de duas formas. A primeira, mais usual, na qual se expressa o valor direto da subtração entre as medidas das duas diagonais (1), e a segunda (2), na qual se usa o valor da porcentagem de desvio de tamanhos das diagonais.

$$R = D1 - D2 \quad (1);$$

$$R(\%) = ((d2 - d1)/((d2 + d1)/2)) \times 100 \quad (2);$$

O ultimo método é mais recomendado em virtude do valor revelar a severidade do problema independente da bitola, como ilustrado na Figura 2.30.

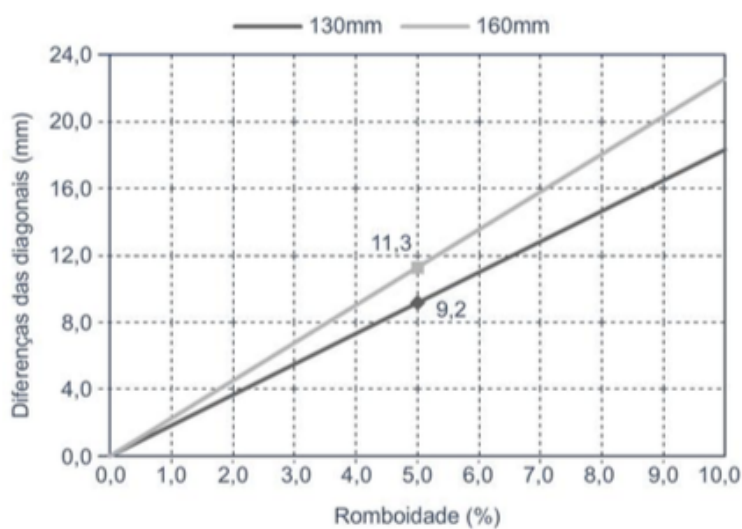


Figura 2.30 Gráfico hipotético de valores de romboidade para tarugos com bitola 130 e 160mm. A romboidade de 5% em um tarugo de 130mm tem como valor 9,2, enquanto para o de 160mm o valor seria 11,3. Fonte: OGASAWARA et al, 2013.

Outro detalhe a ser salientado é o fato da romboidade variar significativamente também ao longo do tarugo. A Figura 2.31 apresenta o intervalo de variação da romboidade ao longo de seis tarugos com 6m de comprimento em aço com 0,32%C ao boro (a). Também mostra a medição detalhada em uma peça específica (b).

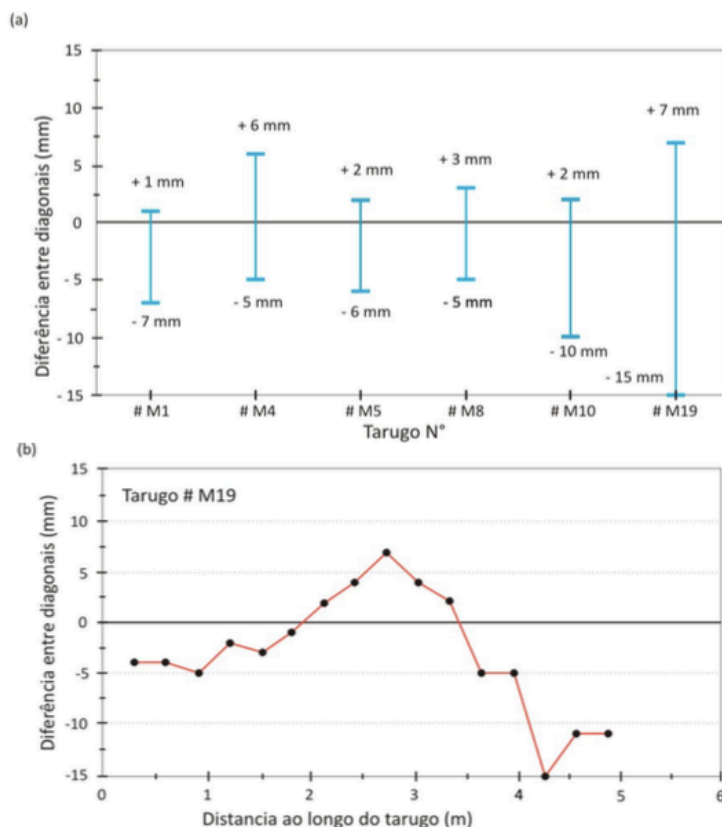


Figura 2.31 Intervalo de variação da romboidade ao longo de 6 tarugos (a). Detalhe da variação em uma peça. Fonte: MADIAS, 2012.

### 2.5.2 Mecanismo de Formação

Apesar de deficiente literatura sobre o assunto, primeiramente Smarasekera et al. (1984) atribuíram a causa da romboidade a moldes com formato romboide, do qual o tarugo herdaria o formato ao sair do mesmo. Os mesmo autores, mais tarde (1998), supuseram a origem da romboidade à formação de uma casca mais grossa em dois cantos opostos, aliado a formação de uma mais fina nos outros dois. A Figura 2.32 ilustra as duas hipóteses.



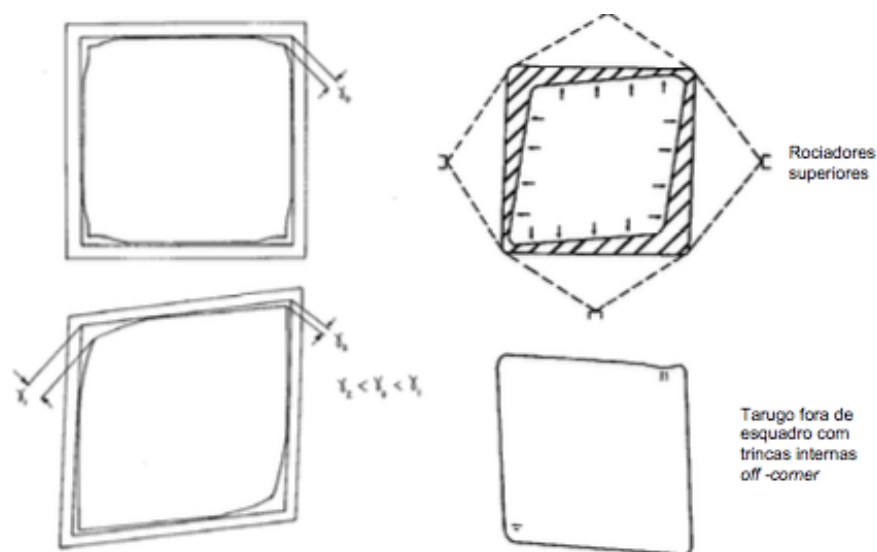


Figura 2.32 Ilustração das duas hipóteses de Samarasekera et al. para a formação de tarugos romboides. Fonte: OGASAWARA et al, 2013.

Com a evolução e modernização das máquinas de lingotamento contínuo, junto com a persistência do problema, ainda outras hipóteses similares passaram a ser consideradas. Acredita-se atualmente, de forma quase unânime, que a romboidade é causada por uma formação irregular da casca no molde, devido à deficiente transferência de calor no mesmo, resultante de diversos fatores (MADIAS, 2012). Bakshi (2014), explica que, logo no início da solidificação, a casca formada está muito fina e ainda muito próxima ao molde. Logo abaixo desta região, com a solidificação e contração mais acentuada, formasse o *gap* e a casca tem um certo espaço para se movimentar dentro do molde. Essa movimentação promoverá contato diferencial com a parede do molde que resultará em tensões na casca e formação irregular.

A ocorrência de romboidade, comumente, aparece associada a outros defeitos, como trincas internas off-corner e depressões. O mecanismo de formação de depressões e trincas internas off-corner também está ligado a crescimento não uniforme da casca, e pode ser também um possível mecanismo de formação da romboidade (MADIAS, 2012).

A formação de uma casca irregular que vai gerar trinca interna e depressão segue o seguinte fluxo (vide figura 2.33):

- Os cantos do tarugo se resfriam mais rápido, contraindo e se afastando do molde;
- A pressão ferrostática age empurrando a casca contra o molde, enquanto os cantos, por estarem mais espessos, não sofrem grande expansão;
- Uma articulação é criada perto do canto, onde a espessura da casca é mínima.

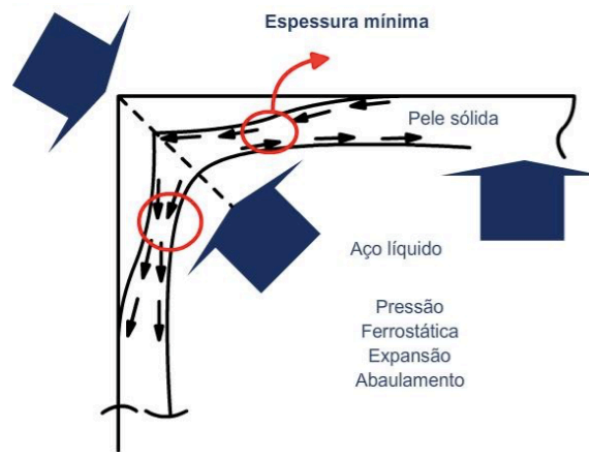


Figura 2.33 Esquema explicando a formação de casca irregular próxima aos cantos do molde. Fonte: OGASAWARA et al, 2013

### 2.5.3 Consequências da Romboidade

Na planta onde o estudo deste trabalho foi realizado, o principal problema envolvendo tarugos romboides está ligado a laminação. No início do processo de laminação, no primeiro passe na gaiola de desbaste, ocorre a torção do tarugo, o qual sofre um giro no sentido axial forçando uma das diagonais a entrar na luz dos cilindros e formando um filete longitudinal ao longo do tarugo. O tarugo romboide também oferece problemas de movimentação nos fornos de reaquecimento.

Evidências sugerem também, como já citado, possível ligação entre a incidência de trincas *off-corner* a romboidade, como mostrado na Figura 2.34.

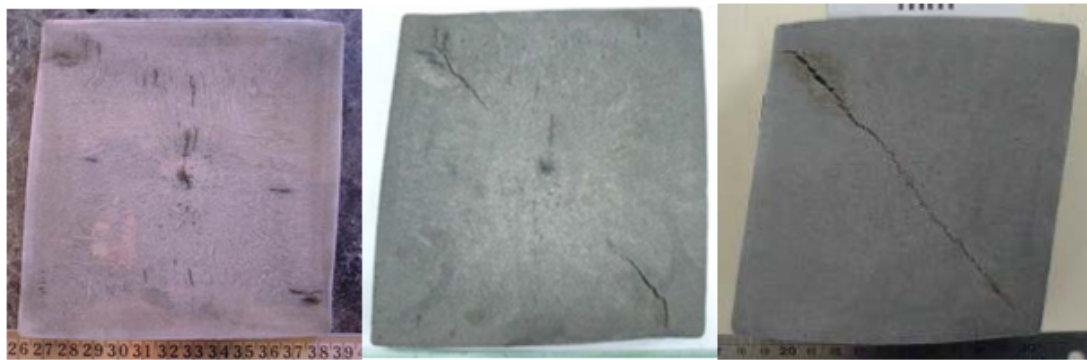


Figura 2.34 Tarugos com diferentes graus de romboidade e propagação de trinca na diagonal menor. Fonte: OGASAWARA et al, 2013

Também, a incidência frequente de romboidade causa desgaste prematuro e diferenciado no molde, em virtude da pressão acentuada nos cantos do molde exercido pelas diagonais agudas dos tarugos romboides, vide figura 2.35.



Figura 2.35 Desgaste severo e irregular de molde causado por romboidade. Fonte: BAKSHI (2014).

#### 2.5.4 Influência da Composição Química

É de comum conhecimento a tendência de aços com médio teor de carbono (0.18-0.53%) apresentarem problema de romboidade. Madias (2012), trouxe dados de medição de romboidade de três usinas, apresentados na Figura 2.36.

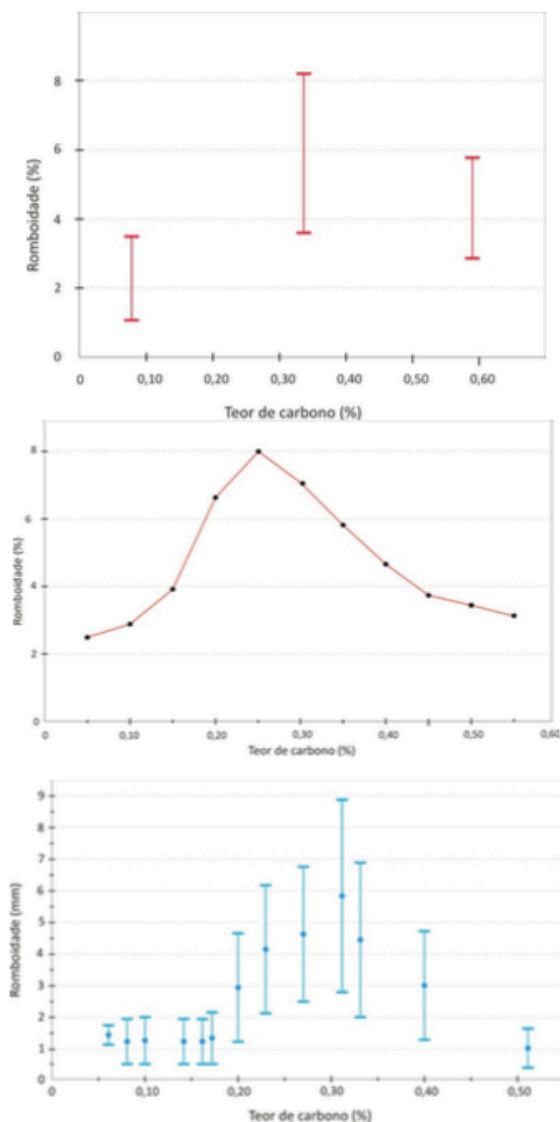


Figura 2.36 Relação da incidência de romboidade com o teor de carbono dos aços. De cima para baixo: QIT-Fer & Titane, DDS e Gerdau Açominas. Fonte: MADIAS, 2012.

A explicação para maior incidência desse problema nesses aços está no fato de possuir uma boa transferência de calor no molde e um curto intervalo de solidificação. Em comparação com aços de baixo carbono, que como explicado anteriormente possui baixo fluxo de calor em virtude da rugosidade da pele formada, eles possuem maior transferência de calor. Em comparação aos aços de alto carbono, que solidificam numa faixa de 100 graus Celsius, possuem faixa de solidificação menor, de 50 graus. Então, o impacto de um resfriamento não uniforme na formação da casca nesses aços é maior em virtude de possuir uma transferência de calor razoável e uma pequena faixa de solidificação, que tornará a solidificação mais rápida (MADIAS, 2012).

### 3.0 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo será inicialmente tratado os parâmetros e especificações das máquinas de LC utilizados neste experimento, assim como dos moldes. Seguindo, será detalhado o procedimento de medida da romboidade, como se avaliou desempenho do molde quanto a esse quesito, e detalhes sobre a qualidade de aço usada na mesma e suas características. Após, será dado detalhes também sobre as medidas de vida de molde, tal qual o critério usado para retirada do molde de serviço, e como foi avaliado a vida desses moldes. Por fim, se explicou sobre a abordagem utilizada na medição das zonas de solidificação.

#### 3.1 Moldes e Máquina de LC

O teste em questão foi feito em uma aciaria elétrica, dotada de duas máquinas de lingotamento contínuo, onde o aço é distribuído por um distribuidor em dois veios, em cada máquina. As corridas produzidas possuem em torno de 20t, as corridas são vazadas nos veios por dois distribuidores com 4,8t de capacidade cada. O vazamento dos distribuidores para os moldes é feito em jato aberto e a lubrificação feita com óleo vegetal. O sistema de oscilação é hidráulico.

Tabela 3.1 Dados das máquinas de Lingotamento Contínuo utilizadas no teste.

Capacidade distribuidor	4,8 t
Velocidade de lingotamento	1,9 a 2,8 m/min
Raio metalúrgico	4,5 m
Comprimento metalúrgico	11 m
Número de veios	2
Amplitude de oscilação	12 mm
Frequência de oscilação	140 cpm
Tipo de molde	Parabólico
Parabolic Taper	2,73 – 0,60%/m
Seção do molde	120 mm
Comprimento do molde	700 mm
Altura do menisco	100 mm

Os moldes testados são moldes de cobre KME parabólicos texturados de secção quadrada 120x120mm e 700mm de comprimento, e camada de cromo interna de aproximadamente 0.86 mm, assim como os moldes usuais. Quatro moldes foram testados, sendo analisado seu desempenho em relação a romboidade e seu ciclo de vida



Figura 3.1 Foto ilustrativa do molde texturado testado. Fonte: KME, 2016.

### 3.2 Medidas de Romboidade

Para análise de romboidade foram medidas aproximadamente 1400 corridas do aço SAE 1025-A, onde se mediu uma peça por corrida por veio. Vale salientar que o aço SAE 1025-A não é lingotado em velocidades abaixo de 2m/min. A Tabela 3.2 apresenta a composição química desse aço.

Tabela 3.2: Composição química do aço SAE 1025-A, em massa.

Composição Química (%)															
C	Mn	Si	S	P	Cu	Cr	Ni	Mo	As	Zn	Pb	Nb	Sn	V	N <sub>2</sub> ppm
0.21	<b>0.55</b>	0.10	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
0.28	<b>0.85</b>	0.25	0.050	0.050	0.50	0.35	0.30	0.085	0.050	0.05	0.10	-	0.082	-	<b>130</b>

Cada corrida totaliza em aproximadamente 40 tarugos de 0,5t cada. Sendo assim, mediu-se uma peça a cada vinte peças lingotadas, ou 5% das peças de cada corrida. A

medida foi feita com paquímetro, e o valor de romboidade obtido através da subtração entre a maior e menor diagonal medida.

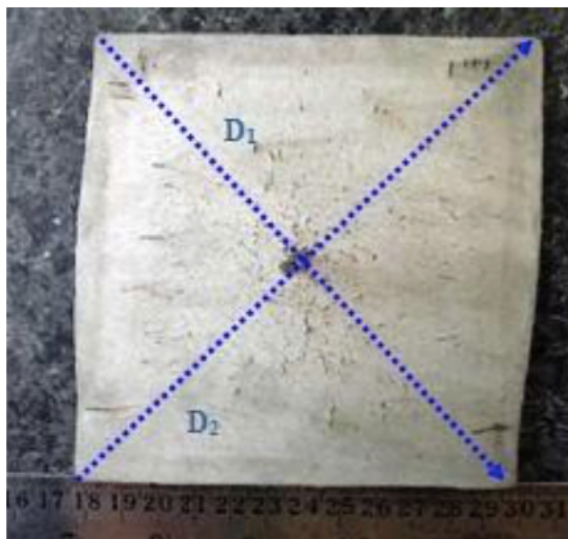


Figura 3.2 Amostra de seção transversal de tarugo com indicação das medidas de diagonal usadas no cálculo da romboidade. Fonte: OGASAWARA et al, 2013.

A análise dos dados foi feita comparando as medidas de romboidade das corridas lingotadas com os moldes teste e com os moldes usuais para mesmo veio (flecha vertical, Tabela 3.3) com intuito de diminuir a influência de fatores que variam de veio para veio. Também se comparou a romboidade de peças lingotadas simultaneamente em uma mesma máquina, onde em um veio trabalhava o molde teste e no outro o molde usual (flecha horizontal, Tabela 3.3). Usou-se a média dos dados, seu desvio padrão e curva normal de distribuição dos dados, como ferramentas estatísticas para análise. E os programas Excel e MiniTab.

A Tabela 3.3 mostra uma parte da tabela utilizada na colheita de dados e a indicação de como foram comparados os dados.

Tabela 3.3 Amostra da tabela onde foram inseridas as medidas de romboidade. No topo são designados os veios e os valores são as medida de romboidade para determinada corrida. As células coloridas indicam uso do molde teste.

D	E
V1	V2
8	3
10	4
4	2
9	4
9	3
4	3
10	4
9	2
9	5
9	4
10	2
9	2
10	2
1	4
1	1
1	1
4	2
1	2
1	1
4	3
5	2
5	4
3	2
1	6
1	5

Também se calculou o Carbono Equivalente (1) e Potencial Ferrítico (2) desde aço para analisar seu comportamento dentro do molde, através das relações:

$$C_p = [\%C] + 0,04[\%Mn] + 0,1[\%Ni] + 0,7[\%N] - 0,14[\%Si] - 0,04[\%Cr] - 0,1[\%Mo] - 0,4[\%Ti] \quad (1)$$

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

### 3.3 Medidas de Vida de Molde

Os moldes foram postos em trabalho sempre que necessário, independente da qualidade a ser lingotada, diferentemente das medidas de romboidade que, como já dito, foram tomadas apenas para a qualidade SAE 1025-A. Portanto, a vida dos moldes não teve sua análise focada em relação a nenhuma qualidade específica. A vida de molde é medida em corridas por molde, e o molde é retirado de trabalho quando a inspeção visual indica desgaste excessivo da camada de cromo no pé do molde, ou na ocorrência de *breakouts*



onde todos indícios apontam como fator causador o desgaste do molde. O valor da vida de molde é tabelado para posterior análise, e usou-se a média e desvio padrão dos dados para análise, no programa Excel.

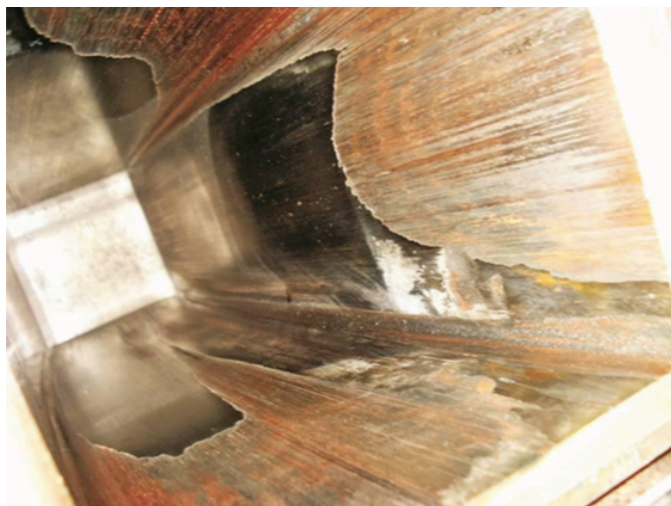


Figure 3.3 Imagem do interior de um molde visto de baixo, com desgaste crítico no pé do molde. Fonte: OGASAWARA et al, 2013.

#### 3.4 Medidas da Zona Coquilhada

No teste também foram feitas análises da macroestrutura das zonas de solidificação, mais especificamente da zona coquilhada dos tarugos solidificados com o molde teste e o usual, para mesma corrida. Tirou-se amostras de corridas de baixo, médio e alto carbono, nos aços SAE 1540-B, 1025-A e 1045-E, respectivamente. Duas amostras foram tiradas de cada qualidade, uma do veio na qual estava o molde teste e a outra do veio que estava o molde usual.

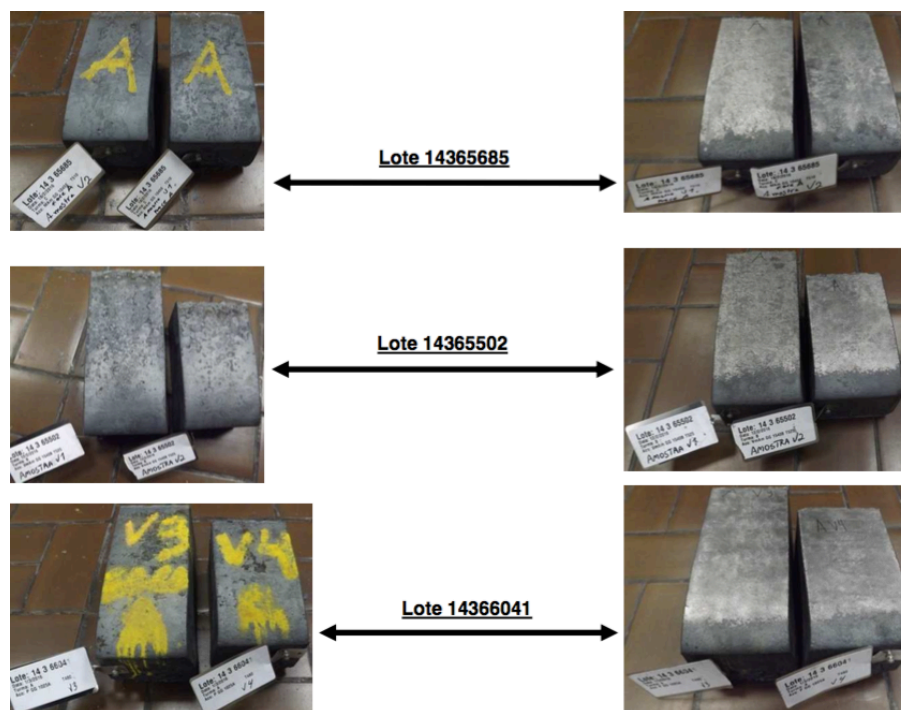


Figura 3.4 Amostras de tarugos retiradas para análise macroestrutural.

Mediu-se a espessura da zona coquilhada, afim de analisar possíveis variações resultantes da diferença de fluxo de calor no estágio inicial da solidificação entre os dois tipos de molde. As amostras foram submetidas a ataque químico com ácido clorídrico 50%, por 30 minutos na temperatura de 60 graus Celsius. Após ataque a amostra foi fotografada e a medição da zona coquilhada realizada com auxílio de software de edição de imagem. A espessura da zona coquilhada foi determinada como o limiar entre os finos grãos equiaxiais e os colunares, como visto na Figure 3.5.

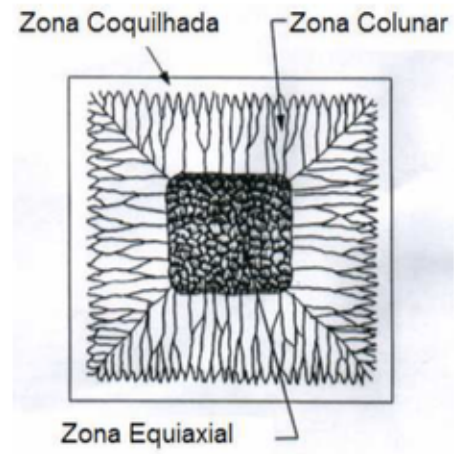


Figura 3.5 Representação das três regiões de solidificação de um tarugo. Fonte: ZSEKERES, 2005.

## 4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este capítulo apresenta os resultados e a discussão do teste analisado nesse trabalho. Serão três tópicos com resultados e discussão dos parâmetros analisados no teste do molde, e mais um tópico analisando o comportamento no molde do aço SAE 1025-A usado nas medidas de romboidade.

### 4.1 Espessura da Zona Coquilhada

Através da análise da espessura da zona coquilhada dos tarugos lingotados no molde teste e no molde de controle, se esperava possíveis mudanças que indicariam ação direta das texturas. Como já discutido, as texturas agem na região de maior transferência de calor no molde, que se situa logo abaixo do menisco na face quente.

Como observado nas figuras 2.21 e 2.22, onde é ilustrado o perfil térmico dos moldes teste e controle, a temperatura dessa região é menor no molde texturado, indicando uma diminuição no fluxo de calor devido à ação das texturas. O efeito seria análogo ao efeito da velocidade de lingotamento no fluxo de calor dessa região. Como mostrado na figura 2.19, o fluxo de calor na região de interesse aumenta com a velocidade de lingotamento. Kliemann (2012), analisando o mesmo aço na mesma planta onde foi realizado este trabalho, concluiu que maiores velocidades de lingotamento aumentam a espessura da zona coquilhada nesses aços, pois aumenta-se o gradiente térmico na interface molde/veio aumentando o superesfriamento, força motriz de formação da zona coquilhada. Portanto, esperava-se o efeito inverso nos tarugos lingotados com o molde texturado, ou seja, uma espessura menor de zona coquilhada.

A Figura 4.1 ilustra a região coquilhada em cada amostra analisada. O traçado foi feito manualmente para fins ilustrativos.



Figura 4.1 Imagem ilustrando as amostras utilizadas e o traçado indicando a zona coquilhada.

A Tabela 4.1 mostra os resultados da medição da espessura da zona coquilhada para tarugos lingotados com o molde teste e com o molde controle, indicado como Normal. Os resultados apresentam a média da espessura medida para cada face, e a última coluna apresenta a média da espessura considerando todas as faces.

Tabela 4.1 Resultado das medições para espessura da zona coquilhada nos tarugos de baixo, médio e alto teores de carbono.

Amostra	Molde	Espessura Zona Coquilhada (mm)				Média
		Face A	Face B	Face C	Face D	
Aço 1045-E	Teste	↑ 10.29	↑ 10.43	↓ 6.78	↑ 9.06	↑ 9.14
	Normal	↓ 7.6	↓ 9.88	↑ 10.22	↓ 8.76	↓ 9.115
Aço 1025-A	Teste	↑ 10.04	↓ 10.08	↑ 9.76	↑ 11.52	↑ 10.35
	Normal	↓ 9.64	↑ 10.68	↓ 9.74	↓ 7.64	↓ 9.425
Aço 1540-B	Teste	↓ 10.18	↑ 11.32	↓ 11.02	↓ 10.98	↓ 10.875
	Normal	↑ 10.72	↓ 10.94	↑ 13.64	↑ 12.58	↑ 11.97

As medições não apresentam diferenças significativas e conclusivas da diminuição da espessura da zona coquilhada nos tarugos lingotados com o molde teste, como era esperado. Para melhor visualização, em cada qualidade de aço as flechas indicam o valor de espessura maior e menor para cada face, e se pode ver inclusive, que o valor da espessura da zona coquilhada é maior, mais frequentemente, nos moldes teste. Analisando a última coluna, no entanto, se pode salientar o aumento da espessura média com a diminuição do teor de carbono nos aços. O aço de baixo carbono (1540-B) possui maior espessura média, e o aço de alto carbono (1045-B) possui a menor. Isso explica-se no fato de aços de baixo carbono possuírem maiores temperaturas de solidificação e portanto de lingotamento, o que causará um maior superesfriamento no molde e uma maior espessura de zona coquilhada.

## 4.2 Potencial Ferrítico (FP)

Com o objetivo de analisar o comportamento do aço em questão dentro do molde, se calculou o seu Potencial Ferrítico. Segundo Fernandes (2005), aços com FP entre 0,85 e 1,05 possuem má formação da pele no menisco, que é uma das causas chave para o problema de romboidade.

O mesmo já tinha sido calculado por Kliemann (2012), para o mesmo aço em trabalho na mesma planta, com dados referentes a dois meses de produção. Entretanto, foram feitas algumas mudanças sutis no intervalo de composição aceito para o Carbono e Manganês nos últimos anos. Nos cálculos de Kliemann o FP desse aço foi 0,68, com índice de tendência ao agarre de aproximadamente 3 e de depressão de aproximadamente 1.6, como indicado na Figura 4.2, em vermelho.

Para confirmar a tendência do aço nos dias de hoje, o cálculo foi feito usando valores de mínimo, médio e máximo para os teores dos elementos de interesse. E também se analisou uma situação hipotética afim de chegar no pior cenário possível para tendência à depressão.

Os cálculos apontaram valores muito próximos aos previamente calculados, com potencial ferrítico médio de 0,56. O potencial para os teores de elementos no mínimo atingiu 0.66, enquanto para o máximo 0,51. Salienta-se aqui que o pior cenário para este aço em relação a tendência ao agarre seria para teores máximos de carbono e manganês, e mínimo de silício, com o potencial ferrítico atingindo 0,45. Já o pior cenário para a tendência a depressão na peça seria atingido com o menor carbono equivalente, que é atingido com teores de elementos austenitizantes no mínimo e elementos com tendência à formação de ferrita na fórmula, no máximo. O potencial resultou em 0,81, com índice de tendência ao agarre e depressão de aproximadamente 1,8, caindo fora do intervalo crítico para tendência à depressão, como indicado em verde na Figura 4.2.

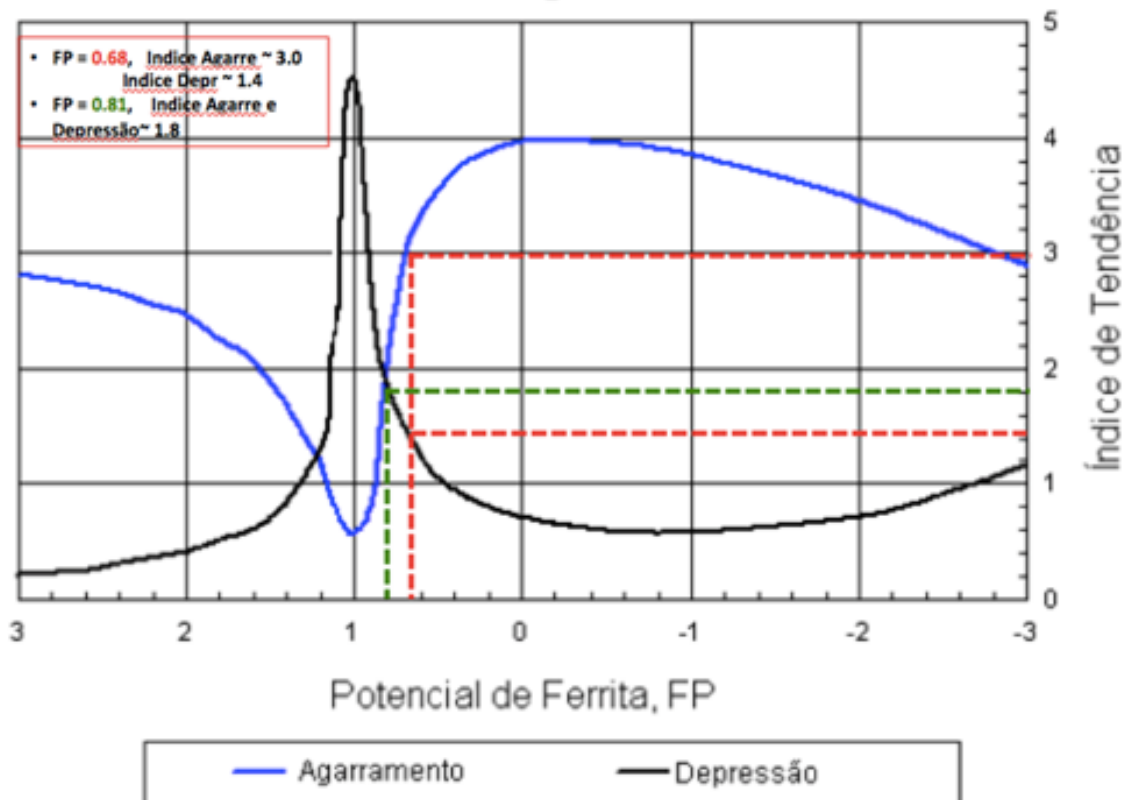


Figura 4.2 Diagrama do FP com marcação dos índices do aço SAE 1025 – A.

#### 4.3 Romboidade

A seguir será apresentado os resultados e análise das medidas de romboidade. Os resultados serão apresentados em três partes, começando com os resultados que comparam os moldes quando utilizados em mesmo veio, visando excluir ruídos que variam de veio para veio. Em seguida, se analisou os resultados quando molde teste e molde normal trabalharam lado a lado, em mesma máquina, eliminando ruídos provenientes de variações na composição química de corrida para corrida. Por ultimo foi feita a análise dos dados juntos e análise dos diagramas de distribuição de frequência dos dados e outras considerações.



A Figura 4.3 e 4.4 apresentam, respectivamente, as médias e desvios padrão para os dados comparando dados quando os moldes trabalharam em mesmo veio. Os valores de romboidade são dados em milímetros.

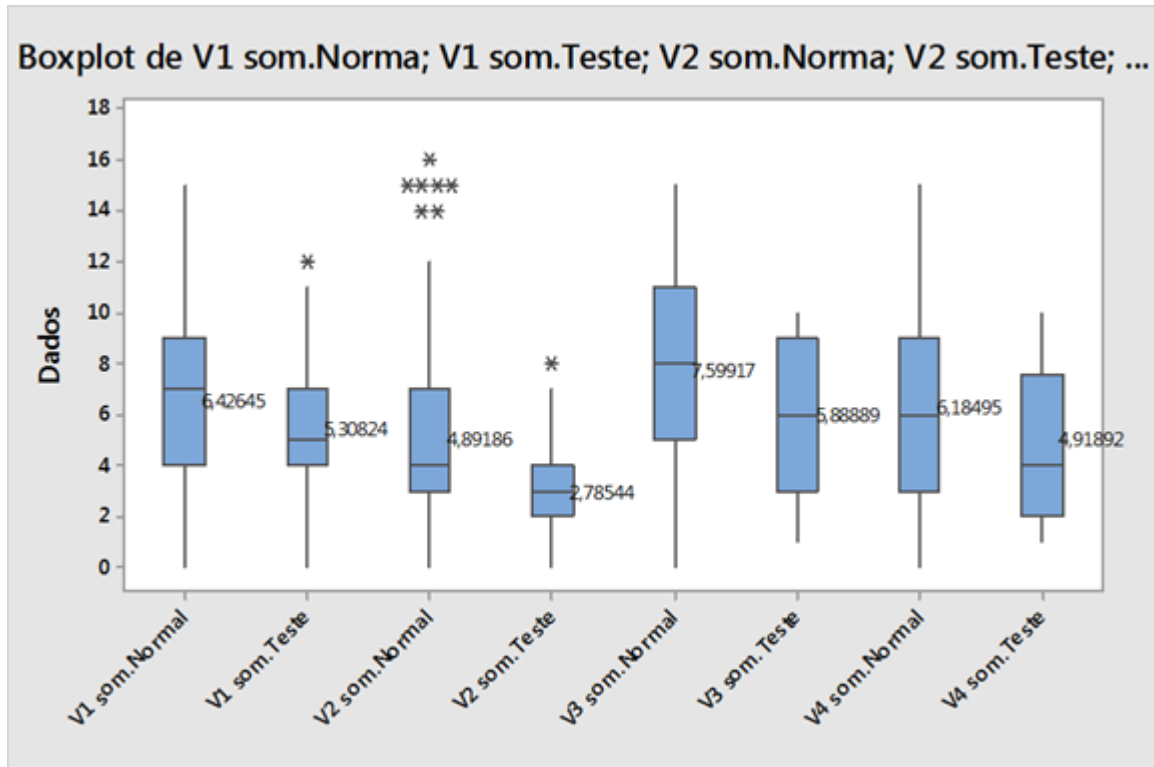


Figura 4.3 Média dos resultados de romboidade, no MiniTab, quando comparados os moldes em trabalho em mesmo veio. V1 e V2 são pertencentes a Máquina 1, enquanto V3 e V4 são pertencentes à Máquina 2.

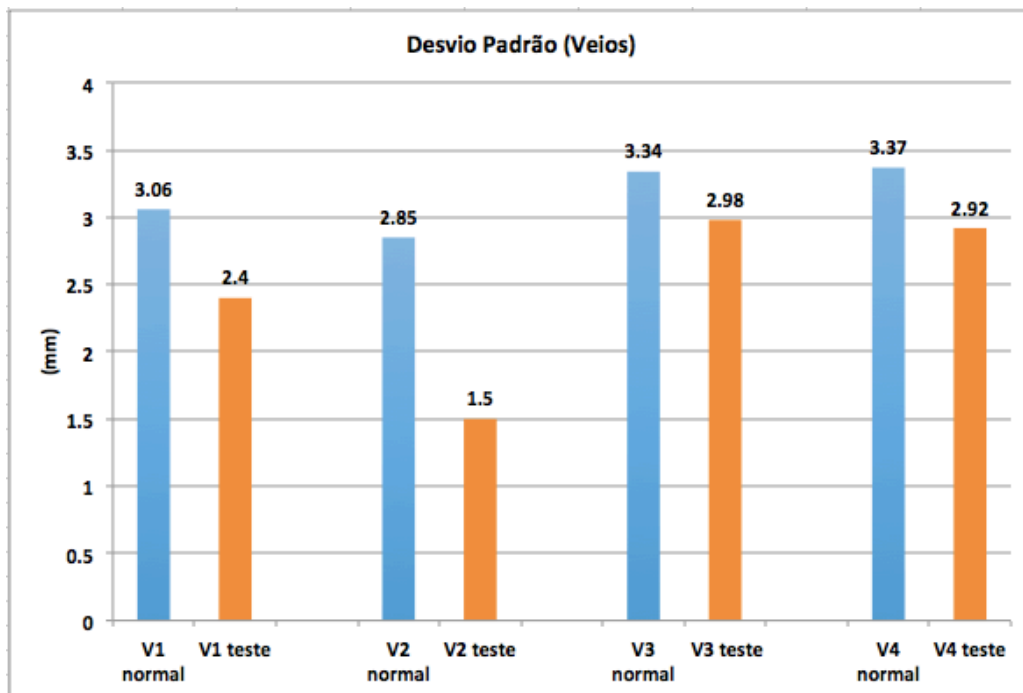


Figura 4.4 Desvio Padrão dos resultados de romboidade, no Excel, quando os moldes trabalharam em mesmo veio. V1 e V2 são pertencentes a Máquina 1, enquanto V3 e V4 são pertencentes à Máquina 2.

Se pode observar que, apesar das variações dos resultados de máquina para máquina e veio para veio, o molde teste apresenta significativa diminuição na romboidade média nesse cenário, para todos os veios. A Máquina 1 apresenta melhor resultado geral que a Máquina 2, e o Veio 2 (V2) apresenta o melhor resultado entre os quatro veios.

Os diferentes resultados nos quatro veios evidenciam as diferenças operacionais de cada um, que podem ser reflexo de diversos fatores, como desalinhamento no sistema de sprays da segunda zona de resfriamento, bicos entupidos, vazão insuficiente da água de molde e etc. A influência da variação de composição química das corridas tende a ser mínima, pois uma grande quantidade de dados foi considerada para cada subgrupo e a média de composição, portanto, a mesma.

É importante salientar também que através da análise dos resultados de desvio padrão da Figura 4.4 e já evidenciado na ilustração do intervalo de resultados mostrado na Figura 4.3, os moldes teste operam com maior estabilidade, ou seja, a romboidade além de ser menor em média, possuirá menor variação. Esse fato é importantíssimo, pois normalmente se possui, em cada planta, um valor limite de romboidade permitido.

A Figura 4.5 ilustra, respectivamente, a romboidade média e desvio padrão dos resultados quando os moldes trabalharam lado a lado.

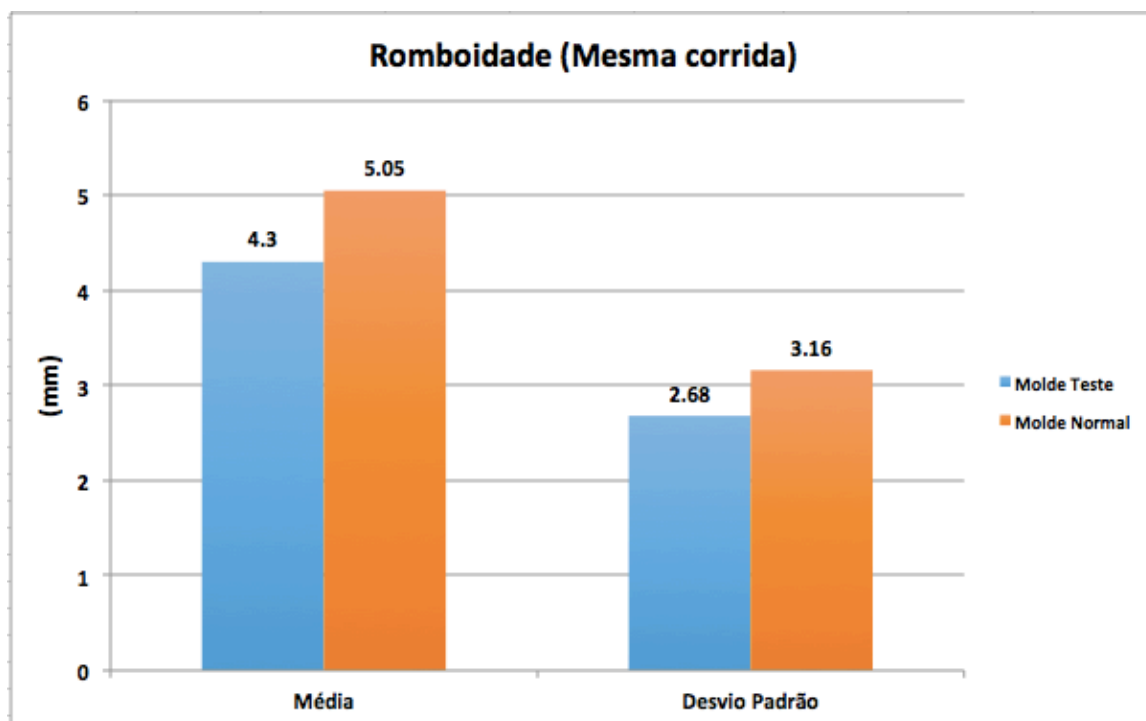


Figura 4.5 Romboidade média e desvio padrão dos dados referente à desempenho dos moldes trabalhando lado a lado.

Novamente nota-se desempenho superior do molde testado em relação ao molde normalmente utilizado. Mesmo com os moldes trabalhando lado a lado, com a influência de fatores que variam de veio para veio, como já salientado, o molde teste apresenta romboidade média inferior e trabalho mais estável, evidenciado pelo menor desvio padrão.

A Figura 4.6 apresenta a comparação de todos os dados de romboidade no MiniTab, evidenciando o que já foi discutido, que o molde teste apresenta desempenho melhor e operação mais estável.

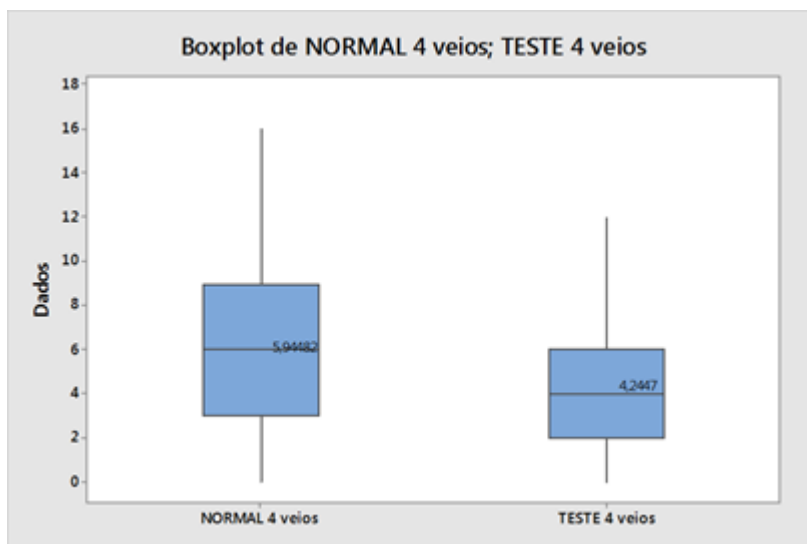


Figura 4.6 Romboidade média, em milímetros, dos dados totais para molde normal e teste.

O porquê de as texturas no molde agirem positivamente em relação a incidência de romboidade não está totalmente claro. Entretanto, seguindo o raciocínio de Bakshi (2014), uma provável explicação está no fato de que as texturas serão preenchidas, durante a operação, por ar e/ou óleo lubrificante, que são meios de baixa condutividade térmica. Isso proporcionará um fluxo menor e mais uniforme de calor na região, resultando em um crescimento mais lento e homogêneo da casca inicial.

A Figura 4.7 apresenta dois diagramas de distribuição de frequência, para dados referentes ao molde teste e o molde normal.

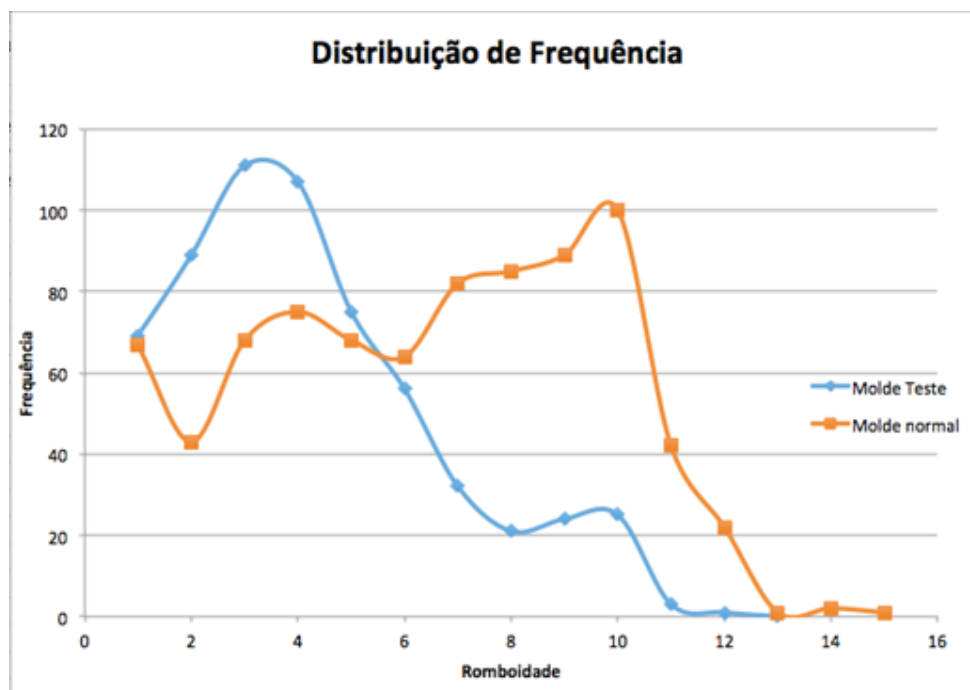


Figura 4.7 Curvas de distribuição de frequência dos dados para os dois moldes.

O formato de curva normal esperado não se evidencia. Ocorre, levemente, o formato de até mais de uma curva por distribuição. Esse fato evidencia teoricamente a influência de mais de um fator independente nos dados. Na prática evidencia a influência de fatores secundários já citados, como desalinhamento da zona secundária e etc.

Como já mencionado, usualmente as plantas industriais possuem um valor limite para romboidade. Como meio de ilustração, usou-se a função "NORM.DIST" no Excel para calcular a probabilidade de uma ocorrência de romboidade de determinado valor em uma planta. A Tabela 4.2 ilustra esses resultados. O valor na primeira coluna refere-se a romboidade, e os valores à direita indicam a probabilidade de ocorrência de valores menores ou iguais ao indicado na primeira coluna.

Tabela 4.2 Ilustração da probabilidade de uma ocorrência crítica de romboidade para plantas trabalhando com os dois tipos de molde.

Romboidade	Probabilidade de Ocorrência	
	Molde Teste	Molde Normal
1	0.097	0.045
2	0.184	0.084
3	0.309	0.143
4	0.461	0.225
5	0.619	0.328
6	0.759	0.447
7	0.865	0.571
8	0.934	0.688
9	0.972	0.789
10	0.989	0.867
11	0.997	0.923
12	0.999	0.959
13	1.000	0.980
14	1.000	0.991
15	1.000	0.996

Uma planta que tem como limite o valor dez (10), por exemplo, trabalhando com o molde texturado possui probabilidade de 0.989 (98.9%) de permanecer sem defeito crítico, enquanto quando trabalhando com o molde normal possui 0.867 (86.7%).

#### 4.4 Vida de Molde

A Figura 4.8 apresenta os resultados das análises de vida de molde na planta onde se realizou esse estudo. Os moldes dos quais a vida foi contabilizada são apenas moldes que foram retirados de trabalho por desgaste.

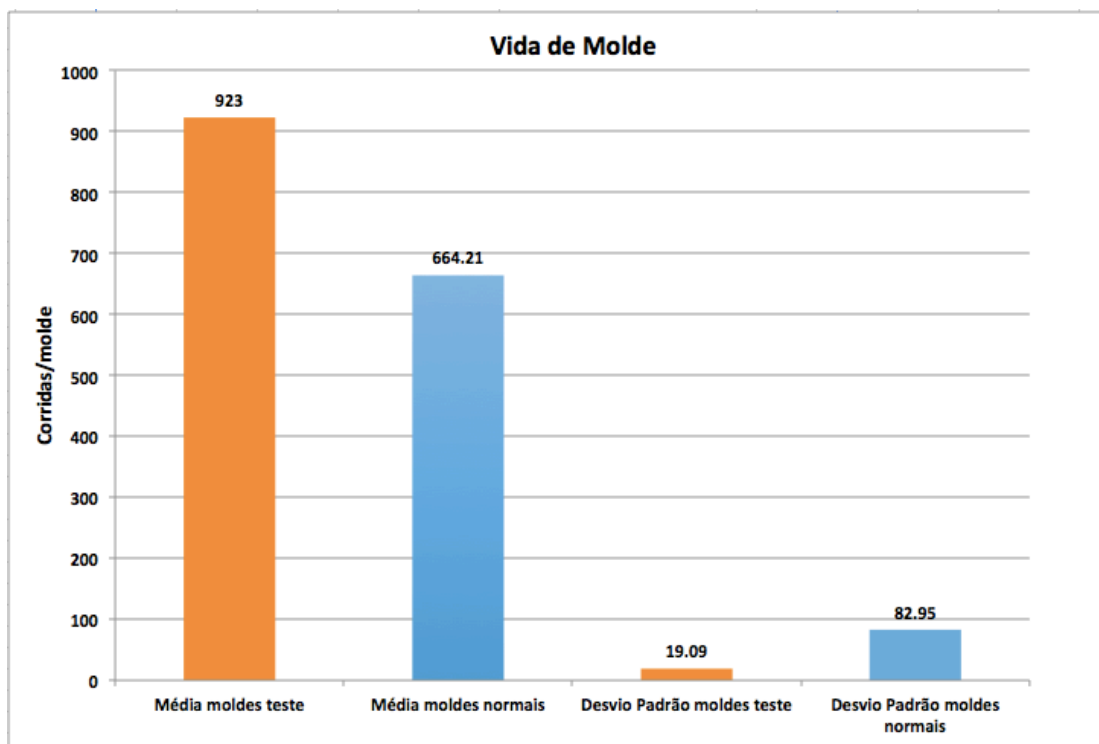


Figura 4.8 Resultados das análises na vida dos moldes utilizados nos períodos de julho de 2015 até julho de 2016.

Se pode concluir que o desempenho do molde testado em relação a esse parâmetro também é bastante satisfatório. A média da vida dos moldes testados supera em mais de dois desvios padrão a vida média dos moldes normais. Isso indica que o desempenho médio dos moldes teste superam o desempenho de mais de 95% dos moldes normais, que é a porcentagem de dados que se encontra dentro de dois desvios padrão.

Como o principal motivo de saída de moldes na planta em questão é o desgaste no pé do molde, se pode aliar o aumento da vida dos moldes à diminuição da romboidade proporcionada por seu uso. Tarugos romboides desgastam o pé do molde de maneira irregular, principalmente nos cantos, como mostrado por Bakshi (2014) na Figura 2.35.

## 5.0 CONCLUSÕES

O presente trabalho possibilitou a obtenção de importantes informações sobre o processo de lingotamento contínuo, incluindo o entendimento e a eficácia da nova tecnologia de molde testada quanto a romboidade e vida de molde, e seu efeito na zona coquilhada de solidificação dos tarugos. Também foi possível se obter maior entendimento sobre a romboidade e sobre o comportamento do aço SAE 1025-A através da análise do seu Potencial Ferrítico.

Com base nos resultados dos estudos feitos, pode-se concluir que:

- A espessura de zona coquilhada não sofreu diferença conclusiva na análise dos tarugos lingotados com o molde texturado em relação ao molde controle. Se notou, entretanto, diminuição da espessura da zona coquilhada com aumento no teor de carbono dos tarugos.
- O Potencial Ferrítico do aço SAE 1025-A atinge valor máximo de 0,81, com índice de tendência ao agarre e depressão de aproximadamente 1,8, caindo fora do intervalo crítico para tendência à depressão e formação irregular de casca.
- Os moldes texturados se demonstraram eficazes quanto a diminuição e maior estabilização da romboidade para todas abordagens tomadas.
- A Máquina 1 apresentou melhor desempenho quanto a romboidade em relação à Máquina 2, tendo o Veio 2 apresentado melhor desempenho dentre os quatro.
- As curvas de distribuição de frequência, assim como as variações nos resultados de romboidade de veio para veio, evidenciam a influência de fatores alheios aos analisados nesse trabalho na severidade desse defeito.
- A vida média dos moldes testados foi significativamente superior que dos moldes controle (cerca de 260 corridas), possuindo também operação mais estável.
- A maior vida dos moldes texturados indica influência inversa da severidade da romboidade na vida de molde.



## 6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realização de análise com maior número de dados de espessura de zona coquilhada de tarugos lingotados com o molde texturado em relação ao molde controle.
- Análise da influência de outros parâmetros na incidência da romboidade, como alinhamento da segunda zona de resfriamento, entupimento dos bicos dos sprays e etc.
- Medição do perfil dos moldes para avaliação do desgaste do pé do molde.

## 7.0 REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

BAKSHI, A.I. **Wave Mold for Improved Shape and Quality**. Internal Report. KME, 2014.

BARCELLOS, V. K. **Análise da Transferência de Calor Durante a Solidificação de Aços em Moldes no Lingotamento Contínuo**. Dissertação. PPGEM: UFRGS, 2007.

CHOW, C. & SAMARASEKERA, I.V. **“High speed continuous casting of steel billets Part 1: General overview”**. Ironmaking and Steelmaking, v. 29, n. 1, p. 53-60, 2002.

GRUNDY, N. et al. **From CONVEX Technology® to INVEX®**. METEC InSteelCon, Düsseldorf, 1-2 June, 2011; Düsseldorf, 2011

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.

JOHN, A. L.; **Melhorias no desempenho dos injetores supersônicos em operação em um forno elétrico a arco**. Dissertação. PPGEM: UFRGS, 2009.

KLIEMANN, L. P. **Estudo da Formação de Trincas Transversais faciais em Aços Peritéticos Produzidos no Lingotamento Contínuo**. Dissertação. PPGEM: UFRGS, 2012.

KME GERMANY GMBH & CO KG. **Textured Mould Tubes**. <[http://www.kme.com/services/download-center/dc/dc\\_engineeredproducts](http://www.kme.com/services/download-center/dc/dc_engineeredproducts)> Acesso em Nov. 2016.

KRAUSS, G. **Solidification, segregation and banding in carbon and alloy steels**. *Iron & Steel Technology*, v.1, n.3, p.145-157, Mar. 2004.

MADIAS, J. **Uma revisão do problema de romboidade no lingotamento contínuo de tarugos**. 43º Seminário de Aciaria Elétrica - Internacional, 2012.

MOURÃO, M. B. **Introdução a siderurgia**. Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração: São Paulo, 2007.

NASCIMENTO, H. V. et al. **Monitoramento de Temperatura em Planta de Um Molde Parabólico de Lingotamento Contínuo**. XXXVI Seminário de Fusão, Refino e Solidificação dos Metais – Internacional / Steelmaking – International, 2005.

OGASAWARA, F.G. et al. **ACI- 243: Moldes e Refrigeração**. Material de Treinamento Interno .Gerdau, 2013.

OLIVEIRA, L. J. S. **Comportamento dos aços peritéticos durante a solidificação no molde de lingotamento contínuo**. Dissertação. PPGEM: UFMG, 2009.

RIHL, D. J. **Estudo da influência do tempo de estripamento negativo na formação das marcas de oscilação e seus impactos em defeitos superficiais**. Dissertação. PPGEM: UFRGS, 2012.

SAMARASEKERA, J.K I.V., I.V. e LAIT, J.E. **Continuous Casting. Heat Flow, solidification and Crack Formation**. Warrendade: Iron and Steel Society, 1984.v2, p.59.

SAMARASEKERA, I.V.,BRIMACOMBE, J.K. , **Thermal e and mechanical behaviour of continuous billet molds**. BRIMACOMBE (1982), V. 4, pp.117-125.

SCHWERDTFEGER, K. **Short course on issues in caster operation, process and quality control (2003)**. p.45-66.

SCHWERDTFEGER, K. **Enhancing fundamental knowledge and industry practice for the world Iron and Steel Industry: 5<sup>th</sup> independent model – Metallurgical approach from ladle furnace to continuous casting for slabs, squares and rounds**. Belo Horizonte: RS Consultants, 2007.

SINGH, S.N.; Blazek, K.E. **Heat transfer and skin formation in a continuous casting mold as a function of steel carbon content**. Journal of Metals, V.26, pp. 17-27. (1974).

SILVA, V. H. N. **Análise da influência da mudança de configuração do molde sobre a qualidade do tarugo em lingotamento contínuo de aços**. Dissertação. PPGEM: UFRGS, 2012.

SZEKERES, E. S. **Mould friction in continuous casting.** Brimacombe Continuous Casting Course, 2011.

TIADEN, J. **Phase field simulations of the peritectic solidification of Fe-C.** Journal of Crystal Growth, V. 198-199, pp. 1275-1280. (1999).

THOMAS, B.G., **“Continuous Casting,”** **The Encyclopedia of Materials: Science and 1 Technology.** K.H. J. Buschow, R. Cahn, M. Flemings, B. Ilschner, E. J. Kramer, S. Mahajan, (D. Apelian, subject ed.) Elsevier Science Ltd., Oxford, UK, Vol. 2, 2001, pp. 1595-1599;

WOLF, M. M.; Kurz, W. **The effect of carbon content on solidification of steel in the continuous casting mold.** Metallurgical Transactions B, V. 12B, pp.85-93. (1981).

WOLF, M. M. **Estimation method of crack susceptibility for new steel grades.** In: European Conference on Continuous Casting, 1. Florença, 1991.