

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais – PPGE3M

ESTUDO DA FORMAÇÃO DE TRINCAS TRANSVERSAIS FACIAIS EM
AÇOS PERITÉTICOS PRODUZIDOS NO LINGOTAMENTO CONTÍNUO

LUIZ PEDRO KLIEMANN
Eng. de Materiais

Dissertação para a obtenção do título de
Mestre em Engenharia Modalidade Profissional, Especialidade Siderurgia

Porto Alegre (RS)
2012

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais – PPGE3M

ESTUDO DA FORMAÇÃO DE TRINCAS TRANSVERSAIS FACIAIS EM
AÇOS PERITÉTICOS PRODUZIDOS NO LINGOTAMENTO CONTÍNUO

LUIZ PEDRO KLIEMANN
Eng. de Materiais

Dissertação apresentada ao programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalurgia e dos Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Modalidade Profissional, Especialidade Siderurgia.

Porto Alegre (RS)

2012

II

AGRADECIMENTOS

Agradeço em especial aos colegas da Gerdau Riograndense: Bruna Goulart Bartosiaki, Fernando Carraro Detanico, Henrique Brum Santos, Marcus Vinicius Steffenon, Anderson Kempka e Kevin Cuchinski Campos, pela contribuição no trabalho e discussões técnicas. Foram fundamentais na condução dos testes.

A todos os colegas do Lingotamento Contínuo, na colaboração dos testes e amostragens.

À equipe da manutenção elétrica, pelo auxílio técnico na configuração do sistema de oscilação.

Em especial aos consultores Maurício Scal e Fábio Gôy, que contribuíram na discussão e interpretação dos resultados.

Ao Jair Leopoldo Janoski, pelo apoio nas análises em laboratório.

À equipe do laboratório do Desenvolvimento da Qualidade da Gerdau Riograndense.

Ao professor Jaime Álvares Spim pela orientação, pelo aprendizado e pela paciência com que me ajudou na realização deste trabalho.

Ao José Antônio Carbonell Martins, pelo auxílio nos momentos de ausência da usina.

À GERDAU Riograndense, pela oportunidade de realização do trabalho, e estímulo à pesquisa.

Aos meus filhos Manuela e Lucas, pelo estímulo e compreensão.

À todos que participaram no desenvolvimento deste trabalho.

INDICE GERAL

1 INTRODUÇÃO.....	2
2 OBJETIVOS.....	3
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
3.1 HISTÓRICO DO LINGOTAMENTO CONTÍNUO.....	3
3.2 PROCESSO DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO.....	7
3.2.1 Molde ou Resfriamento Primário.....	8
3.2.2 Resfriamento Secundário (região de sprays).....	11
3.2.3 Radiação Livre.....	11
3.3 INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	12
3.3.1 Reação Peritética.....	14
3.3.2 Identificação do Comportamento do Aço Durante a Solidificação.....	17
3.4 TRINCAS TRANSVERSAIS FACIAIS.....	19
3.5 INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE LINGOTAMENTO.....	20
3.6 OSCILAÇÃO DO MOLDE.....	22
3.7 FREQUÊNCIA DE OSCILAÇÃO DO MOLDE.....	23
3.8 TEMPO DE ESTRIPAMENTO NEGATIVO (NSt).....	25
3.9 MARCAS DE OSCILAÇÃO.....	27
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	28
4.1 CARACTERÍSTICAS DO LINGOTAMENTO CONTÍNUO.....	30
4.2 CARACTERÍSTICAS DO SISTEMA DE REFRIGERAÇÃO.....	30
4.3 ANÁLISE DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	31
4.4 CARACTERIZAÇÃO DO PERFIL TÉRMICO DO TARUGO DURANTE O PROCESSO DE SOLIDIFICAÇÃO.....	32
4.5 AVALIAÇÃO DO SISTEMA DE OSCILAÇÃO.....	33
4.6 ANÁLISE DA PROFUNDIDADE E DISTÂNCIA DAS MARCAS DE OSCILAÇÃO	36
4.7 ANÁLISE DA ESPESSURA DA ZONA COQUILHADA.....	37
5. RESULTADO E DISCUSSÃO.....	38
5.1 ANÁLISE DO POTENCIAL FERRÍTICO.....	38
5.2 ANÁLISE DO PERFIL TÉRMICO.....	45
5.3 ESTUDO DA VELOCIDADE DE LINGOTAMENTO E DO ESTRIPAMENTO NEGATIVO.....	46
5.4 ANÁLISE DA PROFUNDIDADE DA MARCA DE OSCILAÇÃO.....	52
5.5 ANÁLISE DA ESPESSURA DA ZONA COQUILHADA.....	54
6 CONCLUSÕES.....	58

REFERÊNCIAS	60
-------------------	----

LISTA DE FIGURAS

<i>Figura 1:</i> Detalhes das principais regiões de troca térmica.....	8
<i>Figura 2:</i> Mecanismo de transferência de calor no sistema metal/molde (Garcia, 2001).....	10
<i>Figura 3:</i> Comportamento do fluxo de calor do menisco até a saída do molde (STEELUNIVERSITY, 2007).....	10
<i>Figura 4:</i> Processo de Lingotamento Contínuo (adaptado de www.gerdau.com.br).....	12
<i>Figura 5:</i> Detalhe da região de solidificação dos aços no sistema Fe-C.....	13
<i>Figura 6:</i> Desenho esquemático da reação peritética, mostrando a nucleação da fase austenítica em torno da dendrita primária ferrítica. Fonte: Tiaden (1999).....	15
<i>Figura 7:</i> Ilustração esquemática da solidificação de um aço com 0,15% de carbono, antes e após a reação peritética (ABM, 2006).....	15
<i>Figura 8- a)</i> Efeito do teor de carbono na contração do aço (VALADARES, 2006); <i>b)</i> efeito do teor de carbono na taxa de transferência de calor (SINGH, 1974).....	16
<i>Figura 9:</i> Esquema para representação da estrutura cristalina da austenita na pele solidificada: (a) aço baixo e alto carbono; (b) aço médio carbono (peritético) (MINTZ et AL, 1991).....	17
<i>Figura 10:</i> Definição dos aços Tipo A e B como função do Potencial Ferrítico, de acordo com a tendência de depressão e agarramento, respectivamente. Fonte: Wolf (1981).....	19
<i>Figura 11:</i> Perfil do fluxo térmico através da parede do molde a diferentes velocidades (Chow, 2002b).....	21
<i>Figura 12:</i> Relação entre o fluxo de calor e a velocidade de lingotamento (ABM, 2006).....	22
<i>Figura 13:</i> Influência da frequência de oscilação do molde sobre o perfil de temperatura do molde (Pinheiro, 2000).....	24
<i>Figura 14:</i> Influência da frequência de oscilação do molde sobre o fluxo de calor (Pinheiro, 2000).....	25
<i>Figura 15:</i> Variação da profundidade da marca de oscilação em tarugo baixo carbono em função do estripamento negativo (Samarasekera et. al., 1985).....	26
<i>Figura 16:</i> Correlação entre o tempo de estripamento negativo e a profundidade das marcas de oscilação (Hamagami,1982).....	26
<i>Figura 17:</i> Fluxo das etapas do estudo realizado	29
<i>Figura 18:</i> Trinca transversal em tarugo de aço 1025. Espessura da trinca: 1,70mm	31
Profundidade da trinca: 16,87mm	31
<i>Figura 19:</i> Esquema de pontos de medição de temperatura durante a solidificação.	32
<i>Figura 20:</i> Esquema para montagem do sistema de medição da oscilação do molde (KT400). Posicionamento dos acelerômetros.....	34
<i>Figura 21:</i> Comparativo entre as frequências de oscilação atuais e de teste.	35
<i>Figura 22:</i> Comparativo entre estripamento negativo atual e de teste.....	36

<i>Figura 23:</i> Corte longitudinal da lateral do tarugo para análise da distância e profundidade das marcas de oscilação.	36
<i>Figura 24:</i> Esquema para medição da profundidade da marca de oscilação	37
<i>Figura 25:</i> Corte longitudinal da face A do tarugo para análise da espessura da zona coquilhada.....	37
<i>Figura 26:</i> Ilustração para identificação das diferentes estruturas de solidificação durante o lingotamento contínuo (BCCC,2002).....	38
<i>Figura 27: a)</i> Representação gráfica dos potenciais ferríticos, conforme coeficientes propostos por Wolf, 1991.	39
<i>Figura 27: b)</i> Representação gráfica dos potenciais ferríticos, conforme coeficientes propostos por Yasumoto, 1988.....	40
<i>Figura 27: c)</i> Representação gráfica dos potenciais ferríticos, conforme coeficientes propostos por Howe, 1987.	40
<i>Figura 27: d)</i> Representação gráfica dos potenciais ferríticos, conforme coeficientes propostos por Yamada, 1990.	41
<i>Figura 28:</i> Perfil de tendências como função do Potencial Ferrítico, de acordo com a tendência de depressão e agarramento, respectivamente. Fonte: Wolf (1981).	42
<i>Figura 29:</i> Impressão de Baumann em corte longitudinal e transversal.....	42
<i>Figura 30:</i> Esquema para análise de composição química.	43
<i>Figura 31: a)</i> Esquema para medição do perfil térmico do tarugo e <i>b)</i> gráfico representativo dos valores obtidos.	45
<i>Figura 32:</i> Análise do estripamento negativo a diferentes velocidades.....	47
<i>Figura 33:</i> Análise do estripamento negativo a diferentes velocidades, para nova frequência de oscilação.....	47
<i>Figura 34:</i> Comparativo entre marcas de oscilação entre as corridas 24492 (NSt=0,22 s) e 24497 (NSt=0,16 s)	49
<i>Figura 35:</i> Comparativo entre marcas de oscilação entre as corridas 24492 (NSt=0,22 s) e 24497 (NSt=0,16 s)	49
<i>Figura 36:</i> Comparativo entre distância entre marcas de oscilação nas corridas 24492 (NSt=0,22 s) e 24497 (NSt=0,16 min)	50
<i>Figura 37:</i> Redução na distância entre as marcas de oscilação, causada pela redução do estripamento negativo.....	50
<i>Figura 38:</i> Variação entre as marcas de oscilação, numa mesma corrida (24492) com a variação da velocidade de lingotamento (condição atual).....	51
<i>Figura 39:</i> Variação entre as marcas de oscilação, numa mesma corrida (24497) com a variação da velocidade de lingotamento (condição atual).....	51
<i>Figura 40:</i> Variação entre as marcas de oscilação, comparativo entre condição atual (24492) e de teste (24497).	52
<i>Figura 41:</i> corrida 24492 (a) centro (b) canto.....	53
<i>Figura 42:</i> corrida 24497 (a) centro (b) canto.....	53

<i>Figura 43:</i> Espessura da zona coquilhada para a condição atual, para as velocidades de 1,9 e 2,6 m/min.....	55
<i>Figura 44:</i> Espessura da zona coquilhada para a condição de teste, para as velocidades de 1,9 e 2,6 m/min.....	55
<i>Figura 45:</i> Comparativo entre espessura da zona coquilhada Atual x Teste a velocidade de 1,90 m/min.....	56
<i>Figura 46:</i> Comparativo entre espessura da zona coquilhada Atual x Teste a velocidade de 2,60 m/min.....	56
<i>Figura 47:</i> Ilustração da espessura da zona coquilhada para a corrida 24492 (a) $v=1,9$ m/min. (b) $v=2,6$ m/min.....	57
<i>Figura 48:</i> Ilustração da espessura da zona coquilhada para a corrida 24497 (a) $v=1,9$ m/min. (b) $v=2,6$ m/min.....	57

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Produção de aço via Lingotamento Contínuo em 2010 (Milhões de toneladas de aço produzido).....	5
Tabela 2: Maiores produtores de aço do mundo nos anos de 2010 (Milhões de toneladas de aço bruto produzido).....	6
Tabela 3: Coeficientes A_i para avaliação do carbono equivalente para a reação peritética dos aços. Fonte: Wolf (1991).....	18
Tabela 4: Lotes para análise e variáveis de processo observadas.....	29
Tabela 5: Dados do Lingotamento Contínuo (fonte: Gerdau Riograndense).....	30
Tabela 6: Dados referentes ao sistema de refrigeração. Fonte: Gerdau Riograndense.	30
Tabela 7: Faixa de composições químicas dos aços analisados	31
Tabela 8: Variação do estripamento negativo com a frequência de oscilação (Atual x Teste).	35
Tabela 9: Análise de composição química no tarugo.....	43
Tabela 10: Distância entre marcas de oscilação	49
Tabela 11: Profundidade das marcas de oscilação	53
Tabela 12: Espessura da zona coquilhada	54

RESUMO

As trincas transversais faciais são defeitos que podem ocorrer durante a solidificação de aços pelo processo de lingotamento contínuo. Este defeito se torna mais crítico na produção de aços peritéticos devido às transformações de fases envolvidas, e está relacionada, principalmente, à capacidade desses materiais suportarem as deformações geradas ao longo do processo.

A determinação e o controle das variáveis de processo são importantes para garantir a qualidade do tarugo, assim como a composição química das corridas produzidas.

Esse trabalho teve como objetivo estudar a interferência das variáveis de processo tais como velocidade de lingotamento, estripamento negativo, condições de refrigeração do equipamento e da composição química para avaliar a interferência destas com a ocorrência de trincas em tarugos. Os pontos básicos aqui tratados foram: a composição química do aço 1025 dentro das faixas de C e Mn estipuladas, as condições de refrigeração e de estripamento negativo do equipamento.

Experimentos foram realizados para determinar os efeitos de cada um dos fatores listados acima na formação de trincas transversais faciais. Baseado nos resultados destes experimentos foi possível concluir que alto valor para o estripamento negativo aplicado à baixas velocidades de lingotamento, é a principal causa da formação de trincas transversais faciais.

ABSTRACT

The facial transversal cracks are defects that can happen during the steel solidification in the continuous casting process. This defects are more critical in the peritectic steels production, due to phase transformations involved, and it's related, mainly, to the ability of these materials to endure the big amount of deformations generated in the process.

The determination and control of the process variables are important to assure billets quality, as well as its chemical composition.

The objective of this work was to study the effect of the process variables as continuous casting speed, negative strip time, cooling conditions of the equipment and chemical composition in crack occurrences in billets. The main topics involved were the chemical composition of a 1025 steel, C and Mn contents were controlled in a stipulated range, the cooling and negative strip time conditions of the equipment.

Experiments were carried out to determinate the effect of each one of the factors listed above on the formation of facial transversal cracks. Based on the results of these experiments, it was possible to conclude that high value for the negative strip time applied to low speed casting, is the main cause of the formation of facial transversal cracks.

1 INTRODUÇÃO

O processo de lingotamento contínuo é o principal processo de produção de aço em larga escala. Este processo permite alta produtividade, alto rendimento em aço, com baixo custo e economia de energia, quando comparado ao processo de lingotamento convencional. Para melhor desempenho, as usinas objetivam trabalhar com maior rendimento, reduzindo perdas de material e energia, otimizando a sincronia do processo com as laminações, garantindo o enforamento à quente dos tarugos, sendo necessário a redução da ocorrência de defeitos superficiais nos tarugos.

Dentre as diferentes qualidades de aço, os aços peritéticos são os que apresentam uma maior incidência de defeitos, devido à presença de irregularidades na camada mais externa (pele).

As trincas superficiais são causadas por tensões termomecânicas geradas em condições normais de lingotamento, devido à contração do aço durante o resfriamento, pelo agarre do tarugo com o molde, pela pressão ferrostática, e pelo endiretamento do tarugo. No resfriamento secundário o lingote é submetido ao jateamento por água, e nesta etapa o resfriamento deve ser projetado considerando a velocidade de produção, a qualidade de aço lingotado, seção do lingote e dimensões da máquina. As tensões de origem térmica causadas pela dilatação e contração da camada sólida que surgem da configuração inadequada de chuveiros são as responsáveis pelo surgimento de trincas (CHAUDARI, 2010; HARDIN, 2003).

O nível de tensões pode ser associado às características da máquina de lingotamento contínuo, suas condições operacionais e a dimensão do veio. A capacidade do aço em suportar tensões sem fraturar está associada a sua composição química, às taxas de extração de calor, a temperatura no momento da aplicação da tensão e a sua microestrutura. O conhecimento das principais causas e a definição do mecanismo de ocorrência de trincas transversais em tarugos é fundamental para o ajuste correto dos parâmetros do processo de lingotamento contínuo.

O objetivo deste trabalho é estudar a produção de aços peritéticos, produzidos em uma planta industrial de lingotamento contínuo, procurando relacionar a influência dos

parâmetros de processo (temperatura, velocidade de lingotamento e estripamento negativo), e das composições químicas com a ocorrência de trincas superficiais transversais nos tarugos.

2 OBJETIVOS

Este trabalho foi realizado tendo como objetivo estudar a formação de trincas transversais faciais no aço 1025 durante a produção via lingotamento contínuo.

No desenvolver do trabalho, foram observadas as influências da composição química, através da análise do potencial ferrítico e das principais variáveis de processo, como velocidade de lingotamento, perfil térmico do tarugo durante o processo de solidificação, e o estripamento negativo.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 HISTÓRICO DO LINGOTAMENTO CONTÍNUO

O lingotamento contínuo de aços teve sua primeira patente registrada por Henry Bessemer em 1846. No entanto, não era viável a sua aplicação industrial devido à sua concepção (Pehlke, 1988).

Após a evolução das técnicas de engenharia, em 1933, na Alemanha, foi construída a primeira planta industrial de lingotamento contínuo. Esta planta foi construída por Siegfried Junghans, para a produção comercial de tarugos de latão. Foi através deste que ocorreram importantes melhorias no processo de lingotamento, como a introdução do sistema de oscilação no molde para prevenir o agarre da casca solidificada à parede do molde. Nesta mesma época, melhorias como lubrificação do molde, e conicidade do mesmo para compensar a contração do metal na solidificação, fornecendo melhorias na transferência de calor metal molde. (Pehlke, 1988)

Em 1956, Schneckenbueguer e Kung registraram a patente de uma máquina de LC com molde curvo que propiciou a redução para menos da metade da altura total das instalações do lingotamento contínuo vertical, impactando em menor custo e maior viabilidade de construção (Pehlke, 1988). Esta importante inovação alavancou a produção de aço via lingotamento contínuo, onde em 1963 havia no mundo todo, menos de 100 instalações com pouco menos de 200 veios , e após cinco anos, já existiam 300 equipamentos. (Garcia, 2006).

Durante o processo de crescimento do uso do lingotamento contínuo, diversas melhorias foram geradas, buscando a maior produtividade através do aumento das seções lingotadas, conicidade do molde, aumento de velocidade, e a busca pela produção de diferentes qualidades de aço. (Garcia, 2006).

O lingotamento contínuo é hoje um processo mundialmente difundido (Tabelas 1 e 2). O crescimento deste processo foi continuado até os dias atuais, sendo que este é responsável por 94,7% da produção de aço no mundo (Tabela 1).

Tabela 1: Produção de aço via Lingotamento Contínuo em 2010 (Milhões de toneladas de aço produzido).

	million metric tons			% crude steel output		
	2008	2009	2010	2008	2009	2010
Austria	7.3	5.5	6.9	95.5	96.6	96.2
Belgium	10.7	5.6	8.0	100.0	100.0	100.0
Bulgaria	1.3	0.7	0.7	97.8	98.2	100.0
Czech Republic	5.6	4.2	4.7	88.2	91.3	89.9
Finland	4.4	3.1	4.0	99.5	99.6	99.6
France	17.0	12.4	14.8	94.9	96.4	95.9
Germany	44.0	31.6	42.4	95.9	96.7	96.7
Greece	2.5	2.0	1.8	100.0	100.0	100.0
Hungary	2.1	1.4	1.7	98.9	100.0	100.0
Italy	29.2	18.9	24.6	95.3	95.2	95.7
Latvia (e)	0.6	0.7	0.7	100.0	100.0	100.0
Luxembourg	2.6	2.1	2.5	100.0	100.0	100.0
Netherlands	6.7	5.1	6.5	97.8	98.8	98.1
Poland	9.4	6.9	7.8	96.5	97.1	97.4
Portugal (e)	1.6	1.6	1.3	98.8	98.7	98.5
Romania	4.9	2.7	3.6	96.7	96.9	97.1
Slovak Republic	4.5	3.7	4.6	99.7	99.6	99.7
Slovenia	0.5	0.4	0.5	82.8	82.0	82.2
Spain	18.3	14.2	16.1	98.4	98.6	98.6
Sweden	4.5	2.5	4.3	87.9	87.6	88.5
United Kingdom	13.3	9.9	9.6	98.3	98.6	98.4
European Union (27)	190.9	135.1	167.1	96.3	96.9	96.8
Turkey	26.8	25.3	29.1	100.0	100.0	100.0
Others	2.6	2.1	2.5	99.4	99.6	99.2
Other Europe	29.4	27.4	31.7	100.0	100.0	99.9
Russia	48.8	48.4	54.0	71.2	80.6	80.7
Ukraine	14.6	14.3	18.0	39.1	47.9	53.8
Other CIS	8.5	7.7	7.8	98.8	99.3	99.4
CIS	71.8	70.4	79.8	62.8	72.1	73.7
Canada	14.7	9.0	12.9	99.0	97.3	98.8
Mexico	17.2	14.1	16.7	99.8	99.8	99.9
United States	88.6	56.7	78.4	96.9	97.5	97.4
NAFTA	120.4	79.9	107.9	97.6	97.9	97.9
Argentina	5.5	4.0	5.1	98.6	98.5	99.7
Brazil	31.8	25.7	31.8	94.2	97.1	96.6
Venezuela	4.2	3.8	2.2	100.0	100.0	100.0
Other Latin America	4.3	3.8	4.1	91.2	91.2	90.5
Central and South America	45.7	37.3	43.2	94.9	96.9	96.5
Egypt (e)	6.1	5.5	6.7	98.4	100.0	100.0
South Africa	8.1	7.5	7.6	98.4	99.6	99.5
Other Africa	2.4	2.1	2.2	98.1	102.6	99.8
Africa	16.6	15.1	16.5	98.4	100.2	99.7
Iran	10.0	10.9	12.0	100.0	100.0	100.0
Saudi Arabia	4.7	4.7	5.0	100.0	100.0	100.0
Other Middle East	1.7	1.7	2.3	100.0	100.0	100.0
Middle East	16.3	17.3	19.3	100.0	100.0	100.0
China	483.7	568.5	613.7	96.7	99.1	97.9
India (e)	41.3	43.2	47.5	71.4	68.0	69.5
Japan	116.2	86.1	107.7	97.9	98.4	98.2
South Korea	52.3	47.4	57.2	97.5	97.7	98.0
Taiwan, China	19.8	15.9	19.8	99.6	100.0	100.0
Other Asia	17.0	12.6	12.9	100.0	100.0	100.0
Asia	730.3	773.8	858.7	95.2	96.5	95.9
Australia	7.6	5.2	7.2	99.1	98.9	99.3
New Zealand (e)	0.8	0.8	0.9	100.0	100.0	100.0
Total of above countries	1,229.8	1,162.3	1,332.2	93.0	94.9	94.7

Fonte: World Steel Association (2012).

Tabela 2: Maiores produtores de aço do mundo nos anos de 2010 (Milhões de toneladas de aço bruto produzido)

Rank	Member company ⁽¹⁾	mmt	Rank	Member company ⁽¹⁾	mmt
1	ArcelorMittal	98.2	24	IMIDRO	11.4
2	Baosteel	37.0	25	Techint	8.8
3	POSCO	35.4	26	Metinvest	8.7
4	Nippon Steel ⁽²⁾	35.0	27	Kobe	7.6
5	JFE	31.1	28	CELSA	7.4
6	Jiangsu Shagang	23.2	29	voestalpine ⁽³⁾	7.3
7	Tata Steel ⁽²⁾	23.2	30	USIMINAS	7.3
8	U. S. Steel	22.3	31	Erdemir	7.1
9	Ansteel ⁽⁴⁾	22.1	32	BlueScope	6.8
10	Gerdau	18.7	33	JSW	6.4
11	Nucor	18.3	34	Metalloinvest	6.1
12	Severstal	18.2	35	Essar	6.0
13	Wuhan ⁽⁵⁾	16.6	36	SSAB	5.8
14	ThyssenKrupp ⁽⁶⁾	16.4	37	CSN	5.5
15	Evrz	16.3	38	Salzgitter	5.2
16	Shougang ⁽⁷⁾	14.9	39	HKM	5.2
17	Riva	14.0	40	Hadeed	5.0
18	SAIL	13.6	41	Ezz	4.5
19	Sumitomo	13.3	42	Duferco	4.1
20	Hyundai	12.9	43	Nisshin	3.8
21	China Steel	12.7	44	AHMSA	3.7
22	NLMK	11.9	45	CMC	3.5
23	Magnitogorsk	11.4	46	Vizag	3.2

Fonte: World Steel Association (2012)

3.2 PROCESSO DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO

O lingotamento contínuo é o processo pelo qual se obtém produtos semi-acabados, através do vazamento contínuo de aço por um molde vazado, onde através da extração de calor por refrigeração deste, ocorre o fenômeno de solidificação.

Este processo tem como principal diferencial competitivo a produtividade, no entanto, muito são os fatores que influenciam na qualidade do produto, onde o controle e o conhecimento do fenômeno de solidificação são determinantes.

As principais vantagens do lingotamento contínuo sobre o convencional são as seguintes (John, 2009):

- Redução do tempo e etapas de lingotamento;
- Eliminação de baterias de lingoteiras maciças, cabeças quentes, pontes transportadoras, estripadores;
- Obtenção de aços de qualidade estrutural superior e mais constante, em função das taxas de refrigeração mais elevadas;
- Obtenção de acabamento superficial melhor e mais regular pela eliminação de defeitos como gotas frias, escamas e dobras que ocorrem no lingotamento convencional;
- Excelente rendimento com aproveitamento quase total do aço, devido à continuidade do processo.

O processo de solidificação no lingotamento contínuo ocorre através da transferência de calor, e pode ser dividido em três etapas (Figura 1):

- 1- *Resfriamento primário (molde)*: é o resfriamento inicial do aço líquido que ocorre no molde, formando a primeira casca solidificada;
- 2- *Resfriamento secundário (região de sprays)*: ocorre através de jatos de água, ou mistura de ar e água sobre a superfície do tarugo;
- 3- *Radiação livre (ambiente)*: região entre a câmara de spray e o corte do tarugo, resfriamento ao ar.

Detalhes das Principais Regiões de Troca Térmica

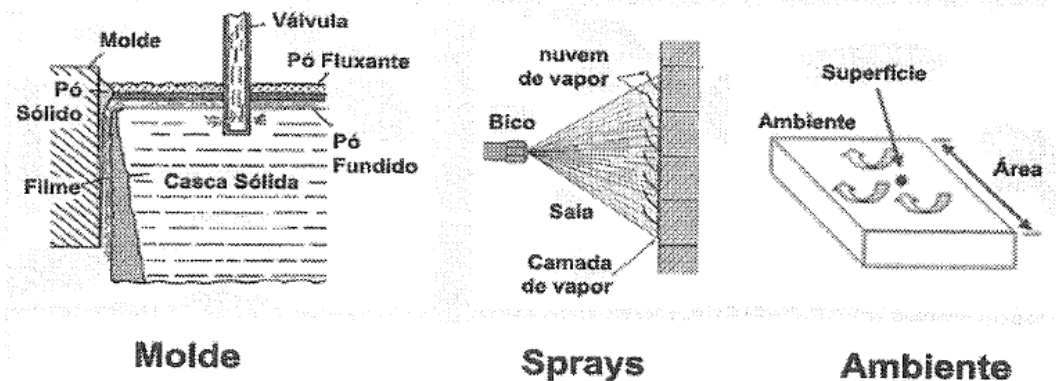


Figura 1: Detalhes das principais regiões de troca térmica

Durante a solidificação, a casca solidificada sofre variações térmicas e mecânicas, podendo através destas ocasionar defeitos nos produtos (Janik, 2004).

3.2.1 Molde ou Resfriamento Primário

O Resfriamento primário que ocorre no molde é feito pela condução de calor do metal líquido para o molde e a conseqüente passagem deste para a água de refrigeração por meio de convecção forçada. Portanto, nesta etapa o dimensionamento do molde é muito importante, pois irá determinar a extração de calor em função do volume.

Os moldes são colocados em um recipiente chamado “camisas”, onde a passagem de água ocorre entre a camisa e o molde por canais estreitos, objetivando principalmente altas velocidades de escoamento de água, reduzindo o volume de água necessário. À medida que o molde é resfriado com água, a espessura da camada solidificada de aço aumenta até que atinja uma resistência mecânica que suporte a pressão metalostática (pressão exercida pelo aço líquido) e os esforços de extração do lingote (Barcellos, 2007).

Durante o processo de solidificação, ocorre a contração do tarugo, e então o afastamento do molde ocorrendo a formação de *gap* de ar. A formação desse *gap* de ar atua como uma barreira para o fluxo de calor, reduzindo a eficiência de troca de calor do molde.

Os principais mecanismos que podem causar a formação e a dimensão desse *gap* são:

- Interação do metal com o molde (contração do metal, expansão do molde)
- Transformações ocorridas no metal
- Efeitos da geometria do molde
- Oscilação do molde
- Lubrificação

O molde pode ser dividido em três regiões de contato metal molde (Nascimento, 2005):

1- 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.

O fenômeno de extração de calor no molde pode ser caracterizado pelos diferentes fenômenos de transferência de calor: (Barcellos, 2007)

- Transferência de calor por condução e convecção no aço líquido;
- Transferência de calor por condução na casca de aço solidificado;
- Transferência de calor por convecção, radiação e condução de calor na camada de ar formada devido ao contato imperfeito entre a superfície do aço e a superfície do molde, provocado pela contração do metal durante a solidificação e/ou imperfeições na superfície interna do molde (que alguns autores denominam de transferência Newtoniana de calor);
- Transferência de calor por condução na parede do molde;
- Transferência de calor por convecção na água de refrigeração.

A Figura 2 ilustra de forma prática a atuação destes mecanismos durante o processo de solidificação, assim como os perfis de temperaturas.

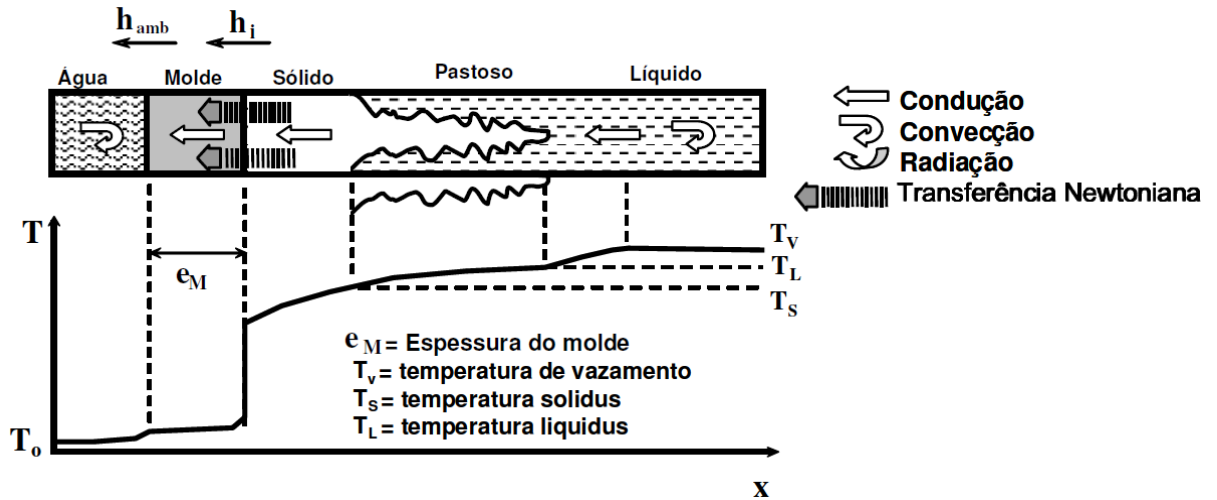


Figura 2: Mecanismo de transferência de calor no sistema metal/molde (Garcia, 2001).

O fluxo máximo de extração de calor ocorre na região abaixo do menisco, e esta associado ao maior contato da pele de aço em solidificação com o molde nesta região, diminuindo localmente as resistências de interface. Conforme o aço se solidifica, a pele formada aumenta a resistência à transferência de calor, ocorrendo a contração da pele favorecendo a formação do gap (Oliveira, 2009). Este processo é ilustrado na Figura 3.

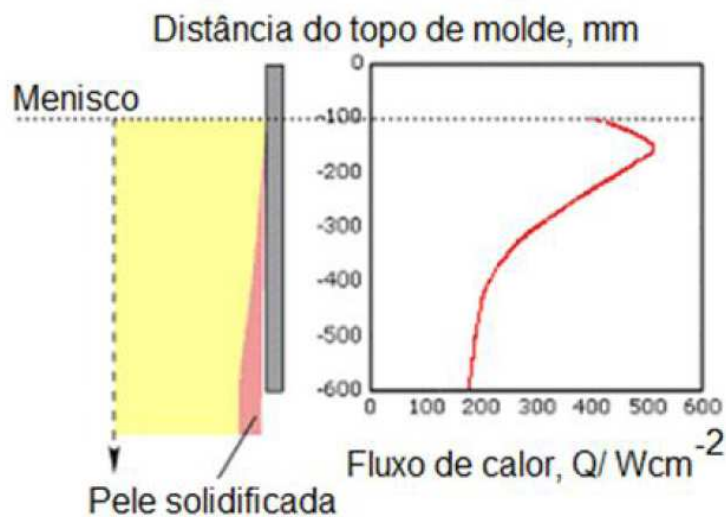


Figura 3: Comportamento do fluxo de calor do menisco até a saída do molde (STEELUNIVERSITY, 2007)

O conhecimento e o controle desta etapa do processo é fundamental. A solidificação inicial do metal líquido no interior do molde será determinante para a qualidade do produto final, uma vez que a espessura da casca solidificada e a qualidade superficial do lingote ao longo do processo dependem diretamente das condições de solidificação nesta região de resfriamento. Distúrbios gerados na solidificação da casca diminuindo a espessura solidificada podem levar a ruptura do lingote na saída do molde paralisando o processo contínuo, além de equivaler a custos e danos ao equipamento (Barcellos, 2007).

3.2.2 Resfriamento Secundário (região de sprays)

Após a saída do molde, o lingote entra na zona de resfriamento secundário. Nesta região o lingote apresenta uma camada externa solidificada no molde, que recebe água em grandes quantidades através por bicos devidamente posicionados, a fim de promover a contínua extração de calor.

Nesta etapa é fundamental o controle da taxa de extração de calor, sendo fundamental evitar pontos de reaquecimento que possam fazer a pele não suportar a pressão metalostática. Para que isto ocorra, é importante ter o controle da vazão e da pressão da água.

3.2.3 Radiação Livre

Após a saída do lingote do resfriamento secundário, este é submetido a uma região de radiação livre, onde o lingote é resfriado naturalmente pela convecção do ar e pela radiação até a região de corte. A Figura 4 ilustra esquematicamente o processo de lingotamento contínuo.

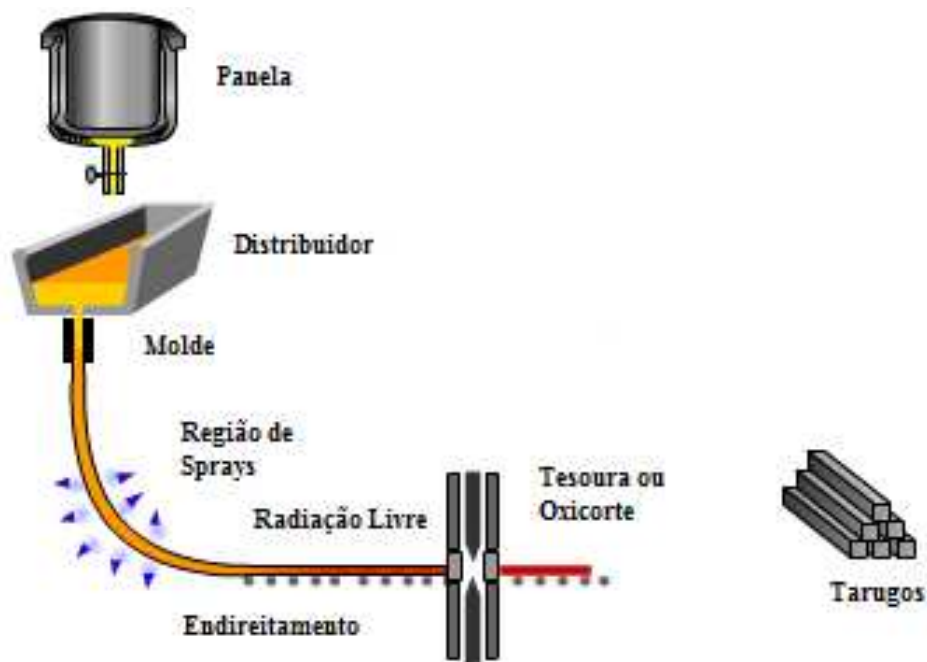


Figura 4: Processo de Lingotamento Contínuo (adaptado de www.gerdau.com.br)

3.3 INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Um dos fatores que interferem diretamente na solidificação do aço é a sua composição química. Diversos estudos realizados enfatizam a diferença de comportamento térmico com as diversas reações de transformação de fase que ocorrem no aço durante a solidificação e o posterior resfriamento. Essas reações são amplamente estudadas e podem ser visualizadas no detalhe do diagrama Fe-C, visto na Figura 5.

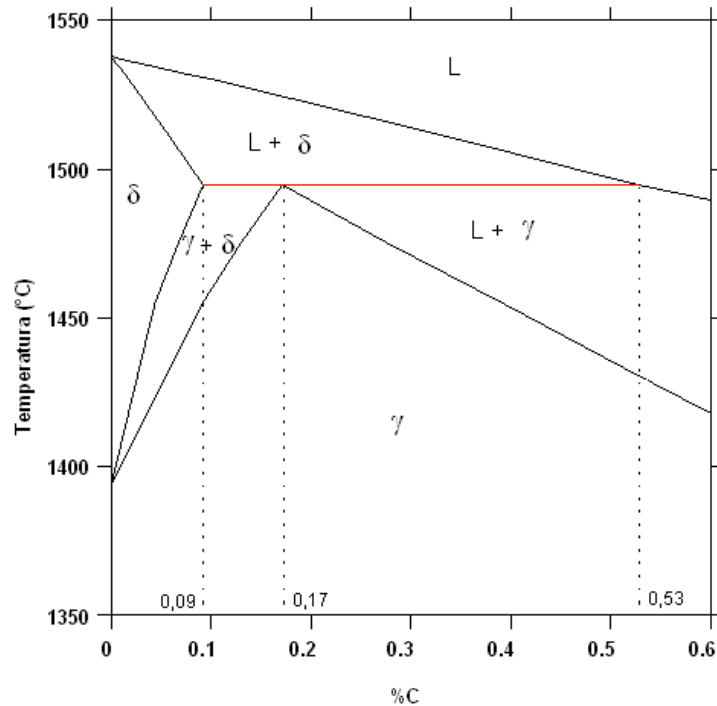


Figura 5: Detalhe da região de solidificação dos aços no sistema Fe-C.

Através do diagrama apresentado na Figura 5, os aços solidificam seguindo diferentes trajetórias até a formação da austenita. As trajetórias de solidificação podem ser divididas em diferentes grupos.

O primeiro grupo de aços com teor de carbono menor ou igual a 0,09%, denominados de *hipoperitéticos off*, possuem temperatura *liquidus* acima de 1530°C e, à medida que a temperatura diminui, ocorre a formação da fase sólida denominada ferrita delta (δ -Fe). Para esta composição, não ocorre nenhuma outra transformação até a solidificação completa.

O segundo grupo de aços com teor de carbono entre 0,09% e 0,53%, denominados *peritéticos*, a solidificação ocorre a 1493°C e se caracteriza pela reação da ferrita delta com o líquido gerando austenita. Pode-se dividir este grupo em 2 outros subgrupos em função do tipo de estrutura resultante da reação peritética. O primeiro subgrupo, *hipoperitéticos*, abrange os aços com teores de carbono entre 0,09 e 0,17%. Para esta composição, a estrutura resultante da reação peritética é ferrita delta (δ -Fe) e austenita (γ). No segundo subgrupo, *hiperperitéticos*, são considerados os aços com teor de carbono acima de 0,17%, onde após a reação peritética, estes apresentam ainda, fase líquida e austenita.

O terceiro grupo, *hipeperitéticos off*, é composto por aços com teores de carbono acima de 0,53%, onde a solidificação é totalmente austenítica, ocorrendo apenas com fase líquida e austenita presente.

3.3.1 Reação Peritética

Os aços com comportamento peritético têm forte tendência à contração devido à diferença de densidade entre a ferrita delta e a austenita. Em geral, apresentam máxima contração após a solidificação, gerando na peça solidificada a formação de uma superfície rugosa ou com depressão.

A reação peritética é a reação na qual um líquido mais uma fase sólida primária se transformam em uma fase sólida secundária. De forma geral, a fase secundária cresce perifericamente sobre a fase primária. Este é o fato pelo qual a reação leva o nome de peritética (FREDRIKSSON, 1976). Esta reação ocorre de forma rápida, sendo governada pela difusão através da fase líquida.

A reação peritética processa-se em dois estágios, onde no primeiro existe uma rápida transformação da ferrita delta (δ -Fe) e líquido para austenita (γ -Fe) no ponto peritético. No segundo estágio ocorre o crescimento da austenita, que segue até uma completa aniquilação da ferrita delta e supõe-se que este processo seja bastante lento (DHINDAW, 2004).

A reação peritética ocorre em torno de 1493°C, sendo fortemente afetada pela taxa de resfriamento, devido à rápida difusão do carbono. Foi mostrado experimentalmente, por meio de solidificação direcional e observações microestruturais, que a temperatura da reação peritética diminui com o aumento da taxa de resfriamento. A uma taxa de resfriamento muito alta, a transformação peritética ocorre muito rapidamente (FREDRIKSSON, 1976). Na solidificação dos aços peritéticos, durante o crescimento da ferrita- δ , o metal líquido adjacente fica enriquecido com carbono devido à baixa solubilidade de carbono na fase ferrita- δ . Uma vez que a concentração de carbono na austenita- γ ($\approx 0,17$ % em peso) nesta temperatura é mais alta que a concentração na ferrita- δ ($\approx 0,09$ % em peso), mas menor que a concentração no líquido ($\approx 0,53$ % em peso), a austenita- γ cresce mais rapidamente onde o metal líquido e a fase ferrita- δ estão em contato direto. Deste modo, a austenita- γ cresce em torno do ferrita- δ com consumo simultâneo de ambos, a ferrita- δ e o líquido (TIADEN, 1999). A fase austenita- γ forma-se inicialmente na raiz dos braços dendríticos e cresce ao longo da interface ferrita- δ /líquido com a mesma velocidade que o líquido transforma-se na fase ferrita- δ (ZOU, 1992), conforme mostrado na Figura 6.

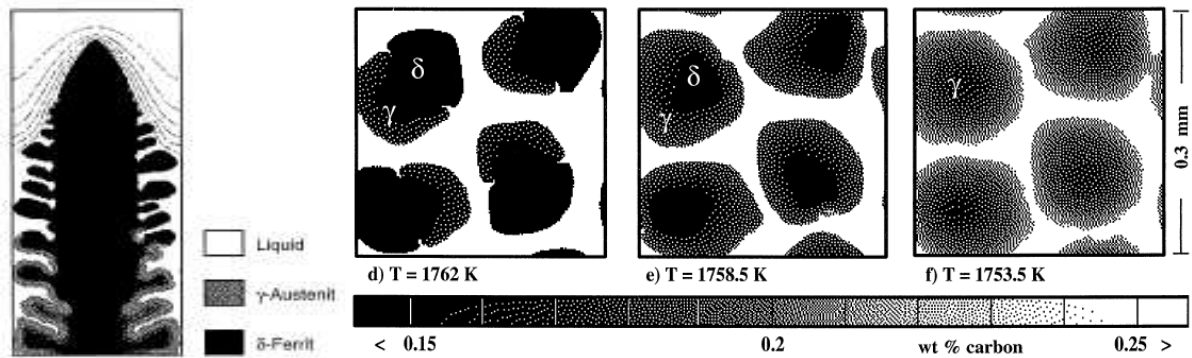


Figura 6: Desenho esquemático da reação peritética, mostrando a nucleação da fase austenítica em torno da dendrita primária ferrítica. Fonte: Tiaden (1999).

Na solidificação, o metal ao ser resfriado abaixo da temperatura de transformação peritética, sofre uma variação negativa de volume causado pela transformação $L + \delta \rightarrow \gamma$. A intensidade da transformação volumétrica do metal faz com que o tarugo durante o lingotamento contínuo tende a agarrar-se ou a descolar-se da parede do molde.

A variação volumétrica ocorrida na reação peritética, durante a transformação da estrutura cristalina, de cúbica de corpo centrado (CCC) para cúbica de face centrada (CFC), que associado a outros fatores operacionais, pode ocasionar a ocorrência de defeitos superficiais. A variação volumétrica durante esta mudança de fase, de CCC para CFC, ocorre a formação de vazios, tornando a estrutura susceptível a formação de trincas a quente.

A Figura 7 ilustra esquematicamente o vazio (“gap”) formado para um aço de 0,15% de carbono.

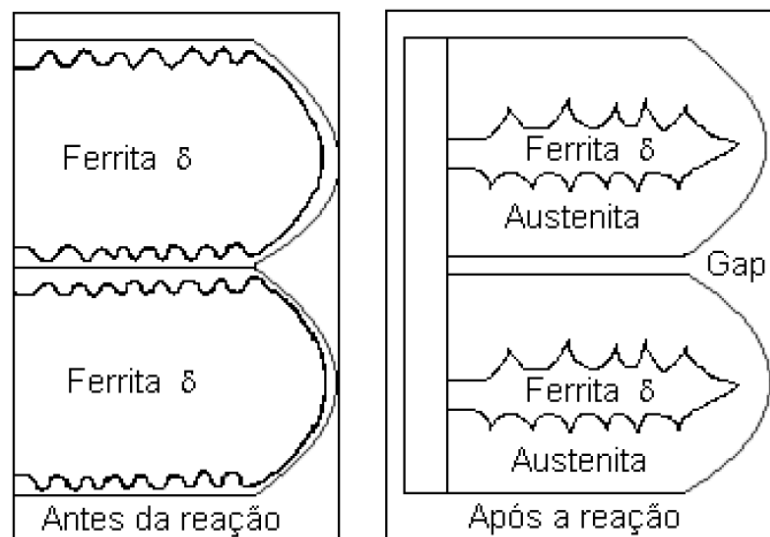


Figura 7: Ilustração esquemática da solidificação de um aço com 0,15% de carbono, antes e após a reação peritética (ABM, 2006)

A intensidade máxima desta contração ocorre em aço com teores de carbono entre 0,11 e 0,17%. Nesta faixa de composição química, a espessura da casca de aço solidificada é bastante desigual, devido a competição entre fenômenos de contração, originada pela mudança de estrutura cristalina, CCC para CFC (δ -Fe para austenita), e de expansão, promovida pela pressão ferrostática.

Na Figura 8.a observa-se as contrações calculadas antes e após a reação peritética, assim como a resultante dessa reação.

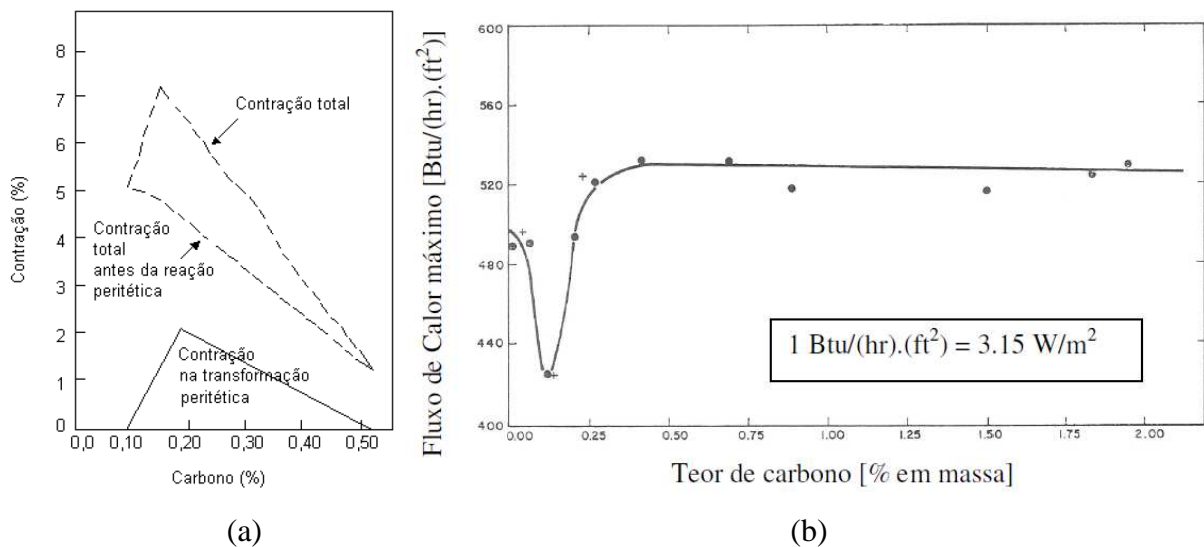


Figura 8- a) Efeito do teor de carbono na contração do aço (VALADARES, 2006); b) efeito do teor de carbono na taxa de transferência de calor (SINGH, 1974).

Na Figura 8(a) observa-se as contrações calculadas antes e após a reação peritética e a resultante desta reação. Na Figura 8(b) as contrações mostradas provocam uma tendência à formação de depressões na superfície da placa (ou tarugo) levando à redução do fluxo de calor no molde. Este fenômeno resulta na formação não uniforme da pele de aço no molde.

Em estudo realizado por Singh, 1974, foi evidenciado que o fluxo de calor médio na região do molde em função da porcentagem de carbono (até 1,7 % C). Para concentrações até 0,12 %, o fluxo de calor decai apresentando para esta concentração o seu valor mínimo, como consequência do aumento do gap de ar na interface metal/molde. Acima desta concentração, o fluxo de calor volta a elevar se mantendo aproximadamente constante para concentrações acima de 0,25%, como mostra a Figura 8b. As contrações mostradas provocam uma tendência à formação de depressões na superfície do tarugo, levando à redução do fluxo de calor no molde, gerando uma formação não uniforme da casca solidificada no molde.

O aspecto não uniforme da casca solidificada, é resultado do seu contato intermitente com o molde, e da redução da extração de calor. Esta redução da extração de calor no molde de lingotamento contínuo origina uma estrutura cristalina com grãos mais grosseiros e, de acordo com MINTZ et AL. (1991), essas regiões são mais susceptíveis a trincas a quente, pois a pele de aço solidificada é menos espessa e o tamanho de grão austenítico é maior.

A Figura 9 demonstra esquematicamente a diferença de estrutura cristalina na pele de aço solidificada entre um aço alto ou baixo teor de carbono e um médio teor.

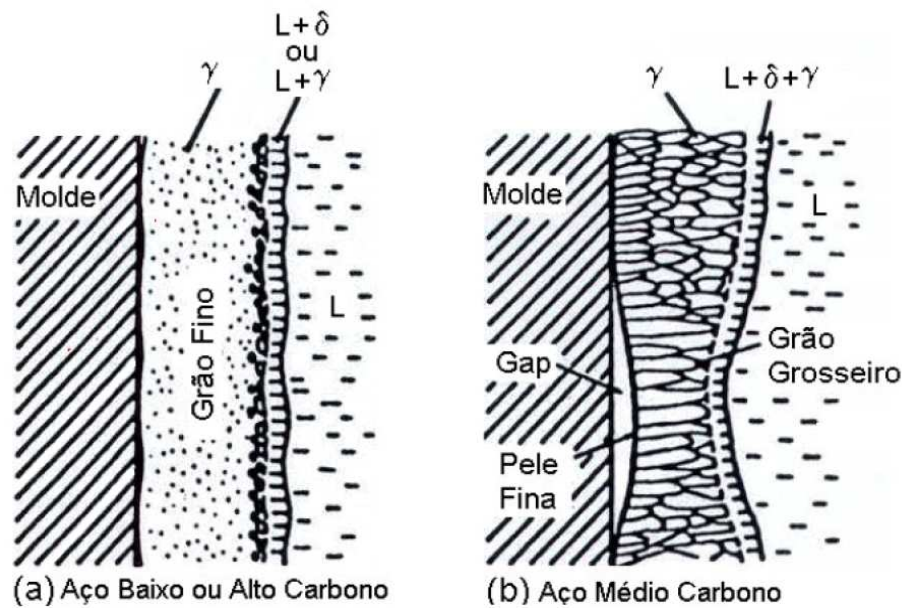


Figura 9: Esquema para representação da estrutura cristalina da austenita na pele solidificada: (a) aço baixo e alto carbono; (b) aço médio carbono (peritético) (MINTZ et AL, 1991)

3.3.2 Identificação do Comportamento do Aço Durante a Solidificação

Devido à complexidade dos aços e à quantidade de elementos de ligas utilizados para atingir determinada propriedade, é comum representar os aços na forma de “carbono equivalente” para que possa ser utilizado o diagrama ferro-carbono comum. O carbono equivalente pode ser descrito pela equação (1).

$$C_{eq} = [\%C] + \sum_{i=1}^n At(\%i) \quad (1)$$

Onde:

$\%C$ é o teor de carbono,

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

A_i é coeficientes para cada elemento de liga.

A equação (1) representa a referência entre a concentração em massa de elementos formadores de austenita, que são adicionados à concentração do carbono contido no aço, e de elementos formadores de ferrita que são subtraídos. Os coeficientes para cada elemento são avaliados experimentalmente. A tabela 3 apresenta uma série de coeficientes apresentados para aços, determinados por diversos pesquisadores (WOLF, 1991).

Tabela 3: Coeficientes A_i para avaliação do carbono equivalente para a reação peritética dos aços. Fonte: Wolf (1991).

Referência	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	V	P	S	N	Ti
Howe, 1987	0,04	-0,12	0,08	-0,018	-0,05			0,06		
Yasumoto, 1988	0,02	-0,01	0,04	0,02				0,67		
Yamada et al.,1990	0,03	0,1	0,025	-0,007	-0,025	-0,01				
Yamada et al.,1990	0,08	-0,026	0,09	-0,015	-0,055	-0,045				
Wolf, 1991	0,02	-0,1	0,04	-0,04	-0,1					
Howe, 1993	0,04	-0,14	0,1	-0,04	-0,07		0,016	0,11	0,7	-0,24
Wolf, 1995	0,04	-0,14	0,1	-0,04	-0,1				0,7	-0,24

De acordo com a regra da alavanca aplicada ao diagrama Fe-C e através da avaliação experimental da fração de ferrita primária sólida avaliada por análise térmica diferencial, definiu-se outro fator, o potencial de ferrita (FP), que é definido pela equação (2).

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

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

Para a melhor compreensão da equação 2, foi definido o termo *Aços Tipo A* para os aços com tendência a formar depressão da casca solidificada e caracterizados com valores de PF entre 0,85 – 1,05, e o termo *Aços Tipo B* para os aços com tendência ao agarramento da

casca solidificada à parede do molde e que apresentam valores de $PF > 1,05$ ou $PF < 0,85$ (Wolf, 1981). A Figura 10 ilustra a distinção dos aços Tipo A e B.

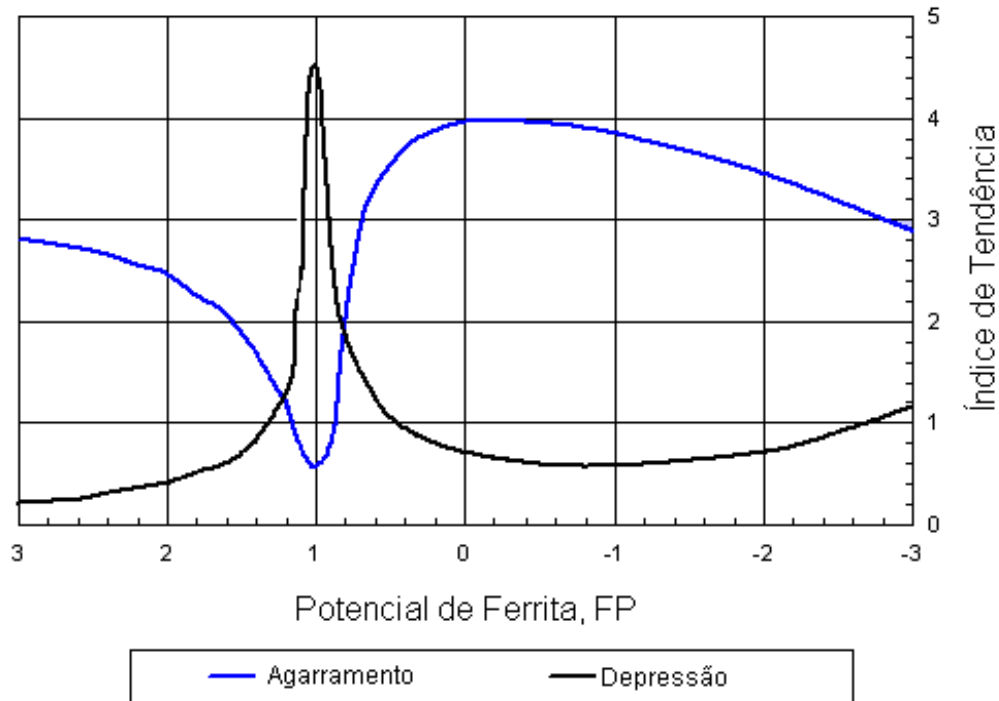


Figura 10: Definição dos aços Tipo A e B como função do Potencial Ferrítico, de acordo com a tendência de depressão e agarramento, respectivamente. Fonte: Wolf (1981).

3.4 TRINCAS TRANSVERSAIS FACIAIS

A trinca transversal facial é um tipo defeito característico de máquinas curvas, ocorrendo geralmente na face do raio interno (ou face superior) do tarugo, em razão do esforço de tração desenvolvido nesta face, no momento do endireitamento.

Para que se forme a trinca transversal no ponto de desencurvamento é necessário que marcas de oscilação bastante acentuadas estejam presentes na superfície do tarugo.

O resfriamento secundário é de extrema importância para que sejam evitados reaquescimentos acentuados da superfície do tarugo, e para que o desencurvamento ocorra a temperaturas acima da faixa de 900°C a 1.100°C , de acordo com a composição do aço (LARREQ, 1982).

A formação das marcas de oscilação profundas é consequência do escoamento turbulento próximo ao menisco, da flutuação do nível do menisco, das baixas temperaturas do menisco, da composição química do aço e das baixas frequências de oscilação do molde.

As trincas transversais faciais se originam na base das marcas de oscilação, onde ocorre a segregação do soluto. Além disso, na base da marca de oscilação o grão austenítico é bastante grosseiro devido ao resfriamento lento em função do efeito de contração do metal, e menor contato com o molde. Desta forma, a base da marca de oscilação é bastante susceptível à ocorrência de fratura, devido à concentração de tensão nos contornos de grão austeníticos.

A força de fricção com o molde, a conicidade inadequada, o desalinhamento entre o molde e o veio, as tensões térmicas na saída do molde devido à refrigeração com “sprays”, causam a formação de trincas ao longo do contorno de grão da austenita e na base das marcas de oscilação, onde as tensões se concentram.

3.5 INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE LINGOTAMENTO

A velocidade de lingotamento influencia diretamente na taxa de extração de calor pelo molde. Chow (2002b) estudou a transferência de calor através do molde comparando diferentes velocidades. Em seu estudo, foi instrumentado um molde de 120 x 120 mm, com comprimento de 1000 mm e 14 mm de espessura de parede.

Através da análise do perfil do fluxo de calor pelo molde obtidos a partir de um modelo matemático, Chow (2002b) observou que o fluxo de calor no molde é sensível a variações da velocidade de lingotamento maiores de 0,5 m/min. Este comportamento está evidenciado na Figura 11, onde foram comparados o fluxo de calor entre duas corridas de um aço alto carbono lingotado com diferentes velocidades.

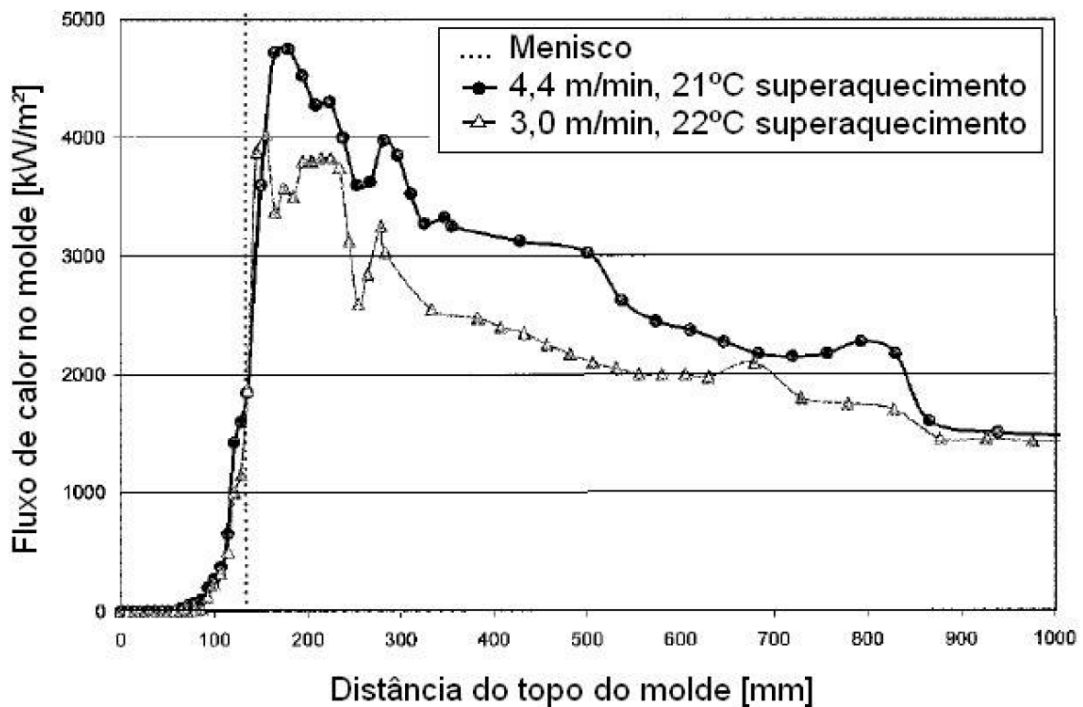


Figura 11: Perfil do fluxo térmico através da parede do molde a diferentes velocidades (Chow, 2002b).

Com o aumento da velocidade de lingotamento, ocorre o aumento da transferência de calor através do molde, que pode ser explicado por três razões:

1º - Menor tempo de residência do aço em altas velocidades resulta em menor casca solidificada que deforma facilmente sob ação da pressão metalostática, reduzindo o gap de ar entre o tarugo e a parede do molde.

2º - O menor tempo de residência resulta em maiores temperaturas na superfície do tarugo, aumentando o gradiente térmico e a força motriz para o fluxo de calor pelo molde.

3º - Ocorre uma menor contração térmica da casca solidificada devido a sua maior temperatura, melhorando o contato metal/molde, devido a menor formação do gap.

A Figura 12 apresenta uma relação entre o fluxo de calor médio e a velocidade de extração de calor da placa. É possível verificar o aumento do fluxo de calor com o aumento da velocidade de lingotamento.

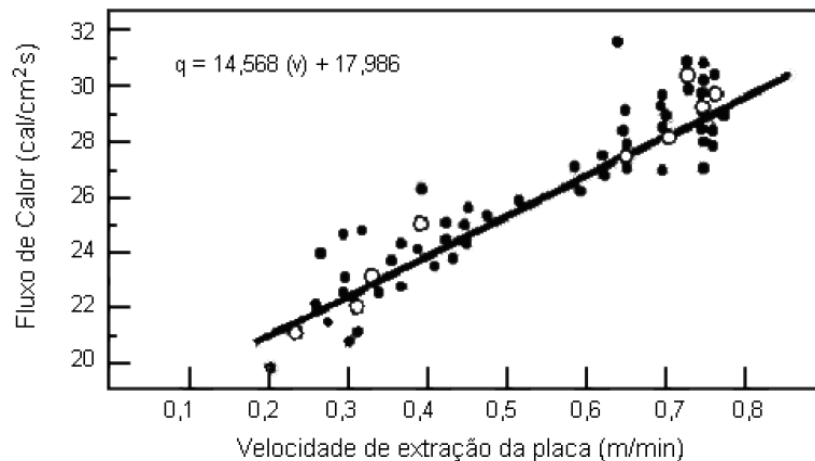


Figura 12: Relação entre o fluxo de calor e a velocidade de lingotamento (ABM, 2006)

No entanto, o aumento do fluxo de calor, a quantidade de calor extraída é menor, e a espessura da pele solidificada é menor com o aumento da velocidade de lingotamento. Isto ocorre devido ao menor tempo de residência do aço no molde.

Desta forma, para altas velocidades de lingotamento, o tempo para a solidificação é menor e a pele sólida é menos espessa, sendo comprimida mais facilmente contra a parede do molde pela pressão ferrostática, e desta forma aumenta o fluxo de calor, por ter maior contato metal molde à velocidades mais altas.

3.6 OSCILAÇÃO DO MOLDE

O movimento de oscilação foi introduzido no processo de lingotamento contínuo principalmente para a prevenção de *breakouts*, de modo a minimizar a fricção na interface aço/molde, minimizando o agarramento.

Usualmente, o movimento de oscilação do molde adota um perfil senoidal, com parâmetros de amplitude e frequência de oscilação de 10 mm e 120 cpm.

Junto com a velocidade de lingotamento, as principais variáveis associadas com o movimento de oscilação do molde são (Szekers, 2002):

- Perfil do movimento cíclico

- Amplitude: distância percorrida pelo molde de seu ponto mais alto até seu ponto mais baixo;
- Frequência de oscilação: número de vezes que o molde oscila a cada minuto.

A principal função é fazer com que o molde se desloque para baixo mais rápido que o lingote, fornecendo uma estripagem negativa (*NSt, negative strip time*). Tempo de estripamento negativo é definido como o período de tempo em que a velocidade de descida do molde supera a velocidade de lingotamento. Outro parâmetro importante a ser considerado é o *Mould Lead*, que quantifica a relação entre as distâncias percorridas entre o molde e o tarugo durante o movimento de descida do molde.

Segundo Samarasekera (2003), para o lingotamento de tarugos, o *mold lead* e o tempo de estripamento negativo recomendados são de 3-4 mm e 0,12-0,15 segundos, respectivamente. Máquinas de lingotamento com tempo de estripamento negativo menores que 0,10 s e *mould lead* abaixo de 2-3 mm, são susceptíveis a agarramento, principalmente se houver grande variação de nível. Para máquinas com *mould lead* superior a 5 mm, contribui para uma marca de oscilação mais profunda e não uniforme.

3.7 FREQUÊNCIA DE OSCILAÇÃO DO MOLDE

A frequência de oscilação do molde influencia na extração de calor do metal, influenciando na temperatura da face do molde em contato com o metal, por meio de sua influência nos parâmetros de lingotamento como tempo de estripagem negativa, interação da casca sólida/molde e natureza das marcas de oscilação.

Em estudo realizado por Pinheiro (2000), para aços peritéticos, foi possível observar que a temperatura do molde aumentou com o aumento da frequência de oscilação. Outro fator foi o perfil de transferência de calor que teve o mesmo comportamento, onde quanto mais alta a frequência de oscilação, maior a transferência de calor, na maior parte do comprimento do molde, à exceção do menisco.

O estudo realizado por Pinheiro (2000) pode ser melhor visualizado nas Figuras seguintes, correlacionando a frequência de oscilação com a temperatura do molde, e com a taxa de extração de calor.

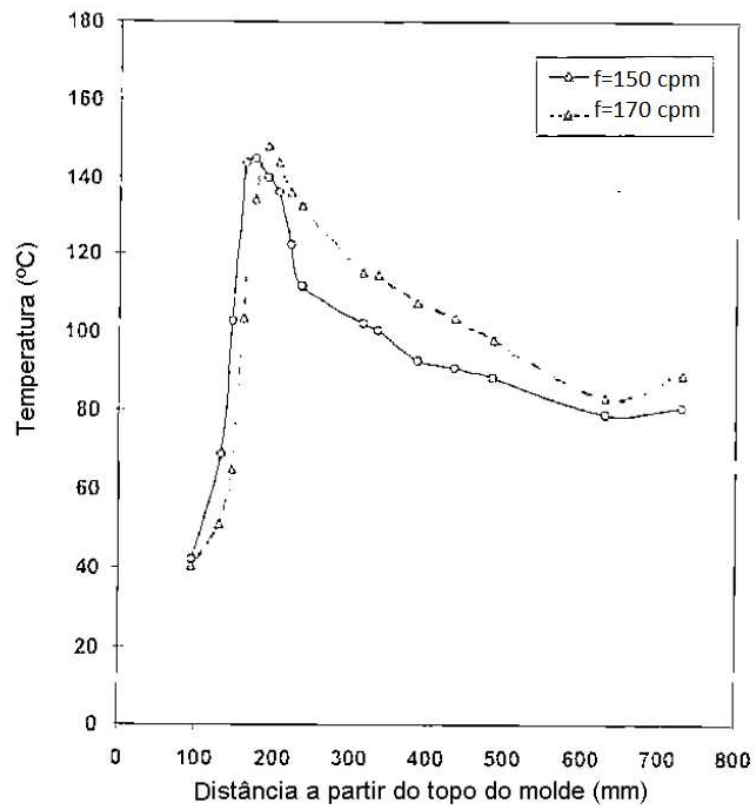


Figura 13: Influência da frequência de oscilação do molde sobre o perfil de temperatura do molde (Pinheiro, 2000)

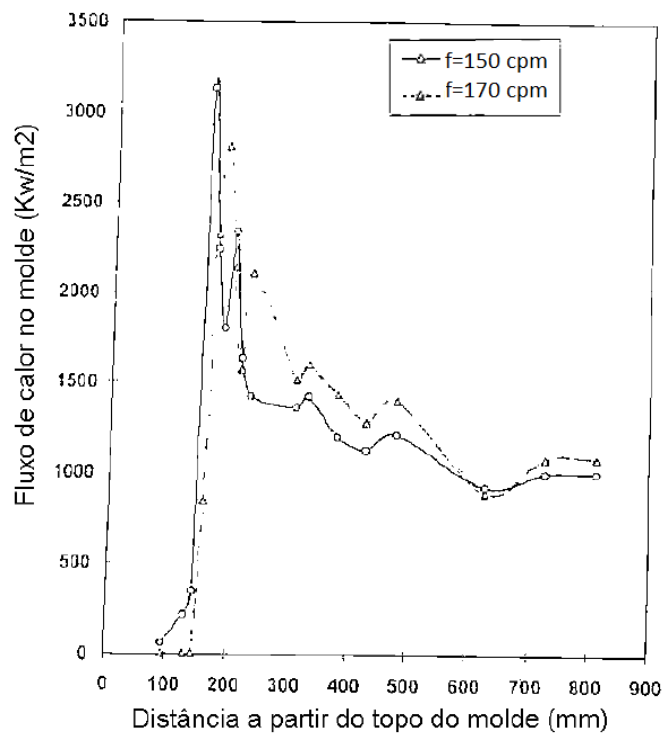


Figura 14: Influência da frequência de oscilação do molde sobre o fluxo de calor (Pinheiro, 2000).

3.8 TEMPO DE ESTRIPAMENTO NEGATIVO (NS_t)

Dentre as diversas definições para tempo de estripamento negativo (*negative strip time*, NS_t), a mais usual é a que considera o tempo no qual o molde se move para baixo mais rápido que o lingote, sendo dado por:

$$NS_t = \frac{1}{\pi \cdot f} \cdot \arccos\left(\frac{V_{\text{ling}}}{\pi \cdot S \cdot f}\right) \quad (3)$$

Sendo: NS_t = tempo de estripamento negativo (s)

f = frequência (cpm)

V_{ling} = velocidade de lingotamento (m/min)

S = stroke, amplitude (m)

Para o lingotamento de tarugos, são considerados ótimos os valores entre 0,12 e 0,15 s (Samarasekera,2003). A redução do estripamento negativo para valores muito baixos pode resultar em insuficiente interação entre molde e casca solidificada. Este fato pode acarretar no surgimento de defeitos superficiais como sangrias, e *pele dupla*, ou ainda severas marcas de oscilação.

De acordo com estudos realizados (Brimacombe et.al., 1986) a profundidade das marcas de oscilação pode ser reduzida com o decréscimo do valor de estripamento negativo. Nesta situação, a uniformidade das marcas de oscilação também é melhorada, quando comparados o centro do tarugo com suas extremidades. A Figura 15 ilustra a diminuição da profundidade da marca de oscilação ao longo do tarugo, em função de estripamento negativo menor.

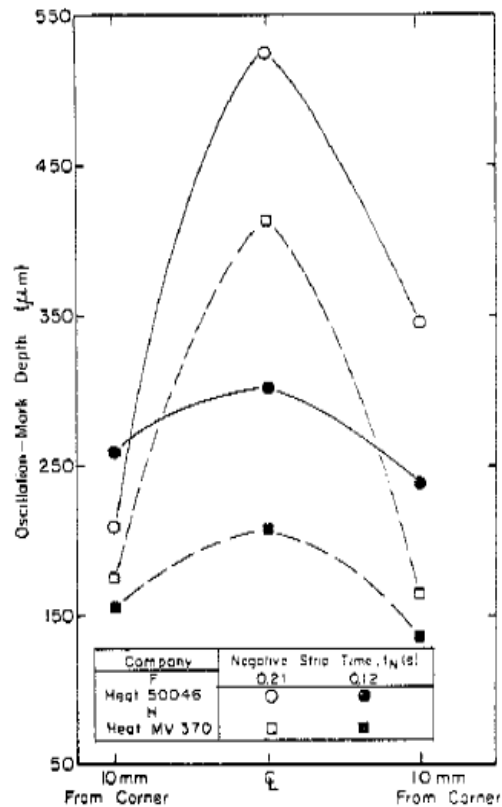


Figura 15: Variação da profundidade da marca de oscilação em tarugo baixo carbono em função do estripamento negativo (Samarasekera et. al., 1985)

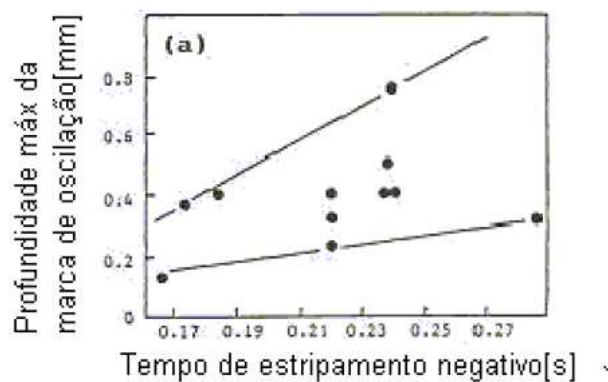


Figura 16: Correlação entre o tempo de estripamento negativo e a profundidade das marcas de oscilação (Hamagami, 1982)

3.9 MARCAS DE OSCILAÇÃO

A marca de oscilação é um fenômeno natural nos processos de lingotamento contínuo. Ela ocorre devido ao movimento de oscilação do molde, e suas características como distância e profundidade podem variar em função do tipo de lubrificante, do seu consumo, da escolha dos parâmetros de oscilação, amplitude e frequência, da velocidade de lingotamento e também da composição química do aço (Fernandes,2005).

Cada marca de oscilação é uma depressão local na superfície do tarugo, formando um gap entre o tarugo e o molde, acarretando numa menor extração de calor. Dependendo da profundidade da marca de oscilação, poderá ocorrer redução da espessura da casca solidificada, perfuração ou trincas (Samarasekera,2003).

Para uma dada velocidade e amplitude, a profundidade da marca de oscilação devresce com o aumento da frequência de oscilação (Szekers,2002)

A distância entre as marcas de oscilação é dado por (Szekers,2002):

$$D_{om} = \frac{V_c}{f} \quad (4)$$

Onde: D_{om} = distância entre marcas de oscilação

V_c = velocidade de lingotamento (mm/s)

F = frequência de oscilação (cps)

O teor de carbono influencia na profundidade das marcas de oscilação, sendo mais profundas na região em torno de 0,10% de carbono, devido as transformações de fase peritética.

A profundidade das marcas de oscilação pode ser reduzida pela diminuição do tempo de estripamento negativo, conseguido principalmente através do aumento da frequência de oscilação, ou pela redução da amplitude de oscilação. A quantidade de defeitos aumenta muito em baixas velocidades de lingotamento devido a direção comum de sincronização de velocidade com a frequência de oscilação, ou seja, baixa frequência de oscilação e alto estripamento negativo em baixas velocidades.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Para o estudo da formação de trincas transversais faciais em aços peritéticos produzidos no lingotamento contínuo, foi proposto um roteiro para análise das possíveis causas relacionadas a este defeito.

O objetivo das análises é correlacionar as principais variáveis de processo, e o efeito da composição química a fim de identificar a possível causa das trincas transversais faciais. A qualidade de aço objeto deste estudo foi o aço 1025.

O trabalho pode ser dividido em duas etapas.

1ª Etapa - Análise da interferência da composição química

Estudo do histórico de ocorrências de trincas, avaliando a composição química através da análise do potencial ferrítico buscando classificar o aço quanto ao comportamento à tendência ao agarre e a contração. Procurar identificar se é possível associar o potencial ferrítico às ocorrências de trincas. E após comparar com o desempenho da mesma qualidade de aço frente a alteração da composição química proposta, definindo um novo potencial ferrítico.

Nesta etapa, a análise foi baseada no banco de dados existente nos registros da empresa.

2ª Etapa - Análise dos parâmetros de processo

Estudo dos parâmetros de processo, através da análise do perfil térmico do tarugo durante o processo de solidificação, assim como os parâmetros de oscilação do molde, com o objetivo de identificar o efeito da velocidade de lingotamento, estripamento negativo e frequência de oscilação na formação de trincas transversais faciais.

Na 2ª etapa foi realizado experimento para o estudo do sistema de oscilação, onde foram alteradas as frequências de oscilação. Na realização deste teste, foram produzidas 30

corridas, onde foi promovido a variação de velocidade de lingotamento dentro de uma mesma corrida, a fim de reduzir as interferências de composição química e temperatura do aço no distribuidor. As amostras foram coletadas em duas diferentes velocidades, de 1,9 m/min e 2,6 m/min, se concentraram nos lotes 24492 e 24497, conforme Tabela 4.

Tabela 4: Lotes para análise e variáveis de processo observadas

Lote	Velocidade de Lingotamento (m/min)		NSt (s)	
	24492	1,9		2,6
24497	1,9	2,6	0,16	0,14

A Figura 17 apresenta o fluxo seguido para estudo da formação de trincas no processo avaliado.

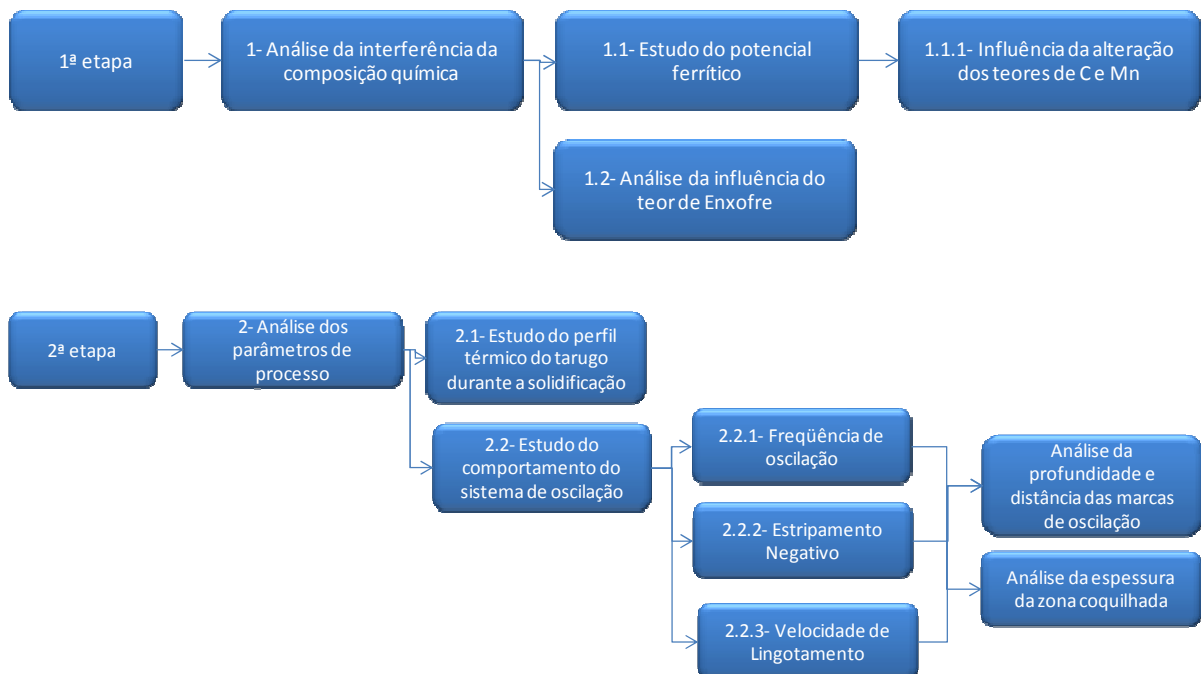


Figura 17: Fluxo das etapas do estudo realizado

4.1 CARACTERÍSTICAS DO LINGOTAMENTO CONTÍNUO

A busca dos melhores parâmetros de processo, e testes com novas composições químicas de aço foram realizados em uma máquina de lingotamento contínuo com as características descritas nas Tabelas 5 e 6.

Tabela 5: Dados do Lingotamento Contínuo (fonte: Gerdau Riograndense).

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

4.2 CARACTERÍSTICAS DO SISTEMA DE REFRIGERAÇÃO

A Tabela 6 apresenta os principais dados do sistema de refrigeração da planta de lingotamento contínuo onde foram produzidas as amostras.

Tabela 6: Dados referentes ao sistema de refrigeração. Fonte: Gerdau Riograndense.

Características do sistema de refrigeração	Vazão (l/min)	Pressão (kgf/cm²)
Molde	1600 a 2000	3,0
Região de sprays superior	350 a 500	3,0 a 5,0
Região de sprays inferior	40 a 80	3,5 a 5,5

4.3 ANÁLISE DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A composição química dos lotes lingotados foi determinada através de ensaios realizados por espectroscopia de emissão óptica. Em seguida foi calculado o valor de carbono equivalente conforme coeficientes da Tabela 3, onde estas foram comparadas às composições dos lotes com ocorrência de trincas. Foram analisadas 21 lotes com defeito de trincas, 665 lotes com a composição química A, e 220 lotes com a composição química B.

Tabela 7: Faixa de composições químicas dos aços analisados

	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo
1025 (A)	0.23	0.60	0.10	-	-	-	-	-
	0.28	0.90	0.25	0.050	0.050	0.27	0.30	0.085
1025 (B)	0.25	0.50	0.10	-	-	-	-	-
	0.30	0.80	0.20	0.050	0.050	0.27	0.30	0.085

Para análise de segregação de enxofre, foi realizado ensaio de Baumann conforme norma ABNT NBR 11565.

Foram realizadas impressões de Baumann em cortes transversais e longitudinais das amostras de tarugos com trincas para evidenciar uma possível área de segregação de enxofre. A análise foi realizada conforme norma ABNT NBR 11565.



Figura 18: Trinca transversal em tarugo de aço 1025. Espessura da trinca: 1,70mm
Profundidade da trinca: 16,87mm

4.4 CARACTERIZAÇÃO DO PERFIL TÉRMICO DO TARUGO DURANTE O PROCESSO DE SOLIDIFICAÇÃO

Para a caracterização do comportamento térmico do tarugo durante a solidificação, foram realizadas medições de temperatura com pirômetro infra-vermelho Minolta/Land Ciclops 52, na face do tarugo ao longo de todo o processo de solidificação.

Para a coleta de dados, foram adotados pontos fixos de medição conforme esquema da Figura 19.

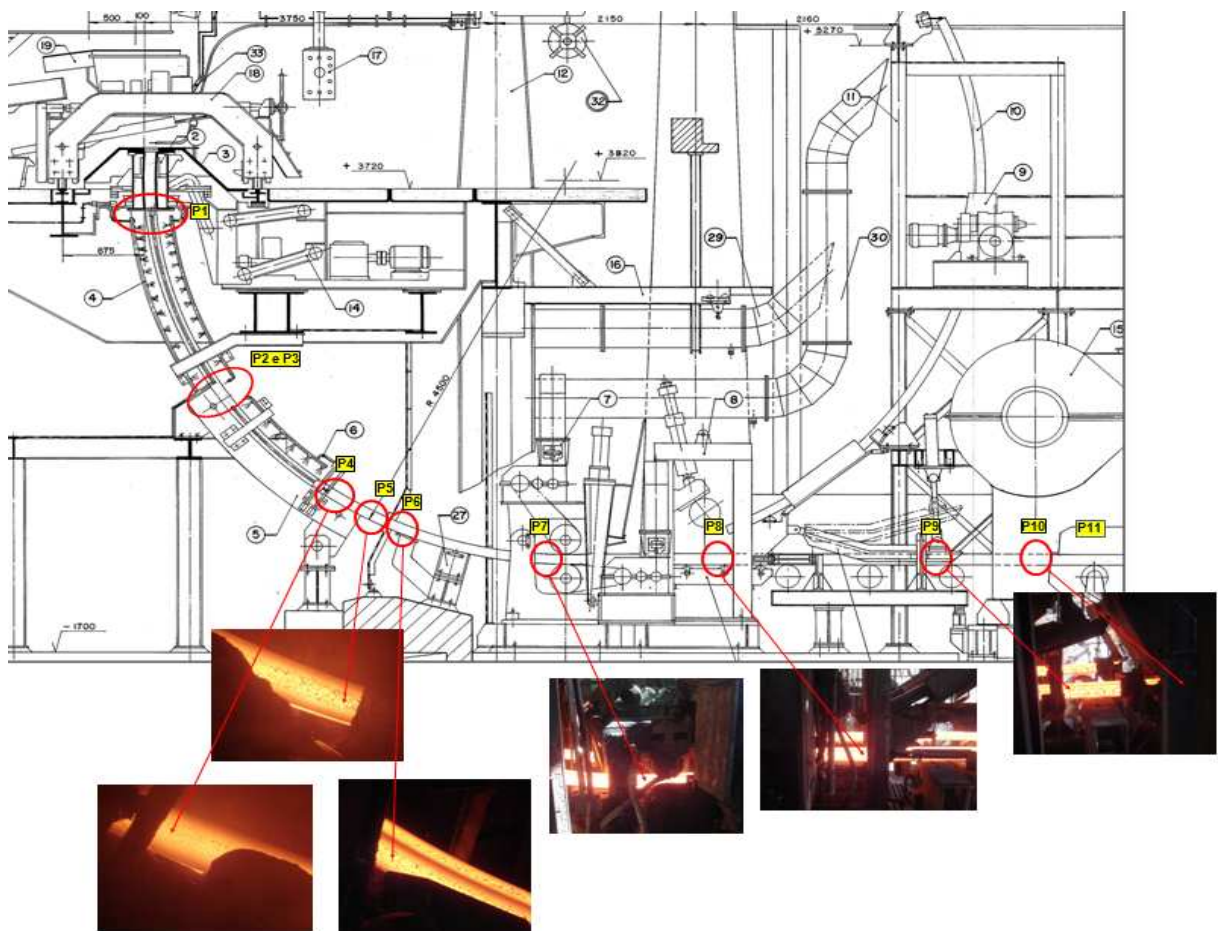


Figura 19: Esquema de pontos de medição de temperatura durante a solidificação.

- P1- Pé do molde
- P2 – Final da primeira zona de sprays
- P3 – Início da segunda zona de sprays
- P4 – Final da segunda zona de sprays
- P5 – Final da câmara de sprays
- P6 – Primeiro ponto da zona de radiação livre
- P7 – Temperatura no ponto de endireitamento

P8 – Temperatura após o extrator

P9 – Temperatura antes do corte

P10 – Temperatura no corte

P11 – Temperatura de núcleo

4.5 AVALIAÇÃO DO SISTEMA DE OSCILAÇÃO

Para avaliação do comportamento do molde durante a oscilação do veio foi utilizado o instrumento KT400. Este foi usado para identificar e medir o ciclo de oscilação do molde, assim como determinar amplitude, frequência de oscilação e estripamento negativo.

O instrumento consiste de quatro acelerômetros acoplados ao conjunto do molde, e conectado a um computador. Os dados foram obtidos e computados em software específico para este instrumento.

Os acelerômetros foram instalados conforme esquema descrito na Figura 20. Foram colocados quatro acelerômetros, posicionados nas extremidades do porta molde, distante 25 mm das extremidades laterais, e 50 mm das extremidades frontais e traseira.

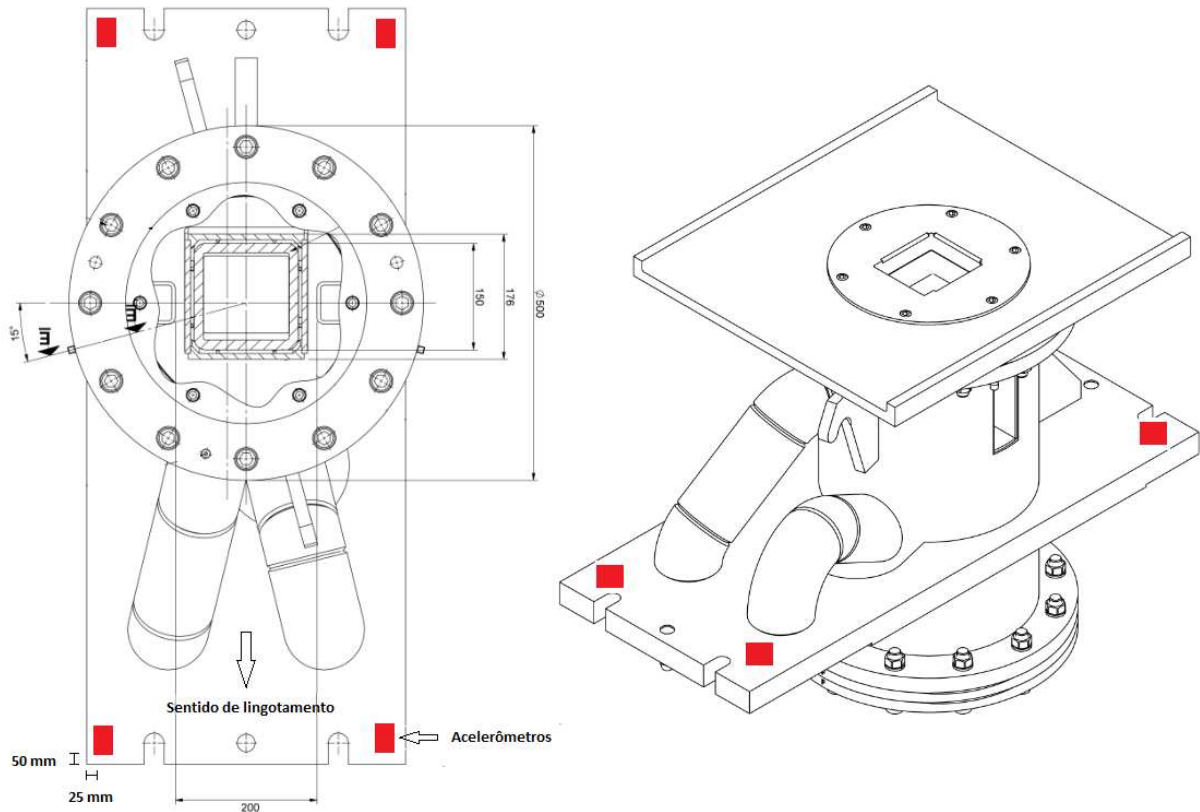


Figura 20: Esquema para montagem do sistema de medição da oscilação do molde (KT400). Posicionamento dos acelerômetros.

Para o estudo dos parâmetros do sistema de oscilação foi realizado DOE variando as frequências de oscilação com o objetivo de alterar o estripamento negativo. A amplitude de oscilação foi mantida constante.

As variáveis lubrificação do molde, composição química do aço, conicidade do molde, e temperatura de aço no distribuidor foram mantidas constantes.

A frequência de oscilação inicial, para velocidades baixas, aqui considerada como 1,80 m/min, foi alterada de 97,80 para 134,20 cpm. Com esta alteração o estripamento negativo passou de 0,24 s para 0,17 s. Para as demais velocidades, o estripamento negativo foi alterado conforme a curva de variação da frequência de oscilação, conforme Tabela 8.

As demais velocidades seguiram a curva de estripamento negativo conforme Figura 21.

Tabela 8: Variação do estripamento negativo com a frequência de oscilação (Atual x Teste).

v (m/min)	Atual			Teste		
	f (cpm)	f (hz)	NSt (s)	f (cpm)	f (hz)	NSt (s)
1,80	97,80	1,63	0,23	134,20	2,24	0,17
1,90	102,90	1,72	0,22	142,80	2,38	0,16
2,00	106,80	1,78	0,21	151,40	2,42	0,16
2,10	111,25	1,86	0,21	150,20	2,50	0,16
2,20	115,70	1,93	0,20	154,60	2,58	0,16
2,30	118,90	1,98	0,19	159,00	2,65	0,15
2,40	123,80	2,06	0,18	157,90	2,63	0,15
2,50	127,60	2,13	0,17	157,80	2,63	0,15
2,60	131,00	2,18	0,17	158,40	2,64	0,15
2,70	136,20	2,27	0,16	157,60	2,63	0,15
2,80	139,60	2,33	0,16	157,70	2,63	0,14
2,90	144,90	2,42	0,15	158,10	2,64	0,14
3,00	149,00	2,46	0,15	157,80	2,63	0,14
3,10	152,30	2,54	0,14	158,70	2,65	0,14
3,20	157,30	2,62	0,14	157,80	2,63	0,14

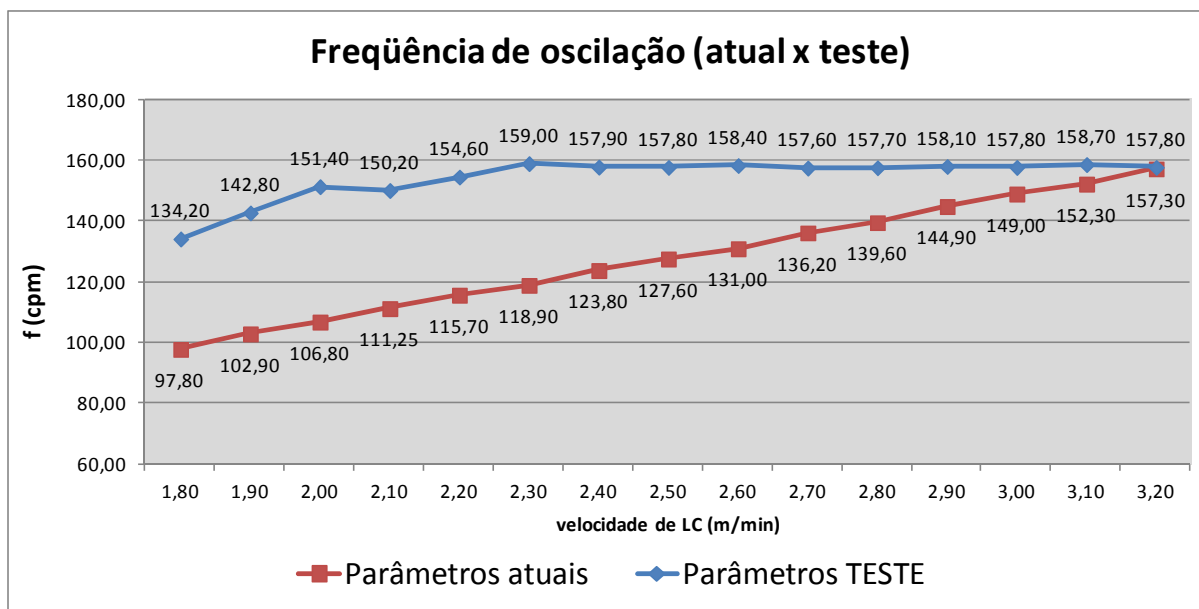


Figura 21: Comparativo entre as frequências de oscilação atuais e de teste.

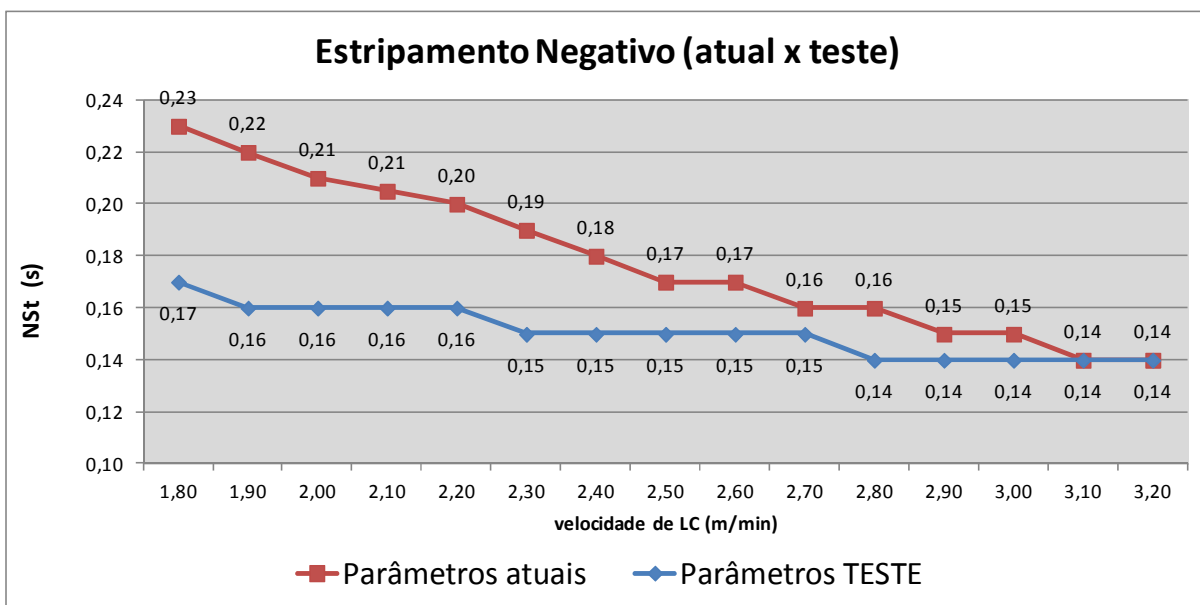


Figura 22: Comparativo entre estripamento negativo atual e de teste.

4.6 ANÁLISE DA PROFUNDIDADE E DISTÂNCIA DAS MARCAS DE OSCILAÇÃO

A análise da profundidade da marca de oscilação foi realizada através de amostras de 200 mm de tarugo, onde esta foi jateada, e após a face lateral foi cortada longitudinalmente ao sentido de lingotamento. A medição da profundidade da marca de oscilação foi realizada através de fotografia, e após análise desta através de software de edição de imagem para medição. Para a obtenção desta medida, foi medido a distância entre o ponto mais interno da ondulação em relação ao ponto mais externo do tarugo, conforme Figura 24. Para a medição da distância entre as marcas de oscilação foi realizada através de paquímetro.

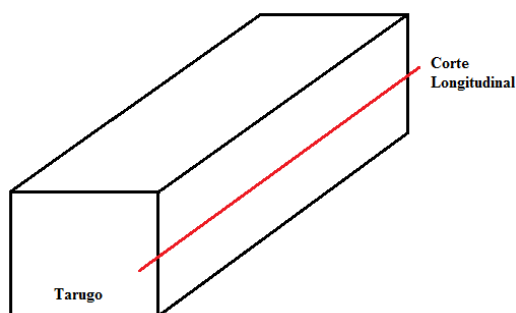


Figura 23: Corte longitudinal da lateral do tarugo para análise da distância e profundidade das marcas de oscilação.

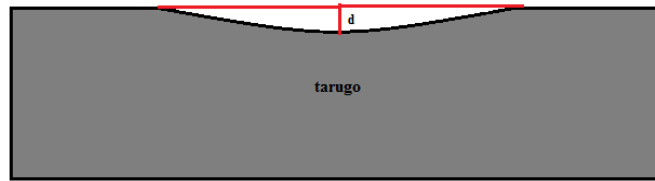


Figura 24: Esquema para medição da profundidade da marca de oscilação

4.7 ANÁLISE DA ESPESSURA DA ZONA COQUILHADA

Para análise da espessura da zona coquilhada, foram coletadas amostras para as condições de velocidade à 1,9 m/min, e 2,6 m/min, para as condições atuais de trabalho e após a alteração da frequência de oscilação para a condição de teste, comparando interferência da variação do estripamento negativo para uma mesma velocidade de lingotamento.

As variáveis amplitude de oscilação, lubrificação do molde, composição química, e temperatura de aço no distribuidor foram mantidas constantes.

A análise foi realizada na seção longitudinal do raio interno de lingotamento do tarugo, medindo a espessura da zona coquilhada da face do raio interno e externo.

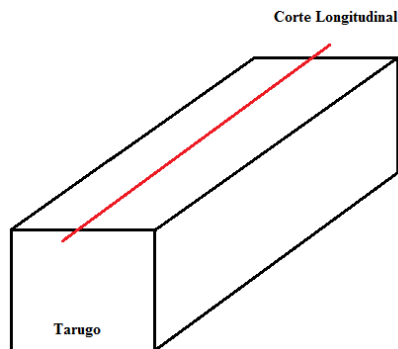


Figura 25: Corte longitudinal da face A do tarugo para análise da espessura da zona coquilhada.

As amostras foram cortadas longitudinalmente, no centro do tarugo, à 60 mm da face lateral. Após o corte, as amostras foram retificadas e posteriormente submetidas a ataque químico com ácido clorídrico a 50%, por 30 minutos na temperatura de 60°C. Após o ataque, as amostras foram fotografadas, e a medição da espessura da zona coquilhada foi realizada através de software de edição de imagem. Os valores de espessura da zona coquilhada foram

obtidos através da edição do contraste permitindo visualizar a interface entre a zona coquilhada e a zona colunar.

A espessura da zona coquilhada foi determinada como a região de transição entre os finos cristais equiaxiais e os grãos colunares, conforme Figura 26.

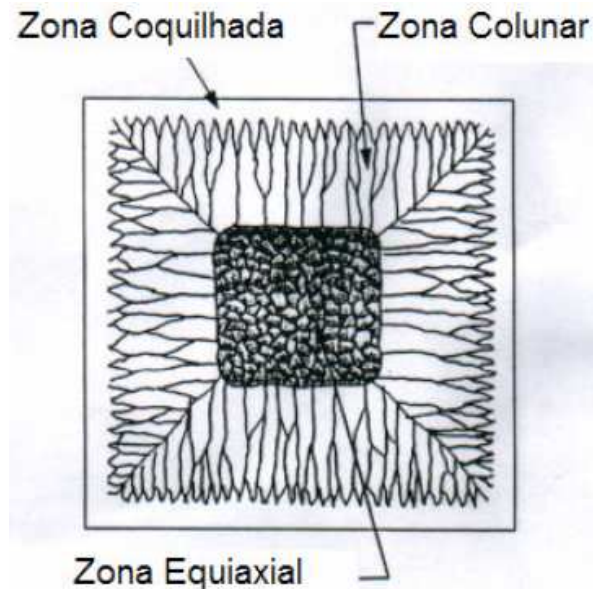


Figura 26: Ilustração para identificação das diferentes estruturas de solidificação durante o lingotamento contínuo (BCCC,2002)

5. RESULTADO E DISCUSSÃO

5.1 ANÁLISE DO POTENCIAL FERRÍTICO

Para o estudo da interferência da composição química no comportamento do aço durante o processo de lingotamento contínuo, foram analisados os potenciais ferríticos das corridas produzidas nos meses de fevereiro e maio/2011, e comparadas com as corridas onde foi detectado a ocorrência de trincas.

Num primeiro momento, foi realizada a análise do potencial ferrítico fazendo uso da equação 2, onde para o cálculo do carbono equivalente (C_{eq}) foram avaliadas em conjunto as equações propostas por Wolf,1991, Yasumoto,1988, Howe,1987, Yamada,1990, afim de se determinar qual seria a mais representativa para o aço em estudo.

Os resultados obtidos foram inseridos no software Minitab 14, e através da análise da ferramenta Boxplot, verificou-se alteração significativa do potencial ferrítico apenas na

média das amostras das corridas com a nova composição química proposta (composição B), representado no Boxplot pela legenda “(novo)” O comportamento foi o mesmo para os diferentes coeficientes usados.

Conforme os gráficos ilustrados na Figura 27, a análise da distribuição do dados obtidos nas amostras, e da mediana de cada amostragem, não foi possível identificar diferenças significativas que determinem, através da análise do potencial ferrítico, que a composição química do aço tenha interferido na ocorrência de trincas.

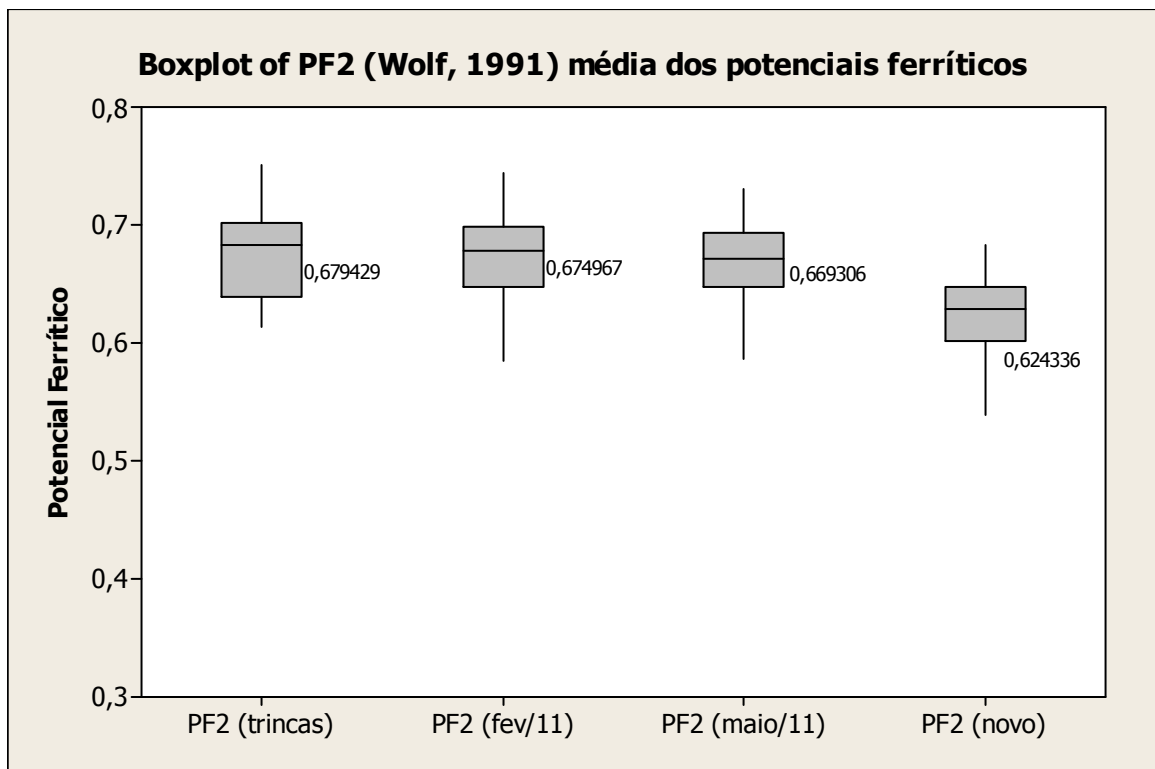


Figura 27: a) Representação gráfica dos potenciais ferríticos, conforme coeficientes propostos por Wolf, 1991.

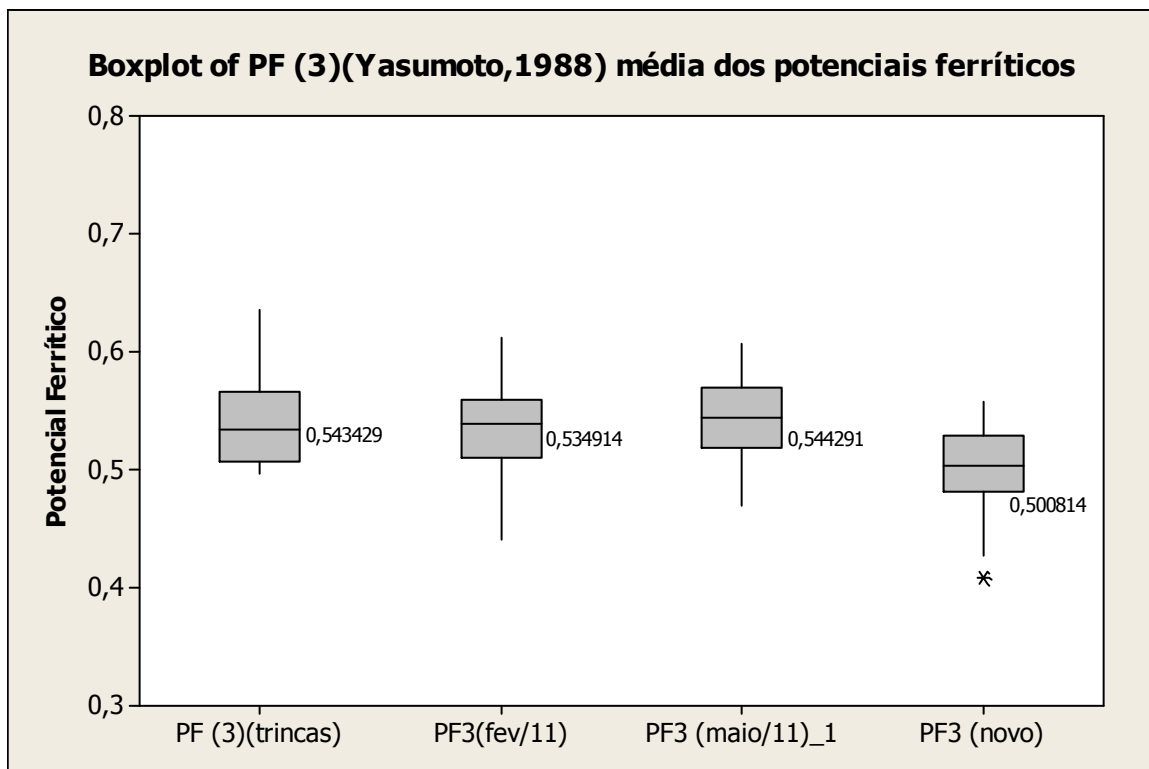


Figura 27: b) Representação gráfica dos potenciais ferríticos, conforme coeficientes propostos por Yasumoto, 1988.

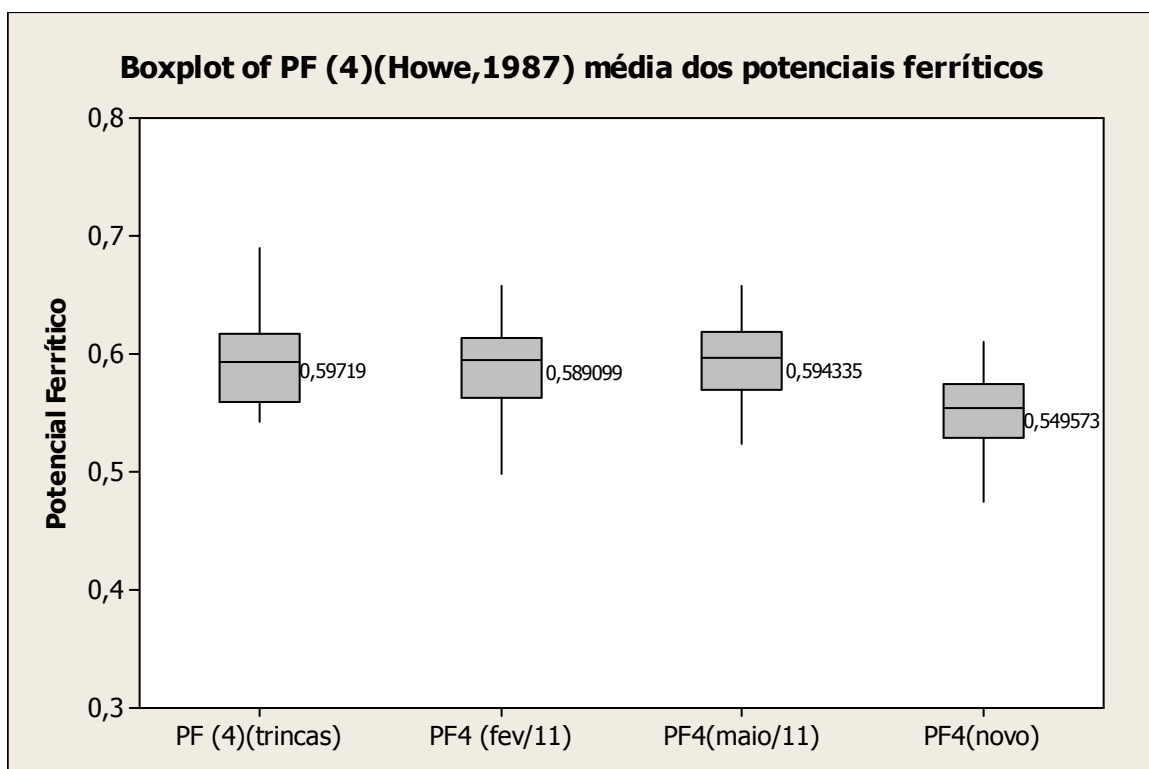


Figura 27: c) Representação gráfica dos potenciais ferríticos, conforme coeficientes propostos por Howe, 1987.

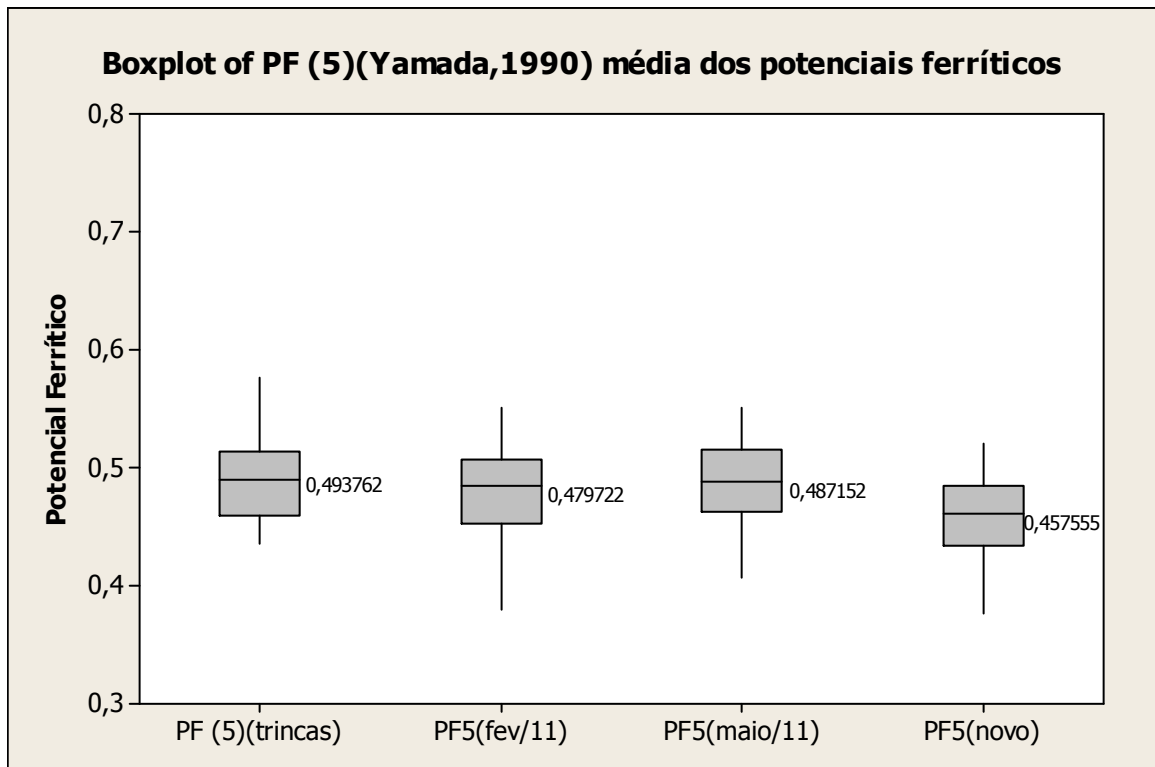


Figura 27: d) Representação gráfica dos potenciais ferríticos, conforme coeficientes propostos por Yamada, 1990.

Devido a composição química do aço estudado, para o estudo do comportamento deste, e análise do Índice de Tendência, foram considerados os coeficientes determinados por Wolf,1991 para o cálculo de C_{eq} , onde a alteração da composição química provocou redução do potencial ferrítico, (PF) deslocando de 0,68 para 0,6. Esta alteração indica mudança no comportamento do aço.

Conforme Figura 28, pode-se verificar o aumento na tendência do aço ao agarre no molde, no entanto isto não foi confirmado na prática operacional, onde foi constatada a diminuição de ocorrências de agarre. Da mesma forma, através da análise do gráfico, é possível observar redução na tendência de formação de depressões nos tarugos, sendo confirmada na prática. Este resultado é importante, pois as ocorrências de trincas foram relacionadas à presença de depressão na face do tarugo. Durante o período de estudo, foi verificado significativa redução de ocorrências de trincas para os lotes produzidos com a nova condição de composição química.

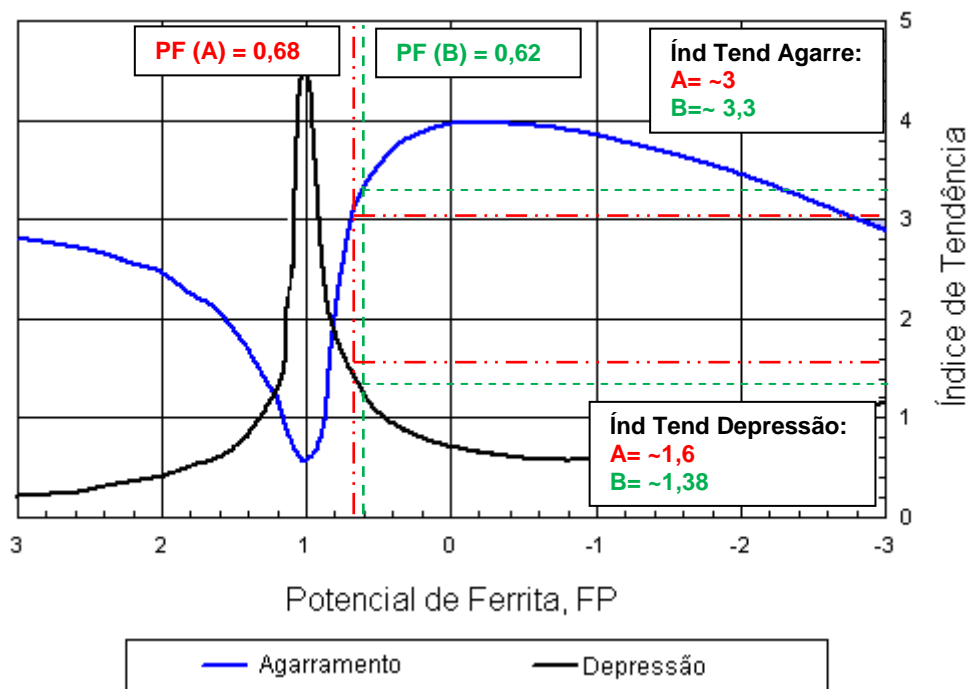


Figura 28: Perfil de tendências como função do Potencial Ferrítico, de acordo com a tendência de depressão e agarramento, respectivamente. Fonte: Wolf (1981).

Após análise das impressões de Baumann, foi verificado que as amostras não apresentam segregação de enxofre consideráveis (Figura 29), podendo ser classificadas como segregação normal de acordo com o item 5.1.1 da norma ABNT NBR11565-Impressão de Baumann. Esta constatação foi confirmada através da análise de composição química da amostra, através de espectroscopia de emissão óptica conforme pontos indicados na Figura 30. **ABNT NBR 11565 – 5.1.1 Segregação normal:** Normalmente observada em aços comuns. A distribuição de sulfetos aumenta da superfície para o centro da amostra, onde a coloração do papel fotográfico é mais escura.

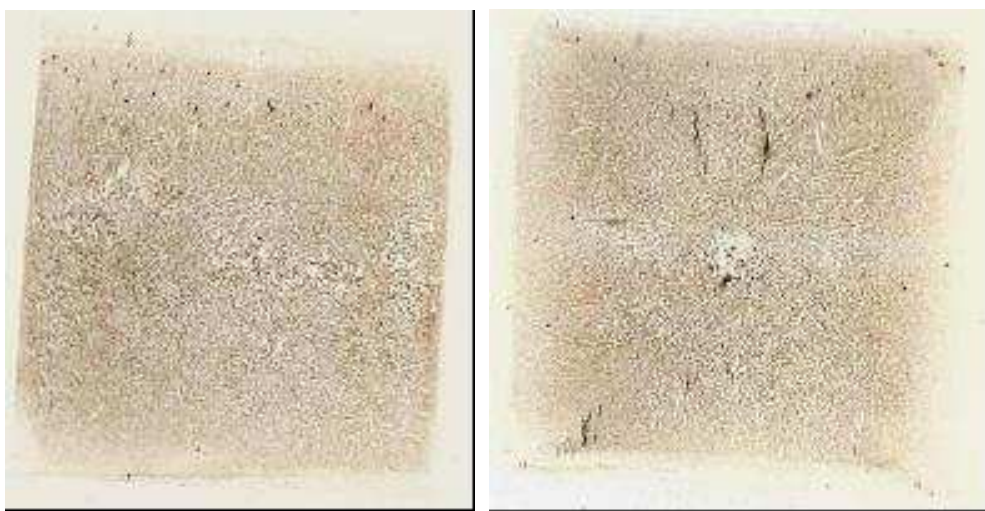


Figura 29: Impressão de Baumann em corte longitudinal e transversal.

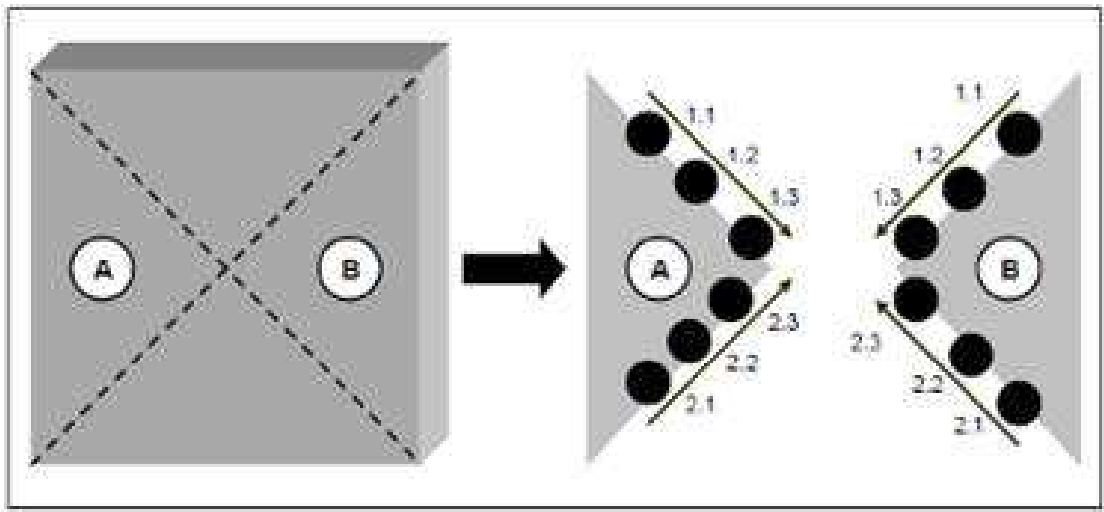


Figura 30: Esquema para análise de composição química.

Tabela 9: Análise de composição química no tarugo.

Região A

Amostra	C [%]	Mn [%]	Si [%]	S [%]	P [%]	Cu [%]	Cr [%]	Ni [%]	Mo [%]	Sn [%]
1.1	0,29	0,73	0,18	0,024	0,038	0,099	0,120	0,058	0,018	0,012
1.2	0,29	0,73	0,19	0,019	0,039	0,099	0,121	0,059	0,018	0,014
1.3	0,28	0,72	0,18	0,017	0,037	0,099	0,120	0,057	0,018	0,013
2.1	0,29	0,73	0,18	0,023	0,037	0,098	0,121	0,059	0,018	0,013
2.2	0,29	0,73	0,18	0,019	0,039	0,098	0,121	0,059	0,018	0,014
2.3	0,27	0,72	0,18	0,023	0,034	0,096	0,119	0,058	0,018	0,012
GG 1025-A*	0,23 0,28	0,60 0,90	0,10 0,25	- 0,050	- 0,050	- 0,500	- 0,270	- 0,300	- 0,085	- 0,082

Região B

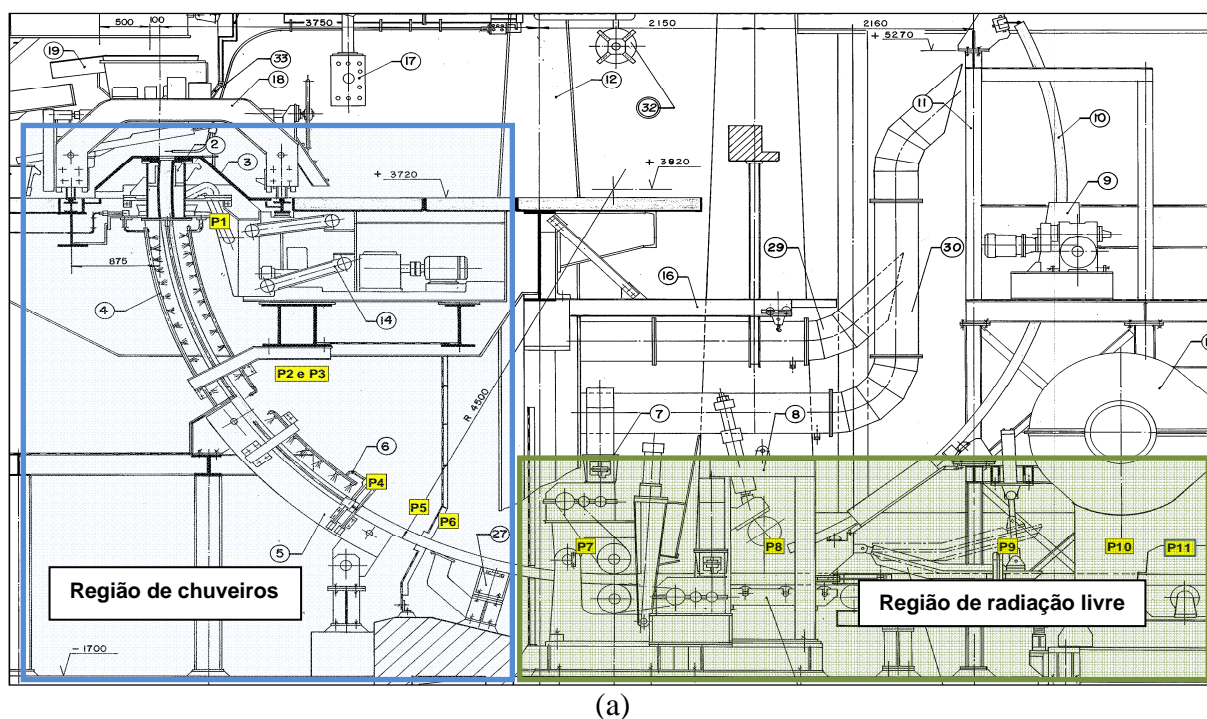
Amostra	C [%]	Mn [%]	Si [%]	S [%]	P [%]	Cu [%]	Cr [%]	Ni [%]	Mo [%]	Sn [%]
1.1	0,29	0,73	0,18	0,019	0,038	0,099	0,121	0,059	0,018	0,014
1.2	0,29	0,73	0,18	0,018	0,038	0,098	0,120	0,059	0,018	0,012
1.3	0,26	0,71	0,18	0,017	0,037	0,095	0,119	0,058	0,018	0,013
2.1	0,29	0,72	0,18	0,024	0,037	0,096	0,120	0,058	0,018	0,014
2.2	0,28	0,72	0,18	0,019	0,038	0,097	0,120	0,058	0,018	0,013
2.3	0,28	0,72	0,18	0,027	0,042	0,095	0,120	0,058	0,018	0,014
GG 1025-A*	0,23 0,28	0,60 0,90	0,10 0,25	- 0,050	- 0,050	- 0,500	- 0,270	- 0,300	- 0,085	- 0,082

A amostra selecionada foi produzida na condição A de composição química (conforme tabela 4). Através dos resultados obtidos através da análise de composição química da amostra (Tabela 9), a ocorrência da trinca não foi associada à segregação de enxofre,

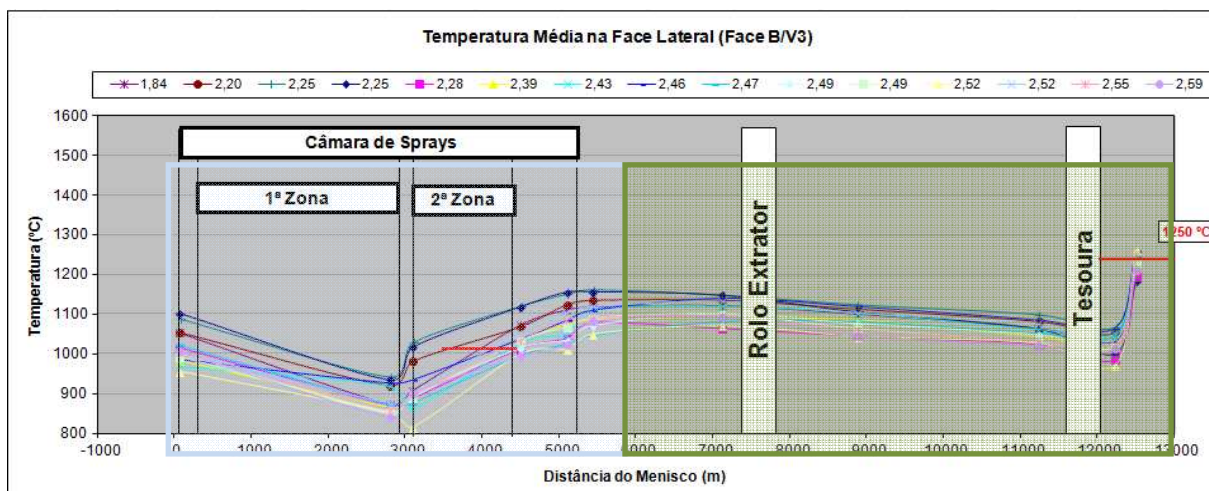
Durante a produção deste lote, foi observado ainda a possível interferência de outra variável, a velocidade baixa de lingotamento, entre 1,9 e 2,2 m/min. A trinca transversal detectada em tarugo do aço 1025 foi classificada como ocorrente na parte mais profunda da marca de oscilação, apresentando afundamento da face na região da trinca, podendo ser relacionados a tendência à depressão. Não foi possível a comparação com tarugos produzidos de composição B, devido a não ocorrência de trincas nesta nova composição.

5.2 ANÁLISE DO PERFIL TÉRMICO

Os parâmetros operacionais de ajustes de refrigeração foram observados de maneira a se conhecer o perfil térmico do tarugo na câmara de sprays. A medição de temperaturas no interior da câmara de sprays foi realizada com pirômetro infravermelho. Através desta medição, foi possível conhecer o perfil térmico durante o resfriamento e solidificação do tarugo. Os pontos de medição e os resultados obtidos estão descritos nas Figuras 31 a e b.



(a)



(b)

Figura 31: a) Esquema para medição do perfil térmico do tarugo e b) gráfico representativo dos valores obtidos.

Nota-se pela Figura 31 que a temperatura do tarugo dentro da câmara de spray ficou entre 920 e 1150°C, e o reaquecimento entre as zonas de resfriamento ficou no máximo em 80°C. A temperatura de endireitamento ficou acima dos 1050°C, estando assim acima da faixa de 900 a 1100°C considerada necessária.

Foram analisadas 16 corridas, onde foi estudado a variação do comportamento de perfil térmico em função da velocidade de lingotamento. Para as diferentes velocidades estudadas, foi verificado que o perfil térmico durante a solidificação do tarugo, possui maior correlação com a temperatura do aço no distribuidor, do que com a velocidade de lingotamento.

Este resultado se deve ao fato de as vazões de água do sistema de refrigeração ser ajustado de acordo com a velocidade, minimizando o efeito desta variável no perfil térmico do tarugo. No entanto, o ajuste das vazões de água não leva em consideração a temperatura do aço no distribuidor, sendo esta variável de maior influência no perfil térmico apresentado nas corridas estudadas.

O objetivo do estudo do perfil térmico do tarugo durante a solidificação, foi de avaliar a existência de pontos de reaquecimento, e as temperaturas durante o endireitamento do tarugo.

5.3 Estudo da Velocidade de Lingotamento e do Estripamento Negativo

O primeiro passo foi a instalação do equipamento kt400 na caixa de oscilação, para análise dos parâmetros de oscilação. Através deste equipamento, foi possível verificar que o estripamento negativo varia com a variação da velocidade de lingotamento, conforme a Figura 32.



Figura 32: Análise do estripamento negativo a diferentes velocidades

Após a alteração da configuração do sistema de oscilação, o estripamento negativo para a velocidade de 1,8 m/min passou de 0,24 s, para 0,17 s.

Foi instalado novamente o instrumento de medição kt400, para análise do estripamento negativo em função da velocidade de lingotamento.

Após a alteração obteve-se a curva representada na Figura 33.

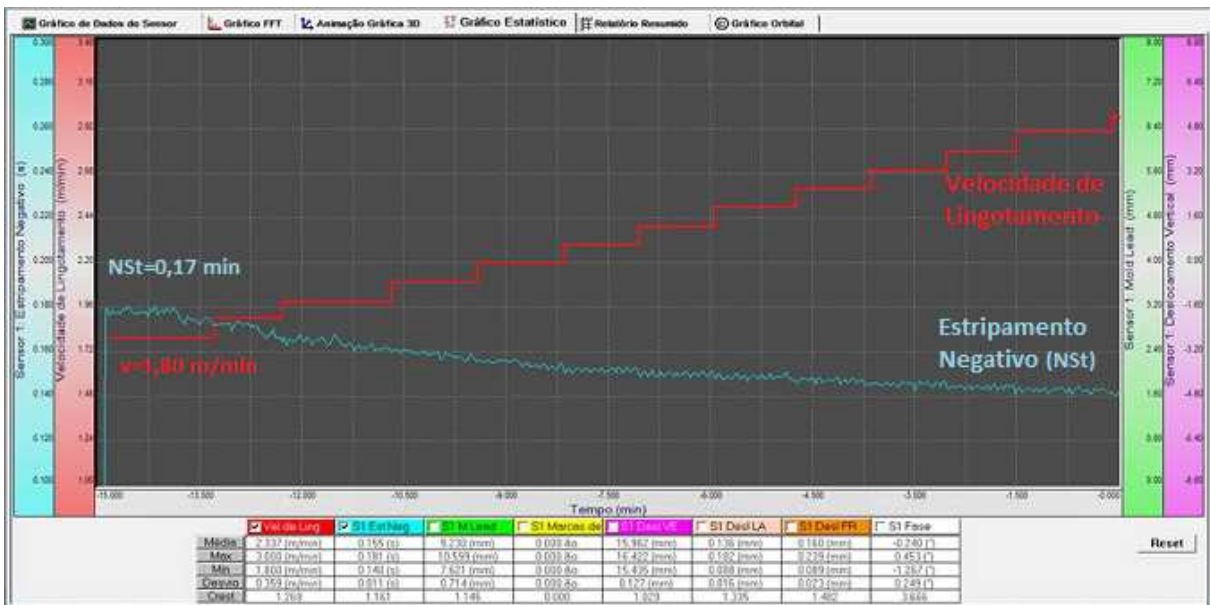


Figura 33: Análise do estripamento negativo a diferentes velocidades, para nova frequência de oscilação.

Com esta configuração de frequência de oscilação instalada no lingotamento contínuo, foram produzidas 30 corridas como teste.

Novamente foram coletadas amostras para corridas produzidas a velocidades de 1,9 e 2,6 m/min, para as duas configurações de estripamento negativo.

Para a realização deste teste, foi promovido a variação de velocidade de lingotamento dentro de uma mesma corrida, a fim de reduzir as interferências de composição química e temperatura do aço no distribuidor. As amostras foram coletadas em duas diferentes velocidades, de 1,9 m/min e 2,6 m/min, com a nova configuração, corrida 24497, e a antiga configuração, corrida 24492.

As amostras coletadas foram comparadas procurando verificar a influência da nova condição de estripamento negativo, onde foi possível observar, que para a nova condição, com estripamento negativo menor, houve redução na distância entre as marcas de oscilação, e redução na profundidade destas, quando comparados as amostras retiradas com a mesma velocidade de lingotamento na condição anterior de frequência de oscilação.

As Figuras 34 e 35 ilustram o comparativo entre a corrida 24492, produzida com estripamento negativo de 0,22 s (antigo), e a corrida 24497 produzida dentro dos novos parâmetros (NSt=0,16 s), e mantidas as velocidades de lingotamento constantes em 1,9 m/min. É possível verificar que a amostra da corrida 24492, com estripamento negativo maior, apresenta superfície mais irregular, com marcas de oscilação mais severas no centro do tarugo.

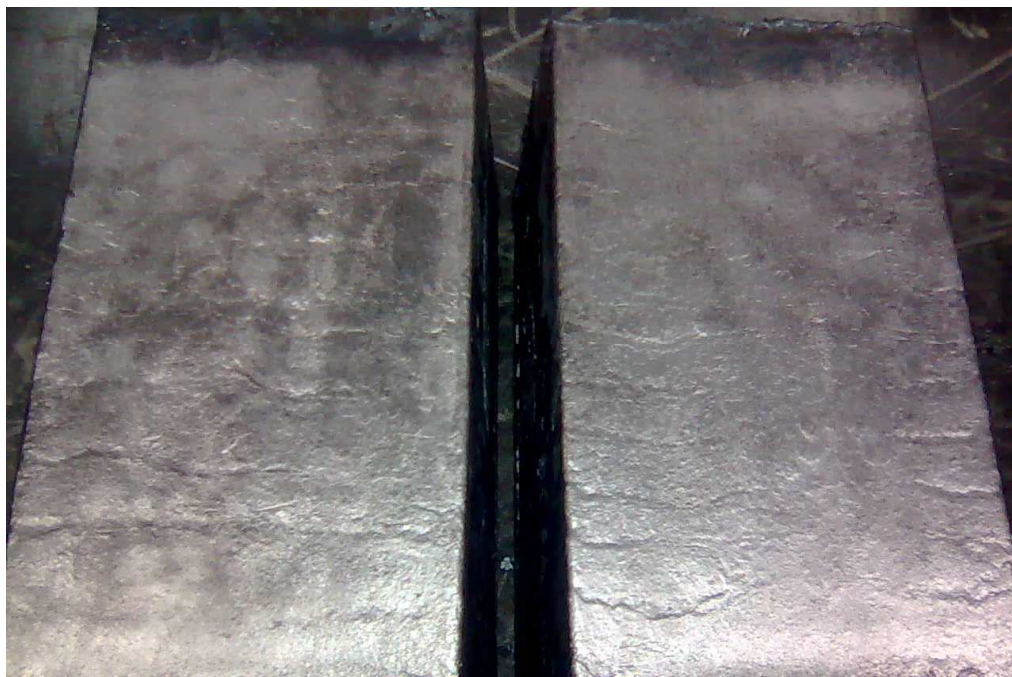


Figura 34: Comparativo entre marcas de oscilação entre as corridas 24492 (NSt=0,22 s) e 24497 (NSt=0,16 s)

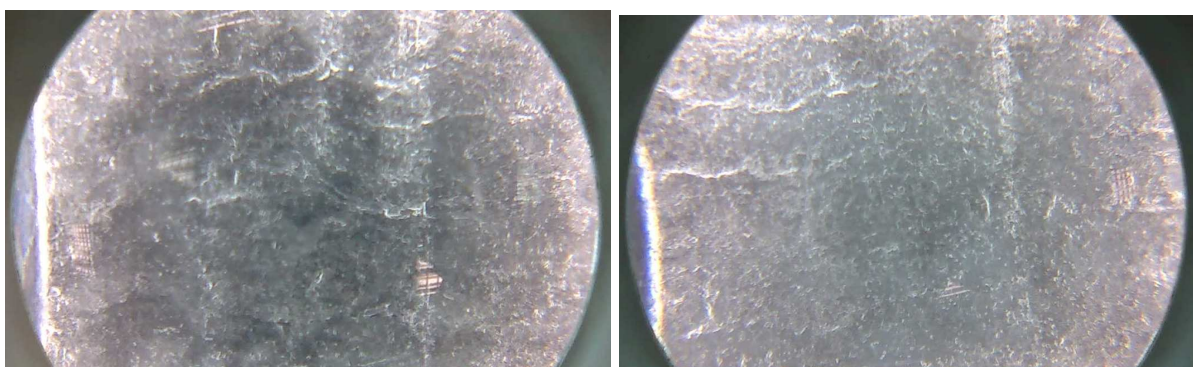


Figura 35: Comparativo entre marcas de oscilação entre as corridas 24492 (NSt=0,22 s) e 24497 (NSt=0,16 s)

Tabela 10: Distância entre marcas de oscilação

Lote	Velocidade		Distância entre marcas de oscilação (mm)										Média
	(m/min)	NSt (s)	20	20	18	19	20	18	17	19	20		
24492	1,9	0,22	20	20	18	19	20	18	17	19	20	19	
	2,6	0,16	22	24	20	25	20	20	20	18	20	21	
24497	1,9	0,16	17	16	14	16	17	15	12	11	15	15	
	2,6	0,14	18	18	15	15	20	15	16	17	18	17	

A Figura 36 apresenta graficamente o comparativo da distância entre as marcas de oscilação obtidas a velocidade de 1,9 m/min para os dois lotes produzidos com diferentes valores de estripamento negativo.

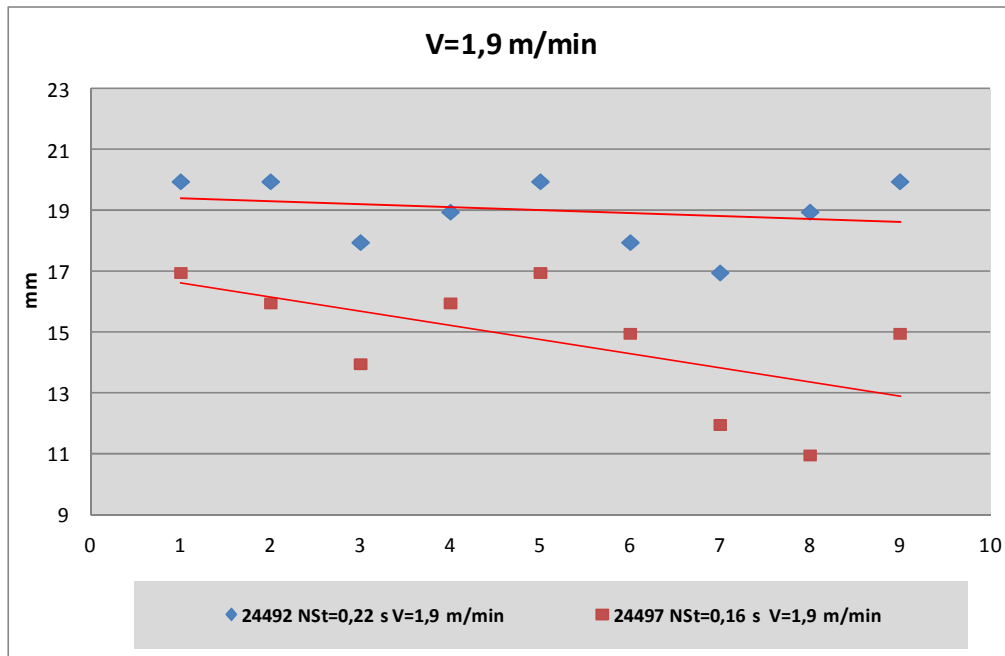


Figura 36: Comparativo entre distância entre marcas de oscilação nas corridas 24492 (NSt=0,22 s) e 24497 (NSt=0,16 min)

A Figura 37 ilustra a diferença na distância entre as marcas de oscilação, causada pela redução do estripamento negativo para uma mesma velocidade de lingotamento.

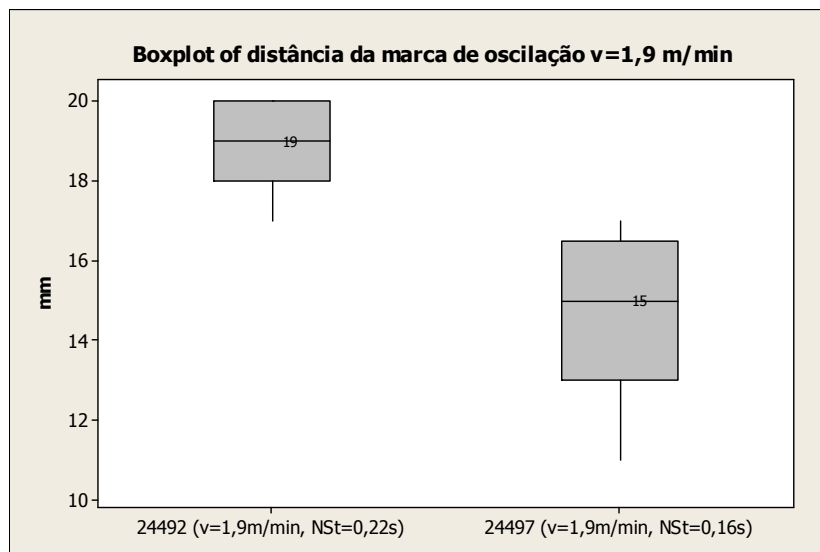


Figura 37: Redução na distância entre as marcas de oscilação, causada pela redução do estripamento negativo.

A Figura 38, ilustra a variação entre as marcas de oscilação, numa mesma corrida (24492) com a variação da velocidade de lingotamento, e portanto com a variação do estripamento negativo, na condição de trabalho atual.

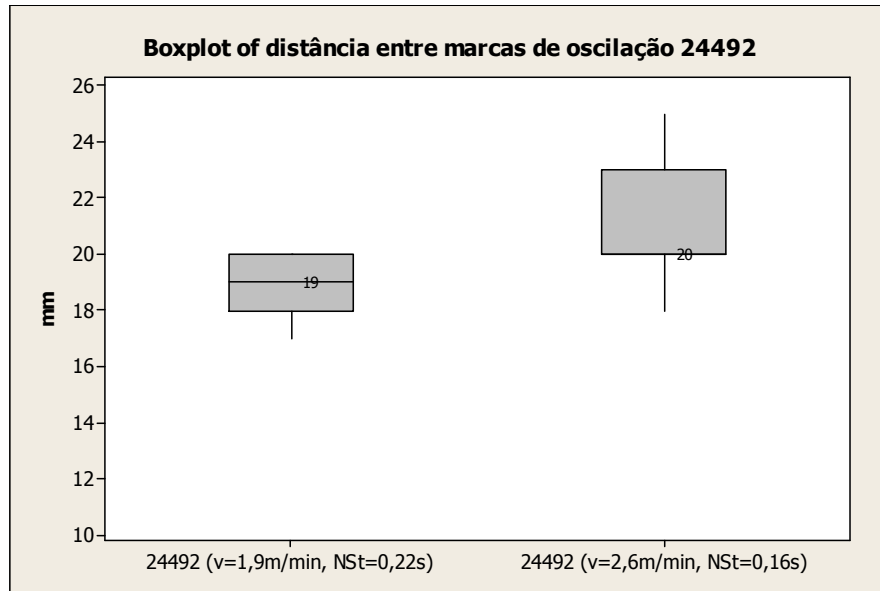


Figura 38: Variação entre as marcas de oscilação, numa mesma corrida (24492) com a variação da velocidade de lingotamento (condição atual)

A Figura 39, ilustra a variação entre as marcas de oscilação, no lote teste (24497) com a variação da velocidade de lingotamento, e portanto com a variação do estripamento negativo, na condição de teste.

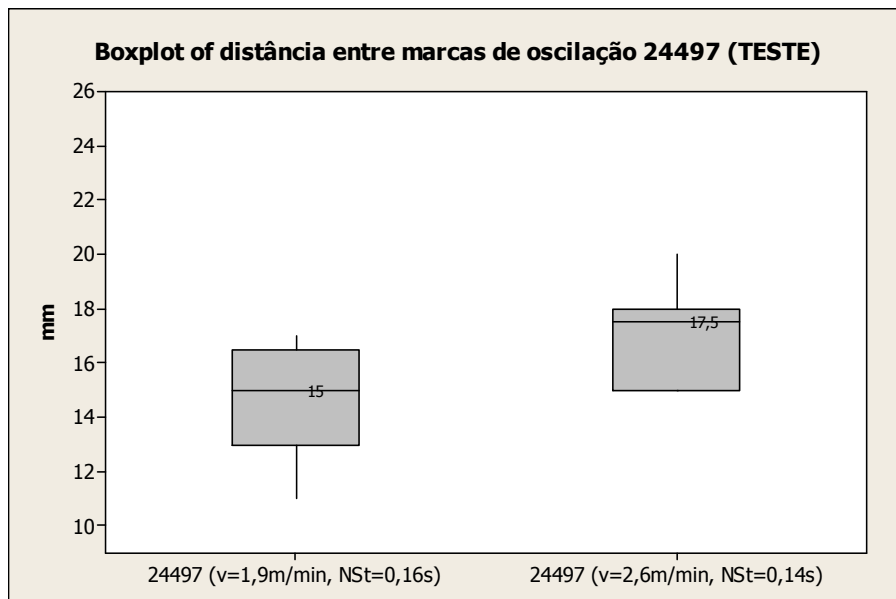


Figura 39: Variação entre as marcas de oscilação, numa mesma corrida (24497) com a variação da velocidade de lingotamento (condição atual)

A Figura 40, apresenta um comparativo na variação entre as marcas de oscilação, entre o lote nas condições atuais (24492), e lote teste (24497).

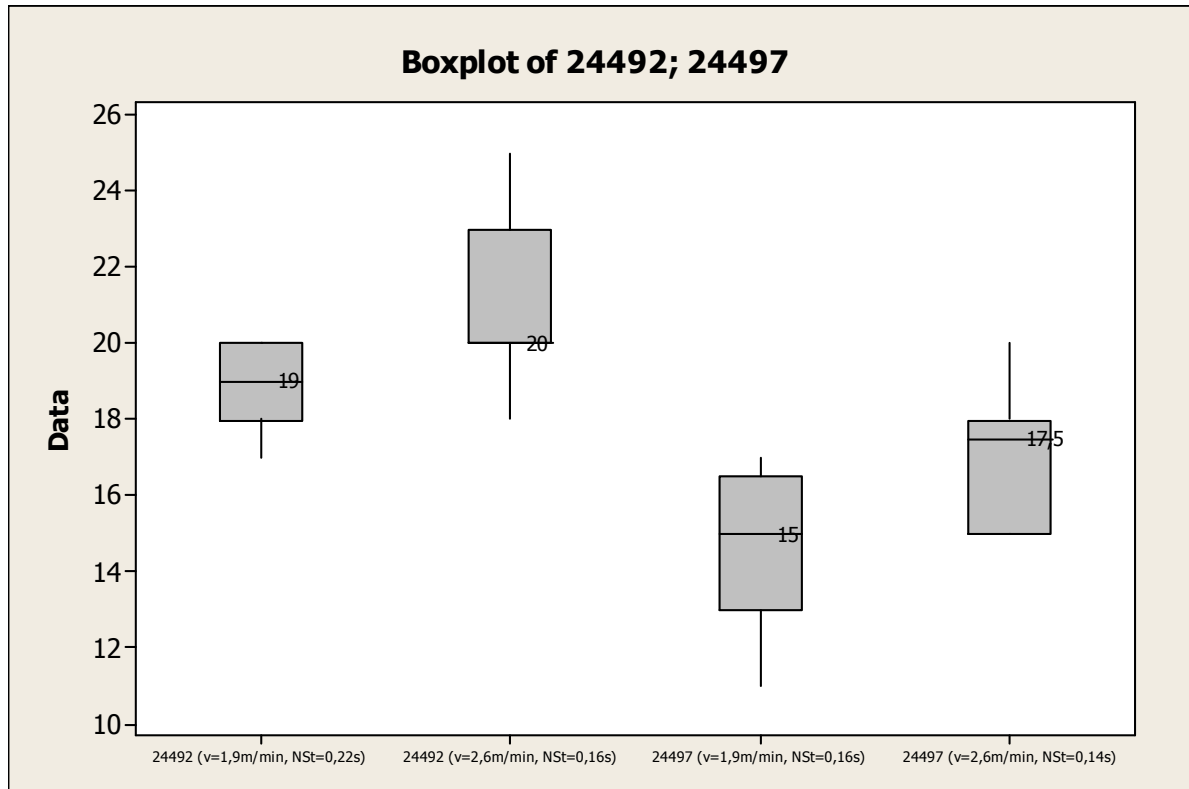


Figura 40: Variação entre as marcas de oscilação, comparativo entre condição atual (24492) e de teste (24497).

5.4 ANÁLISE DA PROFUNDIDADE DA MARCA DE OSCILAÇÃO

Foi realizado a medição da profundidade das marcas de oscilação nas amostras coletadas conforme esquema descrito anteriormente.

Foram medidas as profundidades das marcas de oscilação no centro do tarugo e próximo ao canto, ambas na face B do tarugo, a fim de minimizar o efeito de deformação do rolo extrator.

Através dos resultados obtidos, foi possível observar que a nova condição de lingotamento, com maior frequência de oscilação, e menor estripamento negativo, houve uma pequena redução na profundidade das marcas de oscilação.

Tabela 11: Profundidade das marcas de oscilação

	Profundidade (mm)	
	centro	canto
24492	0,23	0,31
24497	0,18	0,28

Também foi possível observar que a maior redução na profundidade das marcas de oscilação foi verificada no centro do tarugo, conforme demonstrado na figura 41 e 42.

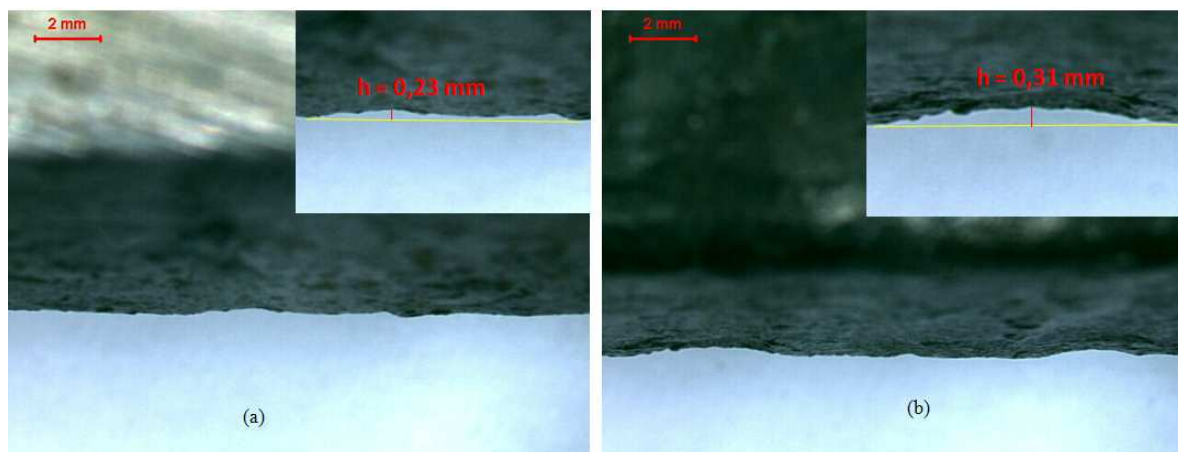


Figura 41: corrida 24492 (a) centro (b) canto

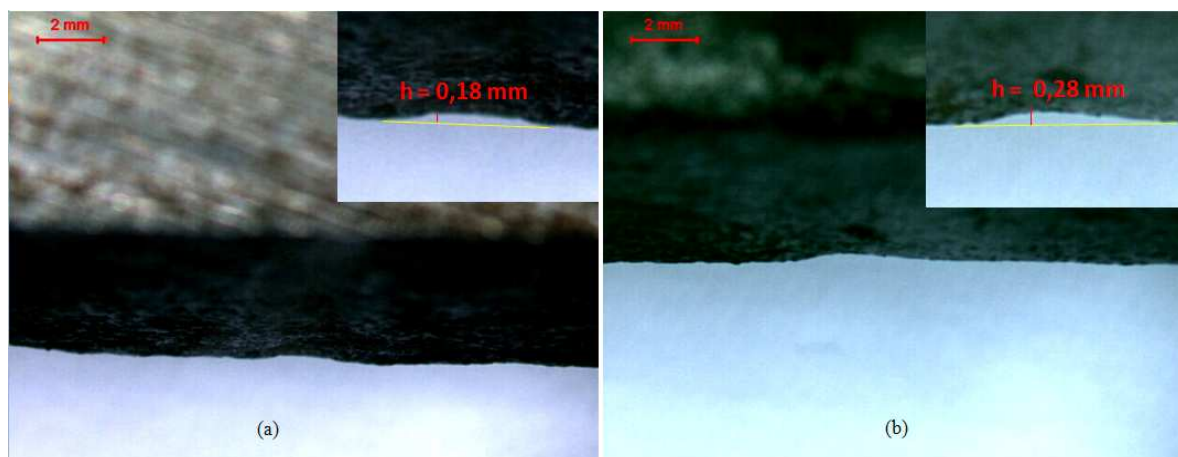


Figura 42: corrida 24497 (a) centro (b) canto

5.5 ANÁLISE DA ESPESSURA DA ZONA COQUILHADA

Para a análise da espessura da zona coquilhada, as amostras foram cortadas em seção longitudinal. Foi realizado o comparativo entre as diferentes velocidades, para as condições de estripamento negativo originais da máquina, e a nova condição proposta como teste.

Através dos dados obtidos, foi possível verificar aumento da espessura da zona coquilhada ao reduzir o tempo de estripamento negativo, para uma mesma velocidade de lingotamento. É possível observar ainda, aumento da espessura da zona coquilhada, com o aumento da velocidade de lingotamento (Figuras 43 a 48). Apesar de ter menor tempo de residência no molde com maiores velocidades de lingotamento, o aumento da espessura da zona coquilhada pode ser associado.

Tabela 12: Espessura da zona coquilhada

corrida velocidade (m/min)	24492		24492		24497		24497	
	1,9		2,6		1,9		2,6	
	Face A	Face D	Face A	Face D	Face A	Face D	Face A	Face D
	7,67	5,26	8,46	6,53	8,25	7,88	9,46	7,71
	6,45	6,36	8,36	6,71	8,23	7,85	9,18	7,25
	6,67	5,81	8,73	6,73	8,58	8,16	9,01	7,26
	7,65	5,40	8,63	5,61	8,31	8,14	9,57	7,63
	7,85	6,36	7,91	5,61	8,38	7,81	8,66	7,55
	7,61	6,09	8,63	6,43	8,86	7,78	8,11	7,53
	7,62	5,91	8,36	5,43	8,43	7,51	8,56	8,25
	7,73	5,81	8,08	5,89	8,43	7,71	8,28	8,08
	8,50	5,80	7,53	6,23	8,28	7,61	9,11	7,81
	7,95	5,68	7,71	5,89	8,23	7,96	8,46	8,70
	8,05	6,36	8,26	6,44	8,49	7,43	7,89	7,98
	8,08	6,89	8,36	5,89	9,01	8,14	7,84	8,70
	8,50	6,51	7,71	6,06	8,51	8,16	8,45	7,88
	7,88	6,41	7,26	5,61	8,43	8,25	9,11	7,15
	6,68	5,89	7,43	6,33	8,23	8,16	9,01	7,98
	8,01	5,80	8,26	6,16	8,12	7,43	8,35	8,43
	7,66	5,81	6,71	5,67	8,33	7,89	8,73	8,81
	8,02	6,02	6,98	6,16	8,32	7,43	8,80	8,26
	7,93	5,37	8,26	6,06	8,06	7,65	8,90	8,09
	7,24	5,27	8,36	5,61	8,02	7,89	8,77	7,86
Média	7,69	5,94	8,00	6,05	8,38	7,84	8,71	7,95
Máximo	8,50	6,89	8,73	6,73	9,01	8,25	9,57	8,81
Mínimo	6,45	5,26	6,71	5,43	8,02	7,43	7,84	7,15

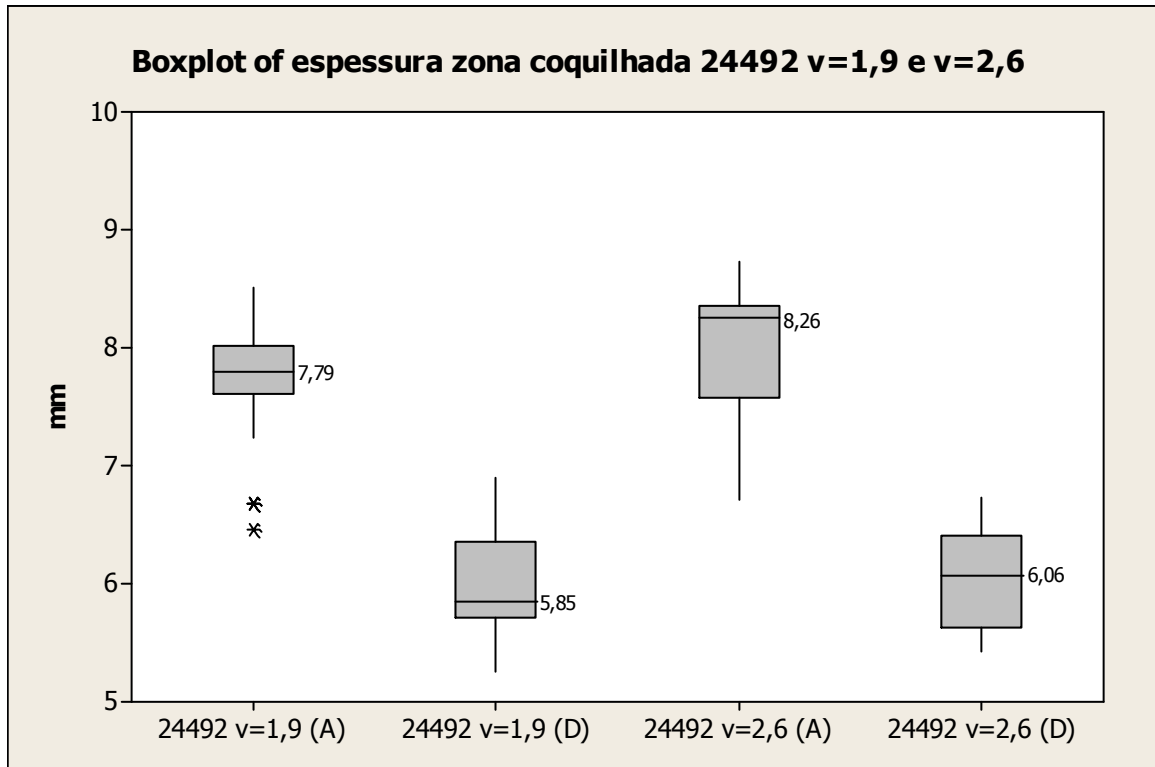


Figura 43: Espessura da zona coquilhada para a condição atual, para as velocidades de 1,9 e 2,6 m/min.

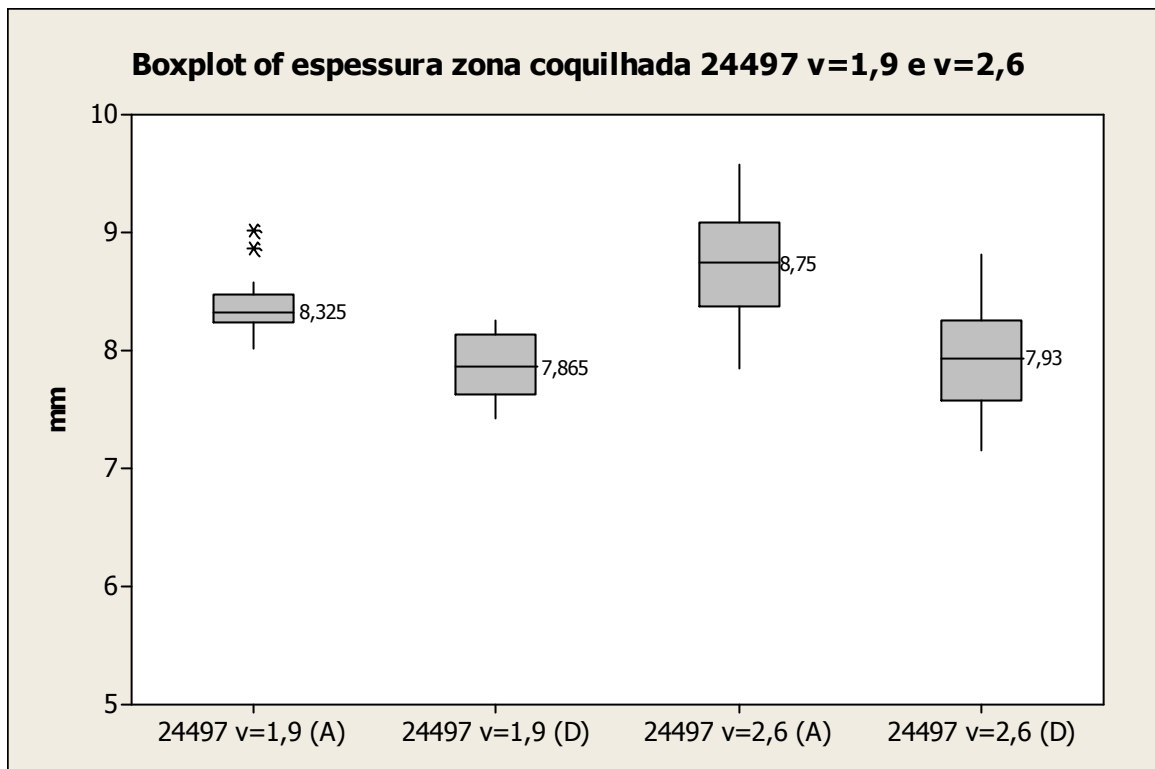


Figura 44: Espessura da zona coquilhada para a condição de teste, para as velocidades de 1,9 e 2,6 m/min.

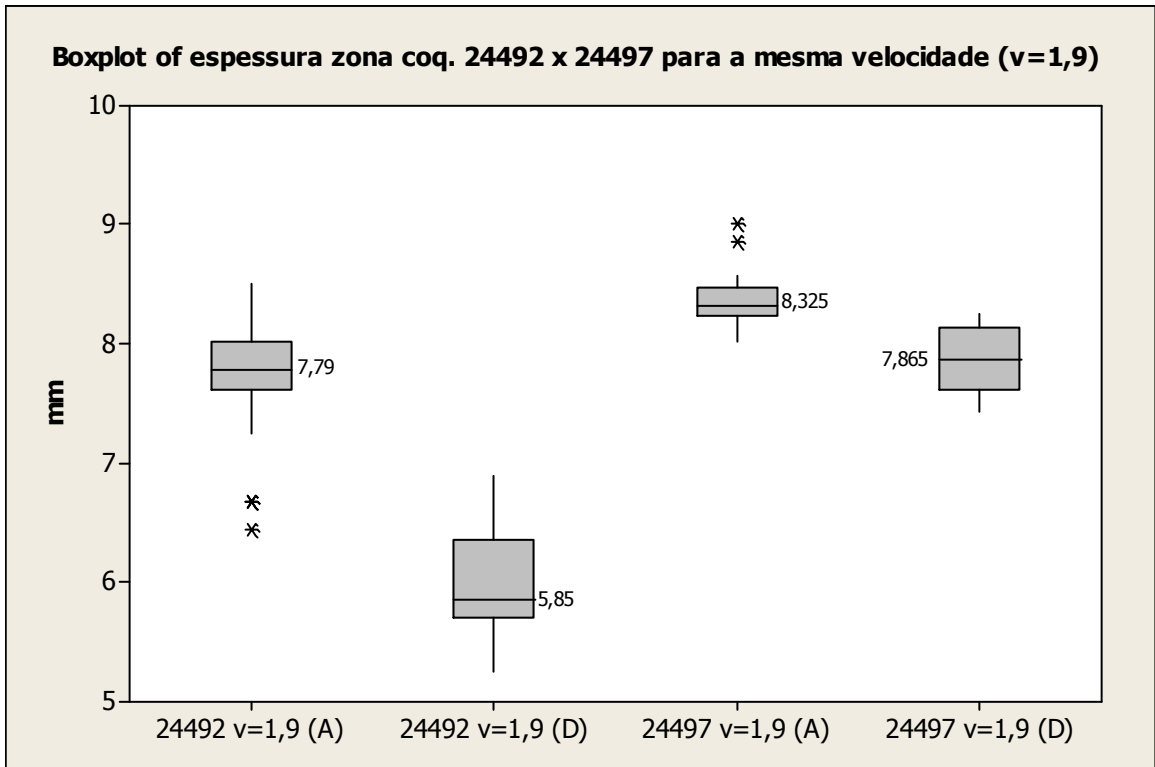


Figura 45: Comparativo entre espessura da zona coquilhada Atual x Teste a velocidade de 1,90 m/min

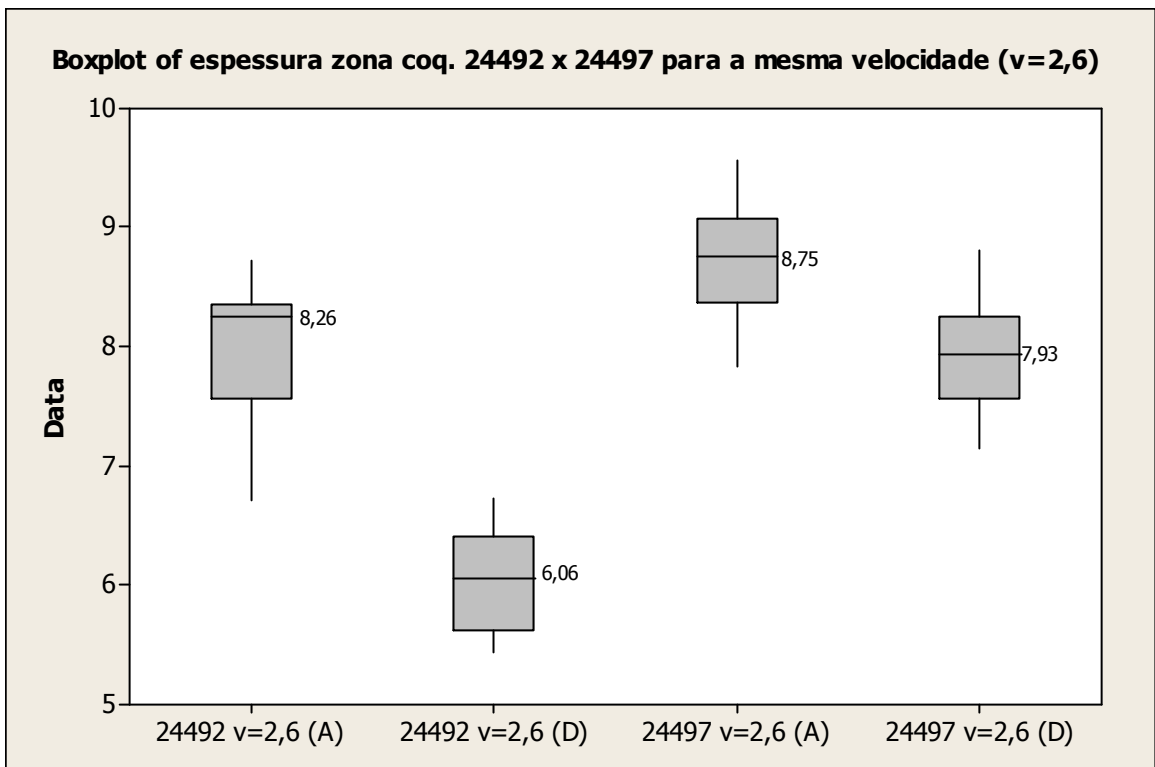


Figura 46: Comparativo entre espessura da zona coquilhada Atual x Teste a velocidade de 2,60 m/min

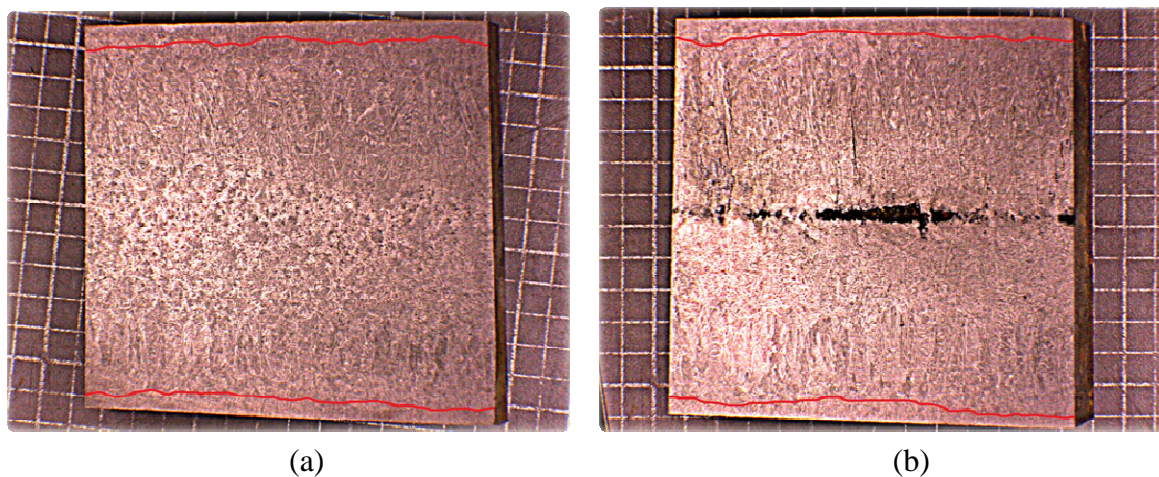


Figura 47: Ilustração da espessura da zona coquilhada para a corrida 24492 (a) $v=1,9$ m/min. (b) $v=2,6$ m/min

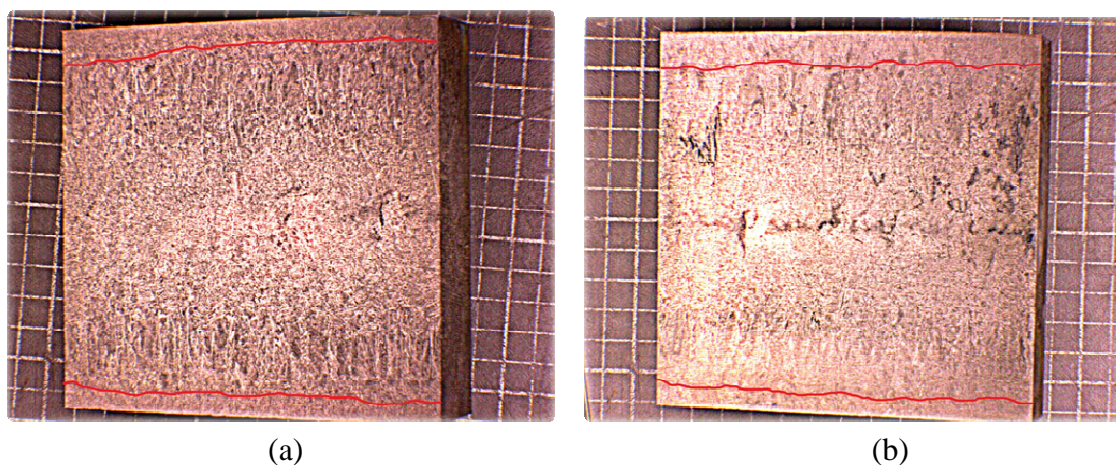


Figura 48: Ilustração da espessura da zona coquilhada para a corrida 24497 (a) $v=1,9$ m/min. (b) $v=2,6$ m/min

6 CONCLUSÕES

Tendo como base a metodologia e os resultados obtidos neste trabalho para a produção de tarugos do aço 1025, podem-se tomar as seguintes conclusões:

- No material com trinca transversal analisado não foi possível associar como causa principal do defeito a segregação do elemento enxofre durante a solidificação. O defeito foi associado à depressão formada no tarugo devido à baixa velocidade de lingotamento.
- Após análise dos potenciais ferríticos e comparação entre as amostras com composição química A (tabela 4) e as peças que apresentaram trinca, não foi possível identificar diferenças significativas que determinem, através da análise do potencial ferrítico, que a composição química do aço tenha interferido na ocorrência de trincas.
- A alteração de composição química B estudada (tabela 4), com alteração dos teores de carbono e manganês indica melhor desempenho do tarugo lingotado quanto a depressão, no entanto, indica também elevação da tendência ao agarre.
- Durante a produção das corridas de teste com a nova composição química (B) não foram observadas ocorrências de trincas, onde também foi possível observar melhores condições de lingotabilidade do aço, devido a menor tendência de formar depressões, tendo assim maior contato com o molde.
- Foi verificado que a temperatura da face do tarugo no endireitamento ficou entre 1100 e 1200°C, de acordo com a faixa de temperatura especificada para as condições de ductilidade, sendo descartado como variável para formação das trincas transversais faciais.
- Dentre as variáveis observadas, a baixa velocidade de lingotamento, entre 1,9 a 2,1 m/min, foi determinada como a mais influente na formação de trincas. Para as corridas observadas com ocorrência de trincas, todas apresentaram baixa velocidade de lingotamento durante o processo de fabricação.

- Através das medições realizadas com o equipamento kt400, foi possível observar o aumento do estripamento negativo com a redução da velocidade. Esta variação impactou na redução da espessura da zona coquilhada. Esta camada muito fina associada à profundidade das marcas de oscilação, foram consideradas como causas principais para a formação de trincas, uma vez que as ocorrências de trincas foram sempre acompanhadas de baixas velocidades de lingotamento, e sempre ocorrendo na depressão formada pela marca de oscilação.

- As novas condições de frequência de oscilação, objetivando a redução do tempo de estripamento negativo, apresentaram a redução da distância e profundidade das marcas de oscilação, e aumento da espessura na zona coquilhada.

- A melhor condição de lingotamento foi observada para NSt menores que 0,16 s, onde o aumento da frequência de oscilação se mostrou eficaz para melhorar a qualidade superficial do tarugo.

- Embora as variações de espessura de zona coquilhada e profundidade de marca de oscilação tenham apresentado pequenas variações após a alteração das frequências de oscilação, visualmente esta melhora é significativa.

REFERÊNCIAS

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. ABNT NBR11565:Impressão de Baumann.

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

BRIMACOMBE CONTINUOUS CASTING COURSE 2002

CHAUDHURI, S., SINGH, R. K., PATWARI, K., MAJUNDAR, S., RAY, A. K., SINGH, A.K. P, NEOGI, N. Design and implementation of an automated secondary cooling system for the continuous casting of billets. *ISA Transactions*, v. 49, p. 121-129, 2010.

DHINDAW, B. K.; ANTONSSON, T.; TINOCO, J.; FREDRIKSSON, H..Characterization of peritectic reaction in medium-alloy steel through microsegregation and heat-of-transformation studies. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol.35A, setembro de 2004, pp. 2869-2879.

FERNANDES, P.F. Otimização dos Parâmetros de Lingotamento para minimizar a ocorrência de trincas superficiais no aço DIN 20MnCr5 Mod. Dissertação de Mestrado – UFRGS, 2005.

FREDRIKSSON, H.. The mechanism of peritectic reaction in iron-base alloys. *Metal Science*, Mar. 1976, pp. 77-86.

GARCIA, A.; Spim, J.A.; Santos, C.A.; Cheung, N. Lingotamento Contínuo de Aços. Associação Brasileira de Metalurgia, São Paulo, SP. (2006)

HAMAGAMI, K. et al. Studies on Quality Improvements I Strand Cast Slab at Chiba Works, In: *Steelmaking Conference Proceedings*, vol 65,1982,p.358-364.

HARDIN, R. A., LIU, K., KAPOOR, A., BECKERMANN, C. A transient simulation and dynamic spray cooling control model for continuous steel casting. *Metallurgical and Materials Transactions B*, v. 34, p. 297–306, 2003.

JANIK, M..Dyja H.; Berski, S.; Banaszeck, G. Two-Dimensional Thermomechanical Analysis of Continuous Casting Process, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 153-154, pp 578-582, (2004)

LARREQ, M. BIRAT, J.P. Optimization of casting and cooling conditions on steel continuous casters. *Proceedings of the Third Process Technology Conference*, Iron & Steel Society of AIME, Pittsburgh, PA.1, p. 273-282, 1982.

NASCIMENTO, H. V.; MELLO, L. L.; FERNANDES, P. C.; FERREIRA, C. R. F.; SANTOS, C. A.; SPIM, J. A. 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.

PEHLKE, R. D.; Harabuchi, T.B. "Continuous Casting Vol. IV" Iron & Steel Society, University of Michigan, pp. 308-316. (1988)

SAMARASEKERA, I.V. The Making, Shaping and Treating of Steel, 11^a Edition, Casting Volume, 17, Continuous Casting of Steel Billets, 2003.

SAMARASEKERA, I.V, Bommaraju R. and Brimacombe J.K. Factors Influencing the Formation of Oscillation Marks in the Continuous Casting of Steel Billets, Proc. Intl. Symp. On Continuous Casting of Billets, Vancouver, Canada, CIM, 1985, pp.33-58.

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).

SZEKERES, E.S. Overview of mold oscillation in continuous casting. Brimacombe Continuous Casting Society Course, v.II, 2002.

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

ZOU, J.; Tseng, A.A., *Microscopic modeling of fundamental phase transformations in continuous casting of steel.* **Metallurgical Transactions A**, V. 23A, pp. 457-467. (1992).

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

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).