



Universidade Federal Fluminense

Pólo Universitário de Volta Redonda

Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda

Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica

ALAN GRANADEIRO TORRES

**ESTUDO EXPERIMENTAL DAS VARIÁVEIS TÉRMICAS
DE SOLIDIFICAÇÃO, MACRO/MICROESTRUTURA E
MICRODUREZA DE UMA LIGA TERNÁRIA
HIPOEUTÉTICA DE Al-4%Cu-5%Ag.**

UNIVERSIDADE
FEDERAL
FLUMINENSE

VOLTA REDONDA

2025

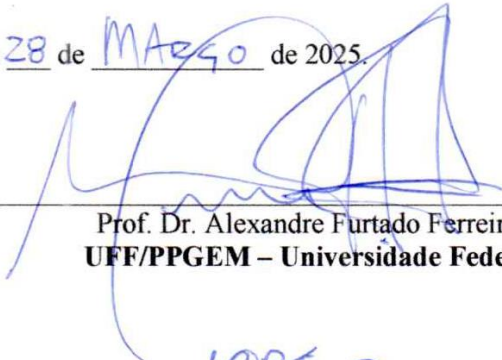
ALAN GRANADEIRO TORRES

**ESTUDO EXPERIMENTAL DAS VARIÁVEIS TÉRMICAS DE SOLIDIFICAÇÃO,
MACRO/MICROESTRUTURA E MICRODUREZA DE UMA LIGA TERNÁRIA
HIPOEUTÉTICA DE Al-4%Cu-5%Ag.**


Dissertação apresentada ao curso de Mestrado em Engenharia Metalúrgica da Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda da Universidade Federal Fluminense, para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica.

Área de Concentração: **Processamento e Caracterização de Materiais.**


Aprovado em 28 de MAIO de 2025.



Prof. Dr. Alexandre Furtado Ferreira – Orientador
UFF/PPGEM – Universidade Federal Fluminense



Prof. Dr. Janaina da Costa Pereira Torres de Oliveira
UNIFOA/MEMAT – Centro Universitário de Volta Redonda



Prof. Dr. Wesley Luiz da Silva Assis
UFF/PPGEM – Universidade Federal Fluminense

Volta Redonda

2025

AGRADECIMENTOS

Agradeço, primeiramente, a Deus por me fortalecer e está sempre comigo em todos os momentos, me mantendo firme durante toda a jornada e me dando o foco necessário para a conclusão de mais esta etapa da minha carreira acadêmica.

À minha família, em especial, aos meus pais - meus incentivadores – Luiz Carlos Torres da Hora e Arlete Maria Granadeiro Torres, por sempre acreditarem em mim, por nunca me deixarem desistir perante os momentos de dificuldade e por me ensinarem que o esforço e a dedicação são fundamentais para alcançar os meus objetivos.

Aos meus amigos, por todo apoio, compreensão durante as minhas ausências e por me incentivarem durante toda esta etapa. De forma especial agradeço a Rodrigo Aldaher Magalhães, que desde o início me deu força e me motivou para chegar até aqui.

Ao meu orientador, Alexandre Furtado Ferreira, que tem me ajudado ativamente na composição desta dissertação e por está sempre à disposição para me tutorar e assistir durante todo o processo.

A todos os professores da UFF-VR, que foram responsáveis por me guiar e orientar perante a esta importante caminhada.

RESUMO

O alumínio ocupa o segundo lugar no ranking do mercado de metais, ficando atrás apenas do ferro fundido/aço. O rápido crescimento da indústria do alumínio está atribuído à combinação das propriedades que fazem deste um dos materiais mais versáteis da engenharia. Ele possui boa condutibilidade elétrica e térmica, alta refletividade à luz e ao calor, alta resistência à corrosão sob as mais altas condições de trabalho e pode ser fundido e trabalhado em quase todas as formas. Aplicações industriais, como as dos setores automotivo e aeronáutico, que requerem materiais com alta resistência mecânica e tenacidade, utilizam ligas do sistema Al-Cu por haver nesta liga binária as propriedades necessárias. A metalurgia é o meio que possibilita a adição de variados elementos de liga e a solidificação é o processo que permite obter diferentes propriedades na liga formado. As variáveis térmicas de solidificação auxiliam no estudo da microestrutura e em suas propriedades físicas. Com a adição de prata, formam-se as ligas do sistema ternário Al-Cu-Ag, utilizadas como modelos de estudos de ligas eutéticas com alto interesse científico, já que a prata proporciona relevantes mudanças nas propriedades do material. Nesse sentido, o objetivo principal deste trabalho foi estudar as variáveis térmicas da liga de Al-4%Cu-5%Ag solidificada unidirecionalmente no sentido vertical ascendente em condições transientes de extração de calor, assim como analisar a sua macro/microestrutura e a microdureza. A macroestrutura observada foi majoritariamente colunar, mas foi observada transição colunar-equiaxial. A microestrutura foi dendrítica com lei de crescimento dada por $\lambda_3=65,38\dot{T}^{-0,27}$. A microdureza Vickers da liga Al-4%Cu-5%Ag diminui ao longo do lingote, tendo seu maior valor de 62,1 HV e com variação de 12%.

Palavras-chave: *Alumínio, Liga de Al-Cu-Ag, Solidificação unidirecional, Microestrutura, Microdureza.*

ABSTRACT

Aluminum ranks second in the metals market, behind only cast iron/steel. The rapid growth of the aluminum industry is attributed to the combination of properties that make it one of the most versatile materials in engineering. It has good electrical and thermal conductivity, high reflectivity to light and heat, high resistance to corrosion under the highest working conditions and can be cast and worked into almost any shape. Industrial applications, such as those in the automotive and aeronautics sectors, which require materials with high mechanical strength and toughness, use alloys from the Al-Cu system because this binary alloy has the necessary properties. Solidification is a way of adding different elements and obtaining different properties. The material's thermal variables help to study its microstructure and physical properties. With the addition of silver, alloys of the Al-Cu-Ag ternary system are formed, which are used as models for studying eutectic alloys with high scientific interest, since silver provides significant changes in the material's properties. In this sense, the main objective of this work was to study the thermal variables of the Al-4%Cu-5%Ag alloy solidified unidirectionally in the vertical upward direction under transient heat extraction conditions, as well as to analyze its macro/microstructure and microhardness. The macrostructure observed was mostly columnar, but a columnar-equiaxial transition was observed. The microstructure was dendritic with a growth law given by $\lambda_3=65.38 \dot{T}^{-0.27}$. The Vickers microhardness of the Al-4%Cu-5%Ag alloy decreased along the ingot, with its highest value of 62.1 HV and a variation of 12%.

Keywords: *Aluminum, Al-Cu-Ag Alloy, Unidirectional Solidification, Microstructure, Microhardness.*

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Opções de fabricação de produtos metálicos.	19
Figura 2– Fenômenos envolvidos no processo de solidificação.	20
Figura 3 – Modos de transferência de calor atuantes em um sistema de solidificação vertical ascendente refrigerado a água.....	21
Figura 4 – Casos típicos de curvas de resfriamento. (a) Super-resfriamento. (b) Sem retorno ao ponto de fusão. (c) Material sólido amorfo.....	22
Figura 5 – Curva de resfriamento de uma liga monofásica.	24
Figura 6 – Curva para determinação da velocidade de solidificação.	25
Figura 7 - Representação da curva para cálculo de \dot{T}	26
Figura 8 – Sistema de solidificação unidirecional vertical ascendente.	29
Figura 9 – Sistema de solidificação unidirecional vertical descendente.	30
Figura 10 – Sistema de solidificação unidirecional horizontal.....	30
Figura 11 – Desenho esquemático dos dois tipos de nucleação.	31
Figura 12 – Esquema das etapas de solidificação dos metais.....	32
Figura 13 – Estrutura das interfaces sólido/líquido: (a) Rugosa ou difusa; (b) Lisa ou facetada.	33
Figura 14 – Perfil de concentração de soluto frente a fração solidificada: x_i - comprimento do transiente inicial.....	34
Figura 15 – Figura esquemática da reapresentação de soluto em ligas binárias com (a) $K < 1$ e (b) $K > 1$	35
Figura 16 – Representação da atuação dos fatores das variáveis térmicas (VL e GL) e concentração de soluto de acordo com SRC nas morfologias microestruturais.....	36
Figura 17 – a) e b) Esquema do desenvolvimento de uma interface celular; c) interface celular de uma liga diluída do sistema Pb-Sn.....	37
Figura 18 – Representação das morfologias durante o processo de crescimento das microestruturas: (a) morfologia celular; (b) transição celular para dendrítica; (c) dendrítica..	37
Figura 19 – Representação da morfologia dendrítica primária, secundária e terciária.	38
Figura 20 – Representação das três formas da macroestrutura.	39
Figura 21 – Representação das morfologias de transição (TCE).	41
Figura 22 – Ação de um inoculante refinador de grão na estrutura de um lingote de liga Al-7%Si.	42

Figura 23 – Macroestruturas de liga de Al-4%Cu obtidas sem (a) e com (b) agitação mecânica.	43
Figura 24 – Macroestruturas de lâminas de turbina de uma liga à base de níquel: da esquerda para a direita estrutura equiaxial, colunar e monocristalina.	43
Figura 25 – Serra fita, modelo FM500, marca Franho.	44
Figura 26 – Balança digital de precisão, modelo UW6200H, marca Shimadzu.	44
Figura 27 – Cadinho de carbetto de silício revestido com alumina.	45
Figura 28 – Forno elétrico tipo mufla, modelo FE7013, fabricante Jung.	45
Figura 29 – Homogeneização da liga com auxílio da barra metálica.	46
Figura 30 – Cadinho posicionado na zona de proteção para o processo de resfriamento lento.	47
Figura 31 – Equipamento para aquisição de dados.	47
Figura 32 – Preparação do molde e o seu posicionamento na lingoteira.	48
Figura 33 – Lingoteira pré-aquecida.	49
Figura 34 – Figura esquemática do sentido ascendente de solidificação.	49
Figura 35 – Figura esquemática da posição de seccionamento para análise macroestrutural.	51
Figura 36 – Desenho esquemático da posição de corte das amostras e suas devidas localizações para a análise microestrutural.	53
Figura 37 – Figura esquemática para a obtenção do λ_3	55
Figura 38 – Curva de resfriamento lento da liga Al-4%Cu-5%Ag.	56
Figura 39 – Diagrama pseudo-binário da liga Al-4%Cu-5%Ag.	57
Figura 40 – Detalhe em zoom do diagrama pseudo-binário da liga Al-4%Cu-5%Ag.	58
Figura 41 – Curva de resfriamento lento da liga Al-4%Cu-2%Ag.	59
Figura 42 – Mapeamento do perfil térmico experimental da liga Al-4%Cu-5%Ag.	60
Figura 43 – Tempo de passagem da isoterma liquidus.	61
Figura 44 – Velocidade de deslocamento da isoterma liquidus pelo tempo.	62
Figura 45 – Velocidade de deslocamento da isoterma liquidus pela posição.	63
Figura 46 – Tempo de solidificação local da liga Al-4%Cu-5%Ag.	64
Figura 47 – Taxa de resfriamento da liga Al-4%Cu-5%Ag.	65
Figura 48 – Gradiente térmico da liga Al-4%Cu-5%Ag.	66
Figura 49 – Macroestrutura da liga de Al-4%Cu-5%Ag.	69
Figura 50 – Comparação das macroestruturas das ligas: a) de Al-4%Cu-5%Ag, b) Al-4%Cu-2%Ag adaptado de Almeida (2023).	70

Figura 51 – Microestruturas da liga Al-4%Cu-5%Ag: a) Posição 05 mm; $\lambda_3= 34,6 \mu\text{m} (\pm 2,7)$; $V_L= 2,4 \text{ mm/s}$; $\dot{T}= 9,0 \text{ }^\circ\text{C/s}$; $G_L= 3,5 \text{ }^\circ\text{C/mm}$, b) Posição 10 mm; $\lambda_3= 38,1 \mu\text{m} (\pm 4,0)$; $V_L= 1,4 \text{ mm/s}$; $\dot{T}= 6,5 \text{ }^\circ\text{C/s}$; $G_L= 3,5 \text{ }^\circ\text{C/mm}$	71
Figura 52 – Microestruturas da liga Al-4%Cu-5%Ag: a) Posição 15 mm; $\lambda_3= 51,7 \mu\text{m} (\pm 1,9)$; $V_L= 1,0 \text{ mm/s}$; $\dot{T}= 3,2 \text{ }^\circ\text{C/s}$; $G_L= 2,1 \text{ }^\circ\text{C/mm}$, b) Posição 20 mm; $\lambda_3= 54,4 \mu\text{m} (\pm 7,2)$; $V_L= 0,8 \text{ mm/s}$; $\dot{T}= 1,9 \text{ }^\circ\text{C/s}$; $G_L= 1,4 \text{ }^\circ\text{C/mm}$	71
Figura 53 – Microestruturas da liga Al-4%Cu-5%Ag: a) Posição 35 mm; $\lambda_3= 72,8 \mu\text{m} (\pm 9,1)$; $V_L= 0,5 \text{ mm/s}$; $\dot{T}= 0,8 \text{ }^\circ\text{C/s}$; $G_L= 0,6 \text{ }^\circ\text{C/mm}$, b) Posição 45 mm; $\lambda_3= 81,3 \mu\text{m} (\pm 10,8)$; $V_L= 0,4 \text{ mm/s}$; $\dot{T}= 0,5 \text{ }^\circ\text{C/s}$; $G_L= 0,5 \text{ }^\circ\text{C/mm}$	71
Figura 54 – Microestruturas da liga Al-4%Cu-5%Ag: a) Posição 60 mm; $\lambda_3= 82,1 \mu\text{m} (\pm 9,1)$; $V_L= 0,3 \text{ mm/s}$; $\dot{T}= 0,3 \text{ }^\circ\text{C/s}$; $G_L= 0,3 \text{ }^\circ\text{C/mm}$, b) Posição 85 mm; $\lambda_3= 86,6 \mu\text{m} (\pm 10,8)$; $V_L= 0,2 \text{ mm/s}$; $\dot{T}= 0,3 \text{ }^\circ\text{C/s}$; $G_L= 0,3 \text{ }^\circ\text{C/mm}$	72
Figura 55 – Relação do espaçamento dendrítico terciário com a posição no lingote.....	73
Figura 56 – Espaçamento dendrítico terciário versus a taxa de resfriamento.	74
Figura 57 –Microdureza Vickers em função da posição do lingote.	76
Figura 58 – Microdureza Vickers em função da taxa de resfriamento.....	76
Figura 59 – Microdureza Vickers em função do espaçamento dendrítico terciário.....	77

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Posicionamento dos termopares tipo K ao longo do lingote.	48
Tabela 2 – Materiais e procedimentos metalográficos para análise da macroestrutura.	52
Tabela 3 – Materiais e procedimentos metalográficos para análise da microestrutura.	54
Tabela 4 – Tempo de passagem de T_L e T_S por posição ao longo do lingote.	61
Tabela 5 – Resumo das variáveis térmicas.	68
Tabela 6 – Resultados do ensaio de microdureza Vickers para a liga Al-4%Cu-5%Ag.	75

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	13
1.1. <i>Motivação</i>	15
2. OBJETIVO	15
2.1. <i>Objetivo Geral</i>	15
2.2. <i>Objetivos Específicos</i>	15
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
3.1. <i>Alumínio e suas ligas</i>	17
3.2. <i>Solidificação</i>	18
3.3. <i>Ponto de fusão e curvas de resfriamento</i>	21
3.4. <i>Variáveis térmicas de solidificação</i>	24
3.4.1. <i>Velocidade da isoterma liquidus (V_L)</i>	25
3.4.2. <i>Taxa de resfriamento (\dot{T})</i>	26
3.4.3. <i>Gradiente Térmico (G_L)</i>	27
3.4.4. <i>Tempo de solidificação local</i>	27
3.5. <i>Dispositivos de solidificação unidirecional</i>	28
3.5.1. <i>Solidificação unidirecional vertical ascendente</i>	28
3.5.2. <i>Solidificação unidirecional vertical descendente</i>	29
3.5.3. <i>Solidificação unidirecional horizontal</i>	30
3.6. <i>Nucleação</i>	31
3.7. <i>Crescimento da interface sólido/líquido, cristalização e a formação de grãos</i>	32
3.8. <i>Solidificação em condições de equilíbrio e fora do equilíbrio</i>	33
3.9. <i>Redistribuição de soluto</i>	34
3.10. <i>Microestrutura</i>	35
3.11. <i>Macroestrutura</i>	38
3.11.1. <i>Zona coquilhada</i>	39
3.11.2. <i>Zona colunar</i>	39
3.11.3. <i>Zona equiaxial</i>	40
3.11.4. <i>Transição zona colunar-equiaxial</i>	40
3.11.5. <i>Controle da macroestrutura</i>	41
4. MATERIAIS E MÉTODOS	44
4.1. <i>Elaboração da liga</i>	44
4.2. <i>Procedimento para determinação da curva de resfriamento lento</i>	46
4.3. <i>Preparação do lingote</i>	48
4.4. <i>Determinação dos parâmetros térmicos de solidificação</i>	50

4.5.	<i>Procedimentos experimentais para caracterização das estruturas de solidificação</i>	50
4.5.1.	Análise Macroestrutural	51
4.5.2.	Análise Microestrutural	52
4.6.	<i>Medições dos espaçamentos dendríticos</i>	54
4.7.	<i>Microdureza</i>	55
5.	RESULTADOS E DISCUSÃO	55
5.1.	<i>Solidificação unidirecional e variáveis térmicas</i>	55
5.2.	<i>Tempo de passagem da isoterma liquidus</i>	61
5.3.	<i>Velocidade de deslocamento da isoterma liquidus</i>	62
5.4.	<i>Tempo de solidificação local</i>	63
5.5.	<i>Taxa de resfriamento</i>	65
5.6.	<i>Gradiente térmico</i>	66
5.7.	<i>Caracterização da Macroestrutura</i>	68
5.8.	<i>Caracterização da Microestrutura</i>	70
5.9.	<i>Espaçamento Dendrítico</i>	72
5.10.	<i>Análise da Microdureza</i>	74
6.	CONCLUSÃO	78
7.	REFERÊNCIAS	79
8.	PRODUÇÃO CIENTÍFICA	84

1. INTRODUÇÃO

O alumínio é um metal leve, macio, apresentando boa resistência, de aspecto cinza prateado, com estrutura cúbica de face centrada (CFC). Sua densidade é de aproximadamente um terço em comparação à do aço ou do cobre. É muito dúctil e amplamente condicionado para processos de mecanização e fundição. O metal puro recozido tem um limite de resistência à tração de aproximadamente 48 MPa, a qual pode ser ampliada por meio de pequenas adições de outros metais como elementos de liga. O alumínio puro possui resistividade de $2,63 \times 10^{-3}$ ohm/cm³ e condutividade elétrica de 62% IACS (*International Annealed Copper Standard*), a qual agregada à sua baixa densidade constitui-se em um ótimo condutor de corrente elétrica quando comparado ao cobre que é duas vezes mais pesado e proporcionalmente mais caro. Tem característica não magnética, com baixo coeficiente de emissão térmica (PEIXOTO, 2001; ABAL, 2023).

As várias combinações de elementos químicos com o alumínio, gerando as denominadas ligas de alumínio, objetivam principalmente obter uma melhora nas propriedades mecânicas da liga e conferir outras características de uso ou capacidade de fundição (GARCIA, 2008).

Num mercado industrial cada vez mais competitivo há a exigência de materiais que atendam certas propriedades mecânicas e elétricas em seus produtos. Por isso a substituição de ligas mais tradicionais, como por exemplo o aço, por ligas de alumínio, que têm como característica a baixa densidade, é de grande interesse principalmente para os setores automotivo e aeronáutico. Esses mercados exigem um menor peso do automóvel ou aeronave, a fim de suprir a necessidade de redução de custos, de forma a aumentar a competitividade da empresa no setor em que está inserido. Além disso, por ser mais leve, o uso da liga de alumínio gerará uma economia de combustível e emissão de gases do efeito estufa. Outro ponto é que essas ligas têm um enorme potencial de aplicação em ocasiões que exijam uma maior resistência à corrosão, resistência ao desgaste e em aplicações de alta condutividade elétrica, tendo assim despertado um maior interesse investigativo por estas ligas (DUARTE, 2016; GOMES, 2020).

O cobre, por possuir alta solubilidade nas ligas de alumínio, pode melhorar significativamente a resistência mecânica e a dureza da liga, tanto no estado fundido quanto no estado tratado termicamente. Ligas contendo de 4 a 5,5% de Cu respondem mais fortemente ao tratamento térmico e exibem propriedades de fundição bem mais elevadas. O cobre geralmente reduz a resistência à corrosão do alumínio e, em certas composições, pode aumentar a suscetibilidade do alumínio à fissuração por corrosão sob tensão. As ligas binárias Al-Cu são

amplamente utilizadas nos setores automotivo e aeroespacial, pois requerem alta resistência mecânica e tenacidade à fratura, propriedades que podem ser encontradas nesta liga binária. (ALMEIDA, 2023; KAUFMAN; ROOY, 2004)

Em relação a adição de prata em ligas de alumínio, encontra-se na literatura que ao adicioná-la em pequenas quantidades o material tende a obter um endurecimento por precipitação, o que leva à relevantes mudanças nas propriedades mecânicas da liga. Ligas ternárias de Al-Cu-Ag são utilizadas em aplicações técnicas e como modelos de estudos de ligas eutéticas ternárias, tendo assim alto interesse científico (FARIA, 2015).

Gomes (2020), ao realizar um estudo dos efeitos da adição de teores de Ag na condutividade elétrica e nas propriedades à tração de uma liga Al-Si-Ag, constatou que a resistência máxima à tração e a resistência ao escoamento foram melhoradas com a adição de prata, a resistência mecânica da liga com 0,1% de Ag saiu de 142MPa para 154MPa, ao adicionar 2% de Ag. No que diz respeito a condutividade elétrica, foi verificado que essa propriedade teve resultados antagônicos em relação às propriedades mecânicas, a condutividade elétrica caiu com o aumento do teor de Ag da liga, principalmente devido à influência do soluto de prata na mobilidade eletrônica do material, que gerou um espalhamento de rede de acordo com o aumento do percentual de Ag.

Almeida (2023), realizou um trabalho com o objetivo de estudar os efeitos da adição de 2% de prata na liga de Al-4%Cu. O trabalho foi realizado via solidificação unidirecional ascendente e constatou que o perfil da liga ternária formada se assemelhou com o perfil térmico da liga binária de Al-Cu, no que diz respeito ao comportamento das variáveis em função da posição do lingote solidificado. Além disso, observou-se um aumento da microdureza com o aumento da taxa de resfriamento. Já em relação a condutividade elétrica a adição de 2% de Ag reduziu a propriedade elétrica quando comparada a liga binária.

Conhecer o processo de solidificação em ligas de alumínio e como as variáveis térmicas se comportam nesse desenvolvimento é de fundamental importância para garantir a boa aplicabilidade dos materiais no setor industrial, já que com esse estudo é possível compreender as características da liga após o processo de fundição. As variáveis térmicas do processo de solidificação e as características intrínsecas do material a ser solidificado, afeta de forma direta as propriedades do material, pois age diretamente na evolução da microestrutura (CAMPOS JR, 2017).

Perante este contexto, o presente trabalho tem como objetivo aprofundar os estudos em relação à liga ternária Al-Cu-Ag, através da análise dos efeitos do teor de 5% de Ag nos parâmetros térmicos de solidificação, nas características macro e microestruturais e na microdureza da liga, de forma a aumentar o conhecimento científico perante aos poucos trabalhos realizados sobre a influência deste elemento na propriedade mecânica da liga.

1.1.Motivação

Devido ao aumento da aplicação das ligas de alumínio em diversos setores industriais e a sua relevância científica, movida principalmente pela boa combinação de propriedades de resistência mecânica e de densidade da liga, estudos voltados para a adição de elementos de liga como Cu e Ag proporcionam um maior conhecimento do benefício técnico, principalmente aos setores automotivo e aeroespacial.

O desenvolvimento de trabalhos que permitam conhecer como as variáveis térmicas dos processos para a obtenção da liga a ser estudada influencia na propriedade mecânica e na macro e microestrutura da liga, é de grande relevância para proporcionar conhecimento científico, de forma a otimizar a aplicabilidade desse material nos mais variados setores da indústria metal mecânica.

2. OBJETIVO

2.1.Objetivo Geral

Analisar o comportamento das variáveis térmicas do processo de solidificação, as características da macro e microestrutura e a microdureza da liga ternária de Al-4%Cu-5%Ag submetida ao processo de solidificação unidirecional vertical ascendente.

2.2.Objetivos Específicos

- Determinar o diagrama pseudo-binário da liga ternária Al-4%Cu-5%Ag com o auxílio do software Thermo-Calc;
- Obter a curva experimental de resfriamento lento da liga Al-4%Cu-5%Ag e determinar as suas temperaturas *liquidus* (T_L) e *solidus* (T_S);

- Realizar o experimento de solidificação unidirecional vertical ascendente em condições transientes de extração de calor da liga Al-4%Cu-5%Ag;
- Mapear o perfil térmico de resfriamento durante a solidificação em 8 posições ao longo do molde (5, 10, 15, 20, 35, 45, 60 e 85 mm);
- Determinar os parâmetros térmicos de solidificação, tais como: Taxa de resfriamento (\dot{T}), velocidade da isoterma *liquidus* (V_L), gradiente térmico (G_L) e tempo de solidificação local (t_{SL});
- Obter a macroestrutura no sentido longitudinal do lingote e determinar a transição colunar/equiaxial (TCE) e comparar a macroestrutura com o trabalho realizado por Almeida (2023), em liga de Al-4%Cu-2%Ag;
- Obter a microestrutura no sentido transversal ao lingote próximo aos termopares, conforme as 8 posições já mencionadas;
- Realizar as medições dos espaçamentos dendríticos terciário nas 8 amostras retiradas do lingote de acordo com as posições mencionadas;
- Obter a correlação entre os parâmetros térmicos e os espaçamentos dendríticos;
- Determinar a microdureza média nas amostras transversais ao longo do lingote;
- Obter a correlação das variáveis térmicas e a microdureza.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Alumínio e suas ligas

A ABAL (“Associação Brasileira do Alumínio”, [s.d]) tem classificado o alumínio como um dos metais mais utilizados no mundo devido às suas propriedades mecânicas e físico-químicas. Uma característica marcante do alumínio é que ele pode ser facilmente transformado nos mais diversos produtos via processos de conformação. O alumínio pode ser laminado em qualquer espessura e extrudado em vários perfis de seção transversal.

A facilidade de processamento do alumínio e sua capacidade de ser soldado, aliadas à sua excelente resistência à corrosão em diversos ambientes, comprovam suas grandes vantagens. Adequado para os mais diversos setores industriais. Outras propriedades como leveza, condutividade elétrica, ductilidade e reciclagem infinita também são características desse material (TERRA, 2020).

O alumínio combinado com outros metais produz uma grande variedade de ligas. A cada novo elemento químico adicionado ao alumínio obtém-se ligas com diferentes características como: maior dureza, resistência à corrosão, resistência mecânica, dentre outras. Os elementos de liga mais utilizados nas ligas de alumínio são: silício, cobre, magnésio, manganês e zircônio que contribuem para melhorar as propriedades mecânicas com ou sem tratamento térmico, além de dar fluidez necessária para o processo de fundição, já para uma alteração da condutividade elétrica da liga, pode ser adicionado prata (FARIA, 2015; RODRIGUES, 2017).

De forma a identificar as ligas de alumínio, foram designadas oito séries onde cada uma é representada com 4 símbolos numéricos. O primeiro algarismo é indicativo do elemento de liga principal, o segundo é usado para indicar que existe modificação na liga, ou grau de pureza, e o terceiro e o quarto são utilizados para diferenciar as ligas já existentes e catalogadas por números arbitrários. No Brasil essa identificação também é seguida. A classificação das ligas de alumínio e principais características proporcionadas pela adição dos elementos de liga, de acordo com a *The Aluminum Association (2023)*, são citadas abaixo:

- 1XXX: 99% Al ou superior;
- 2XXX: Al-Cu, o cobre proporciona aumentos na resistência e facilita o endurecimento por precipitação;

- 3XXX: Al-Mn, o manganês aumenta um pouco a resistência por meio do fortalecimento da solução, o que eleva o encruamento, sem reduzir significativamente a ductilidade ou a resistência à corrosão;
- 4XXX: Al-Si, a adição de silício ao alumínio reduz a temperatura do derretimento e melhora a fluidez;
- 5XXX: Al-Mg, possuem excelente soldabilidade e resistência à corrosão;
- 6XXX: Al-Mg-Si, proporcionando boa usinabilidade e alta resistência mecânica;
- 7XXX: Al-Zn, caracterizam-se por ter alto nível de dureza e ótimo desempenho mecânico;
- 8XXX: outros elementos e possuem características diversas.

Os compostos intermetálicos formados com o Al são elementos potenciais para endurecer fases dúcteis, são estáveis termicamente e com forte dispersão em ligas de Al (ASM INTERNACIONAL, 1998).

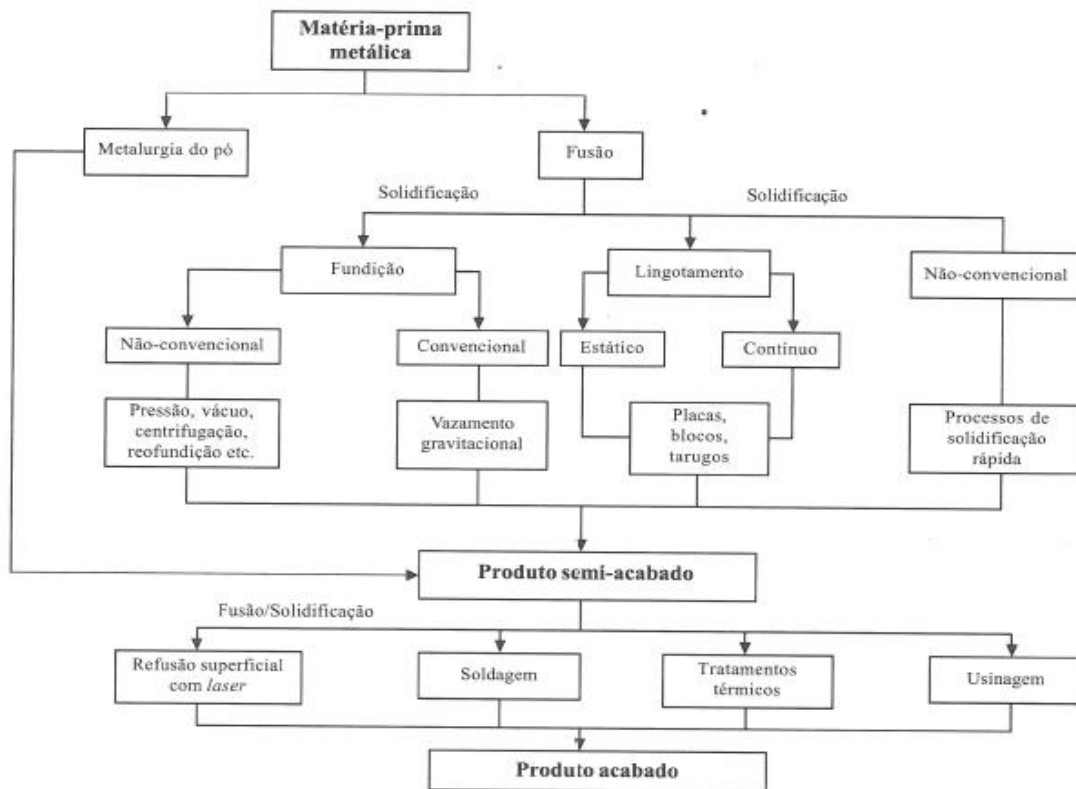
Através das características citadas acima conseguimos perceber que o alumínio é um metal muito versátil, podendo ser aplicados, puro para demandas que exijam a sua característica macia, como para demandas que necessitam de uma liga para dar resistência ao material, proteção contra a corrosão e dentre outras.

3.2.Solidificação

O processo de solidificação vem desde os primórdios da humanidade. Não há registros que identifiquem exatamente quando foram obtidas as primeiras peças metálicas fundidas, mas sabe-se que essa tecnologia vem desde a época pré-histórica. As análises químicas dos objetos encontrados revelam que a sua fundição ocorreu no período imediatamente anterior à Idade do Bronze, ou seja, entre 5000 e 3000 a.C. Desde então, a fundição passou a estar cada vez mais presente na história da evolução da humanidade (GARCIA, 2008).

O esquema apresentado na figura 1 mostra que, com exceção dos materiais produzidos via técnica de metalurgia do pó, todos os demais passam, pelo menos uma vez, pelo processo de solidificação.

Figura 1 – Opções de fabricação de produtos metálicos.



Fonte – Garcia, 2008.

A solidificação determina as propriedades do produto e consiste no processo de extração de calor, simultaneamente, com a transformação de fase líquida em fase sólida. O processo se inicia com a fusão dos metais, que proporciona uma queda brusca da viscosidade de forma que o metal líquido se acomode em moldes das mais diversas geometrias até a obtenção do formato da peça semiacabada. Este fator caracteriza o processo de fundição como um dos mais econômicos na obtenção de uma peça metálica, desde que o ponto de fusão do material não seja muito elevado (GARCIA, 2008).

Entender o processo de solidificação é de fundamental importância para a produção de ligas metálicas, já que como descrito na figura 1, com exceção da metalurgia do pó, todos os demais produtos são confeccionados pelo processo de solidificação.

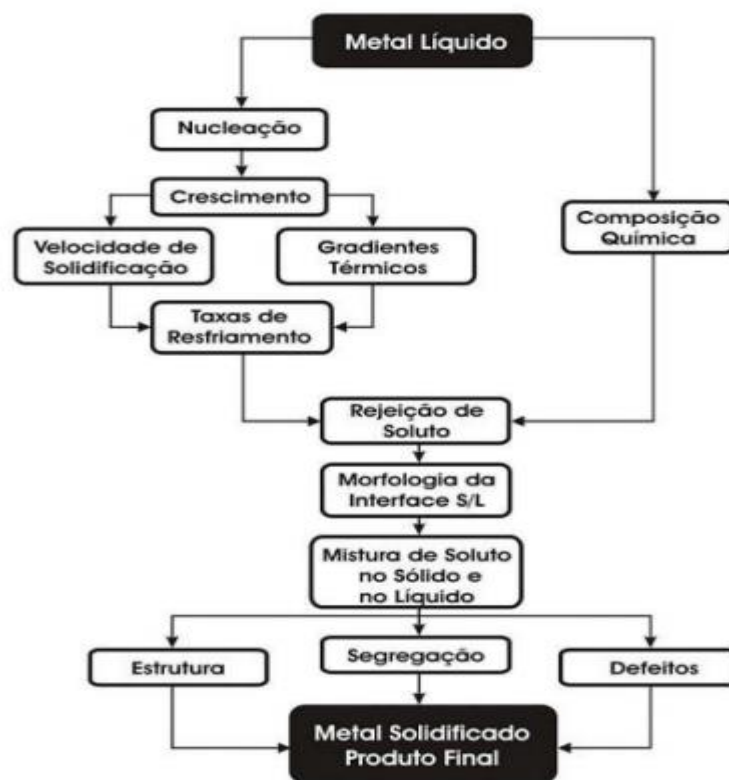
Na solidificação a temperatura de trabalho é maior que a temperatura de fusão do material, assim o processo de conformação por solidificação pode ser dividido em três: fundição, lingotamento e soldagem. Já vimos que o processo de fundição é o de maior viabilidade econômica. O processo de lingotamento, praticado largamente nas indústrias

siderúrgicas, constitui na passagem do metal líquido numa guia revestida com refratário, onde a sua finalização ocorre na passagem do mesmo por processos de conformação mecânica. No que diz respeito ao processo de soldagem, este constitui na fusão e, em sequência, na solidificação de dois ou mais metais. Compreender os fenômenos da solidificação é de grande importância para um bom planejamento da fabricação das peças, e conhecer os parâmetros de processo, as características microestruturais e a forma de crescimento, direção e tamanho de grão são imprescindíveis para a garantia da qualidade do produto (BAYRAM e MARAŞLI, 2018b; BRITO, 2016).

O processo de solidificação passa principalmente por duas etapas. Pela nucleação, que é onde os núcleos no líquido são formados a partir dos embriões, e o crescimento, no qual há a formação dos cristais com o passar do tempo, formando assim uma rede cristalina denominado grão. Os grãos variam em morfologia e fases dependendo das condições de resfriamento. Essas variações determinam as propriedades mecânicas do produto.

Na figura 2, destacam-se os fenômenos envolvidos em todo o processo de solidificação, que serão discutidos ao longo desse trabalho.

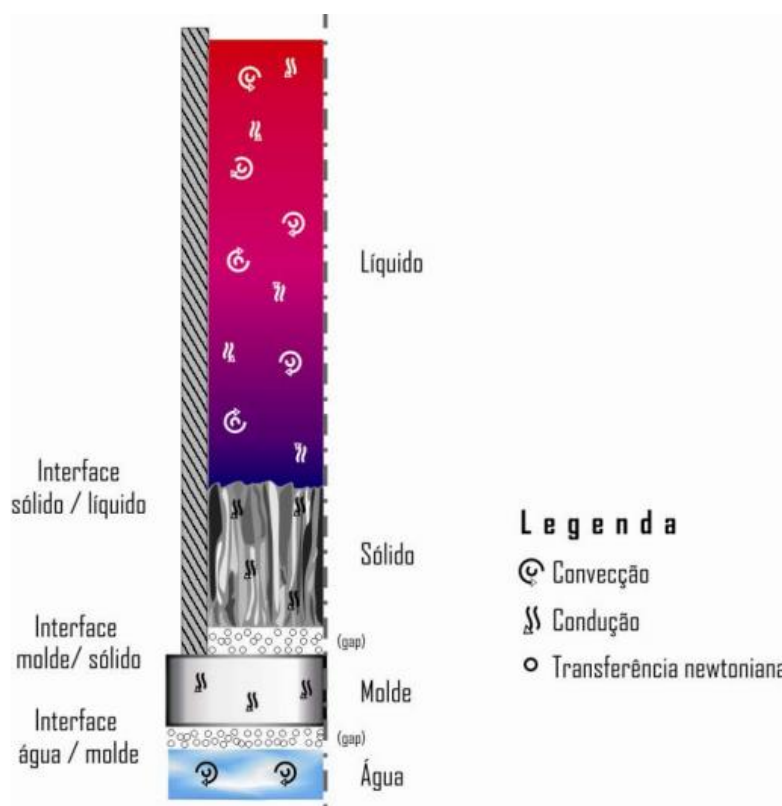
Figura 2– Fenômenos envolvidos no processo de solidificação.



Fonte– Garcia, 2008.

O processo de solidificação possui também uma abordagem termodinâmica onde diferentes formas de transferência de calor podem ocorrer ao longo de uma solidificação unidirecional ascendente com o molde metálico refrigerado a água, como: convecção forçada na água, transferência newtoniana na interface água/molde, condução no molde, transferência newtoniana na interface molde/metal, condução no metal, convecção e condução térmica no metal líquido. A figura 3 apresenta esses mecanismos. (ROSA, 2007).

Figura 3 – Modos de transferência de calor atuantes em um sistema de solidificação vertical ascendente refrigerado a água.



Fonte –Rosa, 2007.

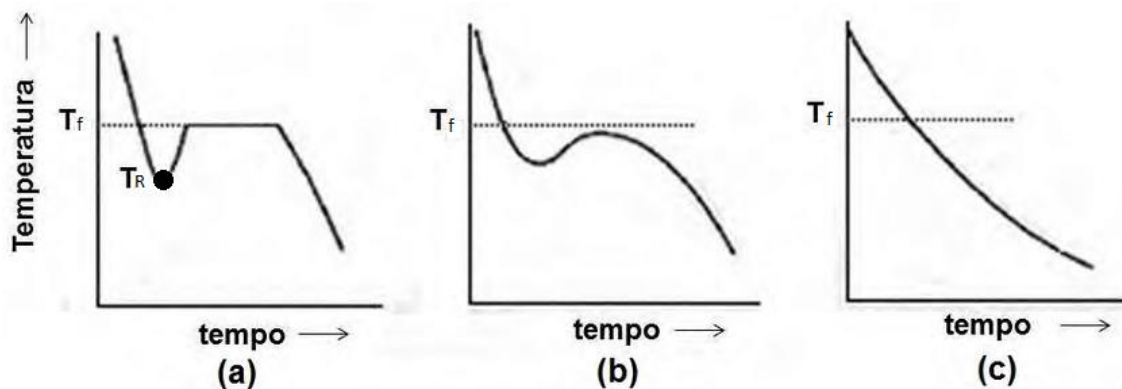
3.3.Ponto de fusão e curvas de resfriamento

Segundo Garcia (2008), um elemento sendo o mesmo puro ou composto pode existir tanto na forma de sólido cristalino quanto como líquido. A alteração de seu estado físico ocorre se o mesmo estiver acima da temperatura T_f (temperatura de fusão), para substâncias puras, ou T_L (temperatura *liquidus*), para substâncias compostas, no qual a forma estável é o líquido e abaixo dessa temperatura a forma estável é o sólido. Essa temperatura é chamada ponto de fusão

do material e é a única temperatura onde são encontrados dois estados físicos em equilíbrio, sólido e líquido, ou ainda pode ser relacionado com a temperatura na qual as energias livres dessas duas fases se igualam.

A figura 4, apresenta os casos típicos de curvas de resfriamento em um processo de solidificação. No caso da figura 4 (a), nota-se que o líquido ao atingir a T_R (temperatura de resfriamento), se encontra super-resfriado, porém no início da sua transformação para o estado sólido ele libera calor latente, e por isso, a temperatura atinge rapidamente a temperatura de fusão. No caso da figura 4 (b), a situação se repete, porém, a quantidade de líquido é muito pequena, fazendo com que o calor latente liberado não seja suficiente, assim a temperatura não retorna para a T_f . Já no caso da figura 4 (c), é demonstrada a curva para os materiais amorfos, que não tem calor latente liberado porque não ocorre nesses materiais uma ordenação atômica.

Figura 4 – Casos típicos de curvas de resfriamento. (a) Super-resfriamento. (b) Sem retorno ao ponto de fusão. (c) Material sólido amorfo.



Fonte– Garcia, 2008.

Analisando a curva (a) da figura 4, acima do ponto de fusão (T_f) o material está completamente no estado líquido, ao passar do tempo, há a transferência de calor com a parede do molde, o que diminui a temperatura e posteriormente, ocorrerá um aumento leve da temperatura, ocasionado pela liberação de calor latente. Neste instante, surgem os núcleos sólidos iniciais, onde a temperatura permanece constante, com o aumento do tempo nessa linha uniforme, haverá o aumento de sólidos na mistura L + S, ao final, ocorrerá, novamente, uma queda que indica a solidificação total do material (SOUSA, 2019).

Dois fenômenos importantes do estudo de solidificação de materiais metálicos devem ser apontados, são eles: o superaquecimento e o super-resfriamento. O superaquecimento entende-se como a diferença entre a temperatura de vazamento, ou seja, a temperatura na qual o material é vazado no molde, que é de suma importância, pois a mesma certifica-se de todo o preenchimento e acomodação do material no molde, e a temperatura de fusão (GOMES,2020). Esse fenômeno pode ser expresso conforme a Equação 01:

$$\Delta T_V = T_V - T_f \quad (\text{Equação 1})$$

onde:

ΔT_V = superaquecimento

T_V = temperatura de vazamento

T_f = temperatura de fusão

Já o fenômeno de super-resfriamento, é definido como a temperatura abaixo da temperatura de fusão do metal líquido. De acordo como é apresentado na Equação 2.

$$\Delta T_R = T_f - T_R \quad (\text{Equação 2})$$

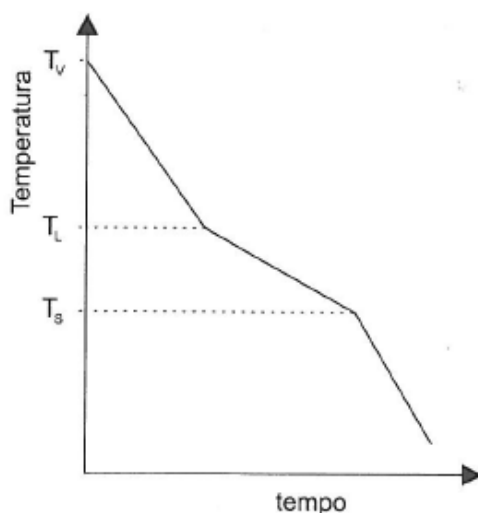
onde:

ΔT_R = super-resfriamento

T_R = temperatura de super-resfriamento

Na maior parte das situações práticas de solidificação são utilizadas ligas com dois ou mais elementos, em busca de diferentes características físicas e mecânicas. Nesse caso a temperatura de fusão, que devido a diferentes condições químicas e termodinâmicas, passa a ser denominada temperatura *liquidus* (T_L), que é a temperatura que defini o início da solidificação, já o final da solidificação é dado pela temperatura *solidus* (T_S). Nas ligas o calor latente é liberado gradativamente ao longo do intervalo de solidificação e a curva apresentada na figura 5 ilustra essa situação partindo da temperatura de vazamento (T_V) até o resfriamento da liga (GARCIA, 2008).

Figura 5 – Curva de resfriamento de uma liga monofásica.



Fonte – Garcia, 2008.

3.4. Variáveis térmicas de solidificação

As variáveis térmicas envolvidas nos fenômenos de solidificação têm influência direta na microestrutura do material final, além destas variáveis, as características intrínsecas do material, como espaçamento dendríticos, heterogeneidades, tamanho de grão, inclusões e porosidade, afetam as propriedades finais do produto (BAYRAM e MARAŞLI, 2018b).

A técnica de solidificação unidirecional pode ser estudada em condições estacionárias de fluxo de calor ou em regime transitório de extração de calor. No estudo da solidificação em condições estacionárias de fluxo de calor, as variáveis térmicas como gradiente térmico à frente da interface sólido-líquido (G_l) e a velocidade da isoterma *liquidus* (V_l) são analisadas de forma independente, mantidas constantes ao longo do processo, fazendo com que este estudo seja de grande utilidade nas análises microestruturais quantitativa. Por outro lado, na técnica de solidificação unidirecional em regime transitório de extração de calor, as variáveis G_l e V_l são interdependentes, variando de forma livre com o tempo e a posição dentro do metal, não sendo, portanto, possível seu controle. Esta técnica é considerada de suma importância, pois representa a grande maioria dos processos industriais que envolvem solidificação (GOULART, 2010).

Diferentes dispositivos de solidificação unidirecional como: vertical ascendente, vertical descendente e horizontal são utilizados no estudo das variáveis e mapeamento térmico

no processo de regime transitório (QUARESMA, 2000; GARCIA, 2008; SANTOS 2014). Nos tópicos seguintes esses dispositivos serão mais bem abordados.

3.4.1. Velocidade da isoterma *liquidus* (V_L)

A velocidade da isoterma *liquidus* representa o deslocamento em função do tempo que a interface sólido/líquido leva para avançar ao longo do lingote. Obtém-se esta velocidade pela derivação da função $P = f(t)$, na qual P é a posição de análise e t o tempo gasto para alcançar a temperatura *liquidus*. A equação 3 apresenta essa derivada, e com ela é possível obter para cada posição a velocidade que a isoterma está passando, a partir da interface metal/molde. A figura 6 apresenta a curva para determinação da velocidade de solidificação.

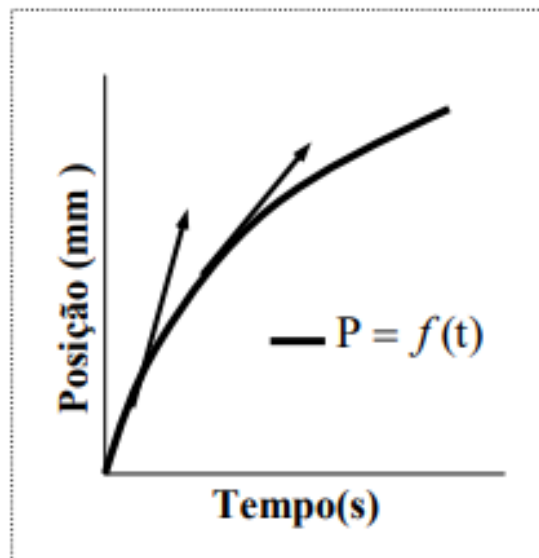
$$V_l = \frac{dP}{dt} \quad \text{(Equação 3)}$$

Onde:

dP = derivada da posição de análise.

dt = derivada do tempo.

Figura 6 – Curva para determinação da velocidade de solidificação.



Fonte – Garcia, 2008.

3.4.2. Taxa de resfriamento (\dot{T})

A taxa de resfriamento (\dot{T}) tem a função de alterar as propriedades mecânicas do material. Através dela é possível descrever a quantidade de calor que é extraída em um determinado instante de tempo. Quanto maior for a taxa, menor será o tempo de solidificação, já que a troca de calor com o meio ocorrerá de maneira mais rápida. Com o menor tempo de solidificação teremos também um menor tempo para o crescimento da microestrutura e para a ocorrência da segregação do material, o que resulta em uma microestrutura mais refinada, gerando assim, um aumento nas propriedades mecânicas do material (PARADELA, 2019).

Com a equação 4 é possível obter a determinação desta variável térmica. Conforme demonstra a figura 7 utiliza-se a temperatura e o tempo imediatamente antes e após a *T_L* para calcular a taxa de resfriamento (GOULART, 2010).

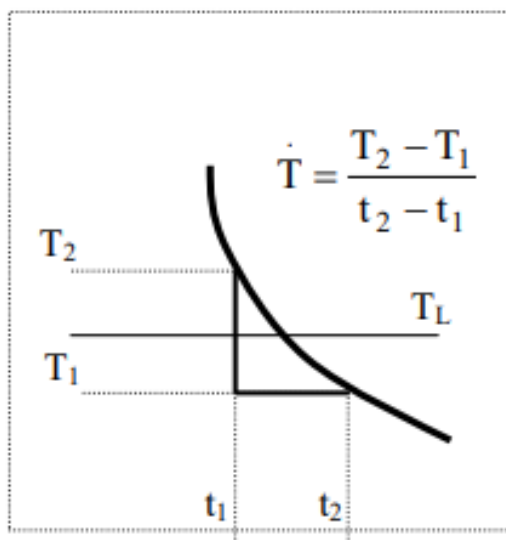
$$\dot{T} = \frac{\Delta T}{\Delta t} \quad (\text{Equação 4})$$

Onde:

ΔT = é a diferença de temperatura tanto antes quanto após a temperatura *liquidus* na posição investigada;

Δt = é a diferença de tempo antes e após a temperatura *liquidus* na posição investigada.

Figura 7 - Representação da curva para cálculo de \dot{T} .



Fonte – Garcia, 2008.

3.4.3. Gradiente Térmico (G_L)

Define-se o gradiente térmico como a diferença entre a fase sólida e a fase líquida, à frente da interface existente entre elas, indicando assim, como a temperatura é distribuída ao longo do comprimento da peça. Essa variável térmica rege o comprimento da microestrutura dendrítica, o que a torna de grande importância para a caracterização do material (CANTE,2009; GARCIA, 2008).

O gradiente térmico pode ser determinado através da relação entre a taxa de resfriamento e a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* como mostra a equação 5.

$$G_L = \dot{T} \times V_l \quad (\text{Equação 5})$$

Onde:

\dot{T} = taxa de resfriamento.

V_l = velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*.

3.4.4. Tempo de solidificação local

O tempo de solidificação local é definido como o tempo necessário para a passagem da isoterma *solidus* e da isoterma *liquidus* por uma determinada posição. Como já mencionado anteriormente, na solidificação de uma liga não há uma temperatura de fusão, diferentemente dos elementos puros o que temos é um intervalo de solidificação definido pela T_L e pela T_S . Com esta variável térmica e com a posição analisada, observamos o deslocamento da isoterma (ROCHA, 2003; BRITO, 2016).

Com a equação 6 podemos determinar o tempo de solidificação local.

$$t_{sl} = t_S - t_L \quad (\text{Equação 6})$$

Onde:

t_S = é o tempo de passagem da isoterma *solidus*;

t_L = é o tempo de passagem da isoterma *liquidus*.

3.5. Dispositivos de solidificação unidirecional

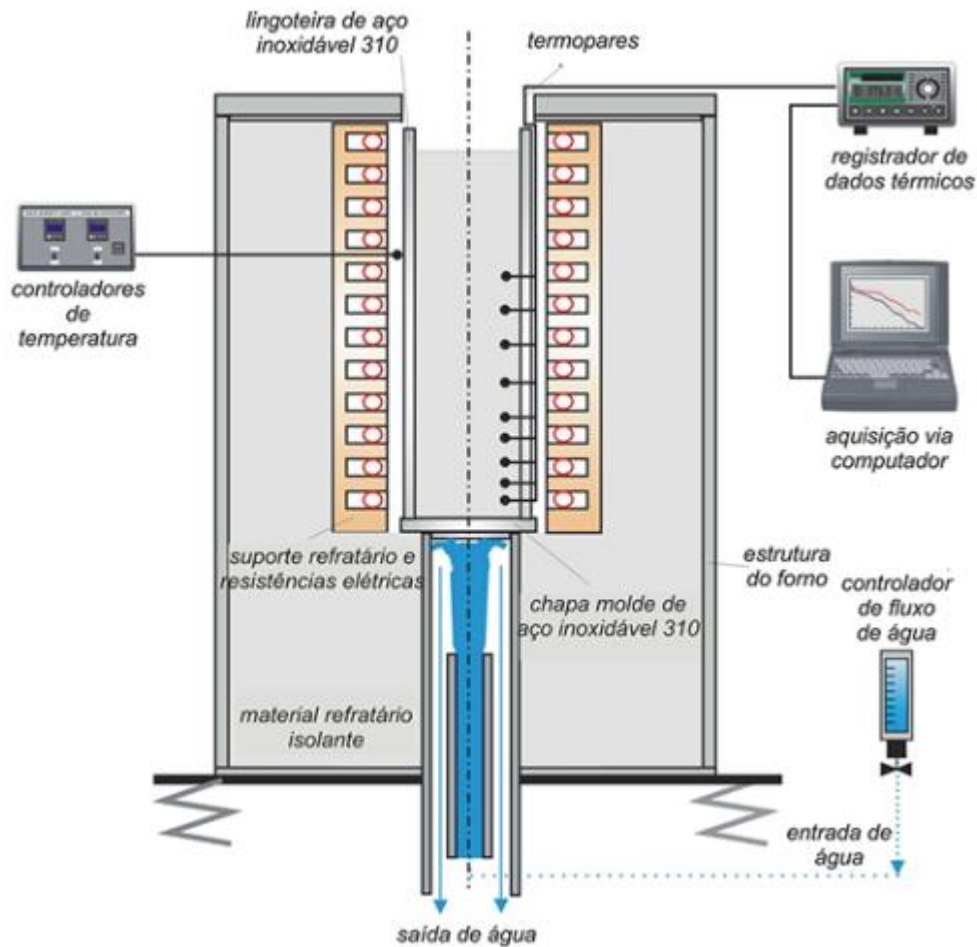
A investigação experimental do fenômeno da solidificação pode ser realizada de acordo com a direção na qual o fluxo de calor é extraído e com o sentido de avanço da frente de solidificação, podendo o mesmo ser classificado como unidirecional vertical ascendente, descendente ou até mesmo unidirecional (DANTAS, 2014).

3.5.1. Solidificação unidirecional vertical ascendente

O processo de solidificação vertical ascendente é realizado a partir do momento em que a temperatura do material esteja cerca de 15% acima da temperatura *liquidus* com o acionamento de um jato de água na parte inferior do molde para que ocorra a refrigeração e a solidificação do metal se processe em sentido contrário ao da gravidade. Nesse sistema o próprio peso do lingote atua no sentido de favorecer o contato térmico do metal com a base refrigerada. A figura 8 apresenta esse sistema de solidificação, onde conseguimos visualizar o posicionamento dos termopares que são responsáveis pela captação da temperatura ao longo do lingote para registrar a evolução do perfil térmico durante todo o processo.

É importante ressaltar a existência de um material refratário nas paredes do dispositivo agindo como um isolante térmico, evitando a transferência de calor de forma a contribuir que o perfil de temperatura no líquido seja crescente em direção ao topo do lingote. Além disso, o líquido mais denso se localize junto à fronteira de transformação sólido/líquido, e não ocorram correntes convectivas, nem por diferenças de temperatura e nem por diferenças de concentração. Isso permite uma análise experimental e cálculos teóricos isentos desse complicador, já que a transferência de calor dentro do lingote é realizada essencialmente por condução térmica unidimensional (ROCHA, 2003; OSÓRIO, 2005; GOULART, 2010; DANTAS, 2014).

Figura 8 – Sistema de solidificação unidirecional vertical ascendente.

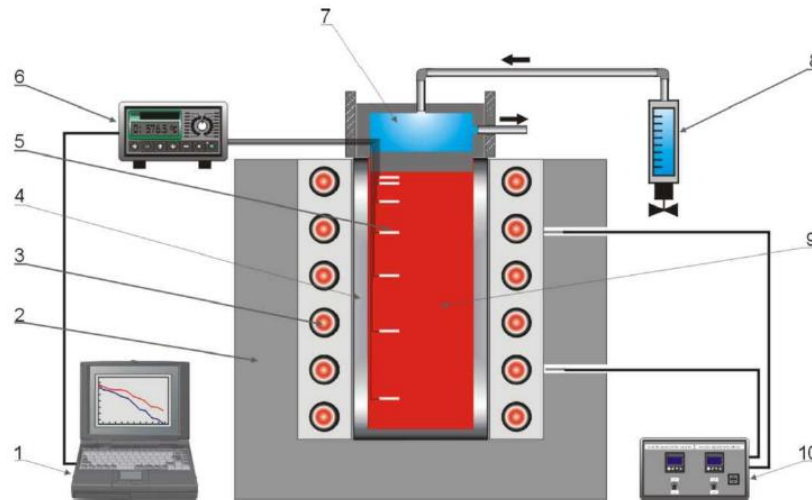


Fonte–Goulart, 2010.

3.5.2. Solidificação unidirecional vertical descendente

Neste dispositivo o processo ocorre de forma bem similar ao anterior, porém a câmara refrigerada a água está localizada no topo do lingote, conforme representado na figura 9 com a numeração de todos os componentes que são envolvidos neste dispositivo, que são eles: 1) computador interligado ao sistema de aquisição de dados; 2) isolamento térmico; 3) resistências elétricas; 4) lingoteira; 5) conjunto de termopares; 6) sistema de aquisição de dados; 7) câmara de refrigeração; 8) controlador de fluxo de água do sistema de refrigeração; 9) metal líquido; 10) controlador de temperatura.

Figura 9 – Sistema de solidificação unidirecional vertical descendente.



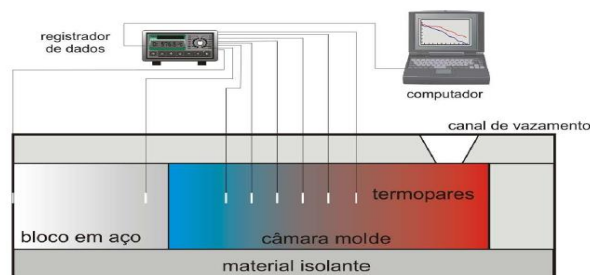
Fonte –Goulart, 2010.

Comparando este processo com o processo de solidificação unidirecional vertical ascendente, abordado anteriormente, temos que neste sistema há uma maior resistência térmica durante a passagem do fluxo de calor no material fundido em direção ao fluido de refrigeração já que a solidificação ocorre no mesmo sentido da força da gravidade.

3.5.3. Solidificação unidirecional horizontal

O processo de solidificação unidirecional horizontal, está apresentado na figura 10 abaixo. Neste caso a solidificação pode ser conduzida de duas maneiras distintas de extração de calor, podendo na primeira maneira o calor ser extraído pela parede do molde, que é isolado termicamente, de forma imediata após o vazamento do metal líquido no dispositivo, e na segunda maneira o calor extraído por uma câmara de refrigeração após o metal líquido depositado dentro do molde atingir a temperatura de execução do processo.

Figura 10 – Sistema de solidificação unidirecional horizontal.



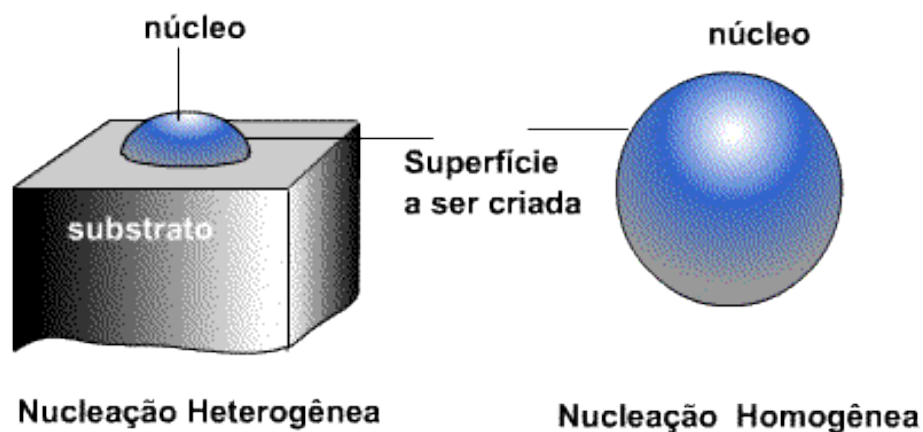
Fonte –Goulart, 2010.

3.6.Nucleação

A solidificação é iniciada com a formação de núcleos sólidos estáveis que vão crescendo posteriormente. De acordo com Garcia (2008), a nucleação pode ser definida como a formação de uma nova fase a partir de outra, em posições específicas e é caracterizada por contornos bem definidos a separando do meio em que foi gerada. As partículas de sólido geradas estão envolvidas pelo metal líquido e no caso dos metais pode ocorrer a formação de regiões com ordenação cristalina de curto alcance, conhecidas como embriões de fase sólida, a qual permanecem estáveis até certa temperatura abaixo da temperatura de fusão.

A nucleação pode ser homogênea ou heterogênea, conforme apresentado na figura 11 abaixo.

Figura 11 – Desenho esquemático dos dois tipos de nucleação.



Fonte –CIMM (Centro de Informação Metal Mecânica), 2020.

Durante a nucleação homogênea o sólido se forma no interior do próprio líquido sem que haja a ação de um agente externo e os primeiros embriões surgem ainda quando o metal está acima da temperatura de fusão e possuem estrutura cristalina de curto alcance. Os sólidos formados durante a nucleação possuem forma esférica, já que essa geometria apresenta menor relação superfície/volume sendo assim energeticamente mais eficaz para desenvolver o embrião de fase sólida homogêneo. Por causa dos inúmeros defeitos ocorridos durante a solidificação, como inclusões por exemplo, esse processo de nucleação é bem menos provável de ocorrer, pois não há uma estabilidade termodinâmica e em vista disso a nucleação heterogênea acaba sendo favorecida. Agentes catalisadores de nucleação, como as próprias paredes do molde, partículas sólidas suspensas no líquido, elementos inseridos propositalmente no metal líquido

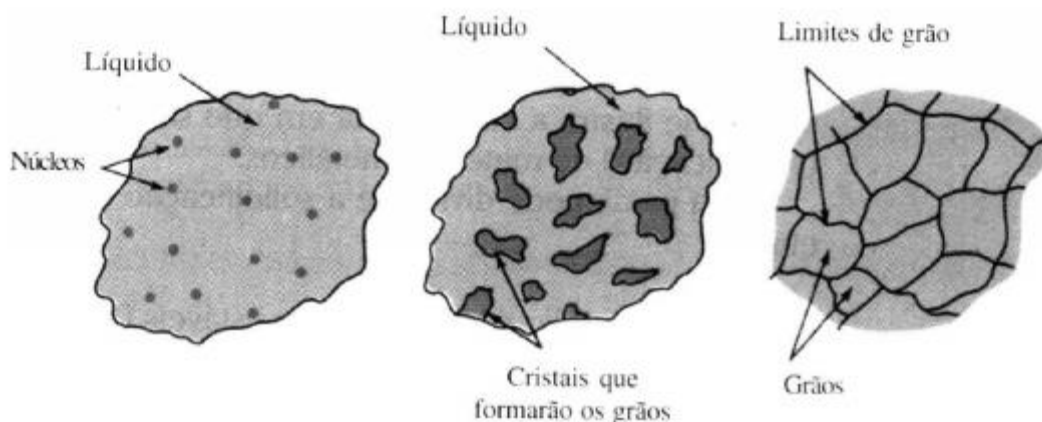
(aditivos, filmes de óxidos, inoculantes), entre outros, fazem com que a nucleação ocorra de forma heterogênea, pois se inicia a partir dessas partículas que é uma característica deste tipo de nucleação. (GARCIA, 2008).

É importante mencionar que as propriedades dos sólidos formados são diretamente regidas pela nucleação. O número de grãos e seu tamanho final dependerá do crescimento de um único núcleo estável do líquido, e crescerá formando a estrutura cristalina de cada grão. Por isso, estruturas que precisam ter melhor resistência mecânica devem ter uma maior nucleação de embriões na fase líquida, com a estrutura mais refinada, com possível utilização de agentes nucleantes ou com o controle do resfriamento que proporcionem maiores taxas de resfriamento (SALES, 2022).

3.7.Crescimento da interface sólido/líquido, cristalização e a formação de grãos

Tendo os núcleos sólidos consolidados e estáveis no metal, se inicia a fase de crescimento que depende da maior ou menor facilidade encontrada pelos átomos para se ligar à interface de crescimento, ou seja, depende da estrutura da interface entre sólido/líquido em nível atômico, onde os núcleos crescem formando então os cristais. Durante o crescimento esses cristais se juntam a outros com uma orientação diferente, originando, assim, o contorno de grão. A figura 12 abaixo mostra o esquema desse processo de formação.

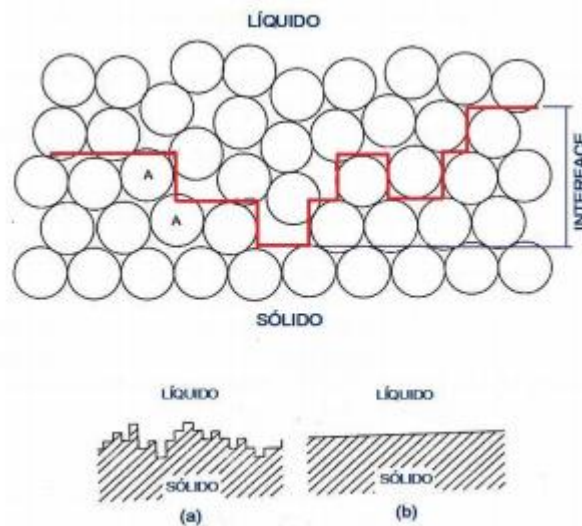
Figura 12 – Esquema das etapas de solidificação dos metais.



Fonte -<http://www.foz.unioeste.br/~lamat/downmateriais/materiaiscap6.pdf> (Acesso: 08 de nov. de 2023).

Pode-se destacar dois tipos de estrutura de interface sólido/líquido: rugosas ou difusas e lisa ou facetada, como é mostrada na figura 13. A interface rugosa ou difusa se caracteriza pelo avanço por meio de uma faixa mista de regiões ordenadas e desordenadas entre sólido/líquido encontrando posições dispersas na interface, até que todo o calor latente seja liberado e todos os átomos tenham encontrado posições no retículo. Já a interface lisa ou facetada se caracteriza por exibir uma frente compacta e plana em nível atômico, em que haja o preenchimento de uma camada atômica por vez (FLEMINGS, 1974; GARCIA, 2008).

Figura 13 – Estrutura das interfaces sólido/líquido: (a) Rugosa ou difusa; (b) Lisa ou facetada.



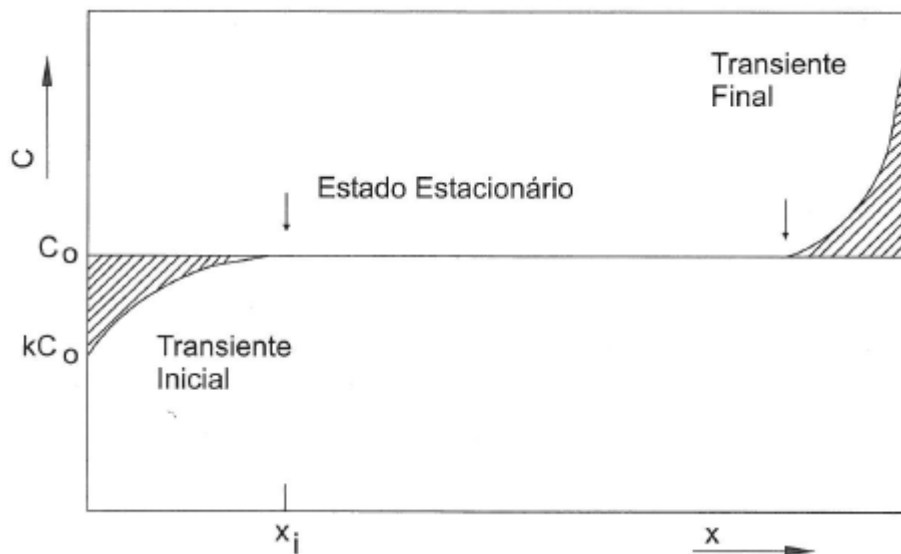
Fonte – Garcia, 2008.

3.8. Solidificação em condições de equilíbrio e fora do equilíbrio

A solidificação tanto pode ocorrer sob condições de equilíbrio como fora do equilíbrio. Em condições de equilíbrio a velocidade de avanço da interface sólido/líquido tem que ser menor que a velocidade de difusividade do soluto em meio sólido, fazendo com que a fronteira avance de forma bem lenta ocasionando uma redistribuição uniforme e homogênea do soluto, porém esse mecanismo é extremamente complexo de ser realizado pois requer um ambiente com condições bem controladas para a sua execução. Na condição fora do equilíbrio a velocidade de avanço da interface sólido/líquido é elevada, não levando a uma distribuição de soluto de forma homogênea, ficando assim a interface enriquecida de soluto. De um modo geral o processo pode ser dividido em três etapas, conforme apresentado na figura 14, sendo a primeira denominada de transiente inicial, onde haverá um aumento da concentração inicial de

soluto (C_0) até que ele se estabilize. Após esta etapa, teremos a etapa denominada de estado estacionário, a qual a concentração de soluto não varia até que inicie a última etapa denominado de transiente final, onde haverá ainda um aumento da concentração até o final da barra (GARCIA, 2008).

Figura 14 – Perfil de concentração de soluto frente a fração solidificada: x_i - comprimento do transiente inicial.



Fonte- Garcia, 2008.

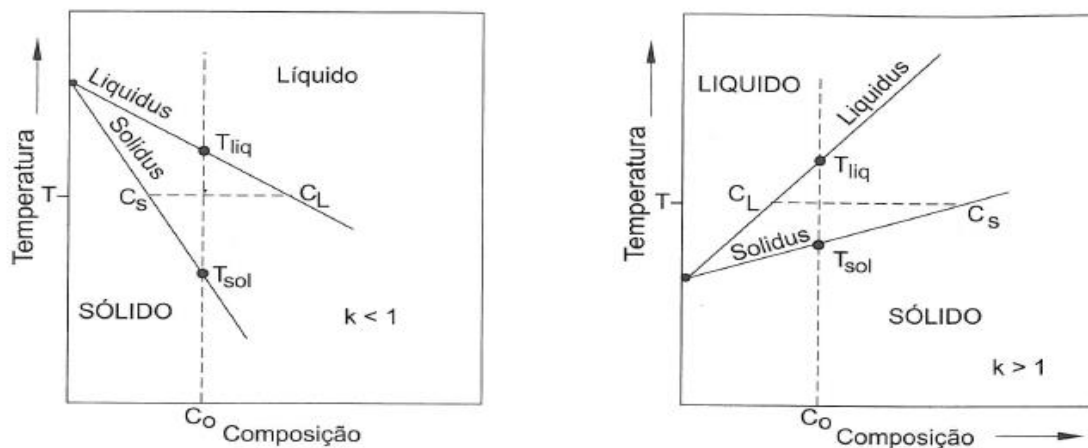
3.9.Redistribuição de soluto

A incorporação do soluto no solvente gera a formação de uma solução binária e pode ser representada por meio de um coeficiente de redistribuição de soluto. Ao considerar o sistema de solidificação em equilíbrio durante a formação do sólido, é possível encontrar as composições do material pelo diagrama de fase identificando a concentração das fases líquida e sólida em função da temperatura, assim podemos obter o coeficiente de redistribuição, que pode também ser denominado de coeficiente de distribuição (K), que relaciona a concentração de soluto no sólido (C_s) e a correspondente concentração de soluto no líquido (C_l), como descrito na equação 7 (OSÓRIO, 2004; GARCIA, 2007).

$$K = \frac{C_s}{C_l} \quad \text{(Equação 7)}$$

Quando o limite de solubilidade no meio líquido for maior que o limite de solubilidade do meio sólido, a concentração do soluto no líquido é maior que a concentração do soluto no sólido, assim o coeficiente de redistribuição será menor do que um ($K < 1$), ocorrendo a rejeição do soluto do meio sólido para o meio líquido. De forma inversa quando o coeficiente de distribuição for maior do que um ($K > 1$) obtém-se um limite de solubilidade do meio líquido menor do que a solubilidade do meio sólido, ocorrendo assim a rejeição do solvente do meio sólido para o meio líquido. Esses processos estão representados na figura 15 (a) e 15 (b) respectivamente.

Figura 15 – Figura esquemática da redistribuição de soluto em ligas binárias com (a) $K < 1$ e (b) $K > 1$.



Fonte – Garcia, 2008.

3.10. Microestrutura

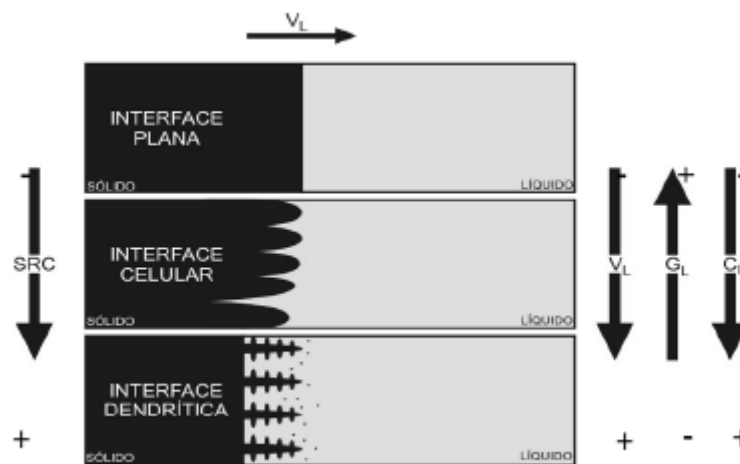
As microestruturas que podem ser encontradas em uma liga possuem relação direta com o desenvolvimento da interface sólido e líquido que ocorre durante a solidificação do material. A distribuição não homogênea da concentração no líquido a frente da interface, originada pela termodinâmica do sistema a qual proporciona a segregação do soluto ou solvente na interface, é responsável pelo desenvolvimento da interface S/L. Devido as alterações das variáveis térmicas presentes no sistema metal/molde, a microestrutura pode evoluir de uma morfologia plana para uma morfologia mais complexa como celular e dendrítica (FARIA, 2015).

Na interface sólido e líquido há uma região mais rica em soluto, conforme já explicado anteriormente. Se não houver tempo suficiente para a difusão completa do soluto no líquido,

esta interface é movida ao longo do processo de solidificação da liga, o que possibilita a observação de uma maior concentração de soluto na interface. Esta rejeição de soluto ou solvente na interface S/L, ocasiona um gradiente térmico à frente da mesma, que é menor que o gradiente térmico do perfil temperatura *liquidus*, originando o denominado Super-Resfriamento Constitucional (SRC), onde, dependendo do valor crescente do SRC, proporcionará uma diferença na morfologia da microestrutura (CANTE, 2009).

A figura 16 apresenta, de forma esquemática, a influência da velocidade da isoterma *liquidus* (V_L), do gradiente térmico (G_L) e da concentração de soluto (C_0) na instabilidade da interface sólido-líquido. Esta influência determina a morfologia microestrutural dependente da ordem crescente de Super-Resfriamento Constitucional.

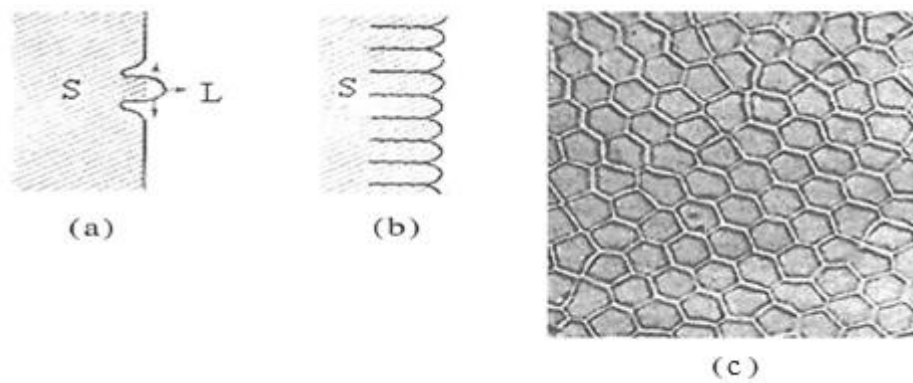
Figura 16 – Representação da atuação dos fatores das variáveis térmicas (V_L e G_L) e concentração de soluto de acordo com SRC nas morfologias microestruturais.



Fonte – Faria, 2015.

Com um SRC satisfatório para começar o processo de instabilidade da interface S/L, ocorre na interface do líquido super-resfriado o aparecimento de uma saliência até que o super-resfriamento seja suficiente para a realização da conservação da força do crescimento. Enquanto ocorre o crescimento o soluto é rejeitado por esta saliência e a sua concentração de soluto lateral é maior que em qualquer outro ponto, o que gera uma mudança da morfologia plana para a morfologia celular, como na figura 17, que é característica para a maioria das ligas binárias (FARIA, 2015).

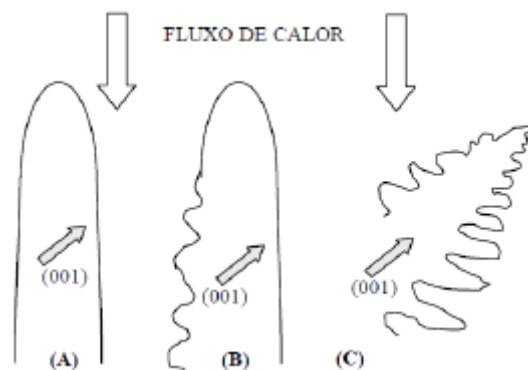
Figura 17 – a) e b) Esquema do desenvolvimento de uma interface celular; c) interface celular de uma liga diluída do sistema Pb-Sn.



Fonte – Garcia, 2008.

Cada vez que o SRC aumenta, ocorre também o aumento da instabilidade de forma que a estrutura celular se transforma em uma estrutura dendrítica. A figura 18 representa as morfologias ocorridas durante o processo de crescimento das microestruturas.

Figura 18 – Representação das morfologias durante o processo de crescimento das microestruturas: (a) morfologia celular; (b) transição celular para dendrítica; (c) dendrítica.

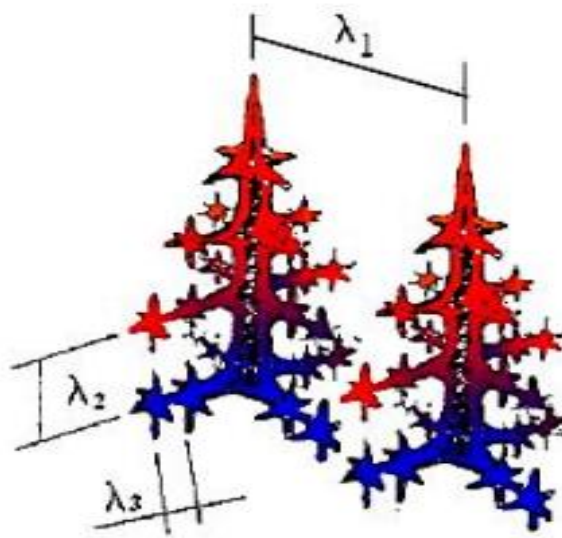


Fonte – Osório, 2004.

O crescimento das dendritas primárias ocorrem na direção próximas ao fluxo de calor, e com a rejeição de soluto aparecem os braços secundários em direções perpendiculares aos primários. As estruturas dendríticas podem ser comparadas para facilitar o entendimento, com um pinheiro, onde o tronco principal deste pinheiro é o braço primário dendrítico, os galhos são os braços secundários e os ramos destes galhos são os braços terciários e assim sucessivamente. Através destes braços consegue-se analisar os chamados espaçamentos dendríticos primários,

secundários, terciários etc., sendo estes de suma importância para correlacionar a propriedade mecânica do material com a microestrutura. Com o controle do crescimento destas microestruturas e dos espaçamentos dendríticos, é possível obter melhoras nas propriedades mecânicas da liga, através da obtenção de menores espaçamentos dos braços dendríticos (GARCIA, 2008; CANTE, 2009; SOUSA, 2019). Na figura 19, estão representados os espaçamentos dendríticos primários, secundários e terciários por λ_1 , λ_2 e λ_3 .

Figura 19 – Representação da morfologia dendrítica primária, secundária e terciária.



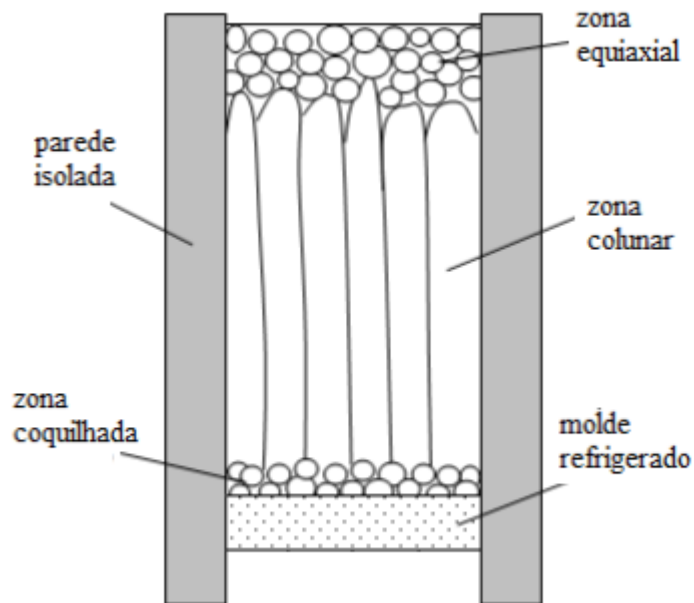
Fonte – Silva, 2020.

3.11. Macroestrutura

A macroestrutura de um metal solidificado se caracteriza pelos seus grãos cristalinos oriundos do processo de nucleação. Esses grãos podem obter diferentes formas, orientações e dimensões. De um modo geral é possível identificar na macroestrutura três regiões distintas: zona coquilhada, colunar e equiaxial (GOULART, 2010).

A figura 20 apresenta essas três formas macroestruturais. Como elas estão ligadas às variáveis térmicas do processo de solidificação, o seu estudo ou previsão é importante para a avaliar as propriedades mecânicas dos materiais solidificados (CANTE, 2009).

Figura 20 – Representação das três formas da macroestrutura.



Fonte –Santos, 2006.

3.11.1. Zona coquilhada

A zona coquilhada é formada por pequenos grãos que cresceram junto da parede do molde. Esses grãos são finamente dispersos e ocorrem em função da nucleação intensa de grãos cristalinos de orientação aleatória devido ao superesfriamento promovido pelo contato do metal líquido vazado com as paredes frias da lingoteira. Se o molde for submetido a um pré-aquecimento antes do vazamento do metal líquido, a zona coquilhada poder ser imperceptível ou nem existir, já que a alteração da temperatura do molde influenciará na troca de calor entre metal líquido e o molde. Dessa forma, além do coeficiente de transferência de calor entre o metal e o molde, outras variáveis têm influência na zona coquilhada como a temperatura de derramamento do metal líquido e as características termofísicas do molde (GARCIA, 2008; CANTE, 2009; DUARTE, 2016).

3.11.2. Zona colunar

Na zona colunar os grãos cristalinos são alongados e possuem orientação definida, normalmente alinhada paralelamente à direção do fluxo de calor. Essa zona surge devido ao aumento da velocidade de crescimento dos núcleos, ocasionado pelo aumento do resfriamento

do metal e são formados após os grãos coquilhados, impedindo o crescimento deles. Já que os grãos alongados possuem uma mesma direção, a zona colunar apresenta anisotropia das propriedades mecânicas, ou seja, as propriedades dependem da direção cristalográfica, sendo que esta característica pode ser de grande interesse para algumas aplicações (GARCIA, 2008; CANTE, 2009; DUARTE, 2016).

3.11.3. Zona equiaxial

Com o super-resfriamento do líquido no interior do lingote surge a zona equiaxial. Os grãos dessa zona crescem sem uma direção preferencial a partir da zona colunar e possuem dimensões maiores que a da zona coquilhada (FARIA, 2015).

Uma característica da zona equiaxial é a isotropia das propriedades mecânicas, ou seja, suas propriedades mecânicas independem da direção cristalográfica. Essa característica ocorre devido a aleatoriedade na formação dos grãos (GARCIA, 2008; CANTE, 2009; DUARTE, 2016).

3.11.4. Transição zona colunar-equiaxial

Dependendo da composição química da liga e das condições de solidificação um lingote pode obter estruturas colunares, equiaxiais ou ambas. A zona de transição entre essas macroestruturas é um pouco mais complexa e o entendimento dos mecanismos que geram essa transição é muito importante para a análise das propriedades mecânicas e para a projeção da aplicabilidade da liga.

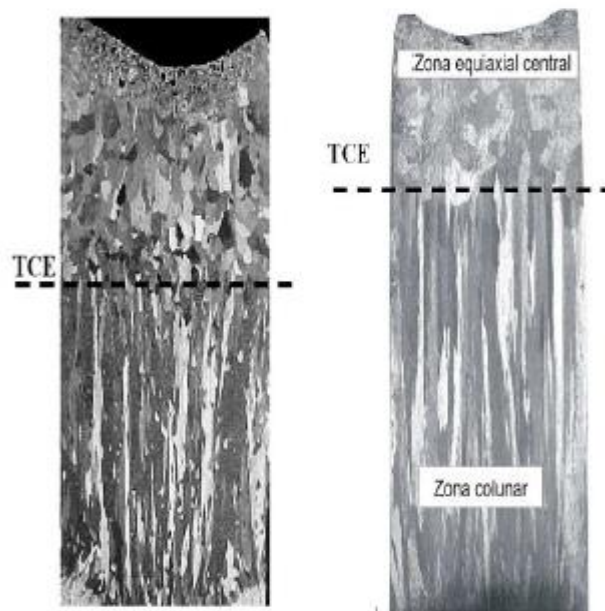
Só há a ocorrência da forma estrutural mista quando a nucleação e o crescimento de grãos equiaxiais forem viabilizados à frente da interface colunar, provocando uma transição entre os modos de crescimento. De forma competitiva os grãos equiaxiais crescem a frente dos grãos colunares, de modo que, se os cristais equiaxiais forem pequenos, eles são adicionados a essa frente e passam a crescer de forma colunar dendrítica, todavia, se a zona super-resfriada à frente da interface colunar for grande o suficiente e com alta densidade de cristais, esses grãos equiaxiais têm tempo necessário para formar uma fração volumétrica muito alta capaz de impedir o crescimento colunar (GARCIA, 2008).

Existem diversos fatores que podem influenciar na transição colunar-equiaxial (TCE), os quais podemos citar: i) superaquecimentos crescentes se não impedirem completamente a formação de zona equiaxial, podem retardar a TCE, aumentando o comprimento da zona colunar. Vale ressaltar que o aquecimento do molde pode gerar o mesmo efeito. ii) transferência

de calor na interface metal/molde pode retardar a transição, fazendo com que a TCE ocorra mais ao longo do lingote; iii) taxas de resfriamento mais elevadas e maior gradiente térmico favorece o aumento da zona colunar; iv) teor de soluto mais alto na composição química da liga favorece a transição, até um limite que impede completamente a presença da zona colunar. Contudo, os parâmetros térmicos também devem ser analisados nesse caso; v) a convecção no metal líquido mais alta favorece a formação da zona equiaxial; vi) moldes mais largos geram uma maior largura no lingote, o que desfavorece estrutura colunar devido a perda de calor na forma de radiação (BESKOW, 2008; CANTE, 2009).

Na figura 21 são apresentadas as macroestruturas que demonstram a região de transição das estruturas colunares e equiaxiais, através de uma solidificação unidirecional ascendente.

Figura 21 – Representação das morfologias de transição (TCE).



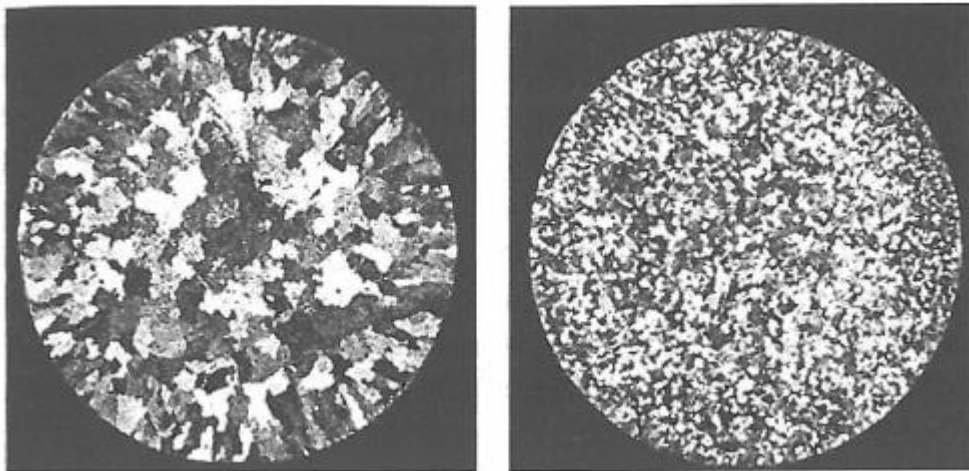
Fonte – Junior, 2017.

3.11.5. Controle da macroestrutura

Muitas vezes é requerido que a estrutura bruta de solidificação ocorra na forma de grãos equiaxiais, pois esse tipo de estrutura se caracteriza pela isotropia de propriedades mecânicas. Assim, para desenvolver estruturas completamente equiaxiais é preciso impedir o crescimento

colunar por meio do controle da nucleação através das condições de solidificação, pelo uso de inoculantes, que devem ser distribuídos uniformemente pelo metal líquido, e pela utilização de métodos físicos como vibração, agitação mecânica e agitação eletromagnética de maneira a produzir movimento forçado no metal líquido (GARCIA, 2008). A figura 22 mostra o efeito do uso de um inoculante na liga de Al-7%Si, que age como um agente refinador de grão.

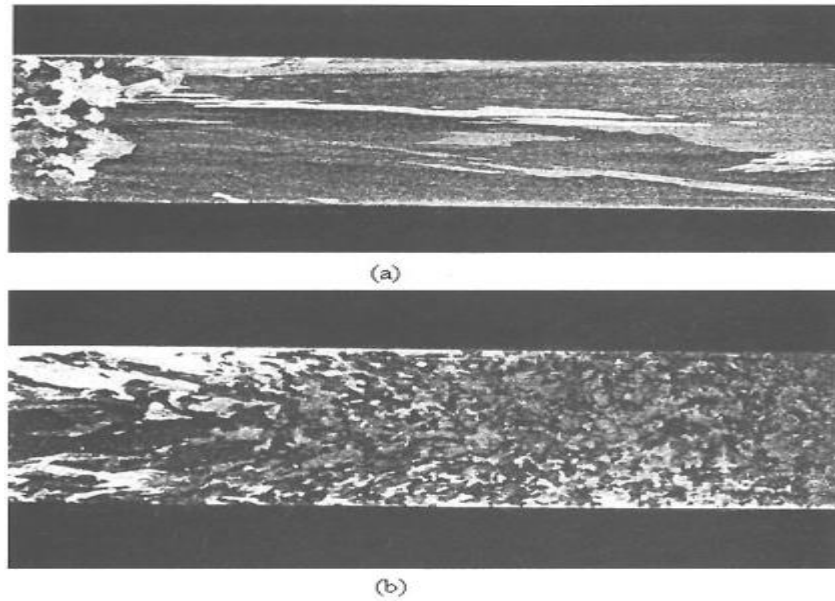
Figura 22 – Ação de um inoculante refinador de grão na estrutura de um lingote de liga Al-7%Si.



Fonte – Garcia, 2008.

Na figura 23 são apresentadas as macroestruturas de lingotes de Al-4%Cu solidificados com e sem agitação mecânica, onde percebe-se uma significativa diferença estrutural. Uma das grandes vantagens desse tipo dinâmico de refino de grão é a possibilidade de ser aplicado em peças complexas, desde que esse movimento forçado não altere a integridade do molde.

Figura 23 – Macroestruturas de liga de Al-4%Cu obtidas sem (a) e com (b) agitação mecânica.



Fonte – Garcia, 2008.

Em algumas aplicações práticas é necessário que as tensões mais significativas se alinhem unidirecionalmente ao longo de um único eixo, assim nesses casos é mais interessante produzir estruturas colunares. Uma forma de produzir lingotes que privilegiam estruturas colunares é via a utilização de dispositivos de solidificação unidirecional, como o utilizado no presente trabalho (GARCIA, 2008).

Um exemplo de utilização de crescimento colunar é o da fabricação de lâminas de turbinas para motores a jato, conforme exemplificado na figura 24.

Figura 24 – Macroestruturas de lâminas de turbina de uma liga à base de níquel: da esquerda para a direita estrutura equiaxial, colunar e monocristalina.



Fonte – Garcia, 2008.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. Elaboração da liga

Na preparação da liga de Al-4%Cu-5%Ag para o processo de solidificação, inicialmente foi cortado um tarugo comercial de alumínio de 99,99% de pureza com uma serra fita modelo FM500, da marca Franho, com refrigeração durante o processo de corte. A figura 25 apresenta a máquina utilizada para o corte do alumínio.

Figura 25 – Serra fita, modelo FM500, marca Franho.



Fonte – Próprio autor, 2023.

A medição da massa dos materiais foi realizada com o auxílio da balança digital de precisão, marca Shimadzu, modelo UW6200H, carga máxima 6200 g e carga mínima 0,5 g, instalada no laboratório de solidificação da EEIMVR-UFF, exemplificada na figura 26.

Figura 26 – Balança digital de precisão, modelo UW6200H, marca Shimadzu.



Fonte – Próprio autor, 2023.

Após a medição de todos os materiais, com a balança digital, a massa de 894,93 g do solvente alumínio foi colocada no cadinho de carbeto de silício, modelo AS 6, fornecido pela Cabosil. O cadinho foi revestido internamente com uma camada de uma suspensão à base de alumina, figura 27, de forma a evitar a contaminação do banho de metal líquido.

Figura 27 – Cadinho de carbeto de silício revestido com alumina.



Fonte – Próprio autor, 2023.

Logo depois, o cadinho com a massa de Al foi inserido no forno elétrico tipo Mufla, modelo FE7013 do fabricante Jung, figura 28, para a completa fusão do metal, a uma temperatura de 1000 °C, de forma a garantir a permanência do estado líquido ao manusear o material.

Figura 28 – Forno elétrico tipo mufla, modelo FE7013, fabricante Jung.



Fonte – Próprio autor, 2023.

Em seguida, o cadinho foi retirado do forno com o auxílio de uma garra metálica para a adição de 35,80 g do soluto cobre. O cadinho foi retornado ao forno e permaneceu por cerca de 50 minutos. Passado esse tempo, o cadinho foi retirado novamente para a adição da massa de 44,79 g de prata e retornou ao forno por mais 45 minutos. A homogeneização da liga foi realizada com a ajuda de uma barra metálica também revestida com uma camada de suspensão à base de alumina, como exemplificado na figura 29.

Figura 29 – Homogeneização da liga com auxílio da barra metálica.



Fonte – Próprio autor, 2023.

4.2.Procedimento para determinação da curva de resfriamento lento

Para a determinação da curva de resfriamento lento, o cadinho foi retirado do forno com o auxílio da garra metálica e foi colocado em uma zona de proteção. Imediatamente depois, foi inserido um termopar do tipo K de 1,6 mm de espessura no material após a completa fusão e homogeneização da liga, com o objetivo de acompanhar a temperatura durante o processo de resfriamento lento, conforme a figura 30.

Figura 30 – Cadinho posicionado na zona de proteção para o processo de resfriamento lento.



Fonte – Próprio autor, 2023.

Os dados de temperatura e tempo foram adquiridos pelo software Aqdados. Tijolos refratários foram colocados sobre o cadinho, conforme já demonstrado na figura 30, de forma a reduzir a transferência de calor para o meio, e garantir o processo de resfriamento lento do material. A curva de resfriamento lento foi obtida com o auxílio do software Origin. A figura 31 abaixo, apresenta o equipamento utilizado na aquisição de dados.

Figura 31 – Equipamento para aquisição de dados.



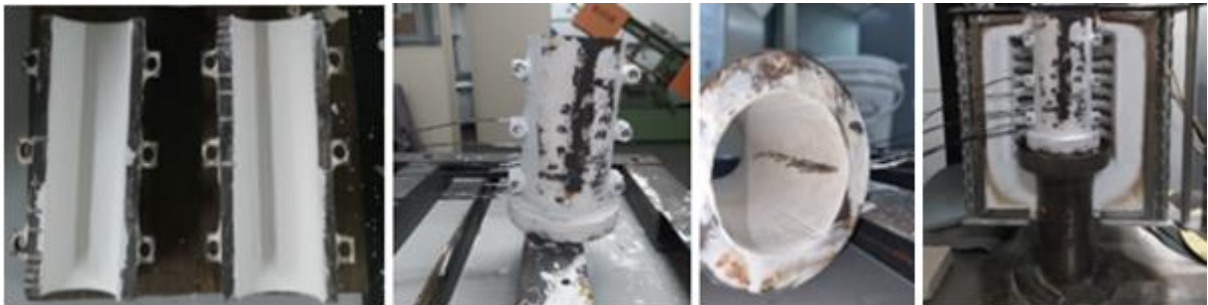
Fonte – Próprio autor, 2023.

4.3.Preparação do lingote

Para a realização da etapa de obtenção do lingote o material foi submetido novamente ao forno até a completa fusão da liga.

Previamente foi preparado o molde, onde seria vazado o material fundido. O molde bipartido foi revestido internamente com a suspensão de alumina, em seguida foram colocados oito termopares do tipo K de 1,6 mm de espessura, em posições definidas conforme a tabela 1, para a realização da aquisição dos dados térmicos, e o molde foi então fechado. Para a completa vedação do molde foi realizado o revestimento com alumina de suas juntas após a colocação dos termopares e o seu fechamento, de forma que as pontas dos termopares que estavam internas no molde não entrassem em contato com a alumina para evitar erros durante a captação dos dados pelo aquisitor. Por fim o molde foi inserido na lingoteira. A figura 32 demonstra toda a preparação do molde e a sua colocação na lingoteira.

Figura 32 – Preparação do molde e o seu posicionamento na lingoteira.



Fonte – Próprio autor, 2023.

Tabela 1 – Posicionamento dos termopares tipo K ao longo do lingote.

Termopar	Posição (mm)
1	5
2	10
3	15
4	20
5	35
6	45
7	60
8	85

Fonte – Próprio autor, 2024.

Após a fusão do material e a sua homogeneização, o metal líquido foi vazado na lingoteira, mostrada na figura 33, pré-aquecida até uma temperatura ligeiramente acima da temperatura de fusão, de forma a evitar a solidificação nas paredes do molde.

Figura 33 – Lingoteira pré-aquecida.



Fonte – Próprio autor, 2023.

Ao atingir a temperatura de aproximadamente 10% acima da temperatura de fusão, foram desligadas as resistências elétricas que aquecem a lingoteira, e então acionado o sistema de refrigeração, direcionando água na parte inferior da lingoteira. Caracterizando a solidificação unidirecional no sentido ascendente, de modo que a base refrigerada retirasse calor do molde, ocorrendo a solidificação no sentido contrário à da gravidade.

A figura 34 apresenta um esquema do sentido de solidificação. Após a solidificação por completo, o tarugo foi retirado.

Figura 34 – Figura esquemática do sentido ascendente de solidificação.



Fonte – Almeida, 2023.

4.4. Determinação dos parâmetros térmicos de solidificação

Utilizando-se dos termopares instalados no molde da lingoteira e no aquisitor de dados de modelo AD500 e marca Lynx, em posições já descritas na tabela 1, as temperaturas foram monitoradas durante todo o processo de solidificação em regime transiente de extração de calor. O aquisitor de dados foi conectado a um microcomputador que tem o *software* Aqdados instalado, responsável por criar um banco de dados com as informações de todo o processo.

Depois da coleta dos dados os parâmetros térmicos de solidificação: velocidade de solidificação (V_L); taxa de resfriamento (\dot{T}); gradiente térmico (G_L) e; tempo de solidificação local (t_{sl}) foram determinados logo após a obtenção das curvas de resfriamento com o auxílio das equações já apresentadas durante a revisão bibliográfica.

A variável tempo de passagem da isoterma *liquidus* foi obtida através do cruzamento das retas equivalentes em cada uma das temperaturas *liquidus* de cada posição dos termopares, onde os produtos dos pares ordenados (P , t) resulta na função $P = f(t)$. Como a velocidade de solidificação (V_L) representa o avanço da interface líquido/sólido ela foi obtida pela derivação da função $P = f(t)$. Já a taxa de resfriamento (\dot{T}) foi calculada pelo quociente das temperaturas, imediatamente antes e depois da T_L e dos tempos correspondentes conforme equação $\dot{T} = \frac{\Delta T}{\Delta t}$. O gradiente térmico (G_L) foi determinado pela relação analítica entre as respectivas taxas de resfriamento e as velocidades de deslocamento da isoterma *liquidus* apresentada na equação $G_L = \dot{T} \times V_L$. Por fim o tempo de solidificação local (t_{sl}) foi obtido pela diferença entre o tempo de passagem da isoterma solidus e o tempo de passagem da isoterma liquidus, ou seja, pela equação $t_{sl} = t_S - t_L$.

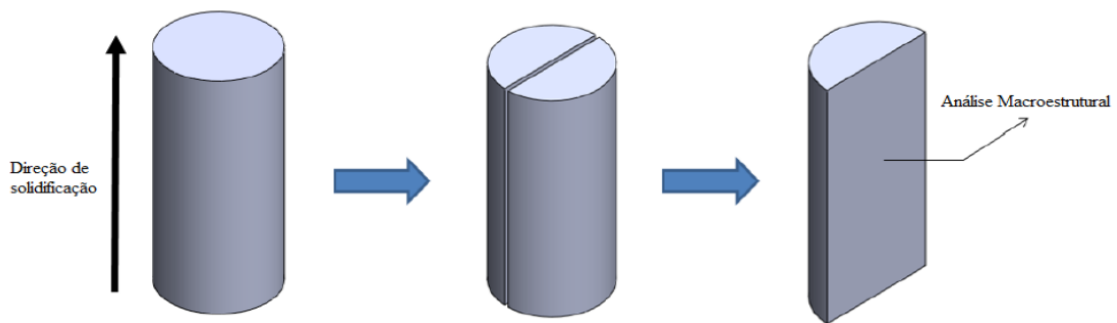
4.5. Procedimentos experimentais para caracterização das estruturas de solidificação

Com o lingote completamente solidificado e resfriado, preparou-se as amostras para a caracterização macroestrutural e microestrutural com o objetivo de analisar as estruturas de solidificação.

4.5.1. Análise Macroestrutural

Para a execução das análises o lingote foi seccionado ao longo da direção longitudinal, de modo que estivesse paralelo ao da direção de solidificação, para que pudesse realizar a caracterização macroestrutural, conforme demonstrado esquematicamente na figura 35.

Figura 35 – Figura esquemática da posição de seccionamento para análise macroestrutural.



Fonte – Terra, 2020.

Com o lingote seccionado, iniciou-se a etapa de lixamento. O lingote foi lixado com lixas abrasivas de granulometria de 120 a 600 *mesh*, sendo que, a cada troca de lixa, o lingote foi rotacionado a 90° em relação as ranhuras anteriores. Após a conclusão desta etapa, iniciou-se o processo de polimento do lingote com pasta de diamante de 6 μ m e, ao final, o mesmo foi submetido ao ataque químico em solução de 60 mL de HCl, 30 mL de HNO₃, 5 mL de HF e 5 mL de H₂O, com intuito da verificação da existência e quantificação da extensão colunar ocasionada pelo processo de solidificação. O ataque químico ocorreu com a imersão da amostra na solução por 10 segundos e, em seguida, ela era lavada em água corrente por 1 minuto. A descrição do material utilizado e de todo o procedimento metalográfico para a análise macroestrutural está apresentado na tabela 2.

Tabela 2 – Materiais e procedimentos metalográficos para análise da macroestrutura.

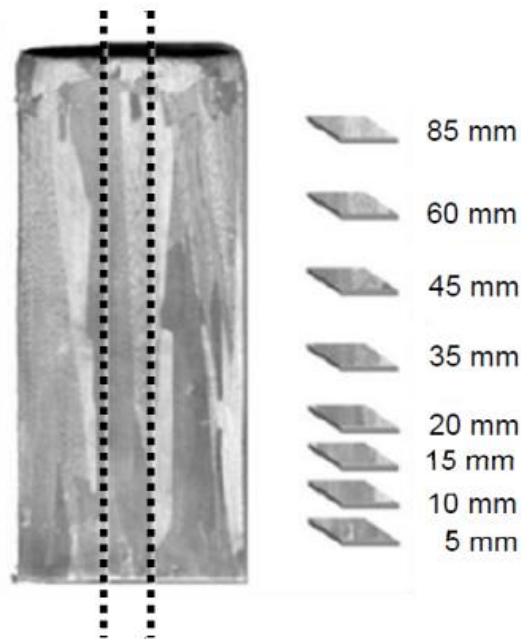
Lixamento	Polimento	Ataque químico	Procedimento
Lixas:			Rotação do lingote em 90° a cada troca de lixa.
120	Pano: 6 μm		
220			
320	Pasta de diamante: 6 μm	5 mL HF 30 mL HNO ₃ 60 mL HCl	Imersão da amostra por 10sna solução.
400	Lubrificante para materiais não ferrosos.	5 mLH ₂ O	Lavagem em água corrente por 1min.
600			

Fonte – Próprio autor, 2024.

4.5.2. Análise Microestrutural

Para a análise microestrutural da liga foram extraídas do lingote seccionado amostras da sua região central para evitar que haja algum desvio que leve a erro de análise em decorrência da perda de calor nas paredes do molde. As amostras são retiradas transversalmente na quantidade de 8 amostras nas posições de 5, 10, 15, 20, 35, 45, 60 e 85 mm, conforme esquematizado na figura 36.

Figura 366 – Desenho esquemático da posição de corte das amostras e suas devidas localizações para a análise microestrutural.



Fonte – *Chrisóstimo*, 2019.

Após a retirada, as amostras foram embutidas a frio para que facilite a análise metalográfica, em seguida essas amostras foram lixadas com lixas de granulometria de 80 a 1200 *mesh*, sendo rotacionadas a cada troca de lixa. Concluído o processo de lixamento as amostras foram polidas com pasta de diamante, com granulometria de 3 μm e 1 μm . Para finalizar atacou-se as amostras quimicamente com o objetivo de revelar a sua microestrutura. O ataque químico foi feito em solução de 0,5% *HF* por um tempo de 3 segundos, seguido de lavagem em água por 1 minuto. O procedimento metalográfico microestrutural mencionado pode ser observado na tabela 3.

Tabela 3 – Materiais e procedimentos metalográficos para análise da microestrutura.

Lixamento	Polimento	Ataque químico	Procedimento
Lixas:			Rotação das amostras a cada troca de lixa.
80	Pano para polimento com pasta de diamante		
120			
220	Pasta de diamante: 3 e 1 μm	Solução: 0,5% HF	Imersão da amostra por 3s na solução.
320	Lubrificante para materiais não ferrosos.		
420			Lavagem em água corrente por 1min.
600			
1200			

Fonte – Próprio autor, 2024.

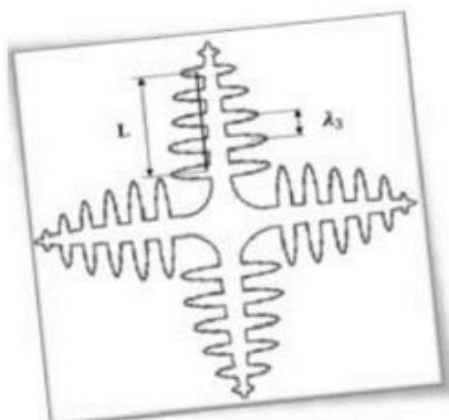
4.6. Medições dos espaçamentos dendríticos

Para a realização da etapa de obtenção das medidas dos espaçamentos dendríticos utilizou-se o *software ImageJ*, a partir das imagens captadas pelo microscópio óptico, modelo SC30, que se encontra no Laboratório de Microscopia e Preparação de Amostras da EEIMVR-UFF.

O processo para a obtenção dessas medidas foi realizado através de medições nas amostras transversais do lingote, paralelo à direção de crescimento. Para a realização da medição do espaçamento dendrítico terciário λ_3 , utilizou-se o modelo proposto por McCartney e Hunt (1981), de acordo com o esquema da figura 37. O método consiste na média das distâncias entre os braços adjacentes sobre a seção longitudinal de uma ramificação dendrítica primária, de acordo com a Equação 10, onde “L” é a distância total do ramo terciário e n é o número de braços dendríticos terciários. Foram realizadas 10 medições para cada amostra, para a obtenção da média dos valores e o intervalo de dispersão. Ao final, os espaçamentos dendríticos obtidos foram correlacionados com os parâmetros térmicos de solidificação.

$$\lambda_3 = \frac{L}{(n-1)} \quad \text{(Equação 10)}$$

Figura 37 – Figura esquemática para a obtenção do λ_3 .



Fonte – Chrisóstimo, 2019.

4.7. Microdureza

A análise da microdureza, foi realizada via ensaio de microdureza Vickers com o intuito de medir a resistência das amostras à indentação sofrida pela pirâmide de diamante de base quadrada e ângulo entre faces de 136° . As amostras utilizadas nesta etapa foram retiradas do lingote solidificado nas mesmas posições em que foi seccionado anteriormente para a realização da análise microestrutural, ou seja, nas posições de 5, 10, 15, 20, 35, 45, 60 e 85mm.

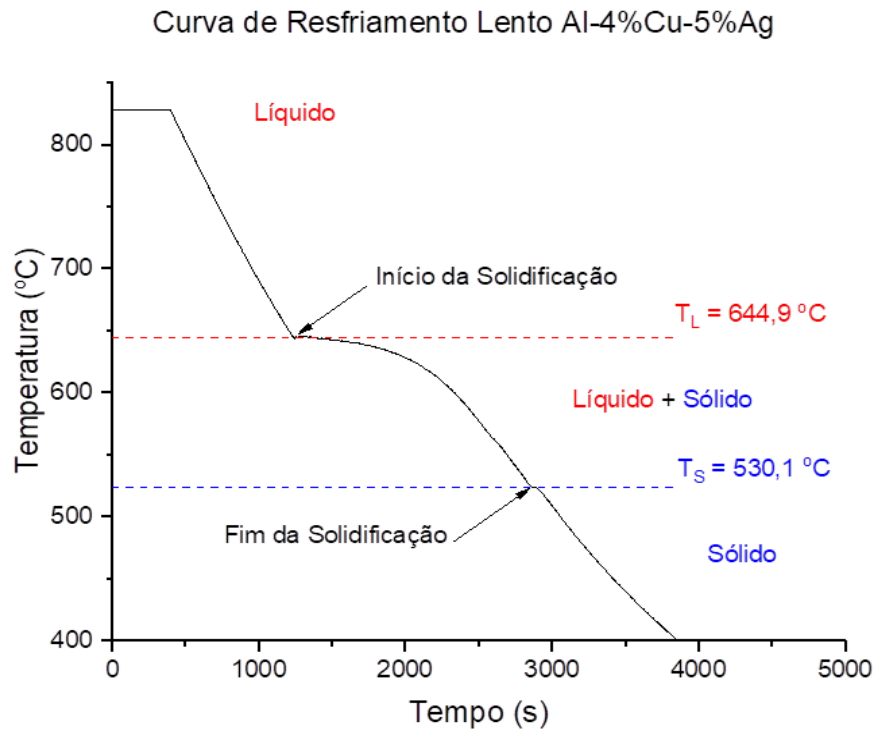
O equipamento utilizado no ensaio foi o microdurômetro da marca Shimadzu, localizado no laboratório de caracterização microestrutural da EEIMVR-UFF. O ensaio foi realizado em 10 posições distintas e as cargas utilizadas foram de 10 gf, com um intervalo de 15 s entre elas.

5. RESULTADOS E DISCUSÃO

5.1. Solidificação unidirecional e variáveis térmicas

A curva resultante do resfriamento lento, em que o material após ser colocado na área de proteção resfriou apenas com a troca de calor do metal líquido no cadinho com o meio externo sem uso de sistema de refrigeração, apresenta-se na figura 38.

Figura 38 – Curva de resfriamento lento da liga Al-4%Cu-5%Ag.



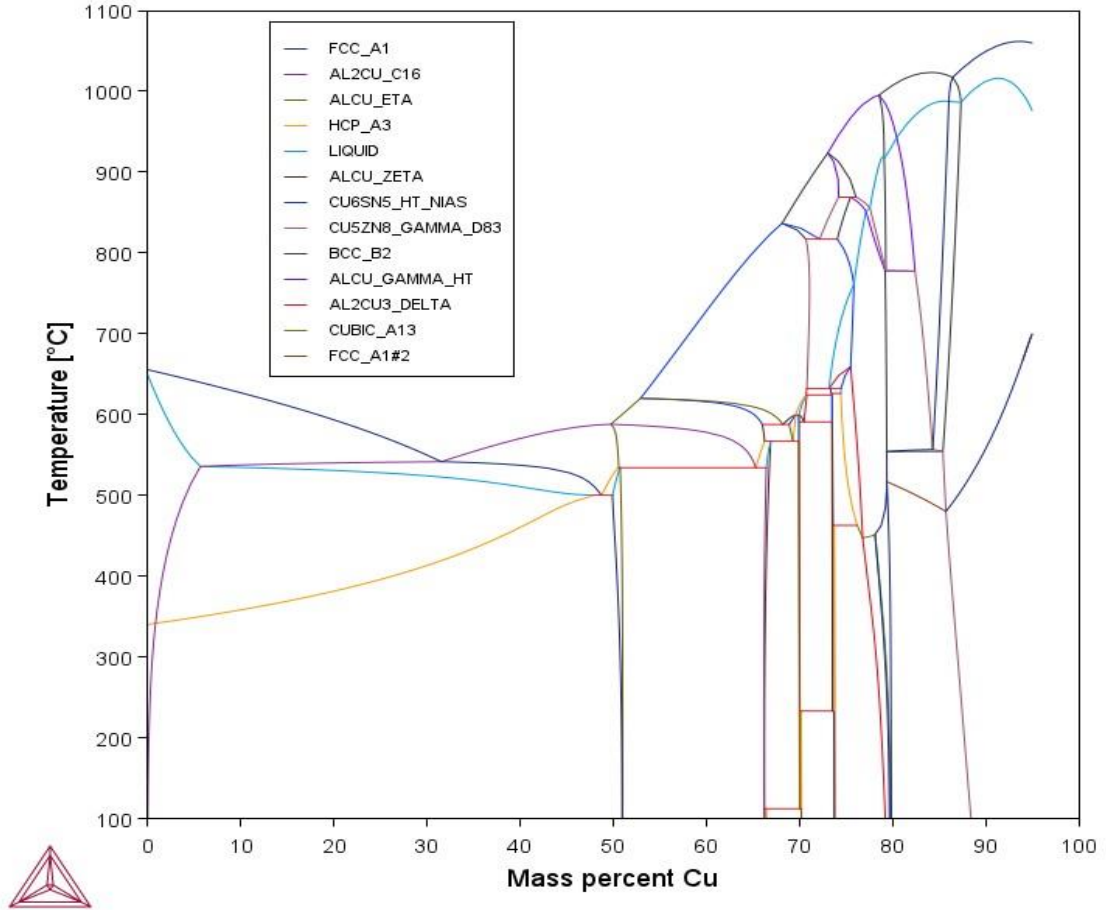
A curva revela a existência de dois patamares característicos durante a transformação de fase líquido-sólido, que indicam a liberação de calor latente no processo de solidificação, evidenciado por uma mudança significativa no comportamento da curva de resfriamento nas temperaturas 644,9 °C e 530,1 °C, as quais são a T_L (Temperatura *Liquidus*) que representa o início da solidificação e a T_S (Temperatura *Solidus*) que representa o fim da solidificação da liga, respectivamente.

O alumínio puro possui temperatura de fusão de 660 °C, como podemos observar a adição dos percentuais de cobre e prata ocasionou uma redução na temperatura de fusão para 644,9 °C, que está representada no gráfico como T_L que é a região onde acima desta temperatura o material se encontra 100% no estado líquido. Os valores entre T_L e T_S representam a fase de transição líquido-sólido e abaixo da T_S o material se encontra 100% no estado sólido.

O diagrama pseudo-binário da liga Al-4%Cu-5%Ag, simulado no software ThermoCalc com a prata fixada em 5%, está demonstrado na figura 39.

Figura 39 – Diagrama pseudo-binário da liga Al-4%Cu-5%Ag.

2023.10.30.13.56.25
TCNOBL3 : Al, Ag, Cu
Pressure [Pa] = 100000.0, System size [mol] = 1.0, Mass percent Ag = 5.0



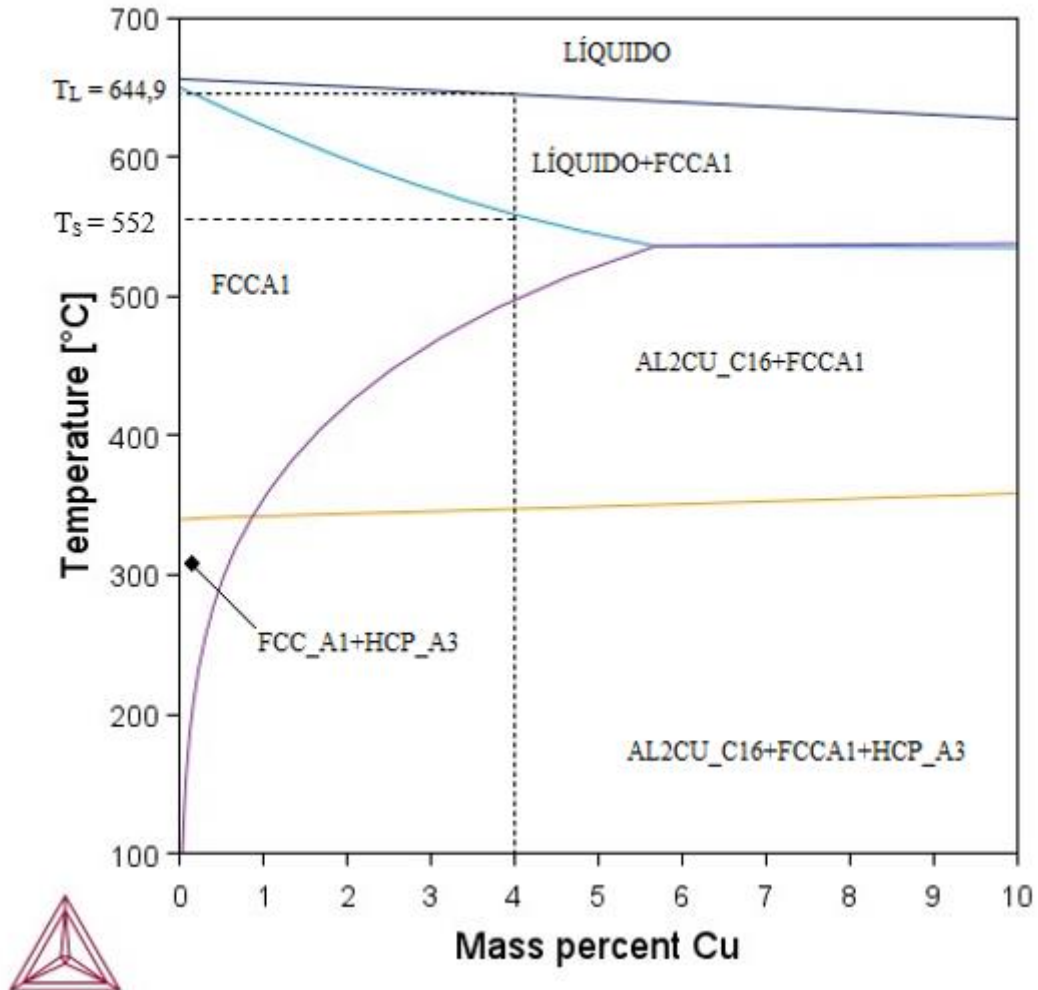
A figura 40 apresenta um zoom do diagrama pseudo-binário com a indicação da equivalência da temperatura de fusão encontrada na simulação com a temperatura *liquidus* obtida experimentalmente e com a indicação da temperatura que marca o ponto de solidificação completa da liga representando a temperatura *solidus*.

Figura 40 – Detalhe em zoom do diagrama pseudo-binário da liga Al-4%Cu-5%Ag.

2023.10.30.17.10.09

TCNOBL3 : Al, Ag, Cu

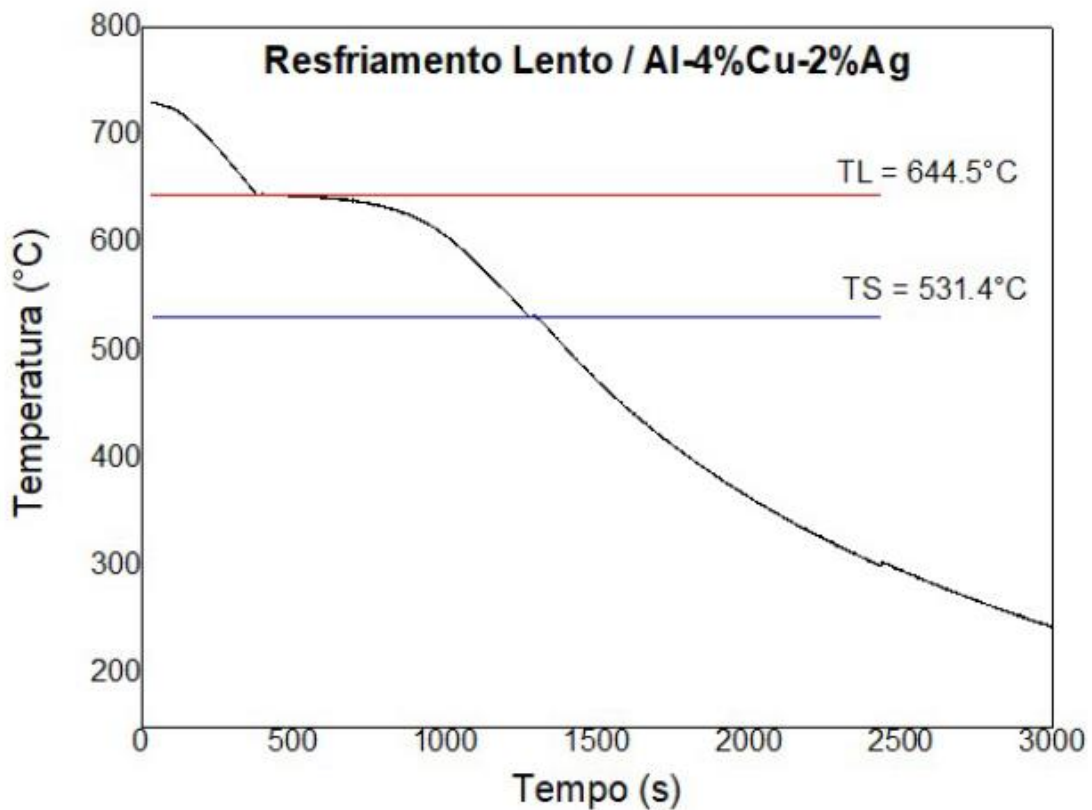
Pressure [Pa] = 100000.0, System size [mol] = 1.0, Mass percent Ag = 5.0



Após a verificação dos valores das temperaturas *liquidus* e *solidus* da liga, foi possível realizar a solidificação unidirecional ascendente para a obtenção das variáveis térmicas. Nesse procedimento a liga Al-4%Cu-5%Ag foi vazada no molde a temperatura de 709 °C, ou seja, aproximadamente 10% acima da temperatura liquidus. Este valor da temperatura de vazamento (T_v) acima da temperatura de fusão da liga é importante para que ocorra o melhor acondicionamento do metal líquido no molde. A lingoteira foi previamente aquecida também a temperatura de 709 °C. Após o acondicionamento do metal líquido na lingoteira, as suas resistências foram desligadas e foi acionada refrigeração.

Comparando os dados obtidos da liga estudada, Al-4%Cu-5%Ag, com a liga de Almeida (2023), Al-4%Cu-2%Ag, percebemos que a adição de 3% a mais de prata não alterou de forma significativa os patamares da T_L e T_S , tendo uma diferença de $0,4\text{ }^\circ\text{C}$ na T_L entre a liga com 2%Ag e a liga estudada e apenas uma diferença de $1,3\text{ }^\circ\text{C}$ na T_S , conforme podemos observar na figura 41 abaixo extraída do trabalho de Almeida (2023).

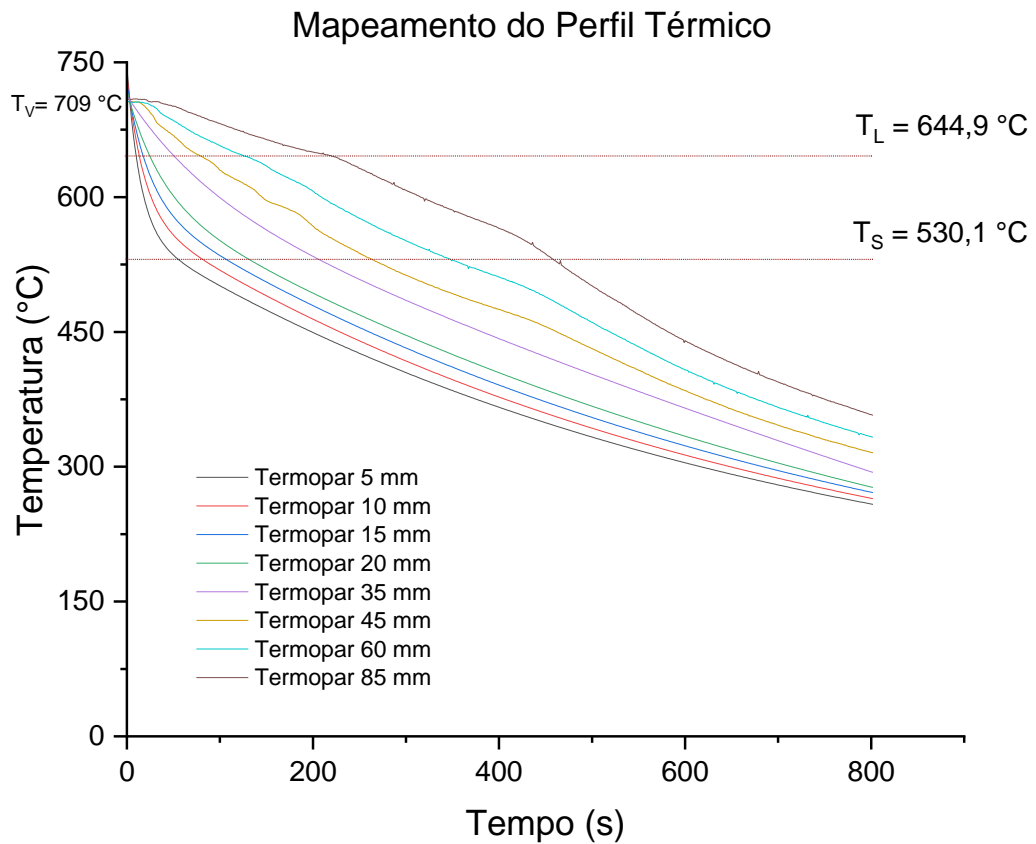
Figura 411 – Curva de resfriamento lento da liga Al-4%Cu-2%Ag.



Fonte – Almeida, 2023.

A partir dos dados obtidos no resfriamento, traçou-se o perfil térmico experimental para a liga, e foi plotado o gráfico da temperatura versus tempo para cada um dos termopares durante o processo de solidificação vertical ascendente como mostra a figura 42.

Figura 42 – Mapeamento do perfil térmico experimental da liga Al-4%Cu-5%Ag.



No gráfico observa-se o comportamento térmico nas posições 5, 10, 15, 20, 35, 45, 60 e 85 mm ao longo do lingote e o tempo de passagem de cada uma dessas posições nas temperaturas *liquidus* e *solidus*. Pode-se destacar que as curvas dos termopares de 5 a 20 mm, possuem maior inclinação da temperatura por tempo, já que esses são localizados mais próximo da base refrigerada do molde. Na tabela 4 tem-se o tempo de passagem de T_L e T_S para cada uma das posições.

Tabela 4 – Tempo de passagem de T_L e T_S por posição ao longo do lingote.

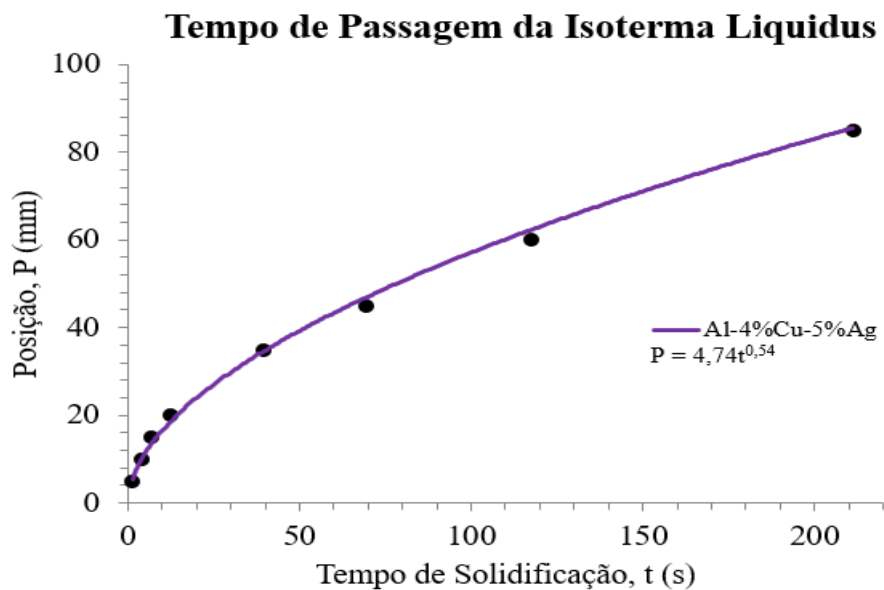
Posição (mm)	T_L (s)	T_S (s)
5	12,8	80,0
10	15,6	87,4
15	18,3	116,1
20	24,1	137,1
35	51,0	204,5
45	81,1	264,6
60	128,9	349,7
85	222,7	458,9

Fonte – Próprio autor, 2024.

5.2. Tempo de passagem da isoterma *liquidus*

Com o valor da T_L obtida no resfriamento lento e confirmada pela simulação do diagrama pseudo-binário, pode-se utilizar o gráfico do mapeamento do perfil térmico para confeccionar um gráfico que demonstre o tempo de passagem da isoterma *liquidus* em relação a posição de cada um dos termopares utilizados na solidificação unidirecional. Este gráfico está apresentado na figura 43.

Figura 43 – Tempo de passagem da isoterma *liquidus*.



Ao analisar o gráfico observa-se que as posições mais próximas da base do lingote passam primeiro pela isoterma *liquidus*, pois como os termopares estão perto da base onde está localizada a fonte de refrigeração perdem temperatura mais rapidamente, por outro lado, os últimos termopares por estarem mais longe levam mais tempo para iniciar o processo de solidificação.

5.3. Velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*

Após a obtenção da equação que descreve a posição pelo tempo de passagem da isoterma, pode-se por meio de sua derivação em função do tempo determinar a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* pelo tempo. E utilizando-se de artifícios matemáticos, consegue-se rearranjar a mesma função de posição, como demonstrado nas figuras 44 e 45.

Figura 44 – Velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* pelo tempo.

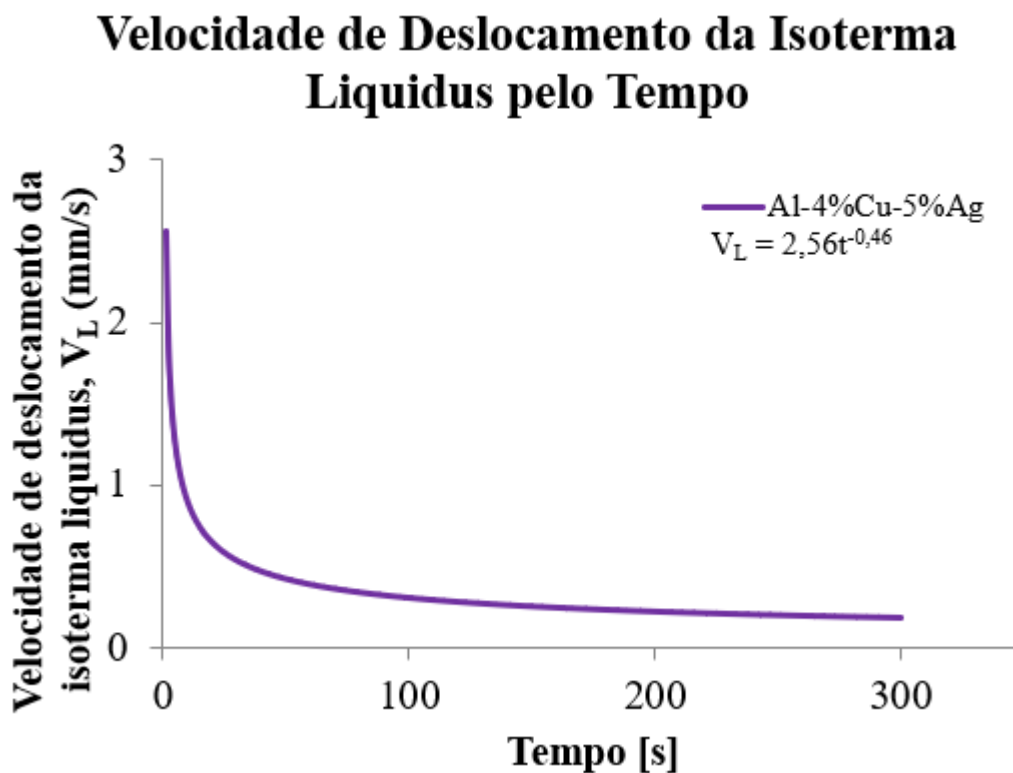
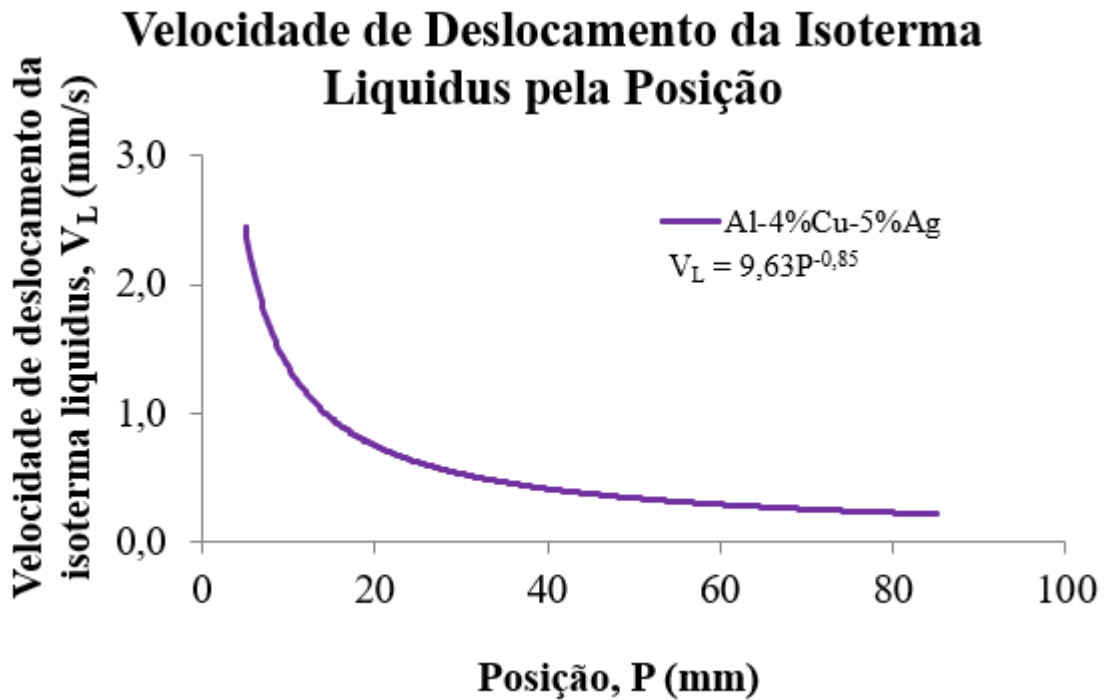


Figura 45 – Velocidade de deslocamento da isoterma liquidus pela posição.

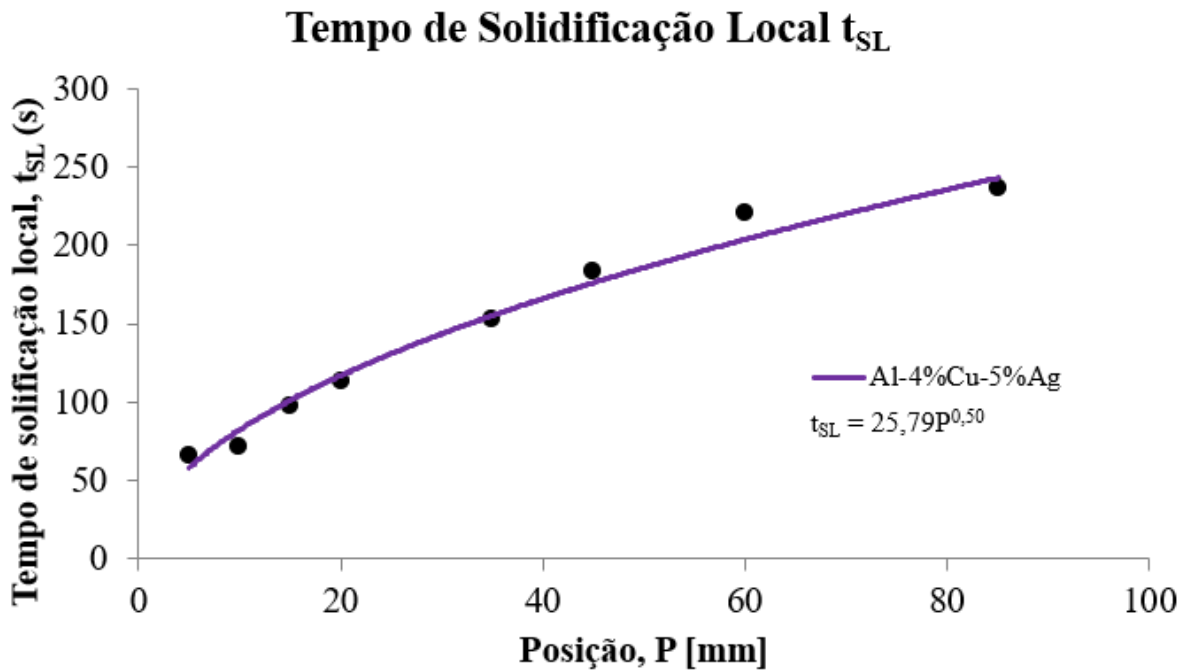


Nos gráficos das figuras 44 e 45 consegue-se ver que em ambos os casos têm uma maior velocidade de deslocamento, pela proximidade com a refrigeração feita pela água. Quanto mais distante da base do lingote, menor é a velocidade, isso ocorre porque à medida que a interface *liquidus/solidus* avança há uma redução da velocidade ao longo da posição, já que quanto maior o volume de metal solidificado, maior será a resistência térmica, pois o aumento da região sólida exerce influência na cinética de solidificação.

5.4. Tempo de solidificação local

A figura 46 apresenta o tempo de solidificação local da liga Al-4%Cu-5%Ag obtido experimentalmente.

Figura 46 – Tempo de solidificação local da liga Al-4%Cu-5%Ag.



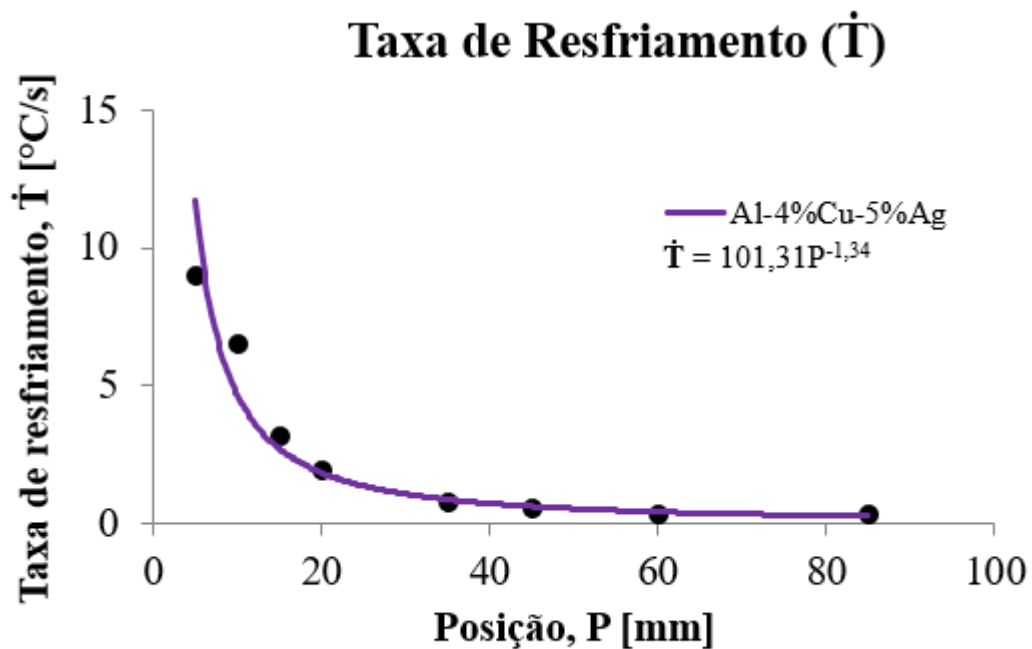
O perfil da figura 46 descreve como o tempo de solidificação local varia ao longo da peça fundida, refletindo a maneira como o calor é dissipado durante o resfriamento. Nas posições próximas a base refrigerada a taxa de resfriamento é maior tendo assim um perfil mais curto, já nas posições mais afastadas o tempo de solidificação local é mais longo, demonstrando a dependência do tempo com a taxa de resfriamento.

O resultado do tempo de solidificação local afeta significativamente as propriedades da liga, influenciando na velocidade com que as fases de solidificação se formam. Quando a solidificação é rápida, ocorre uma formação mais homogênea da fase sólida, com partículas finas e bem distribuídas. Já a solidificação lenta pode resultar no crescimento de fases maiores e na segregação de elementos, como a fase intermetálica de $CuAl_2$, o que compromete a uniformidade da microestrutura. O tempo de solidificação local mais curto melhora a resistência mecânica devido à formação de uma microestrutura mais refinada. Por outro lado, quando a solidificação é lenta há a formação de fases frágeis ou de menor dureza, comprometendo as propriedades mecânicas da liga. Além disso um tempo de solidificação mais longo pode levar a formação de poros, devido à solidificação incompleta ou à incapacidade de gás escapar da matriz sólida, afetando a qualidade do material.

5.5. Taxa de resfriamento

Na figura 47 é apresentada a taxa de resfriamento pela posição da Al-4%Cu-5%Ag que foi obtida pela leitura direta das temperaturas imediatamente antes e depois da temperatura *liquidus*, e dos tempos correspondentes a essas temperaturas. Com esses dados de temperatura e tempo, fez-se a divisão do primeiro termo pelo segundo, para a obtenção da taxa de resfriamento como mostrado na equação 4.

Figura 47 – Taxa de resfriamento da liga Al-4%Cu-5%Ag.



Nota-se que nas posições mais próximas da base refrigeradora do lingote a taxa de resfriamento é maior que os valores obtidos no seu final, assim com o afastamento da interface metal/molde percebemos que \dot{T} vai reduzindo por causa da menor extração de calor da liga, sendo este comportamento bem similar ao observado na velocidade da isoterma *liquidus*.

A taxa de resfriamento influencia na formação das fases, no tamanho dos grãos e na segregação dos elementos. Em resfriamento rápido, a formação de fases intermetálicas é restringida, resultando em uma microestrutura mais homogênea e refinada. Já o resfriamento lento permitiu o crescimento de fases maiores e a segregação de elementos, o que pode resultar em uma microestrutura mais heterogênea (Liu et al., 2014). Resfriamentos rápidos promovem

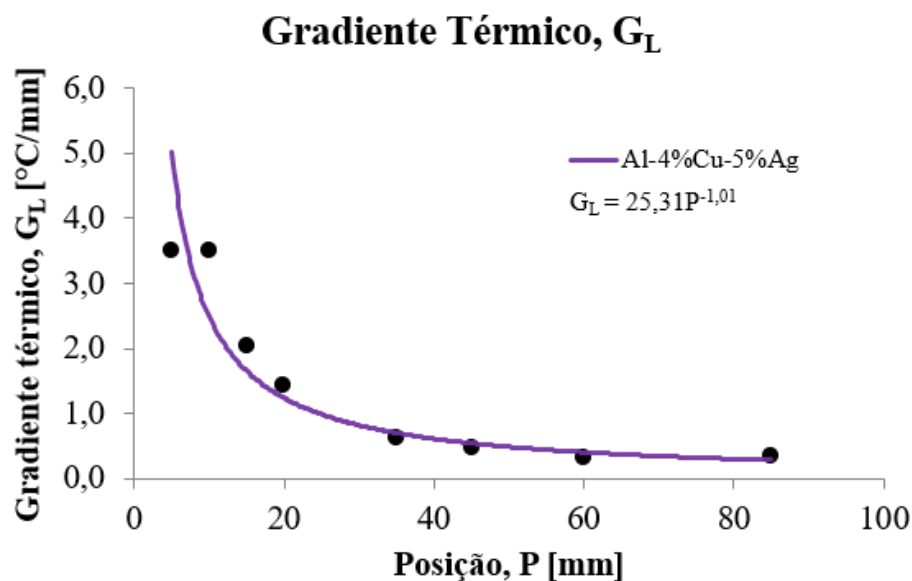
o refinamento dos grãos, enquanto resfriamentos lentos permitem o crescimento de grãos maiores. Grãos finos geralmente resultam em propriedades mecânicas superiores, como maior resistência à tração e melhor resistência ao impacto (Suh et al., 2007). Uma solidificação lenta aumenta a segregação de elementos nas regiões mais quentes da peça, criando uma microestrutura com alta concentração de um elemento em algumas zonas. A solidificação rápida, por sua vez, reduz essa segregação e proporciona uma distribuição mais uniforme dos elementos de liga, como cobre e prata, o que resulta em melhor desempenho material (Liu et al., 2014).

A dureza do material também é influenciada pela taxa de resfriamento. A solidificação rápida, como tende a gerar uma microestrutura mais homogênea e refinada, promove uma maior dureza, enquanto a solidificação lenta resulta em uma microestrutura mais grosseira e menos resistente, com fases intermetálicas que diminuem a dureza (Yang et al., 2013).

5.6. Gradiente térmico

A variável gradiente térmico foi determinada pela divisão dos dados obtidos das taxas de resfriamento sobre os valores da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* em função da posição, como mostrado na equação 5, e o gráfico com os resultados em função da posição do lingote da liga Al-4%Cu-5%Ag está apresentado na figura 48.

Figura 48 – Gradiente térmico da liga Al-4%Cu-5%Ag.



Consegue-se perceber no gráfico que as posições próximas a base do lingote, que é exatamente onde o sistema de refrigeração à base d'água está presente, obtiveram maior gradiente térmico. Quando a liga começa a solidificar, a base refrigerada, que está em contato com a superfície da peça, retira calor da liga e acelera a solidificação na região próxima à base. Isso provoca uma formação mais rápida da fase sólida nessa área, resultando em um volume de metal solidificado maior nas regiões próximas à base refrigerada.

À medida que a solidificação avança, o calor gerado pela fusão da liga precisa ser dissipado para que o processo continue. Como a região de contato com a base refrigerada já solidificou, a transferência de calor de lá para o restante da peça diminui. Isso faz com que as camadas de metal mais afastadas da base comecem a solidificar, mas com uma taxa de resfriamento menor, pois a capacidade de dissipação de calor se torna mais limitada à medida que a solidificação progride.

Ao afastar da base refrigerada há um aumento do volume de metal solidificado ao longo do processo de solidificação da liga de estudo, o que resulta numa redução da relação taxa de resfriamento e velocidade da isoterma *liquidus*, logo à medida que o processo de solidificação avança o efeito da taxa de resfriamento e da isoterma *liquidus* é menos significativo. Sendo a isoterma *liquidus* a linha de temperatura na qual o líquido começa a solidificar. Quando o processo de solidificação começa, a taxa de resfriamento é mais alta, o que provoca uma diminuição mais rápida da temperatura, movendo a isoterma *liquidus* para regiões mais profundas. No entanto, à medida que a solidificação avança e a peça se torna mais sólida, a dissipação de calor diminui, o que significa que a temperatura cai mais lentamente, e a isoterma *liquidus* se move mais devagar, reduzindo a influência da taxa de resfriamento sobre o comportamento térmico da peça.

Um resumo com todas as variáveis térmicas analisadas está apresentado na tabela 5. De um modo geral as variáveis térmicas V_L , \dot{T} e G_L apresentam comportamento similares durante o processo de solidificação com altos valores iniciais para as primeiras posições, que diminuem de acordo com a solidificação ao longo do lingote. E o tempo de solidificação e o tempo da passagem da isoterma *liquidus* apresentou comportamento inverso, já que para as primeiras posições seu tempo era menor, e foi aumentando ao longo do lingote por causa da perda de calor causada pela parte solidificada com o lingote.

Tabela 5 – Resumo das variáveis térmicas.

Posição dos termopares (mm)	Tempo da isoterma <i>liquidus</i> (s)	Velocidade de solidificação (mm/s)	Tempo de solidificação local (s)	Taxa de resfriamento (°C/s)	Gradiente Térmico (°C/mm)
5	1,3	2,4	66	9,0	3,5
10	4,1	1,3	72	6,5	3,4
15	6,8	1,0	98	3,2	2,1
20	12,6	0,8	113	1,9	1,4
35	39,5	0,5	154	0,8	0,6
45	69,6	0,4	184	0,5	0,5
60	117,4	0,3	221	0,3	0,3
85	211,2	0,2	236	0,3	0,3
Função	$P=4,74t^{0,54}$	$V_L=9,63P^{-0,85}$	$t_{SL}=25,79P^{0,50}$	$\dot{T}=101,3P^{-1,34}$	$G_L = 25,3P^{-1,01}$

Os perfis de velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*, das taxas de resfriamento e dos valores para o gradiente térmico apresentam o comportamento decrescente partindo da base para o topo do lingote mostrando a interdependência entre eles, já o tempo de solidificação local e o tempo de passagem da isoterma *liquidus* possuem perfil crescente em que nas primeiras posições a solidificação acontece perto da base de arrefecimento e a solidificação ocorre mais rapidamente do que nas últimas posições, o que também influencia na macro e microestrutura que para resfriamentos mais rápidos, os grãos crescem alongados na direção de extração de calor e apresentam caráter mais refinado.

5.7. Caracterização da Macroestrutura

A macroestrutura obtida conforme o procedimento experimental descrito anteriormente para a liga de Al-4%Cu-5%Ag, está representada na figura 49 abaixo.

Figura 49 – Macroestrutura da liga de Al-4%Cu-5%Ag.

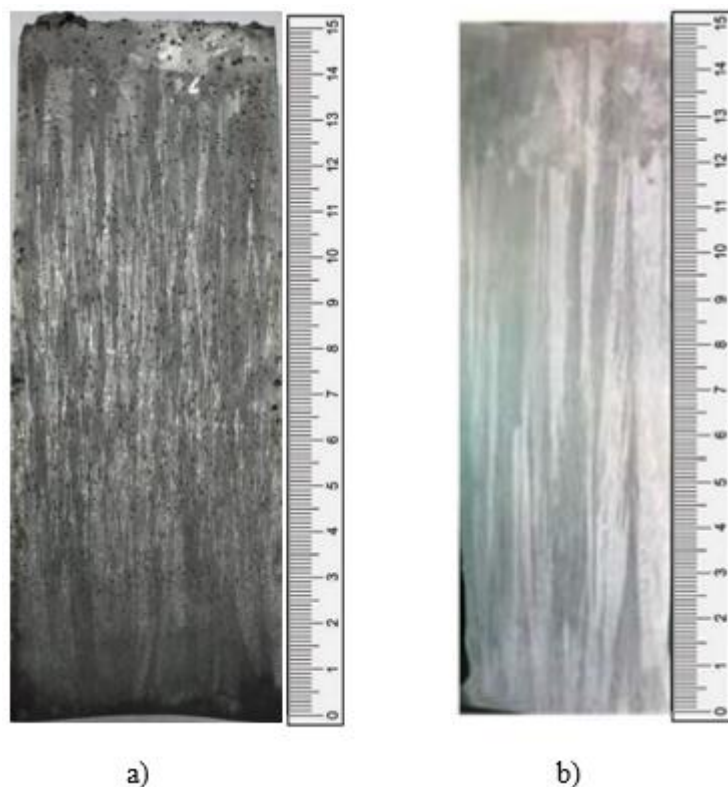


Observa-se na macroestrutura um predomínio de grãos colunares com unidirecionalidade no sentido vertical ascendente ao longo do comprimento do lingote, ou seja, com extração de calor a partir da base refrigerada. Essa característica dos grãos colunares evidencia a eficácia da extração de calor obtida pelo processo de solidificação unidirecional. Essa estrutura colunar pode ter sido favorecida pelo pré-aquecimento do molde, pela temperatura de vazamento elevada, pelo teor de soluto, assim como pelas taxas de resfriamento altas e maior gradiente térmico (Goulart, 2010).

Acima da estrutura colunar nota-se a presença de grãos com direções cristalográficas aleatórias, que crescem a frente dessa estrutura. Esse tipo de grão com formatos equiaxiais posicionados no topo do lingote caracteriza a zona equiaxial da macroestrutura diferenciando-se da zona colunar. É possível perceber ainda, na Figura 49, a região de transição colunar-equiaxial a uma distância de 140 mm da base do lingote.

A figura 50 compara a macroestrutura do presente trabalho com a macroestrutura obtida por Almeida (2023) para a liga Al-4%Cu-2%Ag.

Figura 50 – Comparação das macroestruturas das ligas: a) de Al-4%Cu-5%Ag, b) Al-4%Cu-2%Ag adaptado de Almeida (2023).



Ao comparar as macroestruturas da figura 50 notamos características similares, onde observa-se a predominância da estrutura colunar, porém a região de grãos equiaxiais é menor na liga de Al-4%Cu-5%Ag. Diversos fatores podem influenciar para a predominância da estrutura colunar, conforme já relatado nos trabalhos de Beskow (2008) e Cante (2009).

5.8.Caracterização da Microestrutura

As microestruturas resultantes do procedimento experimental para a liga de Al-4%Cu-5%Ag em cada uma das posições, estão representadas nas figuras 51, 52, 53 e 54.

Figura 51 – Microestruturas da liga Al-4%Cu-5%Ag: a) Posição 05 mm; $\lambda_3 = 34,6 \mu\text{m} (\pm 2,7)$; $V_L = 2,4 \text{ mm/s}$; $\dot{T} = 9,0 \text{ }^\circ\text{C/s}$; $G_L = 3,5 \text{ }^\circ\text{C/mm}$, b) Posição 10 mm; $\lambda_3 = 38,1 \mu\text{m} (\pm 4,0)$; $V_L = 1,4 \text{ mm/s}$; $\dot{T} = 6,5 \text{ }^\circ\text{C/s}$; $G_L = 3,5 \text{ }^\circ\text{C/mm}$.

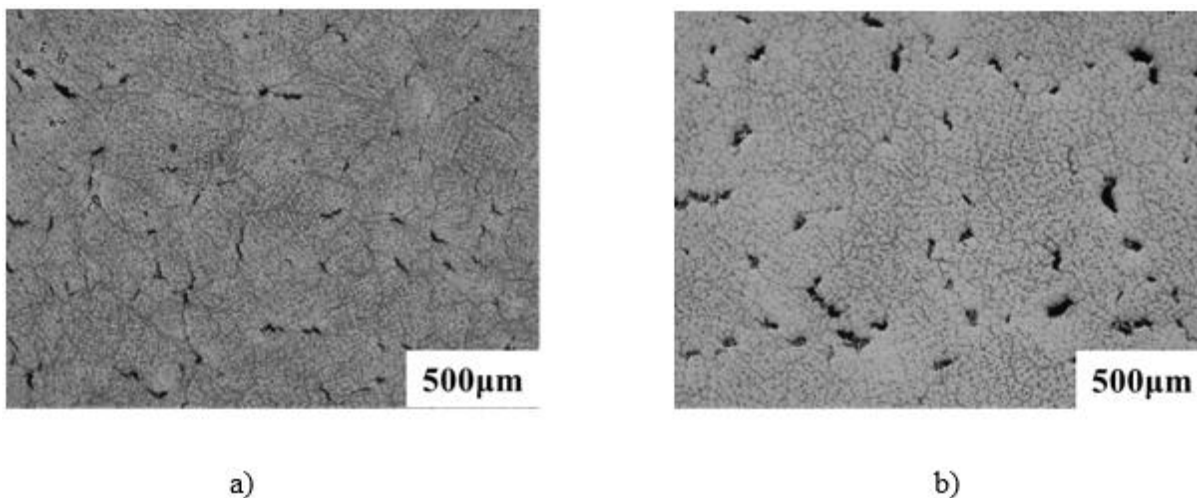


Figura 52 – Microestruturas da liga Al-4%Cu-5%Ag: a) Posição 15 mm; $\lambda_3 = 51,7 \mu\text{m} (\pm 1,9)$; $V_L = 1,0 \text{ mm/s}$; $\dot{T} = 3,2 \text{ }^\circ\text{C/s}$; $G_L = 2,1 \text{ }^\circ\text{C/mm}$, b) Posição 20 mm; $\lambda_3 = 54,4 \mu\text{m} (\pm 7,2)$; $V_L = 0,8 \text{ mm/s}$; $\dot{T} = 1,9 \text{ }^\circ\text{C/s}$; $G_L = 1,4 \text{ }^\circ\text{C/mm}$.

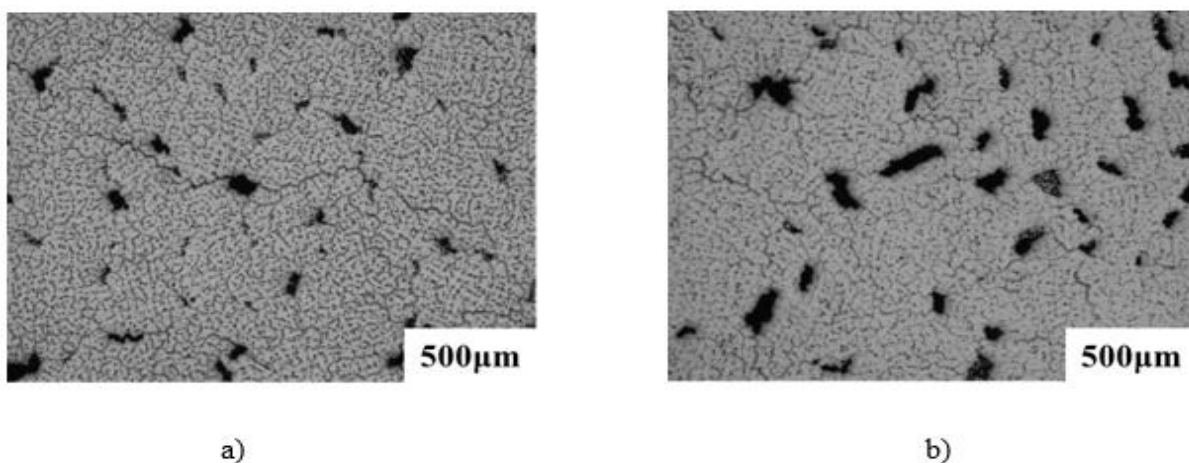


Figura 53 – Microestruturas da liga Al-4%Cu-5%Ag: a) Posição 35 mm; $\lambda_3 = 72,8 \mu\text{m} (\pm 9,1)$; $V_L = 0,5 \text{ mm/s}$; $\dot{T} = 0,8 \text{ }^\circ\text{C/s}$; $G_L = 0,6 \text{ }^\circ\text{C/mm}$, b) Posição 45 mm; $\lambda_3 = 81,3 \mu\text{m} (\pm 10,8)$; $V_L = 0,4 \text{ mm/s}$; $\dot{T} = 0,5 \text{ }^\circ\text{C/s}$; $G_L = 0,5 \text{ }^\circ\text{C/mm}$.

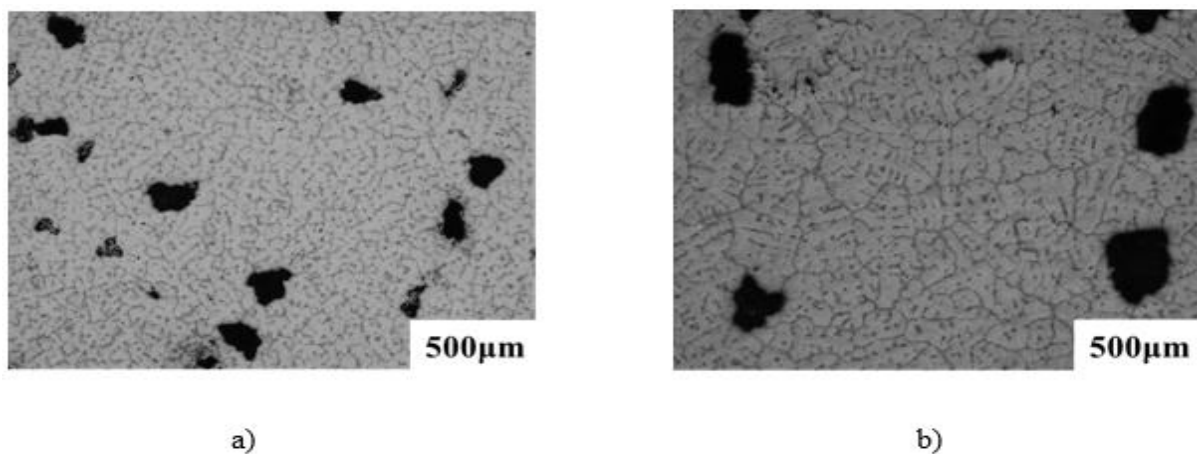
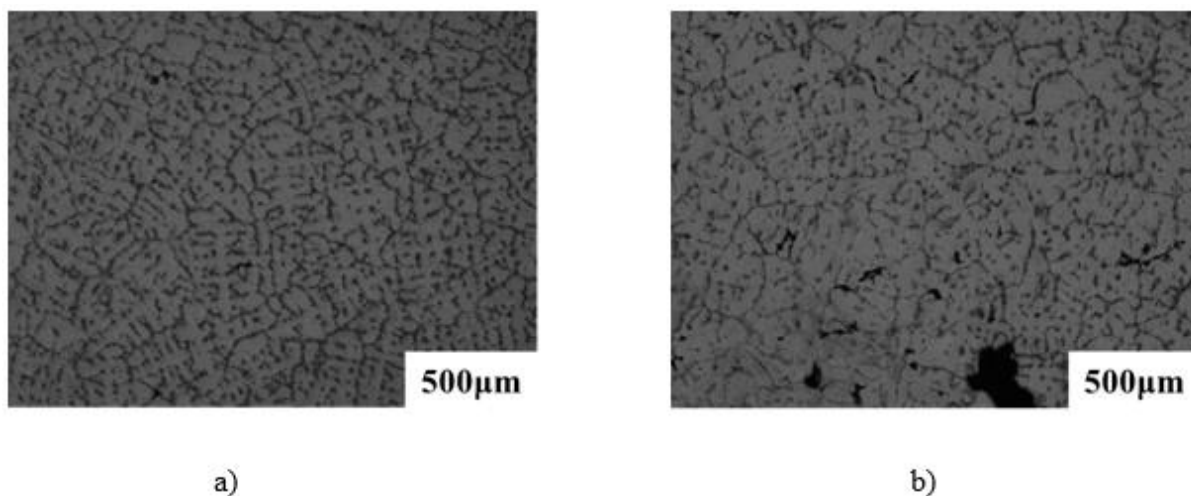


Figura 54 – Microestruturas da liga Al-4%Cu-5%Ag: a) Posição 60 mm; $\lambda_3 = 82,1 \mu\text{m} (\pm 9,1)$; $V_L = 0,3 \text{ mm/s}$; $\dot{T} = 0,3 \text{ }^\circ\text{C/s}$; $G_L = 0,3 \text{ }^\circ\text{C/mm}$, b) Posição 85 mm; $\lambda_3 = 86,6 \mu\text{m} (\pm 10,8)$; $V_L = 0,2 \text{ mm/s}$; $\dot{T} = 0,3 \text{ }^\circ\text{C/s}$; $G_L = 0,3 \text{ }^\circ\text{C/mm}$.



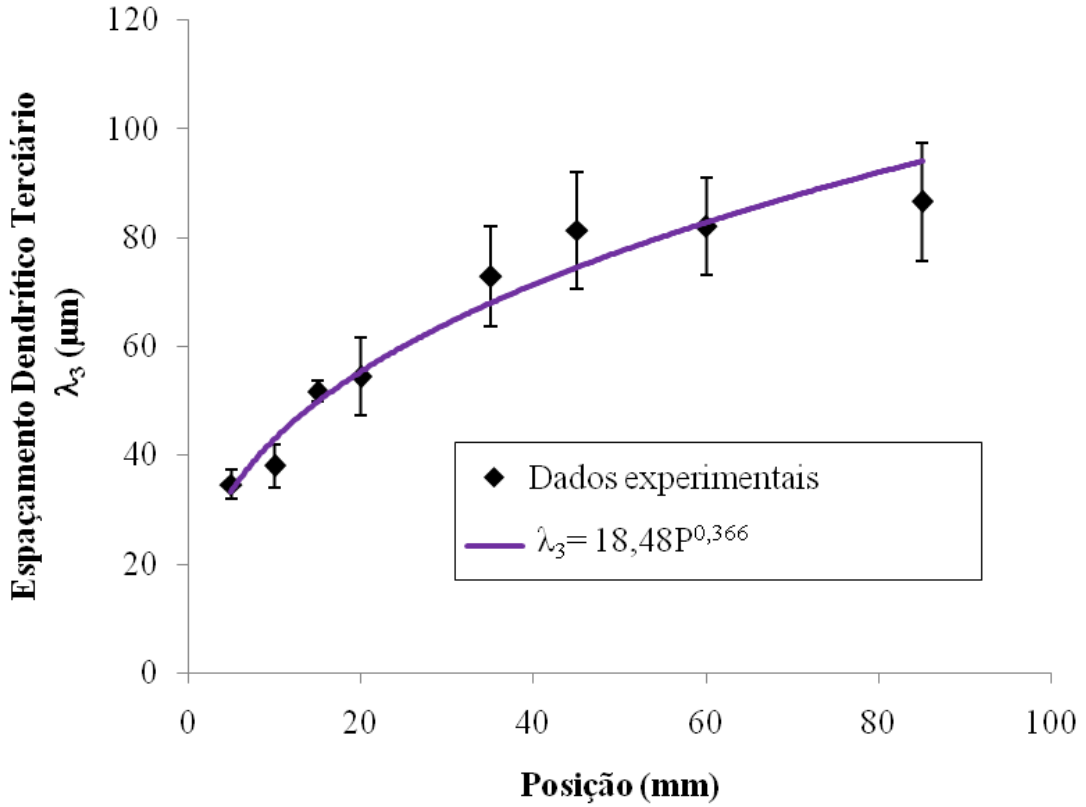
Nas legendas das figuras acima estão descritos os espaçamentos dendríticos terciários, as velocidades da isoterma, as taxas de resfriamento e os gradientes térmicos para cada uma das posições. Nota-se nas figuras a presença da estrutura dendrítica como resultado da influência das variáveis térmicas, iniciando com estruturas mais refinadas em que possuíam maiores taxas de resfriamento e velocidade de solidificação, para estruturas mais grosseiras ao irem diminuindo essas taxas. Percebe-se ainda que próximo aos braços das dendritas são vistas regiões mais escuras; elas formam devido à alta concentração de soluto nessas regiões, pois são as últimas áreas a serem solidificadas. Com isso, ocorre a segregação localizada de soluto, deixando-as mais escuras que os braços das dendritas pelo acúmulo de soluto nessas regiões após a solidificação completa da liga.

5.9. Espaçamento Dendrítico

A relação do espaçamento dendrítico terciário com a posição do lingote apresenta-se na figura 55. Nota-se na figura um aumento do espaçamento dendrítico à medida que nos afastamos da base refrigerada do lingote, em outras palavras, com o avanço da interface metal/molde ocorre o aumento do espaçamento dendrítico. Como as variáveis térmicas: taxa de resfriamento, gradiente térmico e velocidade da isoterma *liquidus* diminuem ao longo do lingote há um aumento da resistência térmica da camada solidificada, de acordo que ela se aproxima das últimas posições do lingote. Com isso, há uma maior dificuldade na transmissão de calor, ocasionando assim o aumento do espaçamento dendrítico, já que o tempo de solidificação

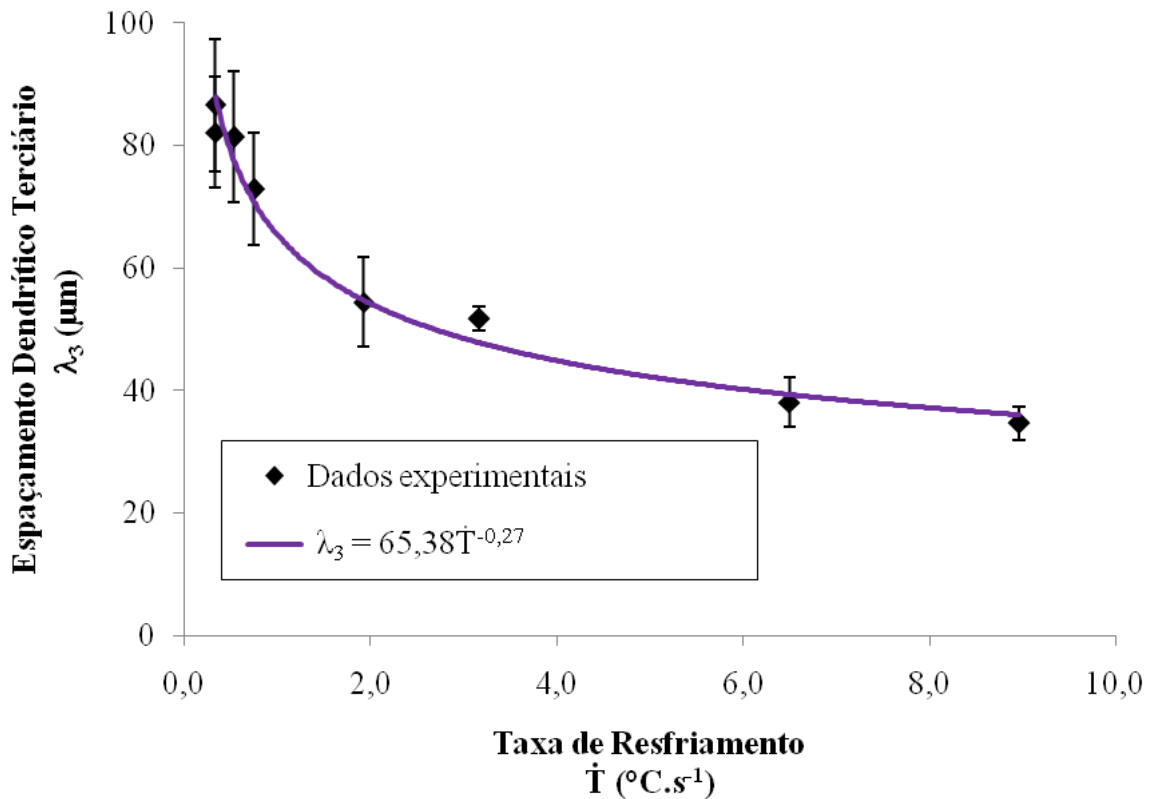
aumenta, e assim as dendritas possuem maior tempo para crescer, e acabam se distanciando mais.

Figura 55 – Relação do espaçamento dendrítico terciário com a posição no lingote.



Na figura 56 observamos o comportamento do espaçamento dendrítico terciário em relação a taxa de resfriamento da liga de estudo.

Figura 56 – Espaçamento dendrítico terciário versus a taxa de resfriamento.



Observa-se que o espaçamento dendrítico aumenta com a redução da taxa de resfriamento, já que os parâmetros térmicos são afetados pelo aumento da resistência térmica e por consequência levando ao aumento do espaçamento dendrítico nas posições em que se leva mais tempo para a solidificação, tendo assim mais tempo para o crescimento das dendritas de acordo que ele se distancia da base do lingote e da fonte de extração de calor. Assim regiões mais próximas a base refrigerada do lingote possuem variáveis térmicas maiores e espaçamentos dendríticos menores.

5.10. Análise da Microdureza

A análise da microdureza Vickers foi realizada com o microdurômetro nas oito posições em que cada termopar estava posicionado ao longo do lingote. Na tabela 6 estão representados os resultados obtidos no ensaio para a liga de Al-4%Cu-5%Ag, com um nível de significância de 97,53%.

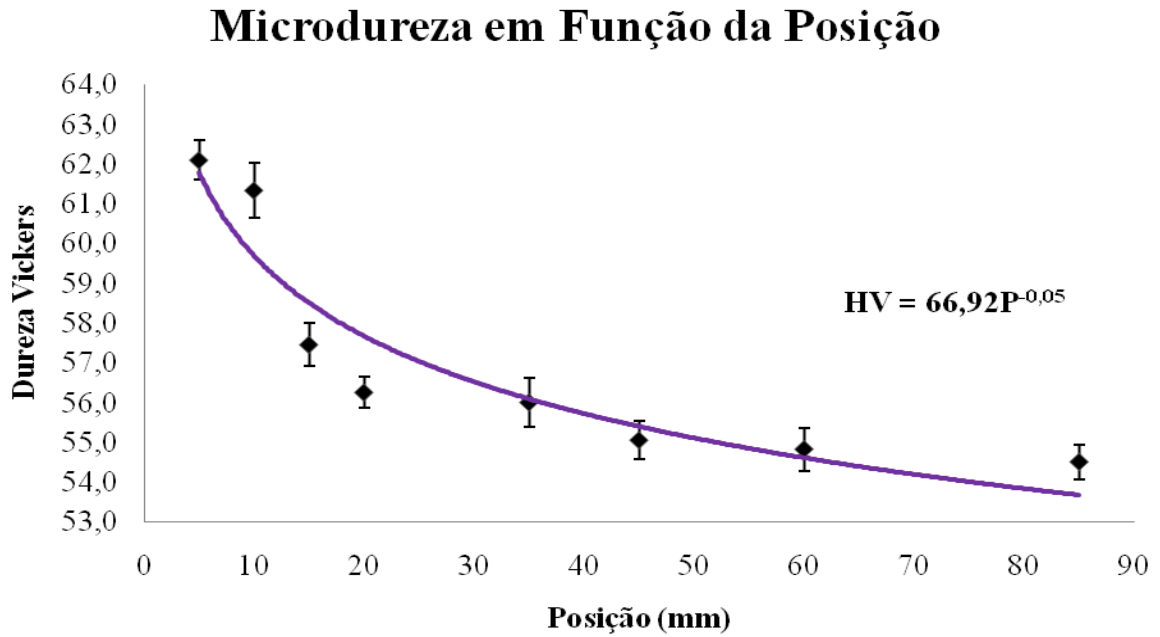
Tabela 6 – Resultados do ensaio de microdureza Vickers para a liga Al-4%Cu-5%Ag.

Posição (mm)	Dureza (HV)	U (97,53%)
5	62,1	0,49
10	61,3	0,69
15	57,5	0,54
20	56,3	0,39
35	56,0	0,61
45	55,1	0,49
60	54,8	0,54
85	54,5	0,44

Fonte – Próprio autor, 2024.

Na figura 57 consegue-se ver a relação da microdureza Vickers em relação a posição ao longo do lingote. Observa-se que a microdureza Vickers diminui à medida que nos afastamos da base refrigerada, e ao comparar a posição de 5 mm com a de 85 mm nota-se que houve uma redução de 12% na dureza. A literatura nos diz que a microdureza tende a aumentar com espaçamentos dendríticos menores, e como para a liga de estudo os espaçamentos dendríticos são menores nas posições mais próximas da base refrigerada o comportamento do gráfico da figura 57 está de acordo. Isso ocorre porque na base refrigerada temos taxas de resfriamento mais elevadas e assim um menor tempo para a evolução dos espaçamentos dendríticos fazendo com que a dureza do material seja mais elevada nessas regiões. Outro ponto importante é que com uma microestrutura dendrítica mais refinada tem-se regiões interdendríticas maiores. Nessas regiões, para o caso da liga de Al-4%Cu-5%Ag, há uma maior concentração dos elementos Cu e Ag, principalmente nas áreas próximas a base refrigerada, e como esses elementos possuem maior dureza do que a matriz de Al, a microdureza média encontrada é maior nas posições iniciais do lingote.

Figura 57 –Microdureza Vickers em função da posição do lingote.



Nas figuras 58 e 59 temos a microdureza em função da taxa de resfriamento e do espaçamento dendrítico terciário para a liga estudada.

Figura 58 – Microdureza Vickers em função da taxa de resfriamento.

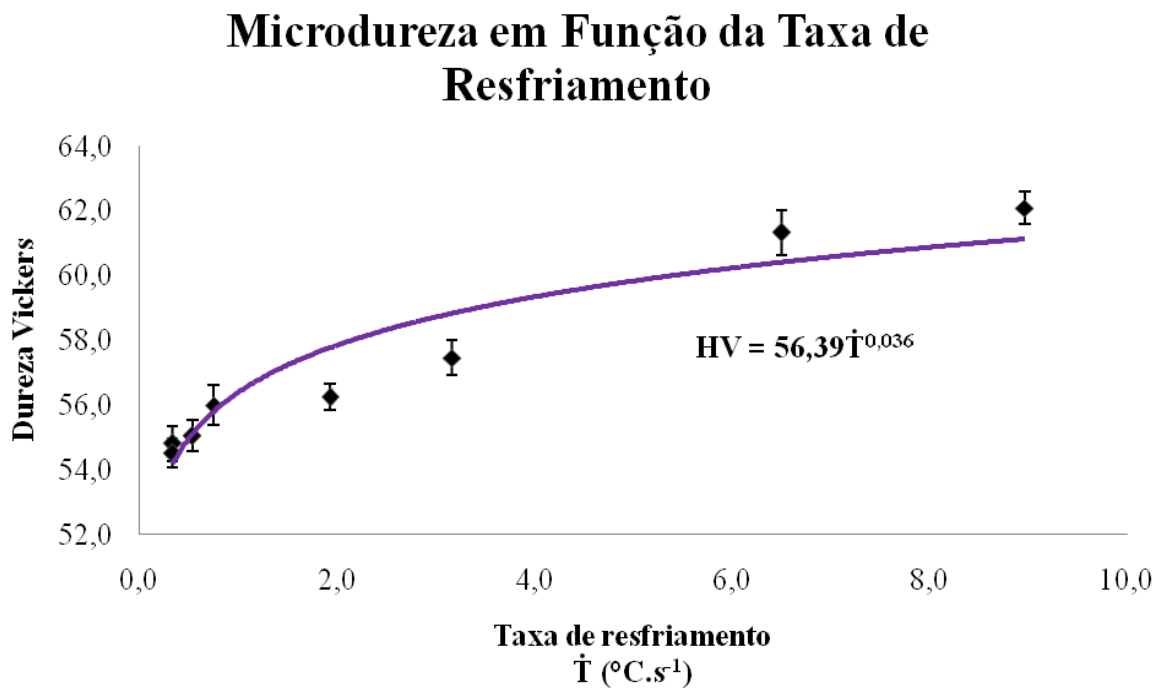
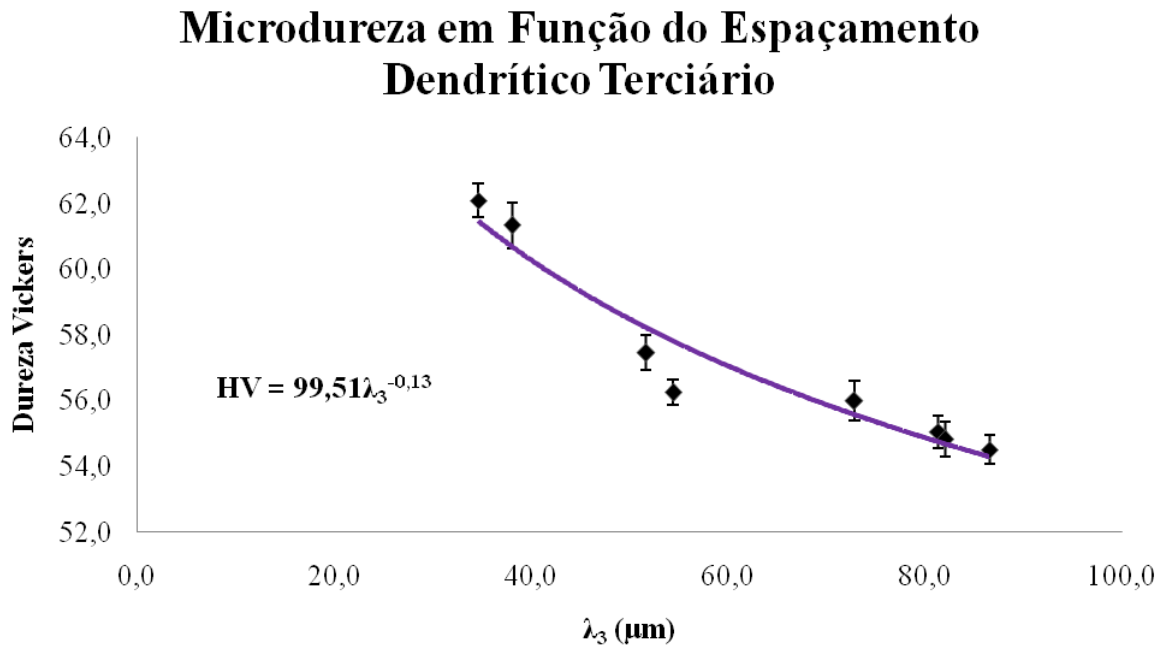


Figura 59 – Microdureza Vickers em função do espaçamento dendrítico terciário.



Nota-se que a microdureza da liga de estudo é fortemente influenciada pela taxa de resfriamento. Onde o resfriamento ocorre de forma mais rápida a microestrutura é mais refinada, com grãos menores e fases intermetálicas distribuídas mais uniformemente, o que resulta em maior microdureza. Em contraste, onde o resfriamento é mais lento obtém-se grãos maiores e segregação de elementos, o que reduz a microdureza, conforme observado no estudo de *Liu et al., 2014*.

A microdureza da liga de Al-4%Cu-5%Ag aumenta com a diminuição do espaçamento dendrítico terciário. Isso ocorre porque um espaçamento menor resulta em uma microestrutura mais refinada, com maior densidade de interfaces dendríticas e uma distribuição mais homogênea das fases intermetálicas. Como resultado, a resistência mecânica e a microdureza são aprimoradas. Em contrapartida, quando o espaçamento dendrítico é maior, a microdureza tende a diminuir devido à formação de uma estrutura mais grosseira e menos uniforme.

6. CONCLUSÃO

Conclui-se que o aumento no teor de prata da liga de 2% para 5% não acarretou mudanças significativas nas temperaturas *liquidus* e *solidus*, ao comparar a curva de resfriamento lento desenvolvida por Almeida (2023) com a curva obtida neste trabalho.

A temperatura *liquidus* obtida experimentalmente está de acordo com a temperatura observada no diagrama pseudo-binário simulado pelo software Thermo-Calc para a liga estudada, mostrando a eficácia do trabalho experimental na determinação dessas temperaturas.

O estudo realizado das variáveis térmicas, apresentou o comportamento característico para um processo de solidificação unidirecional ascendente, onde nas regiões próximas da refrigeração, ou seja, próximas a base do lingote as variáveis tempo de solidificação local e tempo de passagem da isoterma *liquidus* são menores quando comparado com as regiões mais distantes da refrigeração, mostrando a grande interferência da refrigeração nessas variáveis. As variáveis velocidade de solidificação, taxa de resfriamento e gradiente térmico são menores quanto mais longe da base refrigerada do lingote o que demonstra a influência do avanço da interface *liquidus/solidus*, do afastamento da interface metal/molde e do aumento do volume de metal solidificado em nessas variáveis respectivamente.

Os resultados da macroestrutura da liga de estudo foram predominantemente colunares ao longo do lingote evidenciando a eficácia da extração de calor obtida pelo processo de solidificação unidirecional ascendente e a microestrutura foi similar a obtida no trabalho de Almeida (2023).

No que diz respeito a microestrutura observa-se a predominância da estrutura dendrítica ao longo de todo comprimento do lingote, apresentando braços dendríticos terciários em todas as posições analisadas, podendo concluir assim, que a adição da prata não influenciou na morfologia da microestrutura.

Os espaçamentos dendríticos terciários aumentaram com o afastamento da base refrigerada e também aumentaram com a redução da taxa de resfriamento, evidenciando a grande relação dos espaçamentos dendríticos com a interface metal/molde, tendo assim, nas regiões mais próximas da base refrigerada do lingote variáveis térmicas maiores e espaçamentos dendríticos menores.

Conclui-se que a microdureza Vickers da liga Al-4%Cu-5%Ag diminui à medida que se afasta da fonte extratora de calor. A microdureza aumentou de acordo com o aumento da

taxa de resfriamento, e aumentou para espaçamentos dendríticos menores, ou seja, grãos mais refinados obtivemos microdureza maior.

7. REFERÊNCIAS

ABAL. **Associação Brasileira do Alumínio.** Disponível em: <http://abal.org.br/aluminio/caracteristicas-quimicas-e-fisicas/>. Acesso em: 20 de jun. 2023.

ALMEIDA, R, P. **Efeito da adição de 2%Ag nos parâmetros térmicos de solidificação, macro/microestrutura, microdureza e condutividade elétrica de uma liga binária Al-4%Cu.** 2023. 120 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica, Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda, 2023.

ASM INTERNATIONAL, **Aluminum and Aluminum alloys.** v. 4. American Society for Metals - ASM Handbook, 1998.

BAYRAM, Ü.; MARAŞLI, N. Thermal conductivity and electrical resistivity dependences on growth rate in the directionally solidified Al–Cu–Ni eutectic alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 753, p. 695–702, 2018b.

BESKOW, A.B. **Estudo Da Solidificação Unidirecional Ascendente Para Obtenção De Estruturas Colunares Grosseiras.** Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande Do Sul: Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais – PGETEMA. Dissertação de Mestrado, Porto Alegre – Rio Grande do Sul, 2008.

BRITO, C. **Parâmetros Térmicos e Microestruturais na Solidificação Transitória de Ligas Al-Mg e Al-Mg-Si e Correlação com Resistências Mecânica e à Corrosão (Thermal and microstructural parameters in the transient solidification of Al-Mg and Al-Mg-Si 114 alloys and corrosion).** p. 205, 2016.

CAMPOS JR, A. A. **Parâmetros Térmicos de Solidificação, Microestrutura e Propriedades em Tração de Liga Ternária Al-Sn-Cu (Solidification Thermal Parameters, Microstructure and Tensile Properties of a Ternary Al-Sn-Cu Alloy).** Dissertação de Mestrado, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, p. 20, 2017.

CANTE, M. V. **Solidificação transitória, microestrutura e propriedades de ligas Al-Ni.** 2009.

CHRISÓSTIMO, W. B. **Efeito do superaquecimento na microsegregação, formação macro e microestrutural da liga hipoeutética Al-4%Cu.** Dissertação de Mestrado, Universidade Federal Sul Fluminense, Volta Redonda, RJ, 2019.

CIMM – Centro de Informação Metal Mecânica. Disponível em: <https://www.cimm.com.br/portal/material_didatico/3681-nocoes-sobre-a-teoria-desolidificacao>. Acesso em: 20 nov. 2023.

DANTAS, P. P. **Caracterização de ligas hipereutéticas da Al-Ni solidificadas unidirecionalmente.** 2014. 103p. Dissertação de Mestrado em Integridade de Materiais da Engenharia, Universidade de Brasília, Brasília- DF.

DUARTE, R. **Solidificação Unidirecional Transitória, Microestrutura e Propriedades Termofísicas e Mecânicas de Ligas Al-Ag-(Cu).** p. 207, 2016.

FARIA, J. D. **Correlações entre Variáveis Térmicas, Microestrutura e Propriedades Mecânicas das Ligas Al-4%Cu e Al-4%Cu-4%Ag solidificadas em Regime Transitório.** 2015.

FLEMINGS, M. C. Solidification processing. **Metallurgical Transactions**, v. 5, p. 2121-2134, 1974.

GARCIA, A. **Solidificação, fundamentos e aplicações.** 2. ed. São Paulo: Unicamp, 2008. 400 p.

GOMES, L. F. et al. Effects of Silver Content and Cooling Rate on Electrical Conductivity and Tensile Properties of Al-Si(-Ag) Alloys. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 29, p. 6849-6860, 2020.

GOULART, P. R. **Caracterização da microestrutura de solidificação de ligas Al-Fe e correlação com propriedades mecânicas.** 2010. 160 p. Tese (Doutorado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

KAUFMAN, J. G.; ROOY, E. L. **Aluminium alloy casting: properties, process and applications.** ASM International – Metalspark, 2004.

LIU, W., CHEN, L., & WANG, L. (2014). **Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of Al-Cu-Ag alloys.** *Materials Science and Engineering A*, 604, 173-180. doi:10.1016/j.msea.2014.02.008.

OSÓRIO, W. R., SPINELLI, J. E., FREIRE, C. M. A., GARCIA, A. **Efeito da macro e micromorfologia estruturais na resistência à corrosão de amostras de Zn puro e da liga Zn-4%Al,** *Revista Matéria*, v. 10, n. 3, pp. 428-436, 2005.

PARADELA, K. G. et al. Investigation of thermal parameters effects on the microstructure, microhardness and microsegregation of Cu-Sn alloy directionally solidified under transiente heat flow conditions. **Materials Research**, v. 22, n. 4, 2019.

PEIXOTO, E. M. A. Alumínio. **Química Nova na Escola**. São Paulo, n. 13, maio 2001. Disponível em: <http://qnesc.sbq.org.br/online/qnesc13/13-aluminio.pdf>. Acesso em: 16 out. 2023.

POIRIER, D. R.; YEYM, K.; MAPLES, A.L. **A thermodynamic Prediction for microporosity formation in Aluminium-Rich Al-Cu Alloys, Metallurgical transictions**, V.18 A, p. 1979, 1987.

QUARESMA, J. M. V.; SANTOS, C. A.; GARCIA, A. Correlation between unsteady118 statesolidification conditions, dendrite spacings, and mechanical properties of Al-Cu alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 31A, p. 3167-3178, 2000.

ROCHA, O. L.; SIQUEIRA C. A.; GARCIA, A. Cellular/dendritic transition during unsteady-state unidirectional solidification of Sn-Pb alloys. **Materials Science and Engineering A**. V.347, n.1-2, p.59 - 69, 2003.

RODRIGUES, A. V. **Correlações entre Microestruturas de Solidificação e Resistências Mecânica e à Corrosão de Ligas Al-Cu-Ni Correlações entre Microestruturas de Solidificação e Resistências Mecânica e à Corrosão de Ligas Al-Cu-Ni**. Campinas, SP, 2017.

ROOY, E. L. Aluminum and aluminum alloys. In: ROOY, E. L. **ASM Casting - Metals Handbook**. Ohio: ASM Internacional, 1988. v. 15, p. 743-770.

ROSA, Daniel Monteiro. **Estruturas celulares, transição celular/dendrítica e estruturas dendríticas na solidificação unidirecional transitória**. 2007. 171p. Tese (Doutorado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

SANTOS, W. L. R. et al. Plate-like cell growth during directional solidification of a Zn-20wt%Sn high-temperature lead-free solder alloy. **Materials Science and Engineering B**, v.182, p. 29-36, 2014.

SALES, R.; FERREIRA, L.; ALMEIDA, R.; TERRA, B.; MOURA, L.; FURTADO, A.. Microstructure and Microhardness of Directionally Solidified Al-Si Alloys Subjected to na Equal-Channel Angular Pressing Process. **Materials Research**, v. 25, 2022.

SOUSA, N. D. P. Um Estudo Experimental Comparativo da Solidificação da Liga Hipoeutética Al-4 % Cu: Efeito da Solidificação Unidirecional Ascendente e Descendente na Microsegregação e Formação Microestrutural. Volta Redonda, RJ, 2019.

SUH, H. S., KWON, Y. S., & KANG, S. H. (2007). **Effect of cooling rate on the microstructure and properties of Al-Cu-Ag alloys.** *Journal of Materials Science*, 42(4), 1315-1321. doi:10.1007/s10853-006-0319-6.

TERRA, B. P. Variáveis de Processo, Microestruturas, Macrosegregação, Propriedades Mecânicas e Resistência à Corrosão em Ligas Al-Cu e Al-Cu-Ni: Um Estudo Experimental Comparativo. 2020.

THE ALUMINUM ASSOCIATION. **Industry Standards.** Condado de Arlington – Virginia. Disponível em:< <https://www.aluminum.org/industry-standards>>. Acesso em:18 outubro. 2023.

8. PRODUÇÃO CIENTÍFICA

ALMEIDA, C. M.; FERREIRA, A. F.; NASCIMENTO, M. C.; TORRES, A. G.; SALES, R. C.; BAPTISTA, L. A. D. S. **Comparative Analysis of the Solidification Thermal Parameters, Hardnes and Electrical Conductivity Between Binary (AlCu) and Ternary (AlCuAg) System.** In: 25 CBECIMAT. Fortaleza, CE, 2024.

FERREIRA, A. F., PEIXOTO, F. M., SILVA, A. D., TORRES, A. G., ALMEIDA, C. M., NASCIMENTO, M. C. **Cooling Curve Evaluation in Base Al-Si Alloy: Effects of Silicon Additions on the Thermal Parameters.** Metallography, Microstructure, and Analysis, 2025. <https://doi.org/10.1007/s13632-025-01179-1>