

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

INFLUÊNCIA DA VIDA DE MOLDE E PARÂMETROS DE SOLIDIFICAÇÃO NA
MASSA LINEAR DE TARUGOS PRODUZIDOS via LINGOTAMENTO CONTÍNUO DE
AÇOS LONGOS

Mariana Boger Netto

Trabalho de Diplomação

Orientador: Professor Dr. Wagner Viana Bielefeldt

Porto Alegre, 2018

Dedico este trabalho aos meus pais e meu irmão
pelo incentivo, pelo apoio incondicional
e por estarem sempre presentes.

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais, Régis e Carla, e ao meu irmão, Gabriel, por todo suporte que possibilitou realização do curso e a elaboração desse trabalho, e por compreenderem minha ausência em certos momentos.

Ao Prof. Wagner Viana Bielefeldt pela orientação neste trabalho (por acreditar no potencial dele) e pela amizade.

Ao Laboratório de Siderurgia por me apresentar o mundo da siderurgia ainda no início do curso.

Aos colegas da empresa pela paciência ao apoiar, auxiliar e possibilitar todos os testes na máquina de lingotamento contínuo e por contribuírem para o projeto (Rodrigo Borges, Rodrigo de Bem, Ilson, Silvio, Alberto, Vanderlei, Gabriel, Cristian, José Leandro, entre outros). Com vocês eu aprendi muito ao longo desse ano e por isso sou muito grata.

Ao Antônio (técnico do LAMEF) e ao Alexandro (técnico do laboratório da empresa), que pacientemente me orientaram nos ensaios em laboratório.

Ao Engenheiro de Minas Pedro Maraschin Zancan pelo auxílio na análise de densidade no Picnômetro a Hélio e ao Laboratório de Processamento Mineral (LAPROM) por disponibilizar o equipamento.

Ao Marcus Vinicius Steffenon pelos conselhos e sugestões que aprimoraram este trabalho.

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	iii
LISTA DE FIGURAS	vi
LISTA DE TABELAS	ix
RESUMO	x
ABSTRACT	xi
1 INTRODUÇÃO	1
2 REVISÃO DA LITERATURA	3
2.1 Processo de fabricação de aços	3
2.2 Lingotamento Contínuo de aços.....	7
2.3 Solidificação dos aços.....	12
2.3.1 Influência da composição química	13
2.3.2 Segregação.....	14
2.3.3 Formação Macroestrutural	15
2.3.3.1 Zona coquilhada.....	16
2.3.3.2 Zona colunar	17
2.3.3.3 Zona equiaxial.....	18
2.3.3.4 Transição Colunar-Equiaxial	19
2.4 Processo de laminação de aços longos	20
2.5 Defeitos dos tarugos que influenciam na produtividade do processo de laminação de aços longos	22
2.5.1 Romboidade.....	22
2.5.2 Achatamento.....	27
2.5.3 Empenamento.....	27
2.5.4 Variação de massa do tarugo	28
3 METODOLOGIA	31
3.1 PARTE I: Avaliação do desempenho MASSA vs COMPRIMENTO	31
3.2 PARTE II: Avaliação da influência de parâmetros de solidificação e vida do molde na massa linear dos tarugos.....	34
3.2.1 Seleção dos aços.....	35

3.2.2	Amostragem.....	35
3.2.2.1	Análise dimensional	37
3.2.2.2	Análise macroestrutural.....	37
3.2.2.3	Análise da massa linear	40
3.2.3	Análise da densidade das zonas de solidificação	40
3.2.4	Análise dimensional do molde: NOVO vs USADO	42
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	44
4.1	PARTE I: Avaliação de desempenho MASSA versus COMPRIMENTO ..	44
4.2	PARTE II: Avaliação de parâmetros que influenciam na massa linear e no dimensional dos tarugos.....	50
4.2.1	Proporção das zonas de solidificação.....	50
4.2.2	Densidade das zonas de solidificação	54
4.2.3	Influência da vazão de água no molde.....	55
4.2.4	Influência da vida do molde.....	57
4.2.5	Influência da velocidade de lingotamento	61
4.2.6	Dimensional por face	63
4.2.7	Romboidade.....	66
4.2.8	Área	67
4.2.9	Análise dimensional do molde: NOVO vs USADO	68
5	CONCLUSÕES.....	71
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	73
7	REFERÊNCIAS	74
	ANEXOS.....	79
A.	Especificações da máquina de lingotamento contínuo	79
B.	Tabela completa de resultados.....	80

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Linhas de Produção de Aço (Fonte: SUSTAINABLE IN STEEL, 2018)	3
Figura 2: Representação esquemática dos métodos direto e indireto do lingotamento convencional. Fonte: Adaptado de RIZZO, 2005.	6
Figura 3: Detalhe de um distribuidor de 2 veios com revestimento refratário e zona de impacto para vazamento. Fonte: ROCHA, 2014	8
Figura 4: Molde utilizado no LC de tarugos. Fonte: Adaptado de Nippon Steel Corporation, 1998, citado em MOURÃO, 2007.	9
Figura 5: Representação do ciclo de oscilação do molde. Fonte: MOURÃO, 2007 ..	9
Figura 6: Zona secundária de resfriamento contendo os sprays (com jatos justapostos e sobrepostos) para solidificação continuada durante o lingotamento. Fonte: Adaptado de GARCIA, 2006, e citado em ROCHA, 2014.	10
Figura 7: Processo de corte através do oxicorte Fonte: ESSEL, 2018.	11
Figura 8: Processo de corte através de navalhas Fonte: ESSEL, 2018.....	11
Figura 9: Sequência de etapas no corte por cisalhamento. Fonte: SOUZA, 2001..	12
Figura 10: Detalhe da região de solidificação dos aços no sistema Fe-C Fonte: OLIVEIRA, 2009.	13
Figura 11: Diferença de composição entre líquido e sólido durante a solidificação de ligas. Fonte: MATTER, 2007.	15
Figura 12: Representação das estruturas coquilhada, colunar e equiaxial (adaptado de ASM Handbook, 1992 e citado em FARIA, 2015).	15
Figura 13: Dendritas favoravelmente orientadas desenvolvendo-se na forma de grãos colunares (Fonte: RODRIGUES, 2007).....	17
Figura 14: Ilustração esquemática das estruturas macroscópicas de um lingote fundido com transição colunar/equiaxial Fonte: OSÓRIO, 2004.	19
Figura 15: Seção transversal de um tarugo evidenciando porosidades com grãos heterogêneos em um aço fundido e a sua estrutura final com grãos homogêneos após sofrer conformação durante a laminação. Fonte: VIANA, 2009.....	20
Figura 16: Desenho esquemático da conformação exercida pelos cilindros de laminação para reduzirem a seção de um material. Fonte: DAROIT, 2012.....	21
Figura 17: Ilustração do processo de laminação a quente de produtos longos. Fonte: VIANA, 2009.....	21

Figura 18: Defeito de romboidade em tarugo. Fonte: A AUTORA.	23
Figura 19: Efeito de uma maior vazão de água no molde na temperatura do molde. Fonte: KUMAR, 1991.	24
Figura 20: Efeito da vazão de óleo na extração de calor. Fonte: KUMAR, 1991. ...	24
Figura 21: Relação entre velocidade de lingotamento e espessura da casca na saída do molde para diferentes aços. Fonte: CHOW, 1999.	26
Figura 22: Relação entre velocidade de lingotamento e transferência de calor no molde. Fonte: CHOW, 1999.	26
Figura 23: Defeito de achatamento do tarugo. Fonte: A AUTORA.....	27
Figura 24: Defeito de empenamento no tarugo Fonte: A AUTORA.	28
Figura 25: Modelo de solidificação da teoria do mini-lingote (ASSUNÇÃO, 2007).	30
Figura 26: Esquema das etapas da parte I da metodologia.	32
Figura 27: Esquema do passo-a-passo da Parte II da metodologia.....	34
Figura 28: Esquema de corte da amostra para cada análise.	36
Figura 29: Imagem da serra-fita (esquerda) e da retífica (direita) utilizadas.	36
Figura 30: Esquema de medição da largura da face do tarugo com paquímetro....	37
Figura 31: Esquema de medida da zona coquilhada das amostras de tarugo.....	39
Figura 32: Esquema de medida da zona colunar das amostras de tarugo.	39
Figura 33: Pontos de medição de comprimento (espessura) das amostras para cálculo de massa linear.	40
Figura 34: Zonas de onde foram retiradas amostras da peça.....	41
Figura 35: Comparador de diâmetro interno utilizado nas medições, sendo calibrado através do micrômetro.	42
Figura 36: Alturas do molde que foram dimensionadas (Adaptado de KME, 2018)	42
Figura 37: Boxplot de massa dos tarugos por veio e por corrida.	44
Figura 38: Variação de massa por veio nas corridas 1 e 2.	46
Figura 39: Variação de massa por veio nas corridas 3 e 4.	46
Figura 40: Correlação da diferença média de massa entre os veios com o comprimento médio de resto das barras, registrado na saída da Laminação.	47
Figura 41: Relação entre comprimento de resto teórico e real.....	48
Figura 42: Amostra número 2, desconsiderada das análises por ter porosidade severa (blowhole).	50

Figura 43: Amostra de número 4 atacada por ácido clorídrico.....	51
Figura 44: Amostra de número 4 atacada por persulfato de amônio.	51
Figura 45: Comprimento das diferentes zonas de solidificação em função da massa linear para aço 1025.....	52
Figura 46: Comprimento das diferentes zonas de solidificação em função da massa linear para aço 1045.....	53
Figura 47: Massa linear de amostras de molde novo/usado, de velocidade de lingotamento baixa/alta em função da vazão de água no molde para aços 1025.	56
Figura 48: Massa linear de amostras de molde novo/usado, de velocidade de lingotamento baixa/alta em função da vazão de água no molde para aços 1045.	57
Figura 49: Massa linear de amostras de velocidade de lingotamento baixa/alta, para aço 1025/1045 em função da vida do molde para vazão de água no molde baixa.	58
Figura 50: Massa linear de amostras de velocidade de lingotamento baixa/alta em função da vida do molde para vazão de água no molde alta e aço 1025.....	59
Figura 51: Massa linear de amostras de velocidade de lingotamento baixa/alta em função da vida do molde para vazão de água no molde alto e aço 1045.....	60
Figura 52: Massa linear de amostras de molde novo/usado e vazão de água no molde baixa/alta em função da velocidade de lingotamento para aço 1025.	61
Figura 53: Massa linear de amostras de molde novo/usado e vazão de água no molde baixa/alta em função da velocidade de lingotamento para aço 1045.	62
Figura 54: Relação entre velocidade de lingotamento e comprimento da zona colunar das amostras.	63
Figura 55: Largura média das faces das amostras de aços 1025 e 1045.....	64
Figura 56: Caminho de solidificação de aços 1025 e 1045.....	65
Figura 57: Diferença entre as diagonais das amostras (romboidade) relacionada com a sua massa linear.....	66
Figura 58: Massa linear das amostras em função de sua área.....	67
Figura 59: Largura das faces de molde novo e usado a 25, 130, 250, 600 e 675 mm. a) Face A; b) Face B; c) Face C e d) Face D.	68

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Balanço das fases antes e após a temperatura peritética Fonte: VALADARES, 2006.	14
Tabela 2: Fatores que influenciam no favorecimento do crescimento da zona equiaxial Fonte: Adaptado de Garcia, 2007.....	20
Tabela 3: Massa / comprimento dos tarugos de cada corrida.....	32
Tabela 4: Faixa de composição química dos aços estudados.	35
Tabela 5: Parâmetros de solidificação e vida do molde para a amostragem.	35
Tabela 6: Massa média (kg) e comprimento (m) dos tarugos.	45
Tabela 7: Massa linear dos veios durante a corrida de número 2.....	49
Tabela 8: Relação de diâmetro da seção transversal dos vergalhões e comprimento de resto teórico.....	49
Tabela 9: Comparação de comprimento de cada zona de solidificação para cada aço.....	54
Tabela 10: Resultado da análise de densidade de cada zona de solidificação através da Picnometria a Hélio.....	54
Tabela 11: Equação da reta e coeficiente de determinação para cada linha de tendência para aço 1025	61
Tabela 12: Equação da reta e coeficiente de determinação para cada linha de tendência para aço 1045.	62
Tabela 13: Características da máquina de lingotamento contínuo usada nos testes	79
Tabela 14: Resultados do trabalho compilados	80

RESUMO

No ambiente competitivo da indústria de aços, cada vez mais a tendência é o desenvolvimento de processos para a produção de aços associando a obtenção de produtos com ótima qualidade a uma maior produtividade, tanto no próprio processo do lingotamento contínuo, quanto nos seus clientes. A produção de tarugos com o comprimento ou massa incorretos ou imprecisos gera custos de desperdício de energia através do reaquecimento, sucateamentos e interrupções durante a laminação, aumentando o custo por tonelada de aço do produto final e reduzindo a produtividade. Para melhor compreender a influência dos parâmetros do processo, é necessário estudá-los e conhecê-los. Tendo isso em vista, o presente trabalho foi dividido em duas partes. A primeira buscou definir qual é o melhor parâmetro para o corte dos tarugos no lingotamento contínuo: comprimento ou massa. Os resultados mostraram que a massa deve ser considerada ao enviar tarugos para as laminações, pois esse parâmetro ignora as variações de massa linear (porém, deve ser avaliado levando-se em consideração limitações físicas de comprimento do forno de reaquecimento). A segunda parte buscou entender a influência que os parâmetros de solidificação e vida do molde têm sobre a massa linear dos tarugos e seu dimensional. Os resultados mostraram que a massa linear é influenciada pela vida do molde e pela velocidade de lingotamento, porém a vazão de água no molde mostrou efeito menos significativo na faixa de trabalho usual. De forma geral, o trabalho resultou em aumento de produtividade da laminação da usina estudada, por estabilizar o corte dos tarugos no lingotamento contínuo pela sua massa, aperfeiçoando as balanças e definindo um método de corte com base em resultados das análises. Além disso, o trabalho mostrou a importância da estabilização de parâmetros de processo de lingotamento contínuo, que influenciam na variação de massa linear de aços longos.

PALAVRAS-CHAVE: Lingotamento Contínuo; Massa linear; Laminação; Produtividade.

ABSTRACT

In the competitive environment of the steel industry, the increasing trend is in the development of processes for steel production combining the obtaining of products with optimal quality and that generate greater productivity, both in the process of continuous casting and in its clients. The production of billets with incorrect or inaccurate length or mass generates wasteful energy costs through reheating, scrapping and process interruption during rolling, increasing the cost per ton of steel of the final product and reducing productivity. To better work or comprehend the influence of process parameters, it is necessary to study and to understand them. That said, this paper was divided into two parts. The first one tried to define which is the best parameter to the cutting of the billets in continuous casting: length or mass. The results showed that the mass should be considered when sending billets to the rolling mill, since this parameter ignores linear mass variations (however, the physical limitations of the reheating furnace should be considered when evaluating the mass). The second part sought to understand the influence that the mold life and solidification parameters have on the linear mass of the billet and its dimensions. The results showed that the linear mass is influenced by the mold life and the casting speed. In contrast, the water flow in the mold showed a less significant effect in the usual working range. In general, the work resulted in an increased productivity of the rolling of the mill studied, by stabilizing the cutting of the billet in continuous casting by its mass, improving the scales and defining an optimized cutting procedure based on the results of the analysis. In addition, the work highlighted the importance of the stabilization of process parameters of continuous casting, which influence the linear mass variation of long steels.

KEYWORDS: Continuous Casting; Linear Mass; Rolling Mill; Productivity.

1 INTRODUÇÃO

O processo de produção de aço vem se desenvolvendo muito nos últimos anos. O lingotamento contínuo (LC) foi um marco na história da evolução do processo de fabricação de aço, pois permitiu que o mesmo ocorra de forma contínua, elevando seus índices de produtividade. Em 1963 surgiu no Brasil a primeira máquina de LC para a produção de tarugos de aço, devendo, portanto, ser encarado como um processo relativamente recente e com muitas oportunidades de melhorias.

No ambiente competitivo da indústria de aços, cada vez mais a tendência é o desenvolvimento de processos para a produção de aços aliando a obtenção de produtos com ótima qualidade e que tenham maior produtividade, tanto no próprio processo do lingotamento contínuo, quanto em seus clientes.

O Lingotamento Contínuo gera produtos semi-acabados, e os clientes desse processo são os processos de conformação mecânica e, no caso desse trabalho, os laminadores. Alguns defeitos podem não ser identificados no tarugo e aparecer durante o processo de laminação ou no produto final. Mas além de problemas de qualidade que os produtos advindos do lingotamento contínuo podem originar no produto da laminação já acabado, alguns defeitos ou variações podem, ainda, provocar interrupções no laminador e consequentes perdas de produtividade. É o caso do processo com o comprimento ou massa incorretos ou imprecisos do tarugo, que geram custos de desperdício de energia através do reaquecimento, sucateamentos e interrupções durante a laminação, aumentando o custo por tonelada de aço do produto final e reduzindo a produtividade.

A motivação do presente trabalho mora na constatação de perdas por produtividade no setor de laminação em uma usina semi-integrada, principalmente na produção de vergalhões de bitolas menores (8, 10 e 12,5 mm), decorrentes de variações de massa dos tarugos produzidos por lingotamento contínuo usados no processo.

O objetivo geral do trabalho é o estudo da influência da vida de molde e parâmetros de solidificação na massa linear de tarugos produzidos via lingotamento contínuo de aços longos.

Os objetivos específicos deste trabalho são:

- Definir qual é o melhor parâmetro para corte dos tarugos (entre comprimento e massa),
- Avaliar a relação entre a massa linear dos tarugos e a proporção entre as diferentes zonas de solidificação dos mesmos;
- Avaliar a diferença de densidade entre tais zonas de solidificação;
- Avaliar a influência da vida de molde, da velocidade de lingotamento e da vazão de água no molde na massa linear do tarugo e características dimensionais dos tarugos produzidos por lingotamento contínuo;
- Comparar as dimensões de um molde novo às dimensões de um molde já utilizado e suas consequências no produto.

Para a prática industrial o objetivo é obter um processo de aciaria com entrega de seu produto com maior estabilidade, visando aumento de produtividade na laminação, com menores riscos de segurança.

2 REVISÃO DA LITERATURA

Esse capítulo se inicia pelos processos de fabricação de aço, comentando sobre usinas integradas e semi-integradas, detalhando a máquina de lingotamento contínuo e características do produto desse processo. Por fim, se discute sobre defeitos em tarugos que resultam em perda de produtividade no processo de laminação de aços longos.

2.1 Processo de fabricação de aços

De forma geral, a grande maioria dos aços produzidos mundialmente pode ser dividida entre duas linhas de produção: uma que parte do minério de ferro e outra de sucata ferrosa. A Figura 1 ilustra essas duas rotas de produção de aço (linha de produção integrada e semi-integrada).

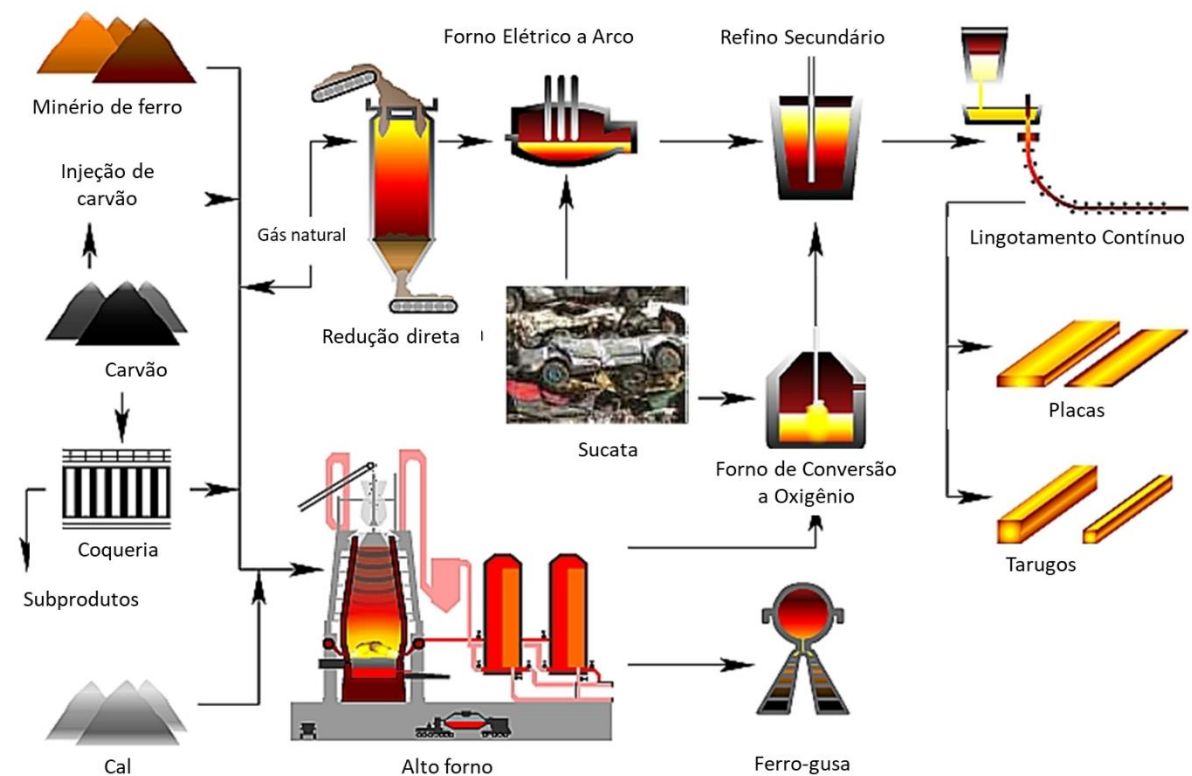


Figura 1: Linhas de Produção de Aço (Fonte: Adaptado de SUSTAINABLE IN STEEL, 2018)

As usinas integradas são responsáveis por 71,5% da produção mundial e por 77,6% da produção nacional (ASSOCIATION, W. S., 2018). Este processo tem início em altos-fornos, onde o objetivo básico é reduzir o minério de ferro através da reação deste com o

coque (material carbonoso) e sua decorrente formação de CO. O resultado dessa reação é a obtenção do ferro-gusa (ferro primário), um produto ferroso com alto teor de carbono (da ordem de 4,5%) e com impurezas (enxofre, fósforo e outros elementos). Após, o ferro-gusa é transportado (ainda líquido) por carros torpedo até a aciaria (BARTOSIAKI, 2013).

Na aciaria, ocorre o refino oxidante do ferro-gusa em conversores a oxigênio. Nesta etapa, o ferro-gusa é efetivamente transformado em aço, a partir da remoção do excesso de carbono e redução do teor de outros elementos e impurezas (como o fósforo).

O aço líquido é vazado em uma panela e transportada até o Forno-Panela, onde ocorre o refino redutor do aço (ajuste fino de composição química e temperatura). O próximo passo é a condução desta panela até o lingotamento (contínuo ou convencional), onde ocorre a solidificação do aço em produtos semi-acabados como tarugos, lingotes, entre outros (BARTOSIAKI, 2013).

Já em usinas semi-integradas, o processo se inicia na aciaria, sendo a principal matéria-prima a sucata ferrosa. A seguir, serão detalhados cada etapa dessa classe de usinas.

Pátio de Sucatas: O início do processo se dá no pátio de sucatas, onde são realizados o recebimento, classificação, processamento e disposição das sucatas ferrosas, de ferros primários (ferro-gusa ou ferro-esponja) e das cales. O processamento da sucata metálica é realizado a partir de equipamentos como prensas tesoura, prensas pacote, oxicorte e Shredder. É também função do pátio de sucatas a confecção do cestão que será processado no forno elétrico a arco, quando são escolhidas proporções e qualidade de cada matéria-prima do aço (MOURÃO, 2007).

Refino primário: Os cestões preparados pelo pátio de sucata são transportados até o forno elétrico a arco, que tem como funções promover a fusão, descarburização e desfosforação (refino primário ou oxidante) da carga. O FEA fornece energia elétrica através de um arco voltaico estabelecido entre a carga metálica e os eletrodos de grafita, em um meio oxidante promovido pela injeção de gás oxigênio de alta pureza. A irradiação de calor pelo arco elétrico e a energia química gerada pelas reações de queima pelo oxigênio são responsáveis pela fusão da carga, e as condições (meio oxidante e temperatura) são favoráveis à desfosforação. Em resumo, a operação em um forno elétrico a arco abrange as etapas de carregamento da carga metálica e fundentes, fusão,

descarburação, desfosforação, retirada de escória e vazamento na panela (BARTOSIAKI, 2013; ARAUJO, 2005).

Refino Secundário: A panela contendo aço líquido é transportada até o forno-panela, onde ocorre o ajuste final de composição química pela adição de ligas, desoxidação, dessulfuração, remoção e transformação de inclusões, homogeneização pela injeção de gases inertes e ajuste fino da temperatura do aço (refino secundário ou redutor). O Forno-Panela também possui um sistema de eletrodos como o do Forno Elétrico a Arco (de menor proporção), que é o responsável pela garantia da entrega do produto dessa etapa na faixa de temperatura necessária para uma solidificação adequada do mesmo. O refino secundário, muitas vezes, é complementado por mais uma etapa após o Forno-Panela, como a utilização de um Desgaseificador a Vácuo (VD), necessidade que é avaliada sob demanda levando-se em conta o destino final do produto acabado (BIELEFELDT, 2005).

Solidificação: Após a finalização do refino secundário, a panela contendo aço líquido na composição química e temperatura corretas é transportada até a etapa de lingotamento, onde a função básica é converter o aço líquido em uma peça sólida, com uma determinada forma e tamanho, através de uma série de operações (KULKARNI, 2005). Dependendo da geometria, o produto desta etapa pode ser um tarugo, um bloco, uma placa ou um perfil. O lingotamento pode ser dividido em dois processos diferentes, que serão analisados a seguir:

- *Lingotamento Convencional:* O processo de solidificação dos aços através do lingotamento convencional consiste no vazamento do metal líquido em recipientes de ferro fundido, chamados de lingoteiras. Esse vazamento pode ser por meio direto, em que o metal é vazado direto pelo topo e preenche a lingoteira; ou por meio indireto, em que o vazamento ocorre por um canal vertical central que alimenta outros canais horizontalmente que, por sua vez, preenchem as lingoteiras ao mesmo tempo no sentido de baixo para cima, de forma menos turbulenta (RIZZO, 2005). A Figura 2 ilustra os dois métodos.

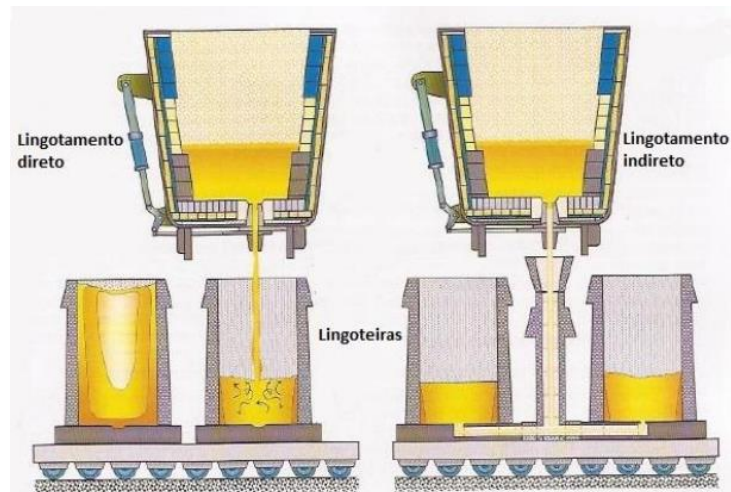


Figura 2: Representação esquemática dos métodos direto e indireto do lingotamento convencional. Fonte: Adaptado de RIZZO, 2005.

Após solidificação completa do aço na lingoteira, ocorre o processo de desmoldagem. Assim, as lingoteiras são transportadas para a área de estripamento de lingotes, local onde são retiradas as lingoteiras dos lingotes e vice-versa.

O lingotamento convencional tem a vantagem de ter um custo de instalação muito menor frente ao lingotamento contínuo, além de tornar viável a obtenção de produtos com grande seção (para produção de peças de grande porte, como ganchos, âncoras, e bases para máquinas) (RIZZO, 2005; ROCHA, 2014).

- *Lingotamento Contínuo*: Na maior parte da produção mundial, a solidificação do aço líquido é viabilizada pelo processo de lingotamento contínuo. Nesse equipamento, a solidificação começa em um molde de cobre refrigerado à água e, após a formação de uma “casca” sólida de espessura suficiente, resfria-se diretamente por aspersão de água (REIS, 2013). Os dados de 2017 da World Steel Association mostram que 96,3% de toda a produção de aço do mundo conta com o processo de solidificação do lingotamento contínuo. Considerando-se dados do Brasil, essa porcentagem sobe para 97,9% (ASSOCIATION, W. S, 2018).

Devido à sua importância para o presente trabalho, esse assunto será tratado no capítulo 2.2 de forma mais detalhada.

2.2 Lingotamento Contínuo de aços

O lingotamento em caráter contínuo surgiu em resposta à necessidade de aumentar a produtividade e de integração da etapa de solidificação à aciaria. As primeiras tentativas ocorreram próximas ao século XIX, iniciando com Sellers em 1840, seguido por Laig em 1843 e Bessemer em 1846, na produção de não-ferrosos com baixo ponto de fusão. Embora as dificuldades tecnológicas fossem significativas, na Alemanha, em 1887, a máquina de lingotamento contínuo já apresentava algumas das partes fundamentais que integram o moderno e atual sistema de solidificação (MOURÃO, 2007). Dependendo da geometria, o produto do lingotamento contínuo pode ser um tarugo, uma placa, uma pré-forma, ou um perfil (FREITAS, 2013).

No Brasil, o lingotamento contínuo foi introduzido pela Companhia Siderúrgica Riograndense do Grupo Gerdau, no ano de 1960, apresentando uma máquina de 2 veios para produção de tarugos (MOURÃO, 2007). Conforme já citado no capítulo 2.1.1, hoje em dia, esse é o método mais utilizado para solidificar e dar forma ao aço líquido no Brasil e no mundo.

Para melhor compreender o processo e funcionamento do lingotamento contínuo, deve-se saber os principais equipamentos que compõe a máquina, e qual a função de cada.

Panela: Sua função tem início no refino secundário, onde a partir do vazamento ocorrem tratamentos de ajustes finos de composição química e temperatura. No lingotamento, a panela tem como função básica o transporte e transferência do aço líquido para o distribuidor. O fluxo de aço líquido da panela para o distribuidor é controlado através de uma válvula do tipo gaveta instalada na parte inferior da panela. O controle da vazão se dá através do deslocamento das placas sobrepostas (SANTOS, 2013).

Distribuidor: Sua função é distribuir o aço, ainda líquido, para alimentar os moldes, localizados abaixo de cada veio (canais de saída). Conta com um revestimento refratário internamente, que tem função de garantir a manutenção da temperatura e deve permanecer uniforme e o mais constante possível durante o processamento do aço (GARCIA 2006, ROCHA, 2014). A figura 3 mostra um distribuidor em corte.

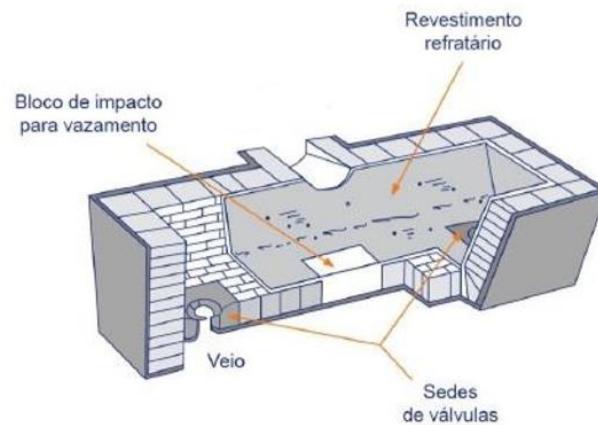


Figura 3: Detalhe de um distribuidor de 2 veios com revestimento refratário e zona de impacto para vazamento. Fonte: ROCHA, 2014

O distribuidor é o equipamento que permite que o processo siga continuamente, pois armazena material suficiente para dar tempo à troca de painéis supridos pelo processo. Além disso, também promove a flotação de inclusões para escória, ajudando no controle de qualidade do aço lingotado (THOMAS, 2001; MOURÃO, 2007).

Molde (resfriamento primário) e sistema de oscilação: É onde se dá início à solidificação do aço, a partir do qual se define o perfil do produto, e onde se determina várias das características de qualidade do produto (ADORNO, 1982).

A função principal do molde é suportar a coluna de metal líquido e permitir a formação de uma casca sólida que tenha resistência suficiente para suportar a pressão ferrostática sem que se rompa na saída do mesmo (SANTOS, 2013; GARCIA, 2006). Em sua grande maioria, os moldes empregados no lingotamento contínuo de tarugos e blocos são constituídos de Cu (cobre) devido à sua alta condutividade térmica e revestidos nas faces interiores com Cr (cromo) ou Ni (níquel) para elevar sua resistência ao desgaste e evitar a incorporação de cobre na superfície lingotada. O cobre do molde também pode possuir elementos de liga em sua composição (Ag, Zr, Cr), com o objetivo de aumentar propriedades como a dureza, já que o cobre puro possui baixo ponto de amolecimento e não suportaria o trabalho agressivo do contato com o aço a altas temperaturas (MOURÃO, 2007; RIHL, 2012).

Na montagem do sistema de molde, o mesmo é posicionado no interior de uma camisa de aço inoxidável, formando uma fenda por onde passa água refrigerada, como mostra a Figura 4.

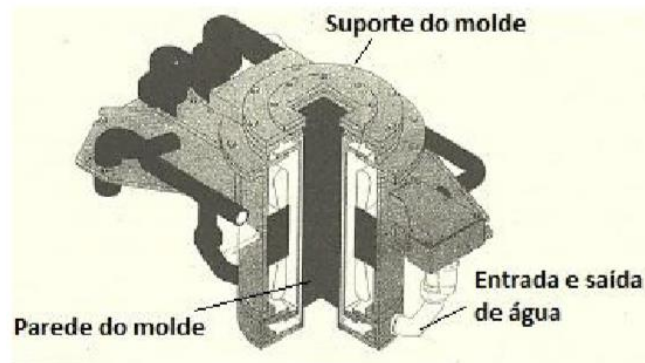


Figura 4: Molde utilizado no LC de tarugos. Fonte: Adaptado de Nippon Steel Corporation, 1998, citado em MOURÃO, 2007.

Durante o lingotamento contínuo, o molde oscila seguindo um padrão senoidal, (conforme Figura 5), tendo como principal função prevenir o agarramento da barra no molde. Durante um pequeno intervalo de tempo desse movimento oscilatório, a velocidade do molde é maior que a velocidade de extração do veio (ou velocidade do lingotamento), fornecendo uma estripagem negativa (negative strip time). Durante esse período de tempo, se houver algum tipo de colamento ou aderência da casca sólida com o molde, esta será descolada e, caso haja ruptura desta casca, haverá tempo suficiente para um posterior preenchimento de metal líquido e formação de uma nova casca sólida (GARCIA, 2006). 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).

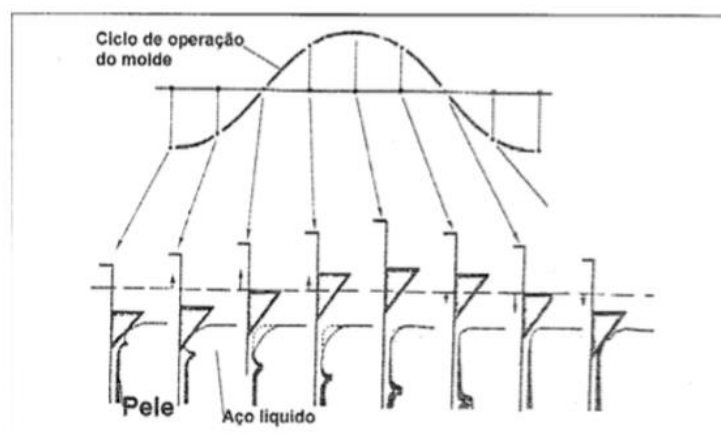


Figura 5: Representação do ciclo de oscilação do molde. Fonte: MOURÃO, 2007

Zona de Sprays (resfriamento secundário): Após a saída do molde, a barra passa para a zona de resfriamento secundário, que acontece em câmaras de sprays, onde a

extração de calor é dada através de jatos de água (ou água e ar) borrifados diretamente na superfície da barra (GARCIA, 2006). A figura 6 mostra essa zona de sprays com jatos justapostos ou sobrepostos.

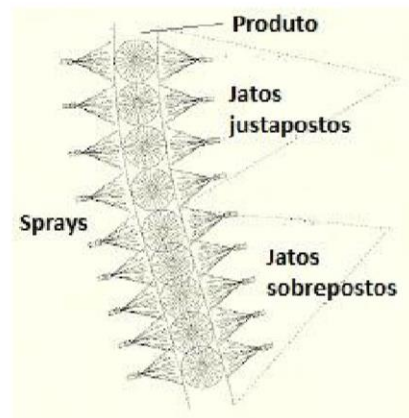


Figura 6: Zona secundária de resfriamento contendo os sprays (com jatos justapostos e sobrepostos) para solidificação continuada durante o lingotamento. Fonte: Adaptado de GARCIA, 2006, e citado em ROCHA, 2014.

Estes sprays podem e devem possuir controle de vazão individualizado, a fim de garantir uma distribuição de água independente e conforme a demanda de extração de calor ao longo da barra (ROCHA, 2014).

O resfriamento secundário deve ser realizado de modo que a superfície seja resfriada de forma contínua e tenha uma temperatura da superfície da seção transversal seja o mais constante possível. A espessura da pele solidificada vai aumentando ao longo do veio, e o objetivo é finalizar a solidificação até a região de rolos endireitadores e assegurar que o corte seja realizado com o núcleo totalmente sólido.

Zona de radiação livre (resfriamento terciário): A zona de radiação livre inicia após o fim da zona de spray, em que a transferência de calor da superfície do produto é dada por radiação e convecção com o ambiente, e ainda, por condução na região de contato direto com os rolos extratores e moto rolos (apesar de a transferência por condução ser mínima e poder ser desprezada) (GARCIA, 2006; ROCHA, 2014).

Sistema de corte: Existem, em geral, duas formas de se realizar o corte no lingotamento contínuo. A primeira é a mais comum, através do oxicorte (Figura 7), que tem seu funcionamento fundamentado na erosão do material por meio da ação do calor (erosão térmica). Neste processo, o metal é exposto a um jato de oxigênio puro que causa sua oxidação. Esta reação do oxigênio com o metal produz uma quantidade de

calor suficiente para fundir o óxido formado, que é arrastado pelo oxigênio, promovendo assim a separação do material.



Figura 7: Processo de corte através do oxicorte Fonte: ESSEL, 2018.

No oxicorte, a energia é gerada por uma mistura de oxigênio e gás combustível. Existem muitos gases carburantes que podem ser utilizados no processo, tais como hidrogênio, butano, propano e acetileno (ESSEL, 2018).

Esse processo é caracterizado por ter uma melhor qualidade de corte, minimizando o risco de ocorrer defeitos como rebarba e achatamento, porém com maior perda metálica.

A segunda forma de realizar o corte no lingotamento contínuo é através do cisalhamento, que ocorre pelo movimento relativo entre uma navalha inferior e uma superior (Figura 8), levando à separação do material.

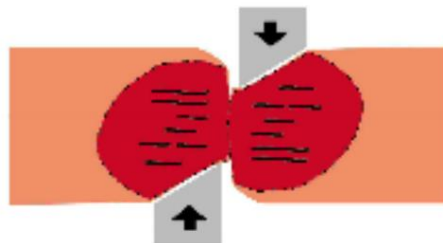


Figura 8: Processo de corte através de navalhas Fonte: ESSEL, 2018.

Um tarugo cortado no processo de corte com navalhas apresenta características próprias originadas da forma como as tensões se distribuem sobre a barra no momento de corte, como mostra a Figura 9. Essas características definem qualitativamente o processo no que diz respeito ao resultado do corte.

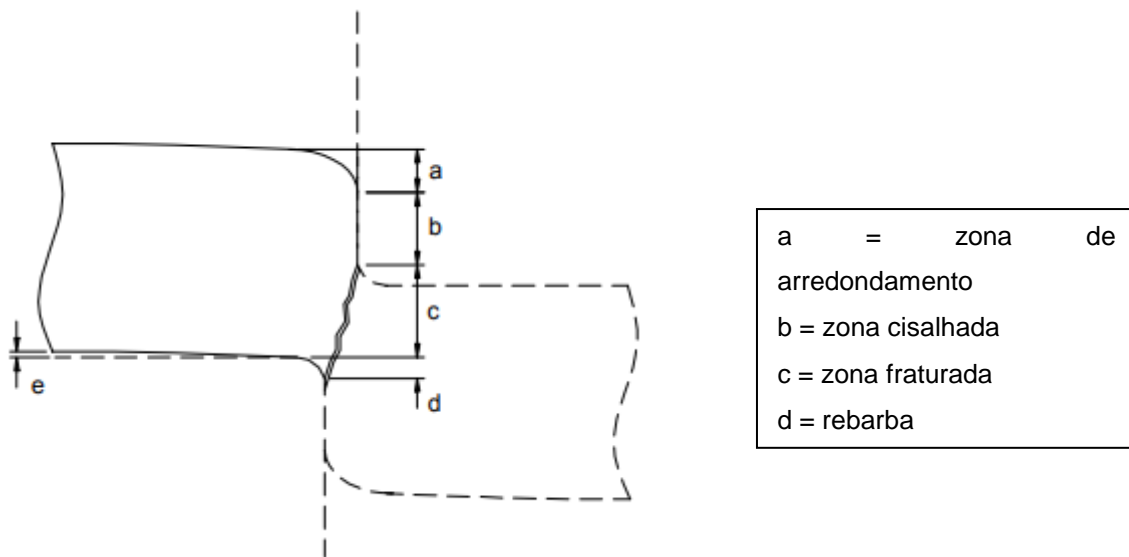


Figura 9: Sequência de etapas no corte por cisalhamento. Fonte: SOUZA, 2001.

A sequência de etapas do processo de corte por cisalhamento começa com uma deformação elástica. A barra arqueia-se entre as navalhas e tende a não ficar no mesmo nível (a barra sobe logo antes das tesouras) devido à folga entre a navalha superior e a inferior. Desta fase passa-se rapidamente a uma deformação plástica, caracterizada pelo arredondamento permanente da parte superior do tarugo, e como a folga entre as navalhas é pequena em relação à altura do tarugo, a zona de arredondamento também é pequena e tem um perfil que termina tangenciando a próxima fase, de cisalhamento.

Na fase de cisalhamento, o material escoá ao esforço realizado pelas navalhas. Essa fase é perpendicular ao plano ao longo do comprimento do tarugo. Após, a crescente solitação é aplicada até que se esgote a capacidade de deformação da seção do tarugo. Quando isto ocorre, surge uma trinca na direção da máxima tensão de cisalhamento que conduz finalmente à separação do material. A trinca resultante pode ser reconhecida na peça cortada como uma região rugosa com um ângulo de inclinação dependente do tamanho da folga. A forma como ocorre a fratura também é responsável pelo tipo e tamanho da rebarba resultante da peça(SOUZA, 2001).

2.3 Solidificação dos aços

O processo de solidificação dos aços no lingotamento contínuo tem seu início no momento em que o aço líquido entra em contato com o molde refrigerado, no qual

começa a ser formada uma “pele” de aço sólido, nas áreas mais próximas às faces do molde (GSCHWENTER, 2009). Diversas variáveis influenciam no processo de solidificação, como parâmetros operacionais ao longo do molde e na zona de sprays e a composição química do aço.

2.3.1 Influência da composição química

A composição química classifica os aços em diferentes tipos e para diferentes aplicações. E, dependendo desta variável, o caminho de solidificação do aço varia. A Figura 10 mostra um diagrama do sistema Fe-C detalhado, com 3 caminhos de solidificação demarcados.

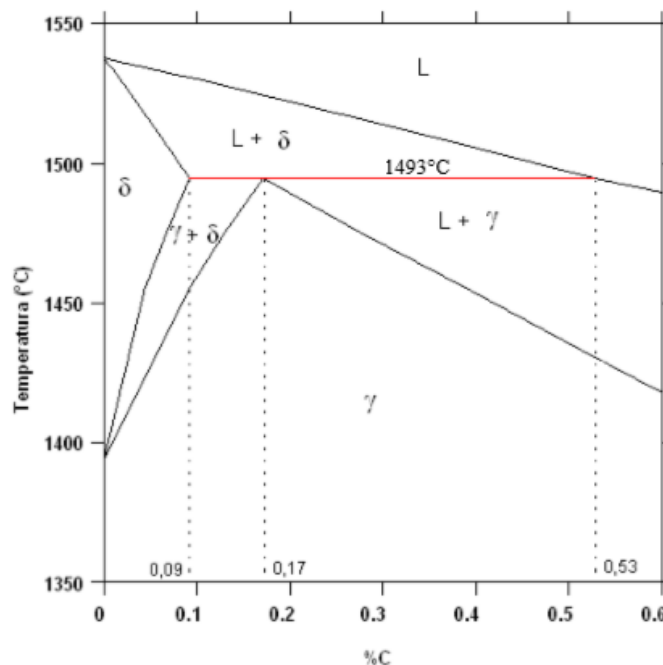


Figura 10: Detalhe de três trajetórias de solidificação dos aços no sistema Fe-C (linhas pontilhadas). Fonte: OLIVEIRA, 2009.

A primeira trajetória de solidificação corresponde aos aços com teor de carbono menor ou igual a 0,09%. Esses aços começam a formar os primeiros cristais de ferrita-delta (ferrita- δ) acima 1530°C e, à medida que a temperatura diminui, a proporção dessa fase aumenta até a solidificação completa. Após, toda ferrita- δ se transforma em austenita (γ) e nenhuma outra reação ocorre até a temperatura ambiente.

A segunda e a terceira trajetórias representam aços com teor de carbono entre 0,09 e 0,53%, que são os aços de comportamento peritético, que apresentam uma tendência à contração por causa da diferença de densidade entre a ferrita delta e a austenita. Em

geral, eles apresentam máxima contração após a solidificação, devido à reação peritética, propiciando a formação de uma superfície rugosa ou com depressão na peça solidificada.

Entre 0,09 e 0,17% C, A solidificação inicia com a formação de grãos de ferrita- δ , que aumenta sua proporção até atingir a temperatura da reação peritética (1493°C), quando todo líquido remanescente e parte da ferrita- δ formada se transformam em austenita, resultando em ferrita- δ + austenita. Com a queda da temperatura, a ferrita- δ aos poucos se transforma em austenita até que 100% desta fase seja formada.

A terceira linha representa aços entre 0,17 e 0,53% C. Para estes, a solidificação também inicia com a formação de cristais de ferrita- δ , porém, após a reação peritética (que transforma toda ferrita- δ e parte do líquido em austenita), ainda fica no sistema uma certa proporção de fase líquida, o que traz um alívio das tensões geradas pela transformação de fase. Esse líquido se transforma aos poucos em austenita, à medida que a temperatura diminui, até que a solidificação seja concluída (OLIVEIRA, 2009).

A Tabela 1 mostra um balanço das fases antes e após a reação peritética (VALADARES, 2006).

Tabela 1: Balanço das fases antes e após a temperatura peritética (% em massa). Fonte: VALADARES, 2006.

C (%)	Acima de 1493°C		Abaixo de 1493°C		
	Líquido	δ	Líquido	δ	γ
0,12	5	95	-	70	30
0,15	12	88	-	17	83
0,17	16	84	-	-	100
0,19	20	80	5	-	95
0,30	50	50	40	-	60
0,48	95	5	94	-	6

Essa tabela mostra que, com o aumento do teor de carbono na faixa entre 0,17 e 0,48% C, a ocorrência de defeitos pela contração devida à diferença de densidade entre ferrita- δ e austenita deve diminuir, pelo aumento da presença de líquido.

2.3.2 Segregação

A segregação também é um aspecto importante da solidificação dos aços. Ela ocorre devido à diferença de solubilidade do soluto entre as fases líquida e sólida. Durante a solidificação, os solutos (elementos dissolvidos e impurezas) são redistribuídos a partir da

superfície de resfriamento. A termodinâmica do processo irá impor uma rejeição ao soluto que dependerá da posição relativa da liga no respectivo diagrama de fases (Figura 11). A distribuição desses solutos/impurezas na estrutura bruta de solidificação é fundamental para a garantia de suas propriedades.

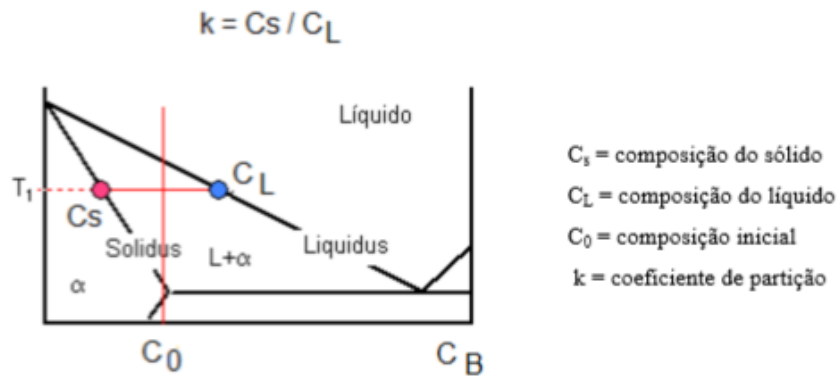


Figura 11: Diferença de composição entre líquido e sólido durante a solidificação de ligas. Fonte: MATTER, 2007.

2.3.3 Formação Macroestrutural

A macroestrutura de um metal solidificado é caracterizada pelas dimensões, orientação, forma e distribuição de seus grãos cristalinos, que são originados em sua solidificação, a partir da formação de núcleos sólidos, no líquido, que crescem em condições termodinâmicas favoráveis (FARIA, 2015).

Esta pode se apresentar em três diferentes morfologias: coquilhada, colunar e equiaxial (Figura 12). As três formações morfológicas podem ocorrer em um fundido, sendo mais comum a ocorrência das estruturas colunar e equiaxial, com uma região de transição abrupta entre elas. Tanto a transição, quanto a formação das outras morfologias, dependem das condições operacionais e condições impostas pelo sistema metal/molde. Podem ainda, interagirem em um mesmo fundido, ocupando proporções diferentes, influenciadas fortemente pelas condições de solidificação.

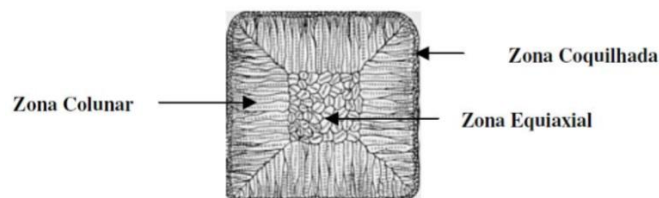


Figura 12: Representação das estruturas coquilhada, colunar e equiaxial (adaptado de ASM Handbook, 1992 e citado em FARIA, 2015).

2.3.3.1 Zona coquilhada

Camada de pequenos grãos finamente dispersos e localizada na superfície do lingote. De modo geral, quando o metal líquido é vertido em um molde qualquer, a porção do metal líquido que primeiro entra em contato com as paredes frias da lingoteira é rapidamente superresfriada. Isso ocorrerá tão mais rapidamente quanto maior a difusividade de calor do molde. Nessa fina camada de líquido superresfriado ocorre uma alta frequência de nucleação dos grãos cristalinos com orientação aleatória devido às altas taxas de resfriamento provocadas pelo molde refrigerado. O tamanho dessa zona depende de uma série de fatores dentre os quais podem-se citar:

- Propriedades termofísicas do material do molde;
- Coeficiente de transferência de calor metal/molde;
- Temperatura de vazamento do metal líquido.

Como os cristais se formam independentemente, sua orientação cristalina será aleatória e seu crescimento será limitado por cristais vizinhos semelhantes e nucleados praticamente ao mesmo tempo e seus tamanhos serão aproximadamente uniformes (DAVIES, 1973). Segundo Garcia, quanto maior o grau de superaquecimento do metal líquido, e menor a temperatura das paredes do molde, menor é a espessura da camada coquilhada. (GARCIA, 2001).

De acordo com Bower e Flemings, a formação da zona coquilhada decorre da convecção no líquido, que provoca uma quebra dos ramos de dendritas formadas junto à parede do molde e adjacências. Essas correntes de convecção são provocadas pela ação do vazamento e/ou presença de gradientes de temperatura no seu interior (BOWER E FLEMINGS, 1967).

Outra teoria diz que os grãos coquilhados surgem decorrentes da presença de substratos de nucleação (soluto e/ou paredes do molde). Para tanto, é necessário que ocorram baixos valores de superesfriamento no líquido, o qual depende de condições de transferência de calor do sistema metal líquido/molde, da liberação de calor latente gerado na solidificação, do baixo superaquecimento do metal líquido, de baixas temperaturas das paredes do molde e da existência de substratos de nucleação (CHALMERS, 1968; RODRIGUES, 2007).

2.3.3.2 Zona colunar

A partir do crescimento de grãos cristalinos que apresentam direção cristalográfica favorável ao crescimento na direção da extração de calor, oriundos de núcleos formados pelo resfriamento rápido do metal líquido nos instantes iniciais da solidificação, tem-se o início da formação da zona colunar, a qual é constituída por grãos cristalinos alongados e alinhados paralelamente à direção do fluxo de calor (RODRIGUES, 2007).

Segundo Walton e Chalmers, os grãos colunares são constituídos a partir do crescimento seletivo em direção preferencial de grãos coquilhados, que nos primeiros instantes têm direção de nucleação aleatória. Porém, os cristais que possuem direção preferencial de crescimento a mais próxima possível da direção do fluxo de calor, crescerão mais rapidamente que os vizinhos, que, tendo orientações menos favoráveis, são bloqueados (WALTON e CHALMERS, 1959), como mostra a Figura 13.

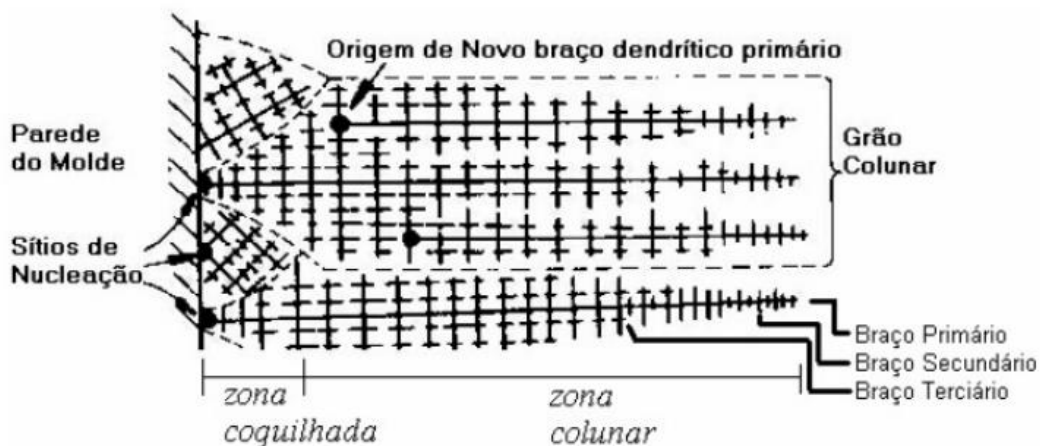


Figura 13: Dendritas favoravelmente orientadas desenvolvendo-se na forma de grãos colunares (Fonte: RODRIGUES, 2007).

Segundo Fredriksson, para a ocorrência desta zona, são necessários (FREDRIKSSON, 1986):

- Altas taxas de extração de calor;
- Elevadas temperaturas de vazamento;
- Ausência de soluto no líquido e ausência de correntes convectivas.

A zona colunar é a que tem maior suscetibilidade de ocorrer trincas, porosidade e segregação, devendo, portanto, ser evitada.

2.3.3.3 Zona equiaxial

É uma zona constituída de grãos cristalinos sem orientações preferenciais e de grandes dimensões quando comparados aos da zona coquilhada.

Segundo Garcia, o líquido na região central da peça pode tornar-se super-resfriado tanto por efeito térmico quanto constitucional, formando cristais conhecidos como equiaxiais. Dessa forma, o crescimento da zona colunar pode ser bloqueado pela formação da zona equiaxial central. A origem desses núcleos pode ser variada (GARCIA, 2001).

A primeira hipótese de origem seria que esses núcleos são oriundos de cristais coquilhados ou ramificações dendríticas que se romperam e que são trazidas pela ação convectiva até o centro das peças.

A segunda origem descrita por Gschwenter, é que à medida que as dendritas da zona colunar crescem, soluto é expulso. A primeira porção de sólido formado sempre tem menor teor de soluto que as que se sucedem. As porções de cristal com concentração maior de soluto (as laterais) também tem temperatura *liquidus* mais baixas, o que facilita sua refusão. Os cristais separados dessa forma são transportados por convecção e constituem sementes geradoras da zona equiaxial.

Um terceiro mecanismo é a formação de cristais equiaxiais próximo à superfície superior do lingote no molde, onde há perda de calor também por radiação. Nessa região, o líquido fica super-resfriado termicamente e ocorre a nucleação de cristais que decantam (caso sua densidade seja maior que a do líquido) e crescem à medida que o líquido continua sendo resfriado.

Chalmers e Winegard propuseram um mecanismo de formação da zona equiaxial central em ligas através da ocorrência de rejeição de soluto na interface de crescimento colunar que possibilita a existência de superesfriamento constitucional no líquido. Com isso, o aumento do teor de soluto no líquido central favorece o aparecimento de grãos equiaxiais (CHALMERS e WINEGARD, 1954).

Os produtos que possuem estruturas completamente equiaxiais são os mais adequados para os subseqüentes trabalhos de fabricação, tais como estampagem, forjamento e laminação (OHNO, 1988), pois tem grãos equiaxiais orientados ao acaso e

que crescem igualmente em todas as direções, produzindo um material macroscopicamente isotrópico e relativamente homogêneo.

2.3.3.4 Transição Colunar-Equiaxial

Dependendo das condições de solidificação e da composição química do aço, as peças fundidas podem possuir estruturas completamente colunares ou equiaxiais. Contudo, é possível encontrar uma transição colunar-equiaxial, a qual apresenta uma estrutura mais complexa, composta pelos dois tipos de estruturas e que, em geral, nota-se na solidificação em moldes metálicos (Figura 14) (GARCIA, 2001).

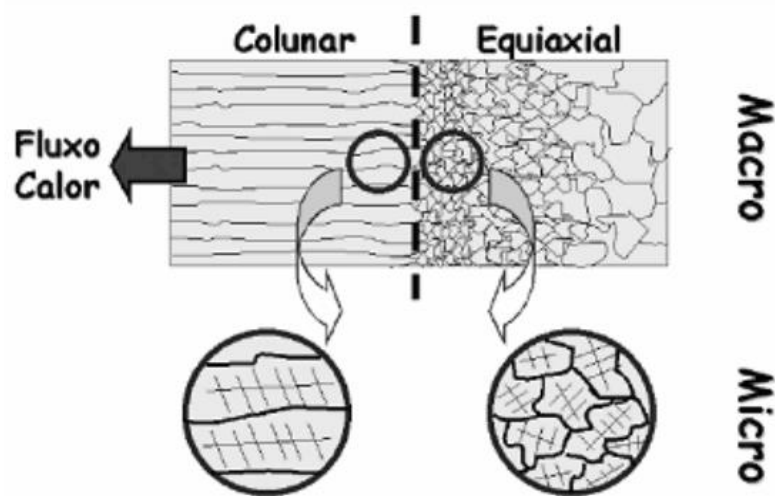


Figura 14: Ilustração esquemática das estruturas macroscópicas de um lingote fundido com transição colunar/equiaxial

Fonte: OSÓRIO, 2004.

A zona colunar é mais suscetível a trincas, segregação e porosidade na linha central do tarugo do que a zona equiaxial, e por essa razão, o ideal é que seja evitada. O planejamento do processo de solidificação e o projeto das propriedades mecânicas do produto final dependem da determinação do ponto em que há a transição colunar-equiaxial, o qual é influenciado por alguns fatores, sendo que os principais apresentados pela literatura por meio de trabalhos teóricos e experimentais são listados na Tabela 2 (GARCIA, 2007).

Tabela 2: Fatores que influenciam no favorecimento do crescimento da zona equiaxial Fonte: Adaptado de Garcia, 2007.

Fator	Favorecer a zona equiaxial
Superaquecimento	↓
Extração de calor Metal/molde	↓
Taxa de resfriamento	↓
Teor de soluto	↑
Aquecimento do molde	↓
Seção do molde	↑

2.4 Processo de laminação de aços longos

A laminação é um processo de conformação mecânica que tem como objetivo dar forma ao produto, em alta velocidade de operação e produzindo grandes volumes, com boas tolerâncias dimensionais dos produtos e melhoria de suas propriedades como ductilidade, resistência mecânica e estrutura superficial (DAROIT, 2012; SHAEFFER, 2004). A laminação também pode “caldear” defeitos do processo de lingotamento contínuo, como rechupes, porosidade e trincas (Figura 15). Os produtos desse processo são chapas, barras e perfis (DAROIT, 2012).

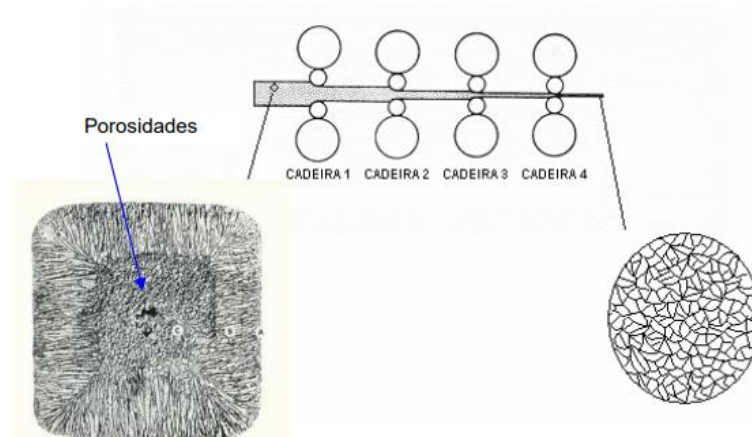


Figura 15: Seção transversal de um tarugo evidenciando porosidades com grãos heterogêneos em um aço fundido e a sua estrutura final com grãos homogêneos após sofrer conformação durante a laminação. Fonte: VIANA, 2009.

O processo se inicia no reaquecimento dos tarugos, pois é necessário garantir uma temperatura específica e homogênea ao longo de todo o tarugo. Gás natural é um combustível muito utilizado para tal aquecimento (DAROIT, 2012) e a temperatura deve superar a de austenitização (no caso de laminação a quente) (VIANA, 2009).

As etapas que sucedem são de conformação mecânica do tarugo aquecido através da passagem em sequência do mesmo entre dois cilindros que giram em sentido oposto, sendo o espaço de abertura entre os cilindros menor do que a seção transversal da peça (Figura 16). Em cada um desses passes, o material é submetido a tensões compressivas resultantes da prensagem entre os cilindros e a tensões cisalhantes superficiais, resultantes do atrito com a superfície dos cilindros (NUNES, 2009).

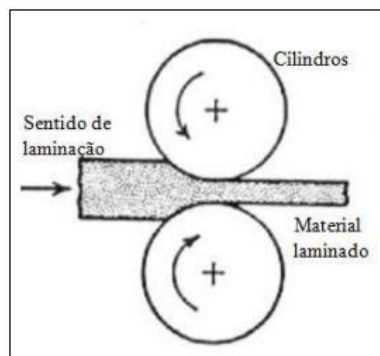


Figura 16: Desenho esquemático da conformação exercida pelos cilindros de laminação para reduzirem a seção de um material. Fonte: DAROIT, 2012.

O processo de laminação está ilustrado na Figura 17, após o reaquecimento do tarugo pode ser dividido entre desbaste (sequência inicial de reduções), intermediário (com roletes ou anéis substituindo os cilindros de laminação, podem ser verticais ou horizontais) e acabador (ao final do qual, o produto deve ter forma e dimensões finais do produto acabado) (CRUZ, 2009).

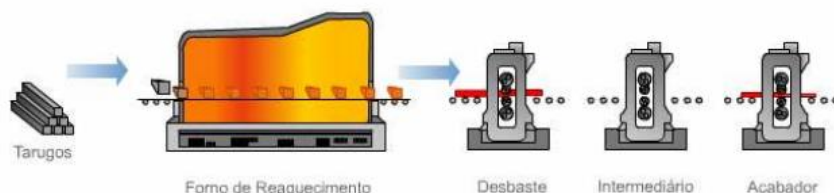


Figura 17: Ilustração do processo de laminação a quente de produtos longos. Fonte: VIANA, 2009.

Após a sequência de passes do acabador, o produto laminado ainda passa pelo processo de corte, através do qual o produto deve obter o comprimento dentro das dimensões especificadas pelo cliente e resfriar no leito de resfriamento.

O processo de laminação envolve muitas perdas por despontes, acabamentos, adequações de dimensões dentro das tolerâncias especificadas. Recentemente, esse processo evoluiu para a laminação contínua, a qual envolve a solda entre as extremidades traseira de uma barra à dianteira da que vem a seguir. Essa melhoria acarreta em aumento na produtividade, pela redução de tempo ocioso na fábrica por aceleração e desaceleração nos laminadores, além de economia de energia e aumento do rendimento por redução de sucateamento de material (BERGER, 2015).

2.5 Defeitos dos tarugos que influenciam na produtividade do processo de laminação de aços longos

Alguns defeitos podem não ser identificados no tarugo e aparecer durante o processo de laminação. Há ainda a possibilidade de, não sendo durante o lingotamento e/ou laminação, este problema ser identificado apenas no controle metalográfico do produto final ou por algum problema no produto já com o cliente.

Mas além de problemas de qualidade que os produtos advindos do lingotamento contínuo podem originar no produto da laminação já acabado, alguns defeitos ou variações podem, ainda, provocar paradas no laminador e consequentes perdas de produtividade. Alguns dos principais defeitos estão listados a seguir.

2.5.1 Romboidade

A romboidade é a distorção da seção transversal quadrada do tarugo, mostrando uma diagonal maior que a outra (Figura 16), e pode ser calculada simplesmente pela subtração da dimensão “d” da dimensão “D”. Originado normalmente no molde, provavelmente nos primeiros centímetros solidificados, e ligado com as características do aço e com a transferência de calor no molde, o problema tem sido atribuído geralmente a condições não uniformes do resfriamento primário (resfriamento mais rápido de duas faces do tarugo em detrimento das demais durante o lingotamento contínuo).

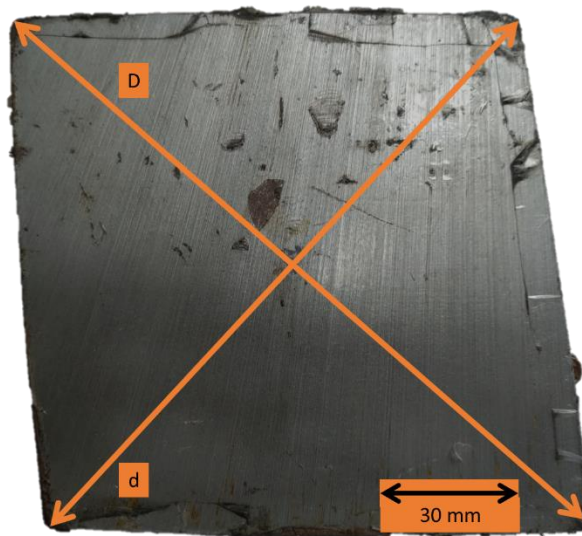


Figura 18: Defeito de romboidade em tarugo. Fonte: A AUTORA.

Essa distorção afeta a produtividade da laminação devido a dificuldades na movimentação dos tarugos nos fornos de reaquecimento, e por consequentes interrupções, quando a face do tarugo tranca na entrada do laminador em virtude da diferença entre as diagonais (Kumar, 1991).

A literatura diz que a romboidade é influenciada por:

- Vazão de água no molde: A prática de uso de “molde frio” é recomendada para a minimização desse defeito (Figura 19). O pico da temperatura das faces do molde deve ser menor do que a faixa de temperatura de ebulição do óleo de lubrificação. Essa condição é alcançada por alta vazão de água no molde, excelente qualidade da água de resfriamento, e conicidade do molde de no mínimo 2%/m. Um resfriamento insuficiente do molde causa excessiva distorção do mesmo, e sérios problemas com lubrificação (KUMAR, 1991).

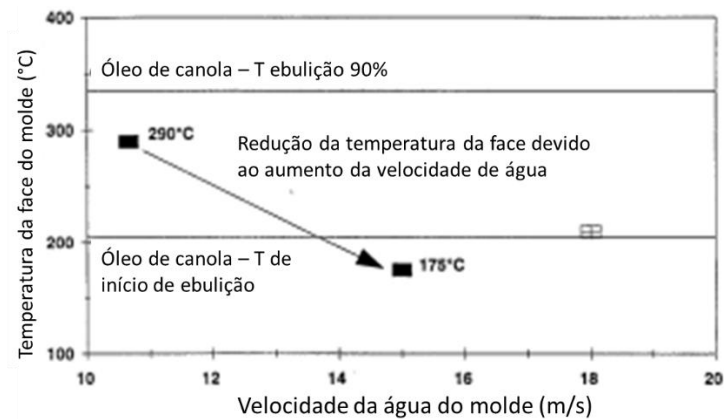


Figura 19: Efeito de uma maior vazão de água no molde na temperatura do molde. Fonte: Adaptado de KUMAR, 1991.

- Condição de lubrificação do molde: o óleo de lubrificação é alimentado no espaço que existe entre o molde e o metal que, ao solidificar, se contrai e perde o contato com o molde. A importância da utilização correta do óleo mora na continuidade da extração de calor após essa contração. Segundo CHOW (1999), uma vazão adequada de óleo fica na faixa entre 20 a 30 mL/min. KUMAR (1991) explica que, quanto maior o fluxo de óleo no molde, maior é o fluxo de calor no mesmo (Figura 20). No trabalho de VOLTZ (2015), a faixa ideal de óleo encontrada para minimizar a romboidade ficou entre 42 e 58. No entanto, todos os autores concordam que o óleo deve ser mantido uniforme com relação às 4 faces do molde.

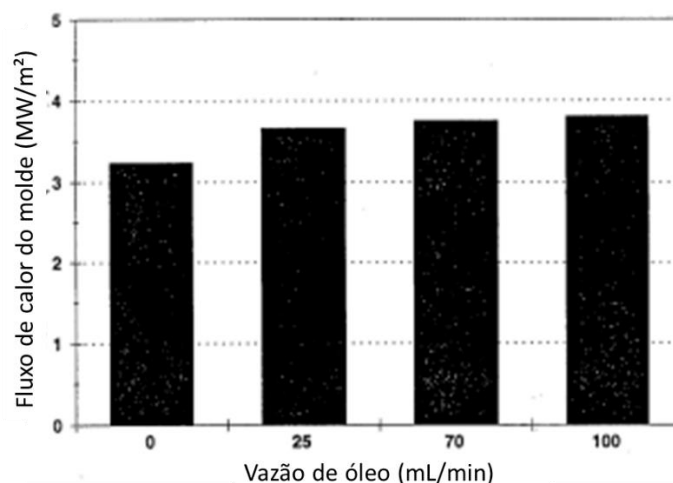


Figura 20: Efeito da vazão de óleo na extração de calor. Fonte: Adaptado de KUMAR, 1991.

- Resfriamento secundário: Diversos parâmetros são utilizados para especificar um sistema de resfriamento secundário, como tipo dos bicos de resfriamento, espaçamento entre os bicos de resfriamento, distância entre o bico de resfriamento e o veio, vazão de água e pressão da água. A vazão de água é certamente a variável mais importante. Observa-se que quanto maior a vazão, maior o coeficiente de transferência de calor. É importante o resfriamento secundário na minimização da romboidade pois, quando o tarugo sai do molde romboide, esta situação tende a se agravar. Isto porque, no molde, as deformações externas da casca não passam das folgas de contração (o molde é uma limitação física), e na refrigeração secundária, elas estão livres para aumentar (SANTOS, 2013). O sistema da zona de sprays deve ser designado e operado de forma a obter uma uniformidade de transferência de calor nas quatro faces do tarugo.
- Vida do molde: Em seu trabalho, Voltz explica que o aumento da vida do molde contribui para o aumento das ocorrências e da gravidade da romboidade devido ao incremento do *gap* de ar entre metal e molde. Esse incremento é provocado pela suavização da conicidade nominal do molde (importante compensador da contração do metal) e pelo desgaste tanto do recobrimento superficial quanto das paredes internas do molde, os quais aumentam a suscetibilidade às distorções térmicas que podem levar o molde à forma romboide. (VOLTZ, 2015). O desgaste da conicidade do molde diminui a transferência de calor do metal líquido para a água de refrigeração, o que aumenta a romboidade (KUMAR, 1991)
- Aumento da velocidade de lingotamento: O aumento na velocidade de lingotamento diminui o tempo de residência do metal no molde, o que resulta em uma casca menos espessa (como mostra a Figura 21). Como há uma menor contração do metal dentro do molde, o *gap* entre o metal e o molde diminui e o calor total extraído pela água do molde aumenta (Figura 22). (CHOW, 1999). Segundo Voltz (2015), maiores velocidades de lingotamento

contribuem para a melhoria do processo, reduzindo a romboidade em até 3 mm.

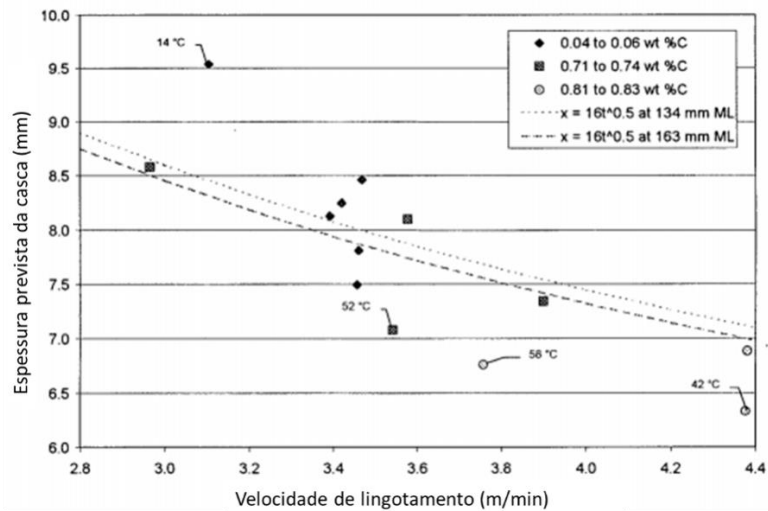


Figura 21: Relação entre velocidade de lingotamento e espessura da casca na saída do molde para diferentes aços.

Fonte: CHOW, 1999.

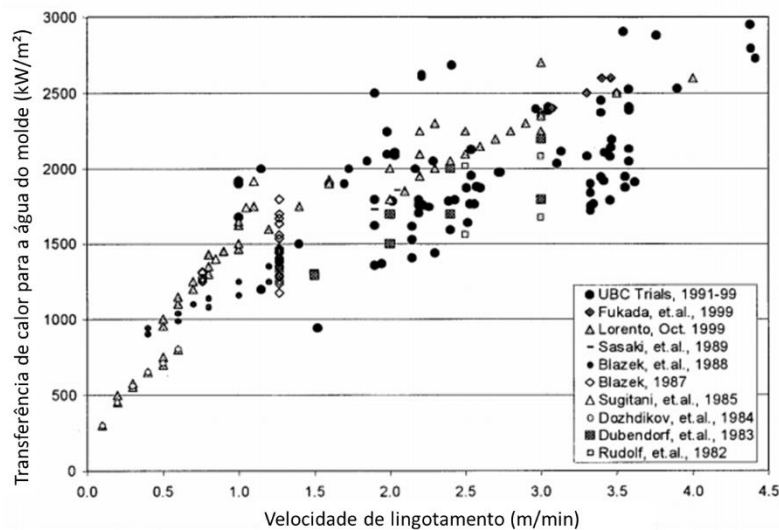


Figura 22: Relação entre velocidade de lingotamento e transferência de calor no molde. Fonte: CHOW, 1999.

Além de prejudicar a produtividade na laminação, a romboidade ainda provoca o aparecimento de trincas diagonais que serão rejeitadas no controle metalográfico do produto final (BRIMACOMBE; SORIMACHI, 1977).

2.5.2 Achatamento

Esse defeito pode ocorrer devido à pressão excessiva nos extratores da máquina do lingotamento (quando ocorre em toda a extensão da peça) ou devido ao método de corte com navalhas, quando ocorre somente na zona de corte, devido à deformação plástica que ocorre logo antes do cisalhamento. O defeito se caracteriza pela redução da altura da peça e conseqüente aumento da largura (Figura 23).

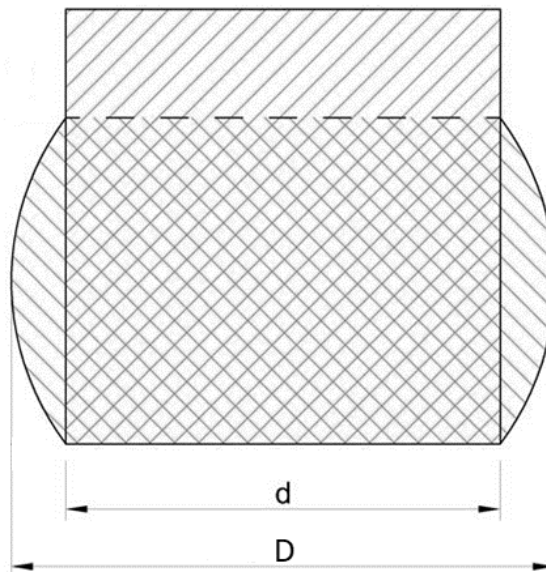


Figura 23: Defeito de achatamento do tarugo. Fonte: A AUTORA.

Da mesma maneira que a romboidade, esse defeito pode acarretar em perdas de produtividade devido a trancamentos na entrada do laminador, devendo haver um limite máximo de aumento da largura em função das dimensões do laminador. Esse fenômeno é agravado em aços alto carbono, pois sua maior dureza aumenta a zona de deformação plástica da seção.

2.5.3 Empenamento

É a curvatura do tarugo ao longo de seu eixo longitudinal, em qualquer direção (Figura 24). Defeito causado pelo resfriamento não homogêneo do produto na zona secundária ou terciária do lingotamento contínuo.



Figura 24: Defeito de empenamento no tarugo Fonte: A AUTORA.

Assim como a romboidade, o empenamento é um defeito que prejudica a produtividade da laminação quando causa interrupções por trancamentos na entrada do laminador.

2.5.4 Variação de massa do tarugo

A massa dos tarugos varia tanto em decorrência da falta de estabilização do processo de corte no lingotamento contínuo, que envia o produto semi-acabado com considerável variação de comprimento; como também por variação na massa linear do tarugo, esta por sua vez, sendo influenciada por presença de porosidade, pelas condições do molde utilizado, pela densidade do metal, por parâmetros de solidificação, pela temperatura de vazamento, velocidade de lingotamento, etc. Sendo a massa influenciado por todos esses parâmetros, o erro de precisão é maior quando só se controla o comprimento do tarugo no momento de corte (CUI, -).

Esta variação de massa pode acarretar em paradas no laminador de várias formas. O tarugo com comprimento em demasia pode ultrapassar os limites físicos do forno de reaquecimento da laminação, causando trancamentos e consequentes atrasos ou paradas longas. Além disso, a variação de massa ocasiona um aumento na perda metálica devido às sobras de barras no leito de resfriamento que não alcançam o

comprimento especificado pelo cliente. Tais sobras de barras curtas devem ser separadas das peças com dimensões dentro do especificado e essa triagem, em certos casos, pode ser feita manualmente pelo operador da saída da laminação sob demanda da parada do laminador para realização da tarefa com segurança, porém prejudicando a produtividade deste.

Em decorrência disso, para minimizar tais perdas, a massa linear das barras pode ser alterada dentro da faixa estabelecida, porém essa calibração também ocasiona sucessivas paradas no laminador para retirada de amostras.

Especificamente sobre a porosidade, a mesma pode surgir como forma de *pin holes* (porosidade externa), *blowholes* (porosidade interna) ou ainda rechupes (porosidade central).

Pin holes e blowholes: A possibilidade de ocorrência desses defeitos está relacionada à soma das pressões parciais dos gases desprendidos durante o resfriamento (CO, N₂ e H₂) (Campanharo, 2003). Quando a soma das pressões parciais máximas de hidrogênio, nitrogênio e monóxido de carbono em equilíbrio com o aço líquido é maior que P_{TOTAL} (Equação 1), então podem ser formadas “bolhas” ou “poros” (SERRA, 2011).

$$P_{GÁS} = P_{H_2} + P_{N_2} + P_{CO} > P_{TOTAL} \quad (1)$$

Esses defeitos são mais suscetíveis de ocorrer na zona colunar, com o aprisionamento de bolhas de gás entre os braços das dendritas.

Rechupes: A teoria do mini-lingote é uma tentativa de explicar os padrões de contração observados no lingotamento contínuo que geram o rechupe. Ela consiste na divisão do tarugo em cinco partes que analisam individualmente a solidificação e o histórico térmico, conforme apresentado na Figura 25.

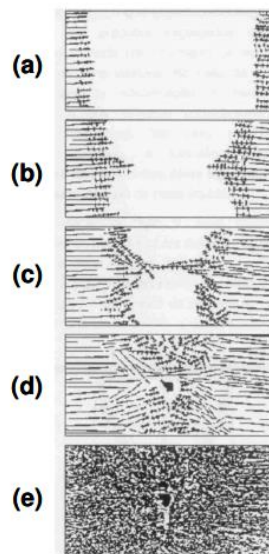


Figura 25: Modelo de solidificação da teoria do mini-lingote (ASSUNÇÃO, 2007).

Em (a) existe um crescimento uniforme da zona colunar e a solidificação segue perpendicular à direção de extração de calor. Em (b) algumas dendritas colunares tendem a crescer mais rapidamente que as suas vizinhas devido à instabilidade causada pelas correntes convectivas e gradientes térmicos. Em (c) o crescimento colunar acentuado pode produzir pontos de solidificação que isolam pequenas bolsas de aço líquido. Neste caso, a solidificação destas bolsas de metal líquido ocorre de maneira semelhante à solidificação de lingotes, e deste modo são conhecidos como mini-lingotes. Em (d) a solidificação se encerra enquanto uma cavidade interna de contração pode ser formada (o que se chama rechupe). Finalmente, em (e), com a solidificação completada, tem-se a macroestrutura final (ASSUNÇÃO, 2007).

Alcançar um processo produção de tarugos de comprimento e massa linear estável é muito importante para minimizar variação de massa e otimizar o rendimento da aciaria e produtividade da laminação. Este é o principal fator de estudo no presente trabalho.

3 METODOLOGIA

A metodologia deste trabalho foi dividida em 2 partes. A primeira busca entender qual o melhor método de entrega do produto da aciaria (tarugo) para o cliente (laminação): massa ou comprimento conhecido. A segunda parte procura conhecer os fatores que influenciam na massa linear e no dimensional do tarugo.

As especificações da máquina de lingotamento contínuo de aços longos usada nesse estudo se encontram no anexo A.

3.1 PARTE I: Avaliação do desempenho MASSA vs COMPRIMENTO

Foi feito um teste para avaliar o desempenho do laminador quanto à produção de barras curtas empregando tarugos com massa conhecida versus tarugos com comprimento conhecido. Essas barras curtas, dependendo da intensidade e frequência, geram interrupções do laminador que, ao longo do mês, acumulam perdas consideráveis. A metodologia da PARTE I seguiu as etapas mostradas no esquema da Figura 26.



Figura 26: Esquema das etapas da parte I da metodologia.

Foram usadas 4 corridas para este teste, com massa ou comprimento conhecidos, conforme a Tabela 3.

Tabela 3: Massa / comprimento dos tarugos de cada corrida.

Corrida	1		2		3		4	
Veio	1	2	1	2	1	2	1	2
Massa (kg)	-	-	-	-	490	490	490	490
Comprimento (m)	4,56	4,56	4,56	4,56	-	-	-	-

Os parâmetros de solidificação (velocidade de lingotamento e vazões de água nas diferentes zonas) e os moldes foram os mesmos em todas as corridas. O peso de cada tarugo durante essas quatro corridas foi registrado e o comprimento dos tarugos foi medido na primeira e na terceira corridas (o comprimento é considerado suficientemente estável). Também, foram retiradas amostras de tarugos dos dois veios para análise de massa linear, durante a corrida de número 2. Essa análise seguiu o mesmo passo-a-passo que será detalhado na seção 3.2.2.3.

Após, foi realizado um acompanhamento dessas corridas na laminação, durante a produção de vergalhão de 20 mm de diâmetro. Foi registrado o comprimento de resto (após todos os cortes de 12 m) de cada uma das peças das 4 corridas, distinguindo as peças do veio 1 das peças do veio 2 para posterior comparação.

Todos esses dados foram correlacionados a fim de definir qual o método ideal para entrega dos tarugos para os clientes da aciaria.

3.2 PARTE II: Avaliação da influência de parâmetros de solidificação e vida do molde na massa linear dos tarugos

A segunda parte da metodologia seguiu as etapas mostradas no esquema da Figura 27.

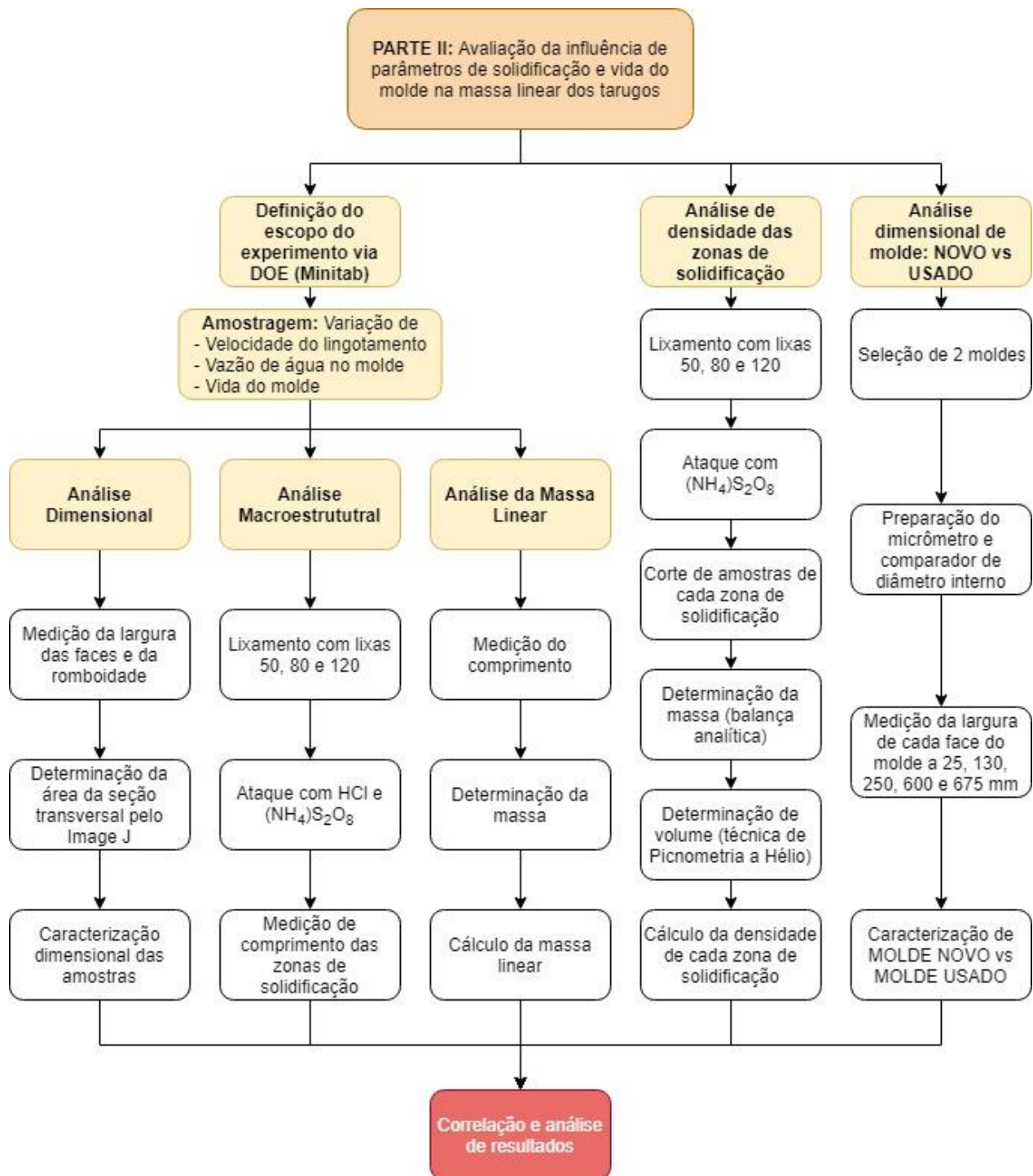


Figura 27: Esquema do passo-a-passo da Parte II da metodologia.

3.2.1 Seleção dos aços

Os aços selecionados para essa análise foram o 1025 (aço utilizado na produção de vergalhões) e o 1045 (por ter, em sua composição química, o teor de carbono suficientemente distinto do primeiro). Para minimizar variabilidades, optou-se por fazer as amostragens de cada aço na mesma corrida. Assim, variações de composição química, temperatura do aço no distribuidor e temperatura do ambiente podem ser desconsideradas. A amostragem foi feita em triplicata.

A Tabela 4 mostra a faixa de composição química em que cada aço deste trabalho se situa. O aço 1025 é um SAE 1025 modificado, e o 1045 é equivalente ao SAE 1045.

Tabela 4: Faixa de composição química dos aços estudados (% em massa).

Aço		C	Mn	Si	S	P
1025	Mín	0,25	0,45	0,05	-	-
	Máx	0,31	0,90	0,25	0,050	0,060
1045	Mín	0,43	0,60	0,15	-	-
	Máx	0,48	0,90	0,30	0,030	0,030

3.2.2 Amostragem

Sabendo quais são as variáveis mais relevantes para o presente estudo, foi utilizada a metodologia DOE (Design of Experiments) através do programa para fins estatísticos MiniTab, para estabelecer a melhor configuração das análises. Assim, a amostragem foi realizada conforme mostra a Tabela 5.

Tabela 5: Parâmetros de solidificação e vida do molde para a amostragem.

Amostra	Veio	Velocidade de Lingotamento (m/min)	Vazão de água no molde(L/min)	Vida de Molde (nº de corridas)
1	1	~2,10	~1700	-250
2	2	~2,10	~2000	+1800
3	1	~2,70	~1700	-250
4	2	~2,70	~2000	+1800
5	1	~2,70	~1700	-250
6	2	~2,70	~2000	+1800
7	1	~2,10	~1700	-250
8	2	~2,10	~2000	+1800

As amostras foram retiradas cortando os tarugos com 500 mm a mais do que o comprimento que estava sendo produzido. Os primeiros 250 mm da extremidade do tarugo, que sofrem um achatamento na zona de corte devido à deformação plástica que ocorre logo antes do cisalhamento, foram desconsiderados e cortados com maçarico. Os outros 250 mm foram divididos conforme a figura 28.

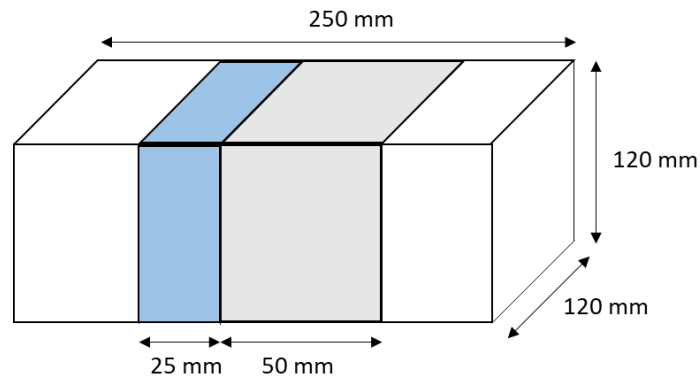


Figura 28: Esquema de corte da amostra para cada análise (em azul a amostra para análise macroestrutural e em cinza a amostra para análise de massa linear).

A porção com comprimento de 25 mm (representada pela cor azul na Figura 28) de cada amostra foi utilizada para análise macroestrutural e a porção com comprimento de 50 mm (representada pela cor cinza na Figura 28) foi utilizada para análise de massa linear e dimensional. Ambas serão detalhadas nas próximas seções.

O corte e a correção da superfície foram realizados com o auxílio de um equipamento de serra-fita e de uma retífica (Figura 29).



Figura 29: Imagem da serra-fita (esquerda) e da retífica (direita) utilizadas.

3.2.2.1 Análise dimensional

Para a análise dimensional das amostras de tarugo, a largura das faces de todas as amostras também foi medida com o auxílio de um paquímetro com precisão de 0,02 mm. A Figura 30 mostra como todas as amostras foram medidas.

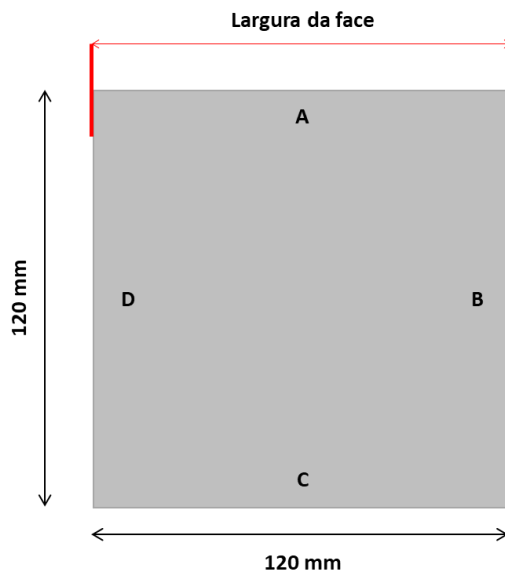


Figura 30: Esquema de medição da largura da face do tarugo com paquímetro.

Além disso, as diagonais das amostras foram medidas para posterior cálculo da romboidade, através da Equação 2:

$$\text{Romboidade} = D - d \text{ (mm)} \quad (2)$$

Onde D é a diagonal de maior dimensão e d é a diagonal de menor dimensão.

Ainda, com o auxílio do software de análise de imagens *Image J* (*National Institutes of Health, USA*) foi mensurada a área da seção transversal de cada uma das amostras. Todos esses resultados foram correlacionados com a massa linear e os parâmetros variados durante amostragem (vide Tabela 5).

3.2.2.2 Análise macroestrutural

Para a análise da formação da macroestrutura das amostras, após terem sido cortadas com espessura de 25 mm e retificadas, as peças tiveram sua superfície lixada com lixas de granulometria 50, 80 e 120.

A macro análise foi realizada através de dois métodos diferentes. No primeiro, o ataque da superfície da seção transversal de cada amostra foi realizado com ácido

clorídrico (50% HCl – 50% H₂O) aquecido a 60°C por 30 minutos, seguido por rápida neutralização em solução de CaO (100g/L). Após, as amostras foram lavadas em água corrente e secadas com álcool e pano limpo. O emprego de ácido clorídrico origina vários inconvenientes, como a geração de vapores ácidos, que tornam obrigatório o uso da capela (que acaba sendo danificada pelos gases corrosivos). Além disso, o fato de ter baixo pH e com a necessidade de aquecer a solução para realização do ataque torna muito grave qualquer acidente que leve o contato do reagente com a pele e os olhos (SILVA, 2013).

No segundo método, as amostras foram atacadas com persulfato de amônio (20% (NH₄)₂S₂O₈ – 80% H₂O) à temperatura ambiente, durante 10 minutos e após, lavadas em água corrente e secadas com álcool e pano limpo. Segundo Silva, são diversas as vantagens observadas na substituição de ácido clorídrico pelo persulfato de amônio, do ponto de vista de saúde, segurança, meio ambiente, necessidade de aparatos (pois não necessita de aquecimento ou sistemas robustos de exaustão de gases). Além disso, se mostra equivalente à qualidade do ataque feito pelo primeiro ácido (SILVA, 2013).

Assim que foram atacadas, foram tiradas fotos das seções transversais das amostras para posterior análise da macroestrutura. Com o auxílio de um paquímetro de 0,02 mm de precisão, foram mensurados os comprimentos de cada zona de solidificação (coquilhada, colunar e equiaxial). Foram retiradas 5 medidas da zona coquilhada de cada face das amostras (Figura 31) e 3 medidas da zona colunar (Figura 32). O comprimento da zona equiaxial foi calculado pela Equação 3.

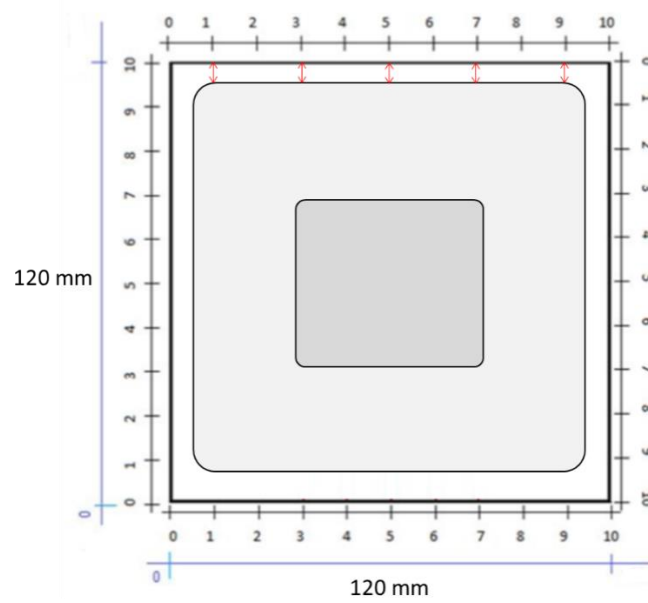


Figura 31: Esquema de medida da zona coquilhada das amostras de tarugo.

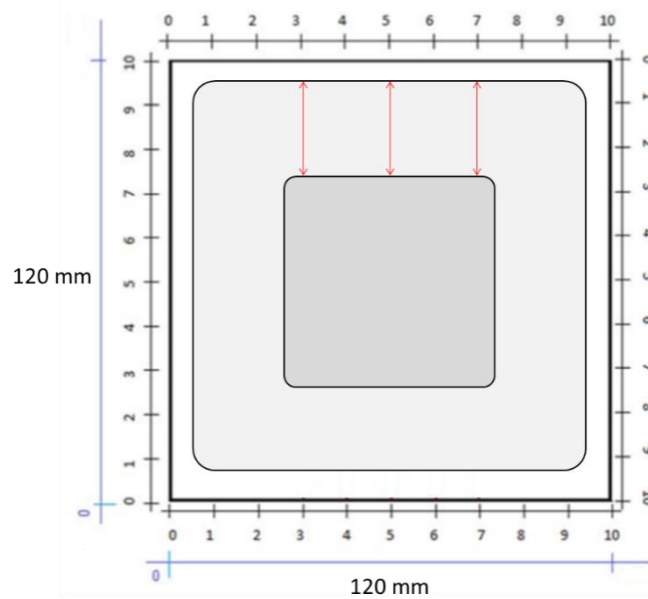


Figura 32: Esquema de medida da zona colunar das amostras de tarugo.

$$L_{equiaxial} = \frac{L_{face}}{2} - (L_{coquilhada} + L_{colunar}) \quad (3)$$

Esses resultados também foram correlacionados com os parâmetros de solidificação e vida de molde de cada amostra.

3.2.2.3 Análise da massa linear

Para esta análise, após o corte na espessura aproximada de 50 mm e correção da superfície com retífica, cada amostra teve suas dimensões de comprimento (ou espessura) mensuradas através de um paquímetro com precisão de 0,02 mm. Para minimizar erros de medição, foram coletadas 4 medidas (conforme Figura 33) e calculou-se uma média de comprimento para cada uma das peças.

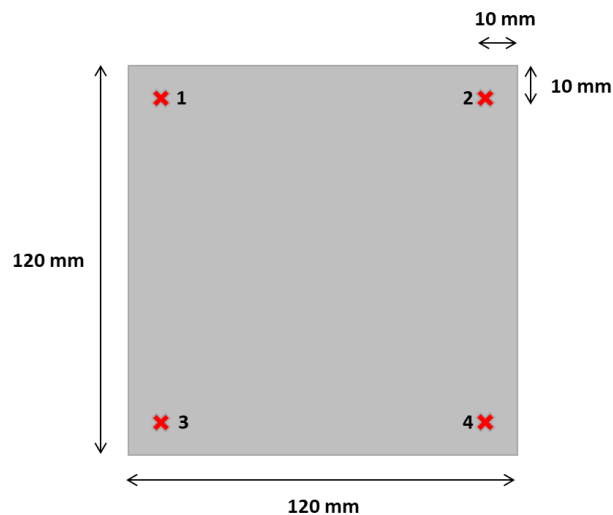


Figura 33: Pontos de medição de comprimento (espessura) das amostras para cálculo de massa linear.

As mesmas amostras também foram pesadas através de uma balança analítica com precisão de 0,1 g. Os dados de massa e comprimento foram utilizados no cálculo de massa linear através da Equação 4.

$$MassaLinear = \frac{Massa (kg)}{Comprimento (m)} \quad (4)$$

Os resultados desse cálculo foram correlacionados com os parâmetros de solidificação, com a vida do molde, com as proporções entre as zonas de solidificação e com o dimensional de cada amostra.

3.2.3 Análise da densidade das zonas de solidificação

Para entender a variação da massa linear dos tarugos, a densidade das diferentes zonas de solidificação dos tarugos foi avaliada através da técnica de Picnometria a Hélio.

Para isso, 2 amostras de tarugo de aço 1025 foram cortados conforme a Figura 34, pesados em balança analítica de 0,1 g de precisão e após tiveram seu volume determinado no picnômetro.

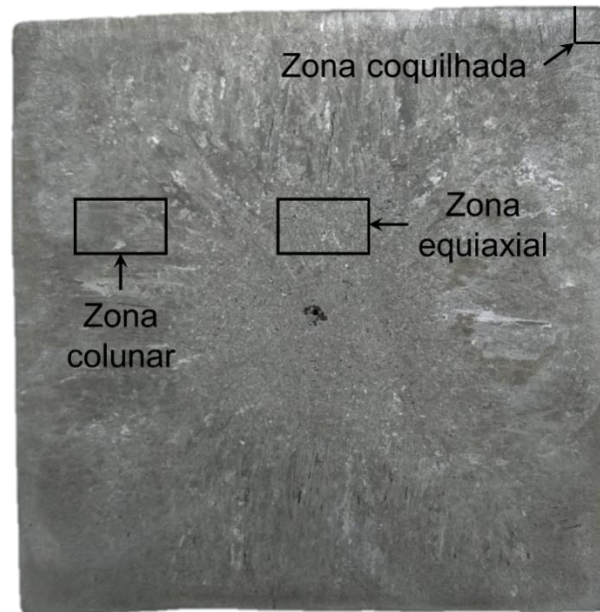


Figura 34: Zonas de onde foram retiradas amostras da peça

Essa técnica considera a variação de pressão do gás em uma câmara de volume conhecido para a obtenção do volume real do sólido. A escolha do gás hélio para esta técnica é justificada por este gás ter átomos pequenos, sendo, assim, capaz de penetrar nos poros do sólido (MOURA; FIGUEIREDO, 2002).

O equipamento em questão é composto de duas câmaras. A amostra de aço é posicionada dentro de uma delas, e dentro da segunda ocorre a expansão do gás. O volume do sólido (V_s) é medido através da Equação 5.

$$V_s = V_a - \frac{V_e}{\frac{P_1}{P_2} - 1} \quad (5)$$

Onde V_a é o volume da câmara onde a amostra é posicionada, V_e é o volume da câmara de expansão, P_1 é a pressão inicial e P_2 a pressão final.

A amostra de cada zona de solidificação foi pesada em uma balança analítica de precisão de 0,0001 g. Uma vez determinado o volume de cada amostra, calcula-se a densidade da mesma através da Equação 6, que relaciona a massa (m) do sólido com o volume medido (v).

$$\rho = \frac{m}{v} \quad (6)$$

Os resultados de densidade de cada zona de solidificação foram analisados e comparados aos resultados de massa linear e de proporção de cada zona nas amostras de tarugo.

3.2.4 Análise dimensional do molde: NOVO vs USADO

Para avaliar o molde usado e o quanto o mesmo tem influência em alterações dimensionais e de massa linear do tarugo, dois moldes tiveram suas dimensões medidas: um nunca utilizado (que será chamado de “Novo”) e um molde que foi utilizado por 3055 corridas (chamado de “Usado”). Ambos são moldes de 120x120 mm, texturados, da marca KME.

Para realizar as medidas internas dos moldes, foi utilizado um micrômetro centesimal de 100 a 125 mm e um comparador de diâmetro interno centesimal de 50 a 150 mm (Figura 35). As medidas foram realizadas a 25, 130, 250, 600 e 675 mm, tomando como 0 a extremidade superior do molde (Figura 36), nas 4 faces do molde (sendo face A a do raio interno e C a do raio externo do molde).



Figura 35: Comparador de diâmetro interno utilizado nas medições, sendo calibrado através do micrômetro.

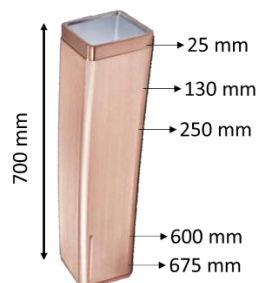


Figura 36: Alturas do molde que foram dimensionadas (Adaptado de KME, 2018)

As dimensões obtidas de cada molde foram, então, comparadas entre si e com os outros resultados obtidos.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Assim como a metodologia deste trabalho, o capítulo de Resultados e Discussão também foi dividido entre Parte I (avaliação de desempenho MASSA vs COMPRIMENTO) e Parte II (avaliação de parâmetros que influenciam na massa linear e no dimensional dos tarugos).

4.1 PARTE I: Avaliação de desempenho MASSA versus COMPRIMENTO

A Figura 37 mostra um gráfico boxplot da massa registrada, peça a peça, por veio da máquina e por corrida. Juntamente, é mostrada a Tabela 6, com a média desses registros de massa e o comprimento dos tarugos medido no início da corrida 1 e no início da corrida 3 (após troca de referência para corte de comprimento para massa).

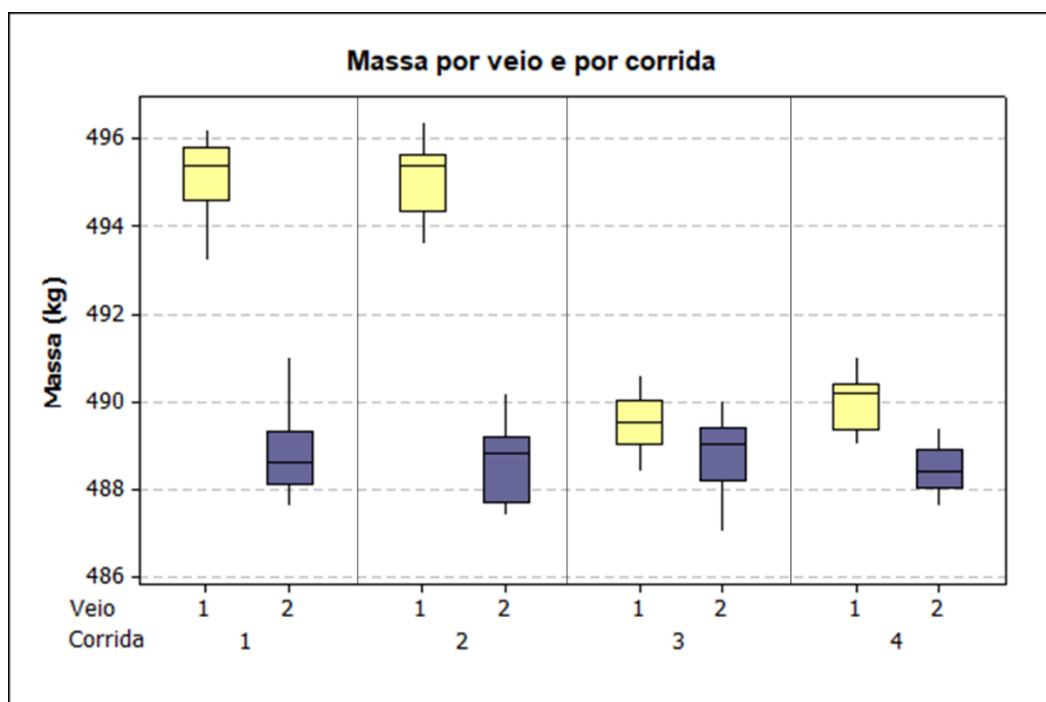


Figura 37: Boxplot de massa dos tarugos por veio e por corrida.

Tabela 6: Massa média (kg) e comprimento (m) dos tarugos.

Massa média dos tarugos (kg)				
Corrida	1	2	3	4
V1	495,17	495,14	489,46	490,02
V2	488,80	488,33	488,82	488,34
Δ massa	6,37	6,81	0,64	1,68
Comprimento dos tarugos (m)				
Corrida	1		3	
V1	4,56		4,51	
V2	4,56		4,56	

É observado que, nas duas primeiras corridas, a diferença de massa entre os veios 1 e 2 foi bem alta, sendo, na média, de 6,37 kg na primeira e de 6,81 kg na segunda corrida (aumento de 0,44 kg da primeira para a segunda corrida). A partir da terceira corrida, a diferença de massa entre os veios teve uma queda drástica, ficando com a média de 0,64 kg na terceira e 1,68 kg na quarta corrida (aumento de massa foi de 1,04 kg da terceira para a quarta corrida). A mediana de massa dos veios 1 e 2, na terceira corrida, ficou bastante próxima, e a dispersão dos pontos também, porém, se distanciam e a faixa de intersecção (caixa de dispersão + cauda) é quase inexistente na quarta corrida. Não foi registrado nenhum dado discrepante (ausência dos chamados “outlines”).

A Figura 37 e a Tabela 6 evidenciam que não é possível ter como referência as variáveis massa e comprimento ao mesmo tempo. As corridas em que os tarugos dos dois veios tinham a mesma massa tiveram diferença de 50 mm de comprimento. Os dados também mostram que a diferença de massa entre os tarugos dos dois veios varia à medida em que o tempo passa, o que pode ser melhor avaliado através das Figuras 38 e 39.

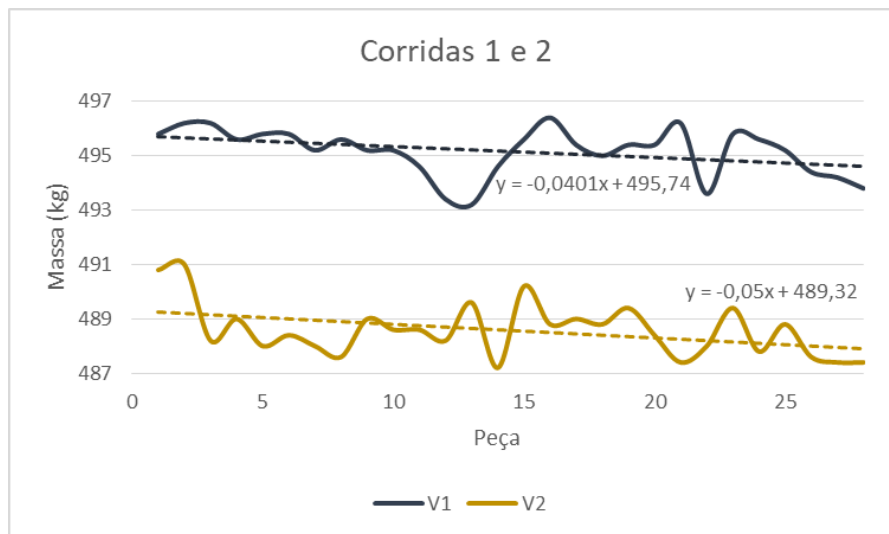


Figura 38: Variação de massa por veio nas corridas 1 e 2.

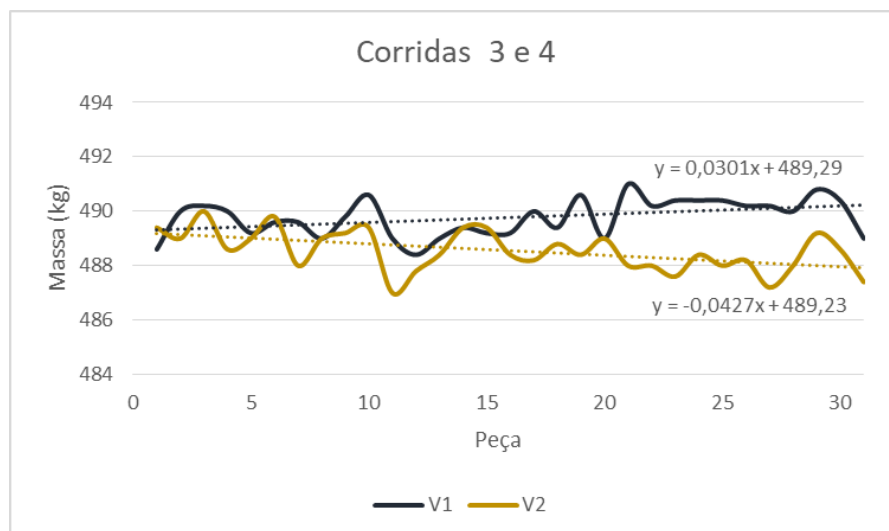


Figura 39: Variação de massa por veio nas corridas 3 e 4.

Esses gráficos mostram que, nas duas primeiras corridas, ambos os veios tiveram uma tendência de diminuir a massa das peças com o passar do tempo. Mas o aumento da diferença de massa média entre os tarugos do veio 1 e 2 em 0,44 kg pode ser explicada por uma queda um pouco mais expressiva no veio 2 em detrimento do veio 1, evidenciada pela equação da reta da linha de tendência, de coeficiente angular -0,0401 no veio 1 e de -0,05 no veio 2. Já para as corridas 3 e 4, o aumento da diferença de massa média entre os tarugos do veio 1 e 2 em 1,04 kg ocorreu pois houve uma tendência do veio 1 de aumentar a massa dos tarugos ao mesmo tempo em que o veio 2 de diminuir a mesma. Essa variação de massa pode ser explicada pela fluidodinâmica do

ação dentro do distribuidor que, sendo ineficaz, pode ter deixado o material não homogêneo.

A figura 40 mostra a relação da diferença de massa média entre os veios e o comprimento médio de resto registrado na saída da Laminação, para cada corrida. É importante salientar que estava sendo produzido, no dia, vergalhão de 20 mm de diâmetro, de massa linear média 2,466 kg/m.

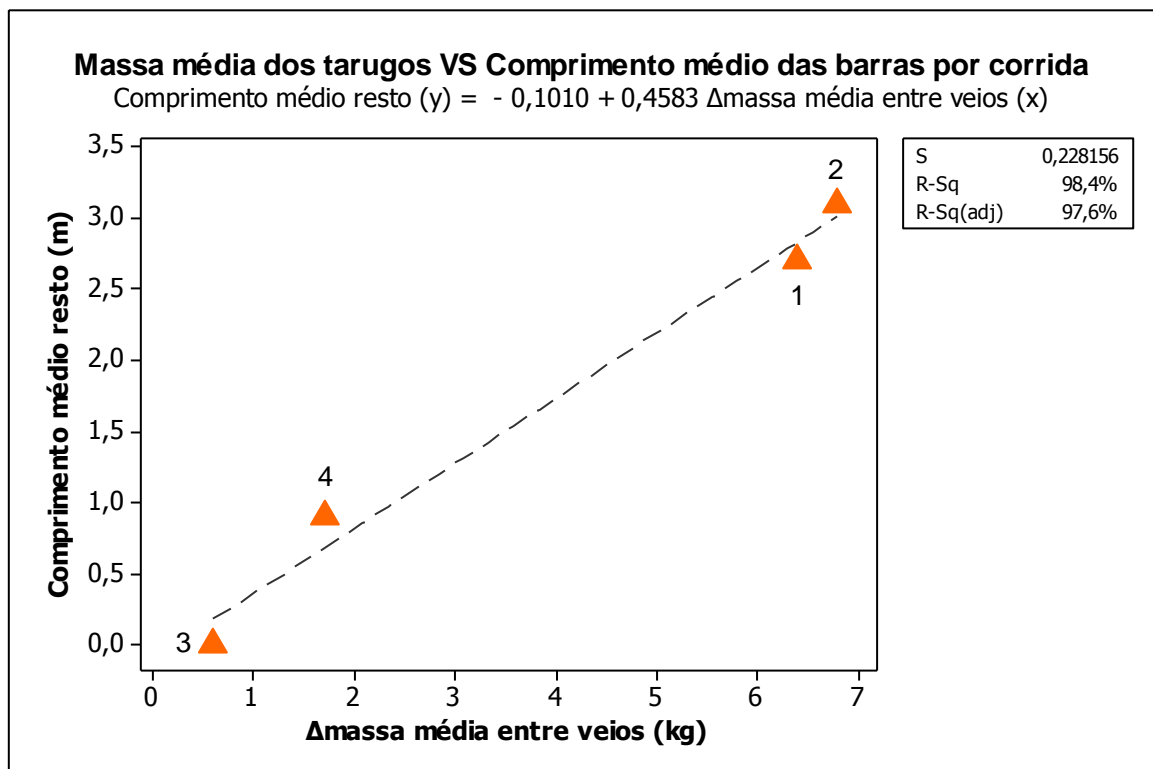


Figura 40: Correlação da diferença média de massa entre os veios com o comprimento médio de resto das barras, registrado na saída da Laminação para as corridas 1, 2, 3 e 4.

A Figura 40 evidencia que as corridas que tiveram comprimento como referência de corte dos tarugos tiveram um desempenho muito pior do que as que tiveram massa como referência: Nas corridas 1 e 2, de tarugos com comprimento igual, o registro de comprimento de resto das barras se mostraram muito maiores, de 2,68 m na corrida 1 e de 3,13 m na corrida 2. Ainda, o coeficiente de determinação (R^2) de 98,4% reforça muito essa tendência de que, para minimizar a produção de barras curtas (que resultam em sucata e possíveis interrupções do laminador), o método mais correto é o alinhamento da massa dos tarugos, objetivando sempre a mesma nos dois veios.

A partir da diferença média de massa dos tarugos por veio, foi feito um cálculo de previsão do comprimento das barras curtas na saída da Laminação. A Figura 41 mostra uma relação entre esse comprimento teórico (calculado através da massa média e da massa linear dos tarugos) e o comprimento real, registrado durante produção, onde a linha contínua representa somente a função $x=y$.

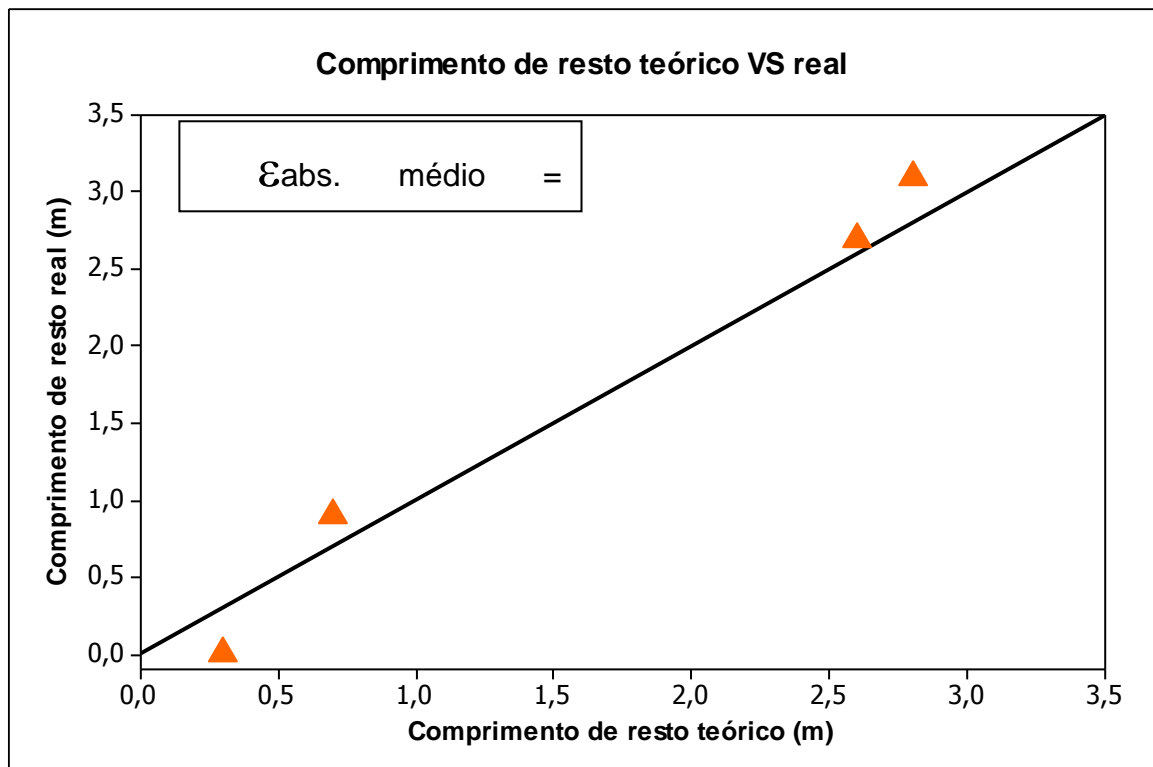


Figura 41: Relação entre comprimento de resto teórico e real.

A Figura 41 mostra que o método de cortar os tarugos no Lingotamento Contínuo tendo como referência a massa é muito eficiente, sendo possível até mesmo fazer uma previsão do comprimento das barras curtas na saída da Laminação, com boa precisão. A média do erro absoluto de todas as 4 corridas ficou em 0,238 m, considerado um valor muito baixo.

Esse resultado também foi observado por Yin, que relata que quando os tarugos são cortados no comprimento definido por padrão, há uma contradição com relação à massa e isso resulta em menor rendimento de laminação (Yin, 2016).

A tabela 7 mostra o resultado da análise de massa linear dos tarugos, realizado na corrida 2.

Tabela 7: Massa linear dos veios durante a corrida de número 2.

Massa linear (kg/m)	
V1	110,72
V2	109,34

O resultado da análise de massa linear dos tarugos mostrou uma diferença de 1,38 kg/m entre os tarugos dos veios 1 e 2. Essa diferença, na produção de tarugos de 4,56 m, resulta em 6,29 kg a mais no veio 1 em detrimento do veio 2. E, apesar de parecer pouca diferença em termos de massa de aço, na produção de vergalhões, a diferença pode resultar em perdas conforme mostra a tabela 8 (valores calculados a partir da massa linear especificada).

Tabela 8: Relação de diâmetro da seção transversal dos vergalhões e comprimento de resto teórico.

Produção de vergalhão			
Δ Massa de tarugo (kg)	Diâmetro da seção transversal (mm)	Massa linear especificada (kg/m)	Comprimento de resto teórico (m)
6,29	8	0,395	15,92
	10	0,617	10,19
	12,5	0,963	6,53
	16	1,578	3,99
	20	2,466	2,55
	25	3,853	1,63

A tabela 8 mostra que essa diferença de massa linear pode resultar em 15,92 metros de comprimento de barras na laminação durante a produção de vergalhão de 8 mm de diâmetro. Essa diferença é muito significativa e poderia causar perdas importantes de produtividade por embolamento das barras no leito de resfriamento e acúmulo de barras no *stacker*. Além do mais, para a produção de vergalhão de 20 mm de diâmetro, o comprimento de resto teórico seria de 2,55 metros, muito próximo do comprimento de resto médio registrado na corrida 1 (de 2,68 metros para uma diferença de massa entre os veios de 6,37 kg, vide Tabela 6 e Figura 41). Ou seja, a diferença de massa linear verificada entre os veios 1 e 2 justifica a diferença de massa dos tarugos e a ocorrência de barras curtas na saída da laminação.

Os resultados mostram que o método de entrega de tarugos com o comprimento conhecido para os clientes pode não ser suficiente, pois não considera a variação da massa linear dos mesmos.

4.2 PARTE II: Avaliação de parâmetros que influenciam na massa linear e no dimensional dos tarugos

As próximas seções vão mostrar resultados das análises de influência de parâmetros de solidificação e de vida de molde na massa linear e no dimensional dos tarugos. O Anexo 2 mostra uma tabela com todos os resultados obtidos para todas as amostras. Nas análises, a amostra de número 2 foi desconsiderada por ter tipo uma ocorrência severa de porosidade (blowhole, Figura 42).

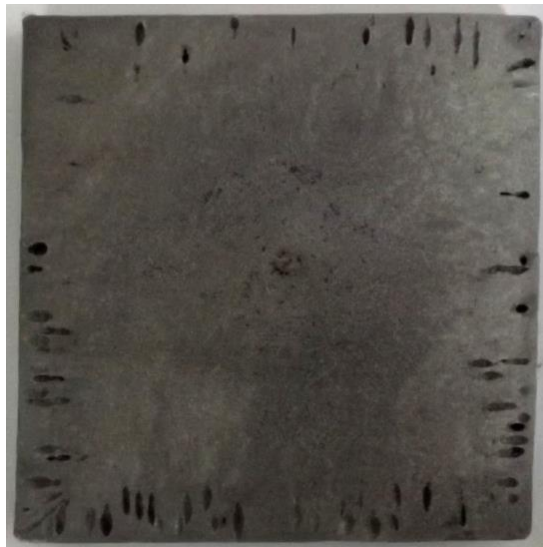


Figura 42: Amostra número 2, desconsiderada das análises por ter porosidade severa (blowhole).

4.2.1 Proporção das zonas de solidificação

Como exemplo, a Figura 43 mostra a amostra de número 4 após o ataque realizado com ácido clorídrico (HCl).

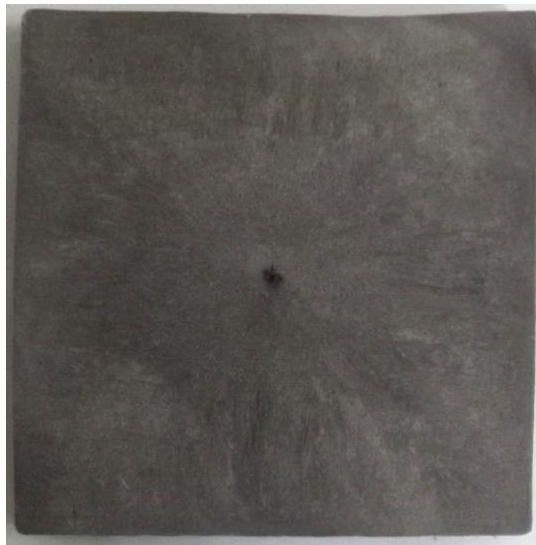


Figura 43: Amostra de número 4 atacada por ácido clorídrico.

O ataque realizado com o ácido clorídrico revelou as diferentes zonas de solidificação a olho nu, porém a foto não conseguiu mostrar de forma clara o suficiente para usar o software de tratamento de imagem Image-J e medir a área das diferentes zonas. Por isso, foi tentado um segundo método, por sua vez com um reagente que tem a vantagem de oferecer menos riscos à saúde e segurança do operador e ao meio ambiente (SILVA, 2013). A Figura 44 mostra a mesma amostra após o ataque com persulfato de amônio ($(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_8$).

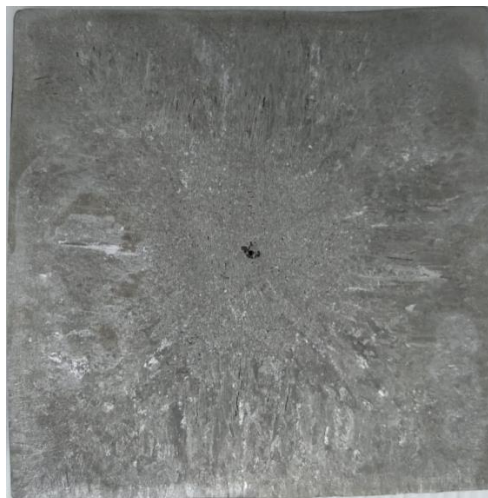


Figura 44: Amostra de número 4 atacada por persulfato de amônio.

O persulfato de amônio se mostrou, em geral, melhor para revelar as diferentes zonas de solidificação (na foto, é possível ver principalmente a transição entre zona colunar e equiaxial). Porém, a imagem não mostra um contraste suficiente para tratar e calcular

através do software Image-J a área das diferentes zonas de solidificação. Portanto, todas as zonas foram medidas com paquímetro.

O comportamento da massa linear relacionado com as proporções das zonas de solidificação para o aço 1025 é mostrado na Figura 45.

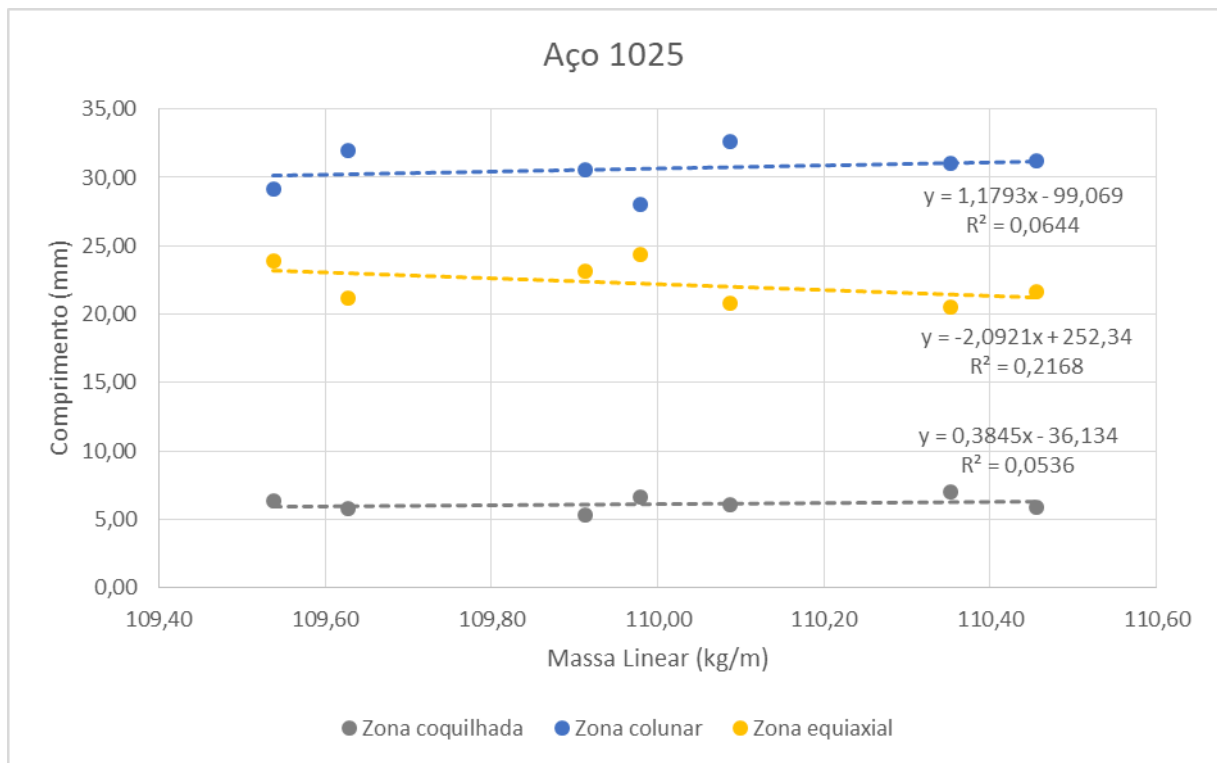


Figura 45: Comprimento das diferentes zonas de solidificação em função da massa linear para aço 1025.

A Figura 45 mostra que há uma tendência de encontrar comprimentos de zona coquilhada e de zona colunar maiores nas amostras de maior massa linear (verificada pelo coeficiente angular positivo da equação da reta de cada linha de tendência). Porém essa tendência não é expressiva a ponto de ser conclusiva, pois o coeficiente de determinação de ambas é considerado bastante baixo.

Quanto à zona equiaxial, a mesma mostrou uma tendência maior a diminuir sua extensão em amostras com maior massa linear (ou seja, comportamento inversamente proporcional) variando o comprimento dessa zona de 18,86 a 24,35 mm.

O comportamento da massa linear relacionado com as proporções das zonas de solidificação para o aço 1045 é mostrado na Figura 46.

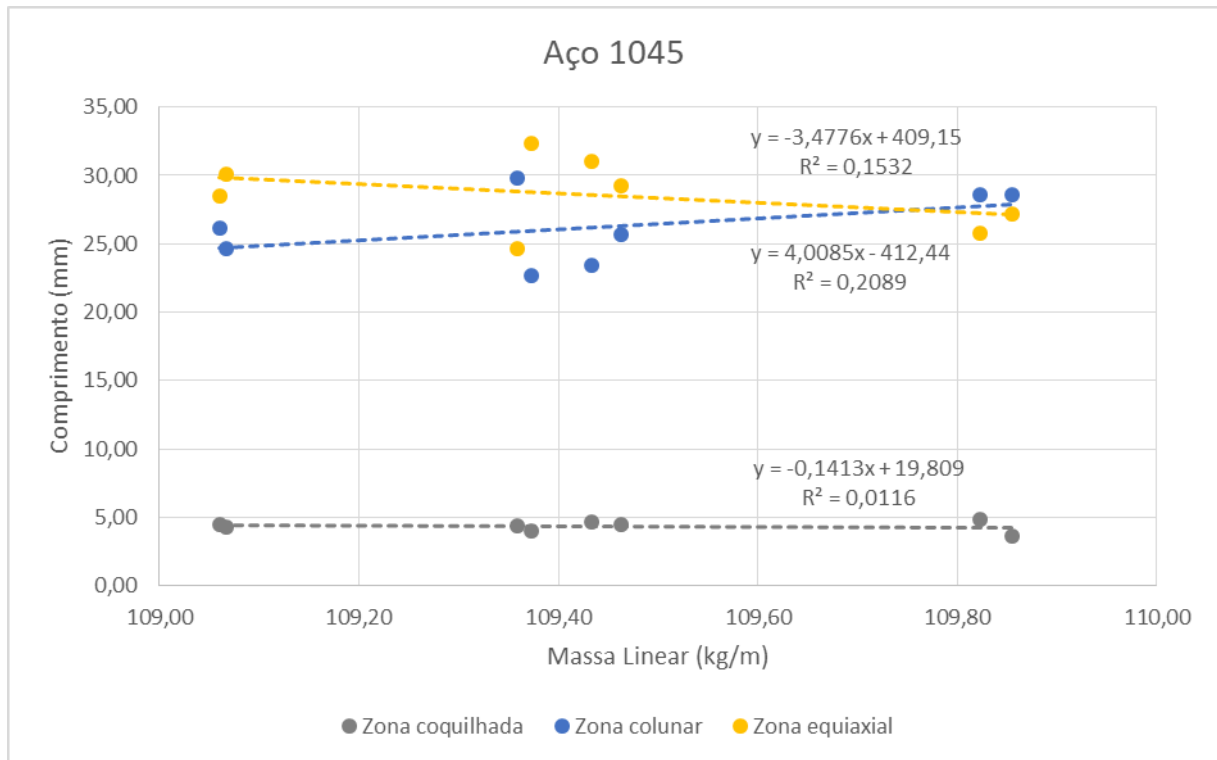


Figura 46: Comprimento das diferentes zonas de solidificação em função da massa linear para aço 1045.

O gráfico da Figura 46 mostra que, para esse aço, a zona coquilhada ficou, na média, menor do que para o aço 1025, mas permanece sem alterações importantes com relação à massa linear, apresentando um coeficiente de determinação bastante baixo para que sua influência seja conclusiva.

Quanto ao comportamento da zona colunar com relação à massa linear para aços 1045, a mesma mostrou a mesma tendência (diretamente proporcional), porém mais forte neste aço em detrimento ao 1025. Ou seja, o resultado mostra que o aumento da massa linear aumenta a probabilidade de encontrar comprimentos maiores de zona colunar na seção transversal do tarugo. A variação do comprimento dessa zona ficou na faixa entre 16,38 e 29,83 mm.

A zona equiaxial do aço 1045 também mostrou o mesmo comportamento da Figura 44 (aço 1025), em que o aumento da massa linear resulta em um menor comprimento da mesma, variando entre 24,67 e 39,39 mm.

Comparando os gráficos das Figuras 44 e 45, o aço 1025 apresentou uma média maior de comprimento da zona coquilhada, de 6,28 mm, enquanto o aço 1045 apresentou

média de 4,35 mm. A zona colunar para o aço 1025 mostrou estar presente em maior proporção em detrimento à zona equiaxial, comportamento que se mostrou inverso no aço 1045.

A tabela 8 apresenta um resumo das médias de comprimento de cada zona de solidificação para cada aço.

Tabela 9: Comparação de comprimento de cada zona de solidificação para cada aço.

Comprimento médio (mm)			
Zona		1025	1045
Coquilhada	Média	6,28	4,35
	Desvio	0,64	0,39
Colunar	Média	30,75	24,68
	Desvio	2,07	1,91
Equiaxial	Média	22,05	30,13
	Desvio	2,6	2,63

4.2.2 Densidade das zonas de solidificação

A Tabela 10 mostra o resultado da análise realizada para avaliar a densidade de cada zona de solidificação.

Tabela 10: Resultado da análise de densidade de cada zona de solidificação através da Picnometria a Hélio.

Densidade média		
Zona		ρ (g/cm³)
Coquilhada	Média	7,434
	Desvio	0,015
Colunar	Média	7,603
	Desvio	0,004
Equiaxial	Média	7,566
	Desvio	0,009

A análise de densidade com determinação do volume através da técnica de Picnometria a Hélio mostrou que a zona equiaxial tem densidade um pouco menor do que a densidade da zona colunar, e que a coquilhada teve densidade consideravelmente menor do que as outras duas.

Durante a solidificação, em função da diferença de solubilidade dos solutos nas diferentes fases, ocorre redistribuição do soluto entre as fases. O soluto é expulso do sólido recém formado e as regiões adjacentes ficam mais concentradas. Tal segregação

pode ser dividida entre dois tipos, sendo eles a microsegregação (associada à redistribuição do soluto na escala do espaçamento interdendrítico) e a macrosegregação. Esta última envolve maiores distâncias, e é normalmente associada ao movimento convectivo do líquido segregado durante o processo de solidificação (SILVA, 2014). Esta segregação pode resultar em uma densidade menor da zona equiaxial em detrimento da zona colunar devido à maior concentração de solutos menos densos que os átomos de ferro. Porém, esse resultado contradiz outra teoria que afirma que a zona colunar é mais suscetível a porosidade do que a zona equiaxial (GARCIA, 2007), o que diminuiria a densidade da zona colunar. O fato de a máquina de LC avaliada não contar com um agitador eletromagnético contribui para essa segregação.

O resultado da análise da densidade das zonas colunar e equiaxial ficou de acordo com os resultados da relação entre massa linear e o comprimento das zonas de solidificação, em que o aumento da zona colunar (de maior densidade) aumenta a massa linear e o aumento da zona equiaxial (de menor densidade) diminui a massa linear.

A respeito da zona coquilhada, não foi encontrada nenhuma evidência para justificar tamanha diferença com relação às outras zonas. Suspeita-se que, em se tratando da amostra mais externa da peça, a presença de carepa na superfície tenha baixado a densidade da mesma.

4.2.3 Influência da vazão de água no molde

O gráfico da Figura 47 mostra o comportamento da massa linear das amostras com relação à vazão de água no molde durante o lingotamento, para aços 1025. A legenda da figura mostra as amostras que tiveram moldes considerados novos (até 250 corridas) e usados (acima de 1800 corridas), além de se a placa de Troca Rápida utilizada era a de 13 mm (velocidade de lingotamento baixa) ou 15 mm (velocidade de lingotamento alta). Devido à grande porosidade (blowhole) na amostra 2, a mesma foi omitida do gráfico.

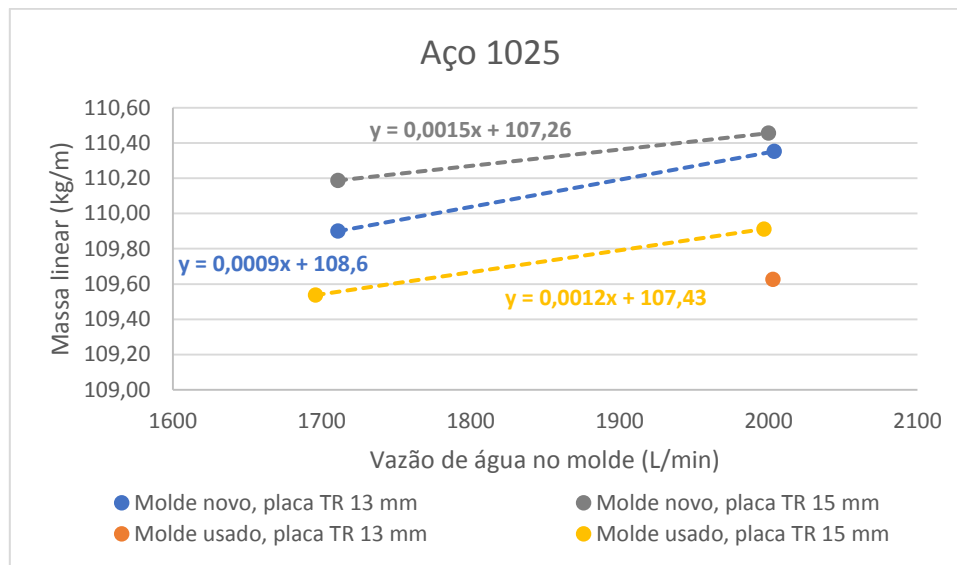


Figura 47: Massa linear de amostras de molde novo/usado, de velocidade de lingotamento baixa/alta em função da vazão de água no molde para aços 1025.

O resultado deste teste mostra que a vazão de água no molde tem influência na massa linear do tarugo, aumentando a mesma com o aumento da vazão. O aumento de 1700 a 2000 L/min elevou a massa linear, em média, em 0,37 kg/m, em cada uma dessas situações. Ainda, é possível ver, neste gráfico, que há uma diferença visível de massa linear entre as amostras menor vida de molde (195 corridas) e as de maior vida de molde (3000 corridas), sendo maior a massa linear para as amostras de molde mais novo.

Porém, é importante salientar que, apesar de a amostragem ter sido realizada com a vazão de água no molde nesses extremos (justamente para avaliar sua influência), a vazão que é utilizada na prática dificilmente fica fora da faixa entre 1950 e 2050 L/min, dentro da qual a massa linear não varia de forma significativa (e uma vez que a vazão é ajustada, é suficientemente constante). Conforme a equação da reta obtida pela dispersão dos pontos, o aumento da massa linear é de 0,12 kg/m com o aumento da vazão de água no molde de 1950 para 2050 L/m, diferença que não é considerada relevante.

A Figura 48 mostra a relação de massa linear e vazão de água no molde para aços 1045.

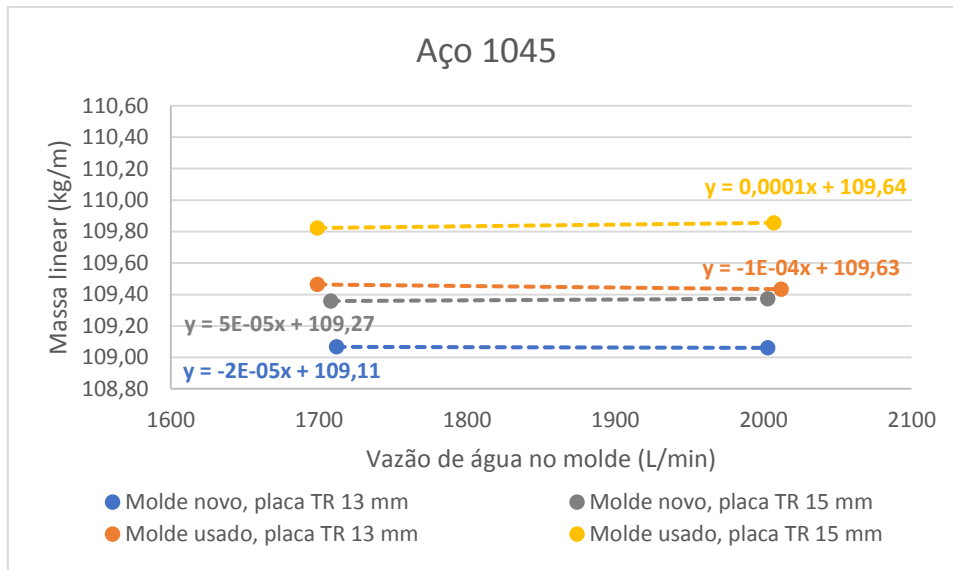


Figura 48: Massa linear de amostras de molde novo/usado, de velocidade de lingotamento baixa/alta em função da vazão de água no molde para aços 1045.

O gráfico da figura 48 para aços 1045, ao contrário do resultado dos aços 1025, não mostrou influência alguma da massa linear com relação à vazão de água no molde. Em todas as situações, o aumento da vazão de água no molde de 1700 para 2000 L/min não alterou em praticamente nada a massa linear dos tarugos.

Além disso, as amostras de maior massa linear são justamente as amostras produzidas no molde de maior vida, com 3015 corridas. Esse resultado também foi contraditório se comparado ao obtido no aço 1025, em que as amostras de maior massa linear foram as de molde mais novo.

De modo geral, com os resultados obtidos para os dois aços, verifica-se que a vazão de água no molde não é uma variável extremamente relevante na variação da massa linear dos tarugos. Por esse motivo e pelo fato de a alteração da vazão de água no molde ser um risco considerável de segurança, não foram feitos testes em duplicata desta variável.

4.2.4 Influência da vida do molde

O gráfico da Figura 49 mostra o comportamento da massa linear com relação à vida do molde para as amostras retiradas com baixa vazão de água no molde (~1700 L/min). A legenda da figura mostra as amostras de aço 1025 ou 1045, além da velocidade de lingotamento baixa (placa de Troca Rápida de 13 mm) ou alta (placa de Troca Rápida de

15 mm). Devido à grande porosidade (blowhole) na amostra 2, a mesma foi omitida do gráfico.

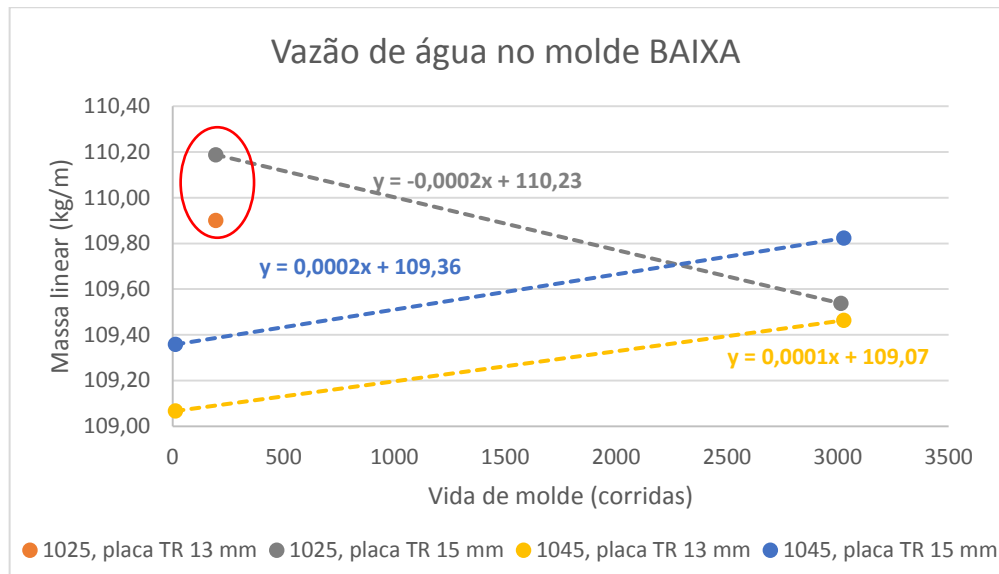


Figura 49: Massa linear de amostras de velocidade de lingotamento baixa/alta, para aço 1025/1045 em função da vida do molde para vazão de água no molde baixa.

A vida do molde mostrou que tem influência sobre a massa linear dos tarugos sob condições de baixa vazão de água no molde, porém, essa influência é contraditória nos aços 1025 e 1045: nos primeiros, a massa linear tendeu a diminuir com o aumento da vida do molde, e no segundo, a massa linear aumentou. As amostras circuladas no gráfico são referentes a 2 amostras de 1025, de molde novo (195 corridas), que apresentaram esse comportamento discrepante. Em média, o aumento da vida do molde de 13 para 3028 corridas aumentou a massa linear em 0,4 kg/m.

O gráfico da Figura 50 mostra o comportamento da massa linear com relação à vida do molde para as amostras do aço 1025 retiradas com alta vazão de água no molde (~2000 L/min). A legenda da figura mostra se é a amostra é referente à velocidade de lingotamento baixa (placa de Troca Rápida de 13 mm) ou alta (placa de Troca Rápida de 15 mm).

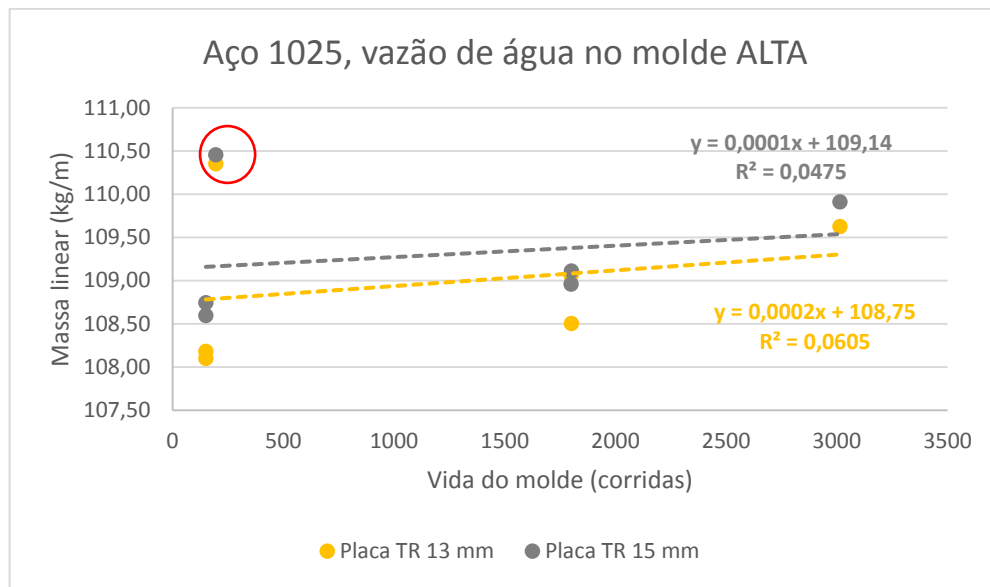


Figura 50: Massa linear de amostras de velocidade de lingotamento baixa/alta em função da vida do molde para vazão de água no molde alta e aço 1025.

O gráfico mostrou que à medida em que a vida do molde aumenta (tem mais corridas), a massa linear dos tarugos tende a aumentar. Porém, o coeficiente de determinação (R^2) das linhas de tendência obtido é baixo, sendo de 0,0606 para baixa velocidade de lingotamento e 0,0475 para alta velocidade de lingotamento. Os pontos circulos nas figuras 49 e 50 são referentes a amostras produzidas no mesmo molde e são a principal razão do baixo coeficiente de determinação obtido. Ou seja, todas as amostras retiradas desse molde apresentaram comportamento discrepante do observado nos demais, o que evidencia que este molde poderia ter alguma outra variável contribuindo mais do que a própria influência da vida do molde. Dentre as possíveis variáveis, pode-se destacar a vazão de óleo de lubrificação no molde, desalinhamento de tubos de refrigeração, obstrução de canais de refrigeração do molde, ou da segunda zona de resfriamento, entre outras.

Desconsiderando esses pontos discrepantes, o aumento da vida do molde de 150 para 3015 corridas aumentou a massa linear, em média, em 0,92 kg/m com baixa velocidade de lingotamento e em 0,62 kg/m com alta velocidade de lingotamento.

O gráfico da Figura 51 mostra o comportamento da massa linear com relação à vida do molde para as amostras do aço 1025 retiradas com alta vazão de água no molde

(~2000L/min), com velocidade de lingotamento baixa (placa de Troca Rápida de 13 mm) ou alta (placa de Troca Rápida de 15 mm).

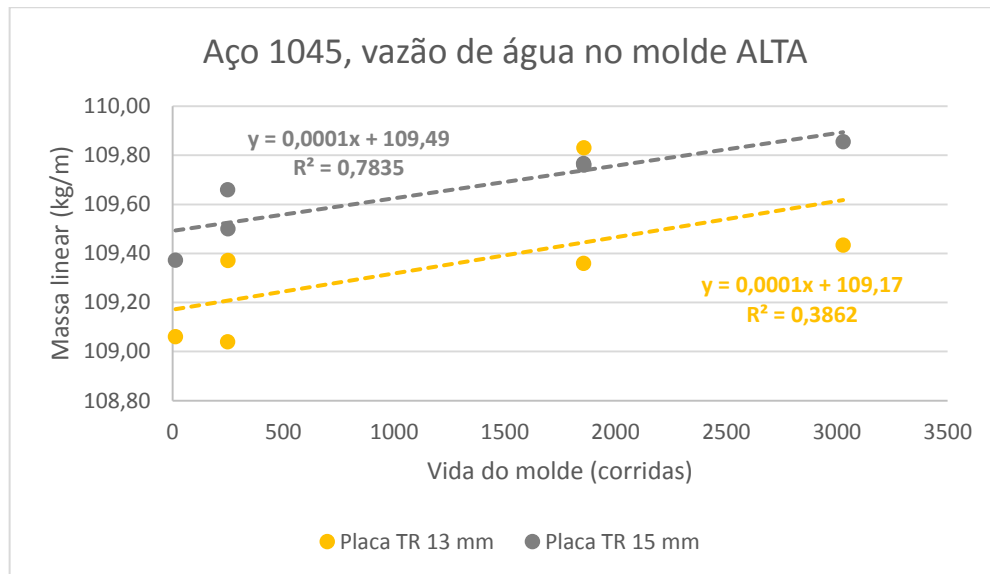


Figura 51: Massa linear de amostras de velocidade de lingotamento baixa/alta em função da vida do molde para vazão de água no molde alto e aço 1045.

Assim como no aço 1025, nas amostras do aço 1045 também mostraram influência diretamente proporcional entre a vida do molde e a massa linear. O aumento da vida do molde de 0 a 3028 corridas aumentou a massa linear, em média, em 0,38 com baixa velocidade de lingotamento e em 0,28 kg/m com alta velocidade de lingotamento.

Esse aumento da massa linear observado em todas as condições testadas pode ser devido a desgastes da parede interna do molde, podendo preencher mais espaço dentro do mesmo, e tendo, então, maior área da seção transversal (o que leva a uma maior massa linear). Com o aumento de número de corridas que cada molde lingota, o mesmo pode perder sua conicidade, que é projetada justamente para minimizar o *gap* de ar formado entre metal e molde devido à contração do metal solidificado. Com essa perda de conicidade, a extração de calor pode ser prejudicada e se torna mais lenta. Com a solidificação mais lenta pelo fluxo de calor reduzido, é possível que vazios tenham tempo de ser preenchidos pelo metal líquido, aumentando, assim, a massa linear.

4.2.5 Influência da velocidade de lingotamento

A Figura 52 mostra o comportamento da massa linear do aço 1025 com relação à velocidade de lingotamento. A amostra de número 2, de molde usado com baixa vazão de água no molde não foi considerada no gráfico por ter tido uma alta porosidade, o que distorceu sua massa linear. A Tabela 11 mostra a equação da reta e o coeficiente de determinação para cada uma das linhas de tendência.

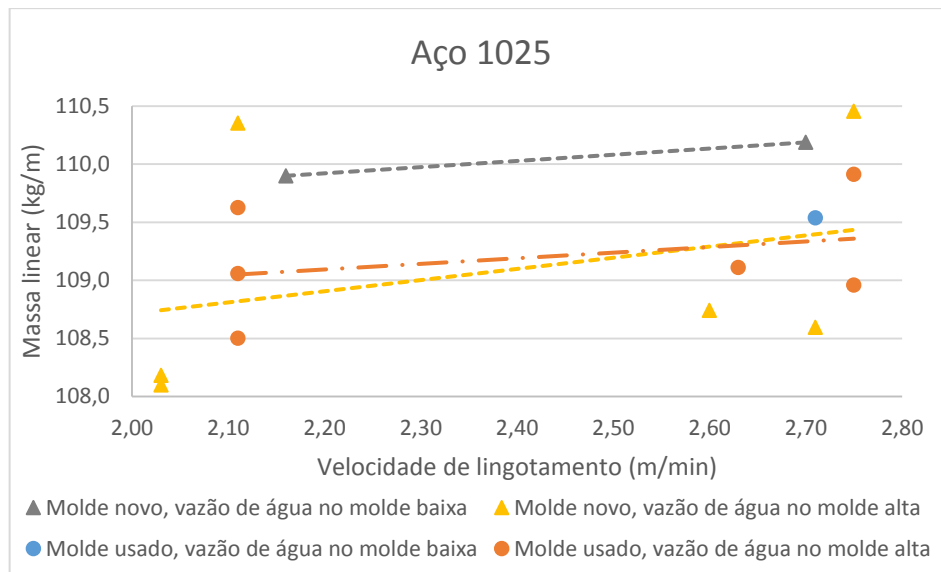


Figura 52: Massa linear de amostras de molde novo/usado e vazão de água no molde baixa/alta em função da velocidade de lingotamento para aço 1025.

Tabela 11: Equação da reta e coeficiente de determinação para cada linha de tendência para aço 1025

Molde	Velocidade de lingotamento	
	Baixa	Alta
Novo	$y = 0,5326x + 108,75$ ▲ $R^2 = 1$	$y = 0,9609x + 106,79$ ▲ $R^2 = 0,1004$
Usado	● -	$y = 0,482x + 108,03$ ● $R^2 = 0,1012$

Como pode-se observar na Figura 52, a dispersão dos pontos nos casos de vazão de água baixa foi bastante elevada, baixando o coeficiente de determinação das linhas de tendência. Analisando essa dispersão, foi possível observar que a principal razão para essa dispersão é a vida do molde, que, apesar de classificada simplificada como novo (de 0 até 250 corridas) e usado (a partir de 1800 até 3028 corridas), variou dentro

dessas limitações. Entretanto, mesmo com essa dispersão, a massa linear dos tarugos mostrou tendência a aumentar com o aumento da velocidade de lingotamento em ambas as situações (molde novo/usado).

Quanto às amostras de baixa vazão de água no molde, foi retirada somente uma em cada condição, sem triplicata. Como a amostra de baixa vazão de água no molde usado teve muita porosidade, não foi possível avaliar o comportamento da massa linear nessa situação. Em molde novo, o comportamento também foi de aumento da massa linear com o aumento da velocidade de lingotamento.

A Figura 53 mostra o comportamento da massa linear do aço SAE 1045 com relação à velocidade de lingotamento. A Tabela 12 mostra a equação da reta e o coeficiente de determinação para cada uma das linhas de tendência.

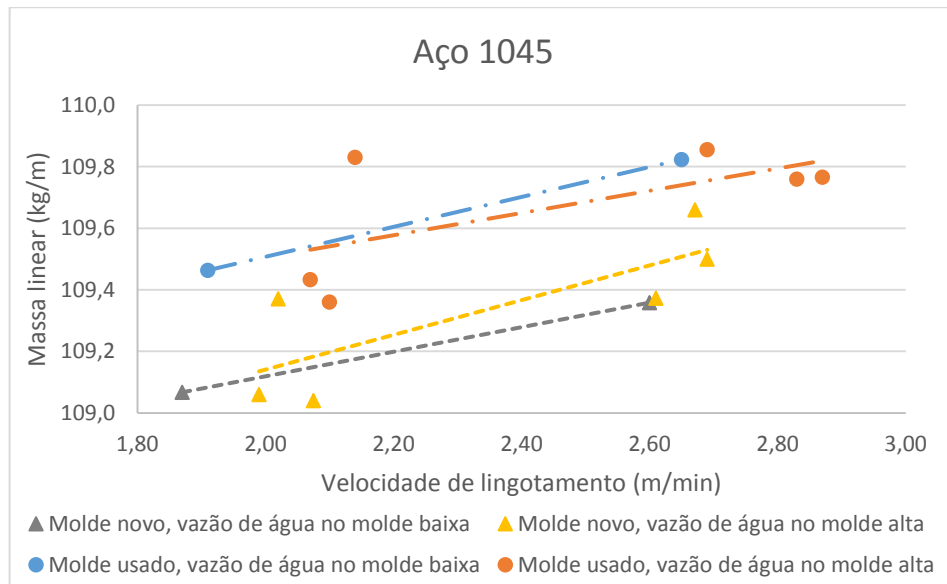


Figura 53: Massa linear de amostras de molde novo/usado e vazão de água no molde baixa/alta em função da velocidade de lingotamento para aço 1045.

Tabela 12: Equação da reta e coeficiente de determinação para cada linha de tendência para aço 1045.

Molde	Velocidade de lingotamento	
	Baixa	Alta
Novo	$y = 0,3989x + 108,32$ ▲ $R^2 = 1$	$y = 0,564x + 108,01$ ▲ $R^2 = 0,6406$
Usado	$y = 0,4858x + 108,54$ ● $R^2 = 1$	$y = 0,3611x + 108,78$ ● $R^2 = 0,4218$

Para o aço 1045, o comportamento da massa linear com relação à velocidade de lingotamento mostrou-se o mesmo do aço 1025, sendo diretamente proporcional, porém com uma menor dispersão dos pontos.

A Figura 54 mostra a relação entre a velocidade de lingotamento e o comprimento da zona colunar nas amostras.

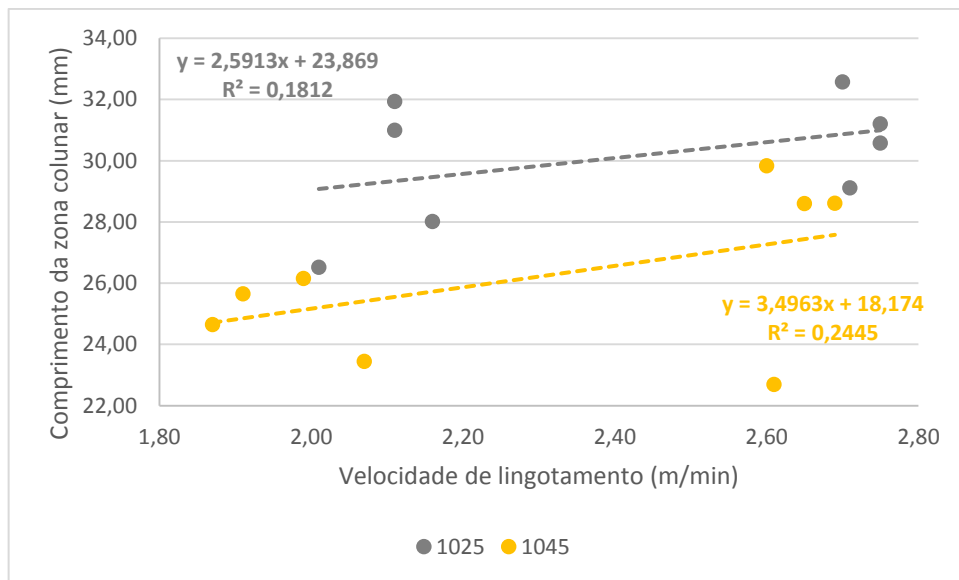


Figura 54: Relação entre velocidade de lingotamento e comprimento da zona colunar das amostras.

Para maiores velocidades de lingotamento, o tempo da barra dentro do molde é menor e a pele sólida formada será mais fina. Assim, a barra é mais facilmente empurrada contra a parede do molde pela pressão ferrostática e o resultado é o aumento do fluxo de calor. Esse aumento da extração de calor pode ter permitido o crescimento de maiores comprimentos da zona colunar, que se revelou ter maior densidade neste trabalho.

4.2.6 Dimensional por face

A figura 55 mostra os resultados da medição do dimensional dos tarugos por face, para os dois aços avaliados.

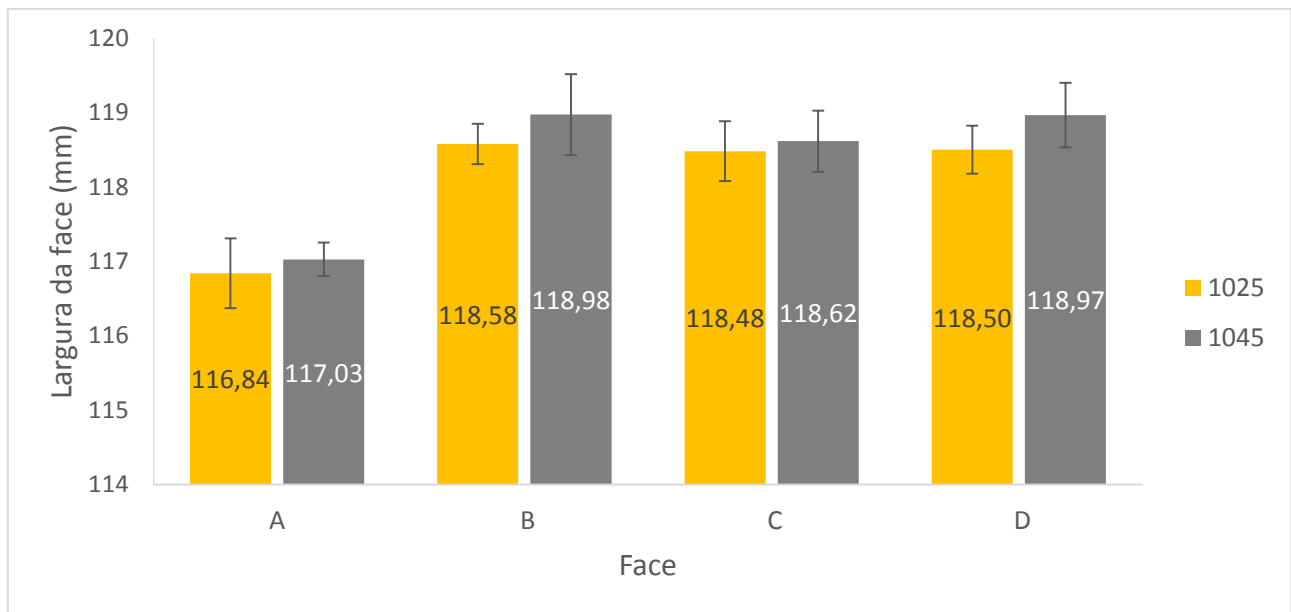


Figura 55: Largura média das faces das amostras de aços 1025 e 1045.

O gráfico da figura 55 mostra que há um padrão identificado de a face A ser consideravelmente menor do que as demais. Além disso, as faces B e D são sempre as maiores entre todas, e bem similares entre si, e a face C tem largura intermediária entre A e B/D.

O gráfico também mostra que as dimensões dos tarugos do aço 1045 tem a largura das faces, em média, 0,32 mm maior do que a largura das faces do aço 1025. Essa diferença pode ser interpretada pela tendência maior à contração dos aços 1025, que tem uma trajetória de solidificação maior, envolvendo maior formação de ferrita delta (ferrita- δ) em comparação aos aços 1045, e é melhor explicada ao observar o diagrama Fe-C da Figura 56 (OLIVEIRA, 2009).

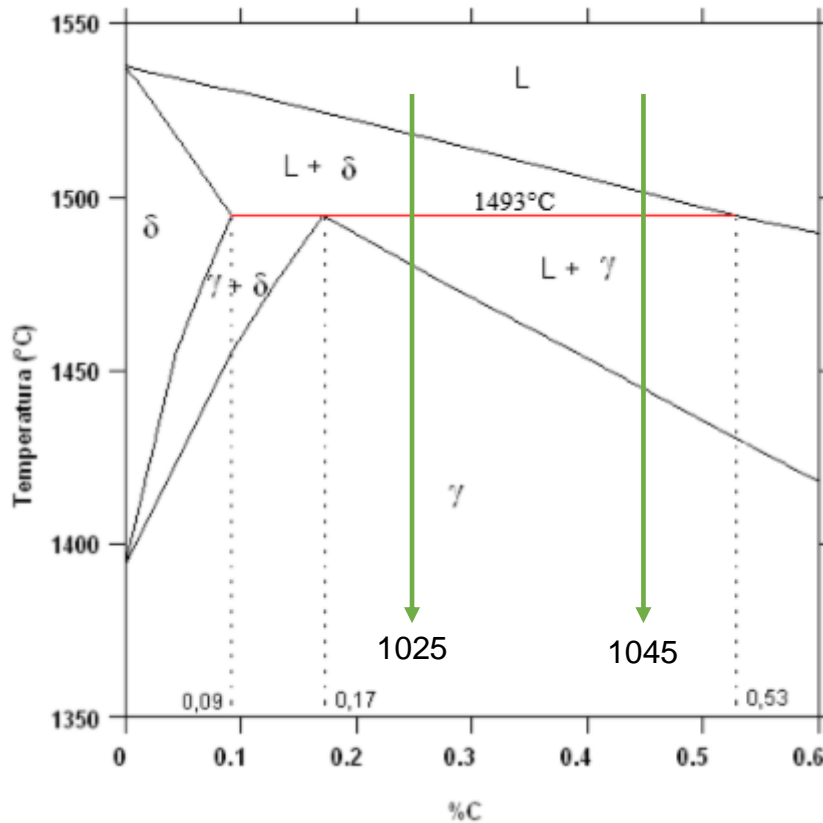


Figura 56: Caminho de solidificação de aços 1025 e 1045.

Para os aços 1025, logo antes da reação peritética (que ocorre na temperatura de aproximadamente 1493°C), a proporção de ferrita- δ em relação ao líquido é em média de 63%. No momento da reação peritética, toda essa ferrita- δ e parte do líquido presente se transforma em austenita. Essa transformação gera a tendência à contração por causa da diferença de densidade entre a ferrita- δ e a austenita. Em geral, a máxima contração é após a solidificação, propiciando a formação de uma superfície rugosa ou com depressão na peça solidificada. Porém, é importante salientar que a presença do líquido alivia as tensões internas devido à diferença de densidade dos sólidos formados (GSCHWENTER, 2009).

Para os aços 1045, que tem um teor consideravelmente mais alto de carbono, a proporção de ferrita- δ com relação ao líquido logo antes da reação peritética é de aproximadamente 5%, muito inferior à do aço 1025 em mesma situação. A reação peritética ocorre, mas com uma proporção muito menor de material, portanto tendo menor tendência à contração devido à diferença de densidade entre a ferrita- δ e a austenita. A

presença maior de líquido também se responsabiliza pelo maior alívio das tensões geradas, e o resultado é um tarugo com faces maiores devido à menor contração ocorrida (OLIVEIRA, 2009).

Sobre a dimensão da Face A ser sempre menor que as demais, segundo a empresa fornecedora de moldes KME, a hipótese mais forte para justificar o fato é devido à face A corresponder ao raio interno da máquina de lingotamento contínuo. Ao tornar a barra de vertical para horizontal, essa dobra pode transformar o tarugo de seção quadrada em uma forma trapezoidal (KME, 2018).

4.2.7 Romboidade

Os resultados das análises de massa linear foram plotados com relação à romboidade das amostras, e a Figura 57 mostra esse gráfico para os aços 1025 e 1045.

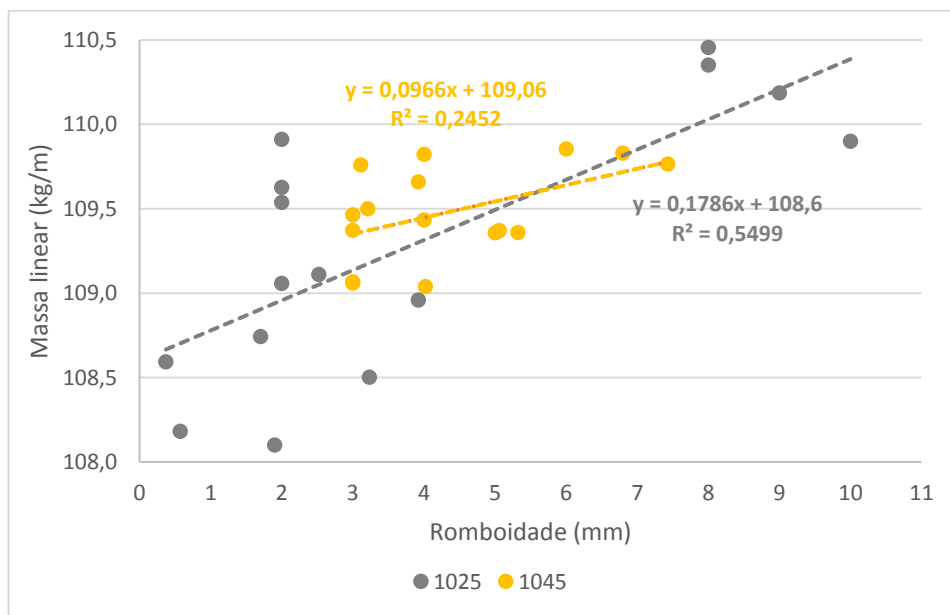


Figura 57: Diferença entre as diagonais das amostras (romboidade) relacionada com a sua massa linear.

A figura 57 mostra que há uma relação considerável entre a massa linear dos tarugos e a romboidade dos mesmos. Quanto maior é a romboidade medida (diferença das diagonais), maior é a massa linear dos tarugos. Essa maior romboidade pode estar atrelada à maior vida do molde, que resulta no incremento do gap de ar entre metal e molde e suavização da sua conicidade nominal e deixa a extração de calor não-uniforme.

Já foi visto nos resultados anteriores que a vida do molde contribui para o aumento da massa linear, portanto esse resultado pode ser simplesmente uma consequência do aumento da vida do molde e um sintoma de diferença de massa linear.

Uma hipótese para a romboidade causar a variação de massa linear é se a área da seção transversal do tarugo não seguir todas as propriedades que um losango perfeito deve ter. Por exemplo, se os ângulos opostos não forem idênticos, ou os lados opostos não forem paralelos, ou ainda se houverem “bicos” nos vértices ou se a romboidade for acompanhada de um achatamento das faces.

Segundo a empresa fornecedora de moldes KME, já foram verificadas ocorrências de variação de massa linear de tarugos em outras aciarias e as mesmas vinham acompanhadas de romboidade, porém não foram estudadas até encontrar evidências ou hipóteses de suas causas raízes (KME, 2018).

4.2.8 Área

A Figura 58 mostra a massa linear das amostras de tarugos em função da área da seção transversal das amostras dos dois aços estudados, por corrida, calculada através do software de análise de imagens *Image-J*. Nesta figura, as corridas 2 e 3 e as corridas 5 e 6 foram plotadas juntas, pois foram amostradas no esmo dia, consecutivamente.

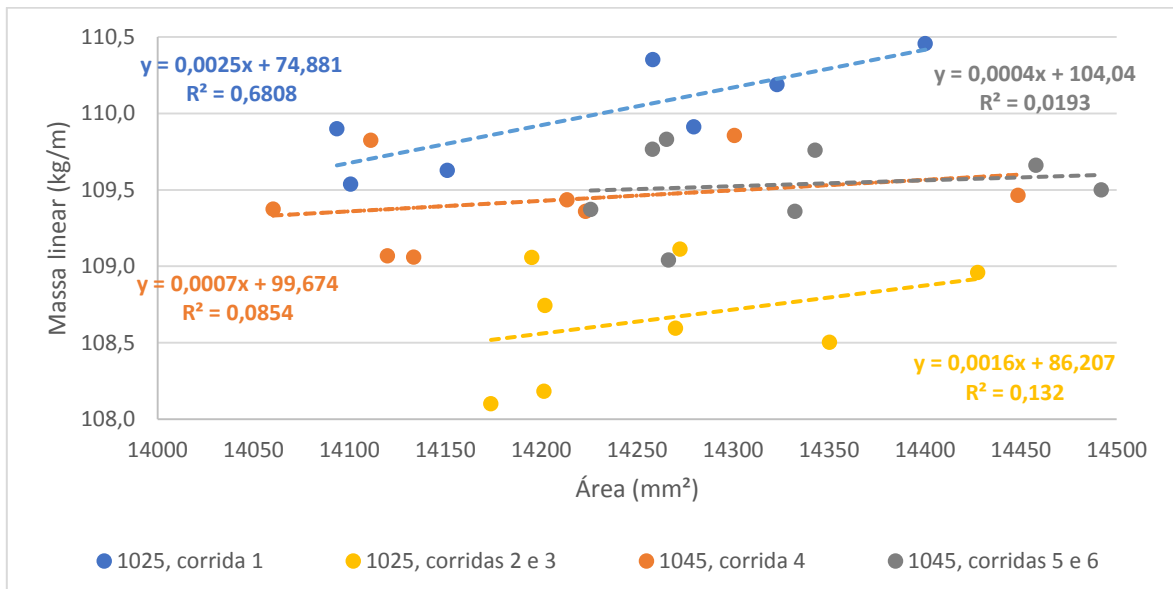


Figura 58: Massa linear das amostras em função de sua área

A figura 58 confirmou que há uma relação diretamente proporcional entre a área da seção transversal das amostras e a massa linear, resultado que é o esperado. Porém, a dispersão mostra que essa área não é o único aspecto que é alterado pelos parâmetros que foram avaliados nesse trabalho. A densidade das zonas de solidificação e a presença de porosidades ou rechupes podem ter influenciado para essa dispersão dos pontos.

4.2.9 Análise dimensional do molde: NOVO vs USADO

A medição da largura das faces A, B, C e D de um molde novo e de um usado (0 e 3055 corridas, respectivamente) nas profundidades de 25, 130, 250, 600 e 675 mm é mostrada na Figura 59. A face A corresponde ao raio interno da máquina de lingotamento contínuo, a face C é o raio externo e B e D como os lados perpendiculares aos dois primeiros.

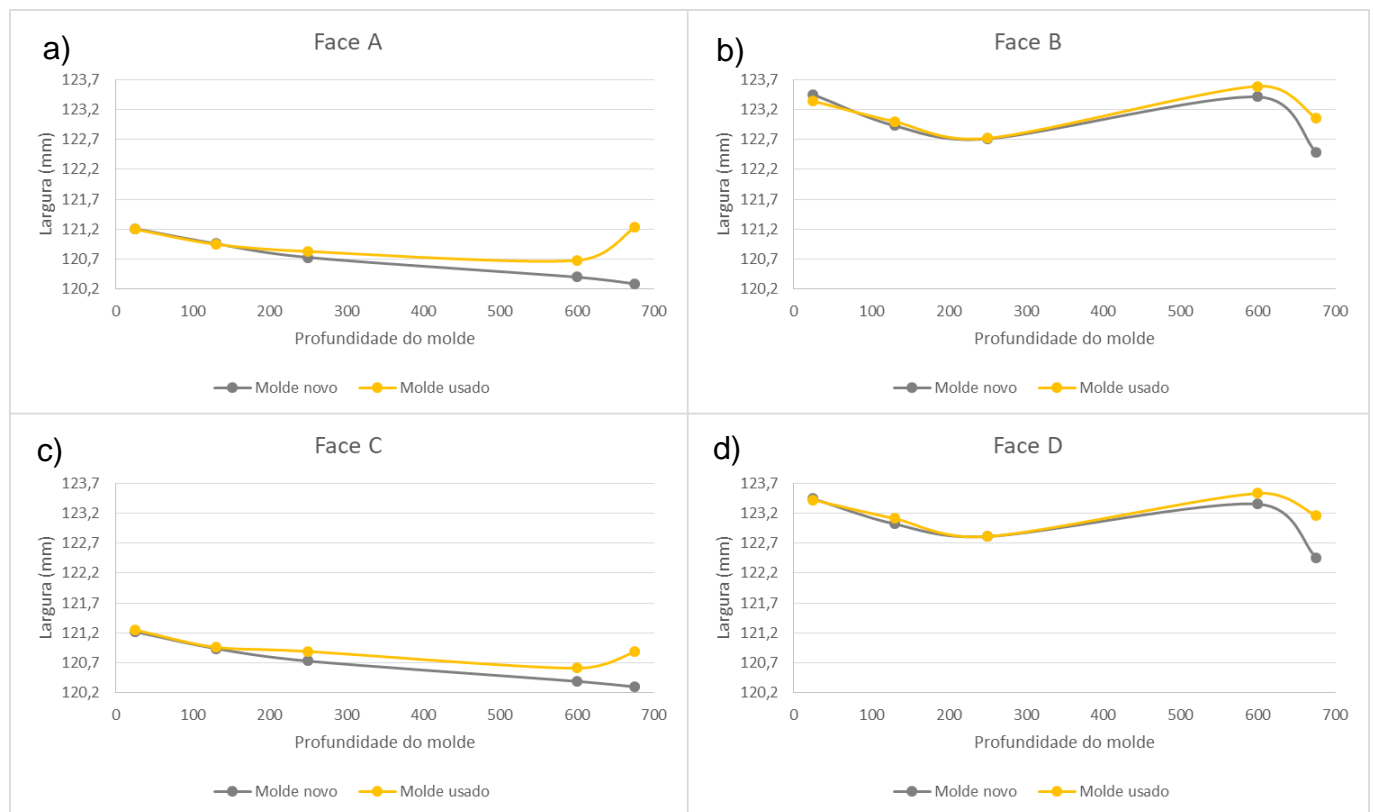


Figura 59: Largura das faces de molde novo e usado a 25, 130, 250, 600 e 675 mm. a) Face A; b) Face B; c) Face C e d) Face D.

As figuras mostram que moldes novos tem largura média das faces B e D de 2,3 mm maior que as faces A e C. Segundo a fabricante, a largura adicional dessas faces é projetada para compensar a compressão exercida pelos rolos de pé na saída do molde. Porém, a máquina de lingotamento contínuo onde foi feita a amostragem não conta com esses componentes, o que explica porque a medição dimensional dos tarugos mostrou essa discrepância entre as mesmas faces (Figura 55).

Ainda, é possível observar que as faces A e C do molde novo diminuem sua largura com o aumento da profundidade. As mesmas foram projetadas com essa conicidade devido à compensação da contração do tarugo durante a solidificação. Já as faces B e D têm redução de largura no primeiro terço de sua profundidade, mas depois esta aumenta e volta a reduzir.

Sobre o molde usado, o desgaste começa a surgir a 250 mm nas faces A e C e um pouco acima de 600 mm nas faces B e D. O maior desgaste observado em todas as faces foi na base do molde (entre 600 e 675 mm), quando a casca é mais fria, dura e abrasiva (KME, 2018). Esse desgaste pode ter origem na entrada da barra-falsa pela base do molde, pela conicidade excessiva na região (BARCELLOS, 2007) ou desgaste que a própria barra de aço solidificada exerce sobre a base do molde (KME, 2018).

Dentre as 4 faces, a que mais sofreu desgaste após a utilização do molde foi a face A (que corresponde ao raio interno da barra), com largura 0,94 mm maior no molde usado em comparação com o molde novo (sendo a média do desgaste das demais faces igual a 0,62 mm). A razão pela qual essa face é a mais desgastada pode ser devido ao projeto da máquina de lingotamento contínuo, que “dobra a barra” para transformá-la de vertical para horizontal. Assim, durante o lingotamento, a barra é puxada contra o raio interno do molde, gerando maior atrito e conseqüentemente, um maior desgaste. Essa situação é acentuada quando o raio da máquina é pequeno, que é o caso da máquina onde foi feita a amostragem (KME, 2018). Além disso, o fato de a máquina avaliada não contar com rolos de pé (que sustentam a barra após sair do molde) pode intensificar o desgaste na base do molde nesta face.

Os resultados indicam que o desgaste que o molde usado apresenta pode parecer que não é tão significativo para a variação da massa linear do tarugo atrelada à sua área. O desgaste começa a existir de forma branda a 250 mm e somente se mostra severo na

base do molde, quando a casca sólida que delimita as dimensões do tarugo já está formada. Porém, esse desgaste que inicia a 250 mm, mesmo que pequeno, já pode prejudicar a extração de calor no molde e influenciar na sua massa linear. O fato de ele ser mais severo nas faces A e C em detrimento das faces B e D ainda contribui para uma maior romboidade nos tarugos, pois a extração de calor deixa de ser uniforme.

5 CONCLUSÕES

- A massa mostrou ser o melhor parâmetro para evitar a variação do comprimento de barras na saída da Laminação, reduzindo o sucateamento de material e o risco de interrupções do laminador.

- Quanto às zonas de solidificação, a zona coquilhada não mostrou ter influência significativa na massa linear; a zona colunar apresentou comprimentos maiores em amostras de maior massa linear; a zona equiaxial mostrou o comportamento contrário da zona colunar em ambos os aços estudados.

- Na análise da densidade de cada zona de solidificação, a equiaxial apresentou valor menor do que a colunar (7,57 e 7,60 g/cm³, respectivamente). A zona coquilhada diferiu bastante das demais, obtendo resultado de 7,43 g/cm³.

- A vazão de água no molde mostrou ter influência na massa linear dos aços 1025 (diretamente proporcional), e não mostrou alguma influência nos aços 1045. Porém, analisando o grau de influência no 1025, considera-se que, na faixa de trabalho, a vazão de água no molde não é o fator mais importante na variação de massa linear dos tarugos.

- A vida do molde mostrou tendência de aumentar a massa linear, devido ao seu desgaste e a alterações na extração de calor (podendo ser não-uniforme) que isso gera.

- O aumento na velocidade de lingotamento aumenta a extração de calor no molde, o que resulta em maiores comprimentos de zona colunar e de massa linear.

- Velocidades de lingotamento mais altas mostraram tendência a aumentar a massa linear dos tarugos, porém com grande dispersão dos pontos.

- Para a máquina de LC estudada, a face A dos tarugos é sempre a com menor largura em detrimento das demais, e as faces B e D são sempre as maiores.

- A massa linear tem a tendência de ser mais elevada nas amostras de tarugos mais romboides.

- A área das amostras de massa linear mais elevadas tende a ser maior, porém com grande dispersão.

- O molde de 3055 corridas apresentou desgaste brando a partir 250 mm e somente se mostra severo na base do molde quando a casca sólida que delimita as dimensões do tarugo já está formada. Porém, esse desgaste que inicia a 250 mm, pode prejudicar a

extração de calor no molde e influenciar na sua massa linear. O fato de ele ser mais severo nas faces A e C em detrimento das faces B e D ainda contribui para uma maior romboidade nos tarugos, pois a extração de calor deixa de ser uniforme.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A seguir são sugeridos alguns tópicos para dar continuidade ao presente trabalho:

- Avaliação da variação do fluxo de óleo no molde na massa linear do tarugo;
- Avaliar a diferença de temperatura da água de entrada e saída do molde, ao invés da vazão de água no molde e sua influência na massa linear do tarugo;
- Avaliação de densidade das zonas de solidificação para aços 1045;
- Comparação entre desgaste de moldes de vida intermediária;
- Análise de forma mais profunda sobre as razões pelas quais a romboidade pode ser a causa da variação da massa linear e sua relação com a vida do molde.

7 REFERÊNCIAS

ADORNO, M. A. Simulação de processo de solidificação na etapa de resfriamento primário do lingotamento contínuo de metais. Dissertação de mestrado. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica: Unicamp, 1982.

ARAÚJO, L.A., Manual de Siderurgia. Vol.1, 2ª edição, São Paulo, 2005.

ASSOCIATION, W.S. World steel in figures 2018. World Steel Association. <<https://www.worldsteel.org/en/dam/jcr:f9359dff-9546-4d6b-bed0-996201185b12/World+Steel+in+Figures+2018.pdf>>Acessoem 23 Set. 2018.

BARCELLOS, V. K. Análise da transferência de calor durante a solidificação de aços em moldes no lingotamento contínuo. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós – Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGEM). Escola de engenharia. UFRGS, 2007.

BARTOSIAKI, B. G. Caracterização e Estudo da Formação, Tratamento e Remoção de Inclusões Não-Metálicas no Aço SAE 52100. Porto Alegre, 2013, Trabalho de Conclusão de Curso, Escola de Engenharia, Departamento de Metalurgia, UFRGS.

BERGER, Karl e HOLY, Franz. Hot rolls of steel – Generation 6.0. 52º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, ABM Week, 2015, Rio de Janeiro, RJ, Brasil

BIELEFELDT W.V., Estudo do Tratamento de Inclusões com Cálcio na Fabricação do Aço SAE 8620. Porto Alegre, 2005. Dissertação de Mestrado, Escola de Engenharia, Departamento de Metalurgia, UFRGS.

BOWER, T. F. e FLEMINGS, M. C. Formation of the Equiaxed Zone in Ingot Solidification, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, v.239, 1967, p. 216

BRIMACOMBE, J. K.; SORIMACHI, K. Crack formation in the continuous casting of steel. Metallurgical Transactions B, v. VIII B, p. 489-505, September 1977.

CHALMERS, B. e WINEGARD, W. C. Supercooling and Dendritic Freezing in Alloys. Transactions of the ASM, v. 46, 1954, pp.1214

CHALMERS, B. The Structure of Ingots. The Journal of the Australian Institute of Metals, v.8, 1968, p. 255.

CHOW, C. The effects of high casting on the mould heat transfer, billet solidification, and mould taper design of continuously cast steel billets, 1999. Thesis for the degree of Master. Department of Metals and Materials Engineering, The University of Waterloo, Ontario, Canada.

CRUZ, W. S. Estudo das fraturas dos cilindros de laminação, 2009. Trabalho de Diplomação. Faculdade de Engenharia de Materiais, UFPA.

CUI, G. ET AL. Sizing for weight cutting system of small billet CC. RAMON Science & Technology Co., Ltd., Changsha, Hunan, China 410100.

DAROIT, M. Estudo de aço microligado ao vanádio para a produção de barra nervurada para concreto armado com característica de soldabilidade segundo norma ABNT nbr 8965:1985, 2012. Escola de Engenharia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, UFRGS.

DAVEIS, G. J.; Solidification and Casting. Applied Science Publisher, London, 1973.

ESSEL Eletromecânica: Curso Oxicorte; (<http://essel.com.br/cursos/material/01/ProcessosFabricacao/63proc.pdf>) Site visitado em 14/10/2018.

FARIA, J. D. Correlação entre variáveis térmicas, microestrutura e propriedades mecânicas das ligas Al-4%Cu e Al-4%Cu-4%Ag solidificadas em regime transitório, 2015. Dissertação de Mestrado, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.

FREDRIKSSON, H. e OLSSON, A. Mechanism of Transition From Columnar to Equiaxed Zone in Ingots. Materials Science and Technology, v. 2, 1986, pp. 508-516.

FREITAS, B. B. Análise da influência de parâmetros de lingotamento na transferência de calor durante a solidificação de aços especiais, 2013. Trabalho de Diplomação, Escola de Engenharia, Departamento de Metalurgia, UFRGS.

GARCIA, Amauri. Solidificação: Fundamentos e Aplicações. Campinas: Unicamp, 2001. 399p.

GARCIA, A. et al. Lingotamento contínuo de aços. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Coleção Metalurgia e Materiais, v. 1, 2006.

GSCHWENTER, V. L. S. Correlação entre parâmetros de solidificação e formação estrutural de aços especiais produzidos pelo processo de lingotamento contínuo, 2009.

Dissertação de Mestrado. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, UFRGS.

KME GERMANY GMBH & CO KG. Textured Mould Tubes. <http://www.kme.com/services/download-center/dc/dc_engineeredproducts> Acesso em Nov. 2018.

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

KUMAR, S. Mould thermal response and formation of defects in the continuous casting of steel billets, 1991. Tese de doutorado. Department of Metals and Materials Engineering. University of British Columbia.

MOURÃO M.B., ET AL.; Introdução à siderurgia. ABM, São Paulo, 2007.

NUNES, L. M. Desenvolvimento de Aço Microligado para a Produção de Vergalhão Nervurado. Dissertação de Mestrado. PUC-RJ, 2009.

OHNO, A. Solidificação dos Metais. São Paulo, SP: Livraria Ciência e Tecnologia Editora, 1988, p.185.

OLIVEIRA, L. J. S. Comportamento dos aços peritéticos durante a solidificação no molde de lingotamento contínuo, 2009. Dissertação de Mestrado, Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, UFMG.

OSÓRIO, Wislei Riuper Ramos. Análise da Influência de Parâmetros Estruturais da Solidificação de Metais e Ligas na Resistência à Corrosão. 2004. 194f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2004.

REIS, B. H. Estudo sobre a capacidade de absorção de inclusões pela escória de refino secundário na fabricação de aços, 2013. Trabalho de Diplomação, Escola de Engenharia, Departamento de Metalurgia, UFRGS.

RIZZO, E. M. S. Introdução aos processos siderúrgicos. Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2005.

ROCHA, V. C. Estudo comparativo entre fluxantes aplicados no lingotamento contínuo do aço SAE 1046 MOD, Porto Alegre, 2014. Trabalho de Diplomação, Escola de Engenharia, Departamento de Metalurgia, UFRGS.

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.

RODRIGUES, J. R. P. Efeito da composição nos parâmetros térmicos e estruturais de ligas Al-Mg solidificadas unidirecionalmente, 2007. Tese de doutorado. Comissão de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia de Materiais. Universidade Estadual de Campinas.

SANTOS, A. S. Estudo de caso: Caracterização da romboidade nos tarugos Sinobras e avaliação dos principais parâmetros intrínsecos ao defeito geométrico, 2013. Trabalho de Diplomação, Escola de Engenharia, Departamento de Materiais, UFPA.

SCHAEFFER, L. 2004. Conformação de chapas metálicas. Porto Alegre, Editora Imprensa Livre, 194 p.

SILVA, F. M. Estudo para redução de riscos à saúde, segurança e meio ambiente em ensaios macrográficos de aços, 2013. Trabalho de Diplomação, Escola de Engenharia, Departamento de Metalurgia.

SILVA, A. L. V. C. Segregação em aços alta-resistência baixa liga (arbl) para aplicações em serviço com H₂S: avaliação por termodinâmica computacional, 2014. Technol. Metal. Mater. Miner., São Paulo, v. 11, n. 1, p. 3-13, jan./mar.

SOUZA, J. H. C. Estudo do processo de corte de chapas por cisalhamento, 2001. Dissertação de Mestrado, Escola de Engenharia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

SUSTAINABLE IN STEEL, production routes for steel <(https://www.sustainableinsteel.eu/p/531/production_routes_for_steel.html)>, site visitado em Dez. 2018

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

VALADARES, C. A. G. Curso de Lingotamento Contínuo de Placas, 2006. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais.

VIANA, M. C. Análise de defeitos superficiais com origem no processo de laminação de aços especiais para a cadeia automotiva e implementação de soluções, 2009. Dissertação de Mestrado. Escola de Engenharia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, UFRGS.

WALTON, D. e CHALMERS, B. The Origin of the Preferred Orientation in the Colunar Zone of Ingots, Transactions of the Metallurgical Society AIME, v.215, 1959, p.447.

Yin, R. Theory and Methods of Metallurgical Process Integration, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing, China, 2016.

ANEXOS

A. Especificações da máquina de lingotamento contínuo

A máquina de Lingotamento Contínuo onde foram feitas as amostragens deste trabalho possui uma capacidade mensal de produção de cerca de x toneladas de aço. Trata-se de uma aciaria com duas linhas de produção, onde cada uma possui um distribuidor com dois veios de lingotamento (totalizando quatro veios), cujo produto, denominado tarugo possui uma seção quadrada de 120 mm e cujo comprimento varia entre 3,30 metros e 5,40 metros.

Na tabela 13 são apresentadas, em resumo, as principais características dessa Máquina de Lingotamento Contínuo.

Tabela 13: Características da máquina de lingotamento contínuo usada nos testes

Número de veios	2
Raio metalúrgico	4,5 m
Controle fluxo panela/distribuidor	Válvula gaveta
Volume do distribuidor	4,8 t
Controle fluxo distribuidor/molde	Placa de troca rápida
Tipo de molde	Parabólico (conicidade 2,7%/m (superior) e 0,6%/m (inferior))
Comprimento do molde	700 mm
Altura do menisco	100 mm
Tipo de lubrificante pó fluxante	Óleo vegetal
Resfriamento Secundário	2 zonas de resfriamento com controle independente de vazão com os seguintes comprimentos: <ul style="list-style-type: none"> - Zona 1: 0,60 m (até ~600 L/min) - Zona 2: 1,35 m (até 60 L/min)
Tipo de aço lingotado	%C entre 0,06 e 0,70
Velocidade de lingotamento	1,9 a 2,8 m/min
Seção lingotada	Quadrada com 120mm
Processo de corte	Cisalhamento por navalhas

B. Tabela completa de resultados

Tabela 14: Resultados do trabalho compilados

Amostra	Corrida	Veio	Aço	Placa (mm)	Vida de molde (corridas)	Vazão molde (L/min)	Vel. ling (m/min)	Vazão 1ª zona (L/min)	Vazão 2ª zona (L/min)	Massa linear (kg/m)	L Zona coquilhada (mm)	L Zona colunar (mm)	ρ Zona equiaxial (mm)	Área (mm²)	Romboidade (mm)	Largura A (mm)	Altura B (mm)	Largura C (mm)	Altura D (mm)
1	1	1	1025	13	195	1711	2,16	392	34,5	109,90	6,62	28,02	24,35	14093,45	9,88	116,16	118,54	118,50	118,12
2		2		13	3015	1705	2,01	381	25,0	104,56	7,18	26,52	25,83	14119,66	3,02	116,60	118,68	117,78	118,66
3		1		15	195	1711	2,70	524	31,5	110,19	6,02	32,58	20,82	14322,89	9,24	116,62	118,50	118,54	118,00
4		2		15	3015	1696	2,71	543	24,0	109,54	6,38	29,12	23,86	14100,65	2,04	116,50	118,58	118,08	118,74
5		1		13	195	2004	2,11	394	31,9	110,35	7,02	31,00	20,54	14258,25	8,00	116,38	118,08	117,86	118,42
6		2		13	3015	2003	2,11	381	25,2	109,63	5,82	31,94	21,21	14151,04	2,06	116,40	118,52	118,40	118,64
7		1		15	195	2000	2,75	516	30,9	110,46	5,90	31,20	21,68	14400,26	8,16	116,18	118,14	118,08	118,30
8		2		15	3015	1997	2,75	537	24,5	109,91	5,32	30,58	23,13	14279,54	2,20	116,46	118,60	117,96	118,68
9	2	1		13	150	2008	2,03	364,8	30,3	108,18	-	-	-	14201,5	0,58	117,34	118,96	118,84	118,36
10		2		13	1800	2007	2,11	380,5	33,0	109,06	-	-	-	14195,08	2,02	117,22	118,24	118,88	118,86
11		1		15	150	2011	2,71	519,5	27,4	108,59	-	-	-	14270,04	0,36	117,30	118,72	119,02	118,12
12		2		15	1800	2008	2,75	524,5	29,5	108,96	-	-	-	14427,52	3,92	117,16	118,84	118,70	118,98
13	3	1		13	151	2004	2,03	368,2	28,5	108,10	-	-	-	14173,80	1,90	117,24	118,82	118,74	118,12
14		2		13	1801	2008	2,11	372,9	30,0	108,50	-	-	-	14350,25	3,22	117,04	118,46	118,76	118,74
15		1		15	151	2013	2,60	511,7	27,7	108,74	-	-	-	14201,88	1,70	117,54	119,04	118,78	118,30
16		2		15	1801	2008	2,63	526	28,4	109,11	-	-	-	14272,38	2,52	117,24	118,52	118,78	119,00
17	4	1	1045	13	13	1712	1,87	337	62,8	109,07	4,28	24,66	30,12	14119,87	3,00	117,00	118,48	118,66	118,52
18		2		13	3028	1699	1,91	346	66,4	109,46	4,52	25,66	29,22	14448,62	3,08	116,66	119,48	118,00	119,74
19		1		15	13	1708	2,60	427	69,5	109,36	4,36	29,84	24,66	14223,19	5,02	116,88	117,50	118,28	118,12
20		2		15	3028	1699	2,65	448	63,9	109,82	4,86	28,60	25,78	14111,08	4,30	116,74	118,84	118,00	119,08
21		1		13	13	2003	1,99	337	62,7	109,06	4,48	26,16	28,48	14133,52	3,12	117,02	118,54	118,82	118,38
22		2		13	3028	2012	2,07	344	66,1	109,43	4,66	23,46	31,02	14213,38	4,00	116,88	118,92	118,24	119,10
23		1		15	13	2003	2,61	445	60,5	109,37	3,96	22,70	32,38	14060,20	2,94	116,78	118,32	118,60	118,34
24		2		15	3028	2007	2,69	441	63,8	109,86	3,66	28,62	27,16	14300,65	6,10	116,78	119,06	118,14	118,92
25	5	1		13	248	2005	2,08	366	79,3	109,04	-	-	-	14266,39	4,02	117,40	119,02	119,04	118,88
26		2		13	1856	2007	2,10	417	55,6	109,36	-	-	-	14332,23	5,32	117,08	119,40	118,78	119,28
27		1		15	248	2005	2,67	456	78,2	109,66	-	-	-	14457,86	3,92	117,14	119,26	119,20	119,24
28		2		15	1856	2006	2,87	492	54,5	109,77	-	-	-	14257,98	7,44	117,04	119,44	118,52	119,06
29	6	1		13	250	2003	2,02	365	65,2	109,37	-	-	-	14225,74	5,06	117,14	119,16	119,06	118,98
30		2		13	1858	2005	2,14	417	55,0	109,83	-	-	-	14265,28	6,80	117,28	119,18	118,64	119,06
31		1		15	250	2002	2,69	459	82,0	109,50	-	-	-	14491,90	3,20	117,30	119,44	119,30	119,34
32		2		15	1858	2006	2,83	481	67,1	109,76	-	-	-	14342,79	3,12	117,30	119,54	118,56	119,40