

UNIVERSIDADE SANTA CECÍLIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
MESTRADO EM ENGENHARIA MECÂNICA

PAULO JESUS ANICETO

**INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE LINGOTAMENTO NO CRESCIMENTO
DE GRÃOS COLUNARES EM TARUGOS OCOS DE COBRE E
CORRELAÇÕES COM A QUALIDADE DE TUBOS ACABADOS**

SANTOS/SP

2017

PAULO JESUS ANICETO

**INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE LINGOTAMENTO NO CRESCIMENTO
DE GRÃOS COLUNARES EM TARUGOS OCOS DE COBRE E
CORRELAÇÕES COM A QUALIDADE DE TUBOS ACABADOS**

Dissertação apresentada à Universidade Santa Cecília como parte dos requisitos para obtenção do título de mestre no Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, sob orientação do Prof. Dr. Felipe Bertelli.

**SANTOS/SP
2017**

Autorizo a reprodução parcial ou total deste trabalho, por qualquer que seja o processo, exclusivamente para fins acadêmicos e científicos.

669 Aniceto, Paulo Jesus.
A616i Influência da velocidade de lingotamento no crescimento de grão colunares em tarugos ocos de cobre e correlações com a qualidade de tubos acabados/ Paulo Jesus Aniceto.- 2017.
74 f.

Orientador: Prof. Dr. Felipe Bertelli.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Santa Cecília, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Santos, SP, 2017.

1. Tubo de cobre. 2. Lingotamento contínuo horizontal. 3. Solidificação. 4. Propriedades mecânicas. I. Bertelli, Felipe II. Influência da velocidade de lingotamento no crescimento de grão colunares em tarugos ocos de cobre e correlações com a qualidade de tubos acabados.

Elaborada pelo SIBi – Sistema Integrado de Bibliotecas - Unisanta

Dedico este trabalho a Deus.

AGRADECIMENTOS

A Deus, criador de tudo.

Ao Prof. Dr. Felipe Bertelli, pela orientação da dissertação, sempre demonstrando uma felicidade enorme em colaborar com este trabalho.

Aos colegas de trabalho da Paranapanema, que sempre me incentivaram nesta empreitada.

À minha esposa que foi uma grande amiga nos momentos difíceis.

A todos os docentes do programa de pós-graduação, que demonstraram sempre vontade em colaborar.

A todos da equipe da UNISANTA, que tornam esta instituição maravilhosa.

“Tem que ter fé.”

Anônimo.

RESUMO

O cobre e suas ligas apresentam uma gama de propriedades físico-químicas para aplicações em engenharia. Por ser um metal que conduz bem o calor, uma das principais aplicações se dá na forma de tubos de paredes finas, usualmente utilizados em trocadores de calor. As inovações tecnológicas para fabricação destes tubos dependem de estudos principalmente nas áreas de simulação, fundição, laminação e trefilação. Sendo o cobre um dos metais com maior ductilidade, ligas à base de cobre podem sofrer altas porcentagens de deformações permanentes antes de atingir seu limite de ruptura. Mesmo assim, no processo de conformação de tubos, que envolvem altos índices de deformação plástica, sua composição morfológica de grãos no início da deformação é um aspecto fundamental a ser considerado. Alterações no tamanho e forma dos grãos pode levar a uma superfície melhor acabada ao final do processo, evitando também a formação de fissuras. Sendo assim, o presente estudo foi concentrado sobre a alteração no tamanho de grão dos tarugos solidificados de forma contínua na posição horizontal, em função da velocidade de lingotamento e da taxa de resfriamento do molde com diferentes vazões de água. Os resultados mostraram que com incremento o na velocidade de lingotamento, as macroestruturas de solidificação tenderam a ficar colunares, refinadas e homogêneas ao longo da secção transversal, quando se manteve uma relação proporcional de vazão de água por volume de cobre lingotado. Foi possível estabelecer uma correlação entre a velocidade de lingotamento com o tamanho de grão e as propriedades mecânicas em tração uniaxial, evidenciando que o refino e a homogeneidade destas macroestruturas ao longo da secção radial permitem aumentar a qualidade do tubo acabado, reduzindo o número de peças rejeitadas ao final do processo.

Palavras-chave: Tubo de cobre. Lingotamento contínuo horizontal. Solidificação. Propriedades mecânicas.

ABSTRACT

Copper and its alloys have a range of physical-chemical properties to engineering applications. Being a good heat conductor, one of the main applications occurs in the form of thin-wall tubes, commonly used in heat exchangers. The technological innovations to produce these tubes depends on studies mainly in the simulation, foundry, rolling and drawing areas. Once copper is one of the most ductile metals compared to various metals used in the metallurgical industry, copper-based alloys can bear high permanent deformation rates before reaching the breaking point. Even so, during the forming tubes process which involves high permanent deformation rates, its morphological composition of grains in the beginning of the deformation is a fundamental aspect to be considered. Size and shape changes of the grains can lead to a better surface finishing at the end of the process, and also avoiding arising cracks. Therefore, the present study was concentrated in the changes of the grain size of the horizontal continuously-casted billets, depending on the casting speed and the cooling rate of the mold in different water flows. The results shown that with the increasing of the casting speed, the solidification macrostructures tended to be refined columnar and homogeneous along the section, when a proportional rate of water flow by volume of casted copper was preserved. It was possible to make a correlation between casting speed, grain size and the mechanical properties during uniaxial tensile tests, evidencing that refining and homogeneity of this macrostructures along the cross section allows increase the quality of the finished tube, reducing the number of rejected parts after the end of the process.

Key Words: Copper Tube. Horizontal Continuous Castings. Solidification. Mechanical Properties.

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Condutividade térmica(k) para diferentes metais.	15
Tabela 2 - Composição química da liga comercial de cobre fósforo.	36
Tabela 3 - Parâmetros utilizados no forno de indução para agitação.....	42
Tabela 4 - Composição da liga de efeito nucleante.....	42
Tabela 5 - Composição Química das Amostras.	56

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Visão esquemática das etapas para produção de tubos de cobre	16
Figura 2 - Visão esquemática da produção de um tarugo oco por lingotamento contínuo	17
Figura 3 - Esquematização do molde de resfriamento.	17
Figura 4 - Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde.....	21
Figura 5 - Modos atuantes de transferência de calor na interface metal/molde.....	22
Figura 6 - Modelo equivalente de Newton.	23
Figura 7 - Ação da gravidade na troca térmica entre metal/molde.	23
Figura 8 - Secção transversal de um tarugo oco fundido.	24
Figura 9 - Circuito térmico de sistema de lingotamento de tarugo oco. ...	25
Figura 10 - Representação esquemática de uma microestrutura de solidificação.....	27
Figura 11 - Diagrama de equilíbrio do Sistema Cu–P: Estrutura eutética.	28
Figura 12 - Curva de resfriamento.	29
Figura 13 - Demonstração esquemática de geração de substratos nucleantes.	30
Figura 14 - (A) Fundição convencional por gravidade e (B) Fundição por gravidade com agitação mecânica.	30
Figura 15 - Representação esquemática dos três tipos de estruturas morfológicas de solidificação, que normalmente existente em um lingote: (A) – Metal em estado líquido no Cadinho; (B) início do resfriamento e aparecimento da zona coquilhada; (C) surgimento da zona colunar; (D) termino da solidificação com a zona equiaxial.	31
Figura 16 - Macrografia de um tarugo maciço de cobre.	32
Figura 17 - Imagem de um defeito em um tubo de cobre intergranular.	33
Figura 18 - Esquema de princípio de funcionamento de correntes parasitas.....	34
Figura 19 - Esquematização da detecção de defeito por corrente parasita.	35
Figura 20 - Representação esquemática da disposição dos fornos de fusão e de espera.....	37
Figura 21 - Representação do molde na saída do forno.....	37
Figura 22 - Demonstração esquemática da posição da amostra em relação ao lingotamento.	38
Figura 23 - Determinação do tamanho de grão colunar.	39
Figura 24 - Esquematização da análise do tamanho de grão após a laminação.....	40
Figura 25 - Quadro comparativo para determinação de tamanho de grão.	41
Figura 26 - Dimensional de tamanho de grão realizado via <i>software</i>	41
Figura 27 - (A) Amostra com velocidade de lingotamento de 123,1 mm/min; (B) Amostra com velocidade de lingotamento de 302,4 mm/min.....	42
Figura 28 - Esquematização de preparação da amostra.	43
Figura 29 - Corpo de Prova (dimensões em mm).....	44

Figura 30 - Equipamento para ensaio de tração.....	44
Figura 31 - Corpo de prova do ensaio: (A) corpo de prova antes do ensaio; (B) corpo de prova após o ensaio; (C) Detalhe do acabamento do corpo de prova.	44
Figura 32 - Macrografia da secção transversal na velocidade de 123,1 mm/min.....	46
Figura 33 - Macrografia da secção transversal na velocidade de 180,0 mm/min.....	47
Figura 34 - Macrografia da secção transversal na velocidade de 224,5 mm/min.....	47
Figura 35 - Macrografia da secção transversal na velocidade de 258,7 mm/min.....	48
Figura 36 - Macrografia da secção transversal na velocidade de 302,4 mm/min.....	48
Figura 37 - Relação da velocidade de lingotamento com o tamanho de grão.....	49
Figura 38 - Correlação entre vazão de água e a massa solidificada com a velocidade de lingotamento.....	50
Figura 39 - Resultado da relação do limite de resistência a tração e a velocidade de lingotamento	51
Figura 40 - Resultado da relação do alongamento e a velocidade de lingotamento.....	52
Figura 41 - Correlação entre o tamanho de grão médio e o limite de resistência a tração em função da velocidade de lingotamento do ponto inferior das amostras.....	53
Figura 42 - Correlação entre o tamanho de grão médio e o alongamento em função da velocidade de lingotamento do ponto inferior das amostras.....	53
Figura 43 - Correlação entre a quantidade de defeitos apontados nos carretéis em função da velocidade de lingotamento.	54
Figura 44 - Correlação entre o rendimento metálico e a velocidade de lingotamento.....	55
Figura 45 - Amostra sem adição de nucleante.	57
Figura 46 - Amostra com adição de nucleante.	57
Figura 47 - Macrografia da amostra do tarugo oco fundido quando submetido à potência alta no forno.	58
Figura 48 - Macrografia da amostra do tarugo oco fundido quando submetido a potência baixa no forno.....	59

LISTA DE SÍMBOLOS

ΔT_v	Superaquecimento
T_v	Temperatura de vazamento
T_f	Temperatura de fusão
e	distância (<i>Gap</i>) entre as superfícies de transferência de calor
qn	Fluxo de calor
K_g	Condutividade térmica do material
T_{is}	Temperatura na superfície do metal
T_{im}	Temperatura na superfície do molde
e_s	<i>Gap</i> superior
e_i	<i>Gap</i> inferior
h_i	Coefficiente de transferência de calor na interface metal/molde
q	Fluxo de calor
ΔT	Diferença de temperatura
R_t	Resistência térmica
i	Corrente elétrica
ΔV	Diferença de potencial
R_e	Resistência elétrica
R_L	Resistência térmica do líquido
R_S	Resistência térmica da camada sólida
R_i	Resistência térmica da interface metal/molde(<i>gap</i>)
R_M	Resistência térmica do molde
R_{amb}	Resistência térmica da superfície externa do molde ao meio ambiente
R_T	Resistência térmica total
T_R	Temperatura de super-resfriamento
ΔT_R	Super- resfriamento
H_R	Campo magnético resultante
H_P	Campo magnético da bobina
H_S	Campo magnético das Correntes parasitas
TG_m	Tamanho de grão médio

S_a	Seção da área em análise
N	Número de grãos encontrados
P	Peso total das peças aprovadas
η_m	Rendimento metálico
P_{ac}	Peso de produto acabado
P_{TF}	Peso do tarugo oco fundido
LRT	Limite de Resistência a Tração
AE	Alongamento Específico

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	15
1.1 Objetivo.....	18
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	20
2.1 Transferência de calor no processo de solidificação radial.....	20
2.2 Parâmetros estruturais.....	26
2.3 Inspeção por correntes parasitas.....	32
3 MATERIAIS E MÉTODOS	36
3.1 Caracterização macroestrutural de tarugos fundidos.....	36
3.2 Correlações entre propriedades mecânicas e parâmetros estruturais.....	43
3.3 Correlações entre tarugo fundido e resultado de aprovação do tubo acabado	45 45
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	46
4.1 Caracterização macroestrutural e parâmetros do processo de lingotamento contínuo	46 46
4.2 Resultados nos produtos acabados – tubos de cobre	54
4.3 Composição química	55
4.4 Agitação no banho	58
4.5 Recristalização e crescimento de grãos.....	59
5 CONCLUSÕES	60
REFERÊNCIAS.....	61

1 INTRODUÇÃO

A indústria de transformação do cobre processa os mais variados produtos, podendo apresentar o formato de lâminas, barras, fios, conectores e tubos. Dentre estes, vale destacar os tubos de cobre que são um dos principais condutores de fluidos da indústria da refrigeração, uma vez que possui características de resistência a corrosão e excelente condutividade térmica (YAN *et al.*, 2009). A tabela 1 apresenta os valores de condutividade térmica de diversos metais, os quais muitos destes são utilizados na fabricação de trocadores de calor, gabinetes de resfriamento, aquecedores solares, usinas de açúcar, radiadores automotivos e em unidades de ar condicionado.

Tabela 1 - Condutividade térmica(k) para diferentes metais.

Material	Condutividade térmica <i>k</i> (W/m.K)
Alumínio	247,0
Cobre	398,0
Ouro	315,0
Ferro	80,0
Níquel	90,0
Prata	428,0
Tungstênio	178,0
Aço 1025	51,9
Aço Inoxidável 316	15,9
Latão (70Cu - 30Zn)	120,0

Fonte: Callister,2000.

O processo de fabricação destes tubos de cobre pode ser dividido em duas etapas principais: a produção de tarugos ocios por lingotamento contínuo horizontal (YAN *et al.*, 2009) e a conformação mecânica, através da laminação e trefilação para obtenção de tubos de espessuras menores que 1,59 mm. (SHIH *et al.*, 2002).

O processo de fabricação dos tarugos inicia-se com a fusão da matéria prima, constituída de catodos de cobre com grau de pureza de 99,9% em peso. Estes catodos são fundidos em fornos de indução elétrica e é adicionado uma liga de cobre com alto teor de fósforo para formação de uma liga final UNS C12200, contendo 99,9% em peso de cobre e entre 0,015% e 0,040% em peso de fósforo. A Figura 1 apresenta a visão esquemática de uma linha de produção de tubo de

cobre por lingotamento contínuo horizontal, seguido das etapas de laminação, trefilação, inspeção e tratamento térmico.

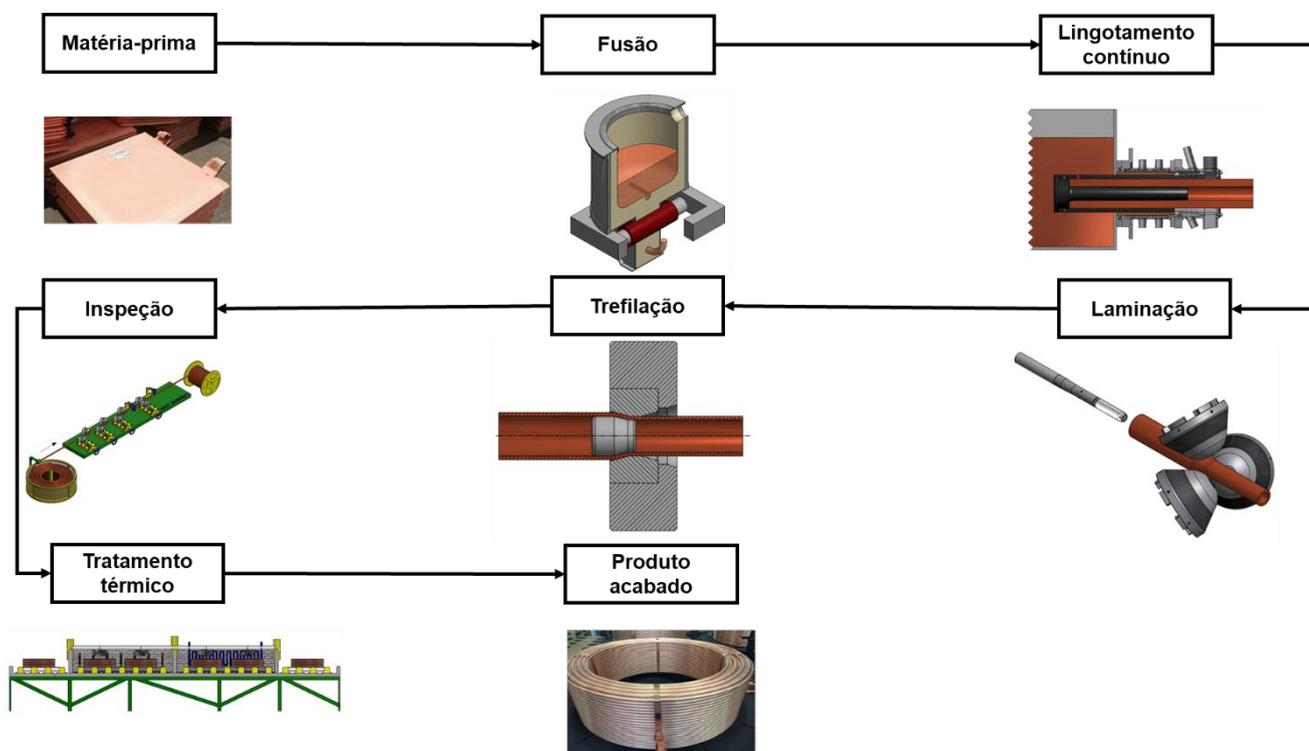


Figura 1 - Visão esquemática das etapas para produção de tubos de cobre

A solidificação da liga em formato de tarugo circular oco inicia-se quando esta passa pelo molde acoplado na saída do forno de indução, esquematicamente apresentado nas figuras 2 e 3. Inicialmente o metal fundido (1) escoia pela fenda existente entre o molde de grafite externo (2) e o molde de grafite interno (3); uma primeira casca solidifica-se assim que entra em contato com o molde externo, caminhando em direção ao centro (4) (este molde externo é mantido à temperatura ambiente pela passagem de um fluxo constante de água) (5); posteriormente, o metal já solidificado no formato de tarugo entra em contato com o segundo sistema de resfriamento (6), que tem a função de reduzir sua temperatura até a do ambiente (7). O tarugo é puxado constantemente por roletes (8) que ditam a velocidade global de lingotamento. À medida que o nível de metal líquido dentro do forno de espera diminui, os fornos de fusão adicionais repõem este volume, mantendo a produção de maneira contínua.

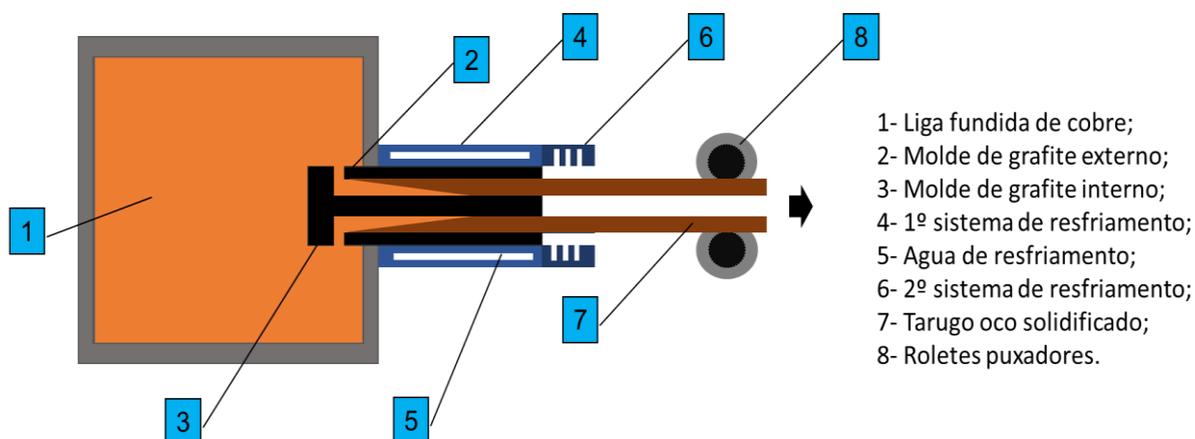


Figura 2 - Visão esquemática da produção de um tarugo oco por lingotamento contínuo

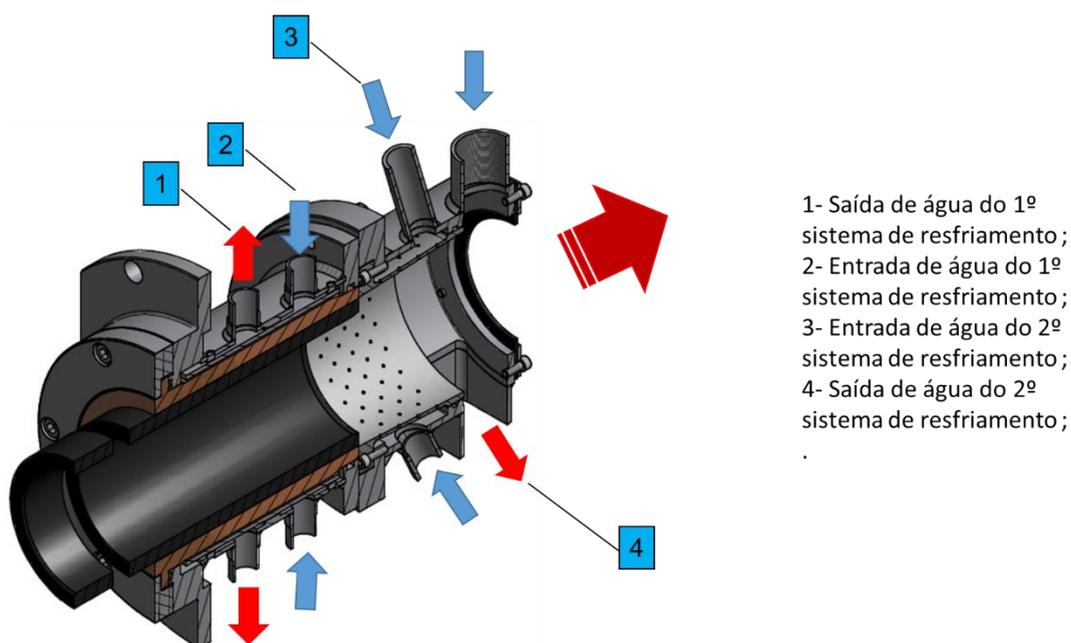


Figura 3 - Esquemática do molde de resfriamento.

Na etapa posterior de laminação rotativa planetária, 3 cabeças cônicas de laminação e um mandril interno são dispostos de maneira equidistante entre si e com uma inclinação ao eixo horizontal do tarugo a ser processado. Com a rotação das cabeças de laminação, o tarugo é empurrado para dentro do equipamento de laminação por um carro torpedo e assim se realiza a redução do diâmetro externo. Durante a laminação, a temperatura gerada internamente pelo trabalho mecânico pode atingir entre 622°C e 784°C (LEE *et al.*, 2010), em função das deformações

severas (aproximadamente 90% de redução da área de transversal). Isto permite que estrutura interna se recristalize dinamicamente, dando origem a novos grãos mais finos e alongados no sentido da laminação (LI *et al.*, 2008; DAVIS, 2001). Essa etapa é de grande relevância sobre a qualidade superficial do tubo final, uma vez que as cabeças ou rolos de laminação, dependendo do seu posicionamento angular e seu ângulo de ataque, podem gerar defeitos estruturais durante os esforços mecânicos, os quais permanecerão até o produto acabado (HWANG *et al.*, 2006). Além disso, na trefilação, os tarugos já com espessura reduzida na laminação passam por uma fieira e um mandril de metal duro, mediante a aplicação de uma força de tração na extremidade inicial do tubo. Os defeitos gerados na laminação se mantêm e são identificados na fase de inspeção.

Dada a importância da etapa de laminação na eficiência do sistema de manufatura de tubos, esta será motivo de investigação no presente trabalho quanto à homogeneidade macroestrutural na secção transversal do tarugo lingotado. Uma vez que grãos colunares finos e grosseiros podem ser gerados por defeitos na eficiência de transferência de calor para o molde durante a solidificação na saída do forno, esta heterogeneidade ao longo da secção transversal pode atenuar o número de defeitos gerados. É desejável, sempre, que a estrutura bruta de solidificação se apresente no formato de grãos equiaxiais (Garcia, 2007; Muller, 2002).

1.1 Objetivo

O objetivo deste trabalho foi estabelecer correlações entre os parâmetros operacionais, velocidade de puxamento dos roletes e fluxo de água no molde, de um equipamento de lingotamento contínuo horizontal de tarugos ocos de cobre com a macroestrutura de solidificação e propriedades mecânicas em tração. Além disso, foram avaliados os efeitos das alterações na macroestrutura dos tarugos sobre a qualidade dos tubos finos ao final do processo de laminação através dos índices de rejeição por defeitos internos. Todo o aparato utilizado está instalado em uma indústria metalúrgica na região do ABC Paulista.

Para atingir os objetivos os propostos, foram estabelecidas as seguintes metas:

- 1- Elaborar uma revisão da literatura no que tange a processos de

solidificação radial e os mecanismos de transferência de calor, analisando-se os fenômenos físico-metalúrgicos envolvidos em conjunto com as variáveis do processo de solidificação, com ênfase na liga de cobre UNS C12200;

- 2- Estabelecer a correlação entre a velocidade de lingotamento, fluxo de água de resfriamento e a morfologia macroestrutural resultante do tarugo fundido;
- 3- Estabelecer a correlação entre a velocidade de lingotamento e qualidade final dos produtos acabados;
- 4- Analisar a influência de um refinador de grão comercial na morfologia resultante do tarugo solidificado;
- 5- Analisar a influência da agitação mecânica criada pelo indutor elétrico na saída do reservatório de armazenamento sobre a morfologia macroestrutural do tarugo solidificado.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Transferência de calor no processo de solidificação radial

O desenvolvimento de novas técnicas de solidificação de ligas metálicas em processos industriais se faz necessário para uma produção cada vez maior de fundidos livres de defeitos. A complexidade deste processo se estende desde a configuração geométrica até as transformações de fases fora do equilíbrio termodinâmico, inerentes ao processo. Depende ainda das propriedades requeridas do material a ser produzido, uma vez que essas são diretamente influenciadas pelos parâmetros térmicos da solidificação.

O processo de solidificação, em si, pode ser considerado fundamentalmente como um processo de transferência de calor em regime transitório, envolvendo uma transformação de fase líquido/sólido, seguida pela liberação de energia térmica e com uma fronteira móvel separando as duas fases de propriedades termofísicas distintas (GARCIA,2007).

A transferência de calor no sistema de solidificação ocorre por três mecanismos básicos: condução térmica, convecção e radiação. Durante o processo, todos estes modos de transferência de calor podem surgir desde a temperatura de vazamento (T_v) até a temperatura externa do molde (VISKANTA, 1988). A diferença entre a temperatura de vazamento e a temperatura de fusão do metal é conhecida como superaquecimento, dado pela equação (1).

$$\Delta T_v = T_v - T_f \quad (1)$$

Em que:

ΔT_v é o superaquecimento;

T_v é a temperatura de vazamento;

T_f é a temperatura de fusão.

Tanto o superaquecimento quanto o calor latente liberado na fronteira sólido/líquido são transferidos através do metal solidificado até a passagem pelo molde. Na interface metal/molde resfriado, forma-se sempre uma camada de resistência à troca térmica, denominada por diversos autores como “*gap*”. A mesma

é gerada por um contato imperfeito entre a primeira camada solidificada e o molde, onde uma pequena quantidade aprisionada de ar altera as condições localizadas de transferência térmica. Sua comprovação pode ser encontrada em diversos estudos na literatura, bem como os efeitos sobre a microestrutura bruta de solidificação (SILVA *et al.*, 2015; DIAS *et al.*, 2013; BERTELLI *et al.*, 2012). Na figura 4 é possível se verificar os modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde de um sistema industrial de lingotamento contínuo de tarugo oco fundido.

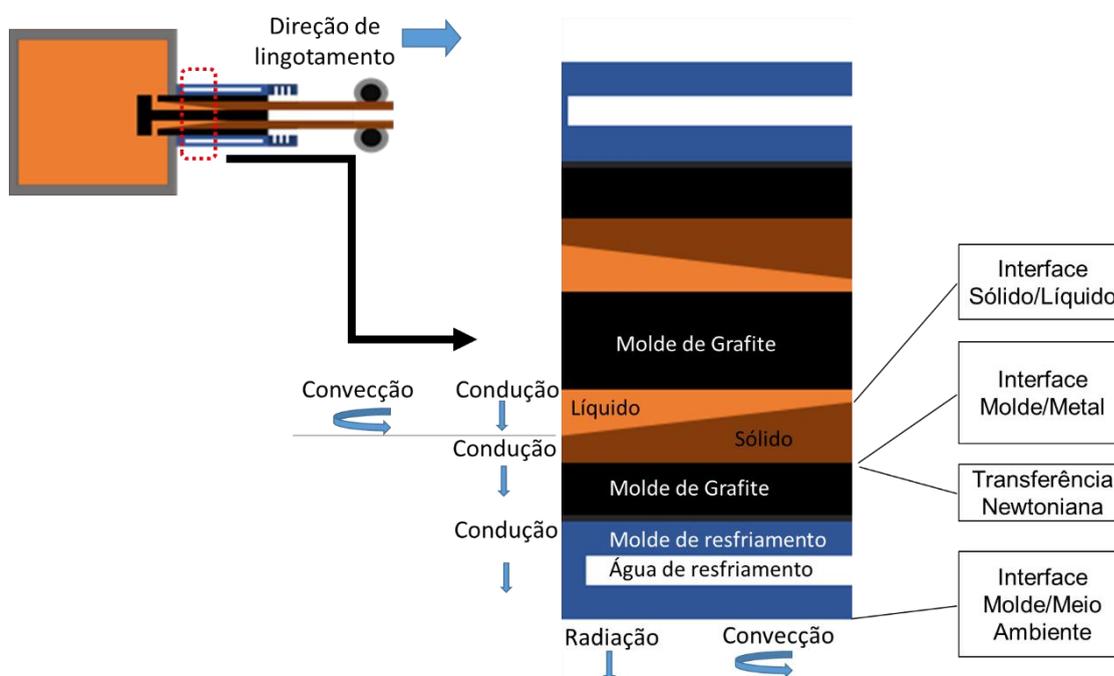


Figura 4 - Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde.

A condução térmica é considerada como o mecanismo em que ocorre o regime transitório entre o metal a ser solidificado e o molde. A convecção está presente no metal líquido a ser solidificado e na interface molde/ambiente. A radiação ocorre quando o transporte de energia térmica não necessita de um meio físico para se propagar.

O metal líquido, ao ser vazado em um molde de maneira contínua (Figura 4), entra em contato com a superfície das paredes internas do molde de grafite resfriado com água à temperatura ambiente. Nesta interface metal/molde, o *gap* formado, conhecido também como resistência newtoniana, é decorrente de vários fatores: afinidade físico-química entre o molde e o metal; rugosidade interna da superfície do molde e lubrificantes para desmoldagem, todos interferindo diretamente na resistência newtoniana. Assim sendo, a transferência de calor na interface

metal/molde em um processo de lingotamento contínuo se dará conforme apresentado na figura 5.

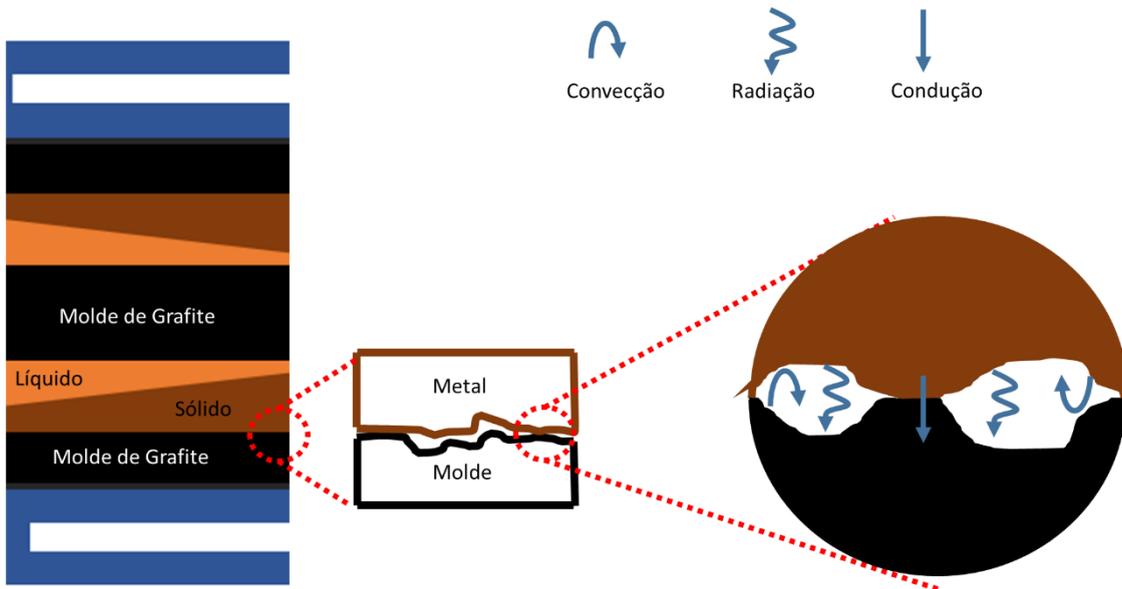


Figura 5 - Modos atuantes de transferência de calor na interface metal/molde.

De forma a simplificar a troca térmica entre duas superfícies em contato, Newton admitiu que essas superfícies fossem perfeitamente planas e paralelas e separadas por uma distância “*e*”, sendo este *gap* preenchido por um gás. Nestas condições, o fluxo de calor do metal para o molde, nesta interface é dado por (KRISHNAN e SHARMA,1996; Garcia,2007):

$$q_n = (K_g / e) (T_{is} - T_{im}) \quad (2)$$

ou ainda:

$$q_n = h_i (T_{is} - T_{im}) \quad (3)$$

Em que:

e é a distância (*Gap*) entre as superfícies de transferência de calor (m);

K_g é a condutividade térmica do material [W/mK];

h_i é o coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde[W/m²K];

T_{is} é a temperaturas na superfície do metal;

T_{im} é a temperatura na superfície do molde.

A figura 6 demonstra, esquematicamente, o modelo equivalente de Newton.

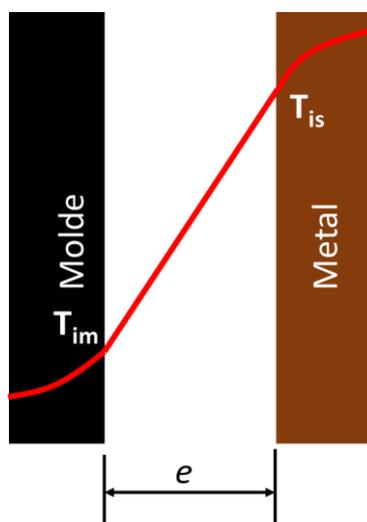


Figura 6 - Modelo equivalente de Newton.

Fonte: Garcia, 2007.

Durante o lingotamento contínuo horizontal, um tarugo oco fundido pode apresentar uma contração no início de sua solidificação assim que toca no molde, sendo que a parte inferior tem um contato maior com o sistema de resfriamento quando comparado com a parte superior. Devido à ação da gravidade, o tarugo oco fundido é forçado contra a parede inferior do molde de resfriamento, criando um atrito nesta superfície e aumentando o contato metal/molde (YAN *et al.*, 2009; LI *et al.*, 2005). A figura 7 apresenta uma forma esquemática desta ação da força da gravidade.

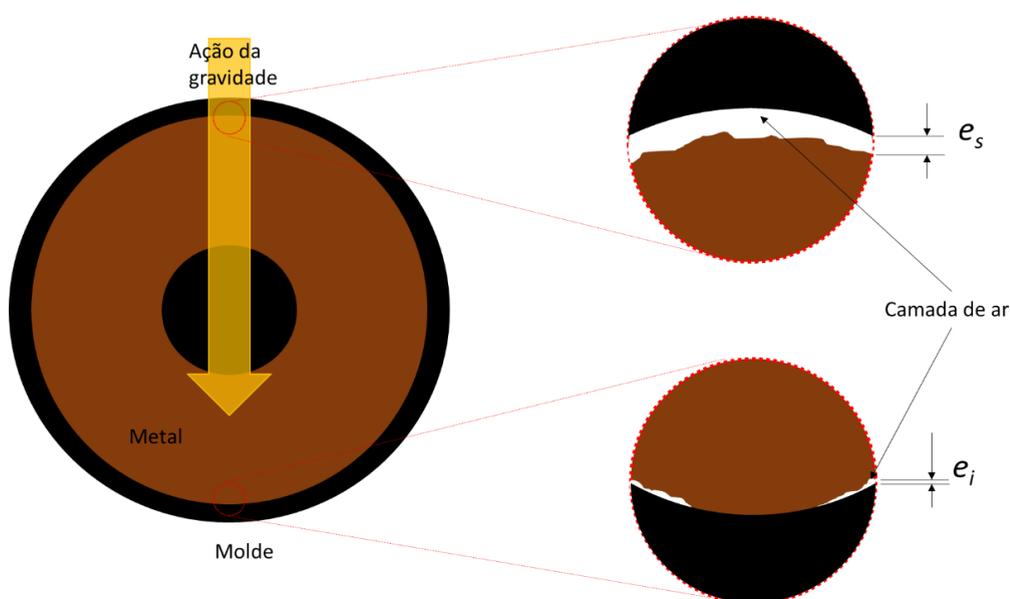


Figura 7 - Ação da gravidade na troca térmica entre metal/molde.

Assim, pode se verificar que a ação da gravidade reduz o *gap* entre o metal e o molde na parte inferior, de tal forma que equação 2 o valor de “*e*” é menor e, conseqüentemente, haverá uma melhor troca térmica nesta região, quando comparada às demais posição ao longo da secção radial do lingote.

Na figura 8 apresenta a consequência deste aumento do fluxo de calor na parte inferior, em um experimento realizado por Li *et al.* (2007) com uma velocidade de lingotamento de 180 mm/min, apresentando grãos colunares grosseiros na secção inferior (*Bottom*) da amostra quando comparada com as demais regiões da secção radial.

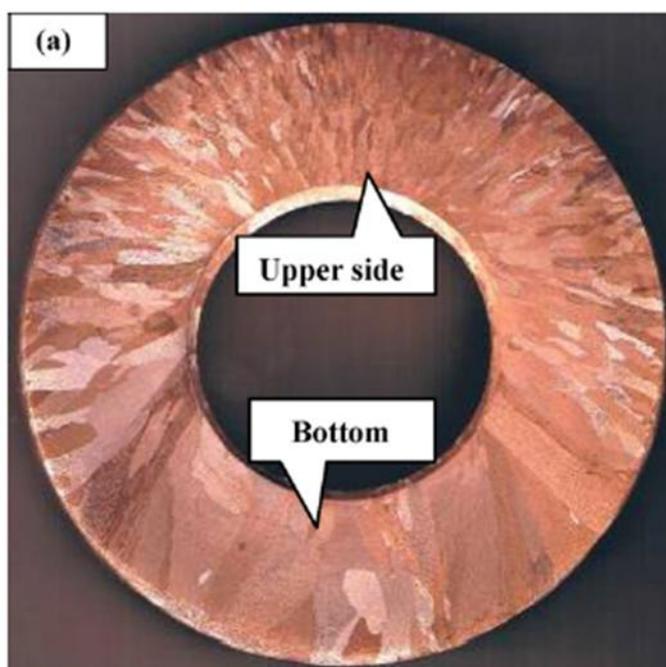


Figura 8 - Secção transversal de um tarugo oco fundido.
Fonte: Li *et al.* 2007.

Em estudos de modelamento do processo de solidificação podem ser úteis a quantificação dos modos de transferência de calor atuantes no sistema, através de uma analogia entre o circuito térmico e o circuito elétrico (GARCIA, 2007). A taxa de transferência de calor por unidade de área pode ser considerada um fluxo e a combinação da condutividade térmica e da espessura solidificada, uma resistência a esse fluxo, sendo a temperatura a força motriz para o fluxo de calor, que pode ser considerado: Fluxo de calor = diferença de potencial térmico / resistência térmica, semelhante à lei de Ohm para circuitos elétricos. Conforme se demonstra na equação (4):

$$q = \Delta T / R_t \iff i = \Delta V / R_e \quad (4)$$

Em que:

- q é o fluxo de calor;
- ΔT é a diferença de temperaturas;
- R_t é a resistência térmica;
- i é a corrente elétrica;
- ΔV é a diferença de potencial;
- R_e é a resistência elétrica.

Para a situação de moldes refrigerados em lingotamento estático e contínuo, a análise da transferência de calor no molde deve levar em conta todas as resistências térmicas envolvidas na passagem do fluxo de calor, desde o interior do lingote até a água de refrigeração (BERTELLI,2012; GARCIA,2007). A figura 9 ilustra as resistências térmicas envolvidas no processo de lingotamento de um tarugo oco fundido.

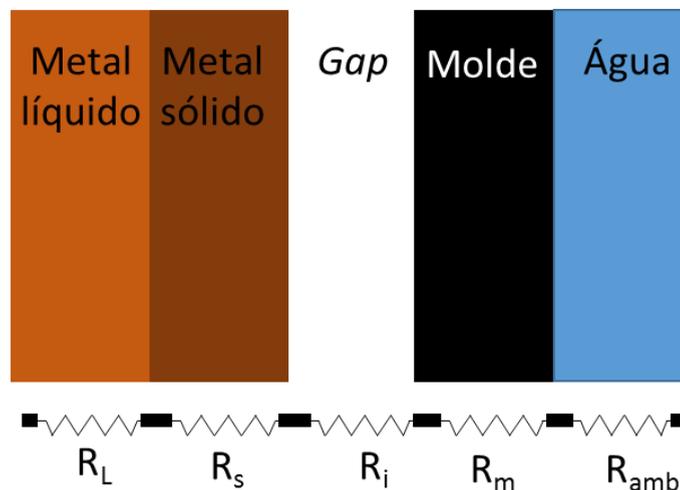


Figura 9 - Circuito térmico de sistema de lingotamento de tarugo oco.

Em que:

- R_L é a resistência térmica do líquido ($m^2 K / W$);
- R_S é a resistência térmica da camada sólida ($m^2 K / W$);
- R_i é a resistência térmica da interface metal/molde (*gap*) ($m^2 K / W$);
- R_m é a resistência térmica do molde ($m^2 K / W$);
- R_{amb} é a resistência térmica da superfície externa do molde ao meio ambiente ($m^2 K / W$).

Como o circuito está montado em série podemos definir que a resistência total (R_T), conforme demonstra a equação (5):

$$R_T = R_L + R_S + R_i + R_m + R_{amb} \quad (5)$$

Em que:

R_T é a resistência total;

R_L é a resistência térmica do líquido ($m^2 K / W$);

R_S é a resistência térmica da camada sólida ($m^2 K / W$);

R_i é a resistência térmica da interface metal/molde (*gap*) ($m^2 K / W$);

R_m é a resistência térmica do molde ($m^2 K / W$);

R_{amb} é a resistência térmica da superfície externa do molde ao meio ambiente ($m^2 K / W$).

Em moldes refrigerados onde o fluido de refrigeração é renovado continuamente, pode-se considerar, sob condições eficientes de refrigeração, que apresentam uma capacidade infinita de absorção de calor, e como decorrência uma resistência térmica praticamente nula, conforme se demonstra na equação (6):

$$R_m < R_i + R_S + R_L \quad (6)$$

Em que:

R_m é a resistência térmica do molde ($m^2 K / W$);

R_L é a resistência térmica do líquido ($m^2 K / W$);

R_S é a resistência térmica da camada sólida ($m^2 K / W$);

R_i é a resistência térmica da interface metal/molde (*gap*) ($m^2 K / W$).

2.2 Parâmetros estruturais

Nas operações industriais de lingotamento contínuo horizontal, existe a possibilidade de implantação de diversas condições operacionais que permite a obtenção de uma ampla variedade de estruturas de solidificação (REYES *et al.*, 2016; BRITO *et al.*, 2015; MOURA *et al.*, 2012). Como os parâmetros estruturais resultantes da solidificação (tamanho de grão e espaçamentos interdendríticos) são influenciados pela taxa local de resfriamento e, conseqüentemente, pelo gradiente de temperatura e velocidade de solidificação, há uma correlação estreita que pode ser estabelecida entre o comportamento térmico em um sistema metal/molde durante a solidificação e a microestrutura resultante (QUARESMA, SANTOS e

GARCIA, 2000; OSÓRIO E GARCIA, 2002). Essa microestrutura associada à distribuição de defeitos e heterogeneidades químicas, conforme demonstrado na figura 10, definirá o perfil de características mecânicas e químicas do produto solidificado (GARCIA 2007).

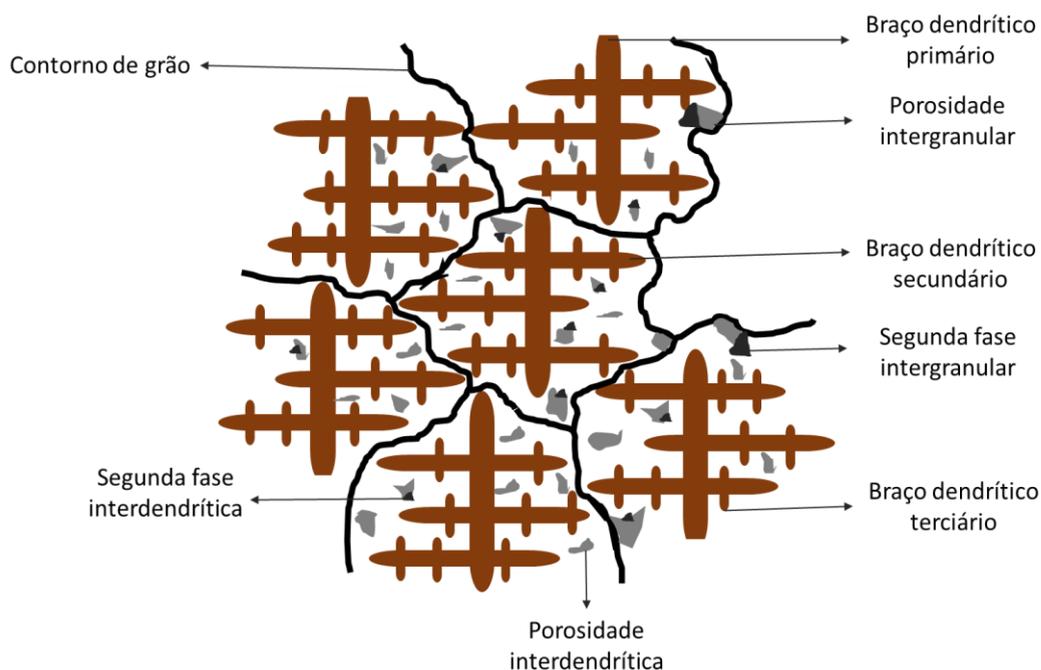


Figura 10 - Representação esquemática de uma microestrutura de solidificação.
Fonte: Garcia, 2007.

A morfologia da estrutura de solidificação depende não somente das condições de resfriamento, mas também da composição da liga (BERTELLI, 2012; FARIA *et al.*, 2015; OSÓRIO *et al.*, 2005; BRITO *et al.*, 2012).

Observando-se o diagrama de equilíbrio parcial do sistema binário Cu-P, apresentado na figura 11, há um ponto de onde ocorre a reação eutética, localizado em 8% em peso de fósforo e em uma temperatura de 696°C.

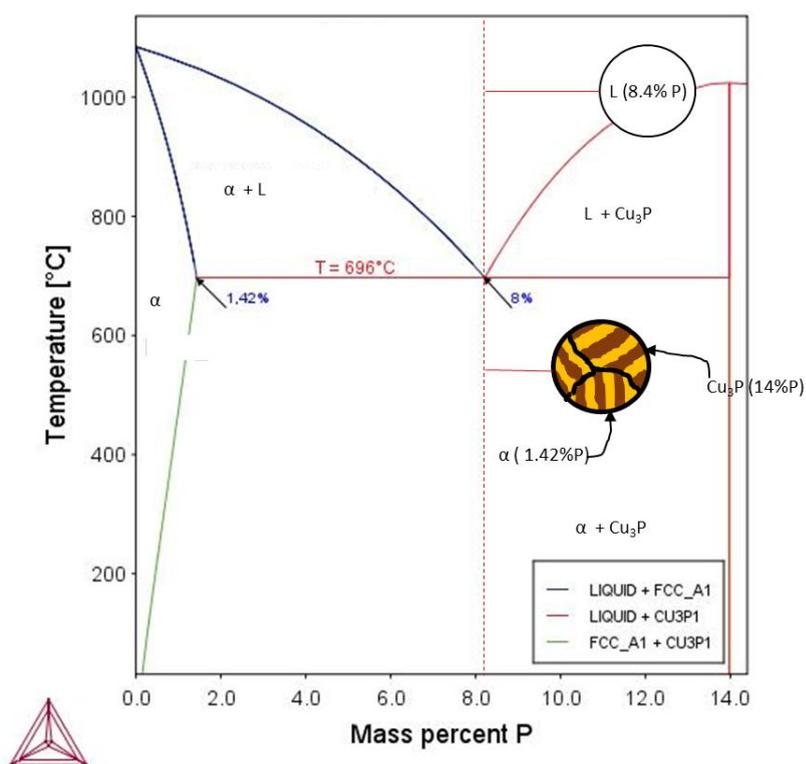


Figura 11 - Diagrama de equilíbrio do Sistema Cu-P: Estrutura eutética.

Ligas metálicas que apresentem um ponto de transformação eutética em seu diagrama de equilíbrio precisam de um cuidado especial ao serem processadas mecanicamente. Mesmo uma liga contendo um percentual baixo de soluto, comparado ao percentual necessário para transformação eutética ocorrer, ao ser solidificada em condição fora do equilíbrio esta pode apresentar microrregiões contendo percentuais eutéticos (GOULART, 2010). Logo, se o material for aquecido acima da temperatura de transformação eutética, como o que acontece em uma conformação com redução geométrica severa, o aquecimento pelo trabalho interno pode provocar microfissuras por microfusão, que tendem a se manter na matriz ao final do processo.

Comumente na indústria se busca um maior nível de resistência mecânica, sendo que uma estrutura mais refinada é objetivada, de tal forma implicando em disponibilizar a quantidade maior possível de núcleos na transformação líquido/sólido. Bouchard e Kirkaldy (1997) afirmam que estruturas dendríticas finas (grãos refinados) nas fundições são reconhecidas por produzir propriedades mecânicas superiores as de estruturas dendríticas mais grosseiras, notadamente com relação à resistência a tração.

Estes efeitos têm sido relacionados a uma homogeneização mais rápida. As duas técnicas mais recomendadas para o controle de tamanho de grão são o controle da taxa de resfriamento para o refinamento do grão e a adição de agentes nucleantes. Um agente nucleante é uma substância adicionada intencionalmente ao líquido para agir como catalizador da nucleação (GARCIA, 2007). Zhang *et al.* (2007) relata em seu artigo que adições de até 0,04% de Cério em cobre refina o grão de cobre fundido e melhora as propriedades físicas da liga, sendo que o limite de resistência a tração analisada aumentou 10%, o limite de escoamento em 45% e a dureza (HV) em 43%.

Também Oishi, Sasaki e Otani (2003) relata que a adição de silício em ligas de cobre criou uma redução de até 50% do tamanho de grão quando comparado com a mesma liga sem a adição do silício.

A nucleação também pode ocorrer de forma dinâmica com a agitação mecânica do metal líquido quando este estiver super-resfriado conforme demonstra-se na figura 12.

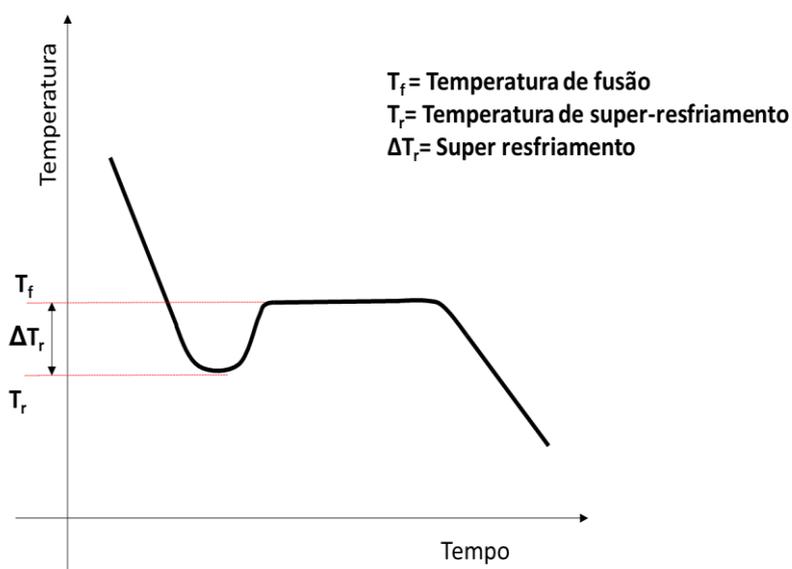


Figura 12 - Curva de resfriamento.

Fonte: Garcia, 2007.

Esta agitação provoca correntes convectivas (GARCIA, 2007) que levam a ruptura das extremidades dos braços dendríticos e conseqüentemente estes braços dendríticos rompidos se tornam, no líquido, novos substratos nucleantes, que se tornaram novos núcleos (figura 13).

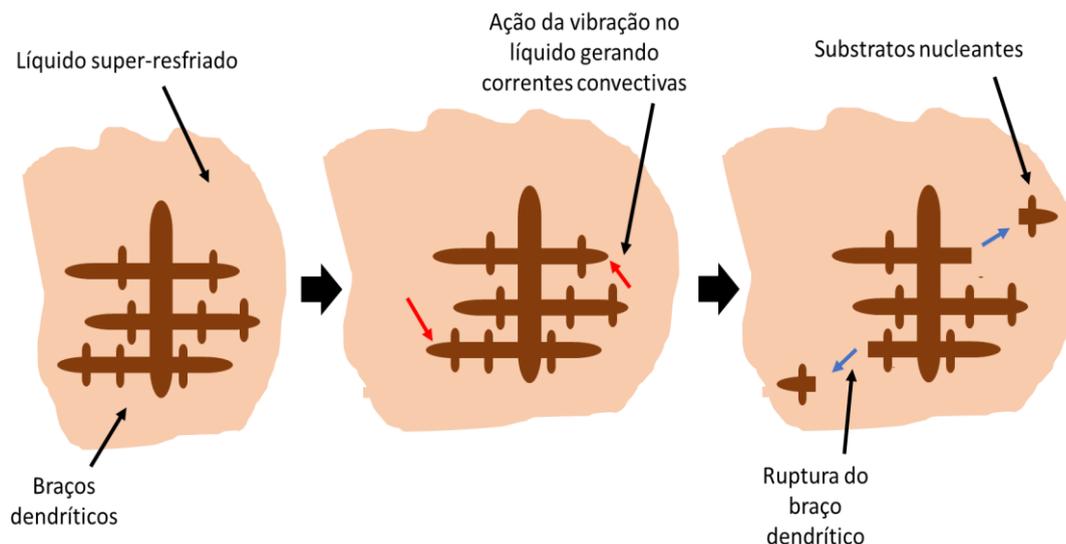


Figura 13 - Demonstração esquemática de geração de substratos nucleantes.

Osório *et al.* (2009) comparou o efeito da agitação mecânica sobre o processo de solidificação de uma liga AlSn. Enquanto o processo convencional apresentou tamanho de grão em torno de 1,76mm, a liga solidificada com agitação mecânica apresentou tamanho de grão menor, de 0,68mm. Na figura 14 apresenta-se esquematicamente o experimento com agitação mecânica.

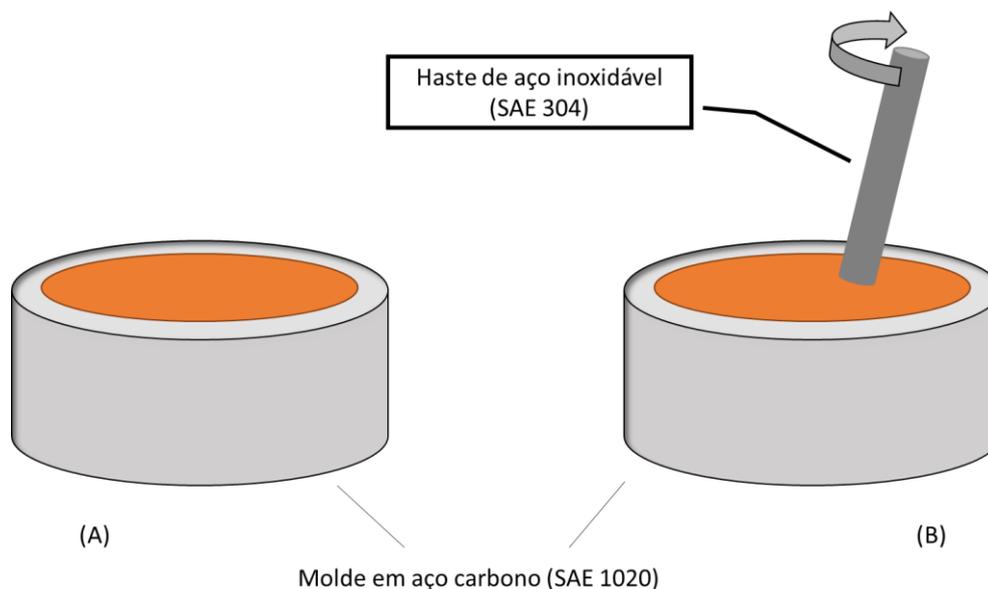


Figura 14 - (A) Fundição convencional por gravidade e (B) Fundição por gravidade com agitação mecânica.

Fonte: Osório *et al.*, 2009.

Em contrapartida, existem situações em que a agitação mecânica não cria um refinamento na estrutura de grãos e pode provocar um crescimento como relatado por Halvae e Talebi (2001). Os autores fazem menção em seu artigo sobre a influência da agitação do banho no crescimento dos grãos, sendo possível comprovar um aumento de 24 μm para 34 μm com uma rotação de 300 rpm para 675 rpm, devido a segregação de alguns elementos da liga como o chumbo e estanho. Desta forma, deve-se analisar a característica de segregação para não se criar uma situação inversa a desejada na nucleação dinâmica.

Geralmente a solidificação conduz às macroestruturas de dois tipos morfológicos característicos: colunar e equiaxial (KURZ *et al*, 2001). Existe também uma terceira morfologia chamada de zona coquilhada que é formada por pequenos grãos equiaxiais junto à interface metal-molde. Sua origem está relacionada com a nucleação copiosa junto à interface provocada por um choque térmico elevado durante os instantes iniciais da solidificação (MÜLLER, 2002).

Na revelação macroestrutural de lingotes, comumente encontram-se estas diferentes estruturas distribuídas de uma forma bem característica, conforme mostra a figura 15, para uma seção cilíndrica de um lingote solidificado de fora para dentro, extraindo-se calor pelas laterais. Segue-se o crescimento de uma região intermediária de grãos alongados unidirecionalmente denominados colunares orientados na direção do fluxo de calor (KURZ *et al.*, 2001) e, por fim, uma região central de grãos equiaxiais de tamanho maior em relação aos da região coquilhada.

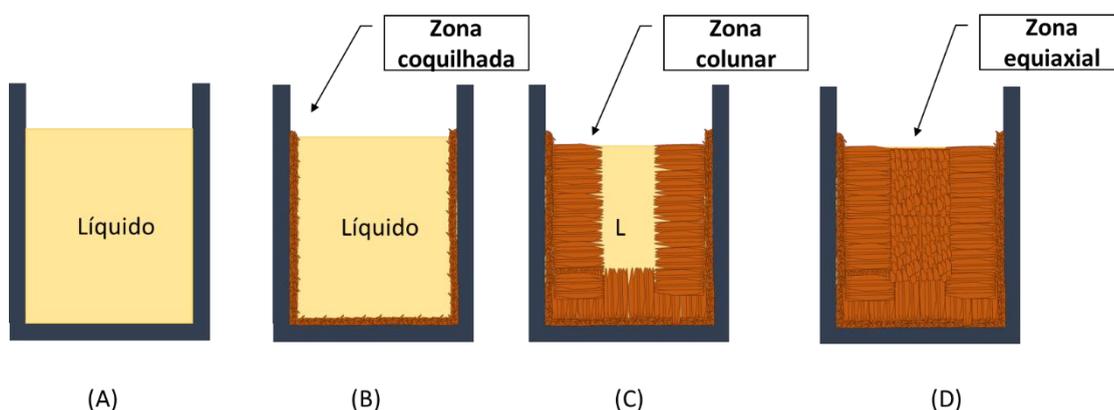


Figura 15 - Representação esquemática dos três tipos de estruturas morfológicas de solidificação, que normalmente existe em um lingote: (A) – Metal em estado líquido no Cadinho; (B) início do resfriamento e aparecimento da zona coquilhada; (C) surgimento da zona colunar; (D) termino da solidificação com a zona equiaxial.

A figura 16 apresenta a macrografia de um tarugo maciço de uma liga de cobre UNS C12200, onde se pode verificar as estruturas da zona coquilhada, zona colunar e zona equiaxial.

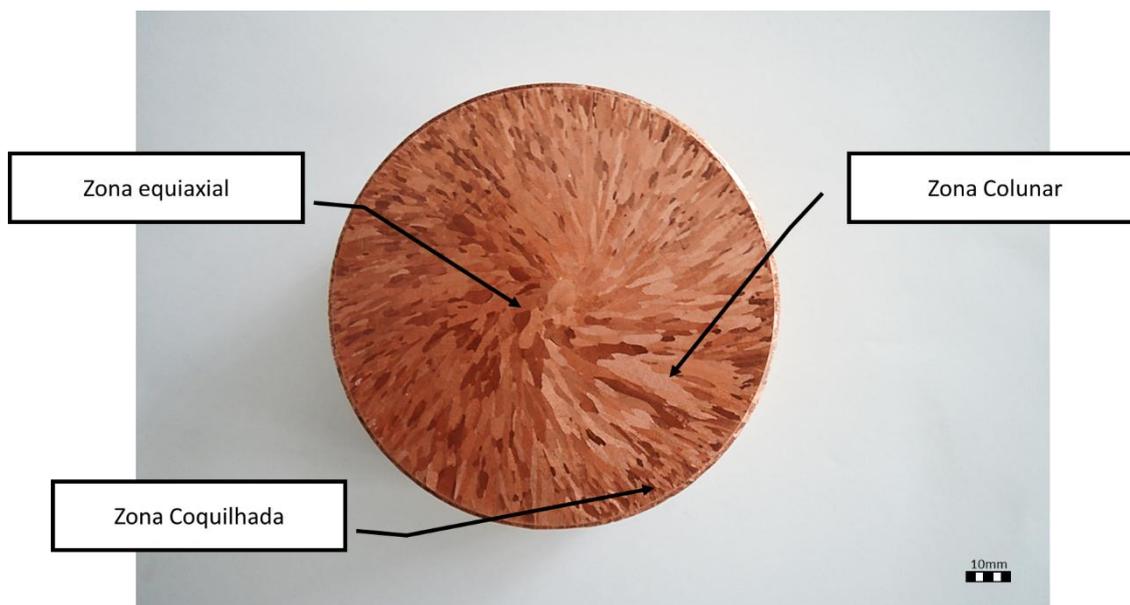


Figura 16 - Macrografia de um tarugo maciço de cobre.

Nem sempre todas as zonas descritas anteriormente estarão presentes e a estrutura pode ser, por exemplo, completamente colunar ou completamente equiaxial. Como as propriedades mecânicas dependem da estrutura, é evidente a importância do conhecimento dos parâmetros que controlam a formação estrutural na solidificação.

Assim, Bertelli (2012) comenta que em um tarugo maciço, o tamanho do grão e as ramificações dendríticas primárias são predominantemente maiores na região média do raio do tarugo, associados à intensidade de resfriamento ser menor nesta região. Ao mesmo tempo, uma inversão na taxa de resfriamento devido à aceleração da solidificação do lingote pode ocorrer, permitindo inclusive se obter grãos menores na região do centro do lingote.

2.3 Inspeção por correntes parasitas

Apesar de todas as técnicas aplicadas durante o processo de fabricação afim de se evitar os surgimentos de defeitos no produto acabado, é inevitável que possam surgir algum tipo de defeito no produto acabado. Na figura 17 é

apresentado um exemplo de defeito na superfície de um tubo de cobre laminado.

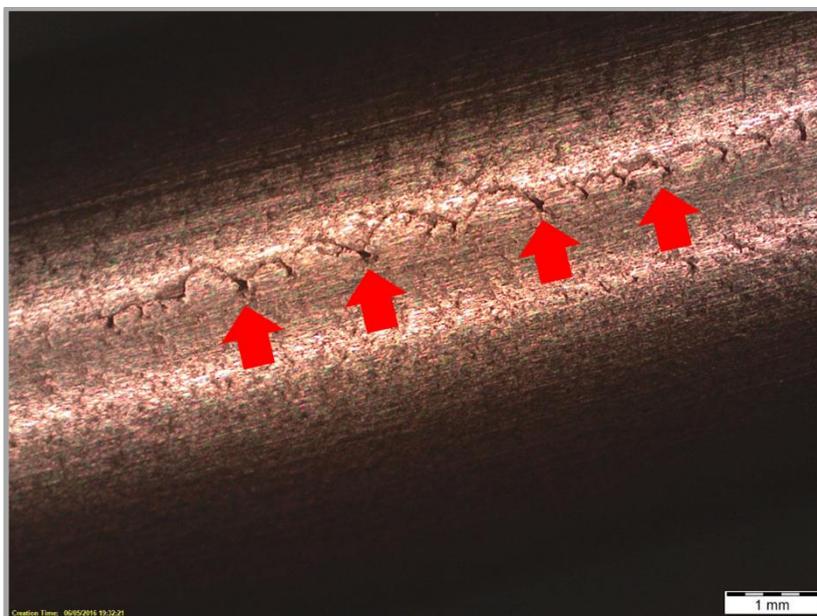


Figura 17 - Imagem de um defeito em um tubo de cobre intergranular.

Estes defeitos devem ser identificados para uma separação futura de parte do tubo processado ou até mesmo a rejeição completa do produto em função da quantidade de falhas existentes, como relatado por Hatsukade *et al.* (2004).

Estas falhas podem comprometer o tubo na execução dos processos seguintes, como a expansão das serpentinas dos condensadores de ar condicionado e a estanqueidade do sistema. Uma das técnicas empregadas para detecção de micro falhas é o ensaio não-destrutivo por indução eletromagnética, conhecidos como correntes de *Eddy*. Este ensaio permite a detecção de falhas (defeitos) em diversos tipos de materiais condutores, sejam eles ferrosos ou não-ferrosos, não necessitando contato físico entre a sonda de inspeção e o material a ser inspecionado (GARCÍA-MARTÍN *et al.* 2011).

O princípio de funcionamento, comentado por Hahn *et al.* (1998), baseia-se em passar o tubo através de uma bobina pela qual circula uma corrente alternada (IP), também chamada de corrente de excitação, a qual gera um campo eletromagnético primário (HP) na bobina, induzindo um fluxo de correntes alternadas (IS) que se propagam em forma de círculos no tubo. As correntes IS geram um segundo campo eletromagnético, chamado de campo magnético secundário (HS), de sentido contrário ao primário.

Assim, o campo resultante é dado por pela equação (7):

$$HR = HP - HS \quad (7)$$

Em que:

HR é o campo magnético resultante;

HP é o campo magnético primário (bobina);

HS é o campo magnético secundário (Correntes parasitas).

Se o material não apresenta defeitos, as correntes parasitas giram em círculos concêntricos. Caso exista um defeito de descontinuidade na matriz, isto representará uma barreira ao fluxo de correntes parasitas (IS) devido à diminuição localizada de condutividade elétrica. As figuras 18 e 19 apresentam de forma esquemática o funcionamento em um processo com uma peça sem defeito e outra com defeito, implicando numa alteração da corrente parasita.

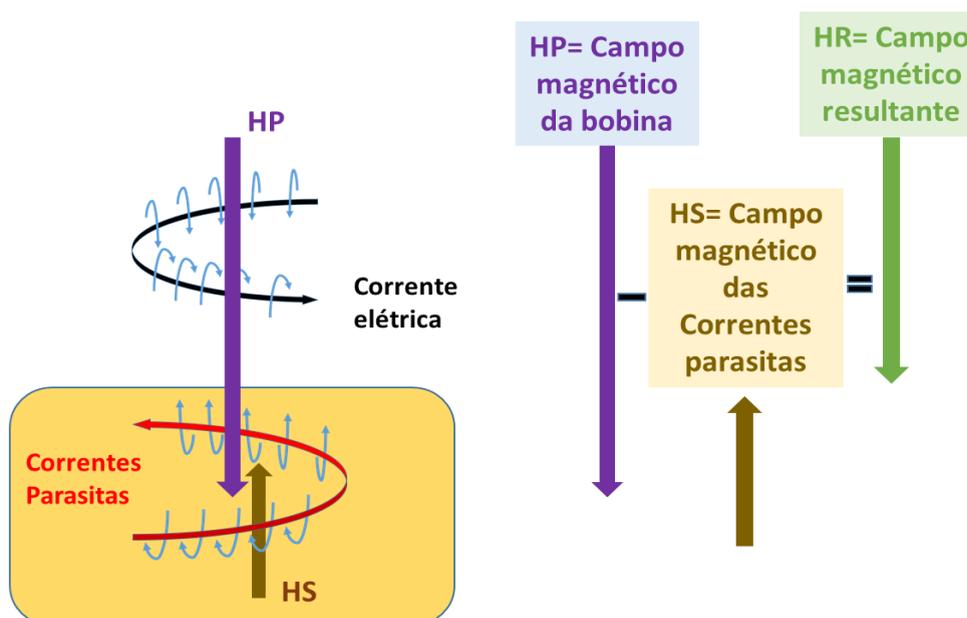


Figura 18 - Esquema de princípio de funcionamento de correntes parasitas.

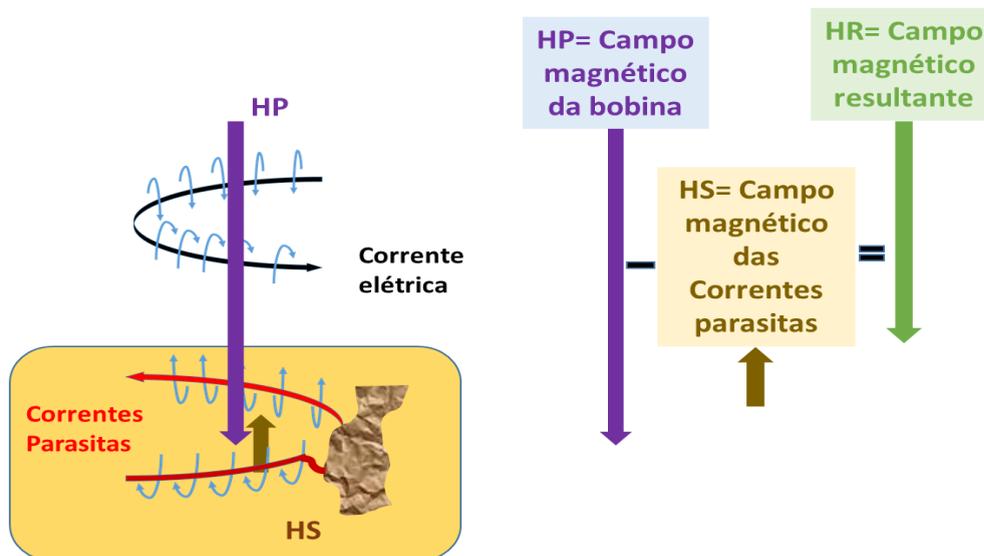


Figura 19 - Esquematização da detecção de defeito por corrente parasita.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

A seguir serão apresentadas as etapas experimentais empregados para obtenção de tarugos da liga de cobre UNS C12200, caracterização macroestrutural e microestrutural, preparação de corpos de prova para o ensaio de tração e a quantificação de defeitos no processo de produção de tubos finos.

3.1 Caracterização macroestrutural de tarugos fundidos

O processo de lingotamento contínuo de tarugos ocos de cobre foi realizado em ambiente industrial. Para a formação da liga UNS C12200, utilizou-se um forno de indução com capacidade de até 8 toneladas. Foram utilizados cátodos de cobre eletrolítico e uma liga comercial cobre-fósforo, de acordo com a composição apresentada na tabela 2.

Tabela 2 - Composição química da liga comercial de cobre fósforo.

Composição da liga Cobre-Fósforo				
P	Pb	Zn	Fe	Cu
15%	0,05%	0,05%	0,15%	84,75%

Na figura 20 demonstra a representação esquemática da disposição de fornos de fusão e de espera no processo de lingotamento contínuo horizontal. O forno de fusão transfere o líquido fundido para um forno de espera que alimenta de forma contínua um dispositivo, constituído de um molde externo refrigerado e um molde interno de grafite, de modo a ter em sua saída um tarugo oco fundido completamente solidificado com diâmetro externo de 101,60 mm e interno de 50,80 mm.

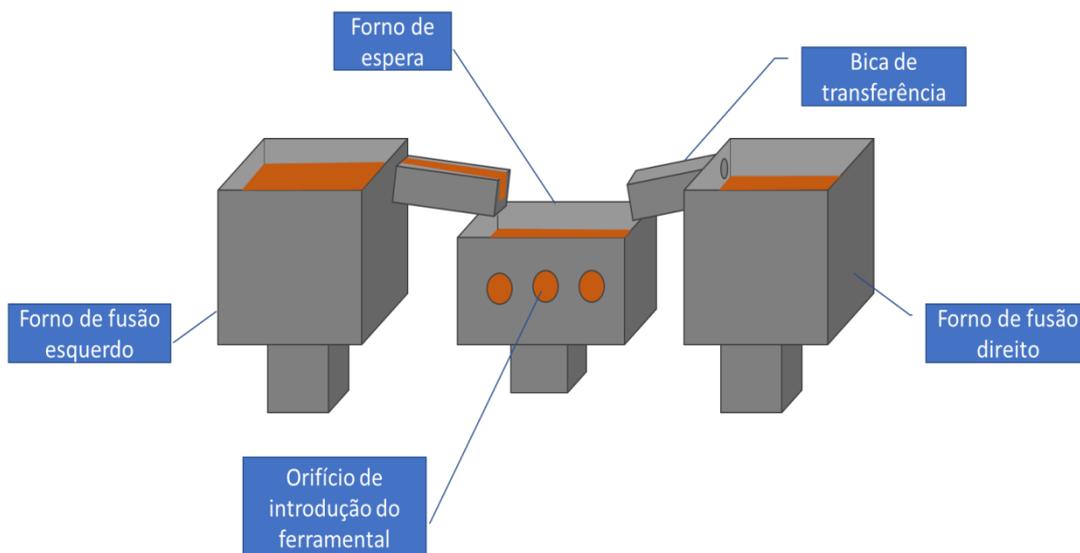


Figura 20 - Representação esquemática da disposição dos fornos de fusão e de espera.

Na figura 21 temos a representação esquemática do aparato de produção de tarugo oco fundido pelo processo de lingotamento contínuo horizontal. O cobre líquido penetra pelo o orifício da camisa de grafite e preenche a câmara de formação do tarugo oco fundido, em seguida inicia-se a solidificação do cobre por meio do molde externo.

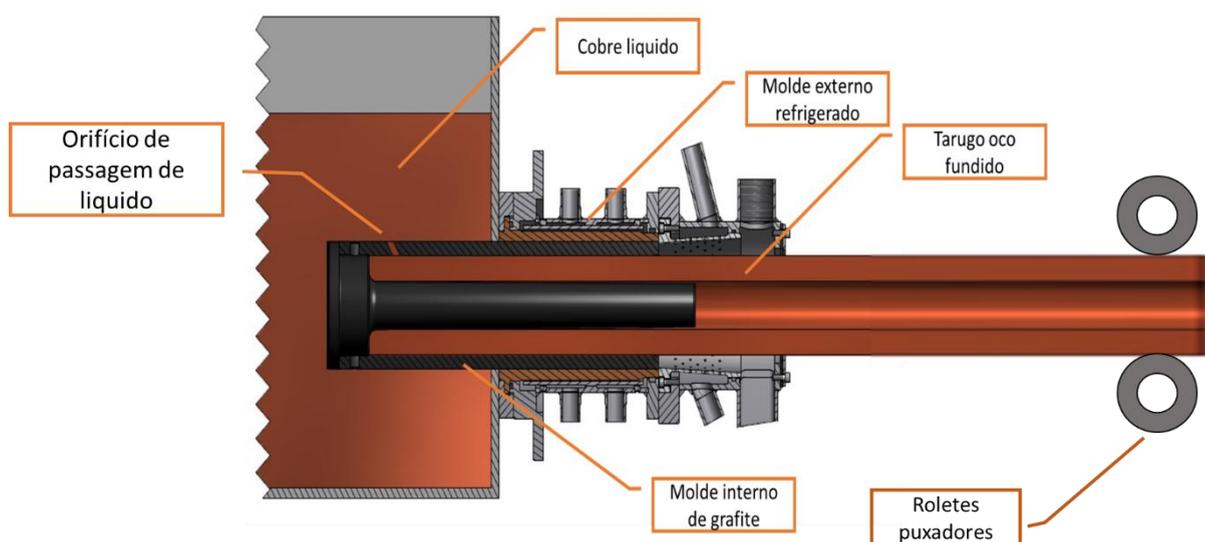


Figura 21 - Representação do molde na saída do forno.

Durante o processo de lingotamento dos tarugos ocios, os roletes puxadores impuseram a velocidade de lingotamento e o molde externo e interno as dimensões geométricas. O molde interno de grafite conferiu as dimensões do furo central do

tarugo e também o diâmetro externo. O molde externo (refrigerado com água em fluxo contínuo) é o responsável pela extração de calor em fluxo radial. A temperatura da liga no forno de espera foi mantida constante pelo indutor elétrico à aproximadamente 1240 °C. Foram feitos experimentos com cinco velocidades de lingotamento: 123,1mm/min, 180,0mm/min, 224,5mm/min, 258,7mm/min e com 302,4mm/min.

Os tarugos obtidos foram seccionados transversalmente ao sentido de lingotamento para caracterização metalográfica conforme demonstrado esquematicamente na figura 22, recebendo apenas um passo de fresa para o acabamento superficial. Para a revelação da macroestrutura, as amostras foram atacadas por 5 minutos com uma solução contendo 50% de ácido nítrico (PA) e 50% de água destilada. Após o ataque, a superfície foi limpa com água destilada e, em seguida, aplicou-se álcool isopropílico. Em seguida foram obtidas imagens através de um microscópio Olympus SZ61 para determinação do tamanho de grão.

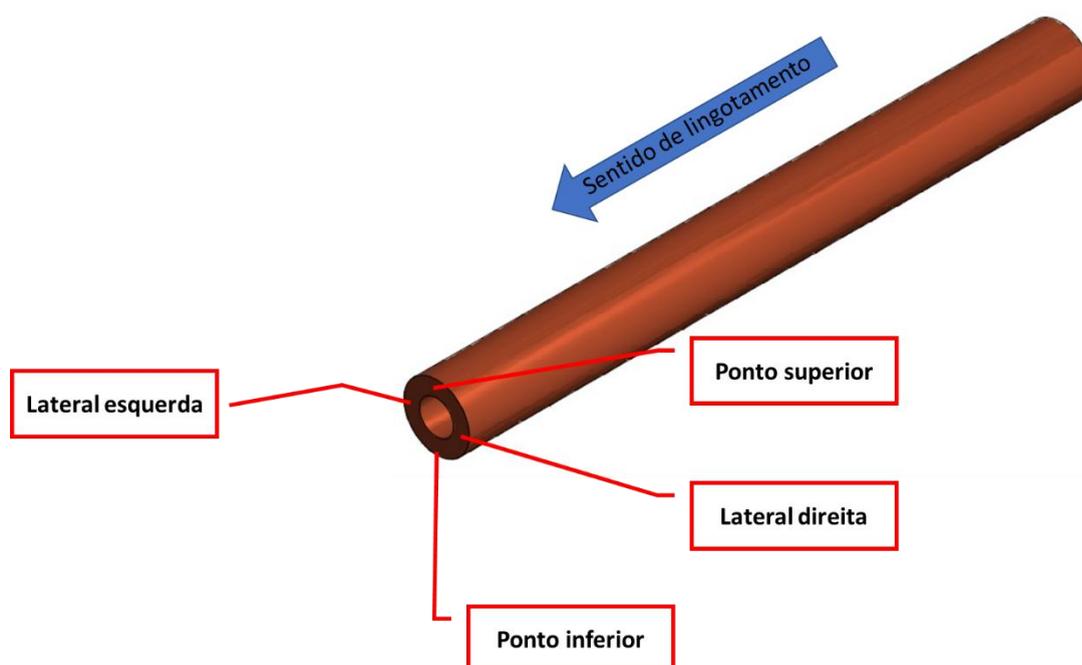


Figura 22 - Demonstração esquemática da posição da amostra em relação ao lingotamento.

A medição do tamanho de grão foi realizada pela contagem de grãos existentes em uma seção transversal em conformidade a norma ASTM E112-96 pelo método de interceptos, conforme apresentado na figura 23. A determinação do tamanho de grão médio se dá conforme a equação (8):

$$TG_m = S_a / N \quad (8)$$

Em que:

TG_m é o tamanho de grão médio;

S_a é a seção da área em análise;

N é o número de grão encontrados.

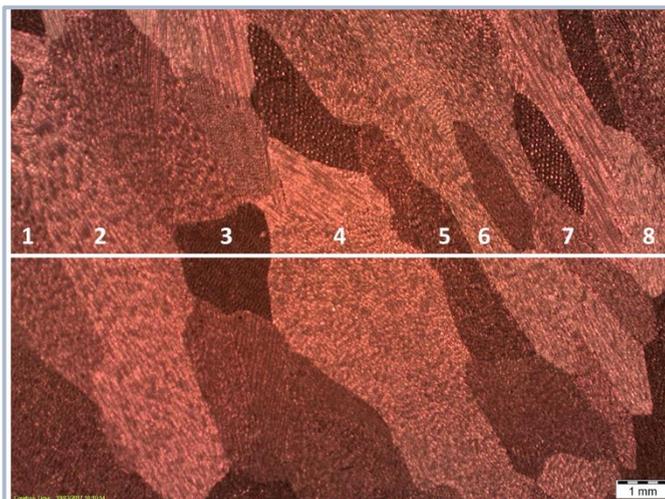


Figura 23 - Determinação do tamanho de grão colunar.

Além da caracterização macroestrutural dos tarugos fundidos, foram analisadas as macroestruturas após a deformação pelo processo de laminação, com redução de 88,18% na espessura, conforme indicado na figura 24.

Na figura 24 o ponto “A” apresenta uma amostra de estrutura bruta de fundição e no ponto “B” a micrografia deste tubo laminado. Para a revelação da macroestrutura do ponto A, as amostras foram atacadas por aproximadamente 5 minutos com uma solução contendo 50% de ácido nítrico (PA) e 50% de água destilada e para esta caracterização do ponto B, as amostras foram preparadas com lixas de carbeto de silício nas granulometrias #320, #400 e #600. As amostras foram posteriormente polidas com pasta de diamante de 6 e 1 μm e atacadas quimicamente com a solução de Trióxido de Cromo por 3 minutos, limpas com água destilada e álcool isopropílico.

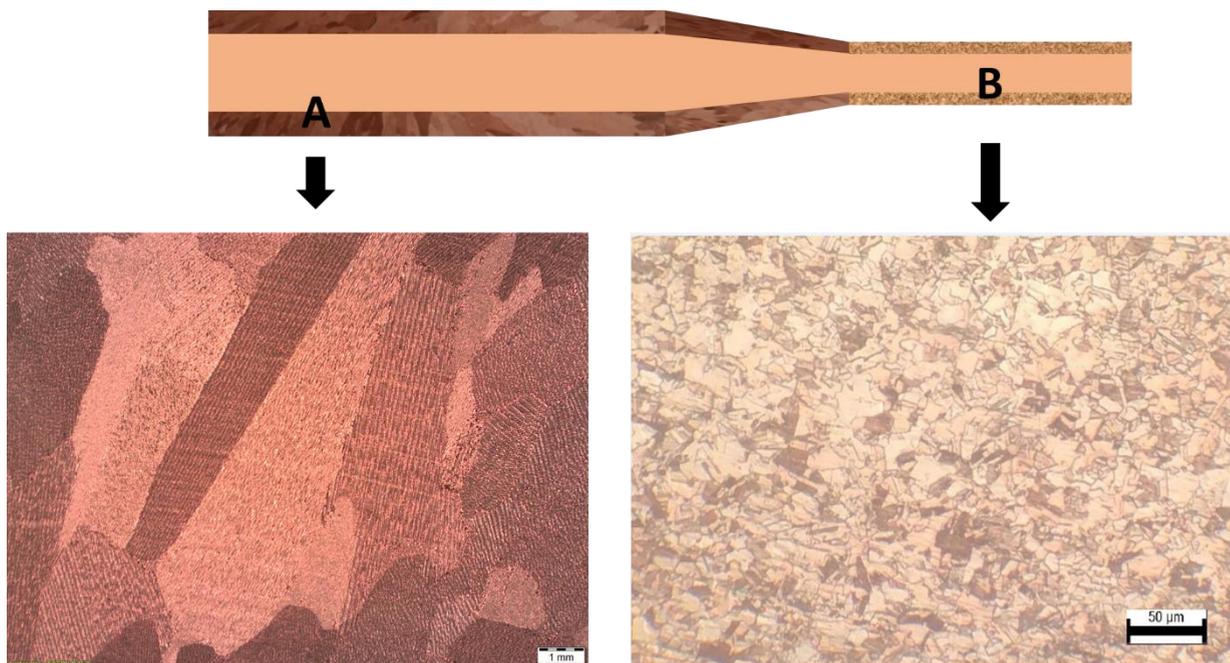


Figura 24 - Esquematização da análise do tamanho de grão após a laminação.

As microestruturas foram avaliadas pelo método comparativo por quadros (figura 25) e também reavaliadas por método de triangulação dimensional (figura 26).

Para a determinação do dimensional das estruturas pelo método comparativo de quadros foi utilizado o microscópio de marca *Leica DMILM* e suas imagens foram comparadas com o quadro da figura 25. Para a determinação pelo método de triangulação, as imagens foram feitas em um microscópio de marca *Leica DMILM* e o dimensional foi obtido com o auxílio de um software *Leica Application Suite version 4.5.0*.

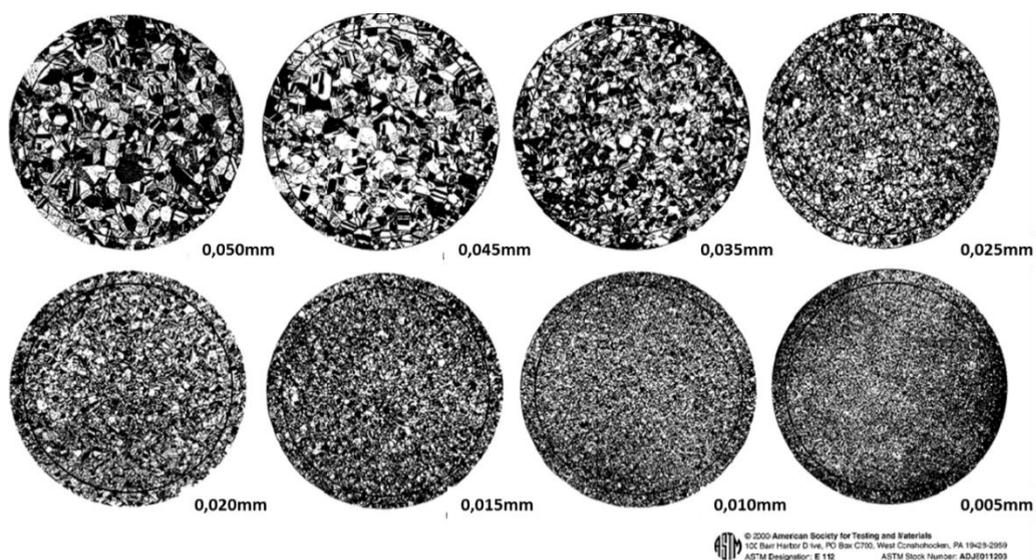


Figura 25 - Quadro comparativo para determinação de tamanho de grão.
Fonte: ASTM E 112, ASTM Stock Number: ADJE 011203.

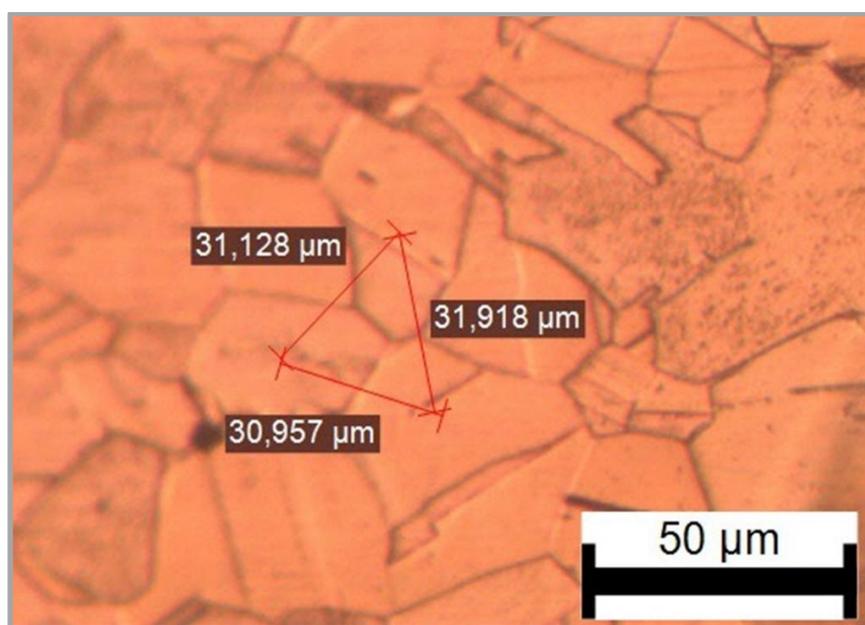


Figura 26 - Dimensional de tamanho de grão realizado via software.

A avaliação da composição química foi feita em duas velocidades de lingotamento, 123,1 mm/min e 302,4 mm/min, sendo analisada a composição química destes tarugos em 4 pontos equidistantes, conforme apresentado na figura 27, através de espectrometria ótica, em um espectrômetro de marca *Shimatzu* modelo PDA 7000, onde foi calibrado com uma amostra padrão com a identificação 165X CUSUS 1.

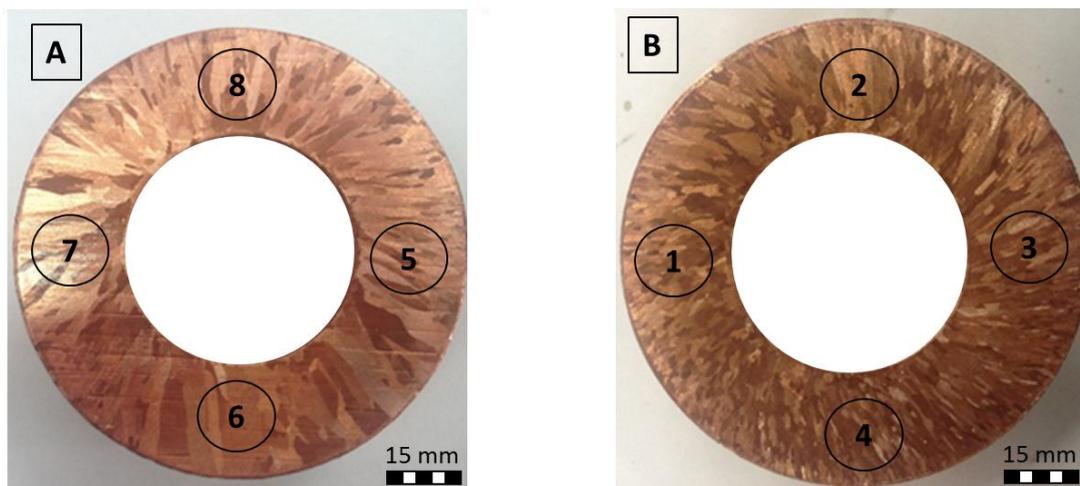


Figura 27 - (A) Amostra com velocidade de lingotamento de 123,1 mm/min; (B) Amostra com velocidade de lingotamento de 302,4 mm/min.

Para avaliação da influência da agitação mecânica no começo do processo de vazamento sobre a estrutura resultante, foi fixada a velocidade de lingotamento de 302,4 mm/min e variando a potência do forno para duas condições distintas, de acordo com a tabela 3.

Tabela 3 - Parâmetros utilizados no forno de indução para agitação do metal fundido.

Parâmetro	Potência Alta	Potência Baixa
Tensão	450 V	220 V
Corrente	280 A	180 A
Cos φ	0,98	0,99

Para avaliar os efeitos da adição de elementos refinadores sobre a formação macroestrutural dos tarugos, foi adquirido uma liga de efeito nucleante, cuja composição química é apresentada na tabela 4.

Tabela 4 - Composição da liga de efeito nucleante.

Composição da liga de efeito nucleante					
F	O	K	Na	B	C
39,60%	13,00%	27,00%	12,75%	4,15%	3,50%

Conforme recomendação do fabricante foi adicionado 0,05% em massa da

liga para haver um refinamento de grãos satisfatório, ou seja, no caso do forno que tem 8 toneladas de metal, foi adicionado 4 kg do agente. O nucleante foi envolvido em uma lâmina de cobre de espessura de 0,20 mm e mergulhado no banho, sendo realizados movimentos verticais em todo banho por meio de uma concha metálica. Em seguida, foi realizada a escorificação do banho com a retirada por meio de uma concha metálica das escórias sobrenadantes. A amostra analisada foi produzida na velocidade de 123,1mm/min.

3.2 Correlações entre propriedades mecânicas e parâmetros estruturais

Para a determinação das propriedades mecânicas e posterior correlação com parâmetros estruturais, os corpos de prova foram obtidos em diferentes posições do tarugo de acordo com a figura 28.

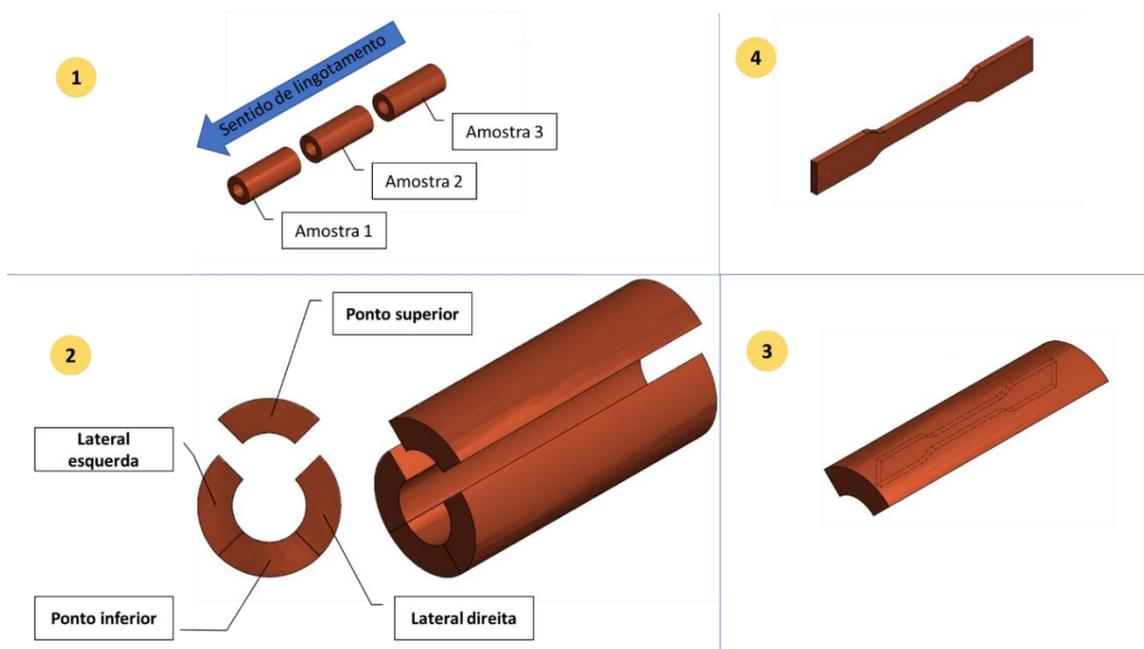


Figura 28 - Esquematização de preparação da amostra.

A cada seguimento foi atribuído uma nomenclatura e em seguida preparado os corpos de prova conforme a norma ASTM E8/E8M – 13a, apresentada na figura 29. Os corpos de prova foram obtidos no sentido longitudinal do tarugo oco fundido e foram utilizados três amostras para cada posição ensaiada. Assim, os valores do limite de resistência à tração e alongamento específico representam uma média dos valores obtidos nos ensaios de cada amostra.

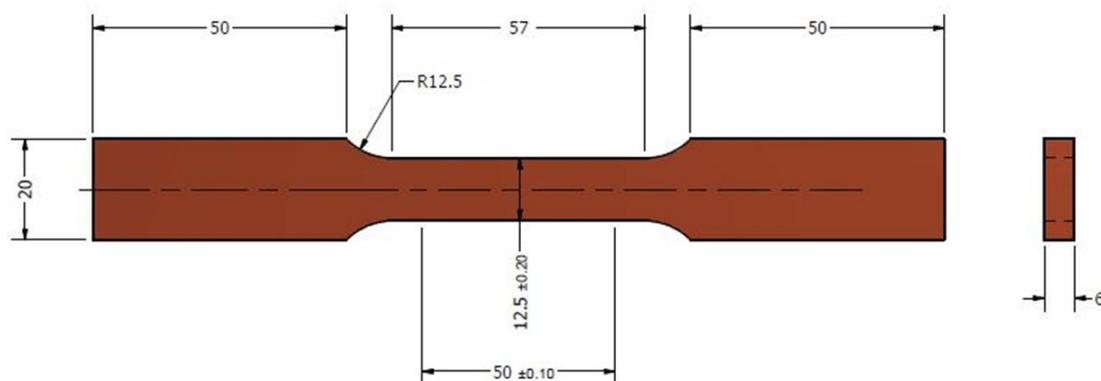


Figura 29 - Corpo de Prova (dimensões em mm).

Os corpos de prova foram testados em um equipamento vertical da marca Instron, modelo 5980 (figura 30), em conformidade com a norma NBR 6152- 2002.



Figura 30 - Equipamento para ensaio de tração.

Na figura 31 são apresentados alguns detalhes do acabamento superficial dos corpos de prova e um ensaiado previamente (B).

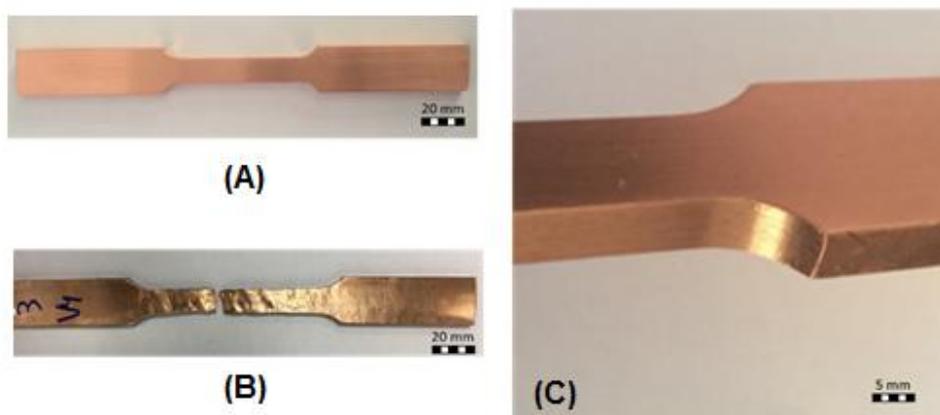


Figura 31 - Corpo de prova do ensaio: (A) corpo de prova antes do ensaio; (B) corpo de prova

após o ensaio; (C) Detalhe do acabamento do corpo de prova.

3.3 Correlações entre tarugo fundido e resultado de aprovação do tubo acabado

Para a avaliação da qualidade do tubo acabado e realização de correlações com a característica morfológicas provenientes da fundição do tarugo fundido, foram selecionados 2 tarugos solidificados de cada velocidade de lingotamento. Estes tarugos foram submetidos ao processo completo de fabricação dos tubos de diâmetro externo de 9,52 mm e interno de 8,92 mm, ou seja, espessura de parede de 0,30 mm. Todos os tubos acabados foram submetidos aos mesmos parâmetros de processo após a solidificação, de tal forma que a única variável foi a velocidade de lingotamento.

Foram criados dois indicadores de qualidade, sendo o primeiro o número de defeitos detectados pelo *Eddy Current Test* em função do peso, para cada 100 kg de bobina aprovada. O resultado foi determinado pela equação (9):

$$N \text{ médio} = (N/P) \times 100 \quad (9)$$

Em que:

N é o número total de defeitos do tubo trefilado;

P é o peso total das peças aprovadas.

O segundo indicador foi o rendimento metálico, que compreende a relação do peso de produto acabado e o peso do tarugo oco fundido. Dado pela equação (10):

$$\eta_m = (\sum P_{ac} / P_{TF}) \times 100\% \quad (10)$$

Em que:

η_m é o rendimento metálico dado em percentual;

P_{ac} é o peso de produto acabado;

P_{TF} é o peso do tarugo oco fundido.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Caracterização macroestrutural e parâmetros do processo de lingotamento contínuo

As morfologias macroestruturais dos tarugos obtidos em diferentes velocidades de lingotamento são apresentadas nas figuras 32 a 36. Foi possível notar o crescimento de grãos colunares preferencialmente com orientação na direção radial do fluxo de calor, em todas as amostras. Na figura 32 temos a amostra formada majoritariamente por grãos colunares grosseiros e uma pequena seção na parte superior com alguns grãos colunares mais refinados.



Figura 32 - Macrografia da seção transversal na velocidade de 123,1 mm/min.

Na figura 33 apresenta uma diminuição na quantidade de grãos colunares grosseiros em relação a amostra da figura 32, e também apresenta um aumento de grãos colunares refinados na parte superior da amostra em relação a amostra da figura 32.



Figura 33 - Macrografia da secção transversal na velocidade de 180,0 mm/min.

Na figura 34 a quantidade de grão colunares refinados atinge quase a totalidade da amostra, restando alguns poucos grãos colunares na parte inferior da amostra.



Figura 34 - Macrografia da secção transversal na velocidade de 224,5 mm/min.

Em uma observação visual inicial, as três primeiras velocidades analisadas (figuras 32, 33 e 34) apresentam claramente uma variação no tamanho de grão ao longo da secção transversal ao sentido de lingotamento. Na parte superior, relativa ao topo do tarugo, é possível observar grãos mais refinados comparados aos formados na parte inferior, relativos à base dos tarugos. Quando estas velocidades

foram lentas, a formação de grãos colunares grosseiros foi mais efetiva, principalmente no contato inferior devido a ação da gravidade e do atrito entre o metal solidificado e as paredes internas inferiores do molde, mantendo um contato mais efetivo.

Já para velocidades maiores, 258,7 mm/min (figura 35) e 302,4 mm/min (figura 36), a macroestrutura apresenta grãos colunares mais refinados e dispersos de forma mais homogênea. Tal resultado é possivelmente proveniente da maior agitação do fluido durante o puxamento e do menor tempo de contato entre a superfície da primeira camada de cobre solidificada e as paredes do molde cilíndrico.



Figura 35 - Macrografia da secção transversal na velocidade de 258,7 mm/min.



Figura 36 - Macrografia da secção transversal na velocidade de 302,4 mm/min.

Após a realização da medição do tamanho de grão médio foi possível estabelecer uma correlação com as velocidades de lingotamento, apresentada na figura 37. À medida que a velocidade de lingotamento aumenta, nota-se que a parte inferior dos tarugos tende a apresentar tamanho de grão mais próximo e homogêneo da parte superior. Os grãos sempre se mantiveram na forma colunar, mais ou menos refinados, de acordo com a velocidade e posição ao longo da secção. Não foram observados grãos equiaxiais em nenhum experimento.

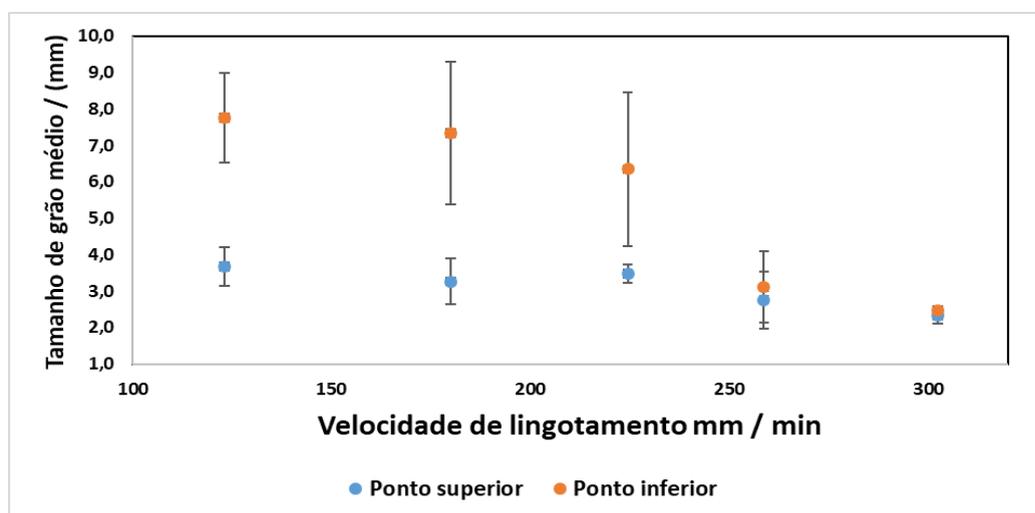


Figura 37 - Relação da velocidade de lingotamento com o tamanho de grão.

No processo de lingotamento contínuo, é evidente que a quantidade de material solidificado é tanto maior quanto maior for a velocidade de lingotamento. Ao mesmo tempo, a vazão de água para o resfriamento do molde deve ser maior para garantir a solidificação completa da secção transversal do tarugo antes que o mesmo saia do molde, evitando o derramamento de metal líquido e interrupção do processo. Na figura 38 é apresentada esta correlação entre a vazão de água e massa solidificada por tempo em função da velocidade de lingotamento. As curvas de ajuste apresentam uma relação praticamente linear de crescimento, indicando uma proporcionalidade linear entre os parâmetros adotados neste estudo.

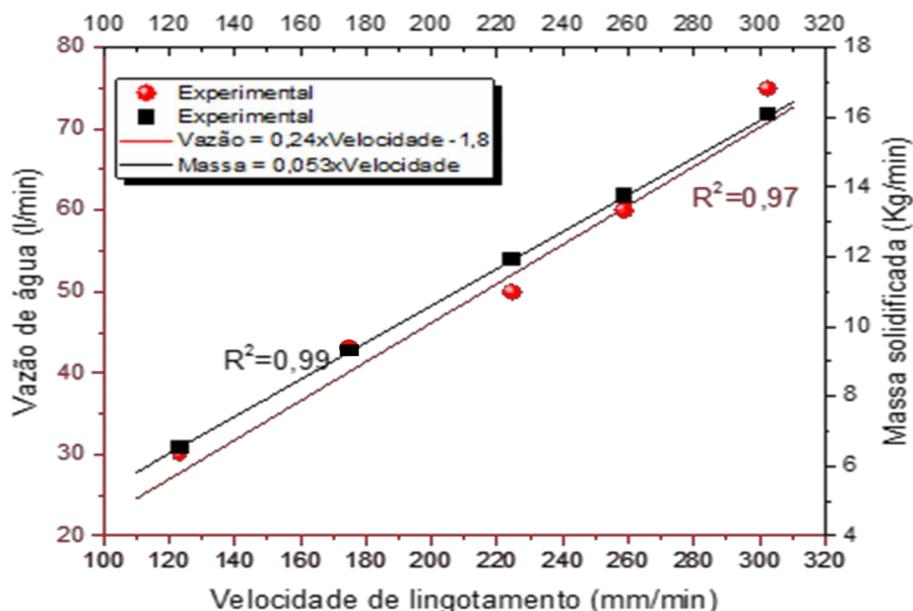


Figura 38 - Correlação entre vazão de água e a massa solidificada com a velocidade de lingotamento.

Para determinação da correlação entre tamanho de grão e propriedades mecânicas em tração, foram realizados ensaios de tração em corpos de prova com tamanhos de grãos distintos, localizados ao longo da seção transversal do lingote, conforme apresentados no capítulo 3.

As figuras 39 e 40 apresentam tal correlação, indicando o posicionamento relativo do corpo de prova na seção do tarugo e as velocidades de lingotamento: a figura 39 em relação ao Limite de Resistência a Tração (LRT) e a figura 40 em relação ao Alongamento Específico (AE). As funções de ajustes apresentadas foram ajustadas de acordo com dois critérios, sendo o primeiro ajuste relativo às posições laterais e superior juntos, devido à proximidade de valores obtidos. O segundo ajuste é relativo às medições na parte inferior, onde foi observado uma maior variação à medida em que a velocidade de lingotamento é aumentada.

Para velocidades de lingotamento mais baixas, foram obtidos grãos colunares grosseiros na parte inferior e estes são responsáveis pela diminuição de propriedade, associado diretamente ao menor número de contornos de grão. Para as posições laterais e superior, uma vez que os grãos são mais refinados e homogêneos, esta propriedade tende a ser também mais homogênea em relação à parte superior e maior, associado ao aumento dos contornos de grão.

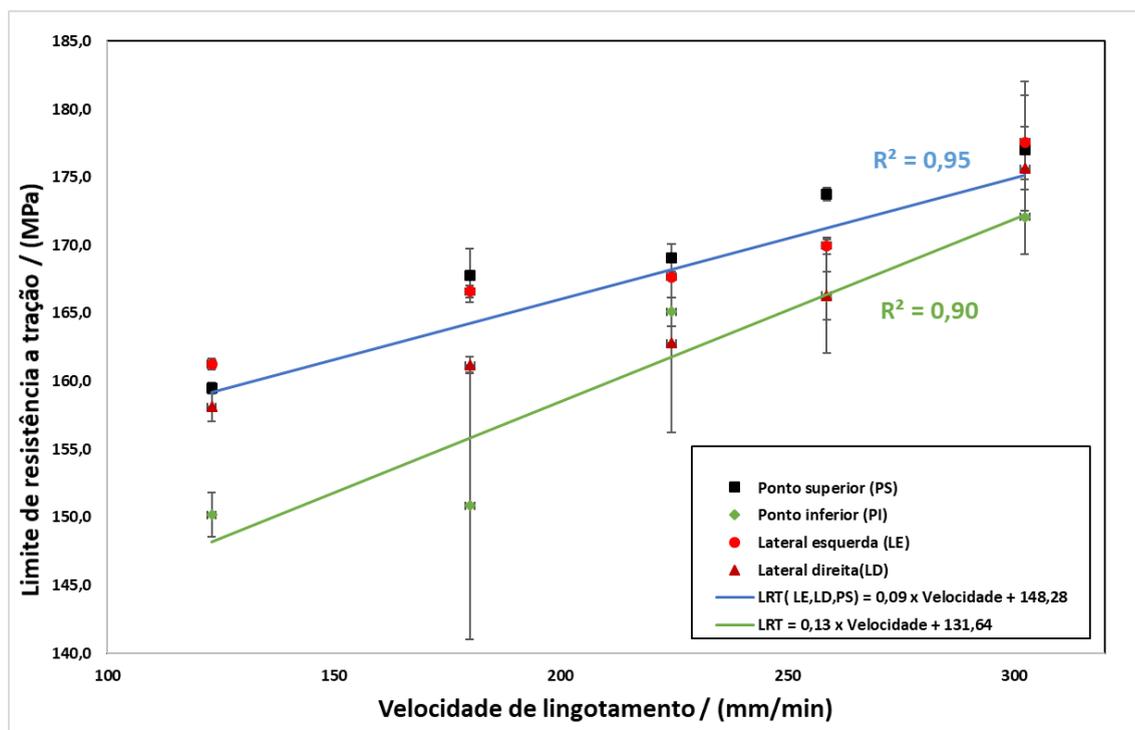


Figura 39 - Resultado da relação do limite de resistência a tração e a velocidade de lingotamento .

Ainda na figura 39 é possível observar que o ponto inferior demonstra um aumento no LRT em 9,94% quando comparado com a velocidade de 123,1 mm/min para a velocidade de 224,5 mm/min. Os resultados de alongamento específico apresentados na figura 40 também demonstraram um aumento quando comparado as velocidades de lingotamento de 123,1 mm/min e 258,7 mm/min, de aproximadamente 67,4%.

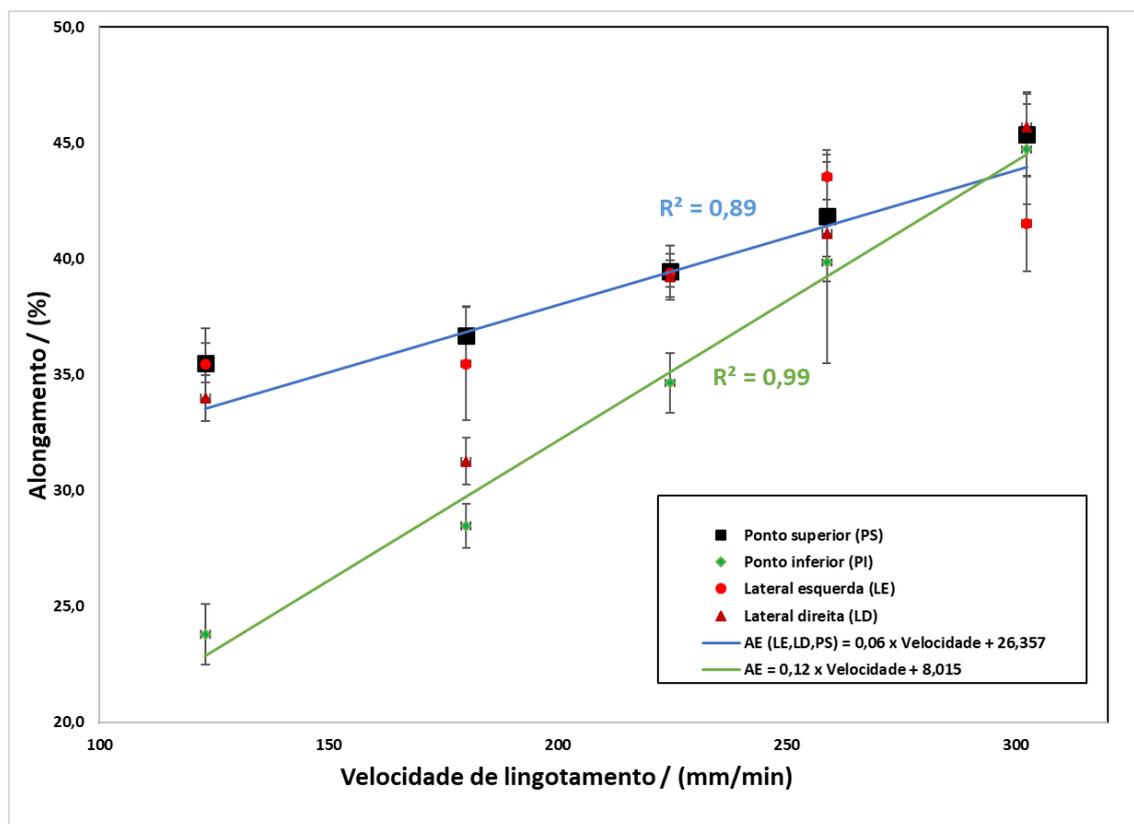


Figura 40 - Resultado da relação do alongamento e a velocidade de lingotamento.

Da maneira similar, é possível apresentar uma correlação entre o tamanho de grão na posição da secção inferior e as propriedades LRT e alongamento específico de acordo com a velocidade de lingotamento. Na figura 41 e na figura 42 apresentam esta correlação, indicando que quanto maior o tamanho de grão menor será o LRT e o Alongamento específico, respectivamente. Para as demais posições relativas à secção analisada (superior e laterais), esta variação não foi considerável e, portanto, não foram apresentados gráficos similares.

Tanto as propriedades de limite de resistência à tração quanto alongamento específico, de grande importância para as próximas etapas da produção de tubos laminados, forma superiores em velocidades maiores de lingotamento, o que indica ser esta uma condição operacional mais indicada.

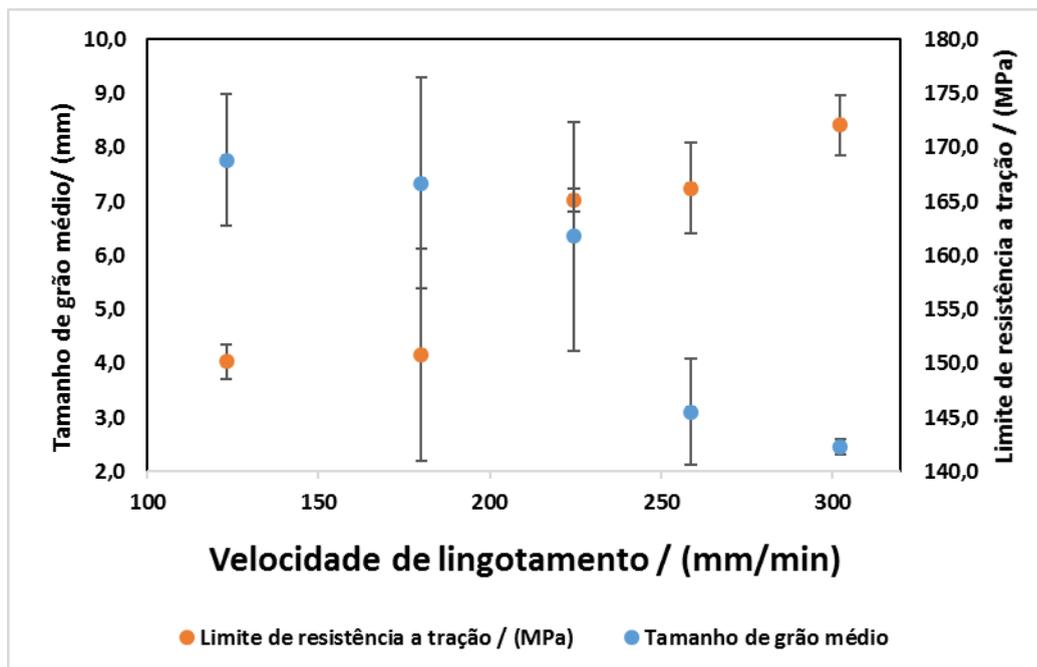


Figura 41 - Correlação entre o tamanho de grão médio e o limite de resistência a tração em função da velocidade de lingotamento do ponto inferior das amostras.

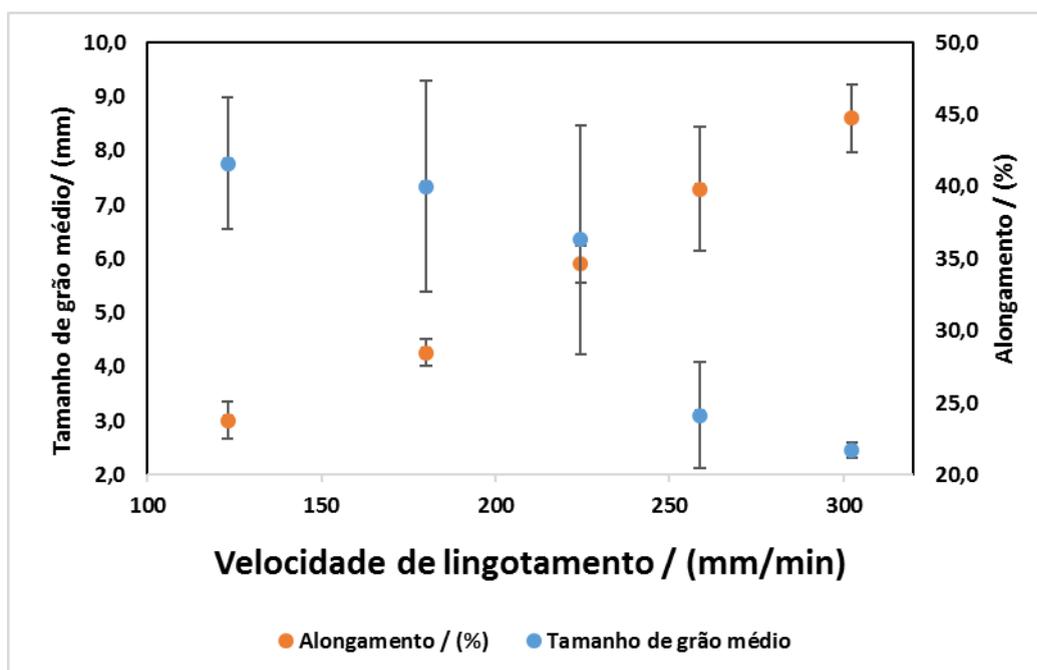


Figura 42 - Correlação entre o tamanho de grão médio e o alongamento em função da velocidade de lingotamento do ponto inferior das amostras.

4.2 Resultados nos produtos acabados – tubos de cobre

Os tarugos ocios de cobre fundidos, após o seu processamento para os tubos acabados de 9,52 mm de diâmetro externo, 8,92 mm de diâmetro interno e espessura de parede de 0,30mm, apresentaram resultados que demonstram uma melhora de até 79,8% em relação a velocidade de lingotamento de 123,1 mm/min para 302,4 mm/min.

Os resultados podem ser evidenciados na figura 43, que apresenta o número de defeitos por microfissuras a cada 100 quilogramas de massa manufaturada em formatos de carretéis de embobinamento. Uma vez que os tarugos apresentam maior homogeneidade de propriedades em velocidades de lingotamento superiores, as mesmas garantem que não haja excesso de deformação em regiões da secção transversal com propriedades de alongamento e LRT inferiores. Ou seja, grãos mais refinados e homogêneos ao longo da secção, associados com as propriedades em tração superiores, tendem a ser melhores para as etapas de deformação subsequentes à solidificação, diminuindo apreciavelmente a formação de microfissuras.

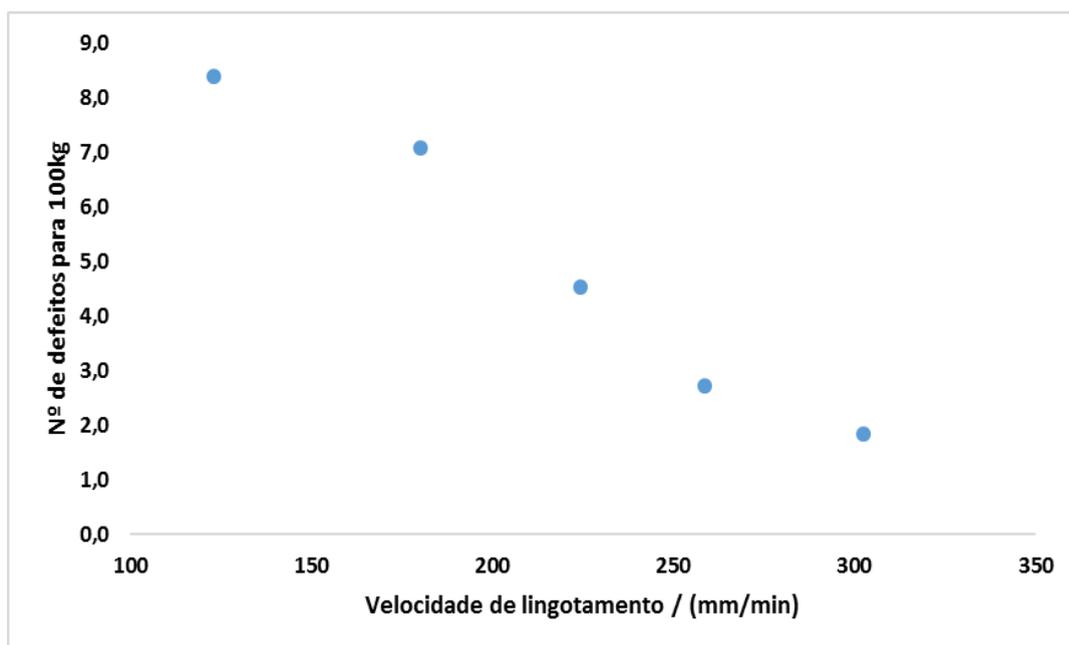


Figura 43 - Correlação entre a quantidade de defeitos apontados nos carretéis em função da velocidade de lingotamento.

Seguindo o mesmo raciocínio, também foi avaliado o rendimento metálico (η) em relação às velocidades de lingotamento, que apresentou um ganho relevante na comparação das velocidades maior e menor, ou seja, de 123,1 mm/min e 302,4 mm/min. Os resultados podem ser evidenciados na figura 44.

Ao mesmo tempo que o número de defeitos por microfissuras foi menor para o aumento da velocidade de lingotamento, conseqüentemente o percentual de material que retorna para o banho inicial foi menor.

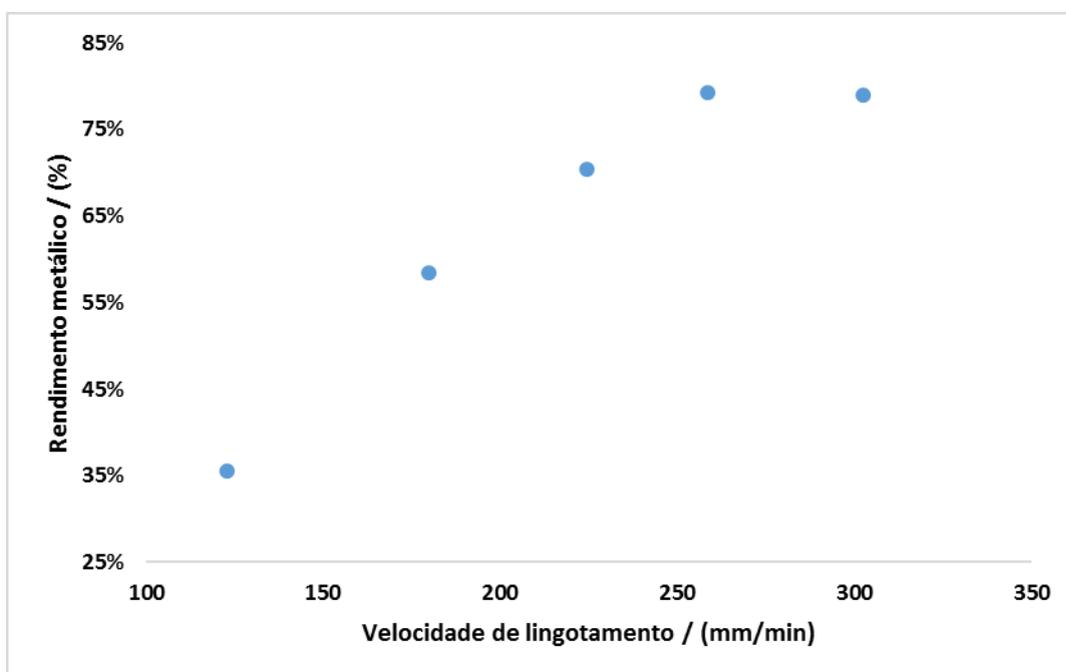


Figura 44 - Correlação entre o rendimento metálico e a velocidade de lingotamento.

4.3 Composição química

Para análise da composição química dos tarugos fundidos e identificação de possível segregação ao longo da secção transversal, foram feitas quatro análises por secção em duas velocidades distintas (maior e menor) conforme apresentado na tabela 5. As amostras 1,2,3 e 4 estão relacionadas com a velocidade de 302,4 mm/min. De igual modo, as amostras enumeradas entre 5 e 8 estão relacionadas com a velocidade de 123,1 mm/min.

Tabela 5 - Composição Química das Amostras.

Elemento	Número da amostra							
	1	2	3	4	5	6	7	8
Sn	0,001%	0,001%	0,001%	0,001%	0,001%	0,001%	0,001%	0,001%
Fe	0,001%	0,003%	0,001%	0,001%	0,002%	0,002%	0,002%	0,002%
Bi	0,000%	0,001%	0,000%	0,000%	0,000%	0,000%	0,000%	0,000%
P	0,026%	0,026%	0,027%	0,027%	0,037%	0,037%	0,039%	0,038%
Ni	0,001%	0,001%	0,001%	0,001%	0,001%	0,001%	0,001%	0,001%
As	0,001%	0,006%	0,001%	0,001%	0,001%	0,001%	0,001%	0,001%
Sb	0,002%	0,004%	0,002%	0,002%	0,001%	0,001%	0,001%	0,001%
S	0,001%	0,001%	0,001%	0,001%	0,001%	0,002%	0,002%	0,002%
Cr	0,000%	0,001%	0,000%	0,000%	0,000%	0,000%	0,000%	0,000%
Ag	0,001%	0,001%	0,001%	0,001%	0,001%	0,002%	0,002%	0,002%
Se	0,000%	0,001%	0,000%	0,000%	0,000%	0,000%	0,000%	0,000%
O	0,004%	0,011%	0,004%	0,003%	0,004%	0,003%	0,005%	0,003%
Cu	99,962%	99,943%	99,961%	99,962%	99,951%	99,950%	99,946%	99,949%

A partir dos resultados apresentados na tabela 5 pôde-se verificar que não houve variação significativa entre os percentuais dos elementos químicos na secção transversal dos tarugos, sendo que o elemento fosforo é o soluto da liga e os demais são elementos residuais. Portanto, a variação no tamanho de grão não se deu em função da variação composicional.

. A figura 45 e a figura 46 apresentam a comparação entre as amostras sem adição de elemento nucleante e com a adição do elemento nucleante, evidenciando que os grãos, mesmo com adição da liga proposta para refinamento, mantem-se com morfologia colunar. Não há evidência alguma de grãos equiaxiais que justifiquem a inserção do agente nucleante para refino.

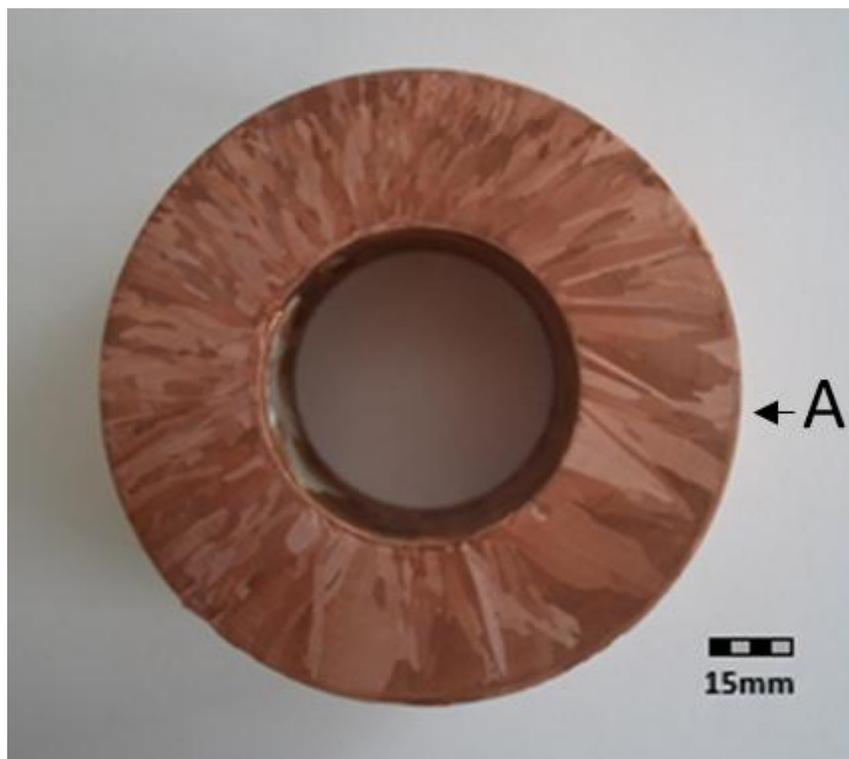


Figura 45 - Amostra sem adição de nucleante.



Figura 46 - Amostra com adição de nucleante.

É possível observar uma diferença no refinamento dos grãos colunares nas laterais da secção da amostra submetida ao nucleante. Foi realizada a medição do tamanho de grão médio pelo método interceptos em conformidade a ASTM E 112-96 onde se determinou que esta dimensão média próxima ao ponto A da amostra da

figura 45 foi de 5,08 mm e a dimensão media próximo ao ponto B da amostra da figura 46 foi de 2,54 mm. O esperado seria que formassem grãos equiaxiais para maior homogeneidade de propriedades ao longo da secção transversal.

4.4 Agitação no banho

Em alguns processos de solidificação de ligas formadas por microestrutura dendrítica, a agitação mecânica é responsável pela quebra de suas ramificações. Neste caso, os fragmentos dispersos no líquido se tornam núcleos para formação de novos grãos, refinando-se dinamicamente esta microestrutura (MÜLLER, 2002).

Através da agitação do banho, que ocorreu dentro do forno de espera e não propriamente no canal onde a solidificação ocorre, foram avaliados os efeitos sobre a morfologia macroestrutural. Não foi possível constatar alterações significativas (figura 47 e figura 48), mesmo quando a bobina do indutor de fusão do forno de espera estava na potência alta e criava uma agitação maior do banho, não sendo suficiente para o refino.

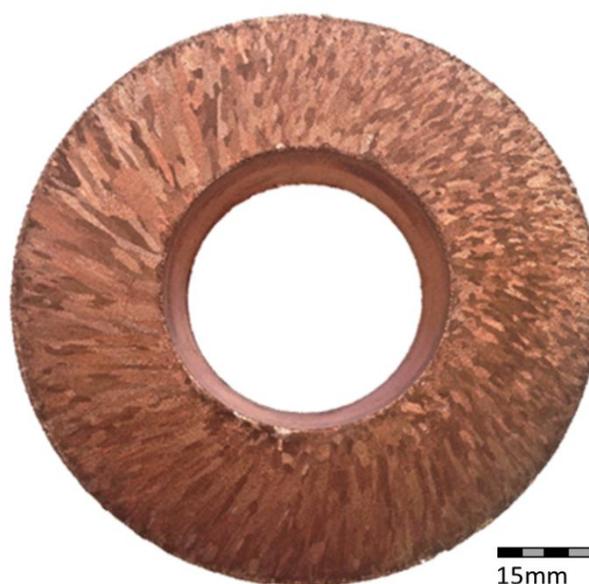


Figura 47 - Macrografia da amostra do tarugo oco fundido quando submetido à potência alta no forno.

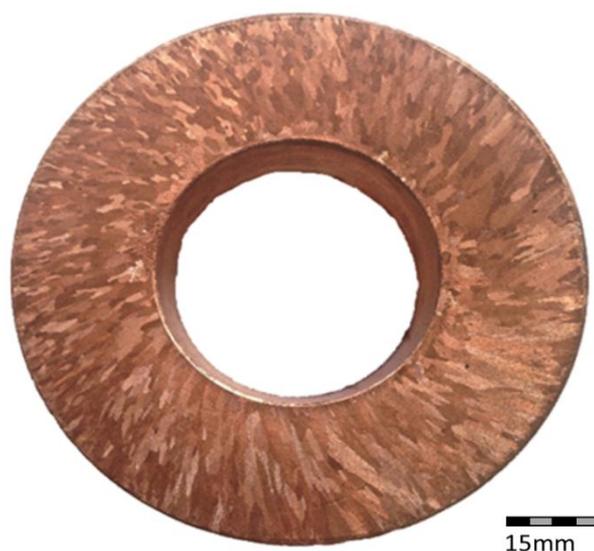


Figura 48 - Macrografia da amostra do tarugo oco fundido quando submetido a potência baixa no forno.

4.5 Recristalização e crescimento de grãos

Após o processo de laminação verificou-se o tamanho de grão resultante para cada velocidade de lingotamento. Os grãos resultantes em todas amostras coletadas apresentaram a dimensão de 0,025 mm a 0,030 mm. Os resultados demonstram que, independentemente da velocidade de lingotamento, não haverá alteração significativa no tamanho dos grãos recristalizados após a etapa de laminação. Assim sendo, demonstra-se que a operação de laminação, que é a seguinte da solidificação de tarugos, apresentará um mesmo tamanho de grãos recristalizados.

Entretanto, na etapa de redução de espessura pelo laminador planetário, a temperatura interna das paredes deformadas pode elevar-se continuamente, ao ponto de surgirem pequenas fusões localizadas em regiões compostas por fases com diferentes composições. Ou ainda, a tensão pelo puxamento distribuída ao longo de uma secção com grãos grosseiros e refinados concomitantes em um mesmo tarugo podem exceder o LRT em regiões com grãos menos refinados. Sendo assim, é possível explicar a formação de micro trincas indesejadas, que acompanham a manufatura até o final do processo, agravando-se à medida que se obtém paredes cada vez mais finas.

5 CONCLUSÕES

A partir dos resultados apresentados, as seguintes observações foram concluídas:

- ✓ Os grãos colunares grosseiros existentes no ponto inferior do tarugo oco fundido causaram a diminuição das propriedades de resistência a tração em 12,7% e alongamento específico em 46,8% quando comparada a velocidade de 302,4 mm/min com a velocidade de 123,1 mm/min;
- ✓ As propriedades medidas pelo ensaio de tração corroboraram para as melhorias de propriedades na laminação, como aumento do LRT e alongamento específico em velocidades maiores de lingotamento, permitindo maiores deformações contínuas sem falhas e, conseqüentemente, aumento do rendimento metálico, sendo fundamentais para a eficiência do processo produtivo;
- ✓ A velocidade de lingotamento foi o fator decisivo para obtenção de grãos mais homogêneos e refinados pela solidificação contínua horizontal, quando associado a uma taxa de resfriamento constante;
- ✓ Elementos químicos específicos, quando utilizados como refinadores de grão, pouco colaboraram para a redução do tamanho de grão e devem ser avaliados quanto à sua utilização em escala de produção. Portanto no aspecto de composição química da liga de CuP com um percentual de fosforo na ordem de 0,040%, o seu eutético distribuído na matriz, entrará em fusão a 696°C e de tal forma não se recomenda que em processos seguintes está temperatura seja ultrapassada;
- ✓ A agitação mecânica criada pelo campo indutivo da bobina do forno de fundição não alterou de alterar as características da morfologia macroestrutural resultante da solidificação radial de tarugos ocos de cobre.

REFERÊNCIAS

- BERTELLI, F. **Modelagem Numérica e Análise Experimental de Parâmetros Térmicos e Microestruturais na Solidificação Radial de Ligas Binárias**. Tese (Doutorado), Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas. Campinas, 2012.
- BERTELLI, F.; BRITO, C.C.; MEZA, E. S; CHEUNG, N.; GARCIA,A.. **Inward and outward solidification of cylindrical castings: The role of the metal/mold heat transfer coefficient**. *Materials Chemistry and Physics*, v. 136, p. 545-554, 2012.
- BOUCHARD, D.; KIRKALDY, D. **Prediction of dendrite arm spacings in unsteady-and steady-state heat flow of unidirectionally solidified binary alloys**. *Metallurgical and Materials Transactions B*, v. 28 n° 4 p. 651-653, 1997.
- BRITO, C.C.; COSTA, T.A. ;VIDA, T.A. ; BERTELLI, F. ;CHEUNG, N; SPINELLI, J.E. ;GARCIA, A..**Characterization of Dendritic Microstructure, Intermetallic Phases, and Hardness of Directionally Solidified Al-Mg and Al-Mg-Si Alloys**. *Metallurgical and Materials transactions A*, v. 46, p. 3342-3355, 2015.
- BRITO,C.C.; SIQUEIRA, C. A. ; SPINELLI, J. E.; GARCIA, A. . **Effects of cell morphology and macrosegregation of directionally solidified Zn-rich Zn Cu alloys on the resulting microhardness**. *Materials Letters (General ed.)*, v. 80, p. 106-109, 2012.
- CALLISTER,W.D.. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. São Paulo: Editora LTC,. 2000.
- DAVIS, J.R. **Solidification Structures of Copper Alloy Ingots**. In: *ASM Specialty Handbook: Copper and Copper Alloys*. Ohio: Materials Park/ASM International, p. 360-368, 2001
- DIAS, A. C. P. ; MEZA, E. S. ; BERTELLI, F ; GOULART, P. R. ; CHEUNG, N.; GARCIA, A. . **Effect of Mold Surface Roughness on the Interfacial Heat Transfer Coefficient during Solidification of Solder Alloys**. *Materials Science Forum*, v. 730-732, p. 751-756, 2013
- FARIA, J. D. ; BRITO, C. C. de ; COSTA, T. A. P. de S. ; VERISSIMO, N. C. ; SANTOS, W. L. R. ; DIAS FILHO, J. M. da S. ; GARCIA, A. ; CHEUNG, N. . **Influência na microestrutura e na microdureza decorrente da adição de 4%Ag na liga Al-4%Cu solidificada unidirecionalmente**. *Matéria (UFRJ)*, v. 20, p. 992-1007, 2015.
- GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**, editora da Unicamp, São Paulo, Brasil, 2007
- GARCÍA-MARTÍN,J;GÓMEZ-GIL,J,VÁSQUEZ-SÁNCHEZ,E.**Non-Destructive Techniques Based on Eddy Current Test**. *Sensor*, 2011.

GOULART, P. R.; SPINELLI, J.E.; BERTELLI, F. ; OSÓRIO, W. R.R. ; CHEUNG, N.; GARCIA, A. **Cellular microstructure and mechanical properties of a directionally solidified Al-1.0wt%Fe alloy**. *Materials Science Forum*, v. 636-637, p. 564-570, 2010.

HAHN, K. D.; JOHNSON, E.M.; BROKKEN, A.; BALDWIN, S. **Eddy current damping of a magnet moving through a pipe**. *American Journal of Physics*, v.66 P. 232–244, 1998.

HALVAEE, A.; TALEBI, A. **Effect of process variables on microstructure and segregation in centrifugal casting of C92200 alloy**. *Journal of Materials Processing Technology*. v.118 P.122-126, 2001.

HATSUKADE, Y.; KOSUGI, A.; MORI, K.; TANAKA, S. **Eddy-Current-Based Nondestructive Inspection System Using Superconducting Quantum Interference Device for Thin Copper Tubes**. *Japanese Journal of Applied Physics*. v. 43, nº 11B, P. 1488–1491, 2004.

HWANG, Y.; TSAI, W.M.; TSAI, F.H.; HER, I. **Analytical and experimental study on the spiral marks of the rolled product during three-roll planetary rolling processes**. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. v.46, P.1555-1562, 2006.

LEE, J.K.; HAN, K.B.; KIM, K.W.; CHOE, J.W.; KIM, J.H.; CHO, H.Y. **FEA of Copper Tube Rolling Process Using the Planetary Rolling Mill**. *Journal of the Korean Society of Marine Engineering*.v.34, P. 303-309, 2010.

LI, B.; ZHANG, S. H.; ZHANG, G.L.; ZHANG, H.Y.; ZHANG, H.Q. **Microstructure simulation of copper tube and its application in three roll planetary rolling**. *Materials Science and Technology*. V.23, P 715-722. 2008 (anúário).

LI, X.; LI, T.; LI, Q.; SONG, Y.; ZHANG, J.; JIN, J. **Research on horizontal electromagnetic continuous casting of copper tube blanks**. *CHINA FOUNDRY*. v.2, nº2, P. 108-111, 2005.

Li,X; Guo,Z; Zhao,X; Wei,B; Chen,F; Li,T. **Continuous casting of copper tube billets under rotating electromagnetic field**. *Materials Science and Engineering v A* 460–461, p 648–651, 2007.

KRISHNAN, M.; SHARMA, D. G. R. **Determination of the interfacial heat transfer coefficients h in unidirectional heat flow by Beck's nonlinear estimation procedure**. *International Communications in Heat Mass Transfer*, v.23, n.2, pp. 203-214, 1996.

KURZ, W.; BEZENÇON, C.; SHARMA, D. G. R. **Columnar to equiaxed transition in solidification processing**. *Science and Technology of Advanced Materials*, v.2, pp.185-191, 2001.

MOURA, I.T.L.; SILVA, C.L.M.; CHEUNG, N.; GOULART, P.R. ; GARCIA, A.; SPINELLI, J.E. **Cellular to dendritic transition during transient solidification of a**

eutectic Sn 0.7wt%Cu solder alloy. *Materials Chemistry and Physics* , v. 132, p. 203-209, 2012.

MÜLLER, A. **Solidificação e análise térmica dos metais.** Porto Alegre: Ed. UFRGS, 2002, p. 99 ,125 e 139.

OISHI, K.; SASAKI, I.; OTANI, J. **Effect of silicon addition on grain refinement of copper alloys.** *Materials Letters.* v.57, P. 2280–2286, 2003.

OSÓRIO, W. R.; GARCIA, A. **Modeling dendritic structure and mechanical properties of Zn–Al alloys as a function of solidification conditions.** *Materials Science and Engineering* v A325 P.103–111,2002.

OSÓRIO, W. R.; PEIXOTO, L. C.; GARCIA, A. **Efeitos da agitação mecânica e de adição de refinador de grão na microestrutura e propriedade mecânica de fundidos da liga Al-Sn.** *Revista Matéria*, v. 14, n. 3, P. 906 – 917. 2009 (anuário)

OSÓRIO, W. R. ; SPINELLI, J. E. ; FREIRE, C. M. A. ; GARCIA, A. . **Efeito da Macro e Micromorfologia Estruturais na Resistência à Corrosão de Amostras de Zn Puro e da Liga Zn-4%Al.** *Matéria (UFRJ)*, Brasil, v. 10, p. 428-436, 2005.

QUARESMA, J.M.V.; SANTOS, C.A.; GARCIA, A.. **Correlation between Unsteady-State Solidification Conditions, Dendrite Spacings, and Mechanical Properties of Al-Cu Alloys.** *Metallurgical and Materials Transactions A*, v 31, p 3167-3178, 2000.

REYES, R.V.; KAKITANI, R; COSTA, T.A.; SPINELLI, J.E; CHEUNG, N; GARCIA, A. **Cooling thermal parameters, microstructural spacing and mechanical properties in a directionally solidified hypereutectic Al-Si alloy.** *Philosophical Magazine Letters (Print)*, v. 96, p. 228-237, 2016.

SHIH, C.K.; HSU, R.Q.; HUNG, C. **A study on seamless tube in the planetary rolling process.** *Journal of Materials Processing Technology.* v.121, P. 273-284., 2002.

SILVA, B. L. ; CHEUNG, N. ; GARCIA, A. ; SPINELLI, J. E. . **Sn-0.7wt%Cu-(xNi) alloys: Microstructure-mechanical properties correlations with solder/substrate interfacial heat transfer coefficient.** *Journal of Alloys and Compounds*, v. 632, p. 274-285, 2015.

VISKANTA, R. **Heat transfer during melting and solidification of metals.** *Journal of Heat Transfer*; v.110, pp.1205-1219, 1988.

YAN, Z.; LI, X.; QI, K.; CAO, Z.; ZHANG, X.; LI, T. **Study on horizontal electromagnetic continuous casting of CuNi10Fe1Mn alloy hollow billets.** *Materials & Design.* v.30, P. 2072–2076, 2009.

YAN, Z.; LIU, H.; LI, T.; ZHANG, X.; CAO, Z.; ZHANG, X. **Effects of alternating magnetic field and casting parameters on solidification structure and mechanical properties of copper hollow billets.** *Materials & Design.* v.30, P. 1245–1250, 2009.

ZHANG, Z.; LIN, G.; ZHANG, S.; ZHOU, J. ***Effects of Ce on microstructure and mechanical properties of pure copper.*** *Materials Science and Engineering: A.* v.457, P. 313–318, 2007.