



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
CAMPUS DE MARABÁ
FACULDADE DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

DIMEREIS JOSÉ ROSA FILHO

**ANÁLISE DE POROSIDADE INTERNA BLOWHOLES EM TARUGOS DE AÇO
BAIXO CARBONO**

**MARABÁ
2013**

DIMEREIS JOSÉ ROSA FILHO

**ANÁLISE DE POROSIDADE INTERNA " BLOWHOLES " EM TARUGOS DE AÇO
BAIXO CARBONO**

Trabalho de conclusão de curso apresentado para obtenção do grau de Bacharel em Engenharia de Materiais, Campus de Marabá. Universidade Federal do Pará. Orientador: Prof. M.Sc. Márcio Correa de Carvalho.

Marabá-PA
2013

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)
Biblioteca II da UFPA. CAMAR, Marabá, PA

Rosa Filho, Dimereis José

Análise de porosidade interna “*blowholes*” em tarugos de aço baixo carbono / Dimereis José Rosa Filho ; orientador, Márcio Corrêa de Carvalho. — 2013.

Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) - Universidade Federal do Pará, Campus Universitário de Marabá, Faculdade de Engenharia de Materiais, Marabá, 2013.

1. Aço-carbono - Análise. 2. Porosidade. 3. Fundição contínua. 4. Calor - Transmissão. 5. Solidificação. I. Carvalho, Márcio Corrêa de, orient. II. Título.

CDD: 22. ed.: 669.1420218

DIMEREIS JOSÉ ROSA FILHO

**ANÁLISE DE POROSIDADE INTERNA " BLOWHOLES " EM TARUGOS DE AÇO
BAIXO CARBONO**

Trabalho de conclusão de curso apresentado para obtenção do grau de Bacharel em Engenharia de Materiais, Campus de Marabá. Universidade Federal do Pará. Orientador: Prof. M.Sc. Márcio Correa de Carvalho.

Data de aprovação: 04 de abril de 2013

Conceito: _____

Banca Examinadora:

Prof. M.Sc. Márcio Correa (Orientador) - FEMAT / UFPA - Orientador

Prof. Dr. Elias Fagury Neto - FEMAT / UFPA - Membro interno

Prof. Luiz Moreira Gomes - FISICA/UFPA - Membro externo

DEDICATÓRIA

Para chegar onde estou hoje sempre contei com a colaboração e ajuda da minha família – Maria José Costa Vieira e Dimereis José Rosa , meus pais. E aos meus irmãos Diego Rosa e Joana Débora que tanto amo. Também devo muito ao amor e companheirismo de minha namorada Jackeline Moraes e ao acolhimento de toda a comunidade Paroquial na pessoa do Padre Ademir e todos os jovens e tios (SEGUE-ME) que me acompanham nessa etapa tão importante em minha vida. É a estas pessoas, a quem amo muito, que dedico este trabalho. E em especial dedico à minha mãe que em várias etapas da sua vida abriu mão dos seus interesses para cuidar, ensinar e amar para que eu pudesse está aqui hoje, num dia muito importante para todos nós.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente gostaria de agradecer a Deus pela misericórdia, sabedoria e amor, que foram alimentos essenciais para a caminhada e combustível para a realização de um sonho de criança. Agradeço também a meus pais Maria José e Dimereis, pelo amor e compreensão nos momentos mais difíceis, a minha irmã pelo carinho e força e a meu irmão pelo respeito e amor.

À minha namorada Jackeline Moraes que sempre me apoiou nos momentos mais difíceis sempre com muito amor e carinho.

À meus amigos Tiagão, Leilane, Johnny, Eliseu, Daniela, Naiara que estiveram sempre comigo nestes últimos anos, obrigado pelo amor, amizade, carinho e dedicação.

Agradeço também ao Professor MSc Márcio Correa pelo respeito, confiança e ensinamentos e a toda banca julgadora e a todos os professores que contribuíram nessa trajetória de vida.

Ao gerente da aciaria - Sinobras Gerson Rusky, ao líderes de célula nas pessoas no Sr Rubens Giusti, Cristiano Faustino, Adilson Amorim, Javanci Moreira, Wesley Mesquita, Marcos Antonio e aos engenheiros Bruno, Neiclésio, Jean, Leidiane e Edilane Rosa por seus ensinamentos e confiança no meu trabalho desde que comecei minhas atividades na aciaria em agosto de 2011.

A todos os colaboradores da aciaria nesse período de estágio.

Meus avôs na glória de Deus, José Odorico Rosa e Maria Conceição Rosa, Joana Vieira, que sempre me ajudaram quando precisei.

À Universidade Federal do Pará – Faculdade de Engenharia de Materiais, pela minha formação em Engenheiro de Materiais.

Aos colegas da turma da Femat 2008 por todas as horas juntos de dedicação aos estudos e partilha de conhecimentos e experiências.

A colaboração de sempre nas atividades laboratoriais Thaty, Ana Paula, Beto, Gilson e Arthur.

E por fim a todos que de alguma forma contribuíram para minha formação.

Muito obrigado a todos.

RESUMO

O Lingotamento Contínuo de aços é um moderno processo de fundição utilizado no Brasil desde meados dos anos 60 com a finalidade de aumentar a produtividade, economia de energia e mão de obra. Pelo fato de ser um processo que favorece uma produção em larga escala, o mesmo fica sujeito a diversos defeitos no produto como os de forma, superfície e internos. O defeito interno de bolhas superficiais "blowholes" está localizado principalmente na secção do tarugo, sendo um péssimo contribuinte para a qualidade dos produtos, pois o mesmo provoca falhas no processo de laminação, além de reduzir o alongamento e a resistência à tração de vergalhões destinados a construção civil. O objetivo do trabalho foi determinar os principais fatores na formação de defeitos internos de solidificação bolhas superficiais "blowholes" em tarugos de aço médio carbono na Sinobras através das principais técnicas de caracterização metalográficas e a elaboração de um plano de ação corretivo para redução do material sucateado no processo de lingotamento contínuo em aciaria elétrica. O trabalho de análise das características do defeito possibilitou a quantificação de sua forma e distribuição na seção do tarugo correlacionando diretamente com os parâmetros operacionais que provocaram o surgimento do mesmo como tempo elevado de processamento do forno panela e excesso de umidade nos distribuidores, proporcionando a elaboração de um plano de ação corretivo para redução do índice de sucateamento mensal.

Palavras Chaves: Blowholes, lingotamento contínuo, caracterização, aço

ABSTRACT

The Continuous Casting of Steel is a modern casting process used in Brazil since the mid-60s in order to increase productivity, energy savings and labor. Because be a process that favors a large-scale production, the it is subject to various defects in the product such as the shape, surface and internal. The internal defect bubble surface "blowholes" is located mainly in the section of dowel, being a contributor to poor product quality, because it causes crashes in the lamination process and reduces the elongation and tensile strength of rebar for the construction. The objective of this study was to determine the main factors in the formation of internal defects solidification surface bubbles "blowholes" in medium carbon steel billets in Sinobras through metallographic characterization techniques and prepare a corrective action plan for the reduction of material scrapped continuous casting process in electric arc furnace. The work of analyzing the characteristics of the defect allowed the quantification of their form and distribution in the billet section correlating directly with the operating parameters that led to the emergence of the same time as high processing ladle furnace and excess moisture from distributors, providing the preparation a corrective action plan to reduce the rate of scrapping monthly.

Key words: Blowholes, continuous casting, characterization.

LISTA DE TABELAS

1. Tabela 3.1 – Composição química do aço AISI 1024	36
2. Tabela 3.2 – Corridas separadas para análise de blowholes	38
3. Tabela 4.1 – Análise semi quantitativa do spectrum 1	51
4. Tabela 4.2 – Análise semi quantitativa do spectrum 2	51

LISTA DE FIGURAS

1.	Figura 1 – Gráfico do histórico de material sucateado por blowholes	17
2.	Figura 2.1 – Etapas do processo de lingotamento contínuo de tarugos [IRVING,1993]	19
3.	Figura 2.2 – Classificação de produtos obtidos por lingotamento contínuo [ENERGY MANAGER TRAINING,2006]	21
4.	Figura 2.3 – Representação esquemática de um distribuidor de aço utilizado no lingotamento contínuo [COLTON,2006]	22
5.	Figura 2.4 – Molde do processo de lingotamento contínuo [ANDRADE, 2002]	23
6.	Figura 2.5 – Diagrama de formação de porosidades em aços de vários teores de carbono, para teores de nitrogênio entre 80 ppm e 100 ppm, teores de oxigênio entre 20 ppm e 50 ppm de hidrogênio até 6,5ppm. [JUNKER E KREUSER,2005].....	26
7.	Figura 2.6 – Solubilidade do N e do H no ferro para a faixa de temperatura de 600°C a 2000°C. [TURKDOGAN,1996]	27
8.	Figura 2.7 – Crescimento de dendritas na região líquida - sólida. [HUANG AND LIU,1996]	28
9.	Figura 2.8 - Representação esquemática do diagrama de transformação de fase da liga Fe - C [TURKDOGAN,1996]	29
10.	Figura 2.9 – Diferentes estruturas em um lingote. À esquerda, corte longitudinal e a direita corte transversal, as mesmas ocorrem em produtos de lingotamento contínuo.[COSTA E SILVA,2006]	31
11.	Figura 2.10 – Transição da zona de cristais equiaxiais finos para zona de crescimento colunar. Os grãos com orientação cristalográfica favorável em relação à direita de extração de calor crescem mais rápido e dominam a estrutura.[COSTA E SILVA,2006]	31
12.	Figura 2.11 - Defeitos internos em tarugos de aço. À esquerda defeito de blowholes e a direita defeito de pinholes. [ZANG,2001]	32
13.	Figura 2.12 - À esquerda seção transversal de tarugo com blowholes e a direita seção próxima da superfície para visualização das características do defeito [ZUNKER,2005]	33

14.	Figura 3.1 : Fluxograma do Procedimento Experimental	35
15.	Figura 3.2 – Diagrama de Fases Fe-C [KANICHI,1998]	36
16.	Figura 3.3 - Inspeção interna de tarugos de aço médio carbono por turma de produção	37
17.	Figura 3.4 – Exemplo da amostra utilizada para a realização das análises microestruturais	37
18.	Figura 4.1: (a) Corrida 1203055 com blowholes leves; (b) Corrida 1203581 com blowholes leve; (c) Corrida 1203400 com blowholes leve	41
19.	Figura 4.2: (a) Corrida 1202637 com blowholes médio; (b) Corrida 1202697 com blowholes médio e (c) 1205494	42
20.	Figura 4.3 : (a) Corrida 1203175 com blowholes grave; (b) corrida 1207772 com blowholes grave (c) Corrida 1203324 com blowholes graves	43
21.	Figura 4.4: Diagrama de Pareto das principais causas na formação de Blowholes	44
22.	Figura 4.5 – Microestrutura da corrida 1202709 e 1203400 - ataque nital 3%	45
23.	Figura 4.6 – Microestrutura da corrida 1203175 - ataque nital 3%	46
24.	Figura 4.7 – Microestrutura da corrida 1203075 - ataque nital 3%	46
25.	Figura 4.8 – Determinação do tamanho de bolhas nas corridas 1203055(a) e 1203581(b)	47
26.	Figura 4.9 – Determinação do tamanho de bolhas nas corridas 1202637(a), 1202697(b), 1202709(c) e 1203037(d) respectivamente - Nital 3%	48
27.	Figura 4.10 – Determinação do tamanho de bolhas nas corridas 1203175(a), 1203324(b), 1207772(c) e 1205494(d) - ataque com Nital 3%	49
28.	Figura 4.11: Imagem de blowholes em MEV com tensão de aceleração de 15 KV.....	49
29.	Figura 4.12: Imagem de blowholes em MEV com tensão de aceleração de 15 KV spectrum 1	50
30.	Figura 4.13 : Imagem de blowholes em MEV com tensão de aceleração de 15 KV spectrum 2	51

LISTA DE SIGLAS E SÍMBOLOS

UFPA	- Universidade Federal do Pará
FEMAT	- Faculdade de Engenharia de Materiais
Fe	- Ferro
C	- Carbono
AISI	- American Iron and Steel Institute
ASTM	- American Society for Testing and Materials
ABNT	- Associação Brasileira de Normas Técnicas
MEV	- Microscopia eletrônica de varredura
EDS	- Espectroscopia por energia dispersiva de raios X
μm	- Micrômetro
%	- Percentual
Mm	- Milímetro
T_L	- Linha liquidus
T_S	- Linha solidus
C	- Concentração
S	- segundos
G	- Grama
Qd	- Seção quadrada

SUMÁRIO

RESUMO	7
ABSTRACT.....	8
LISTA DE TABELAS.....	9
LISTA DE FIGURAS.....	10
LISTA DE SIGLAS E SÍMBOLOS.....	12
CAPITULO I	
1. INTRODUÇÃO.....	15
1.1. OBJETIVOS.....	17
1.1.1. Objetivo Geral.....	17
1.1.2. Objetivos Específicos.....	17
CAPITULO II	
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
2.1. O PROCESSO DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO	18
2.2. DISTRIBUIDOR (TUNDISH)	21
2.2.1. Molde ou resfriamento primário	22
2.2.2. Condições de lubrificação	22
2.3. METALURGIA NA FORMAÇÃO DE POROSIDADE	23
2.4. TERMODINÂMICA NA FORMAÇÃO DE POROSIDADES	25
2.5. ESTRUTURS DE LINGOTES	29
2.6. DEFEITOS EM TARUGOS DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO	31
2.6.1. Defeitos de forma	31
2.6.2. Defeitos internos	32
CAPITULO III	
3. MATERIAIS E MÉTODOS	35
3.1. ANÁLISE EXPERIMENTAL.....	35
3.2. MATERIAL UTILIZADO.....	36
3.3. SEPARAÇÃO DAS CORRIDAS PARA INSPEÇÃO DE QUALIDADE.....	37
3.4. CORTE TRANSVERAL E INSPEÇÃO VISUAL.....	37
3.5. LEVANTAMENTO DAS PRINCIPAIS CAUSAS OPERACIONAIS.....	39
3.6. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS PARA CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL	39
3.7. MICROSCOPIA ÓPTICA E TAMANHO DE BOLHAS.....	40
3.8. MICROSCOPIA ELETRONICA DE VARREDURA	40

CAPITULO IV

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	41
4.1. INSPEÇÃO VISUAL DAS CORRIDAS COM BLOWHOLES	41
4.2. LEVANTAMENTO DAS PRINCIPAIS CAUSAS OPERACIONAIS	44
4.3. MICROESTRUTURA DAS CORRIDAS COM BLOWHOLES	45
4.3.1. Microscopia óptica com reagente nital 3%	45
4.3.2. Determinação do tamanho de bolhas.....	47
4.4. MICROSCOPIA ELETRONICA DE VARREDURA	50

CAPITULO V

5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS.....	52
5.1. CONCLUSÕES.....	52
5.2. PLANO DE AÇÃO CORRETIVA.....	53
5.3. PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS.....	54
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	55

Capítulo I

1. INTRODUÇÃO

A partir de década de 1960, a produção de tarugos, blocos e placas, destinados às laminações de acabamento, passou, pouco a pouco, a ser realizada via processo de lingotamento contínuo, ao invés do tradicional processo via lingotes. Nesse processo, o aço líquido é vazado, da panela, em um recipiente próprio conhecido como distribuidor (“tundish”), passando daí para moldes de cobre refrigerados, que tem as seções transversais com as formas e dimensões, dos tarugos, blocos ou placas, que são adequadas ao uso direto nas laminações [8].

Os produtos do lingotamento contínuo destinado a laminação de fio máquina, barras e perfis pequenos e médios são conhecidos como tarugo. A maioria das laminações utiliza tarugos de seção quadrada, com lados variando de Q_d 80 x 80mm a Q_d 160 x 160mm.[15].

Na Sinobras, siderúrgica norte Brasil primeira usina integrada do norte e nordeste do Brasil são utilizados somente tarugos produzidos em lingotamento contínuo. Esses tarugos são sempre de seção quadrada, com raios de arredondamento dos cantos da ordem de 5% da dimensão do lado do quadrado. As dimensões das seções dos tarugos variam, de uma laminação para a outra, em função das características dos equipamentos, bem como dos produtos finais a serem obtidos.

Alguns defeitos podem ocorrer nos tarugos produzidos por lingotamento contínuo, sejam internos ou externos e surgem sempre durante a fase de solidificação e resfriamento do aço. Quando surgem defeitos nos tarugos de lingotamento contínuo, eles podem afetar a qualidade dos produtos acabados e, portanto, é importante que sejam corretamente identificados, para que sejam tomadas medidas corretivas para evitar a ocorrência de má qualidade. Nos produtos acabados pode-se classificar os defeitos dos tarugos de lingotamento contínuo em [4].

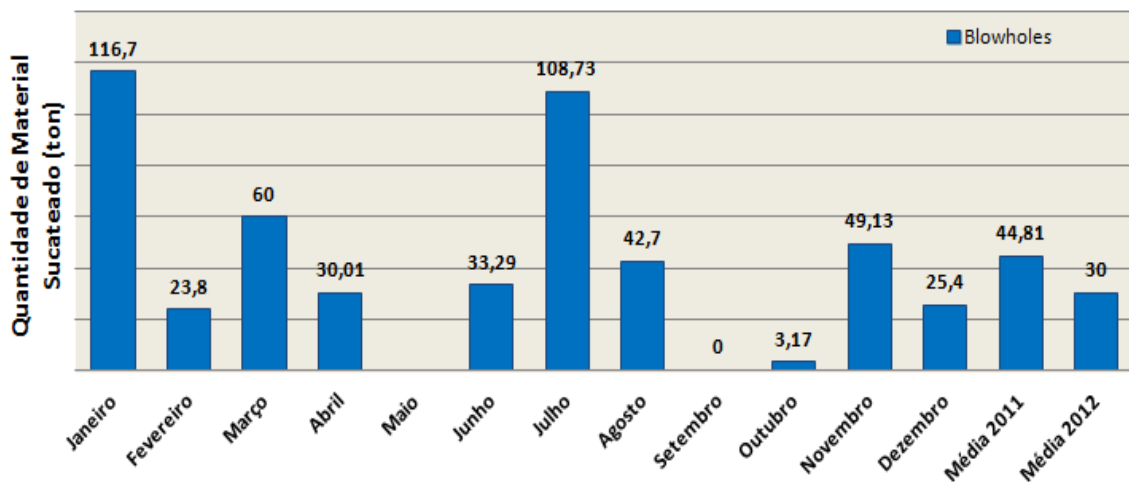
- Defeitos de forma;
- Defeitos internos;

- Defeitos superficiais.

O presente trabalho abordou os defeitos internos de blowholes (bolhas superficiais). Tratam-se de pequenas cavidades logo abaixo da superfície do tarugo, geralmente distribuídas ao longo de todo o perímetro subcutâneo da seção transversal, as mesmas se encontram dissolvidas no aço líquido e vão se despreendendo logo após a solidificação da pele do tarugo, ficando, portanto, aprisionadas.[4].

Os defeitos de bolhas superficiais é um dos principais defeitos do processo de lingotamento contínuo de aços representando uma perda em média em 2012 de 30 toneladas de aço mensal como mostra a figura 1.

Figura 1: Gráfico do histórico da quantidade de material sucateado (ton)



Fonte: Autor

O trabalho abordará os principais métodos de caracterização deste tipo de defeito mediante técnicas metalográficas para determinação do nível de gravidade, características microestruturais como formato e dimensões, análise dos principais fatores operacionais com objetivo de conhecer melhor o comportamento desse defeito para obter menores perdas de aço na aciaria e maior qualidade no produto fornecido a laminação.

1.1. OBJETIVOS

1.1.1. OBJETIVO GERAL

O presente trabalho teve por objetivo fundamental determinar os principais fatores na formação de defeitos internos de solidificação *blowholes* em tarugos de aço baixo carbono da Sinobras, através das principais técnicas de caracterização metalográficas e a elaboração de um plano de ação para redução do material sucateado por motivo de *blowholes* no processo de lingotamento contínuo em Aciaria Elétrica EAF.

1.1.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Caracterizar as amostra de tarugos com *blowholes* mediante análises metalográficas.
- Determinar as principais características microestruturais dos defeitos de *blowholes* em amostras de tarugo de aço.
- Determinar o tamanho das bolhas formadas mediante quantificação metalográfica com técnicas de caracterização.
- Determinar as principais causas de formação de *blowholes* em tarugos de aço na Sinobras.
- Analisar os níveis de *blowholes* em tarugos de aço determinando os parâmetros operacionais que controlam a formação dos mesmos como: níveis de H, CO e N; óleo lubrificante do molde, curva de secagem de refratários de painéis e distribuidores, basicidade da escória.
- Correlacionar as principais características dos defeitos de *blowholes* atribuindo possíveis medidas preventivas.

CAPÍTULO II

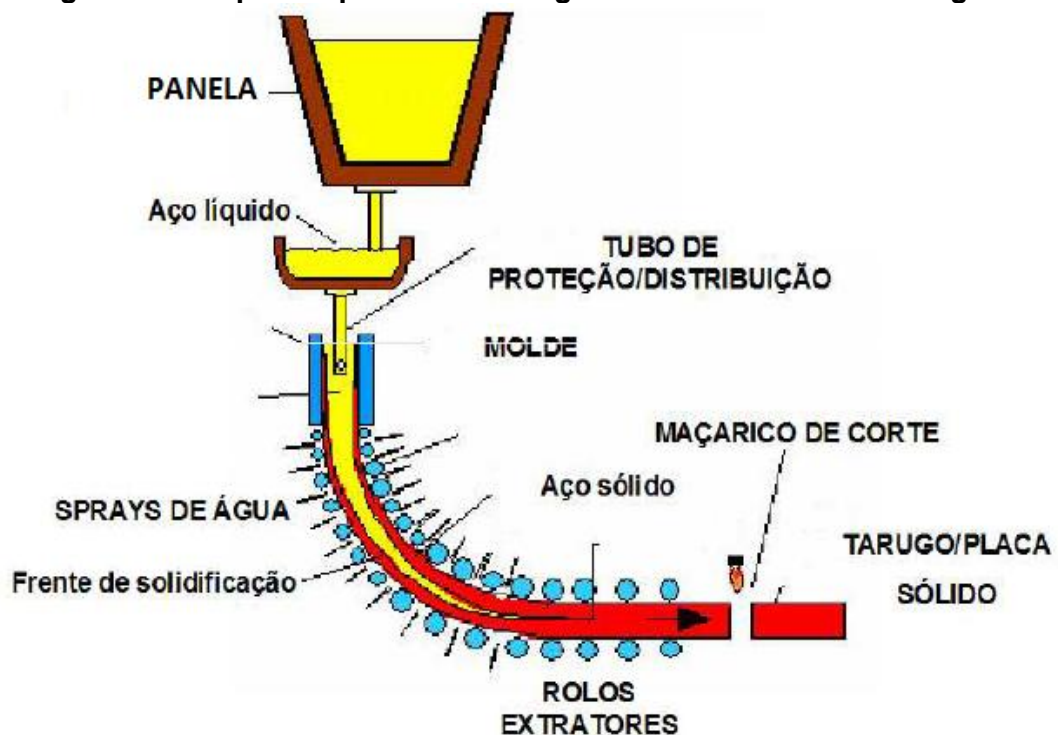
2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1. O PROCESSO DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO

O processo de lingotamento contínuo é um processo de transferência de calor, no qual o metal líquido é transformado via solidificação em um produto sólido semi-acabado. O processo é utilizado na produção de chapas e tiras de um grande número de ligas de metais não-ferrosos, mas sob o ponto de vista tecnológico o lingotamento contínuo de aços se sobressai em importância, já que esse processo é responsável por cerca de 90 % de todo aço produzido no mundo [6]

A figura 2.1 mostra uma representação esquemática de um equipamento de lingotamento contínuo de aços. O resfriamento ocorre em três etapas sequenciais: em um molde de cobre ou liga de cobre refrigerado a água, em conjuntos de sprays de água (ou mistura de ar e água) com capacidades variáveis de extração de calor e no ar através da transferência de calor por radiação.

Figura 2.1: Etapas do processo de lingotamento contínuo em tarugos.



Uma panela transfere o aço líquido a um distribuidor, que por sua vez se encarrega de alimentar o molde através de um tubo de imersão. A solidificação inicia-se no molde com a formação de uma casca sólida, que na saída do molde deve ser suficientemente espessa para suportar a pressão interna do metal líquido (pressão ferrostática) e as tensões mecânicas de extração do lingote (etapa de resfriamento primário), caso contrário ocorrerá uma ruptura dessa camada na saída do molde com consequente vazamento de aço líquido e interrupção do processo (*breakout*). Para evitar adesão da camada solidificada à superfície interna do molde, é necessária a adoção de um sistema de lubrificação, bem como um movimento oscilatório do molde. O ciclo de oscilação é geralmente senoidal, com velocidade descendente do molde superando a velocidade de extração do lingote [17]

Na sequência, o lingote abandona o contato com o molde e é resfriado diretamente em sua superfície através de sprays que borrifam água ou a mistura de ar e água na superfície do lingote, ao longo de uma série sequencial de zonas de resfriamento nas quais as capacidades de extração de calor vai progressivamente diminuindo, para atender critérios metalúrgicos de qualidade do produto (etapa de resfriamento secundário). Nessa etapa o lingote passa a ser guiado por um conjunto de rolos de suporte, sendo alguns deles também extratores. A solidificação é geralmente completada nessa região e o processo de resfriamento continua em uma etapa de radiação livre, culminando com o corte do lingote em segmentos adequados. [8].

No século XIX surge as primeiras idéias envolvendo lingotamento contínuo de metais e especialmente com a revolução industrial, o lingotamento contínuo de aços. As vantagens de tal processo em termos de ganhos no rendimento, repetibilidade, flexibilidade operacional, economia de energia são os principais propulsores do crescimento do lingotamento contínuo no mundo sendo atualmente responsável por mais de 90% de toda a produção de aço.

Basicamente três tipos de processos emergiram no desenvolvimento do lingotamento contínuo a partir das mais de 5000 patentes que vêm sendo publicadas ao longo dos anos e foram desenvolvidas até certo grau de maturidade industrial:

- **Processos com Molde Fixo (Sem lubrificação):** O molde ou é preso ao sistema de alimentação (máquinas de lingotamento horizontal) ou com uma superfície de metal livre (lingotamento para ligas não ferrosas com

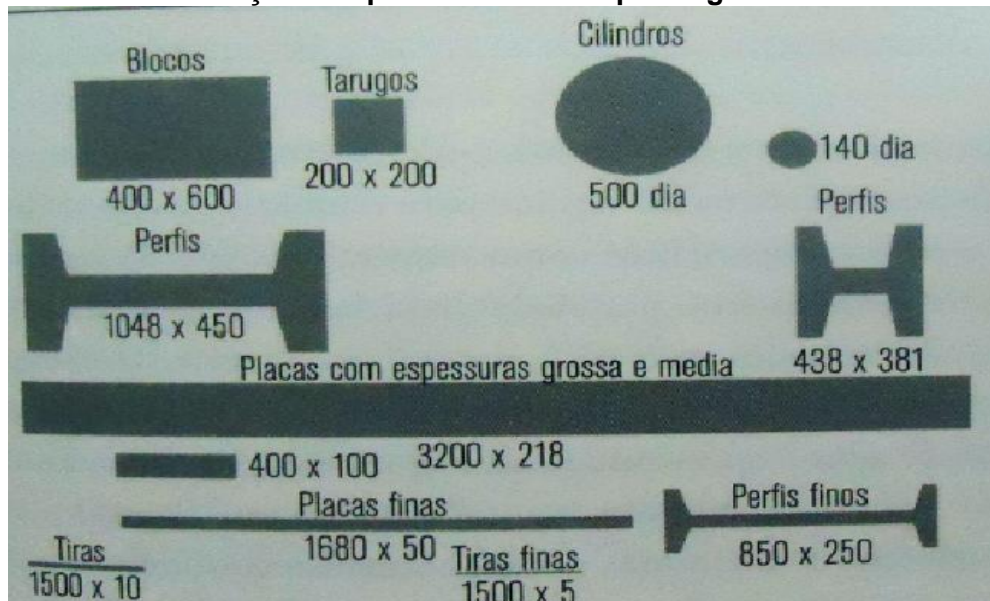
máquinas verticais) combinados com uma extração de veio intermitente para reduzir o atrito;

- **Processo com molde oscilante (Com lubrificação):** Onde a oscilação do molde para cima e para baixo com uma velocidade variável permite uma extração contínua do veio com baixíssimo atrito com as paredes laterais do molde, o qual é continuamente lubrificado por agentes como óleo vegetal, óleo mineral ou pó fundido;

- **Molde Progressivo:** Onde a cavidade do molde é formada por uma roda, rolo, correia ou combinação com uma superfície de metal livre. Normalmente nenhuma lubrificação é necessária além de um filme " não aderente". [10].

No lingotamento contínuo de metais, é comum dividir os produtos obtidos em diversas categorias: a) tarugos (billets) de secção transversal quadrada ou circular; b) blocos (blooms) com secção transversal quadrada, retangular ou cilíndrica; c) placas grossas e médias (slabs), com razão entre os lados entre os lados maior que 2; d) placas finas com espessura entre 20 e 70 mm (thin slabs) ; e) tiras com espessura entre 5 e 20 mm (strips) e f) tiras finas (thin strips) , com espessura menor que 5 mm conforme mostra figura 2.2.[3]

Figura 2.2: Classificação dos produtos obtidos por lingotamento contínuo.

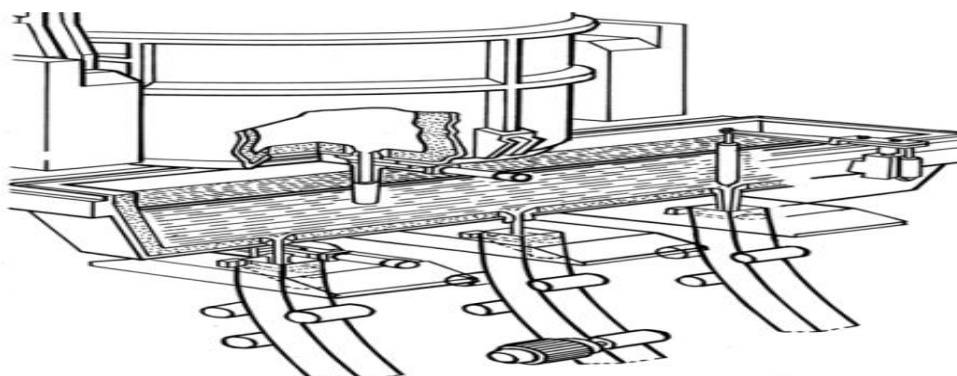


Fonte: ENERGY MANAGER TRAINING,2006

2.2. DISTRIBUIDOR (TUNDISH)

O distribuidor é o recipiente intermediário entre a panela vinda do forno e o molde onde o metal começará a solidificar. O conceito básico se de usar distribuidor foi o de alimentar e distribuir metal fundido para diversos moldes no equipamento (veios),mas além dessa função,ele pode ser utilizado para separar impurezas da liga em função do escoamento do metal líquido ou até mesmo realizar modificações na mesma , bem como controlar a velocidade de lingotamento.O distribuidor tem influencia significativa no desempenho e qualidade do produto final, sendo uma de suas principais características a capacidade volumétrica, o revestimento refratário responsável por manter a temperatura mais uniforme e constante possível durante a corrida e o fluxo de metal líquido até o molde [13]

FIGURA 2.3: Representação esquemática de um distribuidor de aço utilizado no lingotamento contínuo



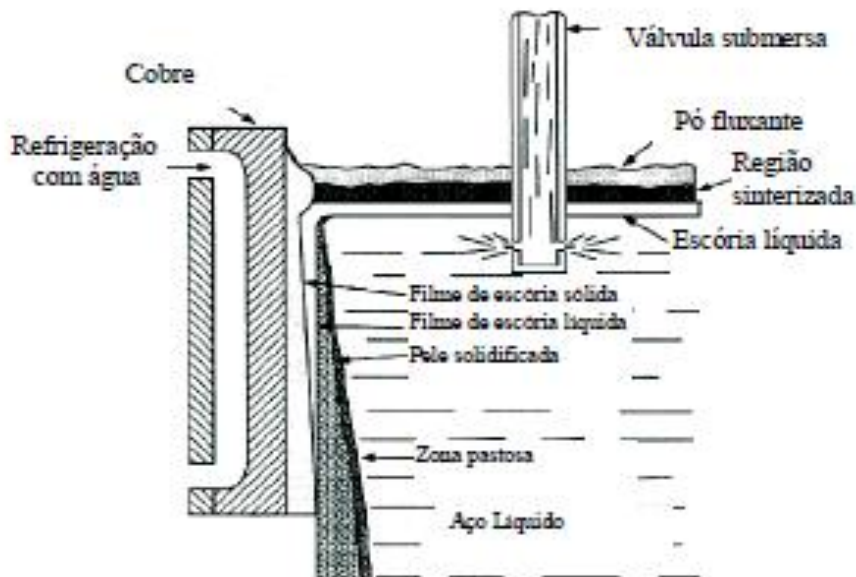
Fonte: COLTON,2006

A limpeza do aço no distribuidor pode ser feita por diferentes métodos,citando o uso de filtros ativos com esponja cerâmica de ativação química ou canais filtrantes, uso de barreiras e/ou diques que funcionam como redirecionadores do metal líquido e a injeção de gás inerte,geralmente argônio, pelo fundo do distribuidor, melhorando a mistura e arrastando inclusões e hidrogênio para a superfície. A geometria do sistema, o posicionamento dos obstáculos à passagem do metal líquido e a velocidade do fluido tem sido estudados visando melhorar a separação de inclusões não metálicas e a homogeneização do líquido resultando em aumento de qualidade do produto final.[18].

2.2.1. MOLDE OU RESFRIAMENTO PRIMÁRIO

A solidificação do aço no molde é realizada na medida em que há um fluxo de calor do aço líquido para a água de refrigeração do cobre, a figura 2.4 apresenta, esquematicamente, um corte do molde do processo de lingotamento contínuo.

Figura 2.4 – Molde do processo de lingotamento contínuo (ANDRADE, 2002).



Fonte: ANDRADE, 2002

Na figura 2.4 são apresentadas as várias regiões do molde, sendo elas: a região de aço líquido, a pele de aço sólido formada em contato com o molde refrigerado a água. Observa-se, também, a presença de uma camada de pó fluxante, adicionado ao molde com o objetivo de reduzir as forças de fricção entre a placa de cobre do molde e a pele de aço em solidificação, proteger a superfície livre na região do menisco do contato direto com a atmosfera, reter na escória fundida as inclusões que flutuam no molde[5].

Assim, o calor deve percorrer as diversas camadas apresentadas na figura 2.4 para se estender as etapas de transferência de calor ao longo do molde, é importante conhecer o caminho que o calor percorre desde o aço líquido até água de refrigeração. Nesse caminho, existem diversos mecanismos de transferência de calor, tais como: a convecção no aço líquido, a condução na pele de aço inicialmente formada, a radiação/condução/convecção na interface aço-placa de cobre do molde, a condução na placa de cobre e a extração de calor pela água de refrigeração [20].

Os parâmetros que controlam a etapa de resfriamento são numerosos e incluem: nível de metal líquido, características do molde como composição química, espessura da parede, tipos de suporte, conicidade, parâmetros de resfriamento, condições de oscilação e lubrificação [20].

2.2.2 CONDIÇÕES DE LUBRIFICAÇÃO

No lingotamento contínuo de tarugos, blocos e placas, a prática normal é o uso de óleos lubrificantes na interface metal/molde, isso no caso de vazamento com jato aberto. Para o vazamento com válvula submersa, utiliza-se a lubrificação com pós, que servem também para proteger a superfície do metal líquido. A transferência de calor do molde é de 15 a 20% superior quando se utiliza óleo em relação ao pó fluxante. [1]

O excesso de óleo lubrificante é prejudicial a qualidade interna e superficial do produto provocando defeitos como trincas, depressões, pinholes e *blowholes* que também estão associados ao próprio ar e nitrogênio do meio, por outro lado, a escassez de lubrificante pode proporcionar o colamento da casca sólida na parede do molde, provocando defeitos de palhas e sangrias, além de risco de breakout [2].

O pó fluxante, além de ter a função de absorver inclusões, deve formar um filme lubrificante sobre a superfície do lingote, pós fluxantes com alta cristalinidade são utilizados para reduzir o índice de trincas longitudinais pela redução da transferência de calor por radiação. Este filme pode ter estrutura vítrea ou cristalina, dependendo da natureza do pó fluxante : baixa ou alta basicidade, alta relação CaO/SiO_2 respectivamente. A formação de uma escória com maior basicidade proporciona melhor absorção de inclusões e a adição de alumina diminui a precipitação cristalina e favorece a vitrificação. [8]

2.3. METALURGIA NA FORMAÇÃO DE POROSIDADES

A pressão crítica de um gás para que uma bolha se torne estável no aço líquido pode ser representada pela equação 2.1, onde P_A é a pressão atmosférica, P_F é a pressão ferrostática, σ é a tensão superficial no ferro líquido e r é o diâmetro da bolha.

Para uma bolha de gás de 1,0 mm de diâmetro, a pressão em excesso devido à tensão superficial é somente de 0,02 atm a 0,03 atm. Para o tamanho de porosidades observadas em lingotamento, o efeito da tensão superficial torna-se insignificante. [21]

$$P_{total} = P_a + P_f + \frac{2\sigma}{r} \quad (2.1)$$

A formação de porosidades superficiais em lingotamento contínuo ocorrerá nos primeiros estágios da solidificação, a uma pequena distância abaixo do menisco, onde a pressão total é levemente superior à pressão atmosférica. Deste modo, pode-se utilizar o valor de 1,05 atm como pressão crítica para formação de blowholes.[9]

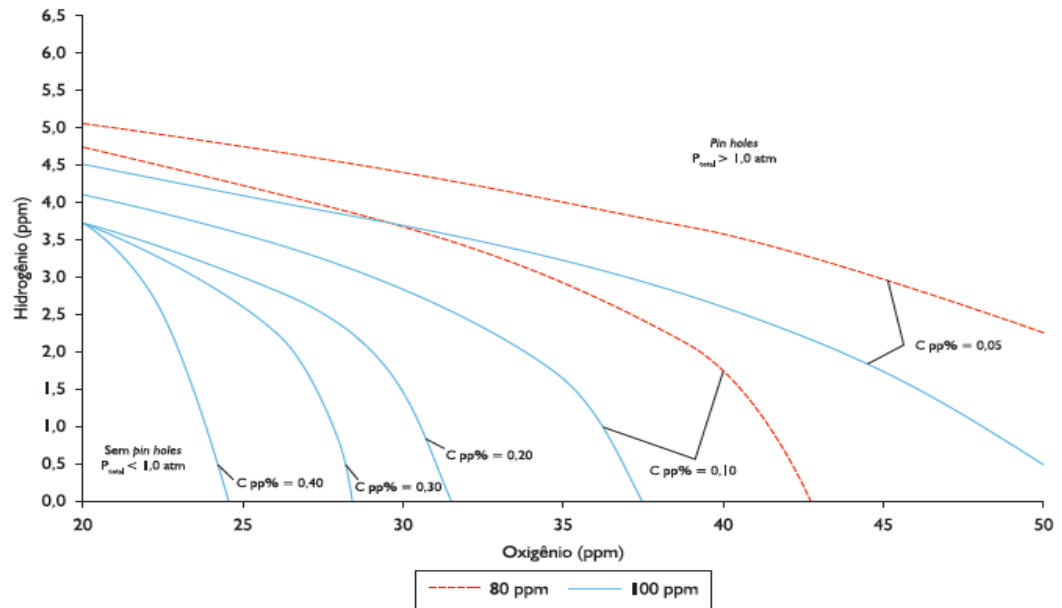
A pressão ferrostática cresce à medida que se afasta do menisco. Na saída do molde, a pressão ferrostática pode atingir 0,5 atm. Por isso, é usual identificar porosidades no tarugo até uma pele de espessura de 10 mm–12 mm, onde a pressão total já está próxima de 1,5 atm. [5].

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 2), então podem ser formadas “bolhas” ou “poros”.

$$P_{gas}^{max} = P_{H_2}^{max} + P_{N_2}^{max} + P_{CO}^{max} > P_{total} \quad (2.2)$$

Foram realizados experimentos com 14 corridas de aços conforme mostra figura 2.5 de composições químicas similares com teores de carbono variando de 0,15% a 0,20%, nitrogênio variando entre 80 ppm - 90 ppm, oxigênio na média de 20 ppm e hidrogênio, medido no lingotamento contínuo, variando de 4,5 ppm a 7 ppm. Todas as corridas apresentaram pressão máxima dos gases dissolvidos maiores que 1,0 atm. Portanto, foram observadas porosidades em todos os casos. No entanto, só quando a pressão máxima se encontrava acima de 1,5 atm, as porosidades causaram defeitos durante a laminação.

Figura 2.5 – Diagrama de formação de porosidades em aços de vários teores de carbono, para teores de nitrogênio entre 80 ppm e 90 ppm, teores de oxigênio entre 20 ppm e 50 ppm de hidrogênio até 6,5 ppm.



Fonte: JUNKER E KREUSER, 2005

2.4. TERMODINÂMICA NA FORMAÇÃO DE POROSIDADES

As equações termodinâmicas são necessárias para calcular a pressão parcial dos gases H_2 , N_2 e CO na frente de solidificação, a partir da concentração dos elementos no aço líquido. Gases diatômicos, como H e N , dissolvem-se no aço líquido e ficam em equilíbrio com a fase gasosa, equacionado pela lei de Sievert – Equações 2.3 a 2.15.

$$\frac{1}{2} H_2 = H \quad (2.3)$$

$$K_{H_2} = \frac{h_H}{\sqrt{P_{H_2}}} \quad (2.4)$$

$$h_H = f_H \times \% H \quad (2.5)$$

$$\ln K_H = -\frac{3770}{T} + 5.334 \quad (2.6)$$

$$\frac{1}{2} N_2 = N \quad (2.7)$$

$$K_{N_2} = \frac{h_N}{\sqrt{P_{N_2}}} \quad (2.8)$$

$$h_N = f_N \times \% N \quad (2.9)$$

$$\ln K_n = -\frac{433,2}{T} - 2,870 \quad (2.10)$$

$$CO = C + O \quad (2.11)$$

$$K_{\infty} = \frac{h_C \times h_O}{P_{CO}} \quad (2.12)$$

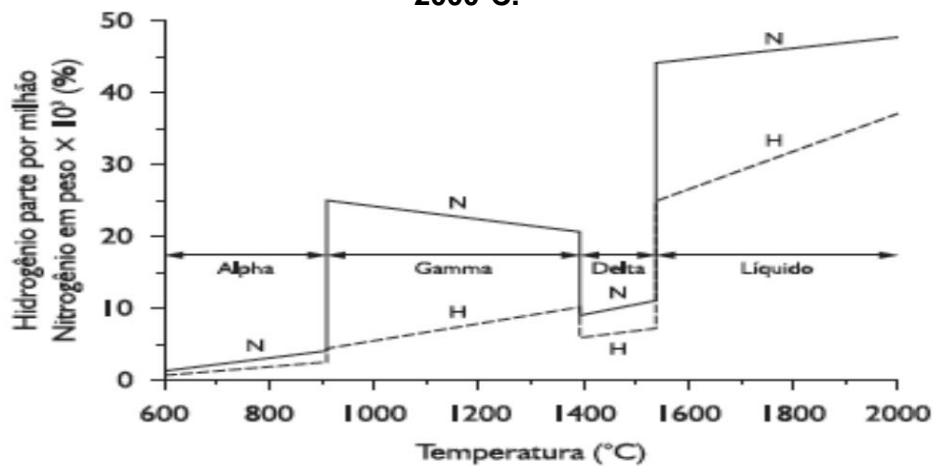
$$h_C = f_C \times \%C \quad (2.13)$$

$$h_O = f_O \times \%O \quad (2.14)$$

$$\ln K_{CO} = \frac{2690}{T} + 4,767 \quad (2.15)$$

A figura 2.6 mostra que as solubilidades do hidrogênio e nitrogênio se reduzem ao passar do líquido para o sólido. Na transformação de fase $L \rightarrow \delta$ (fase delta), a solubilidade máxima do nitrogênio cai de 450 ppm no líquido, para não mais que 120 ppm no sólido δ . Em γ , a solubilidade volta a crescer. Pode-se então afirmar que os aços de baixo carbono, que têm expressiva fração de δ na transformação de fases, são críticos para a formação de porosidades.[19].

Figura 2.6 – Solubilidade do N e do H no ferro para a faixa de temperatura de 600°C a 2000°C.



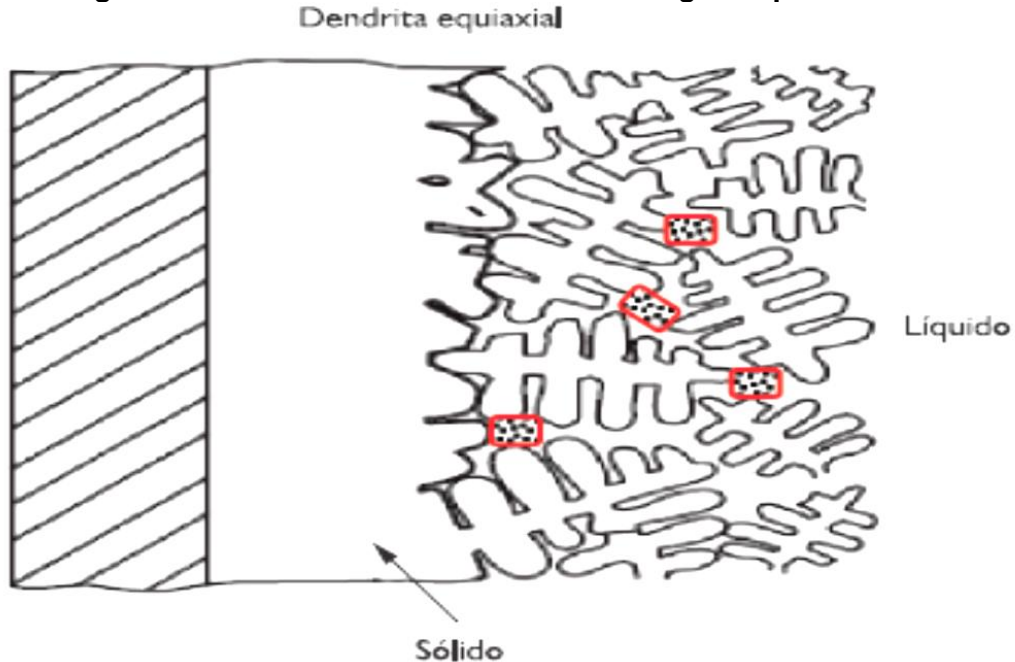
Fonte: TURKDOGAN,1996

O soluto rejeitado pelo sólido enriquece o líquido remanescente na frente da solidificação. Essa concentração de hidrogênio e nitrogênio, fortemente aumentada, é utilizada para cálculo da pressão parcial máxima dos gases. O carbono e o oxigênio apresentam o mesmo comportamento descrito. Tanto a concentração “enriquecida” de carbono quanto de oxigênio são utilizadas para a previsão da pressão parcial máxima de CO [7].

A figura 2.6 mostra, esquematicamente, o processo de crescimento das dendritas na zona líquido-sólido. Com o crescimento da fração solidificada, há um enriquecimento progressivo de soluto no líquido remanescente retido entre os braços das dendritas. As porosidades surgem nesses pequenos volumes de líquido retido, onde a soma das pressões parciais dos gases pode superar o valor da pressão total[12].

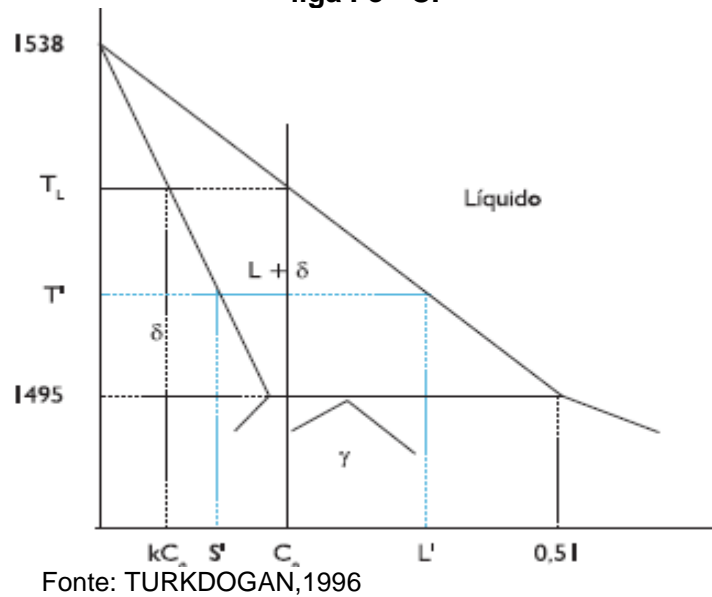
O processo de transformação líquido \rightarrow sólido de um aço está indicado na Figura 2.8. A solidificação inicia-se na temperatura T_L , com um líquido de composição C_0 e um sólido de composição kC_0 (k é o coeficiente de partição). Na temperatura $T' < T_L$, a fração solidificada cresce e o líquido enriquecido de soluto passa a ter a composição L' . Imediatamente antes da reação peritética $L + Fe\bar{\delta} \rightarrow Fe\gamma$, a temperatura atinge 1.495°C e o teor de carbono no líquido alcança $0,51\%$. Os modelos surgem para explicar a evolução da composição química do sólido e do líquido em função da fração solidificada (g). Para $C_0=0,20\%$, a reação peritética ocorre com a fração solidificada $g=0,759$.[]

Figura 2.7 – Crescimento de dendritas na região líquida - sólida.



Fonte : HUANG AND LIU,1996

Figura 2.8 – Representação esquemática do diagrama de transformação de fase da liga Fe - C.



O enriquecimento do soluto durante a solidificação do aço líquido é estimado pelo modelo proposto por Turkdogan, na década de 60.[19]

O modelo considera que todos os elementos solutos estão completamente misturados nos pequenos volumes de líquido retido entre os braços das dendritas e suas concentrações crescem progressivamente durante a solidificação, conforme apresentado pela equação 2.16 onde C_0 é a concentração inicial uniforme do elemento em % em massa no líquido; k é o coeficiente de partição do elemento entre o sólido $Fe\delta$ ou $Fe\gamma$ e o líquido e g representa a fração do líquido solidificado, na forma.

$$C_l = \frac{C_0}{1 - (1 - k)g} \quad (2.16)$$

O modelo de Turkdogan originalmente não leva em consideração a transformação de fase de $Fe\delta$ para $Fe\gamma$, quando o líquido solidifica, e é válido somente para aços de baixo carbono ($\% C < 0,15\%$).

O modelo proposto por [19] utiliza as mesmas equações para cálculo do enriquecimento do soluto adotadas por Turkdogan, mas incluindo a reação peritética, além de considerar o modelo de Scheil para os elementos substitucionais silício e manganês.

O coeficiente de partição dos solutos é distinto para as reações $L \rightarrow \delta$ e $L \rightarrow \gamma$. Devido ao maior valor de K_C , K_H e K_N no $Fe\gamma$ do que no $Fe\delta$, as concentrações ou pressões parciais desses elementos atingem um valor máximo na reação

peritética. Não se deve esperar uma diferença tão significativa nos teores de oxigênio após a reação peritética. Os coeficientes de partição do oxigênio são similares nas fases δ e γ . Como são os mais baixos entre os demais elementos, é uma indicação da menor solubilidade em qualquer uma das fases e uma tendência de maior segregação no líquido remanescente[5]

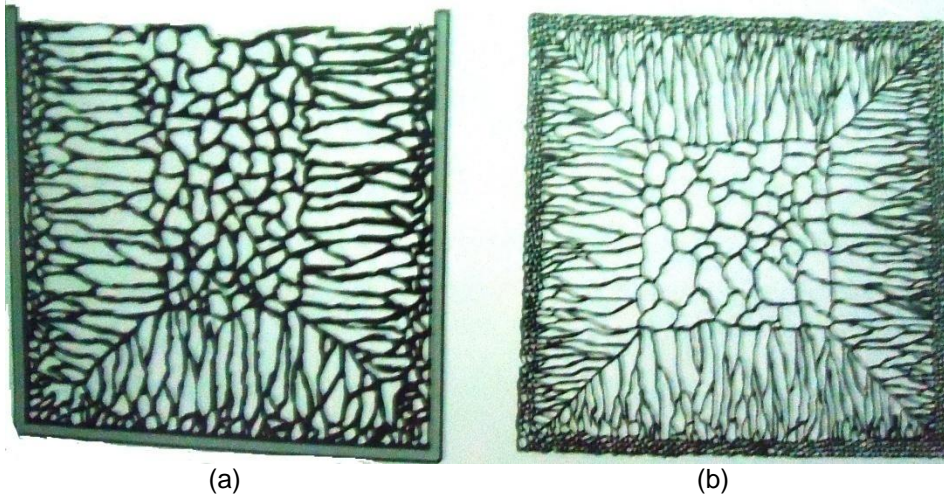
Diferentemente do hidrogênio e nitrogênio, a concentração de oxigênio não pode crescer livremente. Os elementos desoxidantes silício, manganês e alumínio, presentes no aço líquido, reagem com o oxigênio formando óxidos e representam um “freio” ao crescimento do oxigênio. A previsão acurada do oxigênio é um das maiores dificuldades do modelo[19]

2.5. ESTRUTURA DE LINGOTES

O produto do processo de lingotamento contínuo é chamado de lingote. Os lingotes são fundidos projetados para otimizar a estrutura de solidificação, levando em consideração o trabalho mecânico posterior a que serão submetidos. Lingotes comerciais apresentam, em geral, três zonas de estrutura diferentes, como mostra figura 2.9.

- Zona equiaxial fina na superfície: esta zona aparece devido a farta nucleação que ocorre quando o metal é vazado e entra em contato com as paredes frias do molde (ou da lingoteira). Os cristais nessa região são dendríticos e equiaxiais. Seu crescimento é limitado pela presença de outros núcleos.
- Zona colunar: à proporção que o crescimento da zona equiaxial prossegue em direção ao interior do metal vazado, os cristais favoravelmente orientados em relação ao fluxo térmico crescerão mais rapidamente.
- Zona equiaxial central: se o líquido no interior do molde (ou do lingote) chegar a ficar superesfriado, pode ocorrer o crescimento equiaxial central. Este crescimento pode partir de núcleos existentes na região ou de pontas de dendritas trazidas por correntes de convecção.

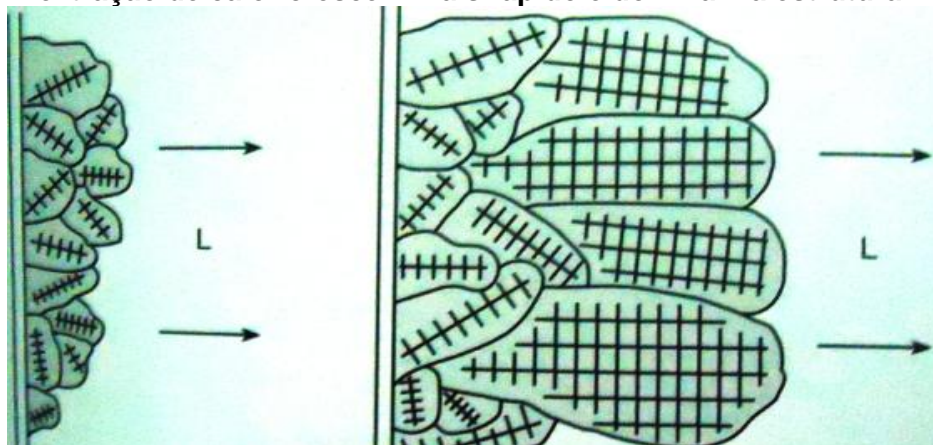
Figura 2.9: Diferentes estruturas em um lingote. (a) corte longitudinal e (b) corte transversal, as mesmas ocorrem em produtos de lingotamento contínuo.



(a)
Fonte: GARCIA,2006

(b)

Figura 2.10 : Transição da zona de cristais equiaxiais finos para zona de crescimento colunar. Os grãos com orientação cristalográfica favorável em relação à direita de extração de calor crescem mais rápido e dominam a estrutura.



Fonte: GARCIA,2006

É importante observar que nem sempre as três zonas estão presentes em lingotes comerciais. A ocorrência de cada uma das zonas pode ser favorecida ou dificultada por determinados fatores, inclusive o tipo do aço em questão.

Produtos de lingotamento contínuo têm a mesma variação de estrutura ao longo da seção. Junto ao molde tem-se uma camada equiaxial fina, seguida de uma zona colunar. Frequentemente se observa também uma zona de cristais equiaxiais centrais. A variável que tem maior influência sobre a extensão relativa das zonas colunar e equiaxial é o superaquecimento no lingotamento[6].

Atenção especial deve ser dada às várias estruturas que se desenvolvem no aço desde a solidificação até o resfriamento completo e, eventualmente, tratamento térmico. À medida que os cristais colunares solidificam, com uma mesma orientação

cristalográfica, podem gerar grãos da primeira fase que se solidificam ou podem sofrer, ao longo do resfriamento associado, transformações de fase no estado sólido, que mascaram os contornos de grãos decorrentes da solidificação[6]

2.6. DEFEITOS EM TARUGOS DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO

Alguns defeitos podem ocorrer nos tarugos produzidos por lingotamento contínuo, sejam internos ou externos e surgem sempre durante a fase de solidificação e resfriamento do aço. Quando surgem defeitos nos tarugos de lingotamento contínuo, eles podem afetar a qualidade dos produtos acabados e, portanto, é importante que sejam corretamente identificados, para que sejam tomadas medidas corretivas para evitar a ocorrência de má qualidade. Nos produtos acabados podemos classificar os defeitos dos tarugos de lingotamento contínuo em defeitos de forma, defeitos superficiais e defeitos internos.[9]

2.6.1 DEFEITOS DE FORMA

Os defeitos de forma são formados a partir do mal desenvolvimento da estrutura bruta de solidificação do tarugo, podendo ser classificados como: romboidade; abaulamento/achatamento; empeno ou torção.

A romboidade (off-squareness) é um defeito comum em diversas usinas, onde a seção do tarugo apresentam faces opostas paralelas, porém possui dois ângulos opostos maiores que 90° , com duas diagonais com medidas diferentes.

Este defeito tem origem no molde, devido a solidificação diferenciada entre os cantos do tarugo e as faces. O mesmo é agravado na refrigeração secundária, se ocorrerem falta de alinhamento entre molde-veio; sprays desalinhados ou entupidos e vazões de água nos sprays inadequadas e mal direcionadas. Normalmente a perda de esquadria máxima aceitável é de 2 a 3%, mas em alguns casos se aceita de 4 a 5%. [1]

O abaulamento é uma distorção da forma do tarugo que causa um abaulamento em duas faces opostas de forma côncava ou convexa. A convexidade pode ser resultado de alta velocidade de lingotamento, refrigeração secundária insuficiente, pequena conicidade do molde, pressão de desempenho elevada e a

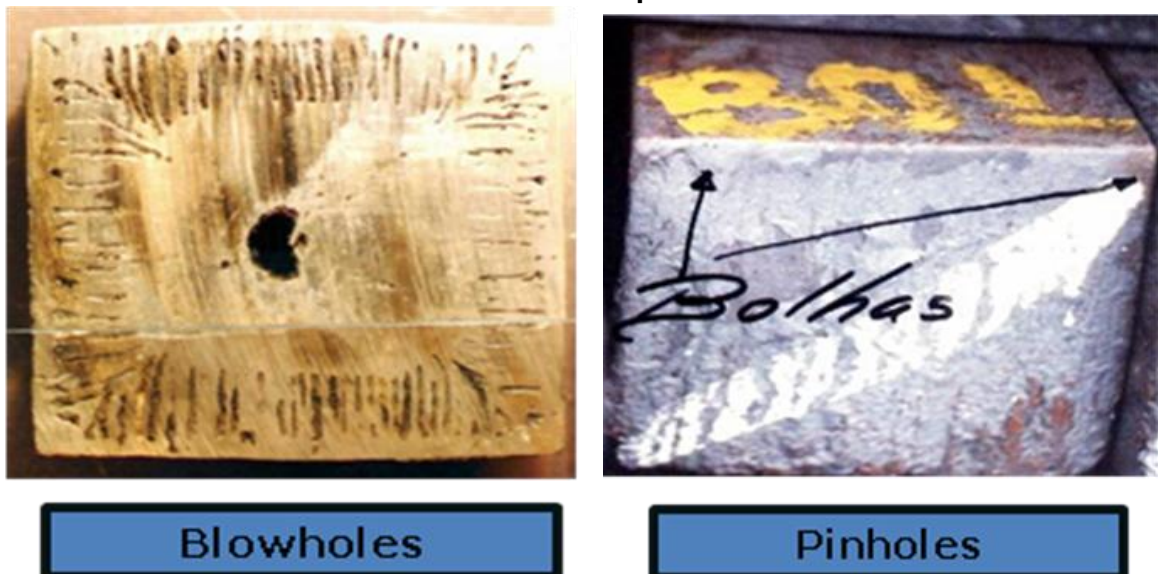
concauidade proveniente de grande conicidade do molde e intenso resfriamento secundário. Estes defeitos não apresentam grande influência, mas as trincas ligadas e essas deformações podem ser perigosas se estão próximas à superfície do tarugo podendo aflorar durante a laminação.

2.6.2 DEFEITOS INTERNOS

Os defeitos internos são em sua grande maioria oriundos de uma má formação na estrutura bruta de solidificação do lingote produzido em máquinas de lingotamento contínuo, sendo os mais conhecidos a porosidade interna, macroinclusões, blowholes, pinholes, trincas "off corner" etc.

Os defeitos de bolhas em tarugos produzido por lingotamento contínuo são os blowholes e pinholes, ambos são oriundos do desprendimento de gás do aço, sendo conhecido como defeitos grosseiros, logo abaixo da superfície e bastante comuns para todos os aços semi acalmados lingotados com óleo. Os "pinholes" podem provocar defeitos críticos no produto laminado, caso ocorra uma penetração considerável ou acúmulo em uma determinada região.[21]

Figura 2.11: Defeitos internos em tarugos de aço. À esquerda defeito de blowholes e a direita defeito de pinholes.



Fonte: ZHANG,2001

As bolhas superficiais ou *blowholes* apresentam formação de carepa na superfície e certa descarbonetação na matriz metálica a redor da bolha, a carepa

impede a solda durante a laminação. O defeito gerado pelo *pinholes* é normalmente pequeno, porém se forem mais profundos e estiverem em grandes quantidades podem dar lugar a defeitos indesejáveis. O tempo de permanência e a temperatura no forno de preaquecimento caso o tarugo tenha pinholes também podem agravar a situação. Os valores normais de vazão de óleo estão entre 30 e 40 ml/min, dependendo das características do óleo, bitola lingotada e velocidade de lingotamento.

Para minimizar a formação de pinholes não só é importante assegurar-se que adição de óleo esteja dentro de valores normais, fazendo curvas de calibração dos reostatos, mas também é bom verificar que a distribuição seja homogênea na seção transversal. Isto pode ser feito no intervalo entre sequências, mediante uma caixa com compartimentos que receba na base do molde o óleo que desce, durante um tempo definido e uma posição determinada do reostato. A distribuição homogênea do óleo é favorecida por ranhuras de lubrificação estreitas e utilização de uma vedação ou "gasket" que impede um excesso de óleo nos cantos.[12]

Figura 2.12: À esquerda seção transversal de tarugo com blowholes e a direita seção próxima da superfície para visualização das características do defeito.



Fonte: JUNKER,2005

Um caso extremo, originado por presença excessiva de hidrogênio é a deficiência na secagem do revestimento novo de uma panela. As bolhas começam a aproximadamente 5 mm da pele, após a faixa "chill", e terminam neste caso a uns 25 mm, quando a pressão ferrostática compensa a pressão de óleo nos cantos. É interessante observar a forma das bolhas, em relação ao mecanismo de formação. Estas bolhas as vezes, quando observadas imediatamente após o ataque com reativo de Oberhofer, apresentam segregação na direção de solidificação, isto tem a ver com o mecanismo de formação de bolhas no espaço interdendrítico.[11]

Existem diversos modelos baseado na físico-química que permitem avaliar as condições para evitar a formação de bolhas durante o lingotamento. Estes modelos se baseiam no postulado que a formação de bolhas durante a solidificação do aço é uma consequência da microsegregação de soluto durante a solidificação dendrítica do aço líquido e a interação de soluto no líquido interdendrítico enriquecido por impurezas.

Os solutos dissolvidos no aço líquido que contribuem à formação de bolhas são, para o caso de aços lingotados sem injeção de argônio, o H, N e CO. Quando a soma das pressões parciais de equilíbrio destes solutos no líquido interdendrítico supera a pressão externa nesse ponto, se geram as bolhas de gás, resultando na expulsão do líquido interdendrítico e na formação de poros que ficam aprisionados e crescem dentro da rede de dentritas, podemos descrever isso mediante a equação:

$$p_{H_2} + p_{N_2} + p_{CO} > P_s + P_f + 2\sigma/r \quad (2.17)$$

Onde :

P_s – Pressão atmosférica sobre a superfície do aço líquido;

P_f - Pressão ferrostática na localização do poro;

σ/r - Tensão superficial do aço líquido em contato com a bolha de gás de raio

Para os aços ao Si-Mn, o problema passa por obter uma desoxidação suficiente para evitar a formação de poros sem dar lugar à obstrução da válvula da panela ou distribuidor por formação de inclusões parcialmente sólidas "clogging". Nas referências há uma boa discussão do problema para o caso dos aços de baixo carbono acalmados com silício e manganês. O procedimento de injetar arame de alumínio no molde pode ser uma solução para o problema, mas traz consequências, tais como inclusões duras, tendência à incrustação de escória, dificuldade para o controle do tamanho de grão, etc.

Capítulo III

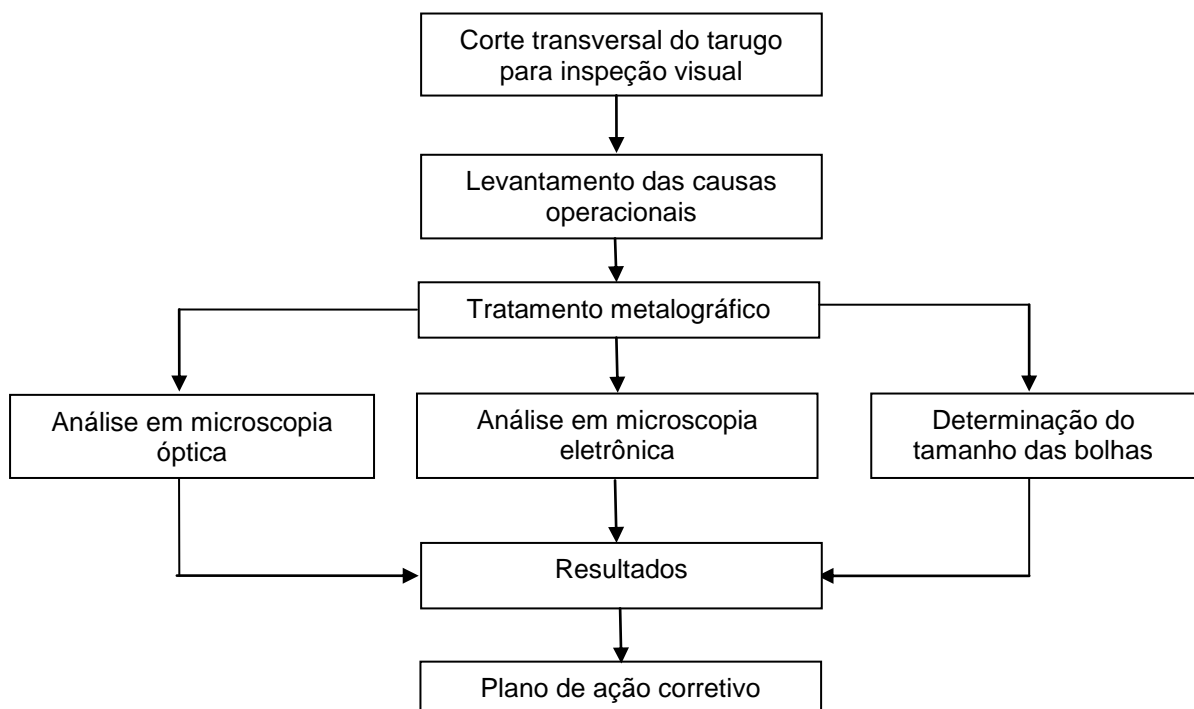
3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. ANÁLISE EXPERIMENTAL

Para a realização deste trabalho experimental, adotou-se um planejamento conforme o fluxograma mostrado na figura 3.

- 1- Separação das corridas com defeito;
- 2- Corte transversal de tarugos e inspeção visual (macroestrutura);
- 3- Levantamento das principais causas operacionais de origem do defeito;
- 4- Tratamento metalográfico (preparação de amostras);
- 5- Análise em microscopia óptica;
- 6- Determinação do tamanho das bolhas;
- 7- Análise em microscopia eletrônica;
- 8- Resultados
- 9- Correlação e plano de ação corretiva.

Figura 3.1: Fluxograma do Procedimento Experimental



Fonte: Autor

3.2. MATERIAL UTILIZADO

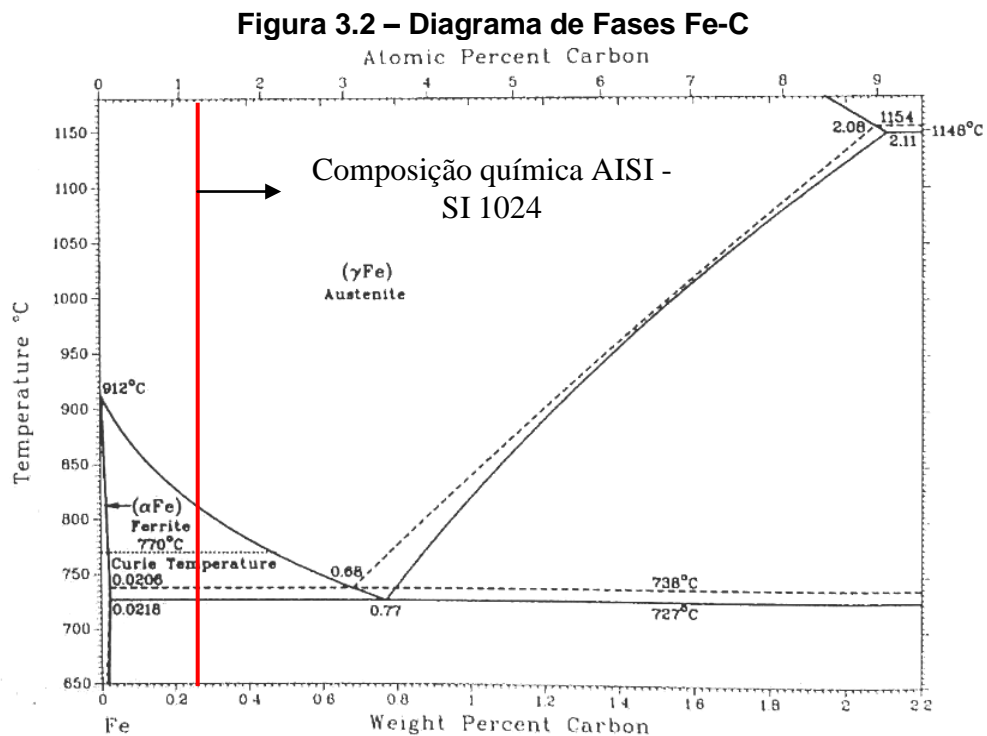
O aço estudado foi o AISI 1024 conforme mostra tabela 3.1 obtida em forno elétrico EAF a partir da fusão de sucata e gusa líquido. Após a fusão e refino, o aço foi tratado quimicamente em forno panela com adição de ligas e gases nitrogênio e argônio. O mesmo foi lingotado em máquina de lingotamento contínuo de 13 toneladas com 3 veios na faixa entre 1526 a 1565°C. Após completa solidificação foi realizado corte, separação e inspeção da qualidade do material para o processo de laminação de vergalhões CA 50 em bitolas que variam de 6,30 a 25 mm.

TABELA 3.1 – Composição Química do aço AISI 1024

Constituintes	C	Si	Mn	S	P	Cu	N	Carbono Equivalente
Mínimo	0,22	0,15	0,60	0	0	0	0	0,371
Máximo	0,28	0,30	0,90	0,05	0,05	0,40	0,01	----

Fonte: Autor

A figura 3.2 mostra o diagrama de fases para o aço AISI 1024. Em destaque sob a linha vermelha encontra-se a composição analisada.



3.3. SEPARAÇÃO DAS CORRIDAS PARA INSPEÇÃO DE QUALIDADE

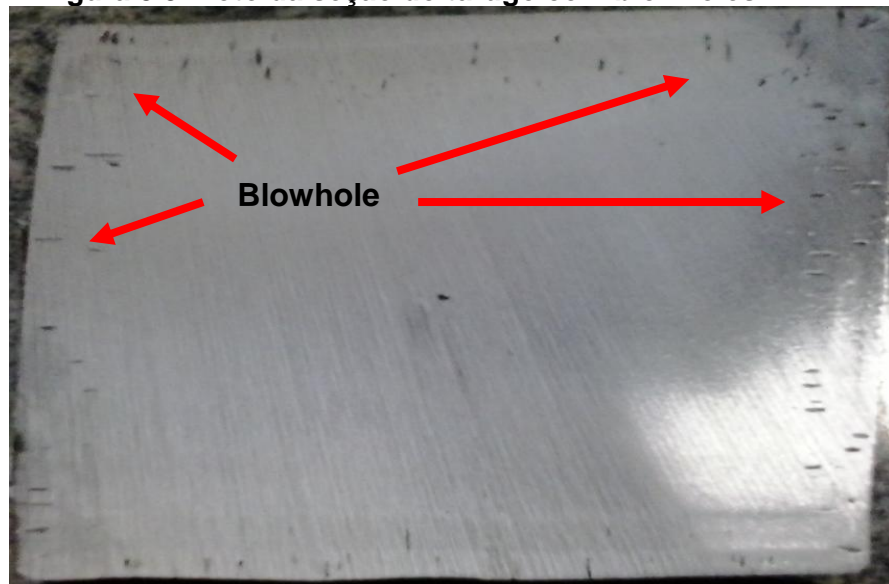
A partir da rotina de inspeção de qualidade realizada pela equipe do lingotamento contínuo, separou-se diversas corridas mediante amostragem de tarugos 130 mm X 130 mm por turma de produção, para análise dos principais defeitos de solidificações e posterior liberação para a etapa de laminação.

3.4. CORTE TRANSVERSAL E INSPEÇÃO VISUAL

Os tarugos amostrados foram seccionados com a serra fita, permitindo a análise dos principais defeitos de solidificação como porosidade central, pinholes, blowholes, trinca de canto e trinca interna conforme mostra figura 3.4.

A figura 3.3 mostra a seção quadrada do tarugo de 130 mm² com presença de blowholes acentuados por toda a peça.

Figura 3.3: Foto da seção do tarugo com blowholes.



Fonte: Autor

Figura 3.4: Inspeção interna de tarugos de aço médio carbono por turma de produção.

INSPEÇÃO INTERNA					
DATA	08/jun	CORRIDA	1203324	TURMA	C
TRINCA INTERNA			ISENTO		
TRINCA DE CANTO			ISENTO		
BLOW HOLES			MÉDIO		
PIN HOLES			ISENTO		
POROSIDADE CENTRAL			LEVE		

Fonte: Autor

Após a análise visual dos defeitos, realizou-se uma separação de doze corridas que apresentaram blowholes, os mesmos foram titulados pelo tamanho da extremidade ao centro em níveis leves, médios e altos. A partir das corridas levantou-se as principais ocorrências em seu processo como tempo de processamento no forno panela, composição química, condição do distribuidor para lingotamento, condição da panela na qual foi processada, nível de óleo no molde e condições operacionais da máquina de lingotamento contínuo como mostra tabela 3.2.

Tabela 3.2 – Corridas separadas para análise de blowholes

Nº da Corrida	Data	Turma	Nível do Defeito
1202637	09/05	B	Médio
1202663	10/05	B	Leve
1202697	10/05	B	Médio
1202709	11/05	D	Leve
1203037	25/05	C	Leve
1203055	26/05	D	Leve
12003175	31/05	C	Grave
1203324	08/06	C	Grave
1203581	20/06	C	Leve
1203400	12/06	D	Leve
1205494	15/09	D	Médio
1207772	28/12	C	Grave

Fonte: Autor

Em seguida, foram seccionados em tamanhos pré definidos, partes do tarugo que apresentaram blowholes em amostras do defeito em seção transversal, para embutimento a quente sendo posteriormente preparado para procedimento metalográfico padrão.

- Parâmetros operacionais:
 - Tamanho da amostra seccionada = 25 x 25 mm
 - Sequencia de lixamento = 80,120,220,400,600,800 e 1200 mesh

Posteriormente, decidiu-se as análises a serem realizadas nas amostras com defeitos de blowholes:

- Análise estrutural: Microestrutura óptica e eletrônica
- Determinação dos tamanhos das bolhas

3.5. LEVANTAMENTO DAS PRINCIPAIS CAUSAS OPERACIONAIS

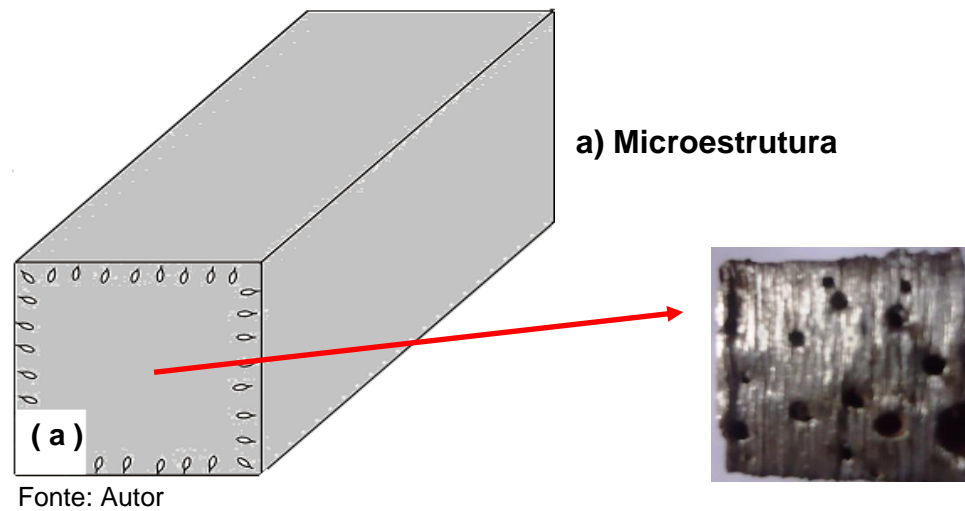
As principais causas operacionais das corridas que apresentaram *blowholes* foram determinadas a partir dos dados operacionais das corridas retirados do sistema de gestão de produção integrado (GPP), supervisórios de máquinas de produção e cadernos operacionais por turmas.

3.6. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS PARA TRATAMENTO METALOGRÁFICO

A partir das amostras de tarugo com blowholes, a preparação para a caracterização macro e microestrutural foram realizadas submetendo-os às técnicas metalográficas apropriadas, e que são descritas na sequencia:

- As amostras com blowholes foram seccionadas em um plano transversal de 25 mm x 25 mm em função da homogeneidade da macroestrutura, sendo lixadas nas granulometrias de 80, 120, 220, 400, 600, 800 e 1200 mesh, atacados com reagente químico nital 3% composto por 97 ml de álcool etílico e 3 ml de ácido nítrico por imersão em 45 segundos para análise da microestrutura.
- A figura 3.5 mostra o exemplo de um corpo de prova do tarugo AISI 1024 evidenciando o local onde foram retiradas as amostras para análise da microestrutura (a).

Figura 3.5 – Exemplo da amostra utilizada para a realização das análises microestruturais



3.7. MICROSCOPIA ÓPTICA E TAMANHO DE BOLHAS

As aquisições de imagens para determinação dos principais constituintes do aço AISI 1024 e quantificação dos tamanhos das bolhas internas nas amostras de tarugo foram realizadas mediante microscópio óptico Olympus do laboratório de microscopia óptica da FEMAT-UFPA.

3.8. MICROSCOPIA ELETRONICA DE VARREDURA

As imagens de microscópio eletrônica de varredura (MEV) com tensão de aceleração de 15KV e microanálise por espectroscopia por energia dispersiva raios X (EDS), foram utilizadas para análise semi quantitativa, dos principais componentes localizados próximo das bolhas internas nas amostras de tarugo em microscópio eletrônico HITACHI TM3000 acoplado a EDS modelo Swift ED3000.

Capítulo IV

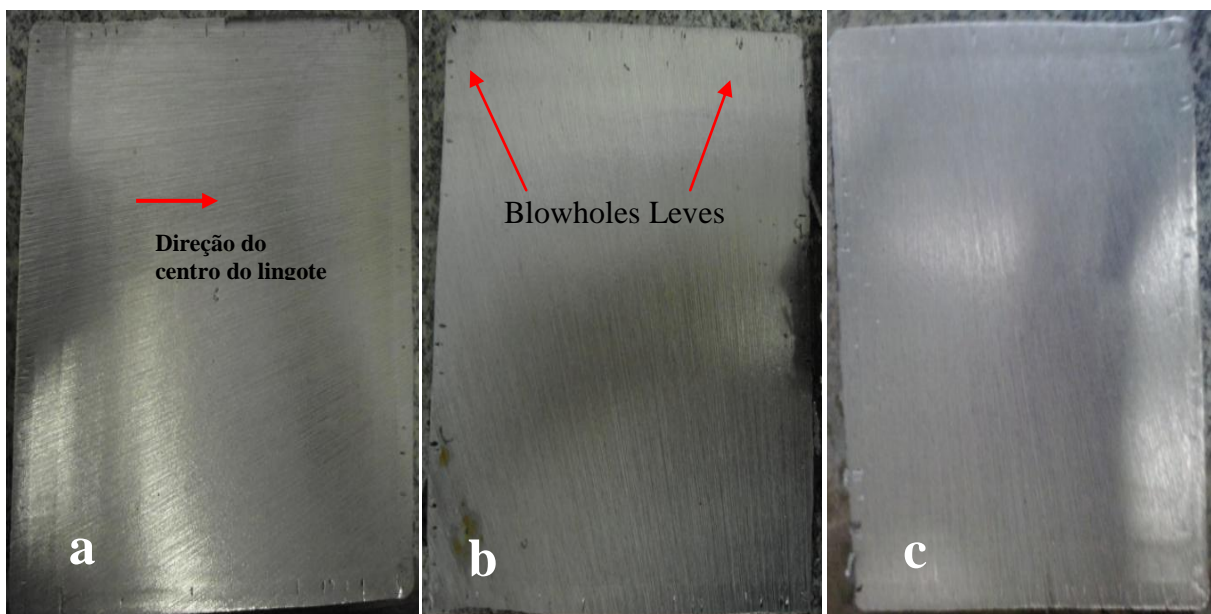
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1. INSPEÇÃO VISUAL DAS CORRIDAS COM BLOWHOLES

As principais características macroscópicas da seção transversal dos tarugos puderam ser analisadas mediante simples inspeção visual que possibilitam a visualização de defeitos das classes superficiais e internos. A presença de bolhas superficiais redondas ou alongadas *blowholes* localizadas próximas à região subcutânea do tarugo, ilustra a presença de gases que ficaram retidos na superfície do lingote no processo de solidificação. Através da inspeção visual das corridas com *blowholes* avaliou-se a posição, forma e dimensões das bolhas superficiais.

A figura 4.1 apresenta as inspeções visuais de três corridas realizadas nas seções transversais de tarugos de aço AISI 1024 com defeito interno de bolhas superficiais *blowholes*.

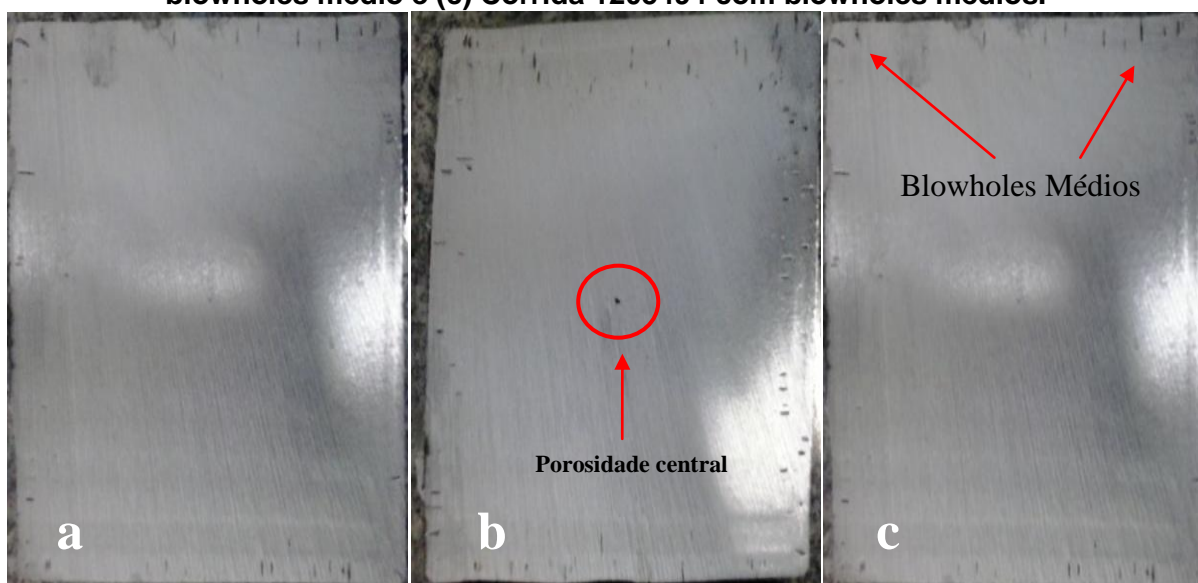
Figura 4.1: (a) Corrida 1203055 com blowholes leves; (b) Corrida 1203581 com blowholes leve; (c) Corrida 1203400 com blowholes leve



Fonte: Autor

Notou-se a presença de pequenas cavidades que surgiram próximas a superfície ou casca do tarugo com formato tubular crescendo em direção ao centro do tarugo, no máximo 3 a 5 mm onde essas bolhas atingem uma pressão parcial pequena logo após o início da solidificação sendo compensada pela pressão ferrostática. Essas bolhas são causadas por uma desoxidação inadequada ou desuniforme do aço líquido. Esses gases que vão se despreendendo logo após a solidificação da casca do tarugo, ficando, portanto, aprisionados em toda extensão do tarugo. As corridas 1203055 e 1203581 apresentaram estas características devido ao excesso de umidade encontrado em palhas de arroz calcinadas utilizadas durante o lingotamento e a corrida 1203400 em função da ineficiência da curva de secagem nos distribuidores de aço proveniente da água utilizada na mistura da massa de projeção, ocasionando um aumento da concentração de hidrogênio no aço contribuindo para o aprisionamento de bolhas no aço líquido durante a solidificação. A figura 4.2 ilustra a presença de defeitos internos de *blowholes* com bolhas mais acentuadas na ordem de 5 a 10 mm da superfície ao centro do lingote, além da presença de porosidade central na corrida 1202697 figura 4.2(b) devido a elevadas taxas de superaquecimento. Notou-se também que as três corridas são oriundas de panelas de aço que apresentaram curva de secagem menor do que o especificado pelo fabricante influenciando a presença de maior quantidade de gases em contato com o aço líquido indicando uma maior pressão parcial em função da soma dos gases dissolvidos no aço.

Figura 4.2: (a) Corrida 1202637 com blowholes médio; (b) Corrida 1202697 com blowholes médio e (c) Corrida 1205494 com blowholes médios.

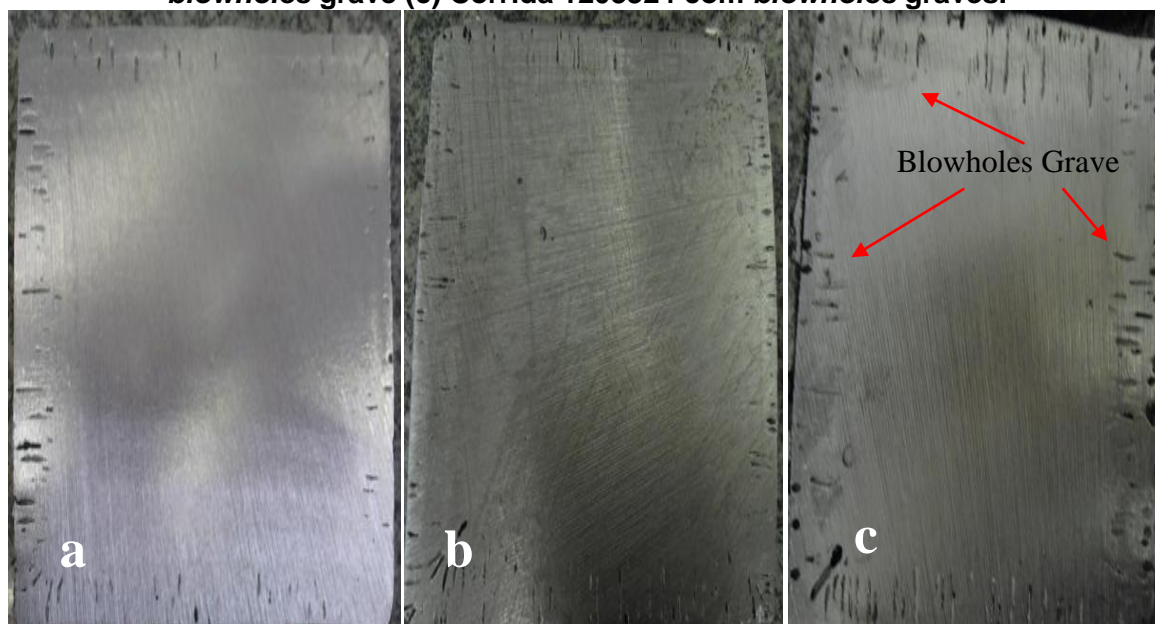


Fonte: Autor

A figura 4.3 mostra uma maior quantidade de *blowholes* pela seção transversal do tarugo 130 mm x 130 mm, notou-se a presença bolhas com formatos alongados além da presença de bolhas com tamanhos na ordem de 5 até 25 mm da superfície, em alguns lugares nota-se a presença de bolhas em contato com a superfície ou até mesmo nestas, existindo também fendas e porosidades centrais em função da rejeição de soluto, isto está relacionado com o mecanismo de formação de bolhas no espaço interdendrítico, que apresentam crescimento na direção de solidificação, ou seja, da extremidade para o centro do lingote [14].

A introdução de arame de alumínio (Al), durante a solidificação, evita ou minimiza o aparecimento dessas bolhas.

Figura 4.3 : (a) Corrida 1203175 com *blowholes* grave; (b) corrida 1207772 com *blowholes* grave (c) Corrida 1203324 com *blowholes* graves.



Fonte: Autor

As três corridas apresentadas na figura 4.3 estão relacionadas ao tempo elevado de rinsagem e processamento no forno panela, ao excesso de lubrificante no molde e a baixa desoxidação do aço, respectivamente.

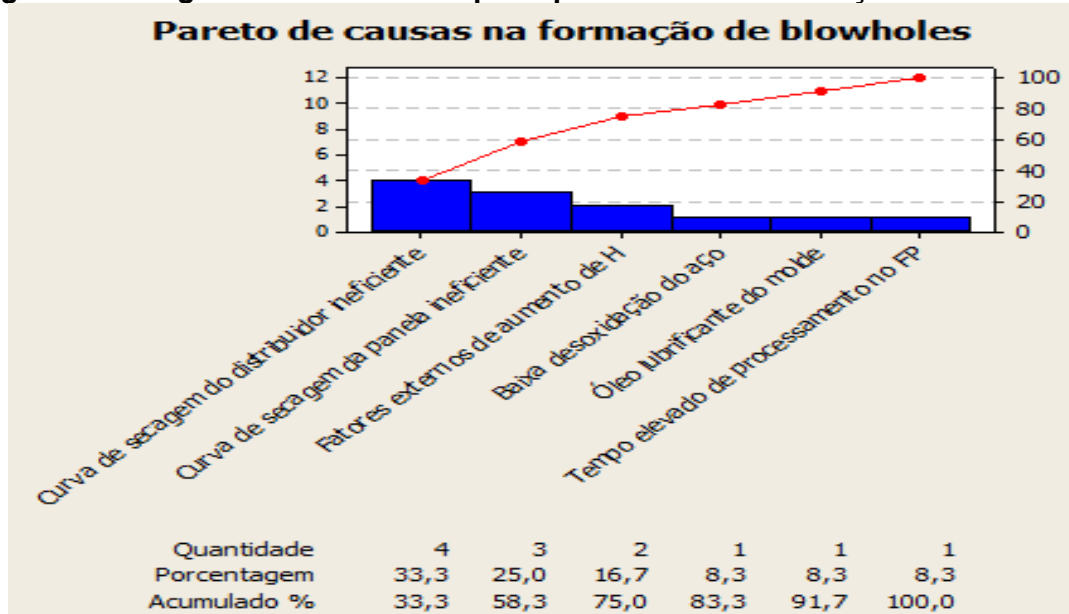
Os principais gases que contribuem para a formação das bolhas no aço líquido são H₂ e CO. As pressões de equilíbrio com a soma das suas respectivas pressões parciais alcançam máximo valor no início da reação peritética do aço líquido durante a solidificação. Quando esta soma das pressões exceder a soma das

pressões atmosférica,ferrostática e a pressão adicional da tensão da superfície,as bolhas são formadas[7].

4.2. LEVANTAMENTO DAS PRINCIPAIS CAUSAS OPERACIONAIS

Verificou-se mediante os dados operacionais levantados na área de produção das corridas de aço, os principais fatores responsáveis na formação de *blowholes* em tarugos de aço baixo carbono conforme mostra figura 4.4.

Figura 4.4: Diagrama de Pareto das principais causas na formação de Blowholes.



Fonte: Autor

As corridas 1202663, 1202709, 1203037, 1203055 apresentaram blowholes leves associados a ineficiência da curva de secagem do distribuidor de aço; e as corridas 1203581 e 1203400, devido a excesso de umidade em isolantes térmicos adicionados no distribuidor representando 50% de todas as corridas analisadas.

As corridas 1202697,1205494 e 1202637 apresentaram blowholes de caráter médio sendo responsáveis por 25% das corridas analisadas,ambas estão associadas a ineficiência da curva de secagem das panelas de aço.

As corridas 1203175,1207772 e 1203324 apresentaram blowholes graves, sendo responsáveis por 25% das corridas analisadas, ambas estão associadas ao tempo elevado de processamento no forno panela, ao excesso de óleo lubrificante no molde e baixa desoxidação da corrida respectivamente.

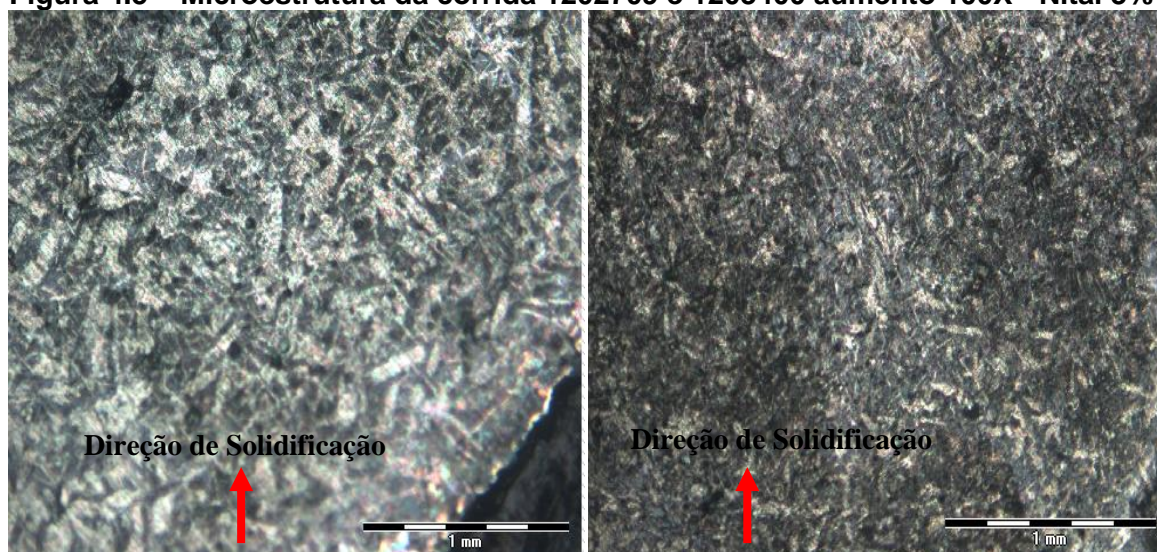
A influência da pressão parcial de hidrogênio na formação de blowholes é confirmada através dos dados operacionais das corridas que apresentaram defeito, significando 50% das ocorrências verificadas, sendo 33,3% relacionadas pela irregularidade da curva de secagem do distribuidor, um dos principais contribuintes do incremento de hidrogênio no aço líquido, os outros 17% das ocorrências foram verificadas pela elevada umidade de palhas de arroz calcinadas, principais isolantes térmicos utilizados no distribuidor.

4.3. MICROESTRUTURAS DAS CORRIDAS COM *BLOWHOLES*

4.3.1 MICROSCÓPIA ÓPTICA COM REAGENTE NITAL 3%

Neste trabalho foram analisadas as microestruturas das amostras de aço AISI 1024 que apresentaram defeitos de *blowholes* de caráter leve, médio e grave mediante solidificação em lingotamento contínuo de tarugos de aço. A figura 4.5 mostra a microestrutura das corridas 1202709 e 1203400 atacadas por nital 3%. Nota-se a presença de uma estrutura considerada heterogênea sobre toda extensão da peça indicando matriz ferrítica (região mais clara) em grãos perlíticos (região escura). A figura 4.5b apresenta características mais refinadas, ou seja, grãos mais homogêneos na estrutura, segundo [20] devido a maiores taxas de solidificação e menor temperatura do aço líquido no molde.

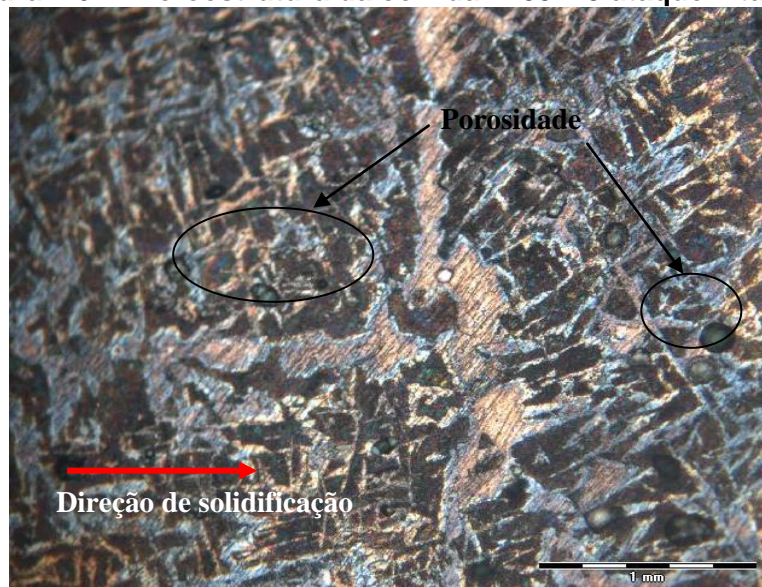
Figura 4.5 – Microestrutura da corrida 1202709 e 1203400 aumento 100X - Nital 3%



Fonte: Autor

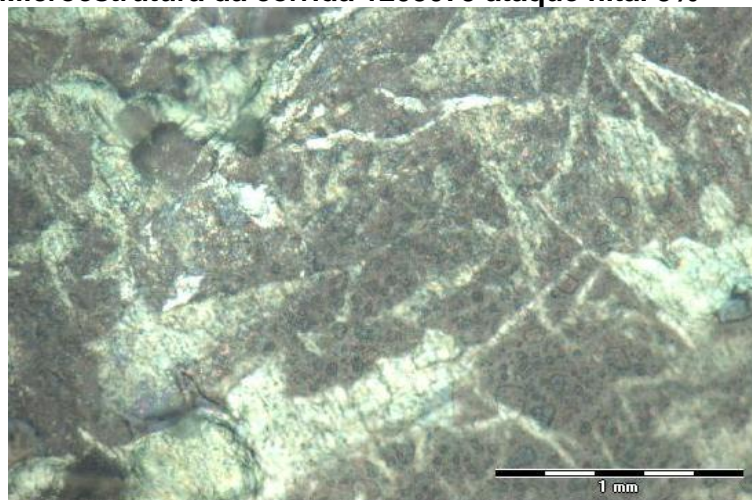
As análises microestruturais da corrida 1203175 na figura 4.6 e a corrida 1203075 na figura 4.7 mostram a presença de dendritas por toda região colunar da peça característica típica de seções quadradas solidificadas em moldes de cobre em lingotamento contínuo. Segundo [2] a presença de dendritas na região colunar de tarugos de aço tem sua transferência para região equiaxial a partir de 30 mm da superfície, nota-se também na figura 4.6 a presença de porosidades localizadas sobre a extensão de toda a amostra provenientes das altas concentrações de gases retidos no interior do líquido interdendrítico.

Figura 4.6 – Microestrutura da corrida 1203175 ataque nital 3%



Fonte: Autor

Figura 4.7 – Microestrutura da corrida 1203075 ataque nital 3%



Fonte: Autor

A figura 4.7 mostra a microestrutura da corrida 1203075 notou-se a presença de matriz ferrítica (região mais clara) envoltas por grãos perlíticos (região mais escura).

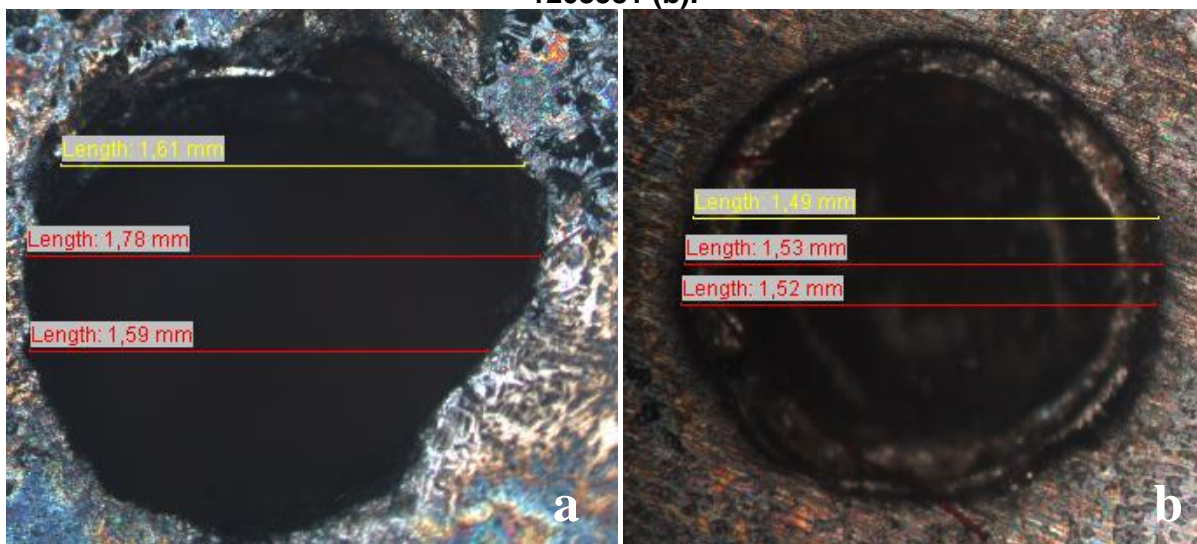
A formação dendrítica sobre a amostra analisada da figura 4.5 de 25mm² da seção transversal do tarugo é reflexo das altas taxas de resfriamento alcançadas pelo lingotamento contínuo independente da composição química do aço.

4.3.2 DETERMINAÇÃO DO TAMANHO DE BOLHAS

O tamanho das bolhas de gases, formadas durante a etapa de solidificação também foi determinada mediante uso de microscopia óptica, através de linhas traçadas sobre o diâmetro das bolhas em aumentos de 50 vezes.

A figura 4.8(a) mostra bolha de gás com formato acicular com diâmetro médio de 1,66mm da corrida 1203055 e na figura 4.8(b) apresenta imagem de bolha interna com diâmetro médio de 1,51 mm formadas durante a etapa de solidificação.

Figura 4.8 – Determinação do tamanho de bolhas nas corridas 1203055(a) e corrida 1203581 (b).

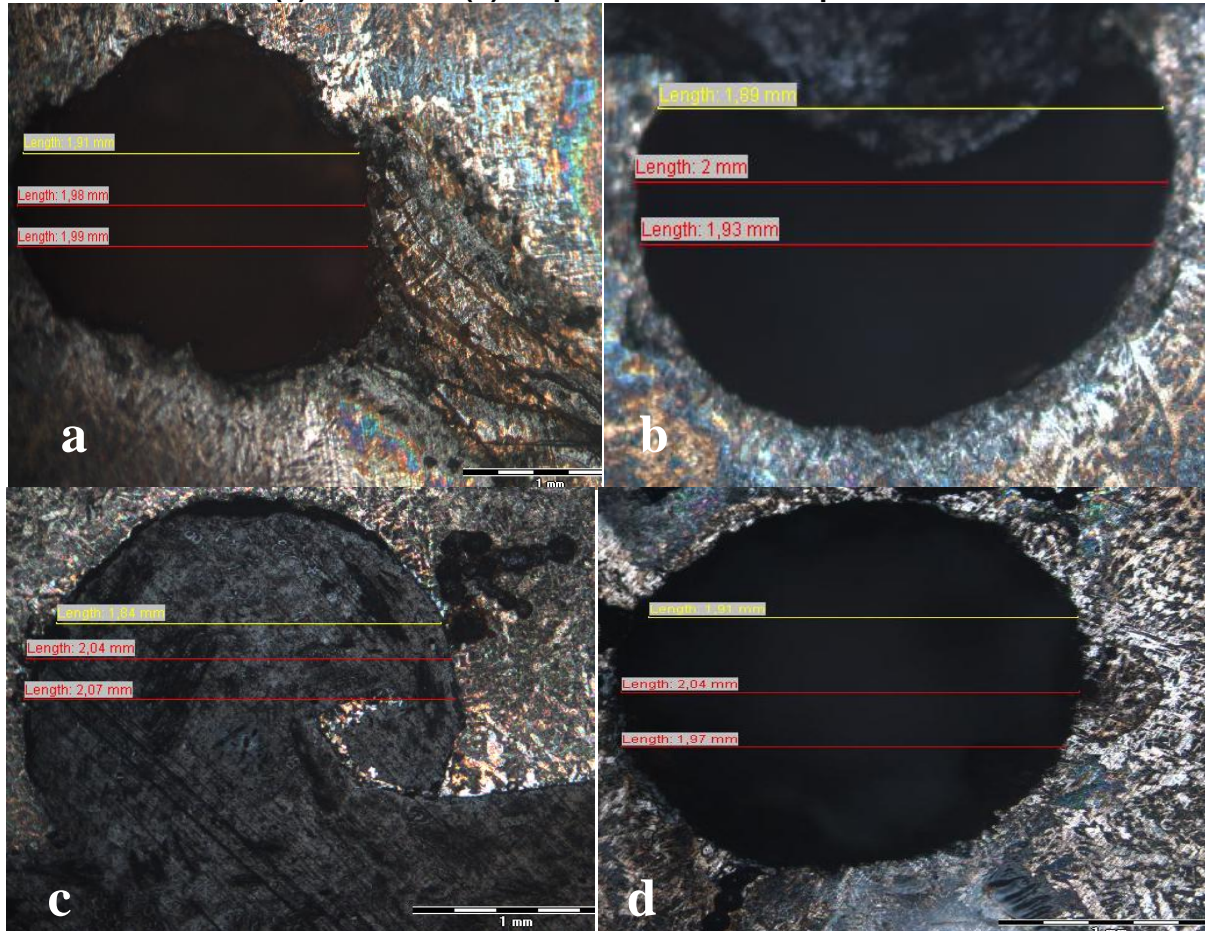


Fonte: Autor

Nas figuras 4.9(b) e 4.9(c), respectivamente nas corridas 1202637 e 1202697, pode-se observar a presença de bolhas com diâmetro médio de 1,96 mm e 1,94 mm caracterizadas devido a sua localização próxima a superfície. As figuras 4.9(a) e

4.9(d) apresentaram diâmetros médios de 1,98mm e 1,97mm respectivamente com formatos irregulares.

Figura 4.9 – Determinação do tamanho de bolhas nas corridas 1202637(a), 1202697(b), 1202709 (c) e 1203037 (d) respectivamente - ataque com Nital 3%.



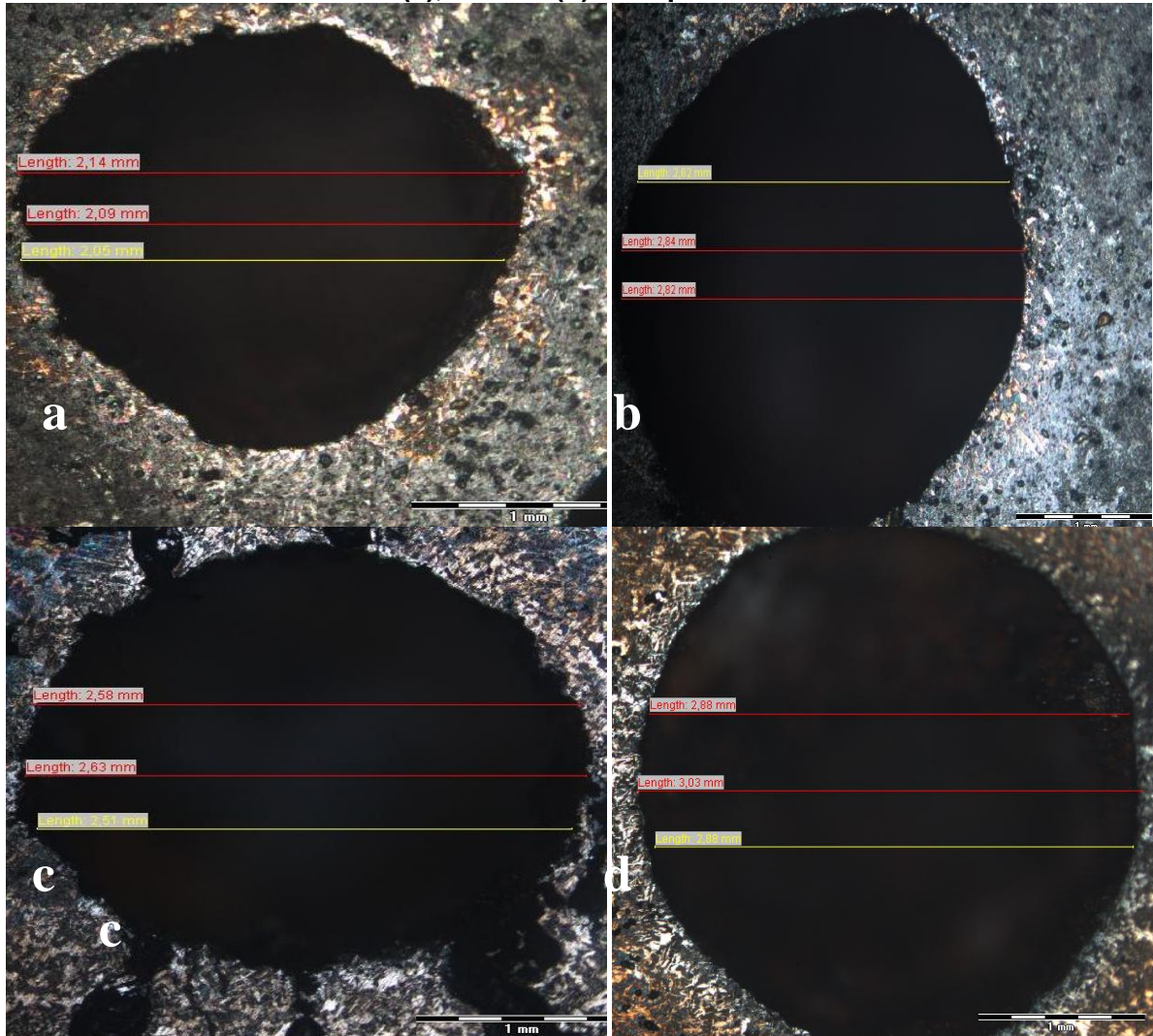
Fonte: Autor

A formação da bolha de gás se estabelece na coexistência da fase sólida e líquida logo após o início da solidificação crescendo na direção de solidificação, onde na refrigeração, no interior do molde surgem dificuldades para o escoamento do líquido necessário para a compensação da contração de solidificação, provocando um aprisionamento. Este grau de crescimento está diretamente relacionado com a temperatura de lingotamento que acelera esse crescimento e a pressão parcial dos gases encontrados no sistema CO, H e N.

A figura 4.10 mostra o tamanho das bolhas referentes as corridas que apresentaram na inspeção visual *blowholes* graves. Os resultados presentes na figura indica a presença de bolhas com variações de diâmetro de 2,09mm até 2,93 mm provocadas pelo aprisionamento das mesmas devido a alta pressão parcial dos

gases H,N e CO. Segundo [9] a presença de umidade externa pode resultar pick up de hidrogênio de 0,08ppm.

Figura 4.10 – Determinação do tamanho de bolhas nas corridas 1203175(a), 1203324(b), 1207772(c),1205494(d) - ataque com Nital 3%.



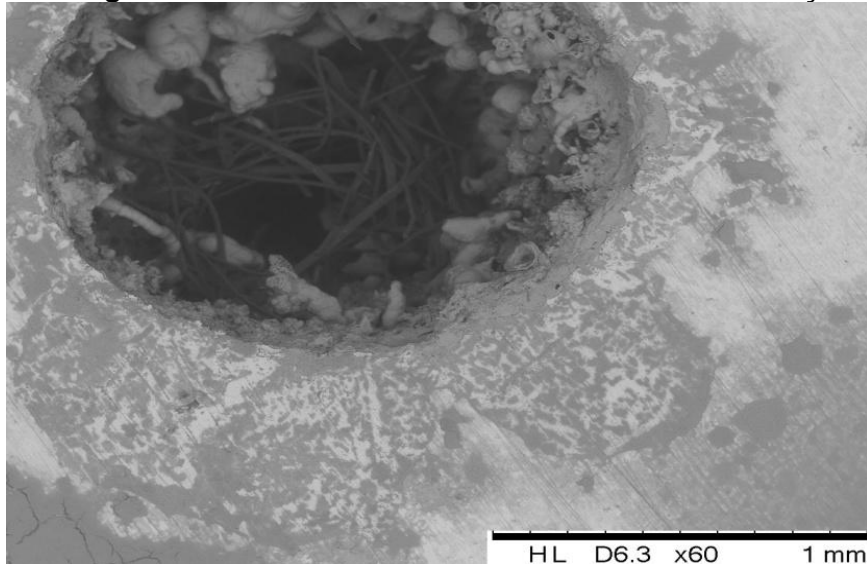
Fonte:Autor

Observou-se que as bolhas apresentam formatos circulares e estão localizadas em toda extensão da matriz ferrítica envoltas por grãos perlíticos, notou-se na figura 4.(c) que a interface da bolha com a microestrutura é bastante irregular além da presença de microporos próximos à bolha.

4.4 MICROSCOPIA ELETRONICA DE VARREDURA

As imagens fornecidas pelo MEV e microanálise por espectroscopia por energia dispersiva (EDS) estão apresentadas nas figuras 4.11, 4.12 e 4.13.

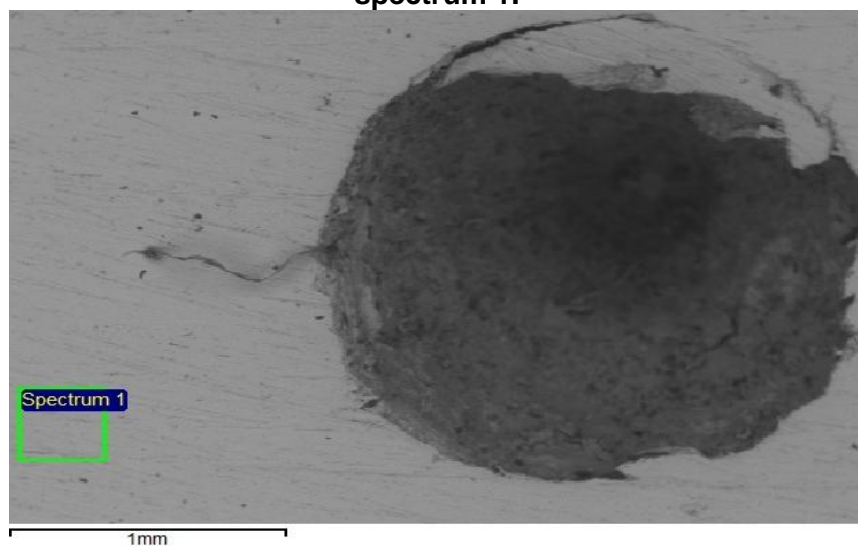
Figura 4.11: Imagem de blowholes em MEV com tensão de aceleração de 15 KV.



Fonte: Autor

Nota-se na figura 4.11 a presença de dendritas próximas a localização do blowhole que apresenta um formato esférico com presença de irregularidades em seu interior proveniente de imperfeições nas etapas de lixamento e polimento.

Figura 4.12 : Imagem de blowholes em MEV com tensão de aceleração de 15 KV spectrum 1.

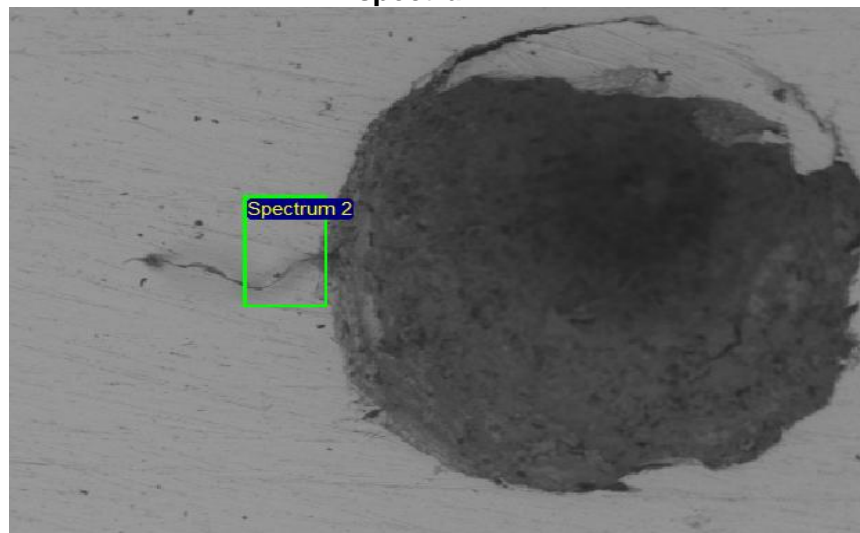


Fonte: Autor

Tabela 4.1: Análise semi quantitativa do spectrum 1.

<i>Element</i>	<i>Weight %</i>	<i>Weight % σ</i>	<i>Atomic %</i>
Carbon	4.379	1.031	17.554
Iron	95.621	1.031	82.446

Fonte:Autor

Figura 4.13: Imagem de blowholes em MEV com tensão de aceleração de 15 KV spectrum 2.

Fonte:Autor

Observou-se que as microanálises por EDS, indicam uma tendência ao crescimento do teor de carbono em direção ao blowholes conforme mostra tabelas 4.1 e 4.2, esse fenômeno é proveniente da rejeição do carbono para região interdendrítica do lingote, onde ocorre a formação dos *blowholes* em tarugos de aço através do lingotamento contínuo, sendo caracterizado pela presença de bolhas de H₂, N₂ ou CO na região interdendrítica na região chill da superfície do lingote[5].

Tabela 4.2: Análise semi quantitativa do spectrum 2.

<i>Element</i>	<i>Weight %</i>	<i>Weight % σ</i>	<i>Atomic %</i>
Carbon	8.032	1.220	28.880
Iron	91.968	1.220	71.120

Fonte:Autor

CAPÍTULO V

5. CONCLUSÕES

Os resultados experimentais obtidos em função das características operacionais da fabricação de aço na máquina de lingotamento contínuo de tarugos 130x130mm e a correlação entre os aspectos macroestruturais, microestruturais e distribuição do tamanho das bolhas permitiram que fossem extraídas as seguintes conclusões:

Observou-se que existe uma variação do posicionamento de blowholes em relação ao perímetro do tarugo, apresentando variações de localização de bolhas entre a superfície à 25mm em relação ao centro do tarugo em função da quantidade de gás retido no líquido interdendrítico.

Para condições de variação do tamanho dos blowholes verificou-se que ocorre um aumento de cerca de 100% do tamanho das bolhas em corridas com tempo elevado de processamento no forno panela, excesso de óleo lubrificante no molde e baixa desoxidação em comparação com outros fatores operacionais como curva de secagem de panelas e distribuidor em função de maiores proporções de gases retidos.

Notou-se a presença de blowholes de formatos alongados por toda seção do tarugo e a presença de porosidade central demonstrando uma elevada taxa de superaquecimento, ou seja, temperatura elevada de lingotabilidade para o aço AISI 1024.

As microestruturas observadas ao longo da seção transversal permitiram definir a presença de ferrita e perlita, principais constituintes de tarugos de aço baixo carbono obtido por lingotamento contínuo;

Verificou-se que as direções das dendritas encontradas estão em direção ao centro do tarugo e a presença das microporosidades estão próximas do centro da peça em função da menor transferência de calor.

Quanto ao tamanho das bolhas notou-se uma variação de tamanho de cerca de 1,5mm em relação as corridas com blowholes leves 1202663, 1202709, 1203037 e 1203055 (ineficiência da curva de secagem dos distribuidores) para 2,91mm para as corridas com blowholes graves 1203175,1207772 e 1203324 (provenientes do tempo elevado de processamento no forno panela,excesso de

lubrificante no molde e baixa desoxidação) em função da maior quantidade de gases retidos no interior interdendrítico provocando sucateamento de toda corrida produzida.

Em relação às composições químicas semiquantitativas realizadas próxima aos blowholes nota-se uma tendência ao aumento da porcentagem de carbono em função da redistribuição do soluto para região interdendrítica do lingote, região característica do surgimento dos defeitos em processos de lingotamento contínuo sem agitação eletromagnética.

5.1. PLANO DE AÇÃO CORRETIVA

- Instalar curva de aquecimento nas painéis e distribuidores de aço reduzindo os níveis de umidade das massas refratárias;
- Modificar o uso de massa refratária no distribuidor com adição de água para melhorar pega;
- Utilizar cálcio-silício (CaSi) como desoxidante logo nas primeiras correções para melhorar etapa de desoxidação no forno panela;
- Reduzir foco de umidade em palhas de arroz mediante fabricação de dispositivo de armazenamento apropriado;
- Diminuir tempo de rinsagem com nitrogênio de trinta para vinte minutos de forno ligado;
- Padronizar quantidade de óleo lubrificante utilizado nos moldes;

5.2 PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

São sugeridas as seguintes linhas de pesquisa para prosseguimento deste trabalho:

- Estender as análises químicas quantitativas no interior dos *blowholes* e nas regiões próximas da bolha para avaliar o efeito do delta térmico da temperatura de lingotamento contínuo e da agitação eletromagnética na redistribuição interdendrítica;
- Quantificar a proporção dos gases geradores dos *blowholes* em amostras de aço líquido mediante uso de equipamento adequado ao processo de aciaria elétrica para definir causa online no processo e diminuir quantidade de perda de material produzido.
- Investigar a influência do tamanho e forma de *blowholes* na produção de laminados de diferentes bitolas, verificando principais variáveis de processo .

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. BECK, J.V.; Combined parameter and function estimation in heat transfer with application to contact conductance. *Journal of Heat Transfer - Transactions of the ASME*, v.110, n.4B, p. 1046-1058, Nov.1988.
2. BILBAO, J.L.A. *Procesos avanzados de producción de acero*, 1994. Publicaciones de la escuela técnica superior de ingenieros industriales y de telecomunicación, Universidad del País Vasco, Bilbao.
3. COSTA NETO, J.G. *Otimização do fluxo de aço no distribuidor de lingotamento contínuo*. 1997. 141p. Tese (Doutorado em Engenharia de Mecânica) - Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 1997.
4. CRAMER, Hans. *Defeitos Superficiais em Produtos de Laminação* (trad.) 1989, Stahl und Eisen.
5. FLEMINGS, M.C. *Solification processing*. New York: McGraw-Hill, p.364, 1974
6. GARCIA, A., SPIM, A., SANTOS, C.A.D., CHEUNG, N., *Lingotamento Contínuo de Aços*. 2006, São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais.
7. HUANG, K.; LIU, Q. Blowhole formation during solidification of liquid steel. *Steel research*, v.67, n.7, p.268-72, 1996
8. IRVING, W.R.; *Continuous casting of steel*. The institute of Materials, 1993.
9. JIA-HAO- Wu: "Improvement of Blowholes Defects in Continuous Casting Beam Blanks"; Dragon Steel Technique Report, 2009.
10. JUNGHANS, S., 1993 apud IRVING, W.R. *Continuous casting of steel*. Estocolmo: Swedish Steel Producers Association, 1977. p2.
11. JUNKER, T. W.; KREUSER, J. Hydrogen pickup in steel and new methods for precise hydrogen analysis. In: AISTech 2005, 2005, Charlotte, USA. *Proceedings* Warrendale: Association for the Iron and Steel Technology. p. 931-946.
12. LASHERAS, J.M.; *Tecnología del Acero*, 1959, Imprenta Estilo, S.A., Zaragoza.
13. MOURAO, B.M., et al., *Introdução à Siderurgia*. 2007, São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais.
14. OVACO. *Different Types of Defects in Continuously Cast Billets*, 1993, Ovako/Suecia.
15. POLUKHIN, P. *Metal Process Engineering*. 1969, Mir Publishers.

16. THOMAS, B.G.; Continuous Casting Yearbook of science and technology, Mc Graw-Hill, 2004.
17. THOMAS, B.G., Continuous Casting, The Encyclopedia of materials: Science and Technology. Vol.2. 2001, UK: Elsevier Science Ltda., Oxford.
18. TAVARES, R.P.; PEREIRA, R.O.S.; TRINDADE, L.B.; VILELA, A.C.F.; VILHENA, M.T.M. B. Escoamento do aço lingotamento de placas e tarugos. Metalurgia Materiais, v.528, p.813-815, dez. 2002.
19. TURKDOGAN, E.T. Fundamentals of steelmaking. London: Institute of Materials, 1996.
20. VALADARES, C. A. G.; et. al.. *Estudo da solidificação no molde de lingotamento contínuo*. Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas, 1986. (Relatório Interno de P & D número RPCR0065).
21. ZHANG, L.; TANIGUCHI, S. Fundamentals of inclusion removal from liquid steel by attachment to rising bubbles. *Iron & Steelmaker*, v. 28, n. 9, p. 55-79, 2001