

Universidade Federal Fluminense

Polo Universitário de Volta Redonda

Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica

DISSERTAÇÃO

WEMBERSON BITENCOURT CHRISÓSTIMO

“Efeito do superaquecimento na
microsegregação, formação macro e
microestrutural da liga hipoeutética Al-4%Cu”.



Volta Redonda

2019

WEMBERSON BITENCOURT CHRISÓSTIMO

“EFEITO DO SUPERAQUECIMENTO NA MICROSSEGREGAÇÃO,
FORMAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL DA LIGA
HIPOEUTÉTICA Al-4%Cu”.

Dissertação apresentada ao curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e Materiais da Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda da Universidade Federal Fluminense, como requisito para obtenção do título de Mestre.

Prof.: Dr. ALEXANDRE FURTADO FERREIRA

Volta Redonda

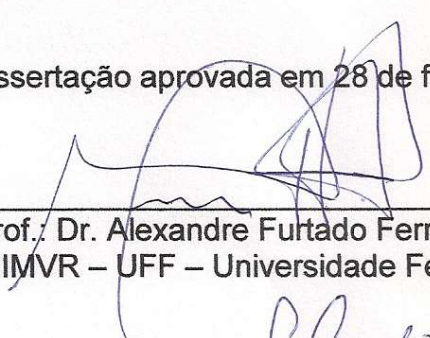
2019

WEMBERSON BITENCOURT CHRISÓSTIMO

“EFEITO DO SUPERAQUECIMENTO NA MICROSSEGREGAÇÃO,
FORMAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL DA LIGA
HIPOEUTÉTICA Al-4%Cu”.

Dissertação apresentada ao curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e Materiais da Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda da Universidade Federal Fluminense, como requisito para obtenção do título de Mestre.

Dissertação aprovada em 28 de fevereiro de 2019.



Prof.: Dr. Alexandre Furtado Ferreira – Orientador
EEIMVR – UFF – Universidade Federal Fluminense



Prof.: Dr. Gláucio Soares da Fonseca
EEIMVR – UFF – Universidade Federal Fluminense



Prof.: Dr. Roberto de Oliveira Magnago
UNIFOA – Centro Universitário de Volta Redonda

Volta Redonda

2019

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à minha filha

Luiza Di Salvio Chrisóstimo,

à minha esposa

Graziella Aiello Di Salvio Chrisóstimo,

e aos meus pais

Antônio de Oliveira Crisóstimo e

Laura Bitencourt Rodrigues Crisóstimo.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, à Deus pelo dom da vida e à minha família que compreenderam os meus momentos de ausência para o alcance do sucesso deste trabalho.

Ao professor Dr. Alexandre Furtado Ferreira pela orientação, confiança, incentivo e principalmente pela oportunidade de ter sido seu orientando.

Aos amigos do Grupo de Pesquisa em Solidificação: Roberto Carlos Sales, Kessia Gomes Paradela, Paulo Felipe Júnior e Wyslân Jefferson Lima Garção pelo compartilhamento de ideias, conhecimentos e momentos de descontração.

Aos demais amigos do Curso de Pós-Graduação: Leonardo Martins da Silva e Bárbara Corrêa Castanheira pelo apoio nas análises de microsegregação com MEV/EDS mesmo em finais de semana e feriados.

Muito obrigado!

RESUMO

Este trabalho tem como objetivo estudar o efeito do superaquecimento sobre as características de macroestrutura, microestrutura e microsegregação de uma liga binária hipoeutética de Al-4%Cu obtida através de um processo de solidificação unidirecional ascendente com extração de calor em regime transiente. A metodologia consistiu em variar o superaquecimento nos níveis de 5, 15 e 25% acima da temperatura *liquidus* e manter constante os parâmetros de refrigeração e composição química, realizando monitoramento da solidificação através das curvas de resfriamento com determinação experimental dos parâmetros térmicos: tempo de passagem da interface sólido/líquido, tempo local de solidificação, velocidade da isoterma *liquidus*, taxa de resfriamento e gradiente térmico. Realizou-se a avaliação qualitativa e quantitativa da macroestrutura, de espaçamento dendrítico primário e terciário através de microscopia óptica, de microsegregação através de microscopia eletrônica de varredura com espectroscopia por energia dispersiva dessa liga. Este trabalho permitiu desenvolver equações para prever os espaçamentos dendríticos primário e terciário da liga a partir do nível de superaquecimento, velocidade da isoterma *liquidus*, tempo local de solidificação, taxa de resfriamento e gradiente térmico. Uma análise de microsegregação foi realizada comparativamente entre os resultados experimentais e os modelos analíticos de Scheil, Clyne-Kurz e Kobayashi. Como os modelos analíticos não foram adequados para demonstrar o perfil de concentração de soluto no sólido, equações experimentais foram desenvolvidas para definição do perfil de concentração de soluto ao longo da fração sólida nas regiões de espaçamento dendrítico terciário.

PALAVRA - CHAVE: solidificação unidirecional vertical ascendente, espaçamento dendrítico, parâmetros térmicos.

ABSTRACT

This work aims to study the effect of overheating on the macrostructure, microstructure and microsegregation characteristics of the Al-4%Cu hypoeutectic binary alloy obtained through an ascending unidirectional solidification process with transient heat extraction. The methodology consisted in varying the overheat levels at 5, 15 and 25% above the *liquidus* temperature and maintaining constant the parameters of cooling and chemical composition, performing monitoring of the solidification through the cooling curves with experimental determination of the thermal parameters: time of passage of the solid/liquid interface, local solidification time, *liquidus* isotherm velocity, cooling rate and thermal gradient. Was performed the qualitative and quantitative evaluation of the macrostructure, primary and tertiary dendrite arms spacing through optical microscopy, microsegregation by scanning electron microscopy with energy dispersive spectroscopy of this alloy. This work allowed the development of equations to predict the primary and tertiary dendrite arms spacing of the alloy from the overheating level, *liquidus* isotherm velocity, local solidification time, cooling rate and thermal gradient. A microsegregation analysis was performed comparatively between the experimental results and the Scheil, Clyne-Kurz and Kobayashi analytical models. As the analytical models were not adequate to demonstrate the solute concentration profile in the solid, experimental equations were developed to define the solute concentration profile along the solid fraction in the tertiary dendrite arm spacing regions.

KEYWORD: ascending vertical unidirectional solidification, dendritic spacing, thermal parameters.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Inter-relacionamento dos componentes de ciência e engenharia dos materiais.....	15
Figura 2 - Encadeamento de fenômenos durante a solidificação de um metal.	16
Figura 3 – Representação esquemática de uma microestrutura de solidificação.....	18
Figura 4 - Diagrama de fase parcial Al-Cu destacando a composição da liga estudada.	19
Figura 5 - Representação esquemática do superaquecimento em uma liga metálica.	20
Figura 6 – Esquema do dispositivo de solidificação vertical ascendente.	21
Figura 7 - Representação esquemática de macroestrutura de solidificação.	22
Figura 8 - Esquema da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação.....	24
Figura 9 - Representação esquemática para super-resfriamento constitucional.....	25
Figura 10 – Representação de espaçamentos dendríticos primário (λ_1), secundário (λ_2) e terciário (λ_3).	27
Figura 11 - Desenho esquemático do diagrama de fase de uma liga binária.....	28
Figura 12 – Fluxograma das principais etapas do procedimento experimental.....	34
Figura 13 - Serra de fita, modelo FM, fabricante Franho.....	35
Figura 14 – Balança digital, modelo UW6200H, fabricante Shimadzu.	36
Figura 15 - Cadinho de carbetto de silício.....	36
Figura 16 – Forno elétrico tipo mufla, modelo FE7013, fabricante Jung.	37
Figura 17 - Cadinho com a liga e termopar	38
Figura 18 - Equipamento de aquisição de dados e microcomputador.....	38
Figura 19 – Fornos de solidificação direcional vertical, modelo FSD1200V, fabricante ForteLab.....	39
Figura 20 - Molde metálico bipartido em aço inoxidável AISI 310.....	40
Figura 21 – Controlador digital de processos, modelo FE50RPN, fabricante Flyer...41	
Figura 22 - Esquemas representativos para determinação dos parâmetros térmicos VL e \dot{T}	43
Figura 23 - Corte do tarugo da liga para análise de macroestrutura.	44

Figura 24 – Lixadeira e politriz metalográfica, modelo Arapol VV, fabricante Arotec.	45
Figura 25 - Representação esquemática para obtenção das amostras para análise microestrutural.....	46
Figura 26 - Microscópio óptico, modelo BX51M, fabricante Olympus.	47
Figura 27 - Representação esquemática para medição de espaçamento dendrítico primário utilizando-se o método do triângulo.....	48
Figura 28 - Representação esquemática para determinação do espaçamento dendrítico terciário.....	48
Figura 29 - Microscópio eletrônico de varredura EVO MA10.	49
Figura 30 - Micrografia de uma linha entre braços adjacentes de dendritas terciárias.	50
Figura 31 - Representação esquemática dos pontos de medição de concentração de soluto para avaliação de microsegregação.	50
Figura 32 - Curva de resfriamento lento da Liga Al-4%Cu.	52
Figura 33 - Curva de solidificação da Liga Al-4%Cu com superaquecimento de 5%.	53
Figura 34 - Curva de solidificação da Liga Al-4%Cu com superaquecimento de 15%.	54
Figura 35 - Curva de solidificação da Liga Al-4%Cu com superaquecimento de 25%.	54
Figura 36 – Posição da isoterma <i>liquidus</i> em função do tempo para três níveis de superaquecimento.....	56
Figura 37 – Velocidade da isoterma <i>liquidus</i> em função do tempo para três níveis de superaquecimento.....	57
Figura 38 – Velocidade da isoterma <i>liquidus</i> em função da posição para três níveis de superaquecimento.....	59
Figura 39 - Comparação da velocidade da isoterma <i>liquidus</i> entre 5, 15 e 25% de superaquecimento.....	59
Figura 40 – Tempo local de solidificação em função da posição para três níveis de superaquecimento.....	60
Figura 41 - Comparação do tempo local de solidificação entre 5, 15 e 25% de superaquecimento.....	61

Figura 42 - Taxa de resfriamento da isoterma <i>liquidus</i> em função da posição para três níveis de superaquecimento.....	62
Figura 43 - Comparação da taxa de resfriamento entre 5, 15 e 25% de superaquecimento.....	63
Figura 44 - Gradiente térmico da isoterma <i>liquidus</i> em função da posição para três níveis de superaquecimento.....	64
Figura 45 - Comparação do gradiente térmico entre 5, 15 e 25% de superaquecimento.	64
Figura 46 - Macroestrutura para três níveis de superaquecimento.	65
Figura 47 – Microestruturas na posição 5 mm para três níveis de superaquecimento.	66
Figura 48 - Microestruturas na posição 10 mm para três níveis de superaquecimento.	67
Figura 49 - Microestruturas na posição 15 mm para três níveis de superaquecimento.	67
Figura 50 - Microestruturas na posição 20 mm para três níveis de superaquecimento.	68
Figura 51 - Microestruturas na posição 35 mm para três níveis de superaquecimento.	68
Figura 52 - Microestruturas na posição 45 mm para três níveis de superaquecimento.	69
Figura 53 - Microestruturas na posição 60 mm para três níveis de superaquecimento.	69
Figura 54 - Microestruturas na posição 85 mm para três níveis de superaquecimento.	70
Figura 55 - EDP em função da posição para três níveis de superaquecimento.....	71
Figura 56 - Comparação do EDP entre 5, 15 e 25% de superaquecimento.....	72
Figura 57 – Evolução da morfologia dendrítica a cada posição no nível de superaquecimento 25%.....	73
Figura 58 - EDT em função da posição para três níveis de superaquecimento.	75
Figura 59 - Comparação do EDT entre 5, 15 e 25% de superaquecimento.....	76
Figura 60 - Coeficiente de redistribuição de soluto em função da velocidade da isoterma <i>liquidus</i> para três níveis de superaquecimento.....	78

Figura 61 - Comparação de concentração de soluto em função da fração sólida na posição 5mm entre resultados experimentais e modelos analíticos para três níveis de superaquecimento.....	79
Figura 62 - Comparação de concentração de soluto em função da fração sólida na posição 35mm entre resultados experimentais e modelos analíticos para três níveis de superaquecimento.....	80
Figura 63 - Comparação de concentração de soluto em função da fração sólida na posição 85mm entre resultados experimentais e modelos analíticos para três níveis de superaquecimento.....	81
Figura 64 - Concentração de soluto em função da fração sólida pela equação experimental nas posições 5, 35 e 85 mm para três níveis de superaquecimento. ...	83

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades físicas da liga binária Al-Cu.....	35
Tabela 2 - Procedimentos metalográficos para análise de macroestrutura.....	45
Tabela 3 - Procedimentos metalográficos para análise de microestrutura.....	46
Tabela 4 - Equações de posição em função do tempo para isoterma liquidus.	56
Tabela 5 - Equações de velocidade em função do tempo para isoterma liquidus.....	57
Tabela 6 - Equações de velocidade da isoterma liquidus em função da posição.....	58
Tabela 7 – Equações de EDP em função da posição.	72
Tabela 8 - Equações de EDT em função da posição.	75
Tabela 9 - Parâmetros das equações experimentais para perfil de microsegregação.	84

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

α	Parâmetro de difusão de retorno por Brody-Flemings
δ	Tamanho da camada limite de difusão no líquido
α_{c1}	Parâmetro de difusão de retorno ajustado por Clyne-Kurz
α_{c2}	Parâmetro de difusão de retorno ajustado por Ohnaka
ΔT	Variação de temperatura
Δt	Variação de tempo
ΔT_{SL}	Intervalo de solidificação
\dot{T}	Taxa de resfriamento
CET	Transição colunar equiaxial
C_L	Concentração de soluto no líquido
C_o	Concentração de soluto em equilíbrio
C_s	Concentração de soluto no sólido
D_L	Coefficiente de difusão do soluto no líquido
D_s	Coefficiente de difusão do soluto no sólido
EDS	Espectroscopia por Energia Dispersiva
f_s	Fração sólida
G_L	Gradiente térmico à frente da interface sólido/líquido
$IC_{95\%}$	Intervalo de confiança no nível 95%
k	Coefficiente de redistribuição de soluto
k_{ef}	Coefficiente efetivo de redistribuição de soluto
L	Comprimento

MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
P	Posição dos termopares
S/L	Interface sólido/líquido
SA	Superaquecimento
SRC	Super-resfriamento constitucional
T	Temperatura
T_f	Temperatura de fusão
T_L	Temperatura <i>liquidus</i>
T_s	Temperatura <i>solidus</i>
t_{sL}	Tempo local de solidificação
v	Velocidade
V_L	Velocidade da interface sólido/líquido
V_L	Velocidade da isoterma <i>liquidus</i>
z	Posição adimensional
λ	Espaçamento dendrítico
λ_1	Espaçamento dendrítico primário
λ_2	Espaçamento dendrítico secundário
λ_3	Espaçamento dendrítico terciário

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	11
1.1	Motivação	13
1.2	Objetivo	13
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
2.1	A relevância da solidificação	15
2.2	Solidificação	16
2.2.1	Nucleação	17
2.2.2	Crescimento de cristais e formação da estrutura de grão	17
2.3	Diagrama de fase Al-Cu	18
2.4	Superaquecimento	20
2.5	Solidificação unidirecional vertical ascendente	20
2.6	Macroestrutura	22
2.6.1	Estrutura coquilhada	22
2.6.2	Estrutura colunar	23
2.6.3	Estrutura equiaxial	23
2.7	Microestrutura	24
2.8	Coefficiente de redistribuição de soluto	27
2.9	Microsegregação	29
2.10	Modelos analíticos para determinação de microsegregação	31
2.10.1	Modelo analítico de Scheil	31
2.10.2	Modelo analítico de Clyne-Kurz	32
2.10.3	Modelo analítico de Kobayashi	33
3	MATERIAIS E MÉTODOS	34
3.1	Preparação da liga Al-4%Cu	34
3.2	Determinação da curva de resfriamento lento	37
3.3	Determinação das curvas de resfriamento rápido	39
3.4	Determinação de parâmetros térmicos de solidificação	41
3.4.1	Tempo de passagem da isoterma liquidus	41
3.4.2	Velocidade de deslocamento da isoterma liquidus (V_L)	42
3.4.3	Taxas de resfriamento (T)	42
3.4.4	Gradiente térmico (G_L)	42

3.4.5	Intervalo de solidificação (ΔT_{SL})	43
3.4.6	Tempo local de solidificação (t_{SL})	44
3.5	Preparação e análise de macroestrutura	44
3.6	Preparação e análise de microestrutura	45
3.7	Medição de espaçamento dendrítico	47
3.8	Medição e análise de microsegregação	49
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	52
4.1	Curva de resfriamento lento	52
4.2	Monitoramento de perfil térmico ao longo do lingote	53
4.3	Tempo de passagem da isoterma liquidus (t)	55
4.4	Velocidade da isoterma liquidus (V_L)	56
4.5	Tempo local de solidificação (t_{SL})	60
4.6	Taxa de resfriamento (\dot{T})	61
4.7	Gradiente térmico (G_L)	63
4.8	Caracterização da macroestrutura	65
4.9	Caracterização da microestrutura	66
4.10	Espaçamento dendrítico primário, EDP	70
4.11	Espaçamento dendrítico terciário, EDT	74
4.12	Análise de microsegregação	76
5	CONCLUSÕES	85

1 INTRODUÇÃO

O conhecimento sobre fusão e solidificação é importante para aplicação nos processos de fabricação dos diversos metais. O estudo da solidificação de metais e suas ligas em sistemas metal/molde tem como propósito encontrar as suas melhores características estruturais e propriedades mecânicas (FARIA, et al., 2015).

A solidificação inicia-se quando o material no estado líquido atinge, durante o resfriamento, as condições termodinâmicas favoráveis à transformação da fase líquida para a sólida. Nessas condições, havendo um gradiente de temperatura entre o material e o meio que absorve o calor, o calor latente liberado é removido através de mecanismos de transferência de calor. Industrialmente, a produção de componentes e produtos semiacabados via solidificação acontece principalmente pelos processos de lingotamento estático, lingotamento contínuo e fundição (GARCIA, 2011).

As ligas Al-Cu apresentam interessante combinação de elevada resistência mecânica com baixo peso e boa usinabilidade, características essas que se destacam pela considerável aplicação nos principais meios de transporte: aéreo, rodoviário e ferroviário. As propriedades mecânicas das ligas alumínio-cobre são dependentes do processo de fusão e solidificação (NASCIMENTO, et al., 2017).

Diversos trabalhos e estudos já realizados, demonstram que o controle das variáveis térmicas de solidificação define as características do produto final através da microestrutura obtida no material (ROCHA, et al., 2003), (CARVALHO, et al., 2013), (NOGUEIRA, et al., 2012) e (BOUCHARD, D., KIRKALDY, J. S., 1997). O início do processo de solidificação é a temperatura de início de vazamento, parâmetro normalmente definido nos processos de fabricação de metais. O molde, desempenha a função de dar forma ao produto e extrair o calor proveniente do metal para o ambiente, permitindo a mudança de estado do metal. Se as condições operacionais de transferência de calor durante o processo se alterarem, os parâmetros térmicos de solidificação também sofrerão variação. Esses parâmetros térmicos são fundamentais para estabilidade da interface sólido/líquido, e condicionam o arranjo microestrutural.

Estudos têm mostrado que os parâmetros significativos para o controle da solidificação são: velocidade da solidificação (V_L), taxa de resfriamento (\dot{T}), gradiente

térmico à frente da interface sólido/líquido (G_L), concentração (C_0) e redistribuição de soluto (k), que se interagem através do super-resfriamento constitucional (GARCIA, 2011); (GOULART, 2005); (FERREIRA, 2017). Essas variáveis podem ser correlacionadas com a microestrutura obtida com o uso de técnicas de metalografia.

Dentre os trabalhos desenvolvidos e disponíveis na literatura sobre ligas binárias de alumínio, destacam-se os seguintes trabalhos.

Segundo Cantè (CANTÈ, 2009), no seu estudo de solidificação transitória de uma liga binária hipoeutética Al-Ni, as propriedades mecânicas estão correlacionadas com parâmetros da microestrutura dendrítica. Os limites de escoamento e resistência crescem com o aumento da concentração de soluto e decrescem com o aumento dos espaçamentos dendríticos primário (EDP ou λ_1) e secundário (EDS ou λ_2), e, o alongamento específico, apresenta-se indiferente para composição química e distribuição dendrítica.

Segundo Goulart, (GOULART, 2005), em seus experimentos com ligas hipoeutéticas de Al-Si, solidificação unidirecional horizontal em condições transitórias de fluxo de calor, algumas de suas constatações são que os espaçamentos dendríticos primários e secundários diminuem com o aumento da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e da taxa de resfriamento. Logo, leis experimentais foram desenvolvidas e validadas pelo confronto com modelos analíticos.

No estudo desenvolvido por Peres (PERES, 2004), solidificação direcional em condições fora de equilíbrio para ligas de Al-Si, dentre as suas análises, observa-se que os espaçamentos dendríticos primário e secundário diminuem com o aumento da taxa de resfriamento; o espaçamento dendrítico primário independe da composição química e o espaçamento dendrítico secundário diminui com o aumento da concentração de soluto.

Em outro estudo, agora desenvolvido por Rodrigues (RODRIGUES, 2009), influência do superaquecimento nas variáveis térmicas de solidificação e na formação da microestrutura de ligas de alumínio, nota-se que a velocidade de avanço da dendrita diminui com o aumento da taxa de aquecimento, a taxa de resfriamento a frente da isoterma diminui com a elevação do grau de superaquecimento e o espaçamento dendrítico secundário aumenta com o grau de superaquecimento.

Este trabalho propõe-se a estudar o efeito da temperatura de superaquecimento sobre as características macroestruturais, espaçamentos dendríticos e microsegregação de uma liga binária hipoeutética de Al-4%Cu obtida através de um processo de solidificação unidirecional ascendente com extração de calor em regime transiente. A metodologia consiste em variar o superaquecimento nos níveis de 5, 15 e 25% acima da temperatura *liquidus* e manter constante os parâmetros de refrigeração e composição química, realizando monitoramento da solidificação através das curvas de resfriamento com determinação experimental dos parâmetros térmicos: tempo de passagem, tempo local de solidificação, velocidade da isoterma *liquidus*, taxa de resfriamento e gradiente térmico.

1.1 Motivação

A solidificação é um dos processos mais presentes nas indústrias de transformação de materiais metálicos; pois, todos os demais processos dependem da solidificação pelo menos uma vez, exceção para o processo de metalurgia do pó.

As ligas de alumínio-cobre possuem aplicações interessantes nas indústrias automotiva e aeronáutica devido às suas excelentes propriedades na relação resistência mecânica e peso que permitem menor consumo de combustível e conseqüentemente menor impacto ambiental. Uma outra característica interessante destas ligas às indústrias de transformação é quanto à boa usinabilidade que permite menor custo operacional e melhor qualidade das peças (NASCIMENTO, et al., 2017).

Portanto, estudos desenvolvidos em processos de solidificação de ligas de Al-Cu permitem obter conhecimentos que serão de grande interesse da comunidade científica e industrial.

1.2 Objetivo

Este estudo tem como objetivo geral analisar o efeito do superaquecimento nas características estruturais da liga binária hipoeutética de Al-4%Cu.

Os objetivos específicos são:

- a) Analisar as variáveis térmicas da liga ao longo do lingote: velocidade da frente de solidificação (V_L); tempo local de solidificação (t_{SL}); taxa de resfriamento (\dot{T}) e gradiente térmico (G_L);
- b) Analisar a macroestrutura da liga ao longo do lingote;
- c) Analisar o espaçamento dendrítico da liga ao longo do lingote;
- d) Analisar a correlação entre as variáveis térmicas e o espaçamento dendrítico;
- e) Estudar a microsegregação da liga ao longo do lingote;
- f) Determinar o coeficiente de partição efetivo da liga ao longo do lingote; e
- g) Estudar comparativamente os modelos analíticos de Scheil, Clyne-Kurz e Kobayashi com os dados experimentais para concentração.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 A relevância da solidificação

Os materiais metálicos quando em serviço, expostos a estímulos externos, apresentam níveis de desempenho de acordo com as suas propriedades mecânicas (rigidez, resistência, tenacidade, etc.), que são suas características, em termos de tipo e magnitude da resposta ao estímulo específico que lhe é imposto. Estas propriedades dos metais são resultantes da sua estrutura, tanto macroscópicas (estrutura coquilhada, colunar ou equiaxial, etc.) quanto microscópicas (tipo de dendrita e espaçamento de dendritas, tamanho de células ou grãos, heterogeneidade da composição química, do tamanho, da forma e distribuição de inclusões, da porosidade, etc.). Todos estes aspectos das estruturas obtidas dependem do tipo de processamento do metal (fusão/solidificação, metalurgia do pó, conformação mecânica, tratamento térmico, etc.). A inter-relação entre processamento, estrutura, propriedades e desempenho ocorre como demonstrado de forma esquemática na Figura 1 (CALLISTER, 2012).

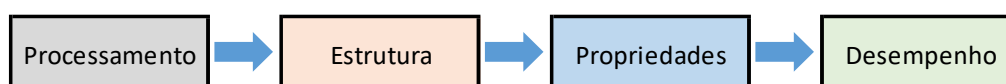


Figura 1 - Inter-relacionamento dos componentes de ciência e engenharia dos materiais.
Adaptado de (CALLISTER, 2012)

O componente processamento abordado neste estudo é a solidificação, uma vez que a estrutura do metal depende diretamente das condições como esta é desenvolvida a partir do metal no estado líquido com uma composição química definida, conforme esquema mostrado na Figura 2.

Alguns dos parâmetros importantes envolvidos neste processo são: temperatura de vazamento do metal líquido, correntes convectivas durante o preenchimento do molde e troca de calor no sistema metal-molde-meio, que definem as taxas de resfriamento do metal. A rejeição de soluto ou solvente que se desenvolve durante a solidificação, dependente do posicionamento da liga no diagrama de fases,

estabelece um movimento de espécies associado com a transferência de calor. A transferência de massa e calor determina a morfologia de crescimento e consequentemente o arranjo da estrutura do material, normalmente acompanhado de defeitos e heterogeneidades químicas (GARCIA, 2011).

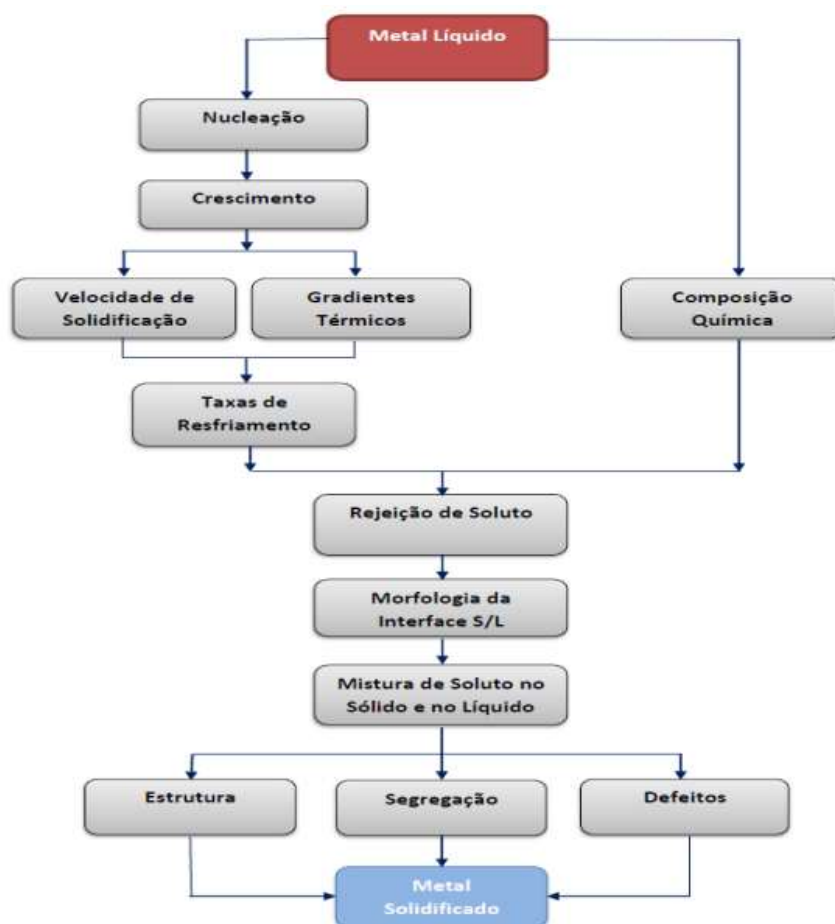


Figura 2 - Encadeamento de fenômenos durante a solidificação de um metal.
Adaptado de (GARCIA, 2011)

2.2 Solidificação

Os principais mecanismos que ocorrem numa solidificação são: nucleação de partículas sólidas num metal líquido, crescimento de cristais e formação de estruturas dos materiais (CALLISTER, 2012).

2.2.1 Nucleação

A nucleação homogênea ocorre aleatoriamente em todo o sistema, ou seja, não existem sítios preferenciais para a formação de núcleo. Uma condição necessária para este tipo de nucleação é que a matriz seja química, estrutural e energeticamente homogênea. Do ponto de vista experimental questiona-se a ocorrência ou não de nucleação homogênea visto que cada fase real contém algum tipo de defeito, como inclusões sólidas, impurezas, superfícies estranhas, etc. (CALLISTER, 2012).

A nucleação heterogênea é a que ocorre no líquido quando há sítios preferenciais como contornos de grão, discordâncias, inclusões, bolhas, sobre as paredes do recipiente, impurezas insolúveis ou outro material presente na estrutura, estas superfícies já existentes diminuem a energia de superfície, e, portanto, há uma diminuição da barreira termodinâmica necessária para formar um núcleo estável (CALLISTER, 2012).

Nas operações industriais de vazamento, a nucleação será certamente heterogênea e não homogênea. Na nucleação heterogênea, a superfície a ser criada pela nucleação a partir de um substrato é menor quando comparada a da nucleação homogênea, podendo facilitar o processo, pois exige menor energia de interface (barreira energética).

2.2.2 Crescimento de cristais e formação da estrutura de grão

Depois de se terem formado núcleos estáveis no metal a solidificar, estes núcleos crescem e formam cristais. Em cada cristal, os átomos estão dispostos da mesma maneira, mas a orientação varia de cristal para cristal. Quando a solidificação do metal está completa, os cristais, com diferentes orientações, juntam-se uns aos outros e originam fronteiras nas quais as variações de orientação têm lugar numa distância de alguns átomos. Do metal solidificado contendo muitos cristais, diz-se que é policristalino. Os cristais, no metal solidificado, designam-se por grãos e as

superfícies entre eles por limites de grão ou fronteiras de grão, conforme apresentado na Figura 3 (GARCIA, 2011).

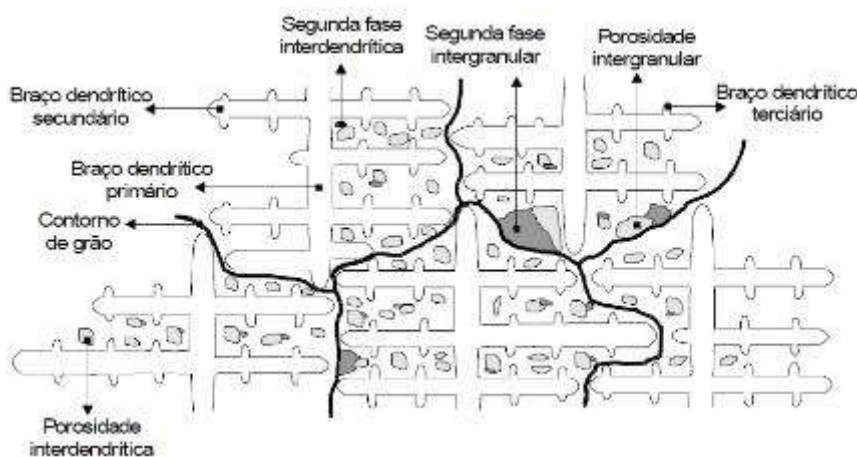


Figura 3 – Representação esquemática de uma microestrutura de solidificação. (GARCIA, 2011)

O número de locais de nucleação disponíveis no metal a solidificar afetará a estrutura de grão do metal sólido produzido. Se, durante a solidificação, o número de locais de nucleação for relativamente pequeno, produzir-se-á uma estrutura grosseira ou de grão grosso. Se, durante a solidificação, estiverem disponíveis muitos locais de nucleação, resultará uma estrutura de grão fino. A maior parte dos metais e ligas de engenharia é vazada de modo a obter uma estrutura de grão fino, já que esta é a estrutura mais desejável em termos de resistência mecânica e de uniformidade dos produtos metálicos acabados (GARCIA, 2011).

2.3 Diagrama de fase Al-Cu

O diagrama de fase é um mapa que representa a composição e temperatura como parâmetros variáveis e pressão como parâmetro mantido constante, normalmente em 1 atm. Há diversos tipos de diagramas de fase, mas este estudo restringe-se ao diagrama de fase binário, ou seja, quando há dois componentes apenas. O diagrama de fase binário representa as relações entre a temperatura e as composições químicas e quantidades das fases em equilíbrio, as quais influenciam na

microestrutura de uma liga, conforme demonstrado na Figura 4. As condições de solidificação em equilíbrio são aquelas em que as taxas de resfriamento são extremamente lentas, responsáveis por permitir uma homogeneização na redistribuição do soluto nas fases sólido e líquido devido ao processo difusional ser dependente do tempo. Ou seja, o sistema deve ser mantido tempo suficiente em cada temperatura para que ocorram os reajustes das composições.

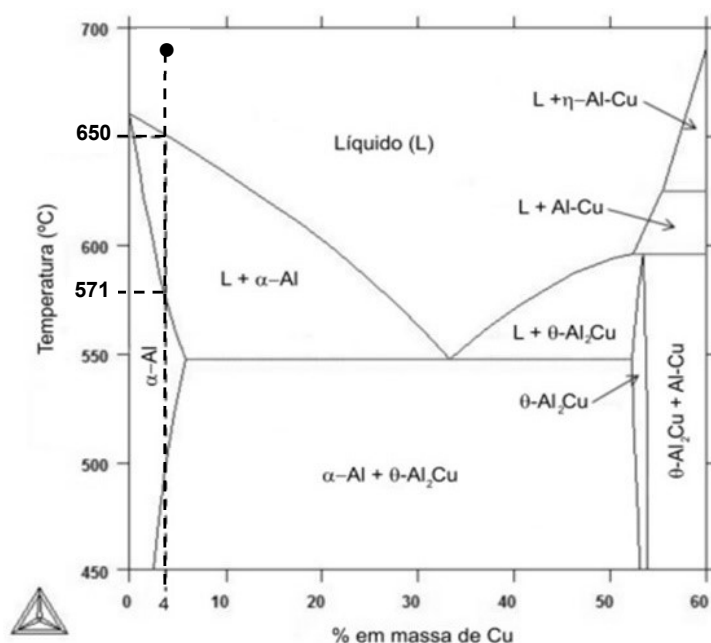


Figura 4 - Diagrama de fase parcial Al-Cu destacando a composição da liga estudada. Software Thermo-Calc.

Considerando um resfriamento lento de uma liga de composição nominal (C_0) igual a 4% de Cu a partir do estado líquido, este diagrama de fases indica que há uma temperatura de 650°C que caracteriza o início da solidificação, denominada temperatura *liquidus* (T_L). Abaixo desta temperatura, coexistem as fases líquida com sua quantidade em declínio e a sólida com o aumento da sua fração volumétrica até a temperatura da liga atingir 571°C, temperatura *solidus* (T_S), onde a solidificação é concluída e abaixo desta há somente a fase sólida.

Na prática, a solidificação ocorre em altas taxas de resfriamento e não permite os ajustes das composições como ocorre na condição de equilíbrio como preconizadas pelos diagramas de fases.

2.4 Superaquecimento

Nas situações práticas de solidificação, há necessidade de realizar o vazamento do metal líquido em temperaturas acima daquela temperatura que inicia a transformação líquido/sólido para garantir que o metal escoe e preencha completamente a cavidade do molde com as diversas variedades de tamanho e complexidade de geometria dos produtos desejados. Logo, a diferença entre a temperatura de vazamento (T_V) e a temperatura *liquidus* (T_L) define o superaquecimento (ΔT_V), como demonstrado na Equação (2.1).

$$\Delta T_V = T_V - T_L \quad (2.1)$$

A Figura 5 representa esquematicamente o superaquecimento e as temperaturas *liquidus* e *solidus*, características de solidificação de uma liga metálica.

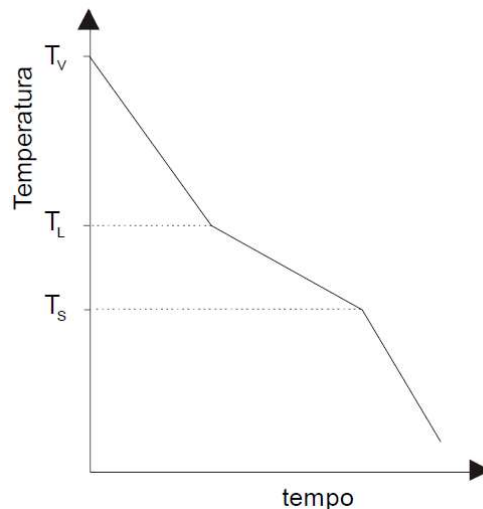


Figura 5 - Representação esquemática do superaquecimento em uma liga metálica. (GARCIA, 2011)

2.5 Solidificação unidirecional vertical ascendente

Apresenta-se um esquema do dispositivo de solidificação vertical ascendente na Figura 6, em que o metal é fundido e, quando a temperatura do metal líquido atinge um determinado valor, inicia-se a solidificação através do acionamento da água de

refrigeração na parte inferior do molde. Um conjunto de termopares inseridos dentro do metal em diferentes posições a partir da base permite o registro da evolução térmica durante todo o processo, que será utilizado posteriormente para a determinação das variáveis térmicas da solidificação. Nesse tipo de dispositivo, a solidificação se processa em sentido contrário ao da ação da gravidade e, conseqüentemente, o peso próprio do lingote atua no sentido de favorecer o contato térmico com a base refrigerada. Um aspecto típico desse dispositivo experimental é que, durante o processo de solidificação, o soluto é rejeitado na frente de solidificação. Dependendo do par soluto/solvente, pode ocorrer a formação de um líquido interdendrítico mais denso que o restante do volume global de metal líquido, fazendo com que a solidificação se processe de forma completamente estável sob ponto de vista de movimentação do líquido. Como o perfil de temperaturas no líquido é crescente em direção ao topo do lingote, o líquido mais denso localiza-se junto à fronteira de transformação sólido/líquido, e não ocorrem correntes convectivas nem por diferenças de temperatura e nem por diferenças de concentração. Isso permite uma análise experimental e cálculos teóricos isentos deste complicador, já que a transferência de calor dentro do lingote é realizada essencialmente por condução térmica unidimensional (OSÓRIO, 2003; SIQUEIRA, 2002; ROCHA, 2003 apud GOULART, 2005).

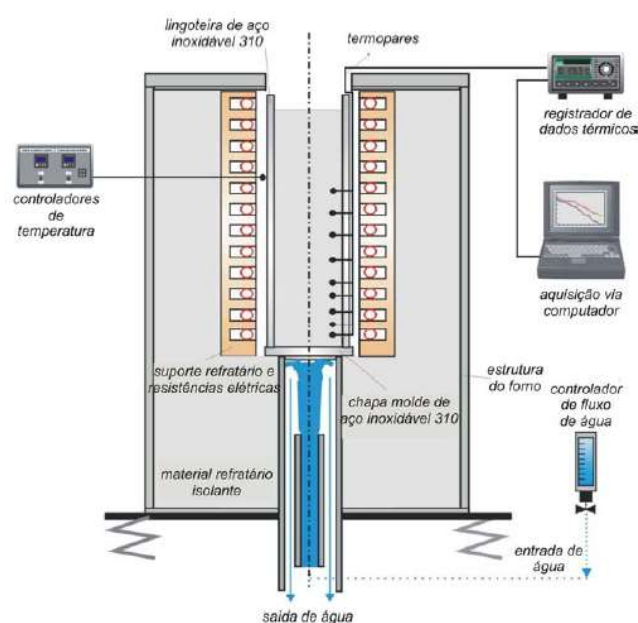


Figura 6 – Esquema do dispositivo de solidificação vertical ascendente. (GOULART, 2005)

2.6 Macroestrutura

A solidificação se processa a partir da formação no líquido, de núcleos sólidos, que em condições termodinâmicas favoráveis crescem dando origem aos grãos cristalinos que definirão a macroestrutura da peça. A macroestrutura de um metal solidificado será então caracterizada pelos seus grãos cristalinos, ou seja, suas dimensões, orientação, forma e distribuição. De maneira geral, podem-se identificar três regiões macroestruturais distintas, conforme apresenta a Figura 7 (GOULART, 2005).

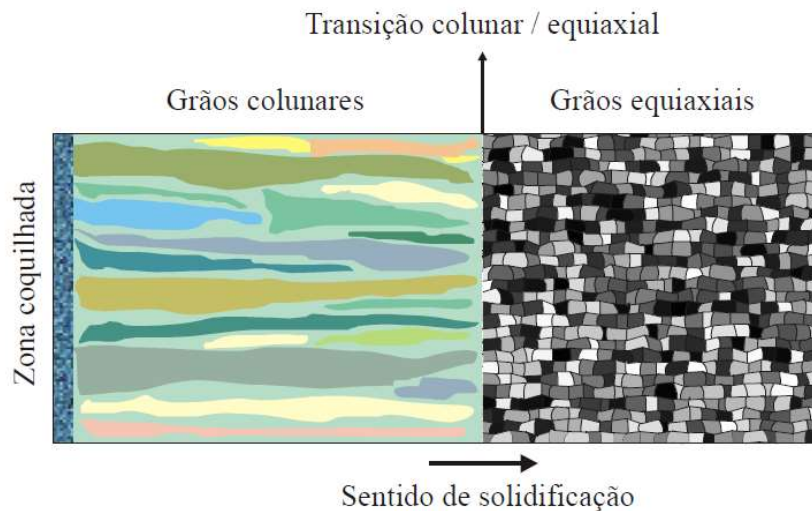


Figura 7 - Representação esquemática de macroestrutura de solidificação. (GOULART, 2005)

2.6.1 Estrutura coquilhada

A estrutura coquilhada é constituída por uma camada de grãos cristalinos de orientações aleatórias, normalmente de pequenas dimensões, localizados junto às paredes do molde, resultado do primeiro contato do metal líquido com o molde frio no vazamento. As altas taxas de resfriamento obtidas irão provocar uma rápida diminuição local da temperatura e favorecer uma nucleação intensa de grãos. Esse decréscimo de temperatura ocasionará um super-resfriamento térmico; com isso, os primeiros grãos cristalinos começam a se desenvolver de forma e tamanho pequenos,

quase sempre uniformes, constituindo uma fina camada de grãos de crescimento aleatório junto às paredes do molde. Diversos autores apresentam teorias para explicar detalhes e mecanismos de formação da zona coquilhada (BOWER e FLEMINGS, 1967; CHALMERS, 1968; BILONI e MORANDO, 1968 e OHNO, 1976 apud GOULART 2005).

2.6.2 Estrutura colunar

A estrutura colunar é constituída por grãos cristalinos alongados e alinhados paralelamente à direção do fluxo de calor. Inicia-se a constituição da zona colunar pelo crescimento de grãos formados a partir dos núcleos oriundos do rápido resfriamento do líquido nos instantes iniciais da solidificação, e que apresentam direção cristalográfica favorável ao crescimento na direção da extração de calor. Esses núcleos tendem a crescer mais rapidamente que os outros, bloqueando o crescimento dos demais grãos coquilhados. Os grãos assim formados possuem dimensões bem maiores que os grãos da zona coquilhada, apresentando ainda direções cristalográficas fortemente orientadas. Diversos autores apresentam teorias para explicar mais detalhadamente o mecanismo de formação da zona colunar: (WALTON e CHALMERS, 1959; CHALMERS, 1968 e BILONI, 1968 apud GOULART, 2005).

2.6.3 Estrutura equiaxial

A estrutura equiaxial é constituída por uma região central de grãos cristalinos sem orientações preferenciais, denominados equiaxiais, e de dimensões relativamente grandes quando comparados com os grãos da zona coquilhada. Diferente do crescimento da zona colunar, a zona equiaxial central é caracterizada por grãos que crescem com direções cristalográficas aleatórias. Diversos autores desenvolvem estudos de mecanismos de formação da zona equiaxial: (CHALMERS

e WINEGARD, 1954; CHALMERS, 1968; JACKSON et al, 1966; SOUTHIN, 1968; OHNO, 1976; FLOOD et al 1987, A e B apud GOULART, 2005).

2.7 Microestrutura

Os tipos de microestruturas presentes em uma liga estão fortemente relacionados com a evolução da forma da interface entre o sólido e o líquido (S/L) durante o processo de solidificação. Pode-se passar da forma plana dos metais puros para estruturas celulares e dendríticas em decorrência de alterações nos parâmetros térmicos do sistema metal/molde, durante a solidificação.

O soluto ou o solvente é segregado nesta interface sólido-líquido, o que provoca uma distribuição não uniforme no líquido à frente da interface, originando a sua instabilidade. Este acúmulo de teor de soluto à frente da interface sólido/líquido promove o surgimento de um fenômeno favorável à nucleação e responsável por sua gradativa instabilidade, conhecido como super-resfriamento constitucional (SRC). Dependendo do valor do SRC, a instabilidade causada na interface sólido/líquido dá origem a diferentes morfologias que, por ordem crescente desse valor, são denominadas por: planar, celular e dendrítica, conforme esquema apresentado na Figura 8 (ROSA, 2007).

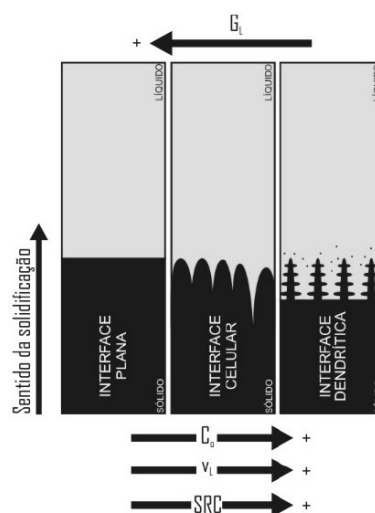


Figura 8 - Esquema da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação. SRC – grau de super-resfriamento; G_L – gradiente térmico à frente da interface; v_L – velocidade da interface e C_0 – concentração de soluto. (ROSA, 2007)

Em condições fora de equilíbrio, quando não há tempo suficiente para que a difusão do soluto no líquido ocorra, o mesmo se acumula na frente da interface com redução da sua concentração na direção do líquido, conforme mostrado na Figura 9.

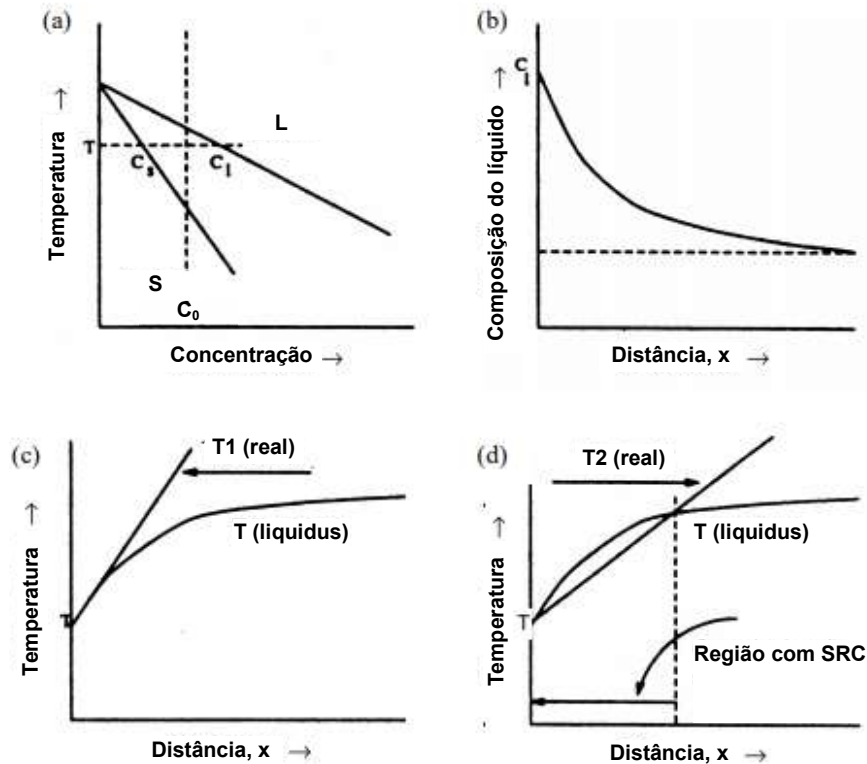


Figura 9 - Representação esquemática para super-resfriamento constitucional.

a) Diagrama de fases; b) Perfil de concentração de soluto na frente da interface; c) Interface estável;

d) Interface instável.

Adaptado de (PHANIKUMAR, et al., 2001)

Associado ao perfil de concentração de soluto na frente da interface, um perfil inverso de temperaturas *liquidus* é formado porque à medida que a concentração de soluto aumenta, a temperatura *liquidus* diminui. Para continuidade da solidificação, este acúmulo de soluto exige que a difusão no líquido ocorra. Os fatores que permitem uma distribuição mais eficiente nesta região podem exigir uma mudança na forma da interface, dependente da capacidade de remoção de calor latente liberado na transformação.

Em ligas, a forma depende da sua velocidade de deslocamento e dos gradientes de temperatura no líquido e no sólido próximo a essa interface. Velocidade

abaixo de um valor crítico, a interface se estabiliza e a forma plana é favorecida, e para velocidade acima do valor crítico, essa interface começa a se instabilizar.

A região do líquido à frente da interface que se encontra com temperatura abaixo da temperatura *liquidus* encontra-se super-resfriado pelo efeito constitucional (super-resfriamento constitucional). Este fenômeno favorece o crescimento através de protuberâncias formadas na interface.

O super-resfriamento constitucional à frente da interface é impedido quando o gradiente do perfil de temperatura no líquido é maior ou igual ao gradiente do perfil de temperatura *liquidus* junto a essa interface (GARCIA, 2011).

Quando uma liga binária diluída é solidificada na presença de uma pequena quantidade de super-resfriamento constitucional, a interface sólido/líquido desenvolve, usualmente, uma morfologia celular. Isso é possível devido a esse super-resfriamento ser suficiente para iniciar o processo de instabilização da interface sólido/líquido, acarretando a formação de uma protuberância que se projeta a partir da interface no líquido super-resfriado, até um ponto em que o super-resfriamento seja apenas necessário para manter a força motriz do crescimento.

Ao crescer, esta protuberância rejeita soluto e a sua concentração lateral é maior do que em qualquer outro ponto do líquido. Nessas condições, a protuberância adquire uma forma instável que se estende por toda a interface, que degenera de uma situação plana a uma morfologia celular. Portanto, o crescimento de células regulares dá-se a velocidades baixas e perpendicularmente à interface sólido/líquido, e na direção de extração do fluxo de calor, sendo praticamente independente da orientação cristalográfica.

Com o aumento do grau de super-resfriamento constitucional, ocorrem instabilidades de maior ordem e a estrutura celular de forma circular passa para dendrítica, na forma de cruz de malta; com os ramos cristalográficos primários em direções cristalográficas próximas ao fluxo de calor e com a rejeição de soluto, aparecem os braços secundários em direções cristalográficas perpendiculares aos ramos primários (CHALMERS, 1968; FLEMINGS, 1974; KURZ e FISHER, 1984/1992; GARCIA 2001; DING e TEWARI, 2002 apud CANTÈ, 2009). As distâncias entre

centros de células e de ramificações ou braços dendríticos são definidas como espaçamentos intercelulares e interdendríticos, que são utilizados para determinar os efeitos das variáveis de solidificação sobre a microestrutura formada, conforme apresenta a Figura 10.

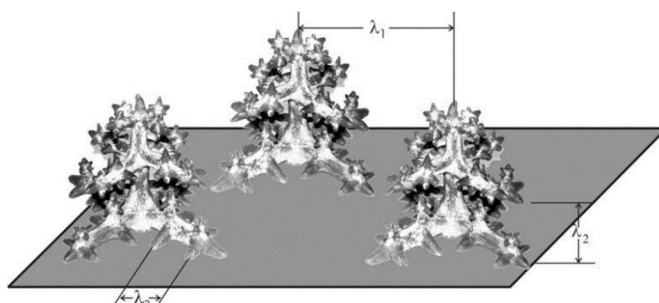


Figura 10 – Representação de espaçamentos dendríticos primário (λ_1), secundário (λ_2) e terciário (λ_3). (ROSA, 2007)

Os espaçamentos dendríticos terciários fazem parte integrante da estrutura dendrítica. Esses espaçamentos também exercem influência sobre as propriedades dos materiais fundidos e quando se encontram presentes na estrutura a literatura recomenda que as propriedades tenham que ser relacionadas com o espaçamento de maior grau, no caso em questão o terciário, (GARCIA, 2011). Atualmente na literatura não existem modelos teóricos assim como são poucos os estudos experimentais que visam a quantificação dos espaçamentos dendríticos terciários (EDT ou λ_3) em função das variáveis térmicas de solidificação para solidificação transitória de extração de calor.

2.8 Coeficiente de redistribuição de soluto

Uma liga binária, resultado de incorporação de um soluto a um solvente, pode ser caracterizada por meio de um coeficiente de redistribuição de soluto ou coeficiente de partição (k). Ligas que apresentam a coexistência de fases sólida e líquida em equilíbrio a uma determinada temperatura, o coeficiente de redistribuição de soluto (k) é determinado pela relação entre a concentração de soluto no sólido (C_s) e a concentração de soluto no líquido (C_L), conforme demonstrado na Equação (2.2) (GARCIA, 2011).

$$k = \frac{C_S}{C_L} \quad (2.2)$$

A Figura 11 apresenta esquematicamente um diagrama de fases que permite o cálculo do coeficiente de redistribuição de soluto em função da concentração de soluto e temperatura.

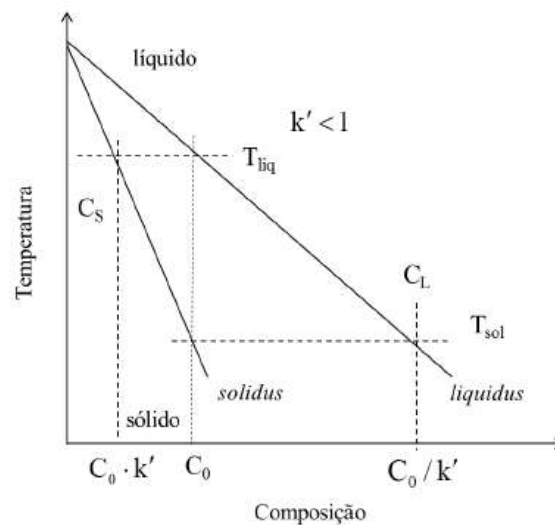


Figura 11 - Desenho esquemático do diagrama de fase de uma liga binária. (GARCIA, 2011)

Considerando como exemplo a solidificação de uma liga de composição nominal C_0 , no início da solidificação, na temperatura *liquidus*, a composição do líquido é exatamente a composição da liga C_0 e a composição do sólido C_S é $C_0 \cdot k$. No final da solidificação, na temperatura *solidus*, a concentração do líquido C_L é C_0/k e a concentração do sólido passa a ser C_0 . Como a concentração de soluto no sólido é menor que no líquido, há uma rejeição de soluto na interface sólido/líquido e o coeficiente de redistribuição de soluto é menor que um ($k < 1$). No caso em que C_S for maior que C_L , o k será maior que um ($k > 1$), acúmulo de solvente na interface sólido/líquido, situação oposta a anterior.

A capacidade de movimentação destes constituintes estabelecidas pela difusão no sólido e no líquido, convecção no líquido e solidificação em equilíbrio ou não, define a forma final do perfil de concentração de soluto no sólido resultante (GARCIA, 2011).

O cálculo do coeficiente de redistribuição de soluto efetivo (k_{ef}) que pode ser empregado para análise de redistribuição de soluto de sistemas finitos, onde seu comprimento seja significativamente maior que o tamanho da camada limite de difusão no líquido (δ). Logo, substituindo o coeficiente de distribuição no equilíbrio (k) por k_{ef} pode-se quantificar o perfil de soluto. Considerando a velocidade da isoterma *liquidus*, o k_{ef} assume valores de k (V_L tendendo a zero) a um (V_L tendendo ao infinito), ou seja, ($k \leq k_{ef} \leq 1,0$). O cálculo do coeficiente efetivo de distribuição de soluto é obtido pela Equação (2.3) (BURTON, 1953).

$$k_{ef} = \frac{k}{k + (1 - k)\exp\left(\frac{-V_L\delta}{D_L}\right)} \quad (2.3)$$

O valor da espessura da camada limite (δ) depende da velocidade da isoterma *liquidus*, da viscosidade do líquido e das condições de agitação à frente da interface sólido/líquido, e pode variar aproximadamente entre 10^{-6} a 10^{-3} m (MEZA, 2013). Sendo os demais parâmetros, o coeficiente de difusão do soluto no líquido (D_L) e a velocidade da isoterma *liquidus* (V_L).

2.9 Microsegregação

A microsegregação é o resultado da segregação do soluto em escala microestrutural no sólido formado, causado pelas diferentes composições químicas no líquido e na interface sólido/líquido durante a solidificação (MARTORANO, 2000).

A microsegregação pode ser de três tipos:

- a) Microsegregação intercelular: ocorre redistribuição de soluto entre as células em função dos efeitos cumulativos de difusão no líquido em várias direções.
- b) Microsegregação interdendrítica: ocorre a redistribuição de soluto por todo emaranhado da rede dendrítica, por isso, é considerada mais complexa que para o caso das formações celulares.

- c) Microsegregação intergranular: ocorre redistribuição de soluto junto aos contornos de grão, esse tipo de segregação geralmente abriga segundas fases frágeis ou especialmente fracas a altas temperaturas, o que se torna um problema sério para lingotes que serão laminados ou forjados.

A microsegregação tem sido estudada com o intuito de identificar e desenvolver ferramentas de quantificação deste fenômeno (MARTORANO, 2000). A dificuldade de quantificação da microsegregação está associada aos seguintes fatores: o modo de solidificação colunar ou equiaxial, a complexidade da morfologia das ramificações dendríticas, o efeito de diferentes solutos, o engrossamento e refusão de ramos dendríticos, o movimento de soluto no líquido e de retorno no sólido, e a dependência do coeficiente de difusão com a concentração e a temperatura.

Considerando a solidificação de uma liga no campo compreendido entre as temperaturas *liquidus* e *solidus*, definido pelo diagrama de fases, as composições de equilíbrio entre sólido e líquido variam com o tempo. Na prática, não há tempo suficiente para que as fases acompanhem estes ajustes de composição. No caso de metais, somente próximo à interface entre as fases sólido-líquido, que é onde a partição do soluto ocorre, há tempo suficiente para que as composições definidas pelo diagrama sejam obtidas para cada fase.

O sólido próximo à interface possui a composição estabelecida pelo diagrama de fases, mas nas regiões afastadas, deste sólido, apresentam composições próximas das existentes no instante em que a interface passava por estes locais. Constata-se, então, que amostras brutas de fundição observadas à temperatura ambiente apresentam variações de composição ao longo de sua estrutura.

Na solidificação que ocorre através de uma interface sólido-líquido dendrítica, as ideias acima podem ser aplicadas à interface sólido-líquido de apenas um braço dendrítico. Isto significa que a composição deste braço pode variar do seu eixo até a região entre braços dendríticos adjacentes. Este tipo de variação microscópica em amostras brutas de fundição é chamado de microsegregação ou segregação dendrítica.

A microsegregação provoca um intervalo de solidificação maior que o definido pelo diagrama de fases. Pois, durante a solidificação, uma maior quantidade de líquido estará presente quando comparada pela aplicação da regra das alavancas. Este líquido pode finalmente solidificar ao atravessar a temperatura de uma reação de ponto invariante, resultando ou na presença de partículas de segunda fase não previstas pelo diagrama, ou uma maior quantidade de partículas do que a prevista para a composição média da liga.

Métodos experimentais e analíticos têm sido usados para prever o grau de microsegregação nos materiais.

2.10 Modelos analíticos para determinação de microsegregação

Alguns modelos já estudados e desenvolvidos para quantificar o perfil de concentração de soluto num sólido formado em condições fora de equilíbrio são apresentados a seguir.

2.10.1 Modelo analítico de Scheil

O modelo proposto por Scheil (SCHEIL, 1942 Apud GARCIA, 2007) permite quantificar o perfil de concentração de soluto no sólido considerando o caso de mistura completa no líquido e ausência de difusão no sólido. O soluto rejeitado durante a solidificação é homogeneamente distribuído no líquido, como se uma nova liga fosse formada com o avanço da frente de solidificação, até o limite definido pelo diagrama de fases, conforme a Equação (2.4).

$$C_s = kC_o(1 - f_s)^{(k-1)} \quad (2.4)$$

Sendo a fração sólida (f_s) um valor compreendido entre 0 e 1.

2.10.2 Modelo analítico de Clyne-Kurz

O modelo proposto por Clyne-Kurz (CLYNE, 1981) é uma modificação do modelo desenvolvido por Brody-Flemings que busca minimizar o erro provocado pela falta da quantificação do soluto de retorno para os casos de parâmetro de difusão de retorno (α) elevados. A quantificação de soluto pelo modelo de Brody-Flemings é dada pela Equação (2.5).

$$C_s = kC_o[1 - (1 - 2\alpha k)f_s]^{\left(\frac{k-1}{1-2\alpha k}\right)} \quad (2.5)$$

Onde:

$$\alpha = \frac{D_s t_{SL}}{L^2} = \frac{4D_s t_{SL}}{\lambda^2} \quad (2.6)$$

Sendo os demais parâmetros, difusão do soluto no sólido (D_s), tempo local de solidificação (t_{SL}), comprimento de microsegregação (L) e espaçamento dendrítico (λ).

A modificação proposta por Clyne-Kurz consiste na introdução de um novo parâmetro de difusão de retorno, α_{c1} , que é função da constante α do modelo clássico de Brody-Flemings, conforme Equação (2.7).

$$\alpha_{c1} = \alpha \left[1 - \exp\left(-\frac{1}{\alpha}\right) \right] - \frac{1}{2} \exp\left(-\frac{1}{2\alpha}\right) \quad (2.7)$$

Esta modificação feita por estes autores permite que a Equação (2.5) seja reduzida à equação de Scheil (sem difusão no sólido) quando α tende a zero e à regra da alavanca (condição de equilíbrio) quanto α tende ao infinito.

Considerando o novo parâmetro de difusão de retorno, α_{c1} , o modelo analítico de Clyne-Kurz que determina o perfil de concentração de soluto no sólido é apresentado na Equação (2.8).

$$C_s = kC_o[1 - (1 - 2\alpha_{c1}k)f_s]^{(\frac{k-1}{1-2\alpha_{c1}k})} \quad (2.8)$$

2.10.3 Modelo analítico de Kobayashi

O modelo proposto por Kobayashi (KOBAYASHI, 1988) também busca minimizar erros associados a difusão de soluto no sólido para α elevados. Entretanto, o parâmetro de difusão de retorno usado neste modelo, α_{c2} , é o mesmo desenvolvido por Ohnaka (OHNAKA, 1986), que é apresentado na Equação (2.9).

$$\alpha_{c2} = \frac{\alpha}{(1 + 2\alpha)} \quad (2.9)$$

Diferente dos outros modelos anteriormente apresentados, que são baseados em aproximações na equação de conservação de massas ou em perfis de concentração de soluto, o modelo de Kobayashi considera equações da difusão no sólido e da conservação de massas, com incorporação de simplificações para obtenção de uma solução aproximada de segunda ordem, conforme a Equação (2.10).

$$C_s = kC_o \xi^{\frac{k-1}{1-2\alpha_{c2}k}} \left\{ 1 + \Gamma \left[\left(1 - \frac{1 + 2\alpha_{c2}k}{2} \right) \left(\frac{1}{\xi^2} - 1 \right) - 5 \left(1 - \frac{2 + 6\alpha_{c2}k}{5} \right) \left(\frac{1}{\xi} - 1 \right) - 3 \left(1 - \frac{1 + 4\alpha_{c2}k}{3} \right) \ln \xi \right] \right\} \quad (2.10)$$

Onde:

$$\xi = 1 - (1 - 2\alpha_{c2}k)f_s \quad (2.11)$$

e

$$\Gamma = \frac{k(1-k)8\alpha_{c2}^3}{4\alpha(1-2\alpha_{c2}k)^3} \quad (2.12)$$

3 MATERIAIS E MÉTODOS

As principais etapas experimentais para desenvolvimento deste trabalho são apresentadas no fluxograma da Figura 12.

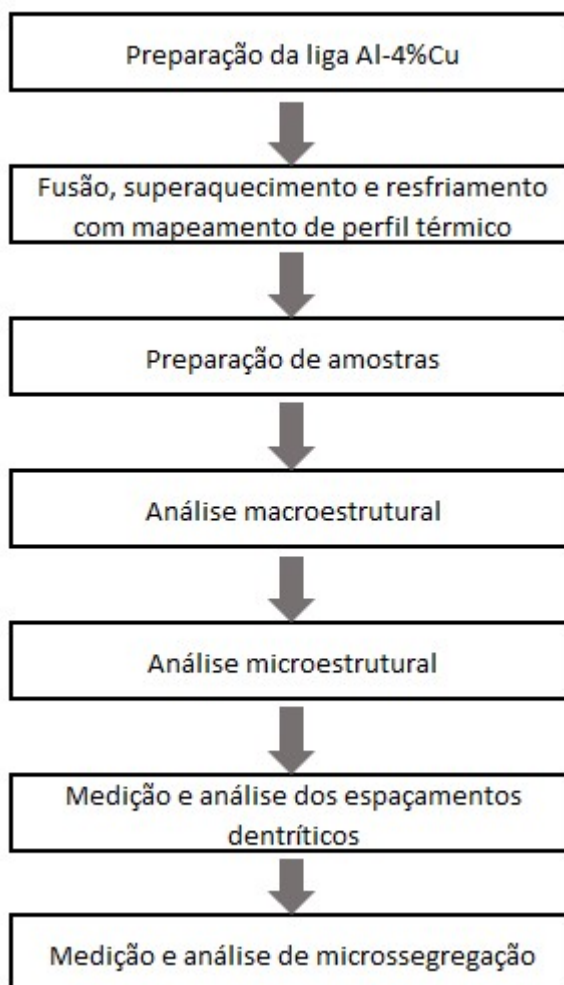


Figura 12 – Fluxograma das principais etapas do procedimento experimental.
(Autor)

3.1 Preparação da liga Al-4%Cu

A liga binária hipoeutética Al-4%Cu analisada neste estudo foi constituída de alumínio comercialmente puro, em forma de lingote, fabricado pela Companhia

Brasileira de Alumínio (CBA) S.A. e cobre também comercialmente puro, em forma de arame picotado, fabricado pela ICA Ltda.

A Tabela 1 apresenta as propriedades físicas da liga binária Al-Cu.

Tabela 1 - Propriedades físicas da liga binária Al-Cu.
(GARCIA, 2011); (FERREIRA, 2017)

Propriedade física	Símbolo [Unidade]	Valor
Temperatura de fusão do alumínio puro	T_f [K]	933
Temperatura de fusão do cobre puro	T_f [K]	1358
Difusividade do soluto na fase líquida	D_L [m ² s ⁻¹]	$3,6 \times 10^{-9}$
Difusividade do soluto na fase sólida	D_S [m ² s ⁻¹]	$3,0 \times 10^{-13}$
Coeficiente de redistribuição de soluto de equilíbrio	k [-]	0,10
Condutividade térmica do alumínio sólido	K [W/mK]	213
Condutividade térmica do alumínio líquido	K [W/mK]	91
Condutividade térmica do cobre sólido	K [W/mK]	330
Condutividade térmica do cobre líquido	K [W/mK]	166

Para obtenção da quantidade de alumínio adequada para obtenção da liga foi necessário cortar o lingote deste material em um pedaço menor com a serra de fita mostrada na Figura 13.



Figura 13 - Serra de fita, modelo FM, fabricante Franho.

Após corte do alumínio, o mesmo foi pesado em uma balança digital, conforme mostrado na Figura 14. A partir da quantidade de alumínio, foi determinada a quantidade de cobre para obtenção da liga Al-Cu com 4% de cobre.



Figura 14 – Balança digital, modelo UW6200H, fabricante Shimadzu.
Carga máxima de 6200g e carga mínima de 0,5g.

Na sequência, o alumínio pesado foi adicionado em um cadinho de carbetto de silício, revestido internamente com camada de suspensão à base de alumina, como mostrado na Figura 15.



Figura 15 - Cadinho de carbetto de silício.

O cadinho com o alumínio foi colocado no forno tipo mufla, conforme mostrado na Figura 16, para fusão do material.



Figura 16 – Forno elétrico tipo mufla, modelo FE7013, fabricante Jung. Temperatura máxima 1300°C.

Fundido o material, o cadinho com o alumínio foi retirado e o cobre foi adicionado aos poucos com agitação do banho metálico através do auxílio de um bastão de vergalhão revestido da mesma solução utilizada para revestimento do cadinho. O cadinho com o alumínio e o cobre foi retornado ao forno para finalização da fusão e homogeneização da liga até a temperatura de 1100°C, apenas nesta primeira fusão.

3.2 Determinação da curva de resfriamento lento

Após garantida a fusão, retirada de escória e homogeneização da liga Al-4%Cu, o cadinho foi retirado do forno, apoiado sobre uma caixa de areia e adicionado um termopar (tipo K, com 6,0 mm de diâmetro, faixa de utilização entre 0 e 1150°C) no centro do banho metálico. Posteriormente, foram colocados tijolos refratários sobre o

topo do cadinho para diminuir a troca de calor com o ambiente e garantir um resfriamento lento, conforme mostrado na Figura 17.



Figura 17 - Cadinho com a liga e termopar

Já ligado o equipamento de aquisição de dados, modelo ADS500, acoplado ao microcomputador, conforme mostrado na Figura 18, na medida que a liga foi lentamente resfriada, os dados de temperatura e tempo foram medidos e registrados. Este equipamento possui uma placa de 16 canais tipo K, sendo um canal reservado para medir a temperatura ambiente (junta fria). Os dados de temperatura e tempo registrados foram tratados com o auxílio do *software* Aqdados.



Figura 18 - Equipamento de aquisição de dados e microcomputador.

3.3 Determinação das curvas de resfriamento rápido

Para obtenção das curvas de resfriamento rápido, foi necessário realizar três ciclos envolvendo as atividades de corte do tarugo, fusão de material parcial para retirada de termopar, fusão, retirada de escória e homogeneização final do material remanescente, vazamento e resfriamento do metal no forno de solidificação direcional vertical, em virtude da necessidade de realizar os experimentos de superaquecimento (SA) em 5, 15 e 25% com a mesma liga.

Para o desenvolvimento dos experimentos, foi utilizado o forno de solidificação direcional vertical ascendente, conforme mostrado na Figura 19. Este forno possui um sistema de arrefecimento acoplado, constituído de bombeamento de água na temperatura ambiente para refrigeração da base do molde metálico, também chamado de lingoteira.



Figura 19 – Fornos de solidificação direcional vertical, modelo FSD1200V, fabricante ForteLab. Temperatura máxima 1200°C.

No molde metálico bipartido e também revestido com a mesma solução usada no revestimento do cadinho, exceto a base, são posicionados 8 termopares (tipo K com 1,5 mm de diâmetro, faixa de utilização entre 0 e 920°C) nas posições de 5, 10,

15, 20, 35 45, 60 e 85 mm afastadas da base do mesmo, conforme mostrado na Figura 20.

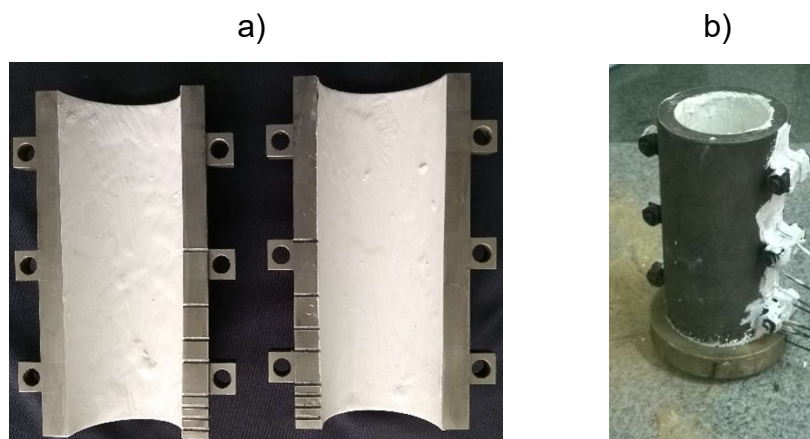


Figura 20 - Molde metálico bipartido em aço inoxidável AISI 310.

a) aberto e revestido com solução à base de alumina; b) fechado e com os termopares posicionados.

O molde metálico em aço inoxidável AISI 310 possui altura de 157 mm, diâmetro interno inferior de 53 mm, diâmetro interno superior de 56 mm, espessura lateral de 5 mm e espessura da base com 3 mm. Os furos laterais possuem diâmetro 1,6 mm para posicionamento dos termopares.

Anteriormente à retirada do cadinho com a liga fundida do forno tipo mufla, o forno de solidificação direcional vertical foi ligado para aquecimento até a temperatura de vazamento referente a cada experimento, temperaturas de 679, 744 e 809°C, associadas, respectivamente, às três condições de superaquecimento em 5, 15 e 25%.

Atingida a temperatura de vazamento programada no forno de solidificação direcional vertical, o cadinho com a liga fundida é retirado do forno mufla, com temperatura aproximada de 100°C acima da temperatura de vazamento especificada para cada experimento, removida a escória e homogeneizado o banho metálico. Em seguida, o metal líquido é vazado no forno de solidificação direcional vertical, que é mantido ligado até que a sua temperatura alcance a mesma temperatura de vazamento definida para cada experimento. A Figura 21 mostra o controlador de temperatura do forno de solidificação direcional vertical. Com o equipamento e o software de aquisição de dados já ligados e obtida a temperatura desejada, simultaneamente, o forno é desligado e o sistema de arrefecimento é acionado. Neste

momento, inicia-se o experimento de solidificação em regime transiente de extração de calor com os dados de temperatura sendo registrados a uma frequência de 0,01 segundo, o que permite uma determinação acurada da inclinação das curvas de resfriamento experimental. Estas medições e registros de temperatura e tempo são feitos pelo equipamento e software de aquisição de dados acoplados a um microcomputador, já mencionados anteriormente.



Figura 21 – Controlador digital de processos, modelo FE50RPN, fabricante Flyer.

Com o auxílio do programa Tecplot 360, curvas de resfriamento lento e rápido foram elaboradas a partir dos registros de temperatura e tempos obtidos com o monitoramento da solidificação.

3.4 Determinação de parâmetros térmicos de solidificação

Os parâmetros térmicos do processo de solidificação são determinados experimentalmente após a obtenção dos perfis de temperaturas (GOULART, 2005).

3.4.1 Tempo de passagem da isoterma *liquidus*

Os resultados dos pares ordenados, tempo e posição (t, P), obtidos a partir do procedimento experimental permitem que seja traçado gráfico experimental da posição da isoterma *liquidus* em função do tempo, $P = f(t)$ (GOULART, 2005).

3.4.2 Velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L)

As velocidades experimentais de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L), para todas as ligas, são determinadas pela derivada da função $P = f(t)$ como representada esquematicamente na Figura 22 e calculada pela Equação (3.1) (MEZA, 2012)

$$V_L = \frac{dP}{dt} \quad (3.1)$$

3.4.3 Taxas de resfriamento (\dot{T})

As taxas de resfriamento \dot{T} para cada posição dos termopares, são obtidas experimentalmente a partir da intersecção da reta de cada temperatura *liquidus* (T_L) com as curvas de resfriamento para cada posição dos termopares, através do resultado da leitura direta do quociente das temperaturas, imediatamente antes e depois da T_L e dos tempos correspondentes como representada esquematicamente na Figura 22 e calculada pela Equação (3.2) (OKAMOTO e KISHITAKE, 1975 apud GOULART, 2005).

$$\dot{T} = \frac{\Delta T}{\Delta t} \quad (3.2)$$

Sendo os demais parâmetros, variação de temperatura (ΔT) e variação do tempo (Δt).

3.4.4 Gradiente térmico (G_L)

Os gradientes térmicos (G_L) à frente da isoterma *liquidus* podem ser obtidos a partir dos valores experimentais da velocidade e da taxa de resfriamento pela Equação (3.3) (GOULART, 2005).

$$\dot{T} = G_L \cdot V_L \quad (3.3)$$

A Figura 22 demonstra esquematicamente como os parâmetros V_L e \dot{T} podem ser determinados a partir dos registros de temperatura e tempo ao longo do monitoramento da curva de resfriamento de uma liga metálica.

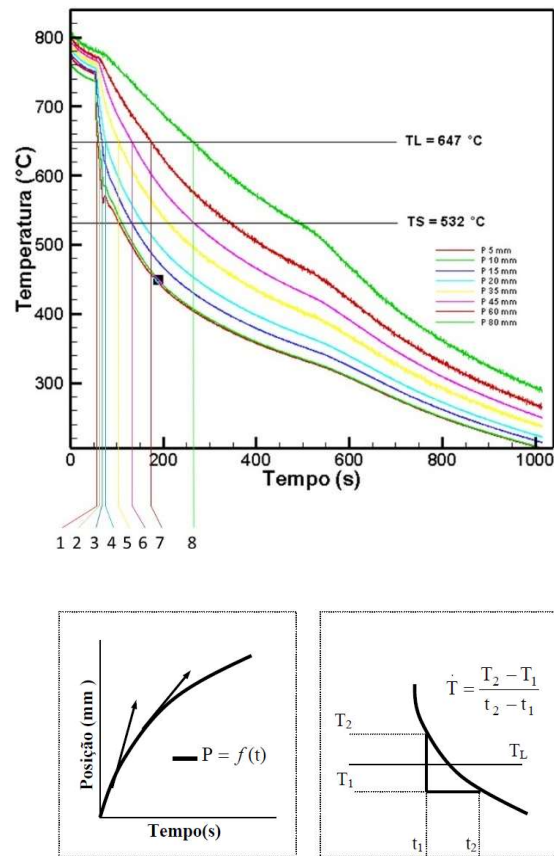


Figura 22 - Esquemas representativos para determinação dos parâmetros térmicos V_L e \dot{T} . Adaptado de (GOULART, 2005).

3.4.5 Intervalo de solidificação (ΔT_{SL})

A solidificação de uma liga não acontece numa única temperatura, como no caso de metais puros, e, sim num intervalo de temperaturas, temperatura *liquidus* (T_L) e temperatura *solidus* (T_S). Logo, o intervalo de solidificação (ΔT_{SL}) pode ser calculado pela Equação (3.4) (GARCIA, 2011):

$$\Delta T_{SL} = T_L - T_S \quad (3.4)$$

3.4.6 Tempo local de solidificação (t_{SL})

O tempo local de solidificação (t_{SL}) é definido como sendo a diferença entre o tempo de passagem da isoterma *solidus* e o tempo de passagem da isoterma *liquidus* por um determinado ponto da peça em solidificação. O tempo local de solidificação (t_{SL}) pode ser calculado pela Equação (3.5) (MEZA, 2012).

$$t_{SL} = \frac{\Delta T_{SL}}{\dot{T}} \quad (3.5)$$

3.5 Preparação e análise de macroestrutura

A cada experimento, o lingote obtido foi cortado longitudinalmente com a serra de fita, já mencionada anteriormente, na região central para realização da análise macroestrutural a partir da interface metal/molde, conforme mostrado na Figura 23.

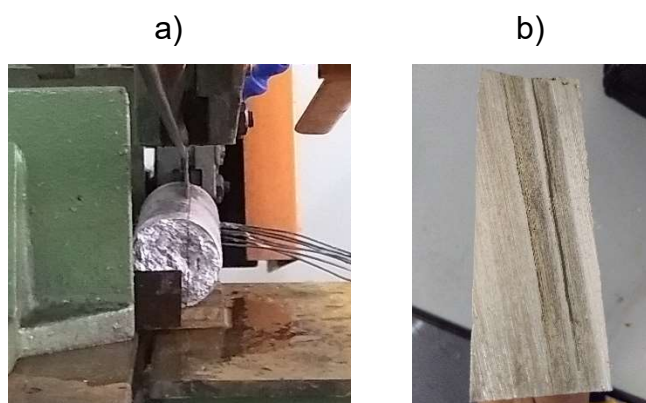


Figura 23 - Corte do tarugo da liga para análise de macroestrutura.
a) Lingote sendo cortado; b) Lingote cortado.

Após corte longitudinal, a amostra da liga foi lixada e polida no equipamento mostrado na Figura 24.



Figura 24 – Lixadeira e politriz metalográfica, modelo Arapol VV, fabricante Arotec.

A Tabela 2 descreve os procedimentos metalográficos utilizados para análise macroestrutural da liga.

Tabela 2 - Procedimentos metalográficos para análise de macroestrutura.
(GOULART, 2005); (ROHDE, 2010); (VOORT, 1984); (COUTINHO, 1980)

Lixamento	Polimento	Ataque químico	Procedimento
Lixas:			
80	Pano: 6 μm	5 ml HF	Imersão da amostra por 15 s.
120		30 ml HNO_3	
220	Pasta de diamante:	60 ml HCl	Lavagem com água
320	6 μm	5 ml H_2O	corrente durante 2
420			min.
600	Lubrificante para		
1200	materiais não ferrosos.		

Após realização dos procedimentos metalográficos, as amostras foram analisadas a olho nu para identificação da forma, orientação e dimensão da macroestrutura.

3.6 Preparação e análise de microestrutura

Para análise microestrutural, corte longitudinais e transversais foram realizados em cada metade do lingote, a mesma usada na análise macroestrutural, para

obtenção de amostras nas regiões centrais do lingote e nas posições dos termopares empregados durante o monitoramento realizado na solidificação da liga. Para cada condição de superaquecimento, foram obtidas oito amostras de acordo com as posições dos termopares a partir da interface metal/molde, ou seja, 5, 10, 15, 20, 35, 45, 60 e 80 mm, conforme mostrado na Figura 25.

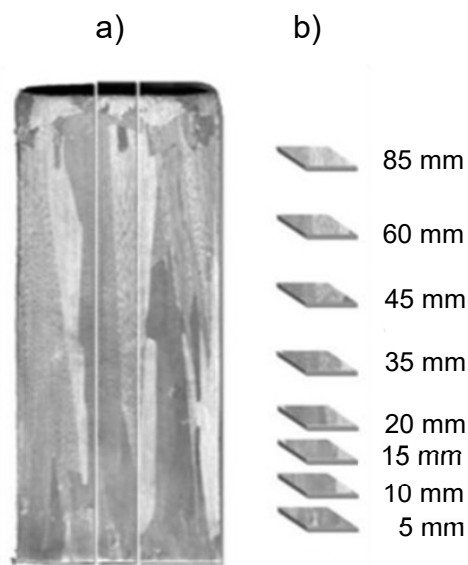


Figura 25 - Representação esquemática para obtenção das amostras para análise microestrutural.
a) Indicação do corte longitudinal; b) Indicação dos cortes transversais.

As amostras foram embutidas em resina acrílica com a devida identificação e realizados os procedimentos metalográficos, como descritos na Tabela 3, sendo as superfícies transversais ao fluxo de calor, nas mesmas posições dos termopares empregados no estudo da solidificação,

Tabela 3 - Procedimentos metalográficos para análise de microestrutura.
(GOULART, 2005); (ROHDE, 2010); (VOORT, 1984); (COUTINHO, 1980)

Lixamento	Polimento	Ataque químico	Procedimento
Lixas: 80 120 220 320 420 600 1200	Pano: 6 μ m Pasta de diamante: 6 μ m Lubrificante para materiais não ferrosos.	Solução: 0,5% de HF	Imersão da amostra por 5 s. Lavagem com água corrente durante 1 min.

Após realização dos procedimentos metalográficos, as amostras foram analisadas através do microscópio óptico com câmera modelo SC30 acoplados a um microcomputador com software Stream Basic instalado, conforme mostrado na Figura 26.

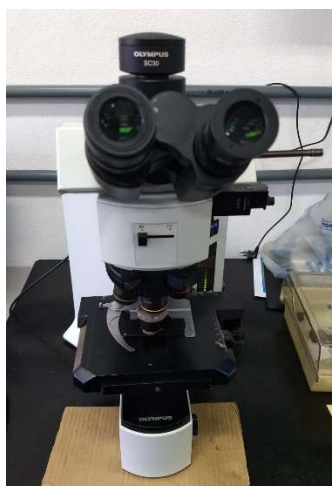


Figura 26 - Microscópio óptico, modelo BX51M, fabricante Olympus.

Diversas micrografias foram analisadas e gravadas para posterior utilização no dimensionamento de espaçamentos dendríticos.

3.7 Medição de espaçamento dendrítico

As medidas dos espaçamentos dendríticos primários (EDP ou λ_1) e terciários (EDT ou λ_3) foram realizadas utilizando-se o software ImageJ, a partir das micrografias obtidas no microscópio óptico, já mencionado. Os valores de λ_1 e λ_3 foram medidos sobre a secção transversal (perpendicular ao fluxo de calor) da amostra.

O método utilizado para quantificar os valores de λ_1 foi o método do triângulo, esquematizado na Figura 27, utilizando-se o critério de vizinhança, que considera o valor do espaçamento primário igual à distância média entre o centro geométrico das dendritas (GUNDUZ, et al., 2002). Foram executadas em média 20 medições para cada posição selecionada, sendo que, ao final, obteve-se a média dos valores e o intervalo de confiança, conforme distribuição de *t-Student*.

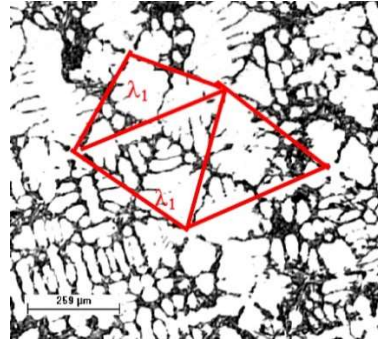


Figura 27 - Representação esquemática para medição de espaçamento dendrítico primário utilizando-se o método do triângulo.
(GOULART, 2005)

As medidas dos espaçamentos dendríticos terciários (EDT ou λ_3) foram determinadas pela média das distâncias entre os braços adjacentes ao longo do comprimento “L”. O valor expressa a razão entre essa dimensão total e o número de distâncias centro a centro percorridas (n), conforme a Equação (3.6).

$$\lambda_3 = \frac{L}{(n - 1)} \quad (3.6)$$

A Figura 28 representa, esquematicamente, o método utilizado para medição de λ_3 . Foram executadas em média 20 medições para cada posição selecionada, sendo que, ao final, obteve-se a média dos valores e o intervalo de confiança, conforme distribuição de *t-Student*.

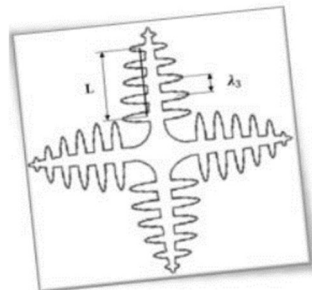


Figura 28 - Representação esquemática para determinação do espaçamento dendrítico terciário.
Adaptada de (DIAS FILHO, 2015)

3.8 Medição e análise de microsegregação

A medição de microsegregação das amostras foi obtida através do auxílio de um microscópio eletrônico de varredura (MEV), modelo EVO MA10, fabricante Zeiss, com filamento LaB6 e software EDAX para análise química através de espectroscopia de energia dispersiva (EDS), instalado no Laboratório Multiusuário de Microscopia Eletrônica (LMME) da EEIMVR-UFF, conforme apresentado na Figura 29.



Figura 29 - Microscópio eletrônico de varredura EVO MA10.

As amostras devidamente preparadas de acordo com o procedimento descrito na seção de preparação e análise microestrutural, foram usadas no microscópio eletrônico de varredura (MEV) para definição das regiões a serem feitas as microanálises químicas pelo software EDAX, através de espectroscopia de energia dispersiva (EDS). Em cada uma das amostras relacionadas com as posições de afastamento da base refrigerada do lingote solidificado, foram definidas 10 linhas, correspondentes à distância entre dois braços adjacentes de dendritas terciárias para medições pontuais de concentração de soluto, conforme mostrado na Figura 30, para cada amostra referente à posição de afastamento da base refrigerada do lingote solidificado.

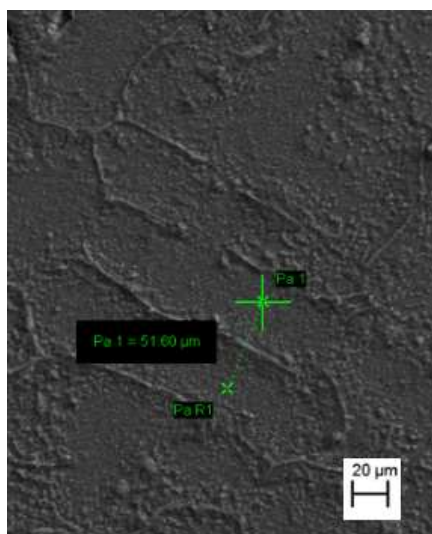


Figura 30 - Micrografia de uma linha entre braços adjacentes de dendritas terciárias.

Ao longo da linha selecionada, o programa EDAX fez o escaneamento em medições pontuais equidistantes com quantidade variando entre 30 e 60 resultados de concentração de soluto. A partir destes resultados, foram definidos 11 pontos como sendo as concentrações médias de segmentos desta linha, conforme representado esquematicamente na Figura 31.

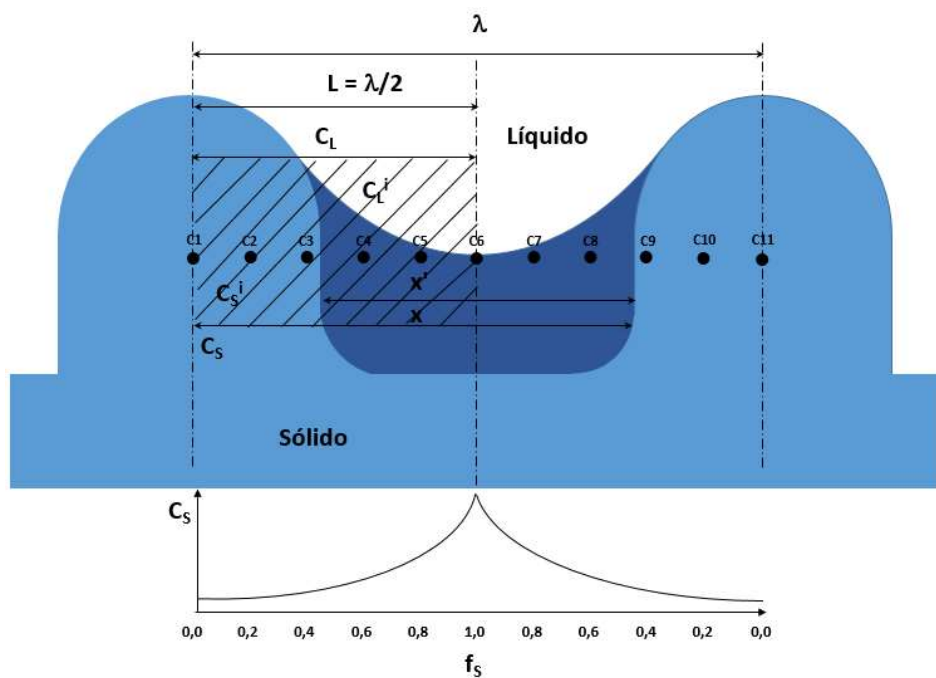


Figura 31 - Representação esquemática dos pontos de medição de concentração de soluto para avaliação de microsegregação.
Adaptado de (GARCIA, 2011)

Com os resultados das concentrações de soluto, foram construídos gráficos com o perfil de concentração de soluto em função da fração sólida ao longo do avanço da solidificação.

Os resultados experimentais de microsegregação obtidos neste trabalho foram comparados com os modelos analíticos de Scheil, Clyne-Kurz e Kobayashi, apresentados anteriormente, que buscam quantificar o perfil de concentração de soluto no sólido formado.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Curva de resfriamento lento

A Figura 32 apresenta a curva de resfriamento lento obtida experimentalmente para a liga Al-4%Cu com uma taxa de resfriamento de $0,3^{\circ}\text{C/s}$.

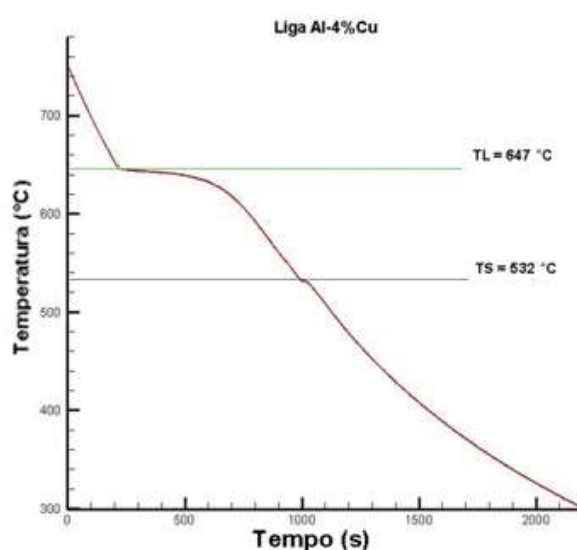


Figura 32 - Curva de resfriamento lento da Liga Al-4%Cu.

Esta curva de resfriamento lento apresentou os patamares característicos durante a transformação de fase líquido-sólido, onde o contínuo resfriamento desde a temperatura de vazamento ($T_v = 750^{\circ}\text{C}$) é interrompido devido à liberação de calor latente. Estas mudanças de comportamento no resfriamento experimental desta liga ocorreram nas temperaturas de 647 e 532°C , que são as temperaturas *liquidus* e *solidus*, respectivamente. As temperaturas *liquidus* e *solidus* determinadas pelo software computacional Thermo-Calc foram 650 e 571°C . Observa-se que a temperatura *liquidus* experimental foi 3°C abaixo da teórica e a temperatura *solidus* foi 39°C abaixo da teórica. A discrepância associada à temperatura *solidus* é consequência da evolução da segregação de soluto no líquido que ocorre ao longo da solidificação e diminui a temperatura *solidus*.

4.2 Monitoramento de perfil térmico ao longo do lingote

O monitoramento do perfil térmico foi realizado para três condições de superaquecimento: 5, 15 e 25%. Essas curvas foram obtidas através do registro da variação da temperatura em função do tempo, conforme detalhado na seção materiais e métodos. As curvas correspondem aos termopares posicionados no molde em oito posições específicas na cavidade de vazamento a partir da interface metal/molde, sendo as posições: 5, 10, 15, 20, 35, 45, 60 e 85 mm.

A Figura 33 apresenta o monitoramento do perfil térmico para a condição de temperatura de vazamento igual a 679°C, que corresponde a 5% de superaquecimento em relação a temperatura *liquidus*.

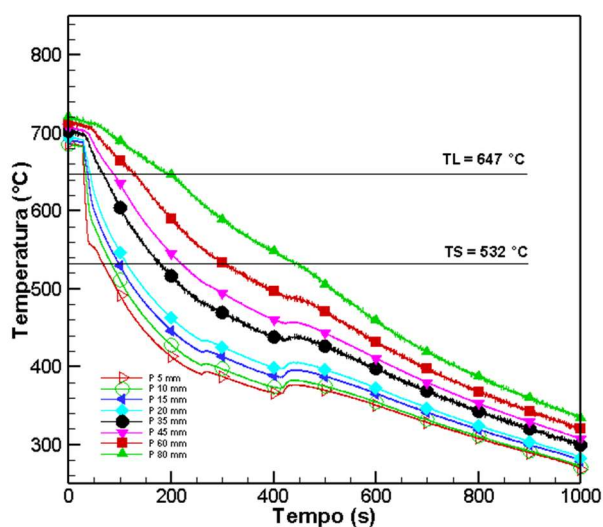


Figura 33 - Curva de solidificação da Liga Al-4%Cu com superaquecimento de 5%.

A Figura 34 apresenta o monitoramento do perfil térmico para a condição de temperatura de vazamento igual a 744°C, que corresponde a 15% de superaquecimento em relação a temperatura *liquidus*.

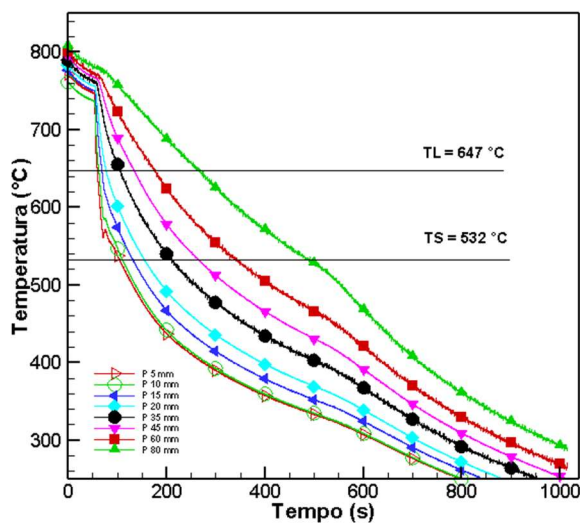


Figura 34 - Curva de solidificação da Liga Al-4%Cu com superaquecimento de 15%.

Já a Figura 35 apresenta o monitoramento do perfil térmico para a condição de temperatura de vazamento igual a 809°C, que corresponde a 25% de superaquecimento em relação a temperatura *liquidus*.

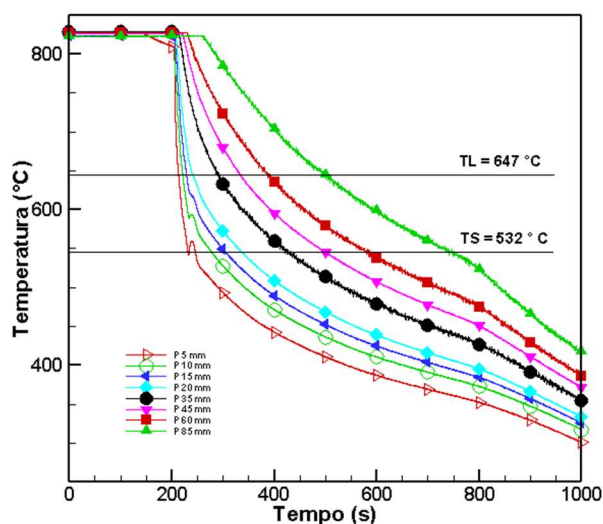


Figura 35 - Curva de solidificação da Liga Al-4%Cu com superaquecimento de 25%.

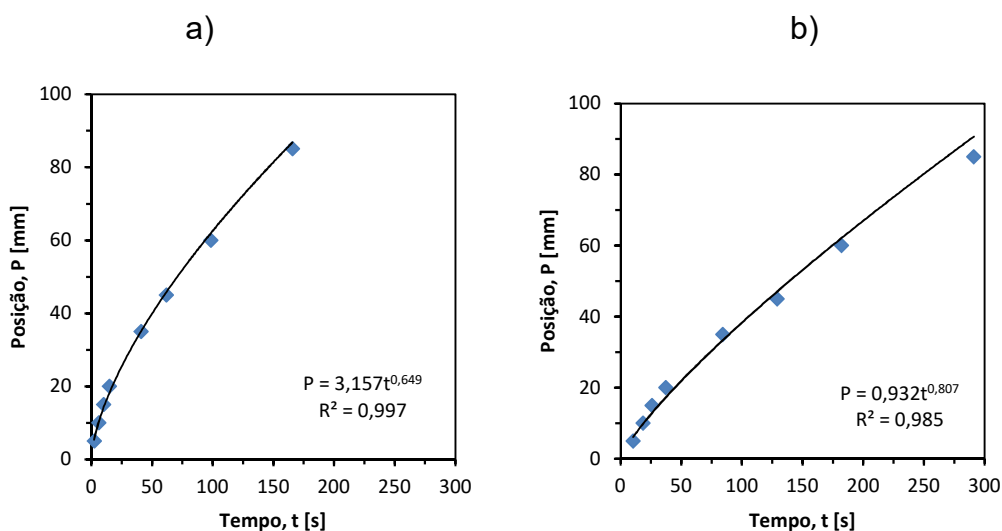
Confirma-se através das análises das curvas de resfriamento apresentadas que no início do experimento as posições iniciais, aquelas mais próximas da base refrigerada, apresentam maiores decréscimos de temperatura, o que pode ser constatado pelas maiores inclinações das curvas quando comparadas com as

posições mais distantes da base. Estes fenômenos esperados ocorrem logo após que o sistema de refrigeração é acionado devido a troca de calor mais intensa na base do molde metálico que é refrigerado com jatos de água na temperatura ambiente.

4.3 Tempo de passagem da isoterma *liquidus* (t)

A partir do monitoramento das curvas de resfriamento da liga nas três diferentes condições de superaquecimento, foi possível determinar experimentalmente os principais parâmetros térmicos envolvidos e de interesse no estudo do processo de solidificação. O primeiro deles foi o tempo de passagem da isoterma *liquidus* ao longo do lingote durante a solidificação. Para isto, foram identificados os tempos (t) em que cada uma das oito posições (P) monitoradas pelos termopares registrou a temperatura *liquidus* (T_L).

A Figura 36 apresenta os gráficos experimentais referentes aos três níveis de superaquecimento da posição da isoterma *liquidus* em função do tempo.



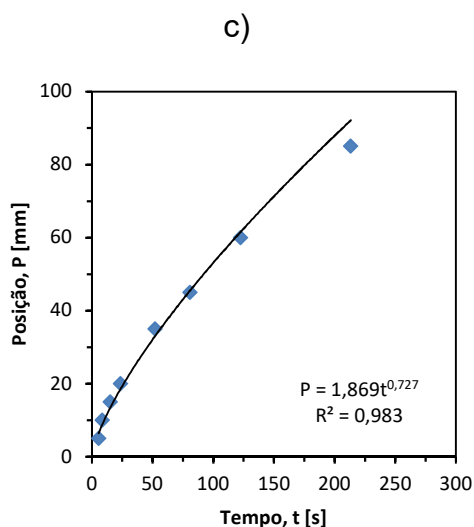


Figura 36 – Posição da isoterma *liquidus* em função do tempo para três níveis de superaquecimento.
a) 5%, b) 25% e c) 15%

Os gráficos de posição versus tempo de deslocamento da isoterma *liquidus* demonstram que nas posições iniciais este tempo é menor quando comparado com as finais. Isto é explicado pela maior troca de calor na base do molde metálico pelo resfriamento forçado.

As correlações obtidas entre posição e tempo foram significativas e permitiram obter as equações conforme mostrado na Tabela 4.

Tabela 4 - Equações de posição em função do tempo para isoterma *liquidus*.

Condição de superaquecimento	Equação $P = f(t)$
5 %	$P = 3,157t^{0,649}$
15%	$P = 1,869t^{0,727}$
25%	$P = 0,932t^{0,807}$

4.4 Velocidade da isoterma *liquidus* (V_L)

A partir das equações obtidas no monitoramento da isoterma *liquidus*, $P = f(t)$, as suas velocidades foram obtidas através do cálculo da derivada primeira de cada

uma das equações correspondentes aos três níveis de superaquecimento e as novas equações resultantes são demonstradas na Tabela 5.

Tabela 5 - Equações de velocidade em função do tempo para isoterma *liquidus*.

Condição de superaquecimento	Equação $V_L = f(t)$
5 %	$V_L = 2,049t^{-0,351}$
15%	$V_L = 1,359t^{-0,273}$
25%	$V_L = 0,752t^{-0,193}$

As equações de velocidade em função tempo, $V_L = f(t)$, permitem obter os perfis das velocidades para cada condição experimental, conforme a Figura 37.

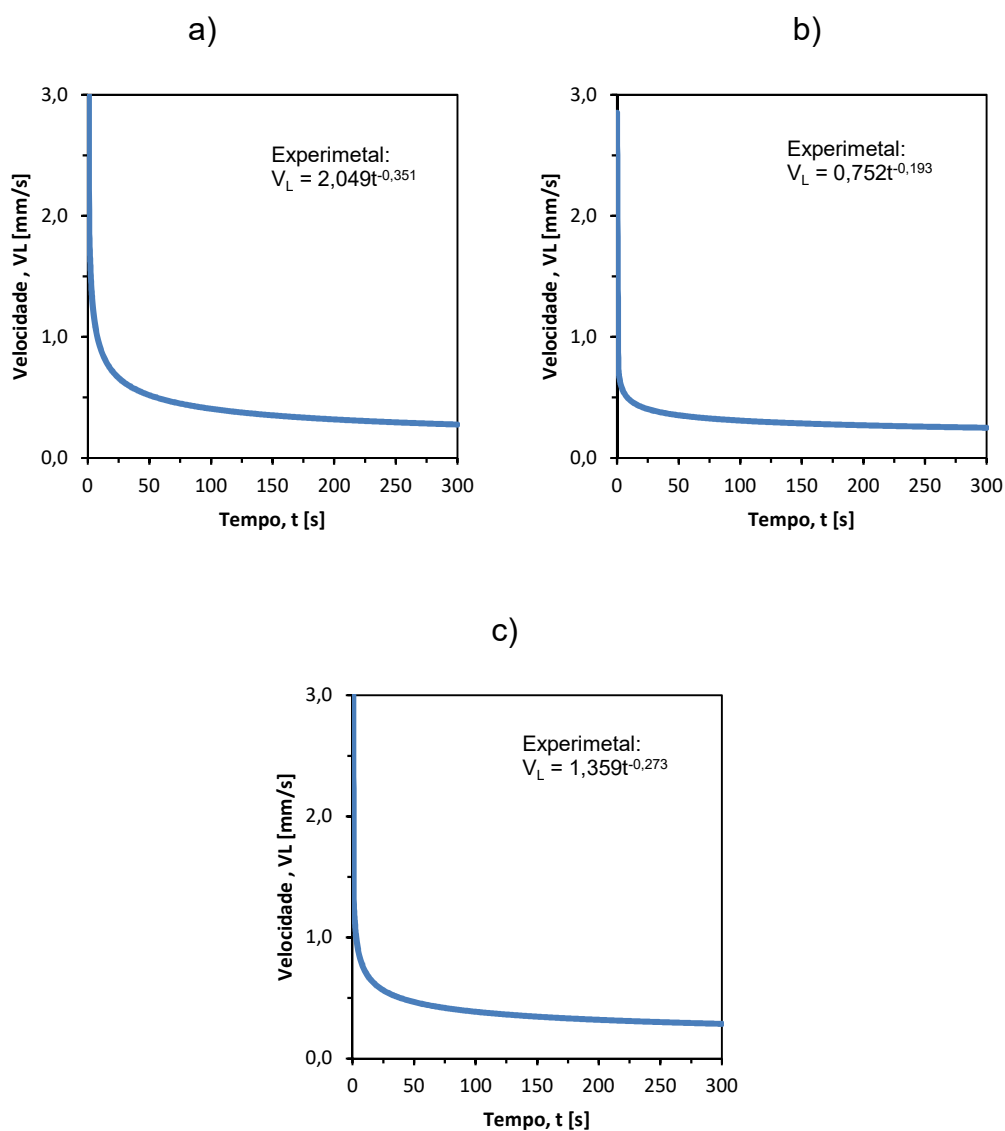


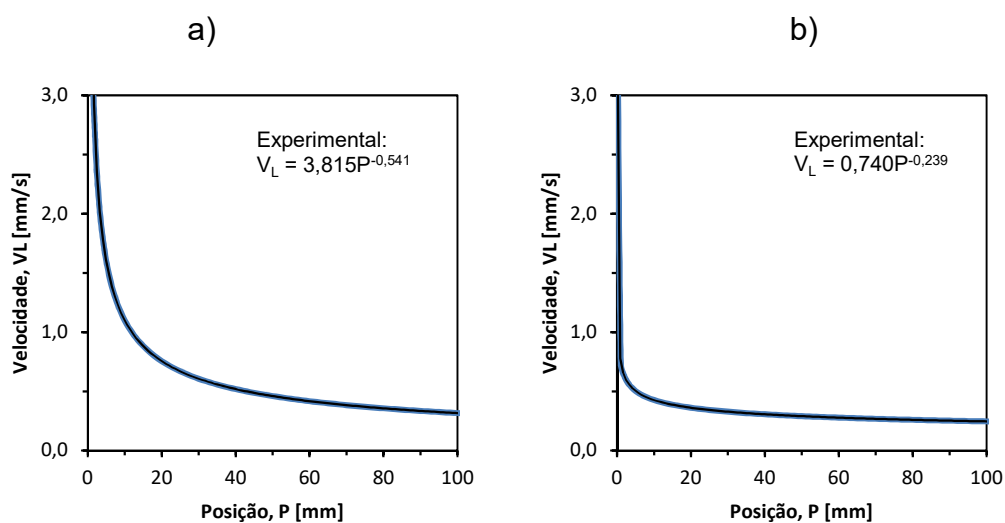
Figura 37 – Velocidade da isoterma *liquidus* em função do tempo para três níveis de superaquecimento.
a) 5%, b) 25% e c) 15%

A partir das equações $P = f(t)$ da Tabela 4 e $V_L = f(t)$ da Tabela 5, as velocidades da isoterma *liquidus* em função da posição são obtidas igualando-se essas equações com o tempo como variável em evidência. Assim, a Tabela 6 apresenta as novas equações que descrevem a velocidade da isoterma *liquidus* em função da posição, $V_L = f(P)$.

Tabela 6 - Equações de velocidade da isoterma *liquidus* em função da posição.

Condição de superaquecimento	Equação $V_L = f(P)$
5 %	$V_L = 3,815P^{-0,541}$
15%	$V_L = 1,718P^{-0,376}$
25%	$V_L = 0,740P^{-0,239}$

As equações de velocidade em função da posição, $V_L = f(P)$, permitem obter os perfis das velocidades para cada condição experimental ao longo do lingote, conforme mostrado na Figura 38.



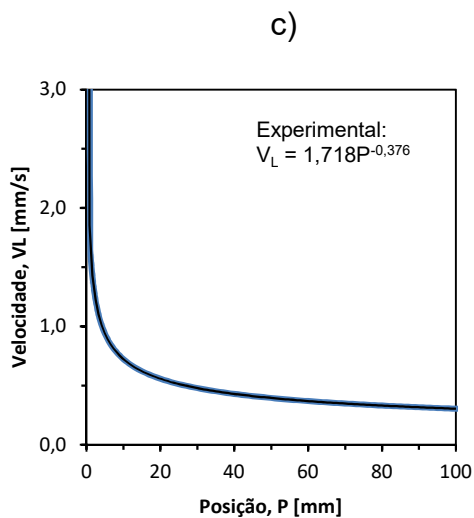


Figura 38 – Velocidade da isoterma *liquidus* em função da posição para três níveis de superaquecimento.
 a) 5%, b) 25% e c) 15%

Constata-se que a velocidade da isoterma *liquidus* reduz com o afastamento da base refrigerada do lingote.

A Figura 39 apresenta comparativamente a velocidade da isoterma *liquidus* entre as três diferentes condições de superaquecimento.

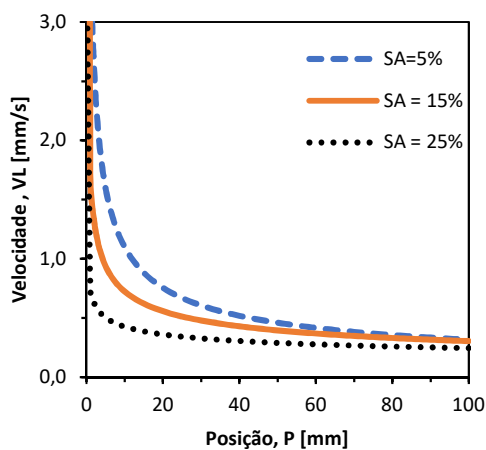


Figura 39 - Comparação da velocidade da isoterma *liquidus* entre 5, 15 e 25% de superaquecimento.

Nota-se que o incremento do nível de superaquecimento contribui para a redução da velocidade da isoterma *liquidus* ao longo do lingote a partir da interface metal/molde.

4.5 Tempo local de solidificação (t_{SL})

Os tempos de solidificação local ($t_{SL} = t_L - t_s$), obtidos experimentalmente, são apresentados na Figura 40.

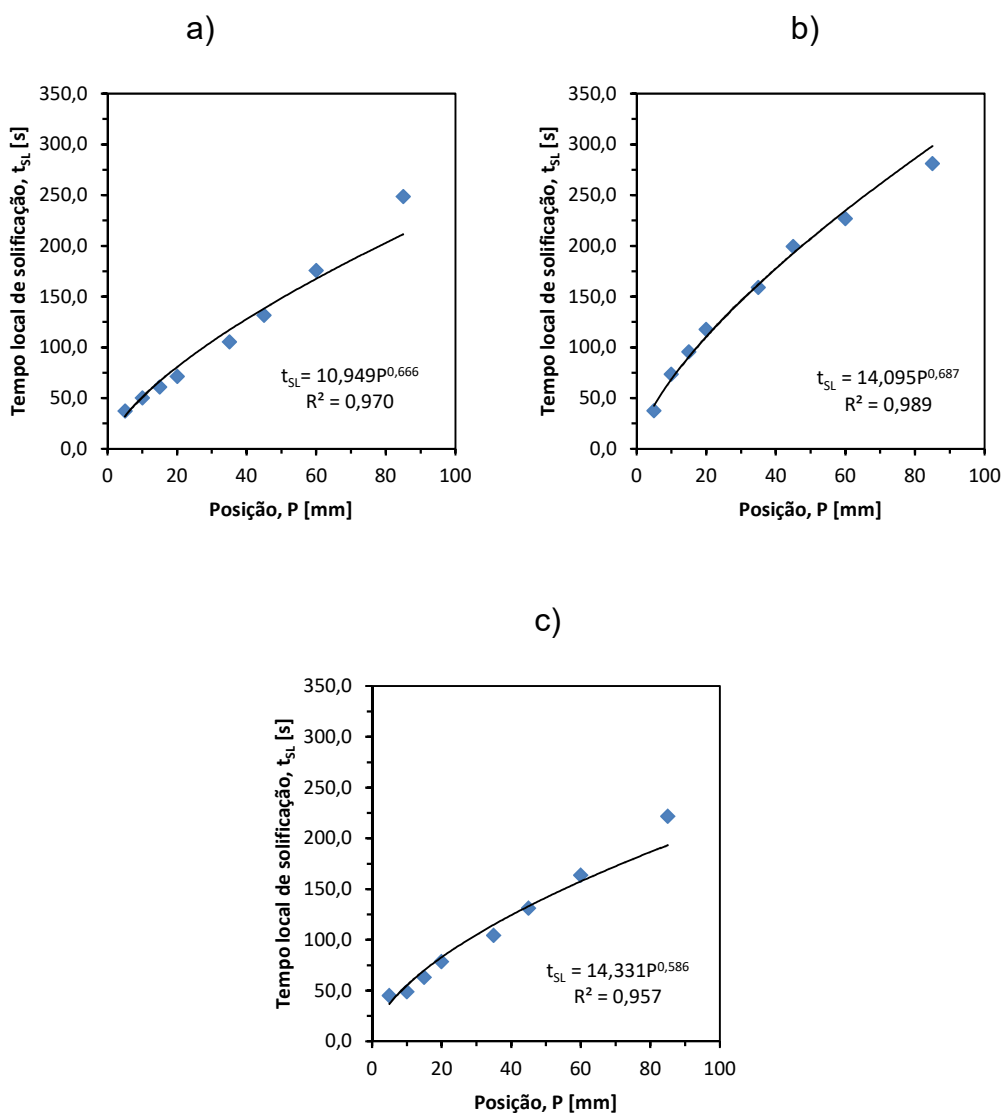


Figura 40 – Tempo local de solidificação em função da posição para três níveis de superaquecimento.
a) 5%, b) 25% e c) 15%

Verifica-se que o tempo local de solidificação aumenta para posições mais distantes da interface metal/molde, isto ocorre como consequência da menor taxa de extração de calor da liga com aumento do volume de metal solidificado com o avanço do resfriamento do sistema.

A Figura 41 apresenta comparativamente o tempo local de solidificação entre as três diferentes condições de superaquecimento.

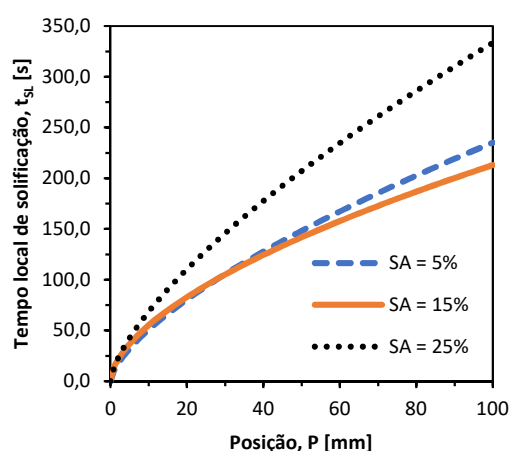


Figura 41 - Comparação do tempo local de solidificação entre 5, 15 e 25% de superaquecimento.

Observa-se que o incremento do nível de superaquecimento contribui para o aumento do tempo local de solidificação ao longo do lingote a partir da interface metal/molde. Também é observado que aproximadamente a partir da posição 35mm (Figura 41), houve uma inversão de resultados entre 5 e 15% de superaquecimento, demonstrando uma variação de causa não identificada no experimento.

4.6 Taxa de resfriamento (\dot{T})

Na Figura 42 são demonstradas as taxas de resfriamento à frente da isoterma *liquidus* em função da posição nas três condições de superaquecimento da liga estudada.

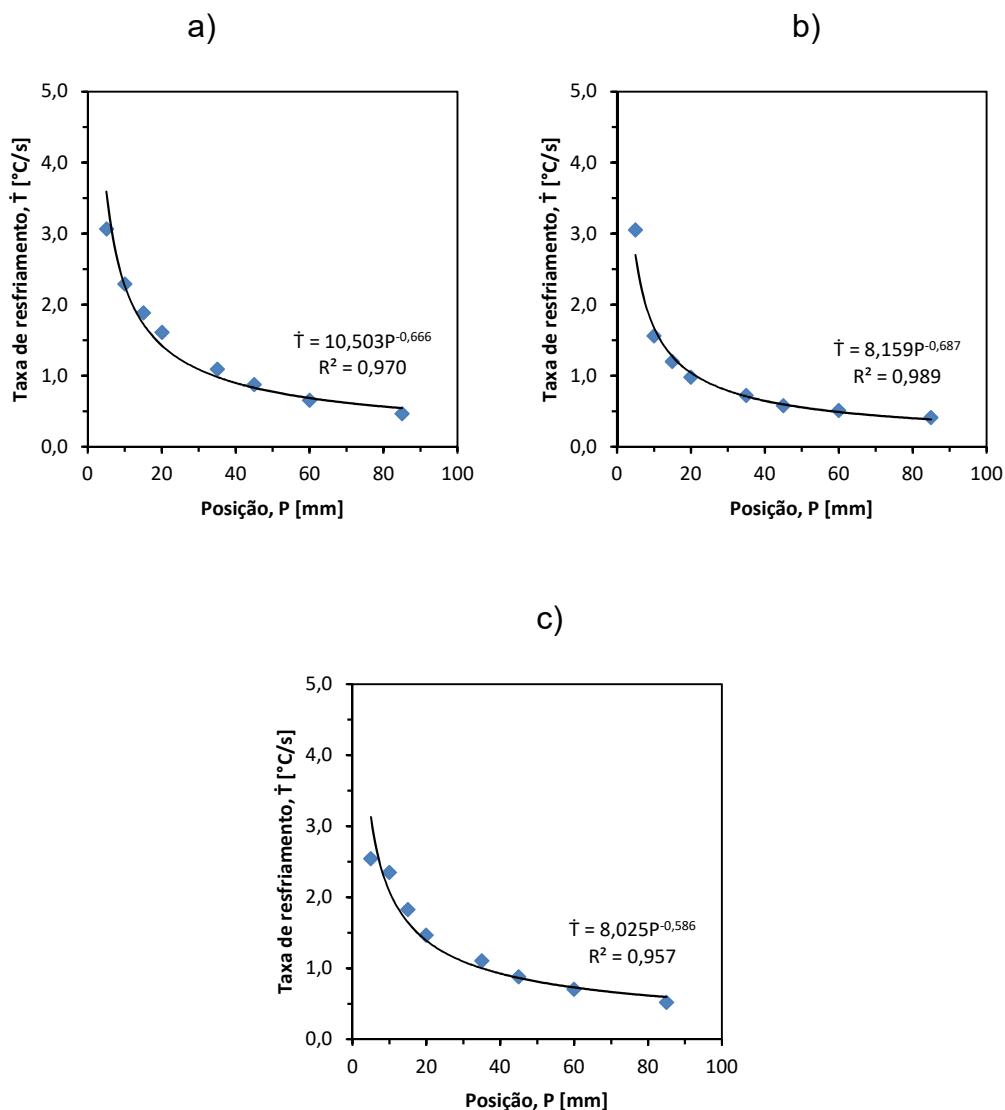


Figura 42 - Taxa de resfriamento da isoterma *liquidus* em função da posição para três níveis de superaquecimento.
a) 5%, b) 25% e c) 15%

Observa-se que a taxa de resfriamento diminui com o afastamento da interface metal/molde devido a menor taxa de extração de calor da liga com aumento do volume de metal solidificado com o avanço do resfriamento do sistema.

A Figura 43 apresenta comparativamente a taxa de resfriamento à frente da isoterma *liquidus* entre as três diferentes condições de superaquecimento.

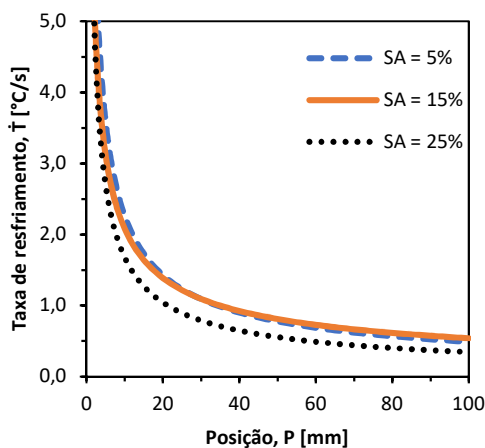
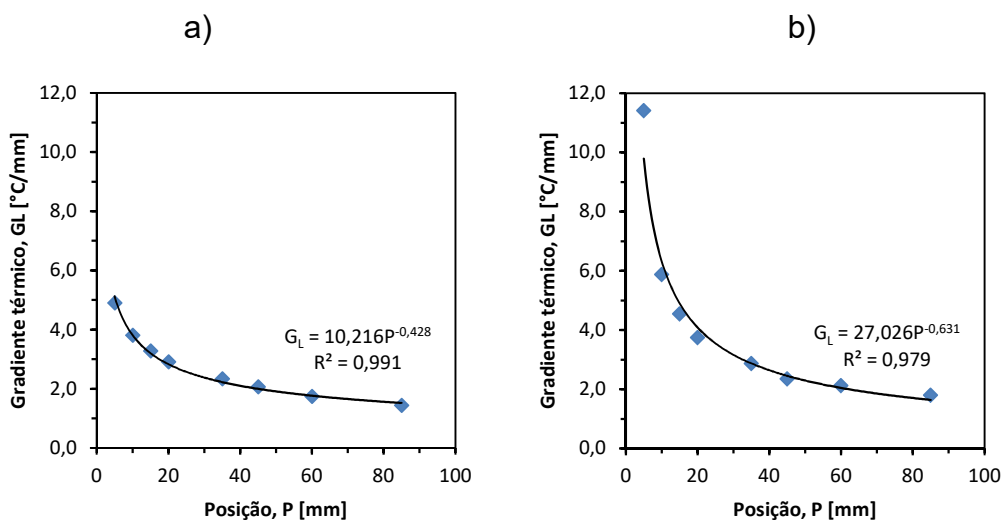


Figura 43 - Comparação da taxa de resfriamento entre 5, 15 e 25% de superaquecimento.

Também é observada uma redução da taxa de resfriamento com o aumento do superaquecimento, principalmente nas posições mais próximas da base refrigerada, devido a menor capacidade de extração de calor pelo molde pela maior temperatura do sistema.

4.7 Gradiente térmico (G_L)

Na Figura 44 são demonstrados os gradientes térmicos à frente da isoterma *liquidus* em função da posição nas três condições de superaquecimento da liga estudada.



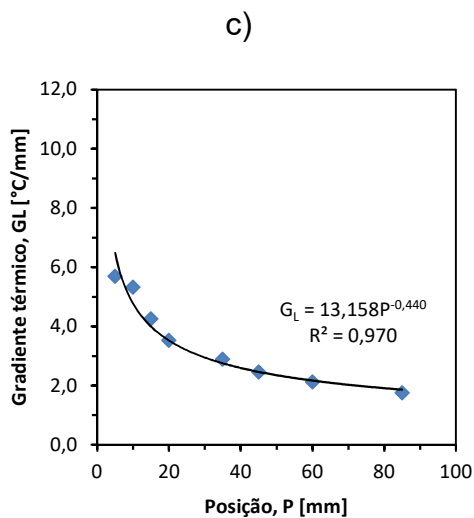


Figura 44 - Gradiente térmico da isoterma *liquidus* em função da posição para três níveis de superaquecimento.
a) 5%, b) 25% e c) 15%

Constata-se que o gradiente térmico diminui com o afastamento da interface metal/molde devido à menor taxa de extração de calor da liga com aumento do volume de metal solidificado.

A Figura 45 apresenta comparativamente a taxa de resfriamento à frente da isoterma *liquidus* entre as três diferentes condições de superaquecimento.

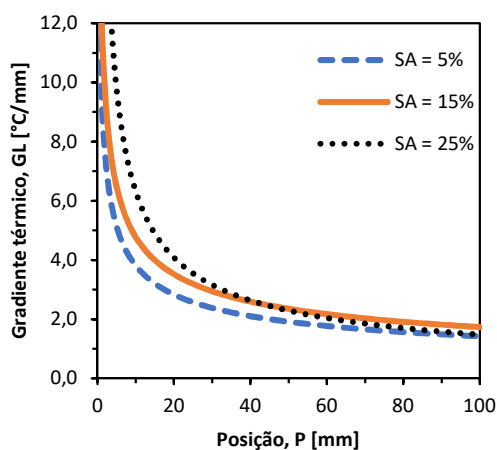


Figura 45 - Comparação do gradiente térmico entre 5, 15 e 25% de superaquecimento.

Observa-se que o gradiente térmico aumenta com maiores níveis de superaquecimento, consequência de maior temperatura de vazamento associada com menor taxa de resfriamento.

4.8 Caracterização da macroestrutura

As macroestruturas da liga Al-4%Cu são apresentadas na Figura 46. Correspondem aos resultados da liga solidificada unidirecionalmente na vertical ascendente a partir do vazamento com 5, 15 e 25% de superaquecimento.

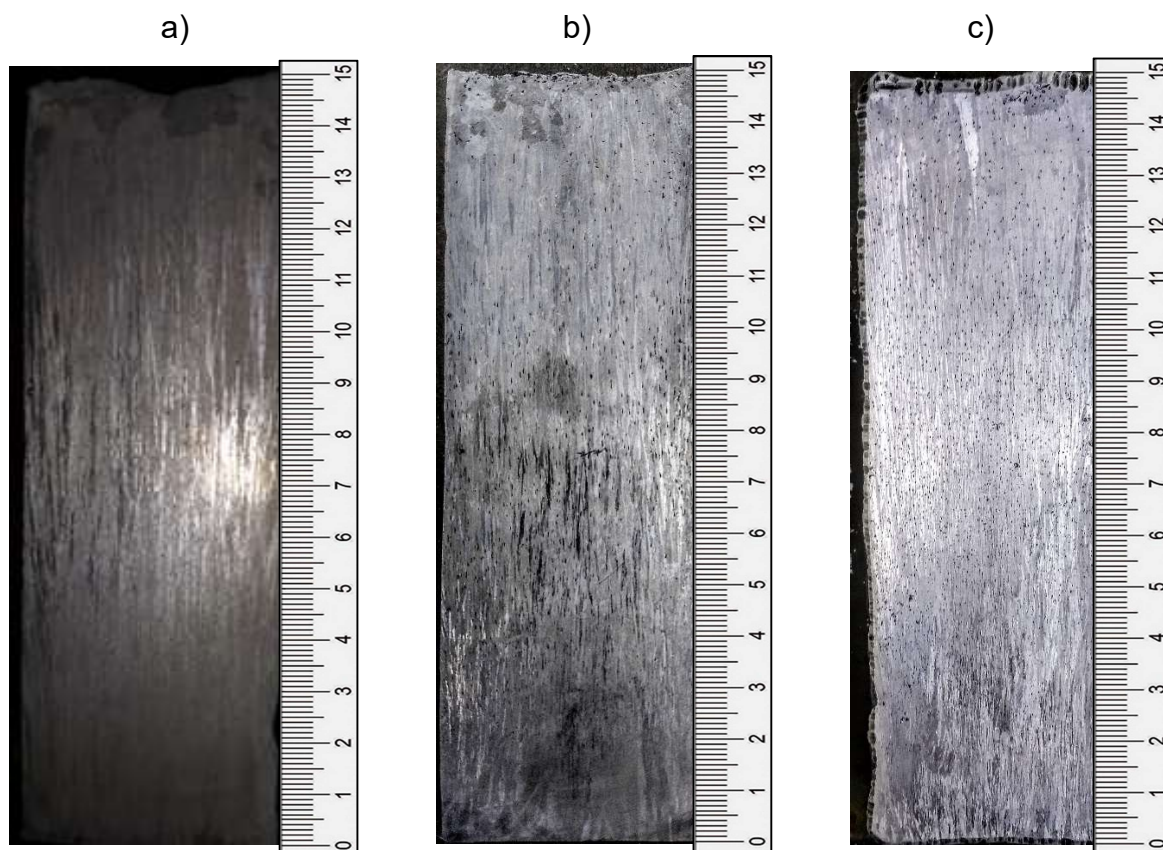


Figura 46 - Macroestrutura para três níveis de superaquecimento.
a) 5%, b) 15% e c) 25%

Observa-se a ocorrência de estruturas predominantemente colunares nas três condições de superaquecimento, sendo resultados similares a obtidos em outros estudos (MEZA, 2012) e (RODRIGUES, 2009). A estrutura colunar é favorecida com

o aumento da temperatura de vazamento, com o pré-aquecimento do molde metálico e também devido ao experimento de solidificação unidirecional. Teores de soluto baixos também contribuem para a formação de estruturas colunares (GARCIA, 2011).

4.9 Caracterização da microestrutura

As microestruturas correspondem às análises de microscopia ótica das secções transversais da liga Al-4%Cu com 5, 15 e 25% de superaquecimento nas posições 5, 10, 15, 20, 35, 45, 60 e 80mm a partir da interface metal/molde. Os espaçamentos dendríticos primários e terciários, a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*, taxa de resfriamento e gradiente térmico, todos determinados experimentalmente, são apresentados nas Figuras 47, 48, 49, 50, 51, 52, 53 e 54.

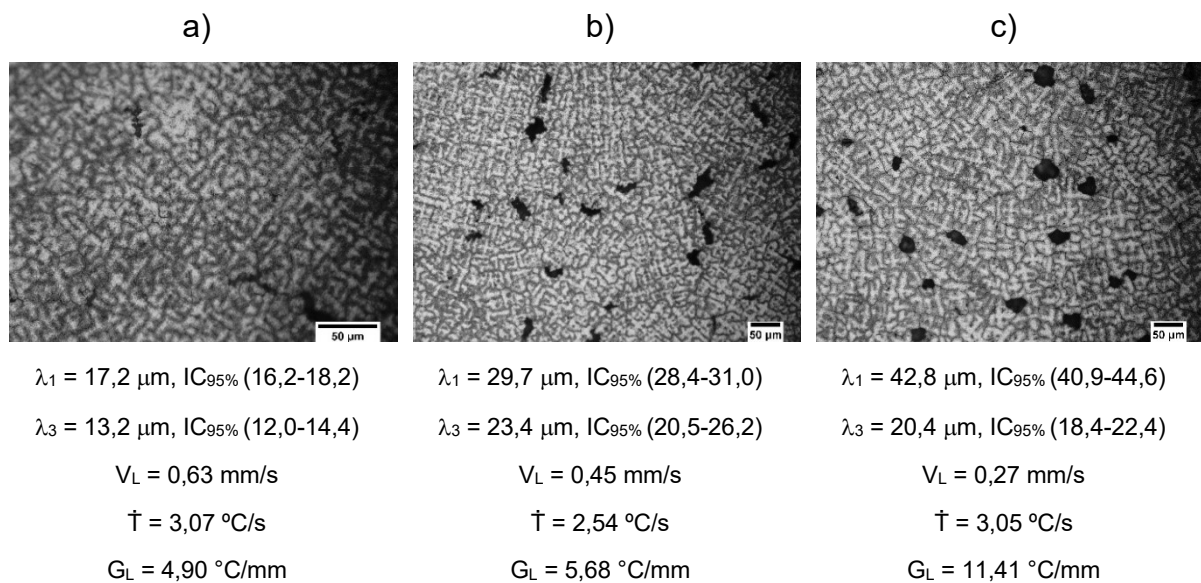


Figura 47 – Microestruturas na posição 5 mm para três níveis de superaquecimento. a) 5%, b) 15% e c) 25%

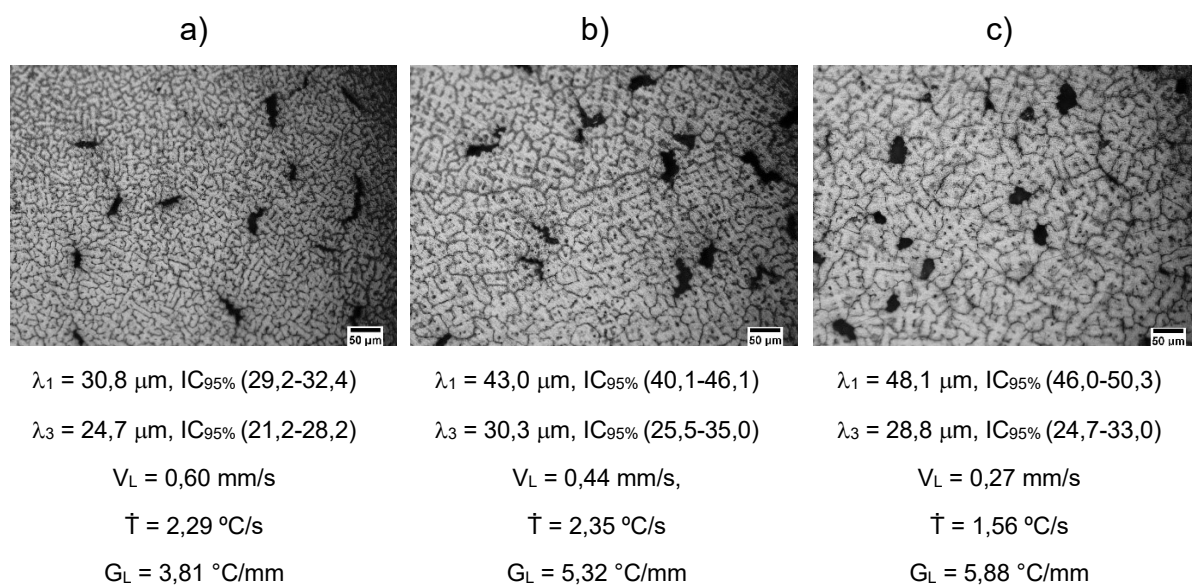


Figura 48 - Microestruturas na posição 10 mm para três níveis de superaquecimento. a) 5%, b) 15% e c) 25%

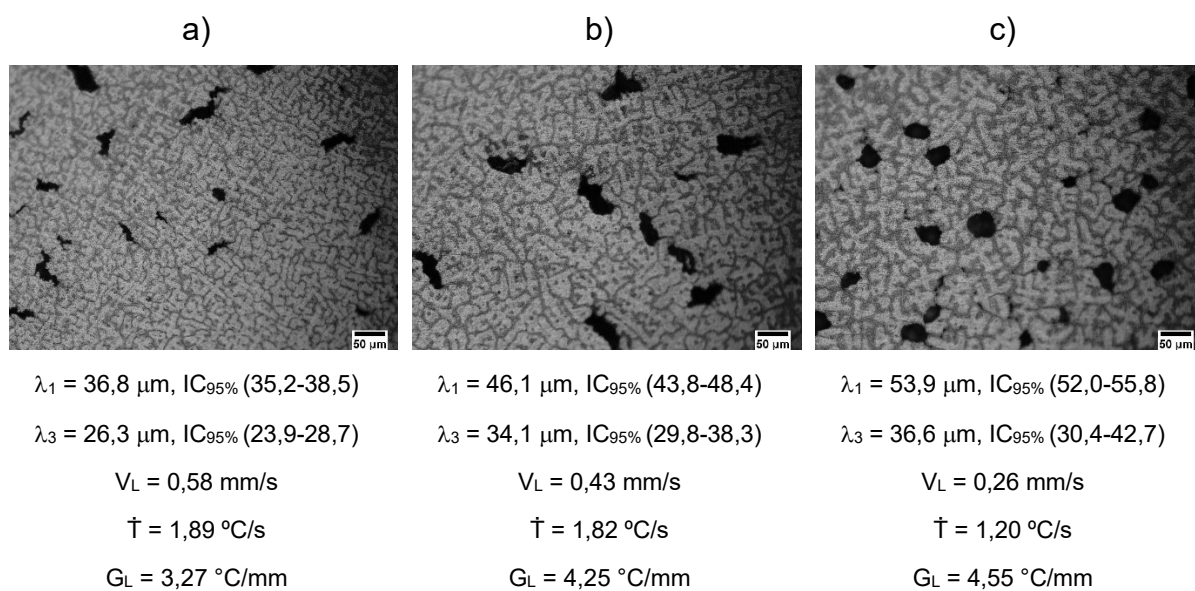


Figura 49 - Microestruturas na posição 15 mm para três níveis de superaquecimento. a) 5%, b) 15% e c) 25%

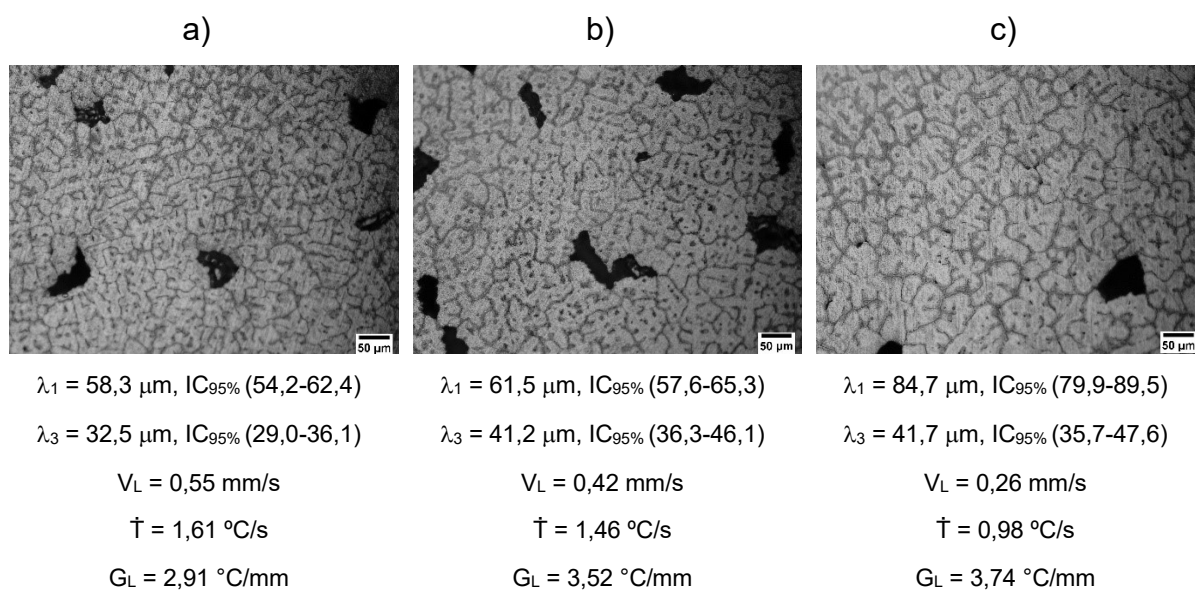


Figura 50 - Microestruturas na posição 20 mm para três níveis de superaquecimento. a) 5%, b) 15% e c) 25%

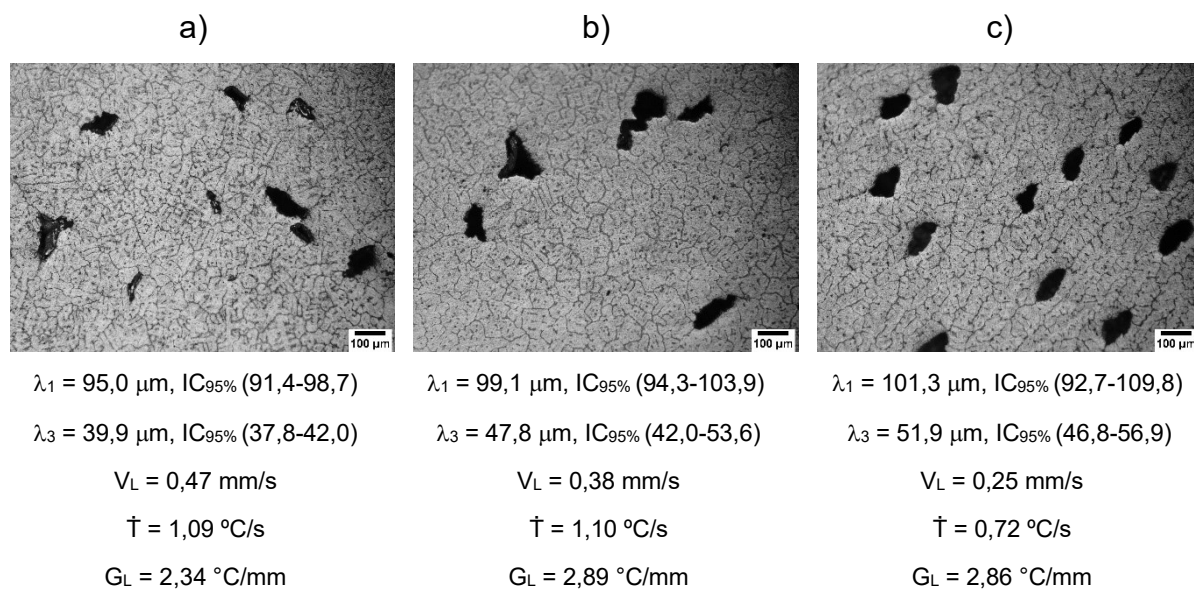


Figura 51 - Microestruturas na posição 35 mm para três níveis de superaquecimento. a) 5%, b) 15% e c) 25%

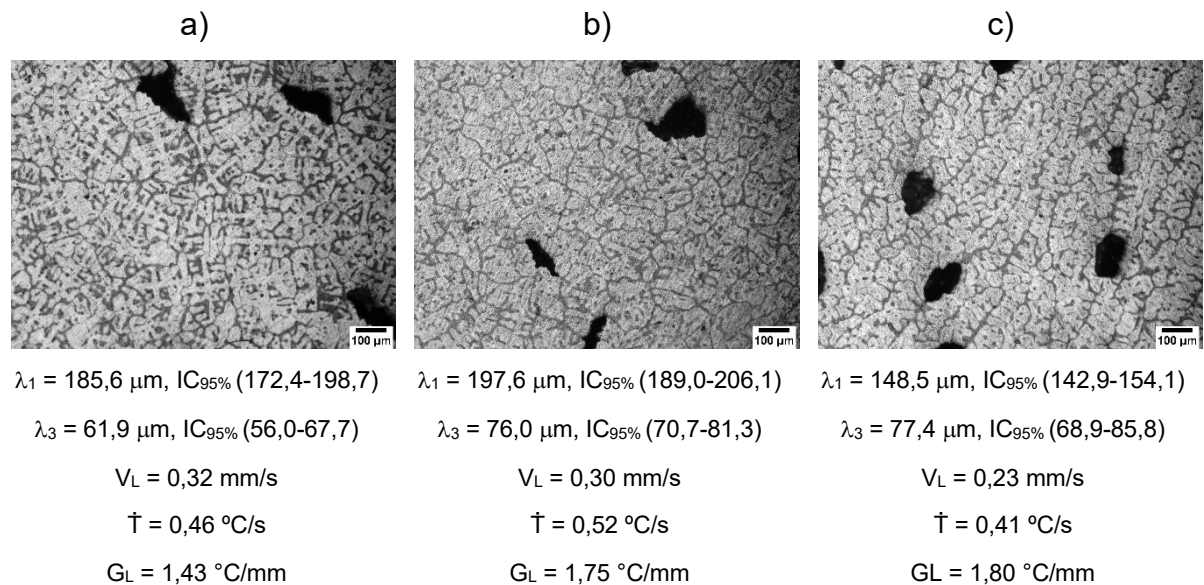


Figura 54 - Microestruturas na posição 85 mm para três níveis de superaquecimento. a) 5%, b) 15% e c) 25%

Consta-se que nas micrografias que em todas as posições e nas três condições de superaquecimento a estrutura dendrítica foi predominante no processo de solidificação.

As regiões escuras nas micrografias representam as regiões localizadas entre os emaranhados de braços dendríticos, última região solidificada contendo os solutos segregados durante a solidificação.

Nota-se que todas as micrografias apresentaram porosidades interdendríticas como consequências da rápida solidificação obtida pelo resfriamento forçado realizado nos experimentos.

Uma disposição diferente das dendritas foi observada no nível de superaquecimento 25% a partir da posição 35 mm, um alinhamento dos braços dendríticos primários e terciários.

4.10 Espaçamento dendrítico primário, EDP

A Figura 55 apresenta os espaçamentos dendríticos primários que foram medidos nas posições específicas ao longo do lingote, as mesmas que foram determinados os parâmetros térmicos.

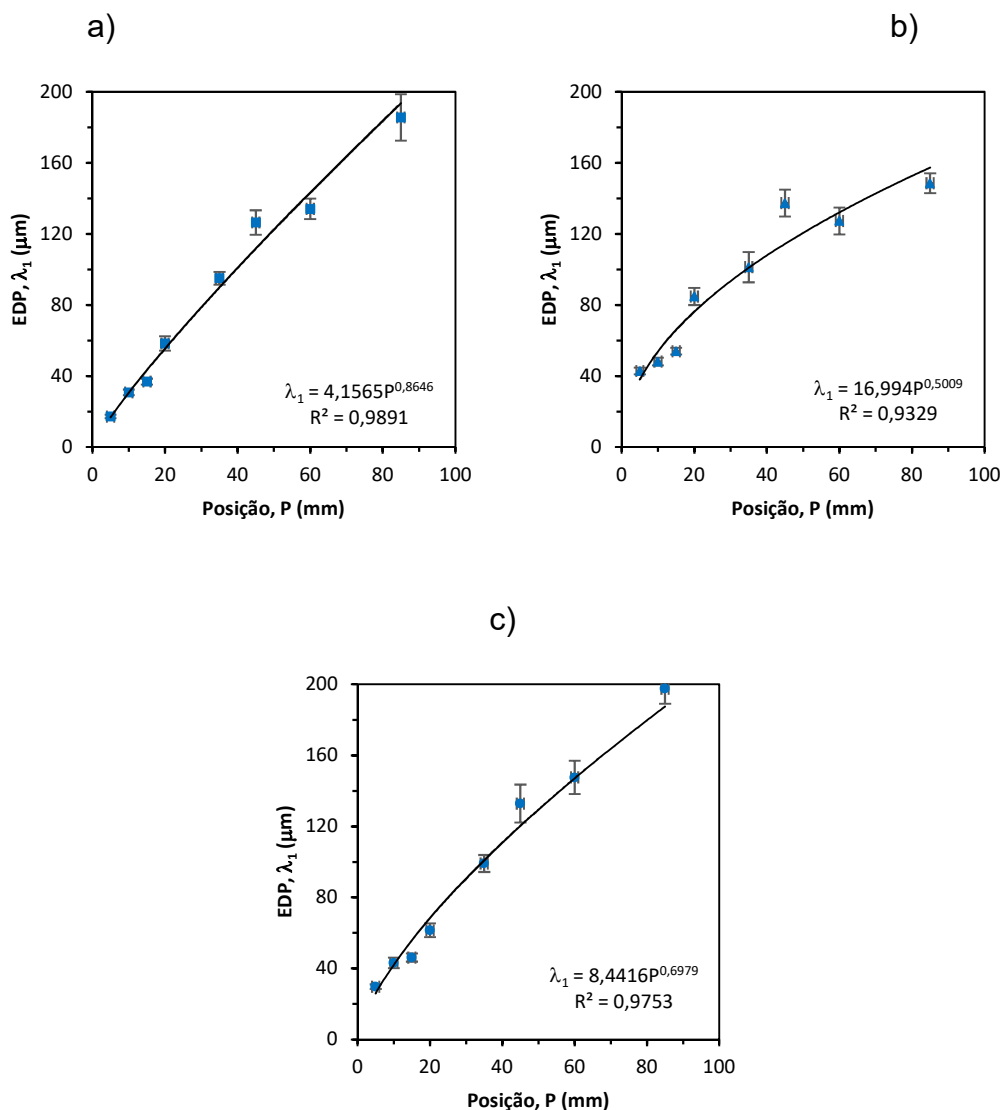


Figura 55 - EDP em função da posição para três níveis de superaquecimento.
a) 5%, b) 25% e c) 15%

Observa-se que os espaçamentos dendríticos primários aumentam na medida que as posições se afastam da base do molde. Este fenômeno é explicado pelos parâmetros térmicos, velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*, taxa de

resfriamento e gradiente térmico, que diminuem progressivamente com o afastamento da superfície refrigerada do lingote devido à resistência térmica crescente da camada solidificada, que ocorre na medida que a solidificação avança.

Entretanto, um comportamento diferente ocorre para superaquecimento de 25% nas últimas posições de 60 e 80 mm, uma queda do espaçamento dendrítico primário. Possivelmente, tratando-se de um reflexo da mudança morfológica das dendritas primárias existentes nestas posições, como observada na seção anterior. Um decréscimo de espaçamento dendrítico primário em posições afastadas da interface metal molde já foi observado em outros estudos (RODRIGUES, 2014).

As expressões que caracterizam a variação experimental dos espaçamentos dendríticos primários em função da posição para as condições de superaquecimento de 5, 15 e 25% são indicadas na Tabela 7.

Tabela 7 – Equações de EDP em função da posição.

Condição de superaquecimento	Equação $\lambda_1 = f(P)$
5 %	$\lambda_1 = 4,1565P^{0,8646}$
15%	$\lambda_1 = 8,4416P^{0,6979}$
25%	$\lambda_1 = 16,994P^{0,5009}$

A Figura 56 apresenta comparativamente o EDP entre as três diferentes condições de superaquecimento.

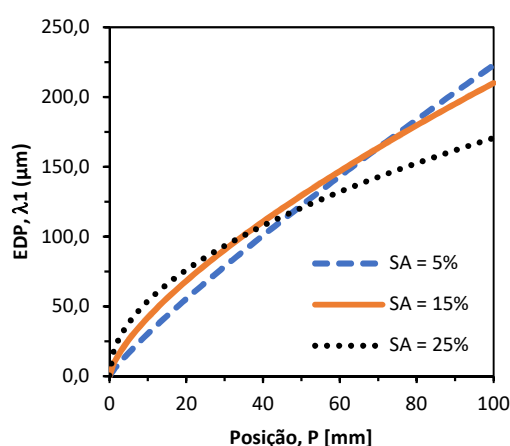


Figura 56 - Comparação do EDP entre 5, 15 e 25% de superaquecimento.

Constata-se que o espaçamento dendrítico primário aumenta com o incremento do superaquecimento até a posição aproximada de 35mm, quando há uma mudança significativa de comportamento do seu crescimento. A Figura 57 demonstra a evolução da morfologia dendrítica para todas as posições no nível de superaquecimento 25%.

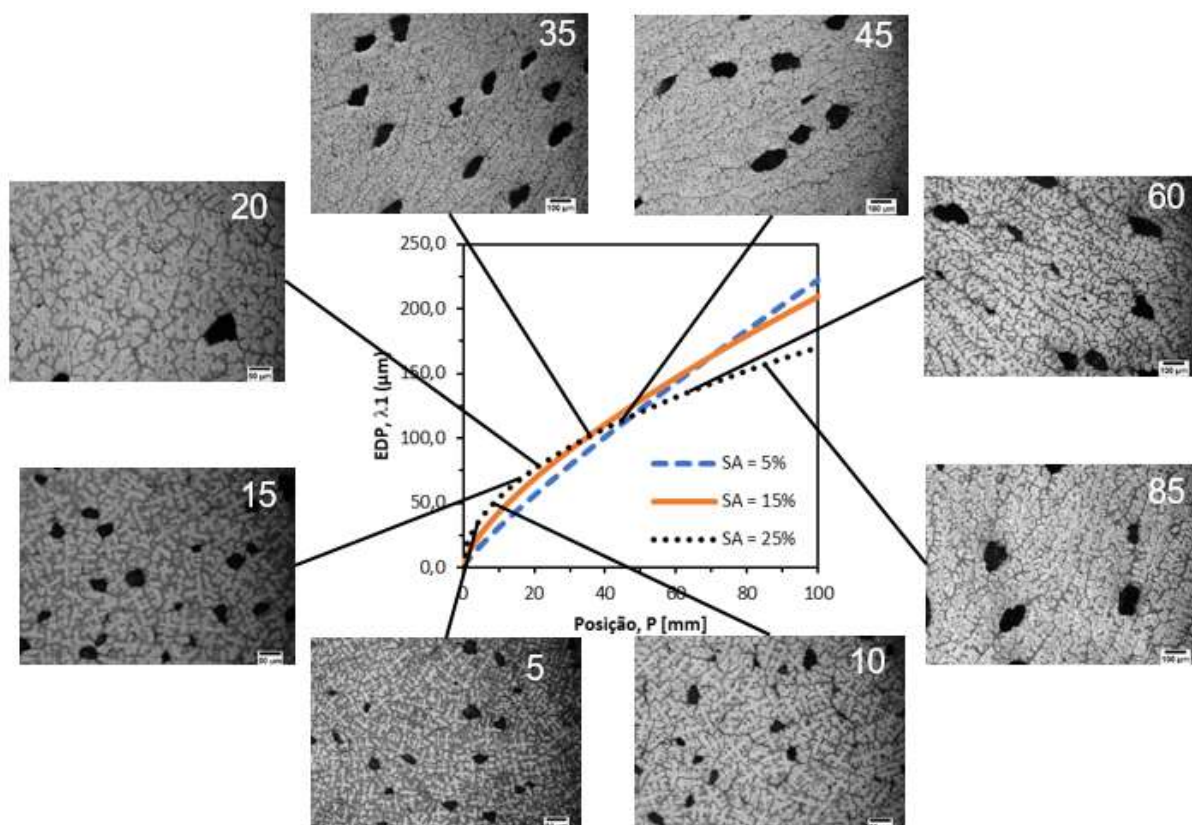


Figura 57 – Evolução da morfologia dendrítica a cada posição no nível de superaquecimento 25%.

Constata-se que a partir da posição de 35mm há uma significativa mudança da morfologia dendrítica, caracterizada por um tipo de alinhamento das dendritas. Conforme Rodrigues (RODRIGUES, 2014), o espaçamento dendrítico primário é reduzido com o aumento do superaquecimento a partir de uma determinada posição afastada da base refrigerada do molde devido à variação na velocidade de solidificação, situação não observada neste trabalho.

A partir das correlações existentes entre espaçamento dendrítico primário, superaquecimento e parâmetros térmicos, uma equação através de regressão linear multivariada, R-quadrado ajustado igual a 0,8956 com nível de confiança em 95%, foi

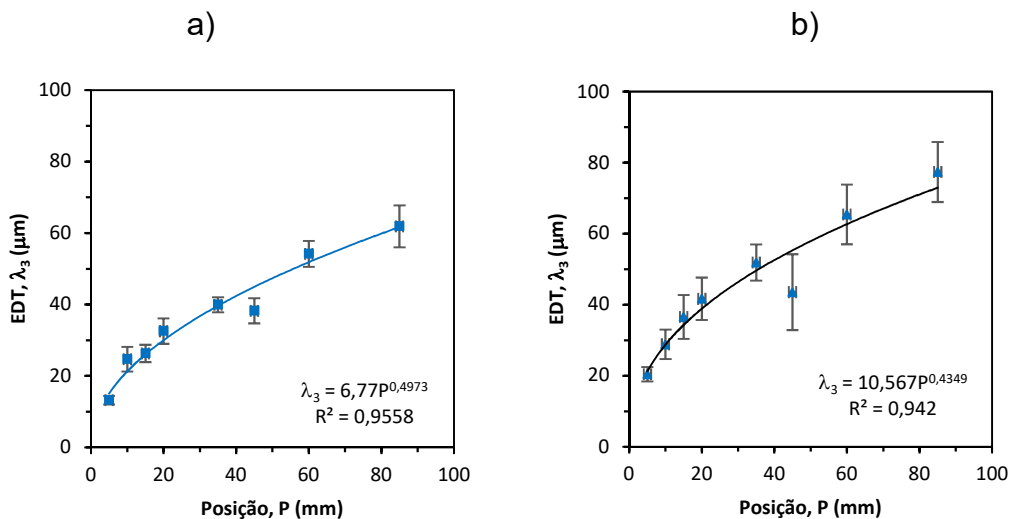
obtida para prever os espaçamentos dendríticos primários, conforme apresentada na Equação (4.1).

$$\lambda_1 = 220,833 - 3,768.SA - 282,831.V_L - 5,904.\dot{T} - 1,300.G_L - 0,377.t_{SL} \quad (4.1)$$

Observa-se que o parâmetro velocidade da isoterma liquidus (V_L) é o que mais influencia no EDP devido ao seu maior valor de coeficiente.

4.11 Espaçamento dendrítico terciário, EDT

Na Figura 58 são exibidos os resultados das medições de espaçamento dendrítico terciário nas posições definidas a partir da interface metal/molde.



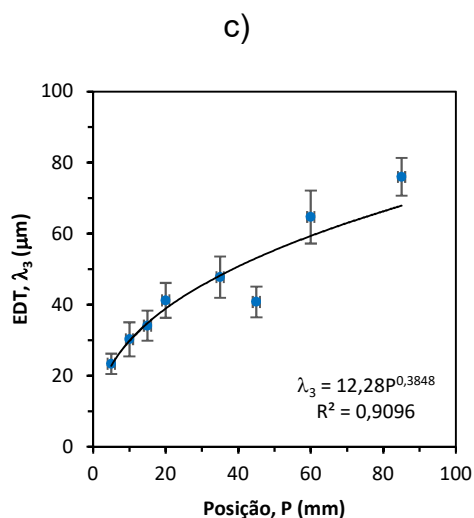


Figura 58 - EDT em função da posição para três níveis de superaquecimento. a) 5%, b) 25% e c) 15%

Observa-se que o espaçamento dendrítico terciário também aumenta com o afastamento da base do lingote que foi refrigerada. Este fenômeno é explicado pela influência dos mesmos fatores sobre o EDP, já abordados anteriormente.

As expressões que caracterizam a variação experimental dos espaçamentos dendríticos terciários em função da posição para as condições de superaquecimento de 5, 15 e 25% são indicadas na Tabela 8.

Tabela 8 - Equações de EDT em função da posição.

Condição de superaquecimento	Equação $\lambda_3 = f(P)$
5 %	$\lambda_3 = 6,77P^{0,4973}$
15%	$\lambda_3 = 12,28P^{0,3848}$
25%	$\lambda_3 = 10,567P^{0,4349}$

A Figura 59 apresenta comparativamente o EDT entre as três diferentes condições de superaquecimento.

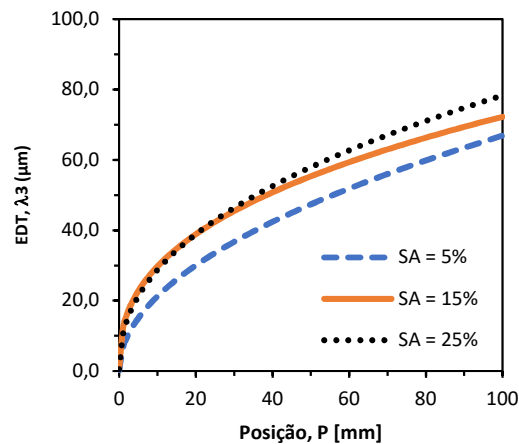


Figura 59 - Comparação do EDT entre 5, 15 e 25% de superaquecimento.

O incremento do nível de superaquecimento contribui para o aumento do espaçamento dendrítico, principalmente a partir da posição de 35 mm.

A partir das correlações existentes entre espaçamento dendrítico terciário, superaquecimento e parâmetros térmicos, uma equação através de regressão linear multivariada, R-quadrado ajustado igual a 0,8290 com nível de confiança em 95%, foi obtida para prever os espaçamentos dendríticos terciários, conforme apresentada na Equação (4.2).

$$\lambda_3 = 29,612 + 0,056.SA - 2,788.V_L - 4,514.\dot{T} - 0,325.G_L + 0,164.t_{SL} \quad (4.2)$$

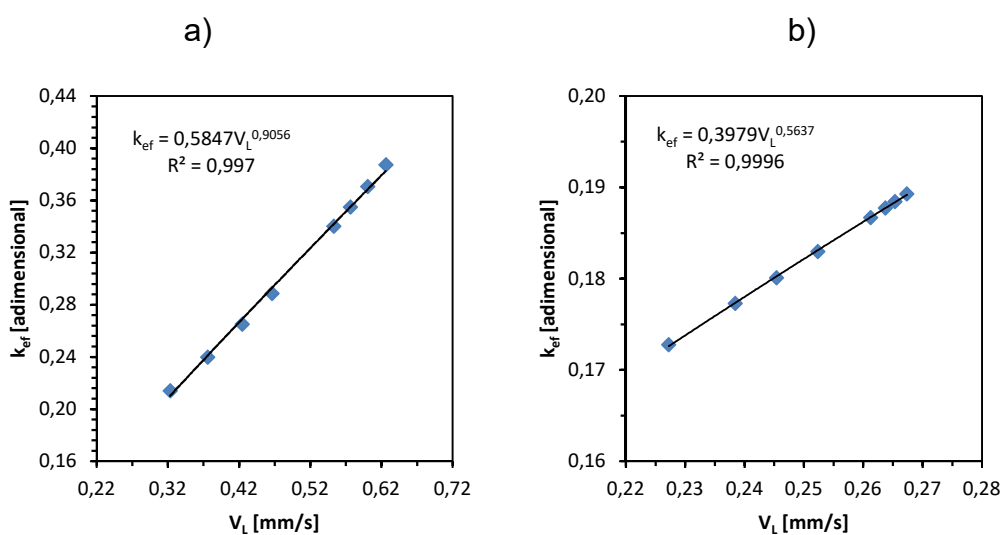
Observa-se que os parâmetros taxa de resfriamento (\dot{T}) e velocidade da isoterma liquidus (V_L) são os que mais influenciam no EDT devido aos seus maiores valores de coeficientes.

4.12 Análise de microsegregação

Os resultados experimentais obtidos na medição de microsegregação são comparados com os modelos analíticos de Scheil, Clyne-Kurz e Kobayashi (modelo aproximado de segunda ordem), usando o coeficiente de redistribuição de soluto efetivo, condição de resfriamento fora do equilíbrio, de acordo com a Equação (2.3).

No cálculo do coeficiente de redistribuição de soluto (k_{ef}) foram consideradas as velocidades obtidas experimentalmente, os parâmetros físicos já apresentados na Tabela 1 e a espessura de camada limite (δ) igual a 1×10^{-2} mm (MEZA, 2013).

Na Figura 60 é demonstrado o coeficiente de redistribuição de soluto em função da velocidade da isoterma *liquidus*, considerando as condições de superaquecimento.



c)

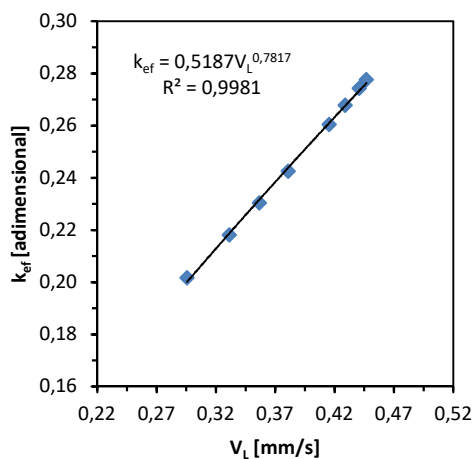


Figura 60 - Coeficiente de redistribuição de soluto em função da velocidade da isoterma *liquidus* para três níveis de superaquecimento. a) 5%, b) 25% e c) 15%

Nota-se, que o coeficiente de redistribuição de soluto efetivo possui uma relação direta com a velocidade da isoterma *liquidus* e que o incremento do nível de superaquecimento contribui para redução do mesmo.

Na Figura 61 é apresentado o perfil de concentração de soluto em função da fração sólida tanto dos resultados experimentais quanto dos cálculos dos modelos analíticos de Scheil, Clyne-Kurz e Kobayashi, considerando a posição de 5mm sob as condições de superaquecimento de 5, 15 e 25%.

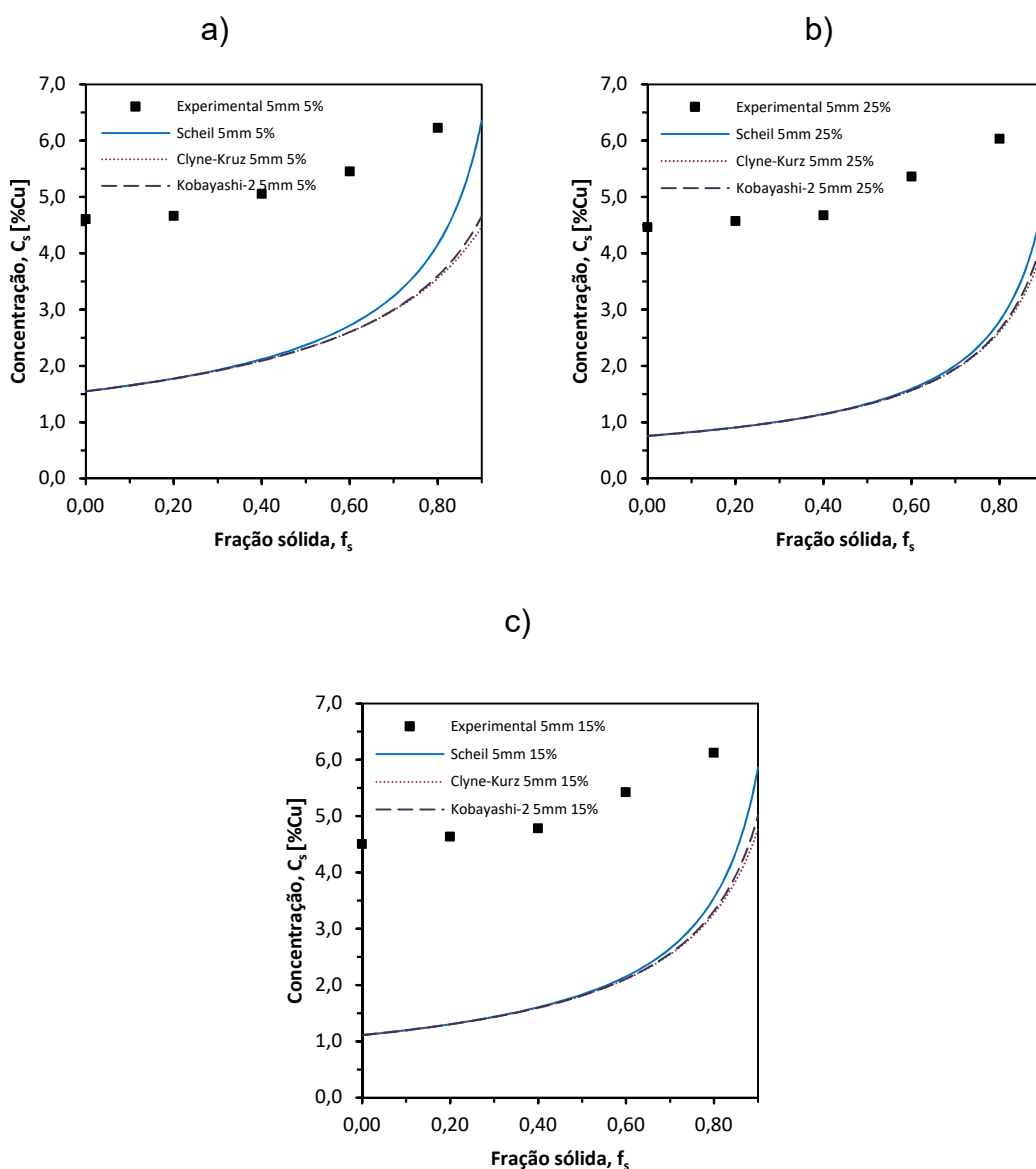


Figura 61 - Comparação de concentração de soluto em função da fração sólida na posição 5mm entre resultados experimentais e modelos analíticos para três níveis de superaquecimento.

a) 5%, b) 25% e c) 15%

Na Figura 62 é apresentado o perfil de concentração de soluto em função da fração sólida tanto dos resultados experimentais quanto dos cálculos dos modelos analíticos de Scheil, Clyne-Kurz e Kobayashi, considerando a posição de 35mm sob as condições de superaquecimento de 5, 15 e 25%.

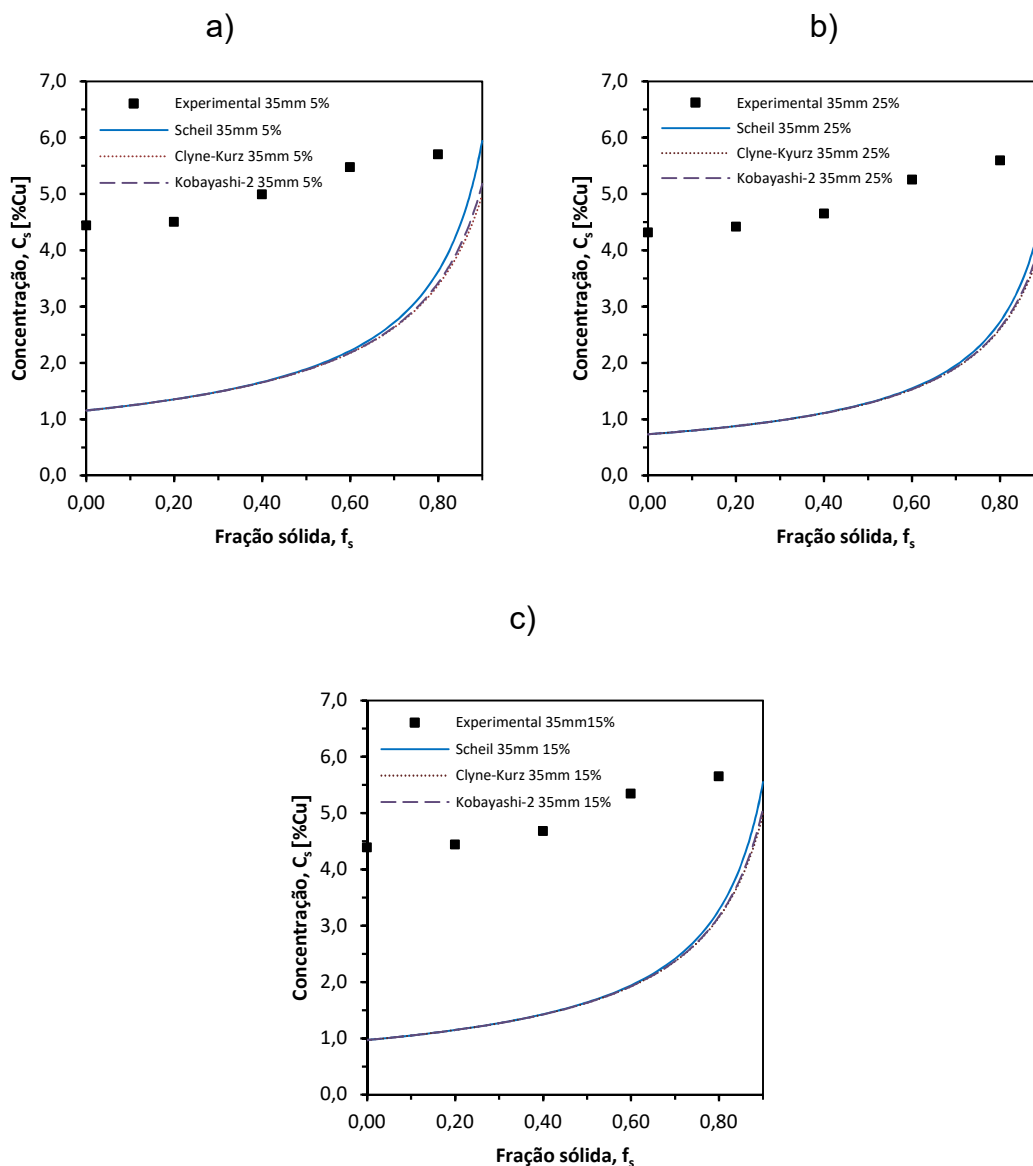


Figura 62 - Comparação de concentração de soluto em função da fração sólida na posição 35mm entre resultados experimentais e modelos analíticos para três níveis de superaquecimento. a) 5%, b) 25% e c) 15%

Na Figura 63 é apresentado o perfil de concentração de soluto em função da fração sólida tanto dos resultados experimentais quanto dos cálculos dos modelos analíticos de Scheil, Clyne-Kurz e Kobayashi, considerando a posição de 85mm sob as condições de superaquecimento de 5, 15 e 25%.

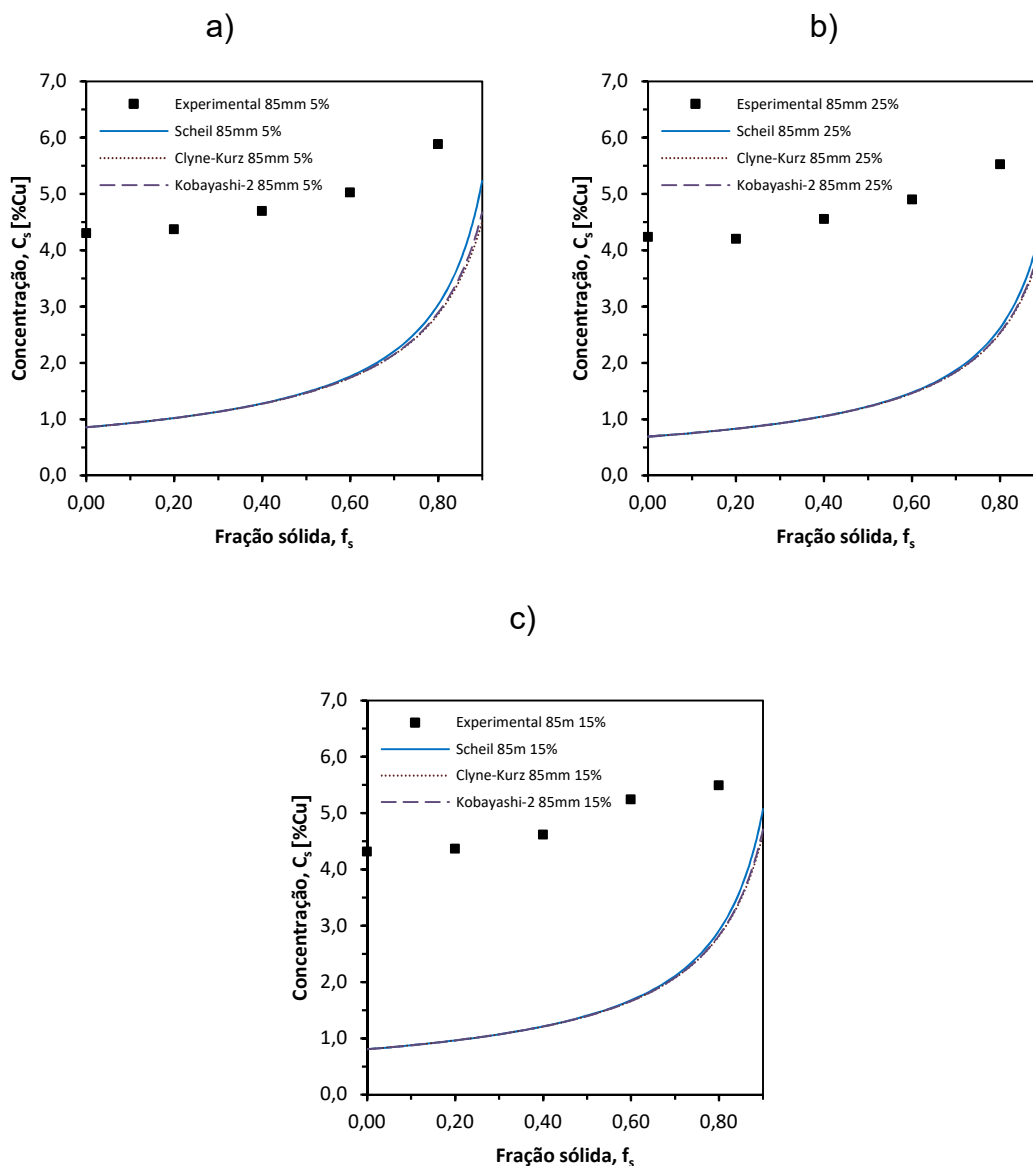


Figura 63 - Comparação de concentração de soluto em função da fração sólida na posição 85mm entre resultados experimentais e modelos analíticos para três níveis de superaquecimento. a) 5%, b) 25% e c) 15%

Percebe-se que a concentração de soluto aumenta com a fração sólida tanto nos resultados experimentais quanto na previsão dos modelos analíticos. O incremento do nível de superaquecimento contribui para a redução da concentração de soluto ao longo da fração sólida previstos pelos modelos analíticos.

Constata-se também que os modelos analíticos considerados neste trabalho não são capazes de representar o perfil de concentração de soluto em função da

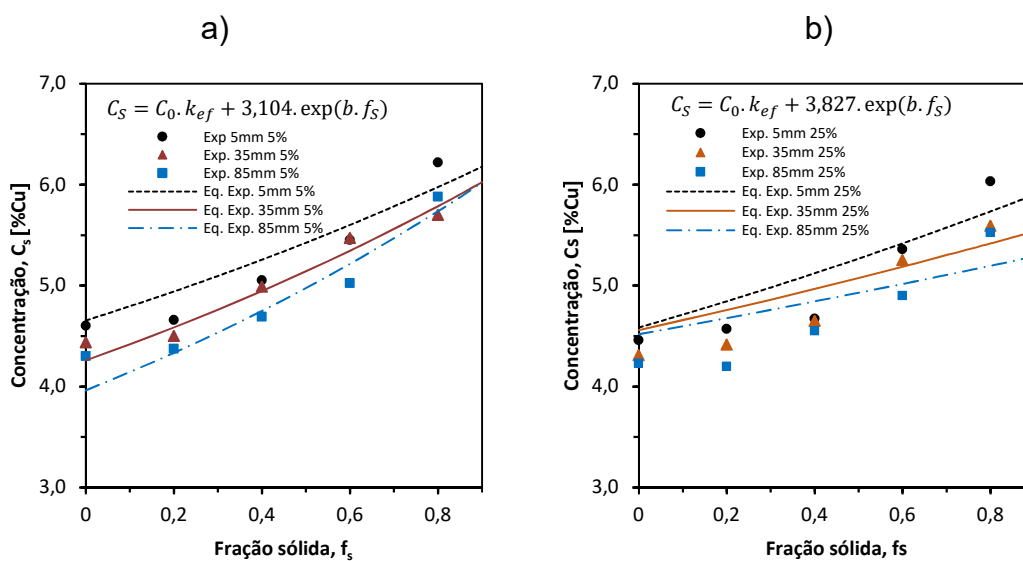
fração sólida pela discrepância significativa que ocorre entre a evolução da concentração de soluto experimental e a previsão dos modelos analíticos.

Como os resultados calculados usando os modelos de Scheil, Clyne-Kurz e Kobayashi foram discrepantes com os resultados experimentais, uma equação experimental é proposta (MEZA, 2013), que se baseia na curva de melhor ajuste ao perfil de microsegregação experimental, conforme demonstrada na Equação (4.3).

$$C_S = C_0 \cdot k_{ef} + a \cdot \exp(b \cdot f_S) \quad (4.3)$$

Onde, a e b são constantes experimentais.

Na Figura 64 é apresentado o perfil de concentração de soluto em função da fração sólida pela equação experimental, considerando as posições de 5, 35 e 85mm sob as condições de superaquecimento de 5, 15 e 25%.



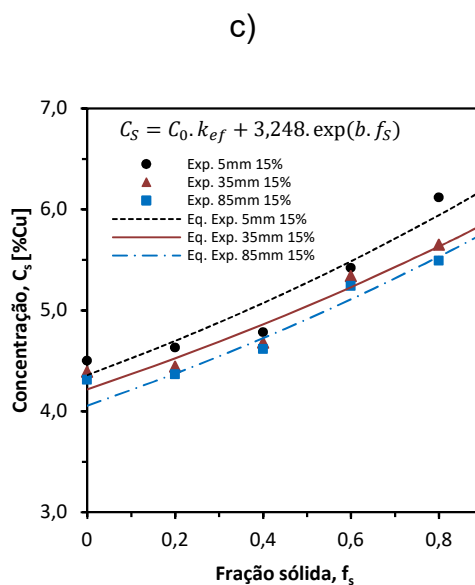


Figura 64 - Concentração de soluto em função da fração sólida pela equação experimental nas posições 5, 35 e 85 mm para três níveis de superaquecimento. a) 5%, b) 25% e c) 15%

Observa-se que a equação experimental apresenta um adequado ajuste com os dados experimentais para toda a faixa de fração sólida, velocidades da isoterma *liquidus* e também para os níveis de superaquecimento examinados. A constante “a” demonstrou ser dependente da condição de superaquecimento e foram encontrados os valores de 3,104, 3,248 e 3,827 para as condições de superaquecimento de 5, 15 e 25%, respectivamente. Já a constante “b” demonstrou estar associada à velocidade da isoterma *liquidus*, em uma mesma condição de superaquecimento. A velocidade da isoterma *liquidus* desempenha um papel importante na microsegregação. Por exemplo, se a velocidade V_L não fosse levada em consideração no cálculo do coeficiente de redistribuição de soluto efetivo e fosse considerado o coeficiente de redistribuição de equilíbrio ($k=0,1$), a composição inicial seria aproximadamente 0,4% de Cu.

As equações experimentais permitiram uma melhor estimativa do perfil de concentração de soluto ao longo da fração sólida para cada condição experimental. A Tabela 9 apresenta os valores dos parâmetros empregados na equação experimental.

Tabela 9 - Parâmetros das equações experimentais para perfil de microsegregação.

SA (%)	Posição (mm)	V_L (mm/s)	k_{ef}	a	b
5	5	0,6259	0,387	3,104	0,444
	35	0,4663	0,289		0,500
	85	0,3232	0,214		0,565
15	5	0,4468	0,278	3,248	0,497
	35	0,3811	0,243		0,452
	85	0,2957	0,202		0,469
25	5	0,2673	0,189	3,827	0,328
	35	0,2524	0,183		0,253
	85	0,2273	0,173		0,204

5 CONCLUSÕES

Baseando-se nas análises dos resultados experimentais obtidos sob condições de solidificação unidirecional vertical ascendente em regime transiente, este trabalho permitiu obter as seguintes conclusões:

Os níveis de superaquecimento influenciaram nas características estruturais da liga binária hipoeutética de Al-4%Cu.

Os resultados dos parâmetros térmicos da liga ao longo do lingote tiveram o seguinte comportamento: a velocidade da isoterma *liquidus*, a taxa de resfriamento e o gradiente térmico possuem relação inversa, ou seja, com o aumento da distância da interface metal/molde, estes parâmetros são reduzidos. Conseqüentemente, o tempo local de solidificação aumenta com o afastamento da base do lingote que foi refrigerada, portanto, tem-se uma relação direta. O incremento do superaquecimento influencia nos parâmetros térmicos. Com o aumento da temperatura de vazamento, diminuem a velocidade da isoterma *liquidus* e a taxa de resfriamento, aumentam o gradiente térmico à frente da interface sólido/líquido e o tempo local de solidificação.

Nos resultados de macroestrutura, nas condições experimentais de superaquecimento em 5, 15 e 25%, as estruturas obtidas foram predominantemente colunares ao longo de todo o lingote.

Os resultados de microestrutura apresentaram estrutura dendrítica predominante nas diferentes condições de superaquecimento. Considerando os superaquecimentos extremos, a 5 e a 25%, os espaçamentos dendríticos primário e terciário médios aumentaram de 85,5 para 93 μ m e de 36,9 para 46 μ m, respectivamente. Entretanto, a partir da posição aproximadamente de 35mm, iniciou-se uma mudança da influência do superaquecimento no espaçamento dendrítico primário, em que o incremento da temperatura de vazamento afeta o aumento de λ_1 . Possivelmente, esta mudança de comportamento está associada com a mudança da forma da dendrita obtida para o superaquecimento de 25%, exatamente a partir da posição de 35mm, conforme apresentadas nas micrografias. Ainda sobre os resultados de espaçamentos dendríticos, foi percebido que tanto os espaçamentos

dendríticos primários quantos os terciários aumentam com o afastamento da interface metal/molde do lingote devido à redução dos parâmetros térmicos velocidade da isoterma *liquidus*, taxa de resfriamento e gradiente térmico.

Equações para prever o espaçamento dendrítico primário (λ_1) a partir dos parâmetros térmicos e nível de superaquecimento, foram possíveis de serem estabelecidas, da seguinte maneira:

$$\lambda_1 = 220,833 - 3,768.SA - 282,831.V_L - 5,904.\dot{T} - 1,300.G_L - 0,377.t_{SL}$$

De forma similar, equações para prever o espaçamento dendrítico terciário (λ_3) a partir dos parâmetros térmicos e nível de superaquecimento, foram possíveis de serem estabelecidas, da seguinte maneira:

$$\lambda_3 = 29,612 + 0,056.SA - 2,788.V_L - 4,514.\dot{T} - 0,325.G_L + 0,164.t_{SL}$$

Os coeficientes de redistribuição de soluto da liga foram determinados ao longo do lingote para as três condições de superaquecimento. A correlação entre coeficiente de redistribuição de soluto e a velocidade da isoterma *liquidus* foi significativa para superaquecimento em 5, 15 e 25%. Bem como, o incremento do nível de superaquecimento reduz o coeficiente de redistribuição de soluto e a velocidade da isoterma *liquidus*, contribuindo para a redução da microsegregação.

Os modelos analíticos de Scheil, Clyne-Kurz e Kobayashi não foram adequados para prever o perfil de microsegregação desta liga sob as condições experimentais consideradas devido às discrepâncias significativas encontradas. Entretanto, equações experimentais foram desenvolvidas, baseando-se nas curvas de melhor ajuste aos resultados de concentração de soluto obtidos através da medição com MEV/EDS nos espaçamentos dendríticos terciários. As equações experimentais apresentam a seguinte configuração:

$$C_S = C_o \cdot k_{ef} + a \cdot \exp(b \cdot f_S)$$

Sendo os seus principais parâmetros apresentados na tabela abaixo:

SA (%)	Posição (mm)	V_L (mm/s)	k_{ef}	a	b
5	5	0,6259	0,387	3,104	0,444
	35	0,4663	0,289		0,500
	85	0,3232	0,214		0,565
15	5	0,4468	0,278	3,248	0,497
	35	0,3811	0,243		0,452
	85	0,2957	0,202		0,469
25	5	0,2673	0,189	3,827	0,328
	35	0,2524	0,183		0,253
	85	0,2273	0,173		0,204

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Apresenta-se como sugestões para trabalhos futuros os seguintes temas:

Estudar comparativamente os resultados deste estudo com solidificação unidirecional vertical descendente.

Estudar a microsegregação para espaçamentos dendríticos primários e secundários nos níveis de superaquecimento aqui experimentados, na solidificação unidirecional vertical descendente.

Estudar o efeito do superaquecimento nas propriedades mecânicas: limite de escoamento, resistência à tração, alongamento e dureza.

REFERÊNCIAS

BOUCHARD, D., KIRKALDY, J. S. Prediction of dendrite arm spacings in unsteady and steady state heat flow of unidirectionally binary alloys [Article] // Metallurgical and Materials Transactions B. - 1997. - Vol. 28B. - pp. 651-663.

BROWN R. A., KIM, D. H Modelling of directional solidification: from Scheil to detailed numerical simulation [Article] // Journal of Crystal Growth. - 1991. - Vol. 109.

BURTON J. A., PRIM, R. C. e SLICHTER, W. P. The Distribution of Solute in Crystals Grown from the Melt. Part I. Theoretical [Article] // THE JOURNAL OF CHEMICAL PHYSICS. - November 1953. - Vol. 21.

CALLISTER W. D., RETHWISCH, D. G. Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução. [Book]. - Rio de Janeiro : LTC, 2012. - 8ª.

CANTÊ M. V. Solidificação Transitória, Microestrutura e Propriedades de Ligas Al-Ni. Tese de Doutorado. - Campinas : Unicamp, 2009.

CARVALHO D. B. [et al.] Characterization of the Al-3wt.%Si alloy in unsteady-state horizontal directional solidification [Article] // Materials Research. - 2013. - 4 : Vol. 16. - pp. 874-883.

CLYNE T. W. AND KURZ, W. SOLUTE REDISTRIBUTION DURING SOLIDIFICATION WITH RAPID SOLID STATE DIFFUSION [Article] // METALLURGICAL TRANSACTIONS A. - 1981. - Vol. 12A.

COUTINHO T. A. Metalografia de não-ferrosos [Book]. - São Paulo : Edgard Blücher, 1980.

DIAS FILHO J. M., KIKUCHI, R. H., COSTA, T. A. P. S., MOREIRA, A. L. S., ROCHA, O. F. L. Influência das Variáveis Térmicas Sobre os Espaçamentos Dendríticos Terciários urante a Solidificação Direcional Horizontal da Liga Al-6%Cu [Article] // Revista Matéria. - 2015. - pp. 47-63.

FARIA J. D. [et al.] Influência na microestrutura e na microdureza decorrente da adição de 4%Ag na liga al-4%Cu solidificada unidirecionalmente. [Article] // Revista Matéria. - 2015. - 4 : Vol. 20.

FERREIRA A. F., PARADELA, K. G., FELIPE JR, P., ALCÂNTARA JR, ZILMAR, GARCIA, A. Phase-Field Simulation of Microsegregation and Dendritic Growth During Solidification of Hypoeutectic Al-Cu alloys [Article] // Materials Research. - 2017.

GARCIA A. Solidificação: Fundamentos e aplicações [Book]. - Campinas : UNICAMP, 2011.

GOULART P. R. Variáveis térmicas de solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas hipoeutéticas Al-Si. Dissertação de Mestrado.. - Campinas : Unicamp, 2005.

GUNDUZ M and ÇARDIRLI E. Directional solidification of aluminium–copper alloys. [Article] // Materials Science and Engineering: A V. 327 (2). - 2002. - pp. 167-185.

KOBAYASHI S. Mathematical analysis of solute redistribution during solidification based on a colunar dendrite model [Article] // Transactions ISIJ. - 1988. - Vol. 28.

MARTORANO M. A, CAPOCHI, J. D. T. Microsegregação em Ligas Metálicas Binárias. [Article] // Boletim Técnico da Escola Politécnica da USP. - 2000.

MEZA E. S. Modelagem analítica e numérica da solidificação de ligas binárias: análise de fatores de influência. Tese de Doutorado.. - Campinas : Unicamp, 2012.

MEZA E. S., BERTELLI, F., GOULART, P. R., CHEUNG, N., GARCIA, A. The effect of the growth rate on microsegregation: Experimental investigation in hypoeutectic Al-Fe and Al-Cu alloys directionally solidified [Article] // Journal of Alloys and Compounds. - 2013. - Vol. 561.

NASCIMENTO M. S. [et al.] Correlação entre variáveis térmicas de solidificação, microestrutura e resistência mecânica da liga Al-10%Si-2%Cu [Article] // Revista Matéria. - 2017. - 1 : Vol. 22.

NOGUEIRA M. R. [et al.] Espaçamentos dendríticos primários da liga Sn-5%PB solidificada direcionalmente em um sistema horizontal [Article] // Revista Matéria. - 2012. - 2 : Vol. 17. - pp. 1009-1023.

OHNAKA I. Mathematical Analysis of Solute Redistribution during Solidification with Diffusion in Solid Phase. [Article] // Transactions ISIJ. - 1986. - Vol. 26.

PERES M. D., SIQUEIRA C.A., GARCIA A. Macrostructural and microstructural development in Al-Si alloys directionally solidified under unsteady-state conditions [Article] // Journal of Alloys and Compounds 381. - 2004. - pp. 168-181.

PHANIKUMAR G. and CHATTOPADHYAY Solidification microstructure development [Article] // Sadhana, Vol. 26, Parts 1 & 2. - February-April 2001. - pp. 25-34.

ROCHA O. L., SIQUEIRA C. A. and GARCIA A. Heat flow parameters affecting dendrite spacings during unsteady-state solidification of Sn-Pb and Al-Cu alloys. [Article] // Metallurgical and Materials Transactions A. - 2003. - Vol. 34A. - pp. 999-1006.

RODRIGUES J. R. P., MELO, M. L. N. M., EID, M. A., NEVES, T. E. S. B., JUNIOR, A. S. .A, RODRIGUES, J. R. P. A Comparative study of solidification of Al-Cu alloy under flow of cylindrical radial heat and the unidirectional vertically [Journal] // Acta Scientiarum. - 2014. - pp. 623-628.

RODRIGUES J. R. P., SOUSA, T. X. A., ANDRADE, R. B., SANTOS, R. G, MELLO, M. L. N. Influência do superaquecimento nas variáveis térmicas de solidificação e na formação da microestrutura de ligas de alumínio [Article] // Metalurgia e Materiais. - 08 04, 2009. - pp. 481-486.

ROHDE R. A. [Book Section] // Metalografia Preparação de Amostras. LEMM Laboratório de Ensaios Mecânicos e Materiais. - Rio Grande do Sul : [s.n.], 2010.

ROSA D. M. Estruturas celulares, transição celular/dendrítica e estruturas dendríticas na solidificação unidirecional transitória. Tese de Doutorado.. - Campinas : Unicamp, 2007.

STEFANESCU D. M. Science and Engineering of casting solidification [Book]. - [s.l.] : Springer, 2015.

VOORT G. V. Metallography: Principles and practice [Book Section]. - 1984.

PUBLICAÇÕES EM CONGRESSO

CHRISÓSTIMO, W.B.; FERREIRA, A. F.; GARÇÃO, W. J. L.; SOUSA, T. A.; SILVA, T. C. S. O.; PASSOS, J. J.; Efeito das variáveis do superaquecimento na formação macro e microestrutural da liga Al-4%Cu. 4º Congresso Ibero Americano de Empreendedorismo, Energia, Meio Ambiente e Tecnologia – CIEMAT 2018, Angra dos Reis-RJ, 2018;

GARÇÃO, W. J. L.; FERREIRA, A. F.; GUIMARÃES, N. A.; SALES, R. C.; SOUSA, T. A.; PASSOS, J. J.; SILVA, T. C. S. O.; **CHRISÓSTIMO, W.B.** Análise experimental das variáveis térmicas durante a solidificação unidirecional e seu efeito no tamanho de grão do alumínio comercialmente puro. In: Congresso Nacional de Engenharia Mecânica – CONEM, Salvador-BA, 2018;

PASSOS, J. J.; FERREIRA, A. F.; SOUSA, T. A.; SILVA, T. C. S. O.; GARÇÃO, W. J. L.; **CHRISÓSTIMO, W.B.**; SALES, R. C. Estudo Experimental da Adição de Cobre no Alumínio e seus Efeitos na Macro/Microestrutura Formada. In: Congresso Nacional de Engenharia Mecânica – CONEM, Salvador-BA, 2018;

SILVA, T. C. S. O.; FERREIRA, A. F.; PASSOS, J. J.; SOUSA, T. A.; GARÇÃO, W. J. L.; **CHRISÓSTIMO, W.B.**; SALES, R. C. Um Estudo Experimental da Adição de Estanho em Alumínio na Formação da Macro/Microestrutura na Solidificação Unidirecional Ascendente em Condições Transientes de Extração de Calor. In: Congresso Nacional de Engenharia Mecânica – CONEM, Salvador-BA, 2018.