



**Universidade Federal Fluminense**

Pólo Universitário de Volta Redonda  
Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda  
Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica

**RANGEL DE PAULA ALMEIDA**

**EFEITO DA ADIÇÃO DE 2%Ag NOS PARÂMETROS  
TÉRMICOS DE SOLIDIFICAÇÃO,  
MACRO/MICROESTRUTURA, MICRODUREZA E  
CONDUTIVIDADE ELÉTRICA DE UMA LIGA BINÁRIA Al-  
4%Cu.**

UNIVERSIDADE  
FEDERAL  
FLUMINENSE

**VOLTA REDONDA**

**2023**

RANGEL DE PAULA ALMEIDA

**EFEITO DA ADIÇÃO DE 2%Ag NOS PARÂMETROS TÉRMICOS DE  
SOLIDIFICAÇÃO, MACRO/MICROESTRUTURA, MICRODUREZA E  
CONDUTIVIDADE ELÉTRICA DE UMA LIGA BINÁRIA Al-4%Cu.**

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

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

**ORIENTADOR:** PROF. D. Sc. ALEXANDRE FURTADO FERREIRA

Volta Redonda

2023

Ficha catalográfica automática - SDC/BEM  
Gerada com informações fornecidas pelo autor

A447e Almeida, Rangel de Paula  
Efeito da adição de 2%Ag nos parâmetros térmicos de solidificação, macro/microestrutura, microdureza e condutividade elétrica de uma liga binária Al-4%Cu / Rangel de Paula Almeida. - 2023.  
124 f.: il.

Orientador: Alexandre Furtado Ferreira.  
Dissertação (mestrado)-Universidade Federal Fluminense, Escola de Engenharia Industrial e Metalúrgica de Volta Redonda, Volta Redonda, 2023.

1. Ligas Al-Cu. 2. Ligas Al-Cu-Ag. 3. Solidificação. 4. Condutividade Elétrica. 5. Produção intelectual. I. Ferreira, Alexandre Furtado, orientadora. II. Universidade Federal Fluminense. Escola de Engenharia Industrial e Metalúrgica de Volta Redonda. III. Título.

CDD - XXX

RANGEL DE PAULA ALMEIDA

**EFEITO DA ADIÇÃO DE 2%Ag NOS PARÂMETROS TÉRMICOS DE  
SOLIDIFICAÇÃO, MACRO/MICROESTRUTURA, MICRODUREZA E  
CONDUTIVIDADE ELÉTRICA DE UMA LIGA BINÁRIA Al-4%Cu.**

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

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

Aprovado em 14 de Julho de 2023.

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

  
Prof. Dr. Claudinei dos Santos  
UFF/PPGEM – Universidade Federal Fluminense

  
Prof. Dr. Luis Antônio de Souza Baptista  
UFF – Universidade Federal Fluminense

  
Prof. Dr. Sandro Rosa Corrêa  
UNIFOA/MEMAT – Centro Universitário de Volta Redonda

Volta Redonda

2023

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço, especialmente, a Deus por me ter dado toda a força necessária para a conclusão do curso, ter me fortalecido a cada ano perante todas as dificuldades e obstáculos que enfrentei.

A minha família, principalmente, aos meus pais - meus primeiros mestres – Mauricio e Maria José, que tanto me apoiaram e se mostraram ser fundamentais para a conclusão do curso. Agradeço aos meus irmãos que estavam e sempre estarão comigo.

A minha companheira, Cinara Lino, que desde o início me deu força e motivação para chegar onde hoje cheguei.

Aos meus amigos, que me apoiaram e sempre entenderam minhas ausências durante esta jornada.

Ao meu orientador, Alexandre Furtado, que tem me ajudado a compor essa dissertação e tem se colocado a disposição para me auxiliar quando preciso.

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

## RESUMO

O alumínio comercialmente puro com adições de cobre possui alta relevância nas aplicações em setores automotivos e aeronáuticos, devido a esses setores exigir do material alta resistência mecânica e tenacidade à fratura, propriedades essas que podem ser encontradas na liga binária de Al-Cu. A adição de teores da prata na liga de Al pode provocar significativas mudanças nas propriedades mecânicas do material. Ligas ternárias de Al-Cu-Ag são empregadas como modelos de estudos de ligas eutéticas ternárias, apresentando alto interesse científico, além de seu uso em aplicações técnicas. Assim sendo, conhecer as variáveis dos processos de obtenção da liga, as estruturas de solidificação, as propriedades mecânicas, bem como, a relevância das propriedades elétricas da liga, é de fundamental importância para gerar conhecimento científico para aplicações industriais. Neste contexto, o presente trabalho teve como objetivo avaliar os efeitos da adição de 2%Ag na liga binária Al-4%Cu, avaliando os parâmetros térmicos, bem como o estudo da microsegregação dos solutos, através da análise de microscopia eletrônica de varredura (MEV), macro/microestrutura, microdureza, pelo ensaio Vickers, e da condutividade elétrica da liga, utilizando o método de sonda de quatro pontos, por meio de solidificação unidirecional vertical ascendente. Ao avaliar as variáveis térmicas, observou-se que a adição da prata levou a um aumento nas velocidades de solidificação, taxa de resfriamento e gradiente térmico. Acerca da macroestrutura, a liga ternária apresentou estruturas com predominância de grãos colunares, ao longo de todo o comprimento do lingote, comportamento este também observado na liga binária de Al-Cu. No que se refere a microestrutura, observou-se a formação das dendritas ao longo do comprimento do lingote para ambas as ligas, entretanto a liga ternária obteve microestruturas mais refinadas, com valores de EDP e EDT menores. Sobre a microsegregação, verificou-se que os parâmetros térmicos influenciaram na concentração de soluto, tendo a liga com adição da prata um maior grau de segregação. Além disso, a respeito da microdureza Vickers, observou-se um aumento médio de 1,8% da microdureza em relação a liga binária. Por fim, sobre a condutividade elétrica, observou-se a não linearidade dessa propriedade ao longo do comprimento do lingote, havendo variações de acordo com a concentração de soluto no perfil da liga, sobre a comparação com a liga binária, pôde observar a redução da propriedade elétrica com a adição da prata, possuindo a liga binária um valor de 23,7% IACS e a liga ternária, 9,7% IACS.

**Palavras-chave:** *Ligas Al-Cu, Ligas Al-Cu-Ag, Solidificação, Microdureza, Condutividade Elétrica.*

## ABSTRACT

Pure commercially aluminum with copper additions is highly relevant for applications in the automotive and aeronautical sectors, as these sectors require high mechanical strength and fracture toughness from the material, properties that can be found in the Al-Cu binary alloy. The addition of silver content to the Al alloy can lead to significant changes in the material's mechanical properties. Al-Cu-Ag ternary alloys are used as study models of ternary eutectic alloys, showing high scientific interest and also find application in technical fields. Therefore, understanding the variables of the alloy production processes, solidification structures, mechanical properties, as well as the relevance of the electrical properties of the alloy, is of fundamental importance for generating scientific knowledge for industrial applications. In this context, the present work aims to evaluate the effects of adding 2%Ag in the Al-4%Cu binary alloy, evaluating the thermal parameters, as well as the study of the microsegregation through scanning electron microscopy (SEM) analysis, macro/microstructure, microhardness, using the Vickers test, and the electrical conductivity of the alloy, using the four-point probe method, through vertical and ascending unidirectional solidification. About the evaluating the thermal variables, it was observed that the addition of silver led to an increase in solidification rates, cooling rate and thermal gradient. Regarding the macrostructure, the ternary alloy presented structures with a predominance of columnar grains, along the entire length of the ingot, a behavior also observed in the Al-Cu binary alloy. As for the microstructure, dendritic formations were observed along the length of the ingot for both alloys, however the ternary alloy obtained more refined microstructures, with lower primary and tertiary dendritic spacing values. Regarding microsegregation, it was verified that the thermal parameters influenced the solute concentration, with the alloy with the addition of silver having a higher segregation value. Furthermore, concerning Vickers microhardness, an average increase of 1,8% in microhardness was observed compared to the binary alloy. Finally, regarding the electrical conductivity, the non-linearity of this property was observed along the length of the ingot, with variations according to the solute concentration in the alloy profile. When compared to the binary alloy, a decrease in electrical property was observed with the addition of silver, with the binary alloy having a value of 23,7% IACS and the ternary alloy having 9,7% IACS.

**Keywords:** *Al-Cu Alloys, Al-Cu-Ag Alloys, Solidification, Microhardness, Electrical Conductivity.*

## LISTA DE FIGURAS

Figura 01. Encadeamento de Fenômenos envolvidas durante o processo de solidificação. Adaptado de Garcia (2007).....	20
Figura 02. Modos de transferência de calor atuantes em um sistema de solidificação vertical ascendente refrigerado a água. (Rosa, 2007).....	21
Figura 03. Curvas de resfriamento durante o processo de solidificação. (a) Super-resfriamento. (b) Sem retorno ao ponto de fusão. (c) Material amorfo. Adaptado de Garcia (2007)..	22
Figura 04. Curva para determinação da velocidade de solidificação. (Garcia, 2007).....	24
Figura 05. Representação da curva para cálculo de $\dot{T}$ . (Garcia, 2007).....	25
Figura 06. Desenho esquemático do dispositivo de solidificação unidirecional horizontal. (Faria, 2015)..	27
Figura 07. Desenho esquemático do dispositivo de solidificação unidirecional vertical descendente.(Faria, 2015).....	28
Figura 08. Desenho esquemático do dispositivo de solidificação unidirecional vertical ascendente. (Xavier <i>et al</i> , 2017).)	29
Figura 09. Desenho esquemático dos dois tipos de nucleação. (CIMM – Centro de Informação Metal Mecânica, 2020).....	30
Figura 10. Estrutura das interfaces sólido/líquido: (a) Rugosa ou difusa; (b) Lisa ou facetada. (Garcia, 2007).....	31
Figura 11. Perfil de concentração de soluto frente a fração solidificada.(Garcia, 2007)..	32
Figura 12. Figura esquemática da reapresentação de soluto em ligas binárias com (a) $K < 1$ e (b) $K > 1$ . (Garcia, 2007).....	33
Figura 13. Representação da atuação dos fatores das variáveis térmicas e concentração de soluto de acordo com SRC nas morfologias microestruturais. (Faria, 2015).....	34
Figura14. Corte transversal da morfologia celular. (Goulart,2010).....	34
Figura 15. Representação das morfologias durante o processo de crescimento das microestruturas: (a) morfologia celular; (b) transição celular para dendrítica; (c) dendrítica. (Osório, 2004).....	35
Figura 16. Representação da morfologia dendrítica primária, secundária e terciária. (Osório, 2004; Garcia, 2007).....	36



Figura 17. Representação das três formas da macroestrutura em um metal puro solidificado unidirecionalmente. (Faria, 2015)..	37
Figura 18. Representação das morfologias de transição (TCE). (Junior, 2017).....	39
Figura 19. Representação esquemática da ligação metálica. Adaptado Fernandes (2015)..	43
Figura 20. Desenho esquemático da mobilidade eletrônica através do espalhamento de elétrons .....	44
Figura 21. Resistividade elétrica à temperatura ambiente em função da composição para ligas cobre-níquel (Callister e Rethwisch, 2016, p. 676) .....	45
Figura 22. Fluxograma das principais etapas experimentais.....	46
Figura 23. Balança digital de precisão, modelo UW6200H, fabricante Shimadzu.....	47
Figura 24. Cadinho de carbetto de Silício... ..	47
Figura 25. Forno elétrico tipo mufla do laboratório de Solidificação da EEIMVR-UFF, modelo FE7013, fabricante Jung.....	48
Figura 26. Homogeneização do soluto no solvente, com auxílio da garra metálica e haste. ...	48
Figura 27. Equipamento de aquisição de dados e microcomputador. ....	49
Figura 28. Termopares tipo K com 1,6mm de diâmetro.. ..	49
Figura 29. Processo de resfriamento lento com cadinho e termopar, posicionado na zona de proteção... ..	50
Figura 30. Lingoteira pré-aquecida.... ..	50
Figura 31. Figura esquemática do sentido ascendente de solidificação.... ..	51
Figura 32. (a) Posicionamento dos termopares no molde (b) Lingoteira bipartida com refrigeração a água. ....	52
Figura 33. Lingote após a solidificação.....	53
Figura 34. (a) Máquina de corte (b) Lingote cortado para o aproveitamento dos termopares. ..	53
Figura 35. Figura esquemática da posição de seccionamento para análise macroestrutural. (Terra, 2020).....	54
Figura 36. Lixadeira e politriz metalográfica, modelo Arapol VV, fabricante Arotec. ...	54
Figura 37. Figura esquemática da posição de corte das amostras com suas devidas posições para análise microestrutural. Adaptado Chrisóstimo (2019).....	56
Figura 38. Figura esquemática para obtenção da $\lambda_1$ , utilizando o método do triângulo. (Gündüz e Çadirli, 2002).....	57
Figura 39. Figura esquemática para a obtenção do $\lambda_3$ . (Chrisóstimo 2019)....	58

Figura 40. MEV com software EDAX para análise química através de EDS no laboratório da EEIMVR.....	59
Figura 41. Figura da linha adjacente entre os dois braços de dendritas terciárias.....	60
Figura 42. Figura esquemática dos pontos de medição de concentração de soluto. (Chrisóstimo, 2019)..	60
Figura 43. Microdurômetro Mitutoyo HM-210 utilizado na medição da microdureza Vickers. (Garção, 2023).....	61
Figura 44. Figura esquemática do método da sonda quatro pontas na configuração quadrada. Sendo a letra “a” a distância entre as pontas. Adaptado de Madhi e Nagy (2011)...	62
Figura 45. Destaque das sondas de quatro ponto conectados aos fios de corrente e tensão elétrica.....	63
Figura 46. Equipamento de medição da resistividade elétrica PD Measurement System instalado no Laboratório de Ensaios Não Destrutível da PGMEC na UFF-Niterói.....	64
Figura 47. Diagrama de fases pseudo-binário parcial da liga Al-Cu-Ag, com 2% de Ag fixado (THERMO-CALC, 2022).	65
Figura 48. Diagrama de fase parcial Al-Cu destacando a composição de 4% de Cu. Software THERMO-CALC. (Chrisóstimo, 2019).....	66
Figura 49. Curva de resfriamento lento da liga Al-4%Cu-2%Ag .	67
Figura 50. Curva de resfriamento lento da liga Al-4%Cu. (Chrisóstimo, 2019).....	68
Figura 51. Perfil térmico da liga Al-4%Cu-2%Ag.....	69
Figura 52. Posição da isoterma <i>liquidus</i> em função do tempo.....	70
Figura 53. Comparação do tempo de passagem da isoterma <i>liquidus</i> entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019).....	71
Figura 54. Velocidade da isoterma <i>liquidus</i> em função do tempo... ..	72
Figura 55. Velocidade da isoterma <i>liquidus</i> em função da posição do lingote... ..	73
Figura 56. Comparação da velocidade da isoterma <i>liquidus</i> entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu, em função da posição do lingote. Dados adaptados Chrisóstimo (2019). ..	74
Figura 57. Tempo local de solidificação em função da posição da liga Al-4%Cu-2%Ag.....	75
Figura 58. Comparação do tempo local de solidificação entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019).....	76
Figura 59. Taxa de resfriamento em função da posição do lingote.....	77
Figura 60. Comparação da taxa de resfriamento em função da posição do lingote entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga binária de Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019)....	78
Figura 61. Gradiente térmico da isoterma <i>liquidus</i> em função da posição dos termopares . ...	79

Figura 62. Comparação do gradiente térmico em função da posição do lingote entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga binária de Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019).....	80
Figura 63. Macroestrutura da liga em estudo, Al-4%Cu-2%Ag. ....	81
Figura 64. Comparação das macroestruturas das ligas: a) Al-4%Cu - adaptado Chrisóstimo (2019), b) Al-4%Cu-2%Ag.....	82
Figura 65. Comparação das microestruturas na posição de 05mm das ligas: a) Al-4%Cu-2%Ag, b) Al-4%Cu - adaptado Chrisóstimo (2019).. ..	83
Figura 66. Comparação das microestruturas na posição de 10mm das ligas: a) Al-4%Cu-2%Ag, b) Al-4%Cu - adaptado Chrisóstimo (2019)... ..	84
Figura 67. Comparação das microestruturas na posição de 15mm das ligas: a) Al-4%Cu-2%Ag, b) Al-4%Cu - adaptado Chrisóstimo (2019)... ..	84
Figura 68. Comparação das microestruturas na posição de 20mm das ligas: a) Al-4%Cu-2%Ag, b) Al-4%Cu - adaptado Chrisóstimo (2019). ....	84
Figura 69. Comparação das microestruturas na posição de 35mm das ligas: a) Al-4%Cu-2%Ag, b) Al-4%Cu - adaptado Chrisóstimo (2019). ....	85
Figura 70. Comparação das microestruturas na posição de 45mm das ligas: a) Al-4%Cu-2%Ag, b) Al-4%Cu - adaptado Chrisóstimo (2019).. ..	85
Figura 71. Comparação das microestruturas na posição de 60mm das ligas: a) Al-4%Cu-2%Ag, b) Al-4%Cu - adaptado Chrisóstimo (2019). ....	86
Figura 72. Comparação das microestruturas na posição de 85mm das ligas: a) Al-4%Cu-2%Ag, b) Al-4%Cu - adaptado Chrisóstimo (2019).. ..	86
Figura 73. Espaçamento dendrítico primário em função da posição.....	88
Figura 74. Comparação do EDP em função da posição entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019).....	89
Figura 75. Comparação do EDP em função da velocidade isoterma liquidus entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019). ....	90
Figura 76. Comparação do EDP em função da taxa de resfriamento entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019).....	90
Figura 77. Comparação do EDP em função do gradiente térmico entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019).....	91
Figura 78. Espaçamento dendrítico terciário em função da posição... ..	92
Figura 79. Comparação do EDT em função da posição entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019).....	93

Figura 80. Comparação do EDT em função da velocidade isoterma liquidus entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019)...	93
Figura 81. Comparação do EDT em função da taxa de resfriamento entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019).....	94
Figura 82. Comparação do EDT em função do gradiente térmico entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019).....	94
Figura 83. Pontos analisados por EDS da posição 05 mm para a liga Al-4%Cu-2%Ag.....	95
Figura 84. Pontos analisados por EDS da posição 35 mm para a liga Al-4%Cu-2%Ag.....	96
Figura 85. Pontos analisados por EDS da posição 85 mm para a liga Al-4%Cu-2%Ag.....	97
Figura 86. Perfil da concentração do cobre em função da fração sólida para as posições de 5, 35 e 85 mm da liga Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019).....	98
Figura 87. Perfil da concentração do cobre em função da fração sólida para as posições de 5, 35 e 85 mm da liga Al-4%Cu-2%Ag.....	99
Figura 88. Perfil da concentração da prata em função da fração sólida para as posições de 5, 35 e 85mm da liga Al-4%Cu-2%Ag.....	96
Figura 89. Comparação entre as ligas binária e ternária acerca da microsegregação do cobre para a posição de 5 mm.....	100
Figura 90. Comparação entre as ligas binária e ternária acerca da microsegregação do cobre para a posição de 35 mm.....	101
Figura 91. Comparação entre as ligas binária e ternária acerca da microsegregação do cobre para a posição de 85 mm.....	101
Figura 92. Microdureza Vickers da liga Al-4%Cu-2%Ag em função da posição do lingote... ..	103
Figura 93. Microdureza Vickers da liga Al-4%Cu-2%Ag em função da taxa de resfriamento obtida. ....	104
Figura 94. Microdureza Vickers da liga Al-4%Cu-2%Ag em função do espaçamento dendrítico terciário.....	104
Figura 95. Comparação da microdureza Vickers entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu. ....	105
Figura 96. Condutividade elétrica da liga binária Al-4%Cu. ....	107
Figura 97. Condutividade elétrica da binária Al-4%Cu-2%Ag.....	107
Figura 98. Comparação dos valores da condutividade elétrica das ligas binária e ternária ...	108

## LISTA DE TABELAS

Tabela 01. Principais propriedades físicas do Alumínio. Fonte: ABAL.....	40
Tabela 02. Resistividade elétrica de alguns materiais de engenharia. Fonte: Adaptado de Padilha (2000).. .....	41
Tabela 03. Posicionamento dos termopares tipo K ao longo do lingote.. .....	52
Tabela 04. Procedimentos metalográficos para análise da macroestrutura (GOULART, 2005); (COUTINHO, 1980).....	55
Tabela 05. Procedimentos metalográficos para análise da microestrutura (GOULART, 2005); (COUTINHO, 1980).....	56
Tabela 06. Equações da Posição, velocidade em função do tempo e em função da posição para a liga Al-4%Cu-2%Ag... .....	72
Tabela 07. Resultados do ensaio de microdureza Vickers para a liga em estudo, Al-4%Cu-2%Ag.....	102

## LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

Símbolo / Abreviatura	Descrição	Unidade
Al	Elemento químico alumínio	-
Ag	Elemento químico prata	-
Cu	Elemento químico cobre	-
Si	Elemento químico silício	-
Zn	Elemento químico zinco	-
C <sub>0</sub>	Concentração de soluto na liga	%peso
C <sub>L</sub>	Concentração de soluto no líquido	%peso
C <sub>S</sub>	Concentração de soluto no sólido	%peso
ΔT <sub>v</sub>	Superaquecimento	°C
ΔT <sub>r</sub>	Super-resfriamento	°C
Δ <sub>SOL</sub>	Intervalo de solidificação	°C
EDP	Espaçamento dendrítico primário	-
EDT	Espaçamento dendrítico terciário	-
λ <sub>1</sub>	Medida do espaçamento dendrítico primário	μm
λ <sub>3</sub>	Medida do espaçamento dendrítico terciário	μm
HV	Microureza Vickers	-
k	Coefficiente de distribuição no equilíbrio	Adimensional
S/L	Sólido / Líquido	-
SRC	Super-resfriamento constitucional	-
G <sub>L</sub>	Gradiente térmico à frente da isoterma <i>liquidus</i>	°C/mm
V <sub>L</sub>	Velocidade da isoterma <i>liquidus</i>	mm/s
t <sub>SL</sub>	Tempo de solidificação local	s
Ĥ	Taxa de resfriamento	°C/s
T <sub>f</sub>	Temperatura de fusão ou ponto de fusão	°C
T <sub>L</sub>	Temperatura <i>liquidus</i>	°C
T <sub>R</sub>	Temperatura de super-resfriamento	°C
T <sub>S</sub>	Temperatura <i>solidus</i>	°C
T <sub>v</sub>	Temperatura de vazamento	°C
TCE	Transição colunar/equiaxial	-
AC	Corrente alternada	A
IACS	<i>International Annealed Copper Standard</i>	%
MEV	Microscopia eletrônica de varredura	-
EDS	Espectroscopia por energia dispersiva	-

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO</b>	<b>13</b>
1.1. Motivação.....	16
<b>2. OBJETIVO</b>	<b>17</b>
2.1. Objetivo Geral.....	17
2.2. Objetivos Específicos.....	17
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	<b>19</b>
3.1. Solidificação.....	19
3.2. Curvas de Resfriamento.....	21
3.3. Parâmetros térmicos de solidificação.....	23
3.3.1. Velocidade da isoterma liquidus ( $V_L$ )	24
3.3.2. Taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ )	25
3.3.3. Gradiente Térmico ( $G_L$ )	26
3.3.4. Tempo de solidificação local	26
3.4. Dispositivo de solidificação unidirecional.....	26
3.4.1. Solidificação unidirecional horizontal	27
3.4.2. Solidificação unidirecional vertical descendente	27
3.4.3. Solidificação unidirecional vertical ascendente	28
3.5. Nucleação.....	29
3.6. Crescimento de cristais e formação de grãos.....	30
3.7. Redistribuição de soluto.....	32
3.8. Microestrutura.....	33
3.9. Macroestrutura.....	36
3.9.1. Zona coquilhada	37
3.9.2. Zona colunar	38
3.9.3. Zona equiaxial	38
3.9.4. Transição zona colunar/equiaxial	38
3.10. Ligas de alumínio.....	39
3.11. Condutividade elétrica.....	41
3.11.1. Ligação química metálica	42
3.11.2. Condutividade elétrica em metais	43
<b>4. MATERIAIS E MÉTODOS</b>	<b>46</b>
4.1. Elaboração da liga.....	46
4.2. Procedimentos experimentais para determinação da curva de resfriamento lento.....	49
4.3. Preparação do lingote.....	50
4.4. Determinação dos parâmetros térmicos de solidificação.....	51

<b>4.5. Procedimentos experimentais para caracterização das estruturas de solidificação.....</b>	<b>53</b>
<b>4.5.1. Análise Macroestrutural</b>	<b>54</b>
<b>4.5.2. Análise Microestrutural</b>	<b>55</b>
<b>4.6. Medições dos espaçamentos dendríticos.....</b>	<b>57</b>
<b>4.7. Análise da microsegregação.....</b>	<b>58</b>
<b>4.8. Microdureza.....</b>	<b>61</b>
<b>4.9. Análise da condutividade elétrica.....</b>	<b>62</b>
<b>5. RESULTADOS E DISCUSSÃO</b>	<b>65</b>
<b>5.2. Curva de Resfriamento Lento.....</b>	<b>66</b>
<b>5.3. Mapeamento do perfil térmico ao longo do lingote.....</b>	<b>68</b>
<b>5.4. Parâmetros Térmicos.....</b>	<b>70</b>
<b>5.5. Caracterização das Estruturas de Solidificação.....</b>	<b>80</b>
<b>5.5.1. Caracterização da Macroestrutura.....</b>	<b>80</b>
<b>5.5.2. Caracterização da Microestrutura.....</b>	<b>82</b>
<b>5.5.3. Espaçamento Dendrítico Primário (EDP).....</b>	<b>87</b>
<b>5.5.4. Espaçamento Dendrítico Terciário (EDT).....</b>	<b>91</b>
<b>5.6. Análise de Espectroscopia por Energia Dispersiva.....</b>	<b>95</b>
<b>5.7. Análise da Microsegregação.....</b>	<b>97</b>
<b>5.8. Ensaio de Microdureza.....</b>	<b>102</b>
<b>5.8. Ensaio de Condutividade Elétrica.....</b>	<b>106</b>
<b>6. CONCLUSÃO</b>	<b>109</b>
<b>7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b>	<b>112</b>
<b>8. REFERÊNCIAS</b>	<b>113</b>
<b>9. PRODUÇÃO CIENTÍFICA</b>	<b>120</b>



## 1. INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, observou-se um aumento da utilização de ligas de alumínio (*Al*) em substituição as ligas mais tradicionais, como por exemplo o aço, isso devido a uma maior exigência de certas propriedades mecânicas e elétricas nos produtos fabricados. Diante disso, a aplicação desta liga pode ser de total interesse no ramo automotivo e aeronáutica, já que as ligas de *Al* têm como característica uma baixa densidade, a qual implicará em um menor peso do automóvel ou aeronave e, conseqüentemente, gerará uma economia de combustível e emissão de gases. Ainda assim, estas ligas de *Al* 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, sendo despertado um maior interesse investigativo nestas ligas (Duarte, 2016; Granger, 1988; Gomes, 2020).

Assim sendo, em razão a sua enorme flexibilidade de aplicação nas indústrias automotiva, aeronáuticas e elétricas, as ligas de alumínio vem sendo objetivo de investigação e estudo recentemente (“Associação Brasileira do Alumínio”, [s.d.]; Baptista *et al.*, 2019; Terra, 2020).

As ligas binárias de *Al-Cu* são amplamente utilizadas nos setores automotivos e aeronáuticos, devido à necessidade desses setores de exigirem ligas com alta resistência mecânica e tenacidade à fratura, propriedades que podem ser encontradas nesta liga binária (D’Elia *et al.*, 2015; Faria, 2015; Totten; Mackenzie, 2003).

Devido ao cobre (*Cu*) possuir alta solubilidade nas ligas de alumínio e aumentar de forma significativa sua resistência mecânica, por efeito de endurecimento de liga, através de tratamentos térmicos de precipitação ou envelhecimento e formação de fase intermetálica rica na matriz de *Al*, isso faz com que este elemento seja um dos mais utilizados e importantes nas ligas de alumínio (D’Elia *et al.*, 2015; Faria, 2015; Spinelli *et al.*, 2004; Totten; Mackenzie, 2003). Todavia, segundo Spinelli *et al* (2004), as adições de teores de *Cu* em ligas de alumínio podem ocasionar uma diminuição em certas propriedades, como, por exemplo, a resistência a trincas durante o processo de solidificação.

Acerca da adição de teores de prata (*Ag*), observa-se na literatura que a adição de pequenas quantidades deste elemento às ligas de *Al* pode ocasionar endurecimento por precipitação, provocando significativas mudanças nas propriedades mecânicas da liga (Faria, 2015; Horita *et al.*, 2005; Hutchinson *et al.*, 2001). Vale salientar, que as ligas ternárias de *Al-*

*Cu-Ag* são empregadas como modelos de estudos de ligas eutéticas ternárias, fazendo com que, possuem elevada relevância científica. Além desta utilidade, vale frisar a aplicação da mesma em inúmeros aplicações técnicas, como, por exemplo, soldagem em alta temperatura de alumínio com liga *Ag-Cu* (Brillo; Plevachuk; Egry, 2010; Faria, 2015).

Assimilar os fenômenos que envolvem o processo de solidificação em ligas de alumínio é de suma importância a fim de compreender as características finais da liga fundida. As variáveis térmicas durante o processo de solidificação, assim como as características intrínsecas do material a ser solidificado, afeta de forma direta as propriedades do material, já que interfere na evolução da microestrutura (Campos Jr, 2017).

Em relação a interferência da microestrutura com as propriedades da liga, Osório e Garcia (2002) com ligas de *Zn-Al*, Quaresma *et al* (2000) com ligas de *Al-Cu* e Rooy (1988) com ligas de *Al-Si*, investigaram as propriedades mecânicas das suas ligas, como a dureza, limites de escoamento e resistência mecânica, em relação ao espaçamento interdendríticos, a qual constataram que, com um menor espaçamento interdendrítico permite que haja uma distribuição mais homogênea dos produtos segregados, aumentando as propriedades mecânicas mencionados com a diminuição do espaçamento dendrítico.

Neste sentido, diante da exigência de maiores resistências mecânicas, boa ductilidade e de uma análise em todas as propriedades possíveis da liga de *Al*, são encontradas na literatura inúmeros trabalhos que envolvem a análise dessas. Osório (2004), analisou as ligas de *Al-5%Cu* e *Al-8%Cu*, o autor observou que aumentando a adição de soluto, isso proporcionou uma diminuição nos espaçamentos dendríticos secundários, todavia, não encontrou relação da adição de soluto com a resistência à corrosão das ligas, sendo esta propriedade das duas ligas analisadas bem semelhantes.

Um estudo do desenvolvimento da microestrutura em relação a diferentes concentrações de soluto em um processo de solidificação direcional em regime estacionário, foi realizado em ligas de *Al-Cu* por Çadirli (2013). Onde o mesmo observou que o aumento da microdureza da liga provém de dois fatores, o primeiro, devido a um aumento da taxa de resfriamento da liga, isso ocasionou uma diminuição dos espaçamentos interdendríticos e o segundo, através do aumento do teor de soluto na liga binária, isso favoreceu a formação de intermetálicos, a qual, também, aumentou a microdureza da liga.

Sousa (2019) estudou uma liga binária de *Al-4%Cu*, o autor observou que a macroestrutura da liga foi formada principalmente por estruturas colunares ao longo do perfil

do material fundido. Na região superior, foi observado grãos equiaxiais, logo foi identificado uma região de transição entre estas duas estruturas, colunares e equiaxiais.

Duarte (2016) realizou um trabalho com ligas hipoeutéticas *Al-Ag*, com diferentes teores de prata e ligas ternárias *Al-4,5%Ag-4,5%Cu*. Em todas as ligas foram constatado microestrutura dendrítica, ainda assim, foi possível obter à conclusão que o espaçamento dendrítico aumentou conforme o distanciamento da base refrigerada do molde. Ainda, neste trabalho, pôde observar que o aumento do teor de *Ag* na liga binária de *Al-Cu* não afetou no modo de crescimento dos braços dendríticos primários e secundários, entretanto, foi constatado o surgimento do braço dendrítico terciário, devido a esta adição de soluto de *Ag*. Analisando as propriedades mecânicas, especificamente a dureza das ligas, observou-se que com o aumento de teores de *Ag*, esta propriedade também aumentou nas ligas hipoeutéticas.

Chrisóstimo (2019), realizou um trabalho com o objetivo de estudar os efeitos do superaquecimento sobre as características microestruturais de uma liga binária *Al-4%Cu*. O autor propôs diferentes níveis de superaquecimento (5, 15 e 25%) acima da temperatura *liquidus*, constando que estes níveis de superaquecimento influenciaram diretamente nas características estruturais da liga e, com este estudo, permitiu desenvolver equações que predizem os espaçamentos dendríticos primários e terciários da liga

Gomes (2020), realizou um estudo dos efeitos da adição de teores de *Ag* na condutividade elétrica e nas propriedades à tração de uma liga *Al-Si-Ag*. Sobre as propriedades à tração, o autor observou que a resistência máxima à tração e a resistência ao escoamento foram melhoradas com a adição de prata, a resistência mecânica saiu de 142 MPa para uma liga apenas com 0,1%*Ag* para 154MPa, com a adição de 2% de *Ag*, além disso, os resultados demonstraram um aumento significativo em relação a liga binária de *Al-5%Si*. A respeito da condutividade elétrica, foi observado que essa propriedade teve resultados antagônicos em relação as propriedades mecânicas, a condutividade elétrica diminuiu com o aumento do teor de *Ag* da liga, devido ao soluto de prata influenciar na mobilidade eletrônica do material, ocasionando um espalhamento de rede, conforme o aumento do teor de *Ag*.

Böyük *et al.* (2012) estudaram o sistema das ligas eutética da composição *Al-17,6%Cu-42,2%Ag* através de experimentos de solidificação direcional vertical de forma ascendente. Com este trabalho, os autores observaram que com o aumento das variáveis térmicas de solidificação, taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ ) e gradiente térmico ( $G_L$ ), houve um

aumento da microdureza da liga, entretanto a microdureza foi reduzida com o aumento do espaçamento lamelar da estrutura eutética.

Faria (2015) realizou um estudo sobre a correlação entre as variáveis térmicas, microestrutura e propriedades mecânicas das ligas *Al-4%Cu* e *Al-4%Cu-4%Ag*, solidificadas em regime transitório. O autor constatou que com a adição do teor de *Ag* a liga aumentou suas propriedades mecânicas, como resistência à tração, limite de escoamento e alongamento específico, devido ao surgimento de fases intermetálicas com interação ao espaçamento dendrítico terciário.

Diante deste contexto, o presente trabalho foi realizado objetivando aumentar os conhecimentos sobre as ligas de *Al*, com adição de *Cu* e *Ag*, de maneira que acrescente a compreensão científica do tema, através de um estudo dos efeitos da adição de 2%*Ag* na liga binária *Al-4%Cu*. Foi dissertado desde os parâmetros térmicos de solidificação, técnicas de caracterização de microestruturas, microdureza e, principalmente, a condutividade elétrica da liga, já que não consta na literatura trabalhos sobre a influência deste elemento na propriedade elétrica da liga binária *Al-Cu*.

### **1.1.Motivação**

Devido à ampla aplicabilidade das ligas de alumínio em diversos setores industriais, como a indústria automotiva e aeronáutica, devido à sua excelente relação entre resistência mecânica e densidade da liga, a adição de elementos de liga como *Cu* e *Ag* permite expandir ainda mais o uso em aplicação técnicas, ampliando também a relevância científica dessas ligas.

Logo, conhecer as variáveis dos processos de obtenção da liga a ser estudada, a microestrutura e propriedades mecânicas obtidas, bem como, a relevância das propriedades elétricas da liga, é de fundamental importância para gerar conhecimento científico para aplicações industriais.

## 2. OBJETIVO

### 2.1. Objetivo Geral

Estudar os efeitos da adição de 2% em massa de prata nos parâmetros térmicos de solidificação, macro/microestrutura, microdureza e condutividade elétrica em uma liga binária de alumínio com 4% em massa de cobre.

### 2.2. Objetivos Específicos

- Realizar o diagrama da liga binária Al-4%Cu e realizar uma comparação com o pseudo-diagrama da liga ternária Al-4%Cu-2%Ag;
- Realização do experimento de solidificação unidirecional vertical ascendente em condições transientes de extração de calor da liga Al-4%Cu-2%Ag;
- Determinação das curvas de resfriamento lento da liga de Al-4%Cu-2%Ag;
- Obtenção dos perfis térmicos de resfriamento durante a solidificação em 8 posições ao longo do molde (5, 10, 15, 20, 35, 45, 60 e 85 mm);
- Determinação dos 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 ( $t_{SL}$ ); posteriormente, realizar uma análise comparativa com o trabalho realizado por Chrisóstimo (2019), em liga de Al-4%Cu;
- Obtenção da macroestrutura no sentido longitudinal do lingote e determinação da transição colunar/equiaxial (TCE) e comparar macroestrutura com o trabalho realizado por Chrisóstimo (2019), em liga de Al-4%Cu;
- Obtenção da microestrutura no sentido transversal ao lingote próximo aos termopares, conforme as 8 posições já mencionadas.
- Medições dos espaçamentos dendríticos primário e terciário nas 8 amostras retiradas do lingote de acordo com as posições mencionadas. Analisar e comparar as medições com Chrisóstimo (2019), em liga de Al-4%Cu;
- Obtenção da correlação entre os parâmetros térmicos e os espaçamentos dendríticos;
- Determinação da microsegregação ao longo do lingote pela técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia por energia dispersiva (EDS). Analisar e comparar os perfis de microsegregação com o trabalho de Chrisóstimo (2019), em liga binária Al-4%Cu;
- Determinação da microdureza média nas amostras transversais ao longo do lingote para uma liga Al-4%Cu e da liga estudada, Al-4%Cu-2%Ag;

- Obter a correlação das variáveis térmicas e a microdureza.
- Determinação dos valores da condutividade elétrica de uma liga Al-4%Cu e da liga estudada, Al-4%Cu-2%Ag;

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1. Solidificação

O processo de solidificação de metais e ligas baseiam se em um processo de extração de calor, juntamente, com a transformação de fase líquida para a fase sólida. Esse processo se inicia a partir da fusão de materiais, onde em uma determinada temperatura, o material sofre uma alteração no seu estado físico. Com isso, o metal consegue ser vazado no estado líquido em moldes de geometrias diferentes e, então, resfriados, produzindo assim, peças sólidas com diversas aplicações na área da engenharia.

O processo de solidificação é um dos mais importantes processos para a produção de ligas metálicas (Ferreira *et al*, 2017). Logo, o entendimento desse processo é fundamental, pois com exceção dos produtos metálicos provenientes dos processos de fabricação da metalurgia do pó e por eletrodeposição, todos os demais produtos são confeccionados pelo processo de solidificação.

O fenômeno de solidificação ocorre a partir do alcance da temperatura de fusão, para materiais puros, ou temperatura *liquidus*, para ligas. Logo o processo de conformação por solidificação pode ser dividido em três: Fundição, lingotamento e soldagem. O processo de fundição é o processo de fabricação que tem como uma das vantagens a sua viabilidade econômica (Garcia, 2007). O processo de lingotamento é utilizado nas indústrias siderúrgicas, onde esse processo constitui na passagem do metal líquido numa guia revestida com refratário, onde ao fim, o mesmo deverá passar por processos de conformações mecânico. O processo de soldagem constitui na fusão e, conseqüentemente, na solidificação de dois ou mais metais.

Devido a todos esses processos de fabricação, que utilizam o fenômeno de solidificação, o conhecimento das variáveis do processo, assim como, os aspectos da microestrutura, determinará a qualidade do seu produto final (Bayram e Maraşlı, 2018; Brito, 2016; Campos Jr, 2017).

O processo de solidificação pode ser dividido em duas etapas:

- Nucleação – Aparecimento das primeiras regiões sólidas a partir dos embriões, os quais formam os núcleos no líquido.

- Crescimento - Com o passar do tempo, os núcleos começam a crescer originando os cristais, formando então uma rede cristalina, denominando-se grãos. Dependendo das variáveis e condições de resfriamento, esses grãos podem possuir morfologia e fases diferentes que alterarão as propriedades mecânicas dos produtos finais.

Abaixo, na Figura 01, são apresentados todos os fenômenos de solidificação, desde o metal líquido até completar todo o processo com a obtenção do metal sólido, fenômenos esses, que serão discutidos com mais detalhes.

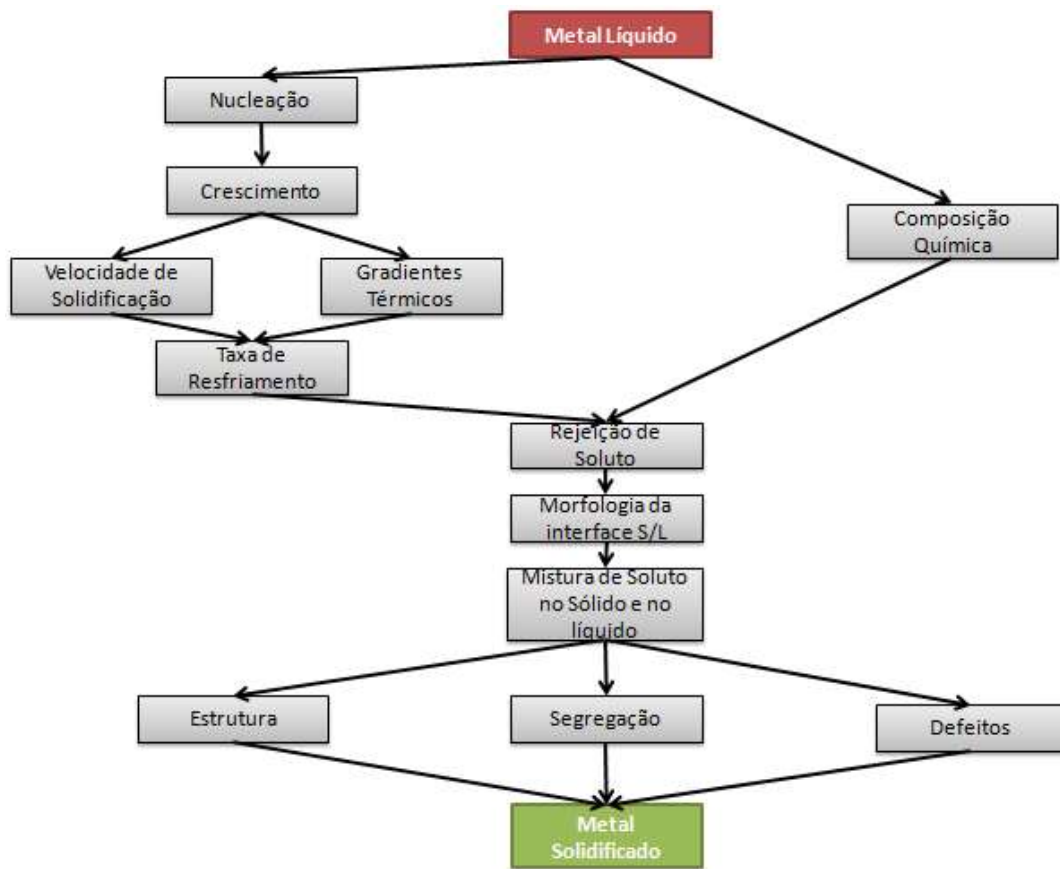


Figura 01. Encadeamento de Fenômenos envolvidas durante o processo de solidificação. Adaptado de Garcia (2007).

Além de uma abordagem cinética no estudo da solidificação, como solidificações em condições estacionárias e solidificação em regime transitório, o processo de solidificação possui uma abordagem termodinâmica também. Na Figura 02, são apresentados os mecanismos de transferência de calor que podem ocorrer no processo de solidificação, segundo Rosa (2007).



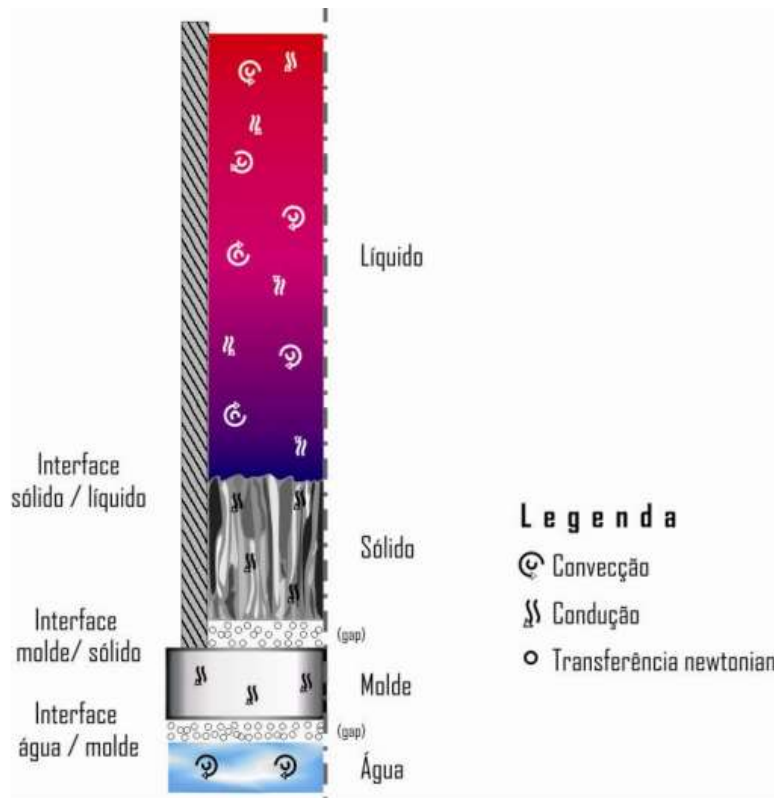


Figura 02. Modos de transferência de calor atuantes em um sistema de solidificação vertical ascendente refrigerado a água. (Rosa,2007).

### 3.2.Curvas de Resfriamento

Segundo Garcia (2007), o estado físico de um material pode ser encontrado tanto na forma de sólido cristalino quanto na forma de líquido, independente se um elemento é puro ou composto (liga), encontramos a alteração do seu estado se o mesmo for superior que a  $T_f$  (temperatura de fusão), para substâncias puras ou  $T_L$  (temperatura *liquidus*), para substâncias compostas.

O ponto de fusão é definido como sendo 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 são iguais.

Na Figura 03, são apresentadas as curvas típicas de resfriamento em um processo de solidificação. Na imagem 03a, observamos que ao atingir a  $T_R$  (temperatura de resfriamento), o mesmo se encontra super-resfriado, mas no início da sua transformação para o estado sólido, o mesmo libera calor latente, fazendo assim, que a temperatura atinge rapidamente a temperatura de fusão ou temperatura *liquidus*. Na imagem 03b, temos a mesma situação que a

anterior, mas nessa, a quantidade de líquido é muito pequena, assim o calor latente liberado não é suficiente, logo a temperatura não retorna para a  $T_f$ . Por fim, na imagem 03c, temos a demonstração de uma curva para os materiais amorfos.

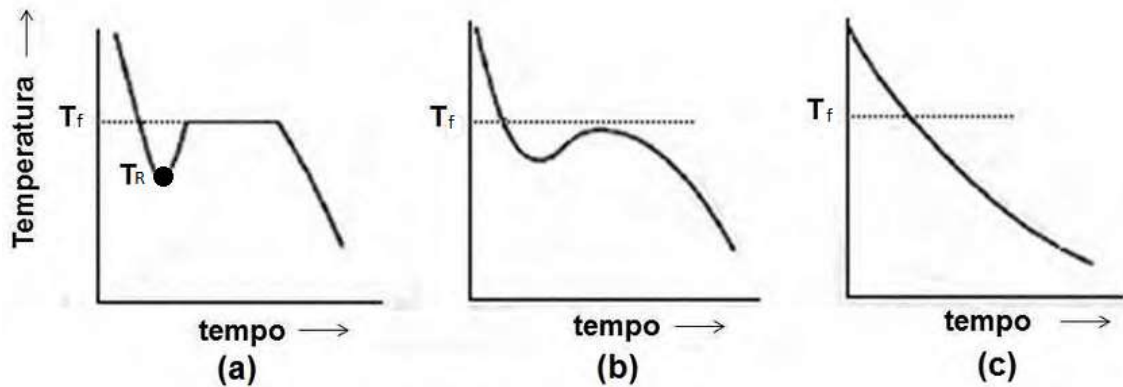


Figura 03. Curvas de resfriamento durante o processo de solidificação. (a) Super-resfriamento. (b) Sem retorno ao ponto de fusão. (c) Material amorfo. Adaptado de Garcia (2007).

Destacando a curva (a) da Figura 03, acima do ponto de fusão ( $T_f$ ), o material se encontra completamente no estado líquido, com o passar do tempo, haverá a transferência de calor com a parede do molde, diminuindo sua temperatura e, posteriormente, haverá um aumento leve dessa, devido à liberação de calor latente. Neste momento, surgirão os primeiros núcleos sólidos, onde a temperatura permanece constante, a partir do aumento do tempo nessa linha uniforme, haverá o aumento de sólidos na mistura L + S, ao final, haverá, novamente, uma queda que indicará a solidificação total (Sousa, 2019).

Conseguimos destacar dois fenômenos importantes para o estudo de solidificação dos materiais metálicos, os chamados: super-aquecimento e super-resfriamento.

O superaquecimento trata-se da diferença entre a temperatura de vazamento, que é a temperatura na qual o material será vazado no molde, sendo está, de suma importância, pois a mesma averigua todo o preenchimento e acomodação do material no molde, e a temperatura de fusão ou temperatura *liquidus* (Gomes, 2012). Portanto, podemos expressar esse fenômeno, conforme a Equação 01:

$$\Delta T_V = T_V - T_f \quad (01)$$

onde:

$\Delta T_V$  = superaquecimento

$T_V$  = temperatura de vazamento

$T_f$  = temperatura de fusão

Sobre o fenômeno de super-resfriamento, podemos defini-lo sendo o quanto a temperatura do metal líquido está abaixo da temperatura de fusão ou temperatura *liquidus*. Conforme é apresentado na Equação 02.

$$\Delta T_R = T_f - T_R \quad (02)$$

onde:

$\Delta T_R$  = super-resfriamento

$T_R$  = temperatura de super-resfriamento

### 3.3. Parâmetros térmicos de solidificação

Os parâmetros térmicos de solidificação ou, também, denominado de variáveis térmicas envolvidas no fenômeno de solidificação afetam diretamente a microestrutura do material final (Ferreira *et al.*, 2017), sendo esse afetado pelas características intrínsecas do material, como espaçamento dendríticos, heterogeneidades, tamanho de grão, inclusões e porosidade, dessa maneira, afetarão, também, as propriedades finais do produto (Bayram e Maraşlı, 2018a; Nascimento *et al.*, 2018).

Podemos estudar a técnica de solidificação unidirecional de duas formas: estudo em condições estacionárias de fluxo de calor (Goulart *et al.*, 2010; Wang, 2011) ou em regime transitório de extração de calor (Carvalho *et al.*, 2013; Silva *et al.*, 2011).

Segundo Goulart (2010), 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* crescimento ( $V_l$ ) são analisadas de forma independente, mantidas constantes ao longo do processo, tornando esse estudo extremamente útil nas análises quantitativa dos aspectos microestruturais.

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. Sendo esta técnica de suma importância, pois a mesma representa a maioria dos processos industriais de solidificação (Goulart, 2010).

Para o estudo das variáveis e mapeamento térmico no processo de regime transitório, são utilizados diversos aparatos experimentais como: dispositivo de solidificação unidirecional vertical ascendente (Santos *et al.*, 2014), dispositivo de solidificação unidirecional vertical descendente (Garcia, 2005) e o dispositivo de solidificação unidirecional horizontal (Quaresma, 2000), que serão abordados nos tópicos seguintes.

### 3.3.1. Velocidade da isoterma *liquidus* ( $V_L$ )

A velocidade de avanço da isoterma *liquidus* ou, também, denominada de velocidade de crescimento é obtida pela derivação da função  $P = f(t)$ , onde  $P$  representa a posição de análise e  $t$  representa o tempo gasto para o alcance da temperatura *liquidus*. Diante disso, realizando então a derivada dessa função, conforme apresentado pela Equação 03 abaixo, obteremos a velocidade de avanço da isoterma *liquidus*. Na Figura 04, é apresentada a curva da velocidade de solidificação.

$$V_l = \frac{dP}{dt} \quad (03)$$

Onde:

$dP$  = derivada da posição de análise.

$dt$  = derivada do tempo.

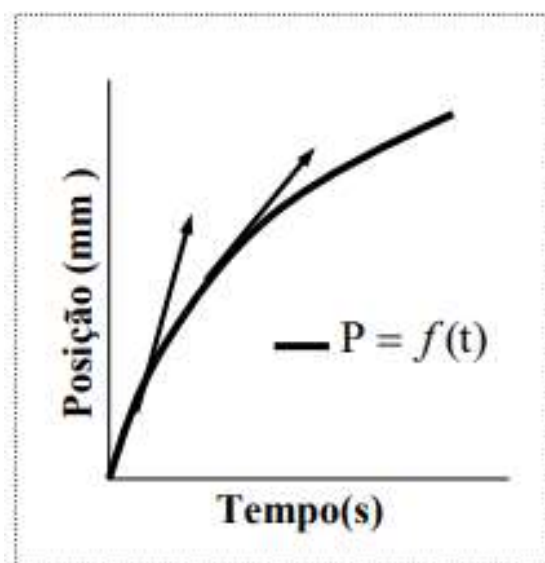


Figura 04. Curva para determinação da velocidade de solidificação. (Garcia,2007).

### 3.3.2. Taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ )

A variável térmica da taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ ) é responsável pela alteração das propriedades mecânicas do material. Se a mesma for alta, teremos um tempo de solidificação menor, pois o material trocará calor com o meio de forma mais rápida, devido a essa taxa de resfriamento ser alta. Sendo assim, com um tempo menor de solidificação, teremos um menor tempo para que as microestruturas cresçam e que ocorra a segregação do material, havendo, então, microestruturas menores e mais refinadas, que conseqüentemente aumentarão as propriedades mecânicas como, por exemplo, a dureza (Paradela *et al*, 2019).

Para a determinação desta variável térmica utiliza-se a Equação 04, como podemos observar no trabalho de Goulart (2010). A Figura 05, nos apresenta uma imagem que nos auxiliam no entendimento.

$$\dot{T} = \frac{\Delta T}{\Delta t} \quad (04)$$

Onde:

$\Delta T$  = é a diferença de temperatura tanto antes quanto após a temperatura *liquidus* na posição investigada;

$\Delta t$  = é a diferença de tempo antes e após a temperatura *liquidus* na posição investigada.

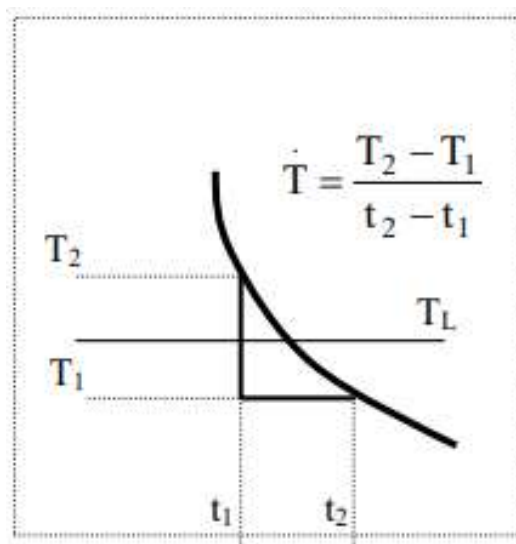


Figura 05. Representação da curva para cálculo de  $\dot{T}$ .(Garcia, 2007).

### 3.3.3. Gradiente Térmico ( $G_L$ )

Esta variável térmica representa a diferença de temperatura entre duas fases, entre a fase sólida e a fase líquida, à frente da interface existente entre elas. Essa é de suma importância, já que o gradiente térmico é a variável que rege o comprimento da microestrutura dendrítica (Cante, 2009; Garcia, 2007).

Diferentemente do fluxo de calor, esta variável possui sentido contrário ao fluxo de calor, e pode ser calculado pela Equação 05, conforme apresentado abaixo.

$$G_l = \frac{T}{V_l} \quad (05)$$

Onde:

T = temperatura.

$V_l$  = velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*.

### 3.3.4. Tempo de solidificação local

O tempo necessário para a passagem da isoterma *solidus* e da isoterma *liquidus* por uma posição monitorada, através de um instrumento de medição de temperatura (termopar), é definido como tempo de solidificação local. Com esta variável, juntamente, com a posição de análise, permite que se observe o deslocamento da isoterma (Brito, 2016; Rocha, 2003). O tempo de solidificação local pode ser encontrado através da Equação 06, apresentado abaixo.

$$t_{sl} = t_S - t_L \quad (06)$$

Onde:

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

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

### 3.4. Dispositivo de solidificação unidirecional

O processo de solidificação em condições transitórios de fluxo de calor está presente na maioria dos processos industriais. Conforme já mencionado, nesta condição o gradiente de temperatura ( $G_l$ ) e a velocidade da isoterma *liquidus* ( $V_l$ ) variam com a posição e o tempo de forma interdependente (Goulart, 2010).

Esta condição de solidificação em regime transitório pode ser obtida perante três tipos de arranjos físicos para que, então, realize o procedimento de solidificação. Através destes arranjos físicos, pode-se obter microestruturas de diferentes morfologias, as quais variam com a taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ ) e a velocidade da isoterma *liquidus* ( $V_l$ ). Nestes arranjos físicos, temos: horizontal, vertical descendente e vertical ascendente.

### 3.4.1. Solidificação unidirecional horizontal

O processo de solidificação unidirecional horizontal, apresentado na Figura 06 abaixo, pode ser realizado perante duas maneiras. A primeira maneira se refere quando a solidificação no dispositivo acontece de forma imediata (após o vazamento do metal líquido no dispositivo), sendo o dispositivo isolado termicamente pela parede do molde, composto por um bloco metálico ou um sistema de refrigeração.

Sobre a segunda maneira de realização do processo de solidificação, essa é semelhante a anterior, mas nessa o metal é fundido no interior do molde, onde é atingido a temperatura para a execução do processo, após a obtenção da temperatura do processo, o sistema de aquecimento é desligado, acionando o sistema de refrigeração, proporcionando uma maior estabilidade ao movimento do metal líquido.

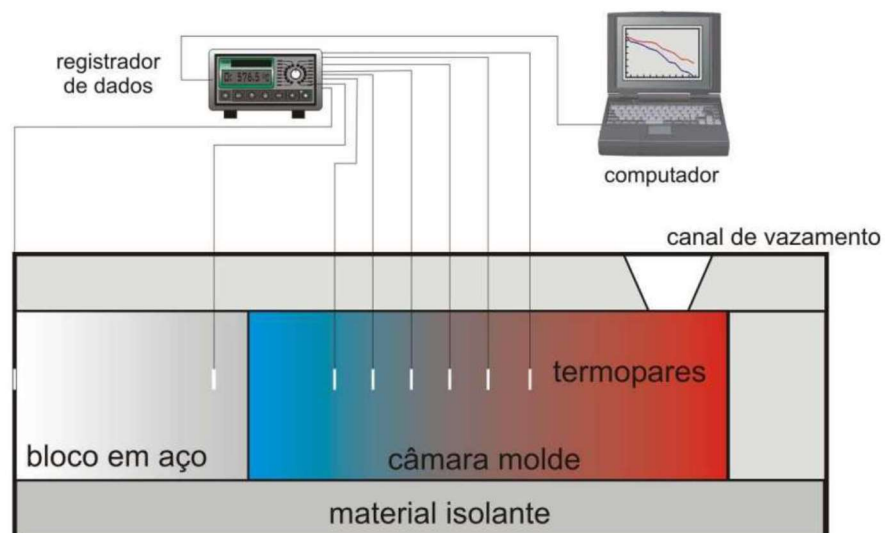


Figura 06. Desenho esquemático do dispositivo de solidificação unidirecional horizontal. (Faria, 2015).

### 3.4.2. Solidificação unidirecional vertical descendente

Neste dispositivo o metal líquido é vazado no interior do molde, onde ao atingir a temperatura de processo, o sistema de aquecimento é desligado, acionando o sistema de

refrigeração, a qual no dispositivo o sistema de refrigeração é localizado na parte superior do molde, fazendo com que o processo de solidificação aconteça de cima para baixo (descendente), já que nesta configuração o próprio peso do material atua deslocando o mesmo da região da face refrigerada, ou seja, neste dispositivo teremos o sentido da ação do processo de solidificação igual ao sentido da força de gravidade (Faria, 2015).

Comparando o processo de solidificação com o processo que ainda será abordado, o ascendente, o processo de solidificação unidirecional descendente possui uma maior resistência térmica durante a passagem do fluxo de calor no material fundido em direção ao fluido de refrigeração.

Abaixo, na Figura 07, é apresentado um esquema do dispositivo de solidificação unidirecional vertical descendente, assim como uma 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.

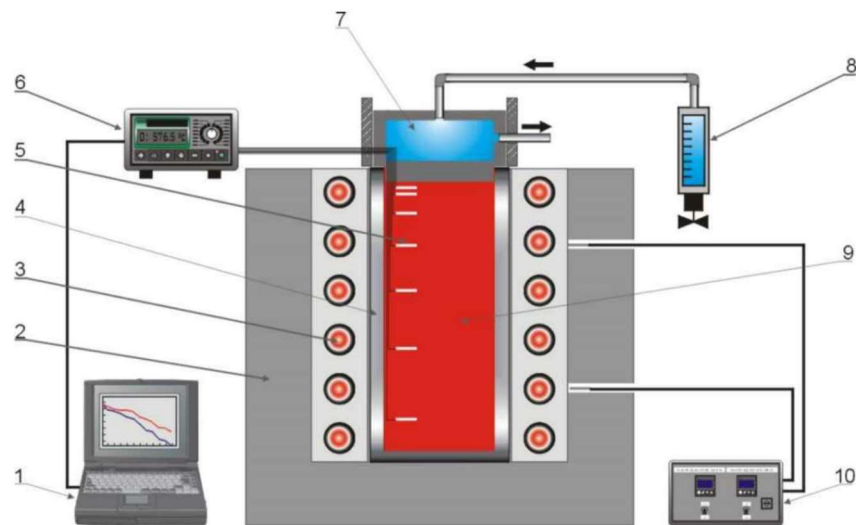


Figura 07. Desenho esquemático do dispositivo de solidificação unidirecional vertical descendente.(Faria, 2015).

### 3.4.3. Solidificação unidirecional vertical ascendente

O funcionamento deste dispositivo é similar ao já mencionado no subitem anterior, o metal líquido é derramado no interior do molde, após atingir a temperatura do processo, o sistema de aquecimento é desligado, acionando o sistema de refrigeração. A diferença entre os



dois dispositivos, descendente e ascendente, estão no posicionamento do sistema de refrigeração, enquanto no dispositivo descendente, o sistema de refrigeração se localiza na parte superior do lingote, fazendo com que o processo de solidificação ocorra de cima para baixo, no processo ascendente sistema de refrigeração é localizado na parte inferior do lingote, onde o processo de solidificação ocorre de baixo para cima, como apresentado na Figura 08.

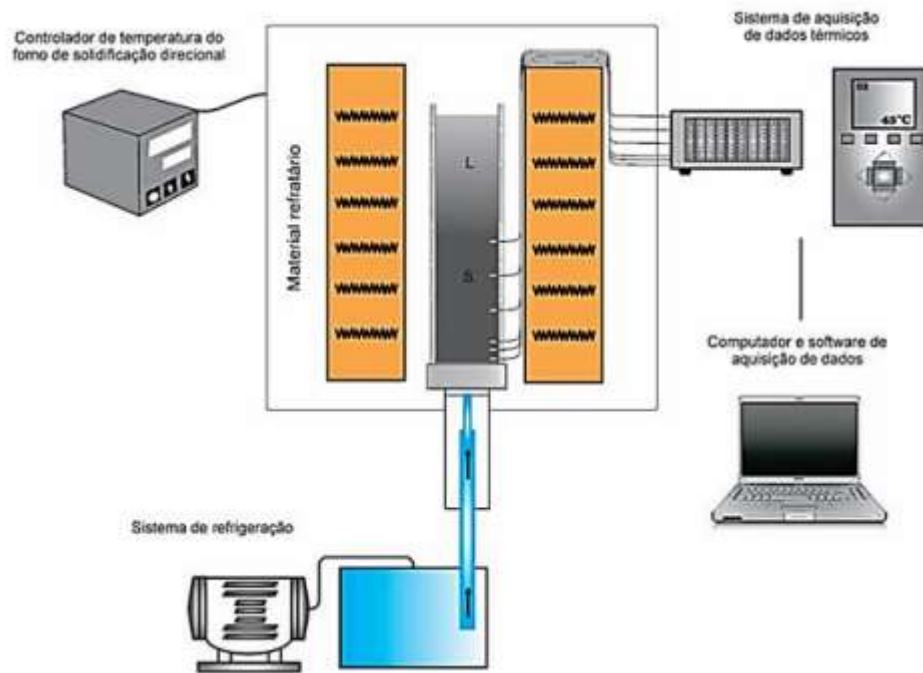


Figura 08. Desenho esquemático do dispositivo de solidificação unidirecional vertical ascendente.(Xavier *et al*, 2017).

Para conseguirmos analisar e obter as variáveis térmicas de solidificação, como a taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ ) e a velocidade da isoterma *liquidus* ( $V_l$ ), são utilizados um conjunto de termopares fixados nas regiões pré-determinadas no molde, a partir da base da lingoteira. Vale salientar que existe a essência de um material refratário nas paredes dos dispositivos, já que o material refratário age como um bom isolante térmico, o que faz que não ocorra transferência de calor de modo que não seja verticalmente ascendente, por exemplo.

### 3.5.Nucleação

O início da solidificação ocorre com a formação de núcleos sólidos estáveis, que posteriormente crescem. Segundo Garcia (2007), a nucleação pode ser caracterizada como um fenômeno que ocorre na formação de uma nova fase perante a outra, caracterizado por contornos bem definidos a qual separam-se umas das outras. Existem dois tipos de nucleação: homogênea e heterogênea, conforme apresentado na Figura 09 abaixo.

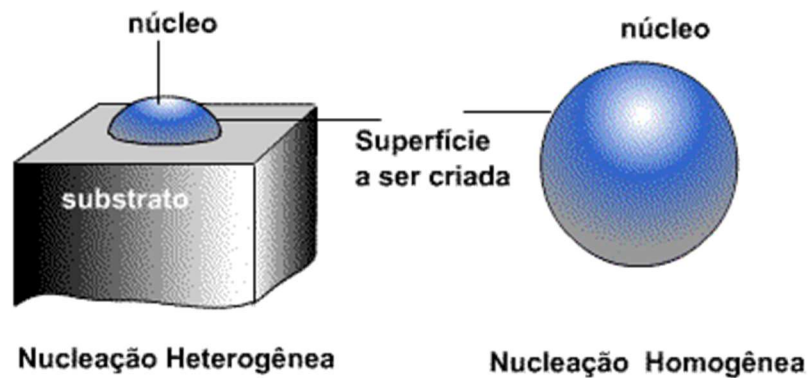


Figura 09. Desenho esquemático dos dois tipos de nucleação.(CIMM – Centro de Informação Metal Mecânica, 2020).

Na nucleação homogênea o sólido é formado no interior do próprio líquido, sem a ajuda de qualquer estimulante externo, surgindo, primeiramente, os embriões ainda na fase líquido, ou seja, acima da temperatura de fusão, a qual apresentam estrutura cristalina de curto alcance. Mas devido aos inúmeros defeitos durante o processo de solidificação, como impurezas, inclusões etc., esse processo de nucleação é menos provável que ocorra, já que com esses fatores não teremos uma estabilidade termodinâmica, o que favorecerá a nucleação heterogênea (Garcia, 2007).

Devido às certas partículas estranhas no sistema, com a função de agente catalisador de nucleação, os quais podemos mencionar, partículas sólidas em suspensão no líquido, películas de óxido, paredes do molde ou qualquer elemento ou composto inserido de forma proposital no meio líquido, a nucleação tenderá a ocorrer nestas partículas, o qual este tipo de nucleação é denominado de heterogênea. Vale frisar que este tipo de nucleação é mais facilitado que a outra nucleação, pois as condições termodinâmicas na nucleação heterogênea são mais favoráveis do que a homogênea, já que esses agentes atuam como facilitadores da nucleação (Garcia, 2007).

### 3.6.Crescimento de cristais e formação de grãos

Após a consolidação dos núcleos sólidos estáveis no metal, começa a etapa de crescimento, a qual 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. São

destacados dois tipos de estrutura de interface, conforme apresentado na Figura 10: a interface rugosa ou difusa, e lisa ou facetada (Flemings, 1974; Garcia, 2007).

Na interface rugosa ou difusa, consta uma faixa mista de regiões ordenadas e desordenadas entre sólido/líquido, a qual o aumento da ordenação atômica está em função do seu apropriado posicionamento dos átomos no reticulado e da liberação do calor latente, havendo assim, o crescimento da frente de solidificação. Já no tipo lisa ou facetada, este tipo de estrutura caracteriza-se como uma interface extremamente compacta e plana em nível atômico, sendo assim, a transição líquido/sólido ocorrerá em apenas uma única faixa atômica (Garcia, 2007).

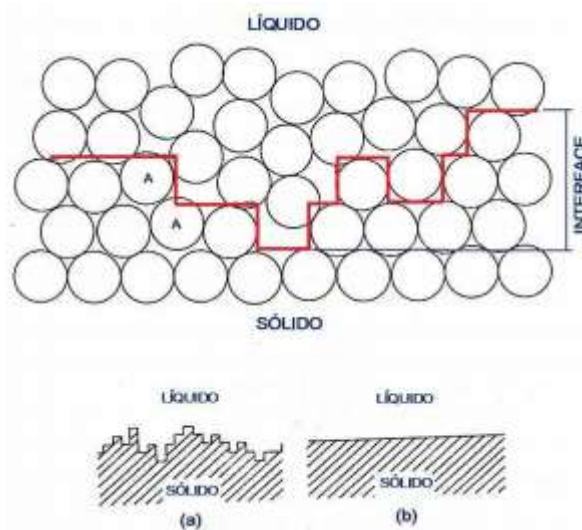


Figura 10. Estrutura das interfaces sólido/líquido: (a) Rugosa ou difusa; (b) Lisa ou facetada. (Garcia,2007).

A solidificação pode ocorrer perante dois mecanismos: um em condição de equilíbrio e o outro em condição fora de equilíbrio. Para que ocorra a solidificação em condição de equilíbrio a velocidade de avanço da interface sólido/líquido deve ser menor que a velocidade de difusividade do soluto no meio sólido, dessa maneira o avanço da fronteira será bem lento, surgindo assim, uma redistribuição de soluto uniforme. Sendo este mecanismo bem complexo de ser realizado, já que deve ser feito em condições bem controladas (Garcia, 2007).

Referente ao outro mecanismo, condição fora do equilíbrio, nesse a velocidade de avanço da interface sólido/líquido é elevada, não ocorrendo, portanto, uma distribuição de soluto de forma homogênea, existindo, nesta interface, uma camada enriquecida de soluto. O processo pode ser dividido em três etapas, conforme apresentado na Figura 11, sendo a primeira denominada de transiente inicial, onde haverá um aumento da concentração inicial

de soluto ( $C_0$ ) até que o mesmo 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 denominada de transiente final, onde haverá ainda um aumento da concentração até o final da barra (Garcia, 2007; He *et al*, 2019).

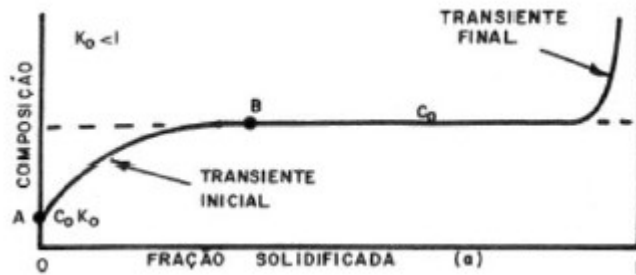


Figura 11. Perfil de concentração de soluto frente a fração solidificada.(Garcia, 2007).

### 3.7.Redistribuição de soluto

Considerando que o sistema de solidificação consta em equilíbrio local, durante a formação do sólido, as composições do material podem ser encontradas verificando o diagrama de fase, onde analisando o mesmo, é possível a obtenção da concentração da fase sólida e líquida em função da temperatura, com isso, surge a possibilidade do alcance do coeficiente de redistribuição ou também denominado de coeficiente de distribuição ( $K$ ), tendo em função a concentração do soluto no sólido ( $C_s$ ) pela concentração do soluto no líquido ( $C_l$ ), conforme apresentado na Equação 06, abaixo. (Garcia, 2007; Osório, 2004).

$$K = \frac{C_s}{C_l} \quad (07)$$

O coeficiente de redistribuição pode variar sendo  $K < 1$  ou  $K > 1$ . Para casos em que temos um limite de solubilidade no meio líquido maior que o limite de solubilidade do meio sólido, teremos assim, uma concentração do soluto no líquido ( $C_l$ ) maior que a concentração do soluto no sólido ( $C_s$ ), sendo assim, o coeficiente de redistribuição será menor que uma unidade ( $K < 1$ ), conforme apresentado na Figura 12a, e isso acarretará uma rejeição do soluto do meio sólido para o líquido.

No caso contrário, onde o coeficiente de redistribuição for maior que uma unidade ( $K > 1$ ), conforme apresenta na Figura 12b, será possível obter um limite de solubilidade do meio

líquido menor que a solubilidade do meio sólido, sendo assim, a  $C < C_s$ , ocorrendo, portanto, a rejeição de solvente do meio sólido para o líquido.

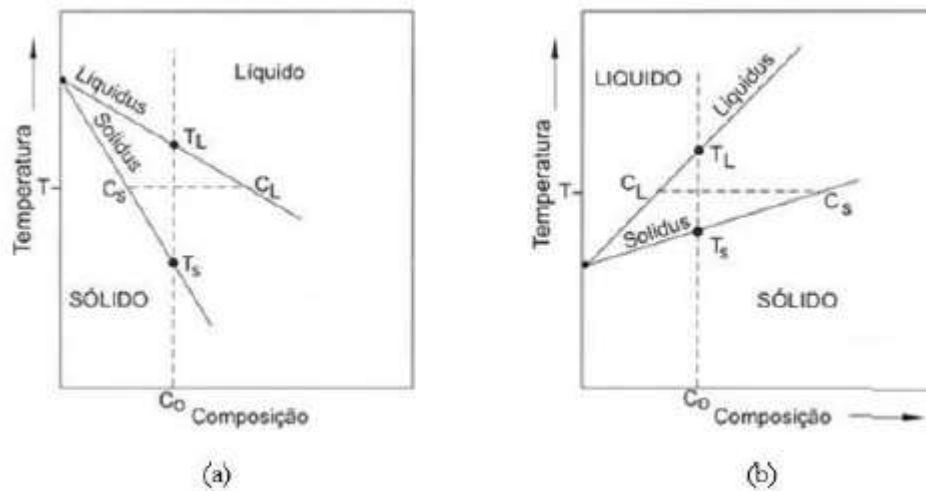


Figura 12. Figura esquemática da representação de soluto em ligas binárias com (a)  $K < 1$  e (b)  $K > 1$ . (Garcia,2007).

### 3.8. Microestrutura

Os tipos de microestruturas encontradas em uma liga estão completamente relacionados com o desenvolvimento da interface sólido e líquido, durante o processo de solidificação. E este desenvolvimento da interface S/L é ocasionado devido à distribuição não homogênea da concentração no líquido à frente da interface, originada pela termodinâmica do sistema a qual ocasionará a segregação do soluto ou solvente nesta interface. Diante das alterações das variáveis térmicas presentes no sistema metal/molde, é possível que a microestrutura evolua de uma morfologia mais simples (forma plana) para morfologias mais complexas (celulares e dendríticas) (Faria, 2015).

Como já mencionado em tópicos anteriores, na interface sólido e líquida observa-se uma região mais rica em soluto. Quando não há tempo a fim de que estes solutos se difundem no líquido por completo, essa interface é movida ao decorrer do processo de solidificação do material, logo consegue-se observar uma concentração de soluto maior nesta interface (Cante, 2009).

Devido a esta rejeição de soluto ou solvente na interface S/L, ocasionará um gradiente térmico à frente dessa, a qual este gradiente será menor que o gradiente térmico do perfil temperaturas *liquidus*, originando ao chamado Super-Resfriamento Constitucional (SRC),

onde dependendo deste valor crescente do SRC, ocasionará uma diferença morfológica na microestrutura. Na Figura 13, é possível observar, de forma esquemática, a influência das variáveis térmicas ( $V_L$  e  $G_L$ ) e da concentração de soluto ( $C_0$ ) para a instabilidade da interface sólido-líquido, tal que, conforme mencionado, estas variáveis influenciará a morfologia microestrutural dependente da ordem crescente de Super-Resfriamento Constitucional.

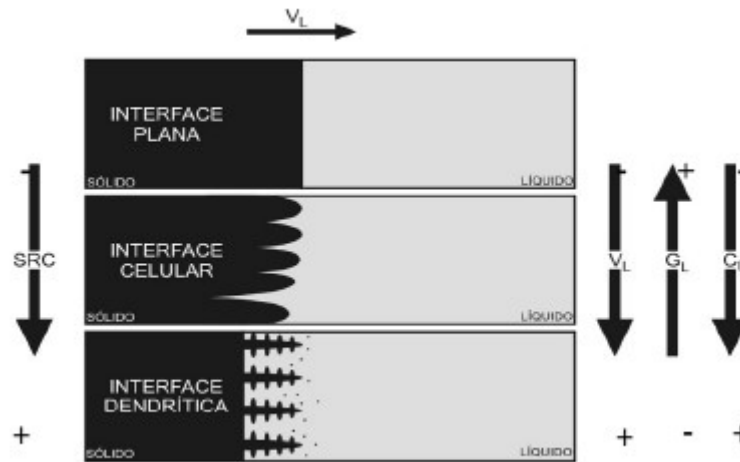


Figura 13. Representação da atuação dos fatores das variáveis térmicas e concentração de soluto de acordo com SRC nas morfologias microestruturais. (Faria, 2015).

A partir de um SRC suficiente para ocasionar o início do processo de instabilização da interface S/L, isso possibilitará o surgimento de uma protuberância que se inicia na interface no líquido super-resfriado até que o super-resfriamento seja necessário para a realização da manutenção da força do crescimento (Faria, 2015). Durante a evolução do processo de crescimento, o soluto é rejeitado por esta protuberância e a sua concentração de soluto lateral é maior que qualquer outro ponto, ocasionando uma mudança da morfologia plana para a morfologia celular. Vale salientar que na maioria das ligas binárias diluídas desenvolvem uma morfologia celular (Faria, 2015), conforme apresentado na Figura 14.

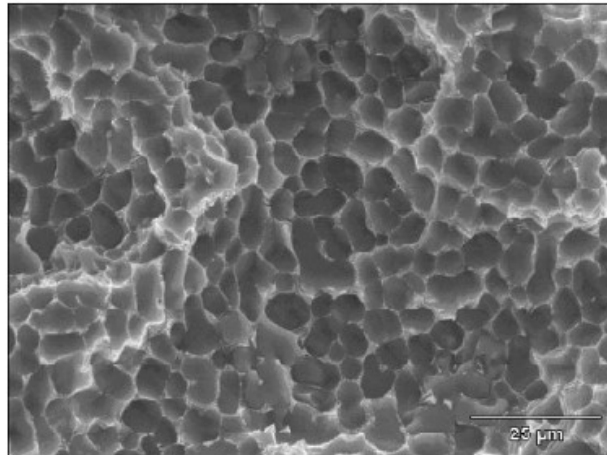


Figura 14. Corte transversal da morfologia celular. (Goulart, 2010).

Aumentando ainda mais o SRC, ocorrerá uma maior instabilidade e com isso a estrutura celular se transforma em uma estrutura dendrítica, conforme podemos observar a evolução dessas na Figura 15.

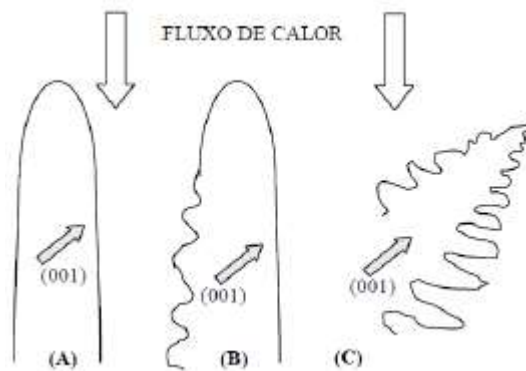


Figura 15. Representação das morfologias durante o processo de crescimento das microestruturas: (a) morfologia celular; (b) transição celular para dendrítica; (c) dendrítica. (Osório, 2004).

As estruturas dendríticas possuem como características a forma de cruz de malta ou, também, podemos realizar uma analogia, para um melhor entendimento, com um pinheiro, onde conforme observado na Figura 16, o tronco principal deste pinheiro é denominado de braço primário dendrítico, os galhos desse são denominados de braços secundários e os ramos destes galhos são os braços terciários e assim sucessivamente, a qual através destes braços consegue-se analisar os chamados de espaçamentos dendríticos primários, secundários, terciários etc., sendo estes espaçamentos de alta importância para correlações com as propriedades mecânicas do material, logo estes espaçamentos dendríticos são de total proveito para que através do controle do crescimento destas microestruturas e dos espaçamentos

dendríticos, consegue-se obter propriedades mecânicas melhores para a liga, quando temos um espaçamento dos braços dendríticos menor. (Biloni; Chalmers, 1968; Cante, 2009; Ding; Tewari, 2002; Flemings, 1974; Garcia, 2007; Kurz; Fisher, 1992; Sousa, 2019).

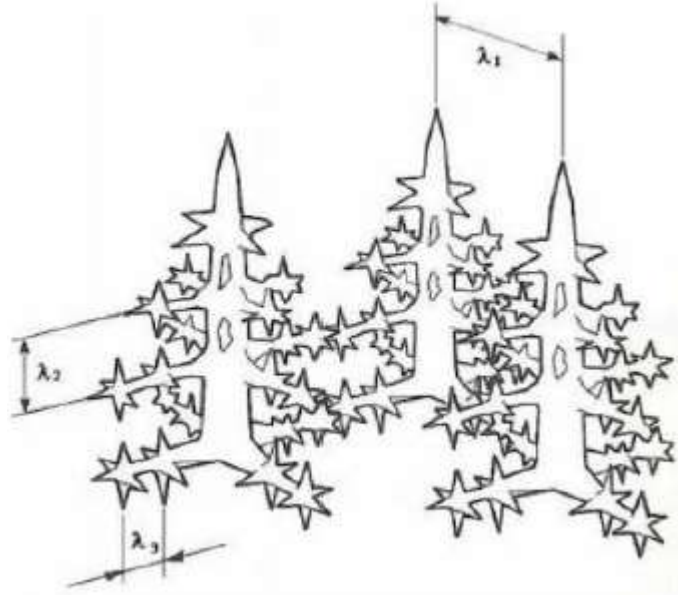


Figura 16. Representação da morfologia dendrítica primária, secundária e terciária. (Osório, 2004; Garcia, 2007).

### 3.9. Macroestrutura

Diante do processo de solidificação, com a origem dos pequenos núcleos sólidos no líquido, teremos a formação dos grãos cristalinos, esses podem ser caracterizados com diferentes formas, orientações e dimensões, a qual perante a isso, obteremos uma macroestrutura característica para o metal solidificado (Faria, 2015).

De forma simplificada, as macroestruturas observadas em um metal solidificado podem apresentar três formas: zona coquilhada, zona colunar e zona equiaxial, na Figura 17 é apresentado essas três formas mencionadas. Vale ressaltar que estas formas macroestruturais estão ligadas às variáveis térmicas do processo de solidificação, portanto o seu estudo ou previsão é de grande importância para a avaliação dos projetos que envolvem as propriedades mecânicas destes materiais solidificados (Cante, 2009).



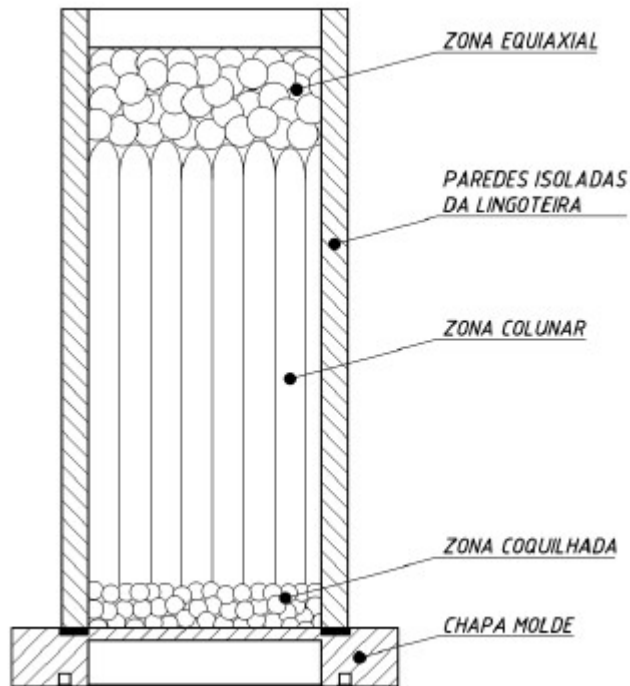


Figura 17. Representação das três formas da macroestrutura em um metal puro solidificado unidirecionalmente. (Faria, 2015).

### 3.9.1. Zona coquilhada

A zona coquilhada representa a primeira forma originada na solidificação do metal, já que essa é o primeiro contato que há entre o metal líquido derramado no molde frio, possuindo uma morfologia de grãos cristalinos de pequenas dimensões, a qual suas orientações são aleatórias no perfil. (Biloni; Chalmers, 1968; Li, Y. *et al.*, 2009; Ohno, 1970).

Devido a altas taxas de resfriamentos, já que nesta região consta uma temperatura local baixa (em geral nas paredes do molde), na zona coquilhada ocorre uma alta taxa de nucleação dos grãos, durante o processo de solidificação, mas se o molde for submetido a um pré-aquecimento antes do vazamento do metal líquido, essa região poderá ser imperceptível ou nem existir, já que a alteração da temperatura do molde influenciará na diminuição da troca de calor entre metal líquido e o molde (Garcia, 2007). Assim como o coeficiente de transferência de calor entre o metal e o molde, outras variáveis que influenciam na zona coquilhada são: as propriedades termofísicas do molde e temperatura do derramamento do metal líquido no molde (Cante, 2009; Duarte, 2016; Garcia, 2007; Terra, 2020).

### **3.9.2. Zona colunar**

Devido ao aumento da velocidade de crescimento dos núcleos, ocasionado pelo aumento do resfriamento do metal, o desenvolvimento da macroestrutura da zona coquilhada é interrompida, a partir dessa, haverá um crescimento de grãos que apresentarão uma mesma direção cristalográfica que à extração de calor do metal, este crescimento gerará grãos cristalinos alongados, paralelos à direção do fluxo de calor, a qual se dar o nome de zona colunar (Bilonu; Chalmers, 1968; Faria, 2015; Flood; Hunt, 1987a; Versnyder; Shank, 1970).

Uma vez que esses grãos alongados possuem uma mesma direção, a zona colunar apresenta anisotropia das propriedades mecânicas, ou seja, as propriedades dependem da direção cristalográfica, sendo que essa característica pode ser desejada para alguma aplicação específica (Cante, 2009; Duarte, 2016; Garcia, 2007; Terra, 2020).

### **3.9.3. Zona equiaxial**

A partir da zona colunar, haverá um crescimento de grãos com direções cristalográficas completamente aleatórias, ou seja, sem uma direção preferencial, diferentemente das zonas colunares, a isso é denominado de zona equiaxial. A respeito da sua dimensão, os grãos cristalinos da zona equiaxial são maiores que a coquilhada (Bilonu; Chalmers, 1968; Faria, 2015; Flood; Hunt, 1987a; Versnyder; Shank, 1970).

Devido aos grãos aleatórios, esta zona tem como característica a isotropia das propriedades mecânicas, ou seja, as propriedades do material independem da direção cristalográfica (Cante, 2009; Duarte, 2016; Garcia, 2007; Terra, 2020).

### **3.9.4. Transição zona colunar/equiaxial**

Devido aos diferentes tipos de materiais com as suas respectivas composições químicas das suas ligas e das variáveis do processo de solidificação, um lingote pode possuir estruturas colunares ou equiaxiais, porém uma região de transição pode ser observada, a qual essa possui os dois tipos de macroestruturas em um mesmo material, sendo esse um pouco mais complexo o seu estudo (Ares; Schvezov, 2000; Faria, 2015; Flood; Hunt, 1987a; Martorano; Biscuola, 2009; Morando *et al.*, 1970; Siqueira; Cheung; Garcia, 2002).

Haverá um crescimento competitivo - a qual faz com que o estudo desta interface seja mais complexo - entre os dois tipos de estruturas se a nucleação e crescimento de grãos equiaxiais forem viabilizados à frente da interface colunar. Perante a diferença de tamanho dos grãos colunares e equiaxiais, a interface colunar pode absorver os grãos equiaxiais, já que

os grãos colunares são alongados e obtêm um diâmetro maior, no entanto se os grãos equiaxiais possuírem uma fração volumétrica alta, isso pode acarretar um bloqueio do crescimento colunar (Fredriksson; Olsson, 1986; Jung *et al.*, 2009; Kurz; Bezençon; Gäumann, 2001; Mahapatra; Weinberg, 1987; Siqueira; Cheung; Garcia, 2003; Wu *et al.*, 2012).

Na Figura 18 são apresentadas as macroestruturas que demonstram a região de transição das estruturas colunares e equiaxiais (TCE), através de uma solidificação unidirecional ascendente. A determinação e identificação dessa região é de suma importância, já que através dessa conseguimos planejar de modo mais eficaz o processo e as propriedades mecânicas do produto.

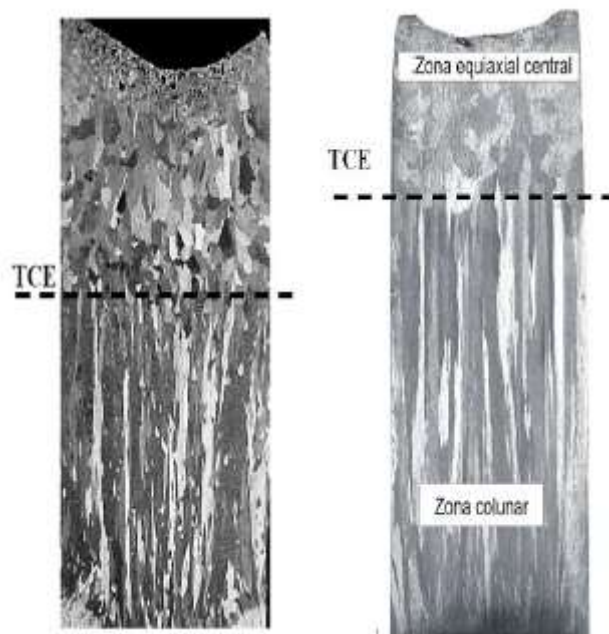


Figura 18. Representação das morfologias de transição (TCE). (Junior, 2017).

### 3.10. Ligas de alumínio

O alumínio, de uma maneira geral, é um dos materiais mais empregados no mundo, visto que possui certas características propícias as suas aplicações em setores mecânicos e elétricos, além de possuir características físicas e químicas de alta relevância, segundo informações da ABAL (“Associação Brasileira do Alumínio”, [s.d]).

O alumínio (Al) pode ser destacado devido a sua baixa densidade, o que lhe acarreta uma alta aplicação em setores automotivos e aeronáuticos, uma vez que com essa aplicação

teremos uma redução do peso dos automóveis/aeronaves e, conseqüentemente, gerará uma economia de combustível e emissão de gases (Duarte, 2016; Sales *et al.*, 2018).

Outra propriedade de suma importância é a ductilidade desta liga, a qual devido a esta propriedade a mesma possui uma alta conformabilidade, podendo ser facilmente transformado em diversos produtos, quando submetido a certos processos de conformação (Terra, 2020).

Vale salientar que as ligas de Al possuem uma alta facilidade de aplicação em diversos processos de fabricação, entre eles, processo de usinagem, soldagem, processos de conformação mecânica, a qual justifica a sua grande aplicabilidade e estudo em diversos setores industriais (Terra, 2020).

Ademais, propriedades como condutividade elétrica e resistência à corrosão também são bastante exploradas nas ligas de Al, sendo que, o alumínio comercialmente puro possui uma elevada condutividade elétrica, tendo como uma das suas aplicações os componentes elétricos, como cabos, fios etc. Sua elevada resistência à corrosão é obtida através de uma camada de passivação ( $Al_2O_3$ ), a qual permite sua aplicação em artigos domésticos, embalagens etc. (Da Silva, 2006). Abaixo, na Tabela 01, são apresentados algumas das principais propriedades físicas do Alumínio.

Tabela 01. Principais propriedades físicas do Alumínio. Fonte: ABAL.

<b>Propriedades Físicas</b>	<b>Valores</b>
Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	2,70
Temperatura de fusão (°C)	660
Módulo de elasticidade (MPa)	70000
Coefficiente de dilatação térmica (L/°C);	23x10 <sup>-6</sup>
Condutibilidade térmica a 25°C (Cal/cm/°C)	0,53
Condutibilidade elétrica (%IACS)	61

Dependendo da aplicação desejada poderá haver a necessidade de adição de elementos de liga no alumínio, com intuito de alcançar a propriedade requerida. Assim sendo, tendo como objetivo o alcance de uma maior resistência mecânica, poderemos destacar a adição de cobre (Cu) e para uma alteração da condutividade elétrica da liga, pode ser adicionado prata (Ag) (Faria, 2015; Rodrigues, 2017; Terra, 2020).

### 3.11. Condutividade elétrica

A condutividade elétrica se define pela facilidade que um fluxo de elétrons possui em fluir por um material, sendo este fluxo de elétrons denominado de corrente elétrica. Esta propriedade ainda pode ser esclarecida como o inverso da resistividade elétrica, ou seja, quanto maior a dificuldade do fluxo de elétrons em um material (resistividade elétrica) menor será a condutividade elétrica do mesmo (Padilha, 2000).

A condutividade elétrica apresenta valores bem distintos, conforme o tipo de material analisado. Nos materiais metálicos a condutividade elétrica é mais elevada em comparação com outros tipos de materiais, sendo então, em função dos seus valores de condutividade, denominado de um material condutor. Outras classificações podem ser encontradas para diferentes tipos de materiais, como os materiais cerâmicos e materiais poliméricos, a qual possuem classificações de materiais isolantes ou semicondutores, dependendo da facilidade do seu fluxo de elétrons (Callister Jr, 2016; Padilha, 2000).

Abaixo, na Tabela 02, é apresentado a resistividade elétrica de alguns materiais de engenharia.

Tabela 02. Resistividade elétrica de alguns materiais de engenharia. Fonte: Adaptado de Padilha (2000).

<b>Classificação</b>	<b>Material</b>	<b>Resistividade Elétrica (<math>\Omega \cdot \text{cm}</math>)</b>
Condutores	Prata	$1,7 \times 10^{-6}$
	Cobre	$1,8 \times 10^{-6}$
	ReO <sub>3</sub>	$2 \times 10^{-6}$
	Alumínio	$3 \times 10^{-6}$
	Ferro	$13 \times 10^{-6}$
	CrO <sub>2</sub>	$3 \times 10^{-6}$
	Grafita	$1,0 \times 10^{-6}$
Semicondutores	Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub>	$10^{-2}$
	B <sub>4</sub> C	0,5
	SiC	10
	Germânio	40
	Silício	$2 \times 10^{-5}$

Isolantes	$\text{Al}_2\text{O}_3$	$> 10^{14}$
	$\text{SiO}_2$	$> 10^{14}$
	$\text{Si}_3\text{N}_4$	$> 10^{14}$
	MgO	$> 10^{14}$
	Borracha Vulcanizada	$10^{14}$
	Nylon	$10^{14}$
	PTFE (Teflon)	$10^{16}$
	Poliestireno	$10^{18}$

### 3.11.1. Ligação química metálica

Os estudos de várias propriedades dos materiais estão baseados nas forças interatômicas dos átomos, e uma dessas propriedades é a condutividade elétrica, logo dependendo de como as forças estão agindo sobre os átomos, de forma atrativa ou repulsiva, isso acarretará a intensidade desta propriedade (Shackelford, 2012).

As ligações químicas são uma conjunção ou ligação entre os átomos dos materiais, em geral, estas ligações interatômicas são divididas em ligações químicas primárias, a qual possui uma força de ligação atômica mais forte, e as ligações químicas secundárias, que diferentemente da primária, essa possui uma força de ligação mais fraca. Diante das ligações químicas primárias, essas podem ser classificadas em ligações iônicas, covalentes e metálicas (Callister Jr, 2016; Padilha, 2000). Sendo esta última a ligação característica dos materiais metálicos e o foco deste tópico.

Os materiais metálicos constituem de até três elétrons em sua camada de valência, logo são denominados de elementos eletropositivos. Estes elétrons ficam disponibilizados de forma livre em uma denominada “nuvem de elétrons” ou “mar de elétrons”, que circula os elementos e, por causa disso, este material possui características típicas, como boa condutividade elétrica e térmica, já que os elétrons circundam livremente, possuindo esses uma mobilidade eletrônica elevada (Askeland; Wright; Fulay, 2011; Callister Jr, 2016; Padilha 2000). A Figura 19, apresenta uma imagem esquemática da disposição dos elétrons em volta do núcleo na ligação metálica.

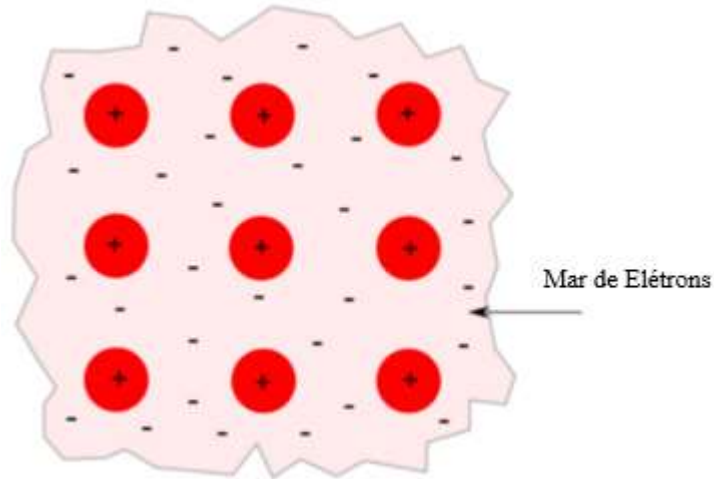


Figura 19. Representação esquemática da ligação metálica. Adaptado Fernandes (2015).

### 3.11.2. Condutividade elétrica em metais

Como já abordado, a condutividade elétrica ( $\sigma$ ) pode ser encontrada diante do inverso da resistividade elétrica ( $\rho$ ), conforme a Equação 08.

$$\sigma = \frac{1}{\rho} \quad (08)$$

A resistividade elétrica dos materiais metálicos monofásicos pode ser considerada diante da soma das parcelas das vibrações térmicas, átomos de impurezas nos metais e devida aos defeitos cristalinos, conforme a Equação 09 (*Regra de Matthiessen*) apresentado abaixo (Padilha, 2000).

$$\rho = \rho_t + \rho_i + \rho_d \quad (09)$$

Onde:

$\rho_t$  = Contribuição das vibrações térmicas.

$\rho_i$  = Contribuição devido às impurezas.

$\rho_d$  = Contribuição devido aos defeitos cristalinos.

Segundo Padilha (2000), nos materiais metálicos os elétrons não estão ligados a nenhum átomo específico, eles se disponibilizam de forma livre, logo quando um campo elétrico é aplicado no material metálico, uma força é posta para atuar sobre os elétrons livres, devido a isso os elétrons livres aumentam sua aceleração em direção oposta ao do campo

aplicado, por efeito das suas cargas negativas, o que acarretará um aumento da mobilidade eletrônica destes elétrons.

Todavia, conforme observamos na Equação 08 apresentada acima, a resistividade elétrica possui origem no espalhamento dos elétrons pelas vibrações da rede, pelos átomos de impureza e pelos defeitos cristalinos, podendo, então, esta propriedade ser afetada perante às imperfeições presentes nos materiais metálicos, como por exemplo, lacunas, discordâncias, impurezas de átomos intersticiais, impurezas de átomos substitucionais e pela vibração térmica dos próprios átomos, fazendo com que estes elétrons possam colidir com essas imperfeições ou impurezas do material, diminuindo, portanto, a condutividade elétrica e aumentando a resistividade elétrica, como podemos observar na relação da Equação 08 e na Figura 20 (Da Silva, 2006; Padilha, 2000).

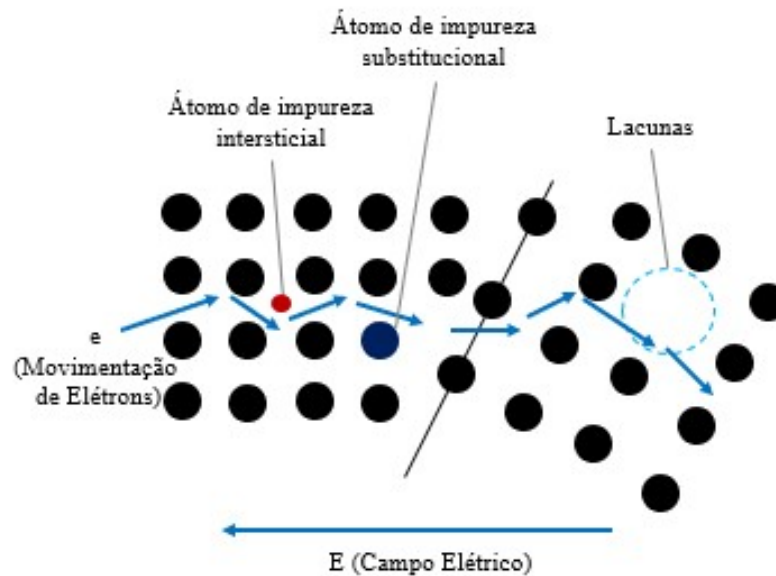


Figura 20. Desenho esquemático da mobilidade eletrônica através do espalhamento de elétrons.

Esta colisão destes elétrons com as imperfeições ou impurezas faz com que os elétrons percam energia, afetando a suas propriedades elétricas. A Figura 21 apresenta a influência do aumento de adição de teores de níquel, na resistividade do cobre, à temperatura ambiente, a qual os átomos de níquel atuam como centro de espalhamento de elétrons, aumentando a mobilidade eletrônica e reduzindo a condutividade elétrica. Logo, observamos que quanto maior a quantidade dessas imperfeições cristalinas, maior será a resistividade elétrica e, conseqüentemente, menor será a condutividade elétrica nos metais (Da Silva, 2006; Johnson, W; Mellor, P.B, 1985).



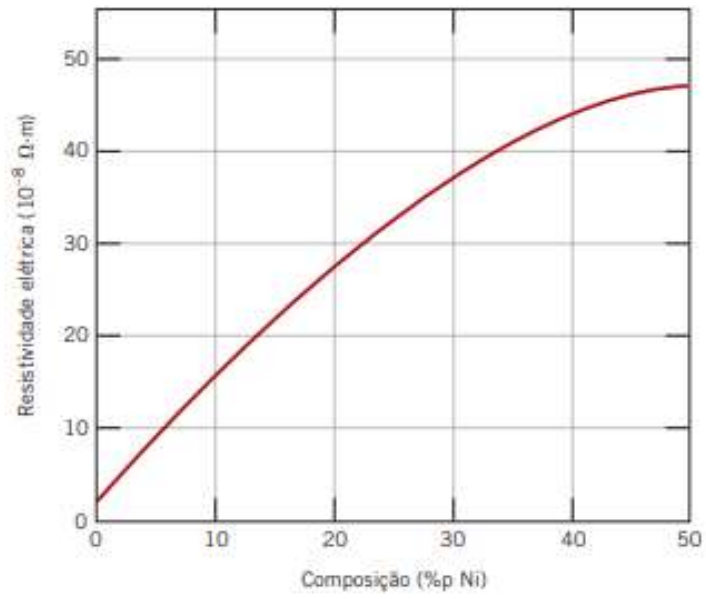


Figura 21. Resistividade elétrica à temperatura ambiente em função da composição para ligas cobre-níquel (Callister e Rethwisch, 2016, p. 676).

## 4. MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo apresenta os procedimentos experimentais que foram realizados na execução do trabalho. Conforme observado na Figura 22, é apresentado um fluxograma com as principais etapas do trabalho.

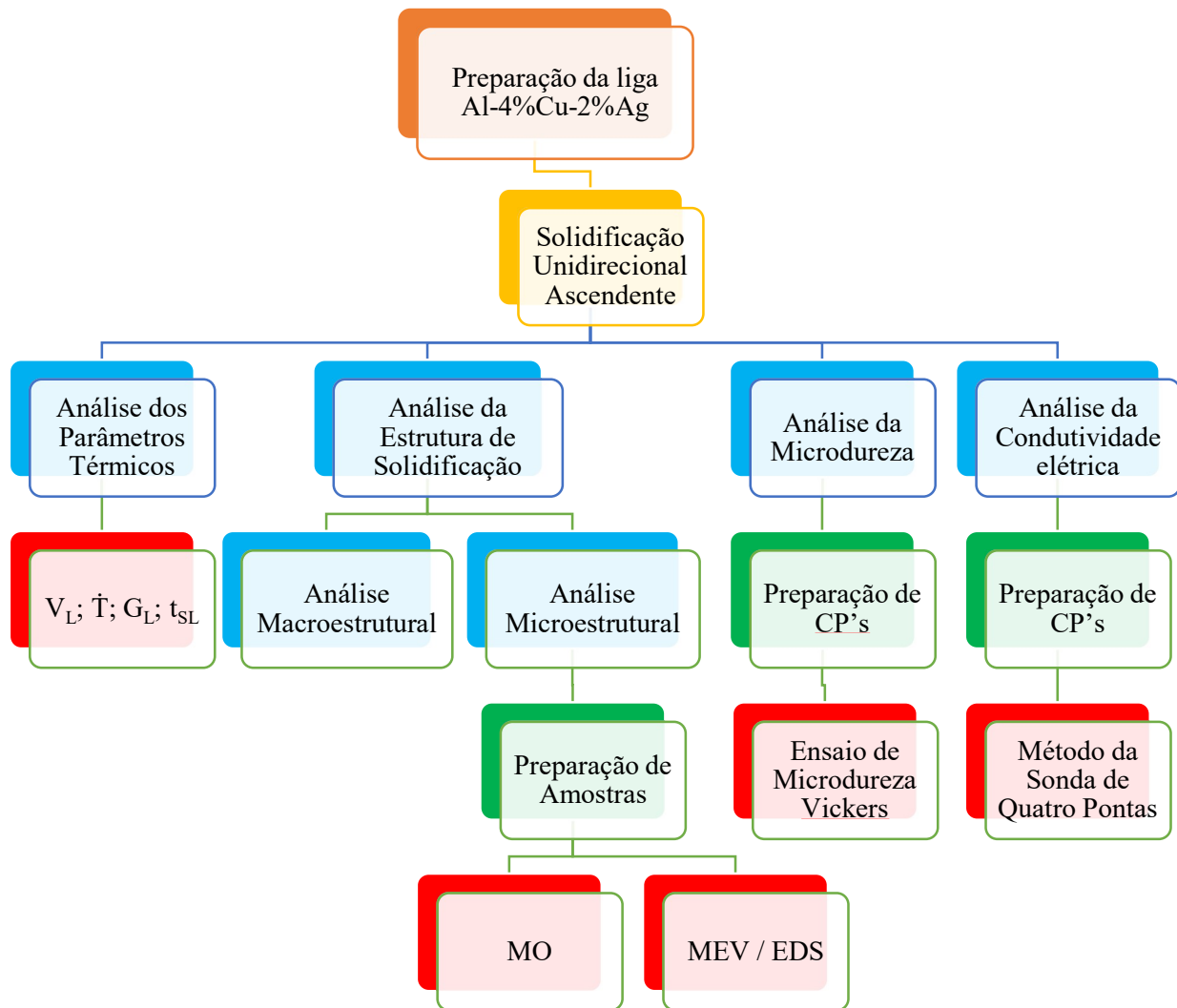


Figura 22. Fluxograma das principais etapas experimentais.

### 4.1. Elaboração da liga

No que lhe diz respeito à elaboração da liga *Al-4%Cu-2%Ag*, primeiramente, foi realizado a obtenção dos diagramas de fases binário e pseudo-binário usando o *software* de termodinâmica computacional *Thermo-Calc.*, tanto para a liga *Al-4%Cu* quanto para a liga *Al-4%Cu-2%Ag*.

Após a obtenção dos diagramas, a liga foi preparada para o processo de solidificação, para isso, com o intuito de realizar a medição das massas dos materiais de modo preciso, foi utilizado uma balança digital de precisão, marca SHIMADZU, modelo UW6200H, carga máxima de 6200g e carga mínima de 0,5g, instalada no Laboratório de Solidificações da UFF, conforme Figura 23.



Figura 23. Balança digital de precisão, modelo UW6200H, fabricante Shimadzu.

Após a medição dos materiais com a balança digital, foi feito, inicialmente, a fusão do solvente (*Al*). A massa de alumínio, 834,72g, foi colocada no cadinho de carbetto de silício, modelo AS 6, revestido internamente com uma camada consistente de uma suspensão à base de alumina, evitando a contaminação do banho de metal líquido, além de preservá-lo por mais tempo, apresentado na Figura 24.



Figura 24. Cadinho de carbetto de Silício.

Em seguida, o cadinho com o Al foi inserido e mantido no forno Mufla para uma completa fusão deste elemento, a uma temperatura de  $900^{\circ}\text{C}$ , com o intuito de certificar a permanência no estado líquido durante o manuseio deste material no processo, abaixo podemos observar a Figura 25 relacionada ao forno Mufla.



Figura 25. Forno elétrico tipo mufla do laboratório de Solidificação da EEIMVR-UFF, modelo FE7013, fabricante Jung.

Após essa etapa, foi adicionado o soluto ( $\text{Cu}$ ) no cadinho,  $35,52\text{g}$ , para isso, o cadinho foi retirado do forno com o auxílio de uma garra metálica, em seguida, adiciona-se a massa de cobre e realiza a homogeneização dos elementos com a haste, conforme observado na Figura 26, abaixo. Seguindo, o cadinho foi retornado ao forno, a qual permaneceu por mais  $45\text{min}$ . Após esse tempo, foi realizado o mesmo processo para a adição de  $\text{Ag}$ , com massa de  $17,56\text{g}$ .



Figura 26. Homogeneização do soluto no solvente, com auxílio da garra metálica e haste.

## 4.2.Procedimentos experimentais para determinação da curva de resfriamento lento

Para a determinação da curva de resfriamento lento, o experimento consistiu na fusão do material com temperaturas superiores a TL, foi realizado a completa homogeneização do material fundido, inserido um termopar para acompanhamento da temperatura lenta e os dados foram adquiridos através do *software* Aqdados, conforme apresentado na Figura 27.



Figura 27. Equipamento de aquisição de dados e microcomputador.



Figura 28. Termopares tipo K com 1,6mm de diâmetro.

Após a completa homogeneização da liga de Al-4%Cu-2%Ag, o cadinho foi retirado do forno, com auxílio de uma garra metálica e foi colocado em uma zona de proteção, assim em seguida foi adicionado um termopar tipo k no centro do banho metálico, a qual esse foi instalado em um canal do sistema de aquisição de dados para o correto monitoramento da temperatura, em seguida foi colocado tijolos refratários sobre o topo do cadinho com intuito de diminuir a transferência de calor para o meio e assim garantir por completo o resfriamento lento do material. Na Figura 29 a seguir, pode-se observar o procedimento experimental.



Figura 29. Processo de resfriamento lento com cadinho e termopar, posicionado na zona de proteção.

### 4.3.Preparação do lingote

Para a obtenção do lingote, houve, novamente, a necessidade de submeter o material ao forno, com o objetivo de garantir total difusão do soluto na matriz do solvente. Assim sendo, quando o material atingiu o estado completamente fundido, homogêneo e atingiu patamares acima da temperatura *liquidus*, o metal líquido foi vazado na lingoteira pré-aquecida, conforme Figura30, para que isso evite a solidificação nas paredes do molde.



Figura 30. Lingoteira pré-aquecida.

Quando atingiu temperaturas de aproximadamente 5% acima da temperatura de fusão, foram desligadas as resistências elétricas do forno, 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 transfira calor ao molde, ocorrendo a solidificação no sentido contrário à da gravidade. Na Figura 31, é apresentado de forma esquemática o sentido de solidificação. Após a solidificação por completo, o tarugo foi retirado.



Figura 31. Figura esquemática do sentido ascendente de solidificação.

#### 4.4.Determinação dos parâmetros térmicos de solidificação

Utilizando o mesmo aparato a qual foi usado na elaboração do lingote, foi determinado os parâmetros térmicos de solidificação, através de um conjunto de termopares tipo *K*, com 1,6mm de diâmetro, conforme apresentado na Figura 32, isso se faz com o intuito de monitorar as temperaturas em meio ao processo de solidificação em regime transiente de extração de calor.

Os termopares foram instalados na lingoteira em posições pré-estabelecidas, conforme a Figura 32 e a Tabela 03 a seguir. Os dados foram captados por esses sensores e gravados por meio de um sistema de aquisição de dados, modelo: ADS500 e marca: Lynx, esse foi conectado a um microcomputador, a qual será utilizado o *software* Aqdados, conforme apresentado na Figura 27 no tópico anterior.



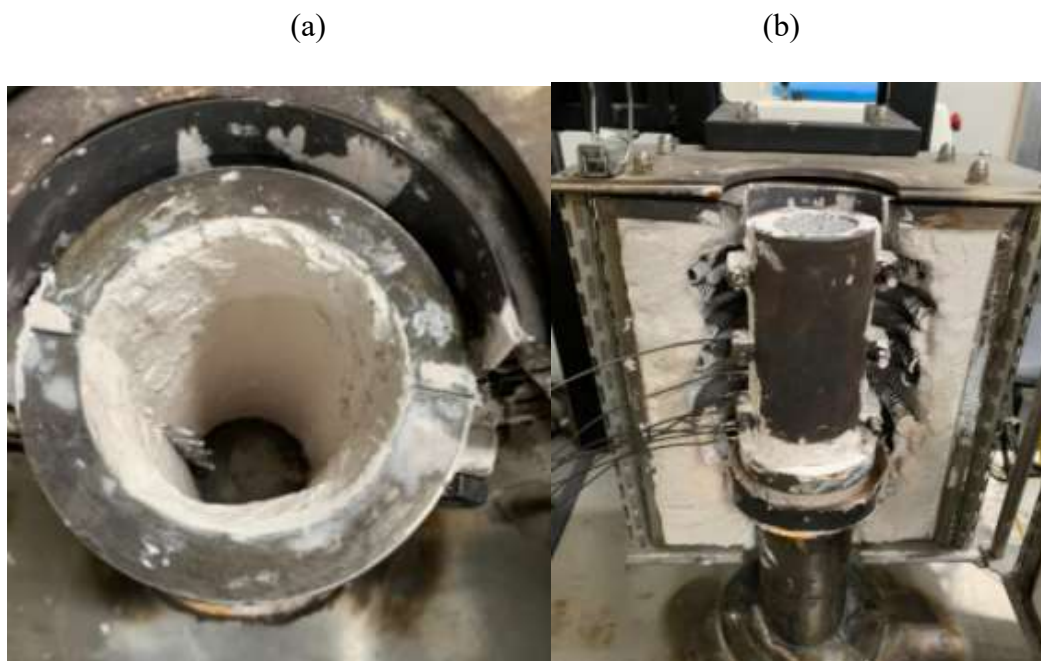


Figura 32. (a) Posicionamento dos termopares no molde (b) Lingoteira bipartida com refrigeração a água.

Tabela 03. Posicionamento dos termopares tipo *K* ao longo do lingote.

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

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 após a obtenção das curvas de resfriamento e com o auxílio das equações apresentadas no tópico de revisão bibliográfica (item 3.3) acerca dos parâmetros térmicos de



solidificação. Posteriormente, foi realizado uma análise comparativa dos dados obtidos com o trabalho realizado por Chrisóstimo (2019), em liga de Al-4%Cu.

#### 4.5.Procedimentos experimentais para caracterização das estruturas de solidificação

A partir do lingote completamente solidificado, conforme Figura 33, foram realizadas as preparações das amostras para a caracterização macroestrutural e microestrutural de forma a analisar as estruturas de solidificação. Esta análise foi realizada no Laboratório de Solidificação da EEIMVR.



Figura 33. Lingote com 15 cm após a solidificação.

Para a preparação das amostras e visando o aproveitamento dos termopares e do material, o lingote foi seccionado longitudinalmente através da serra de fita apresentada na Figura 34, assim uma parte do material foi utilizado para a análise macro/microestrutural e a outra, junto com os termopares, foi fundido novamente.

(a)

(b)



Figura 34. (a) Máquina de corte (b) Lingote cortado para o aproveitamento dos termopares.

#### 4.5.1. Análise Macroestrutural

Após a etapa de corte dos termopares, o mesmo foi seccionado novamente ao longo da direção longitudinal, de modo que apresentou paralelismo com a direção de solidificação, para que realize a caracterização macroestrutural. Este seccionamento é apresentado de forma esquemática na Figura 35.

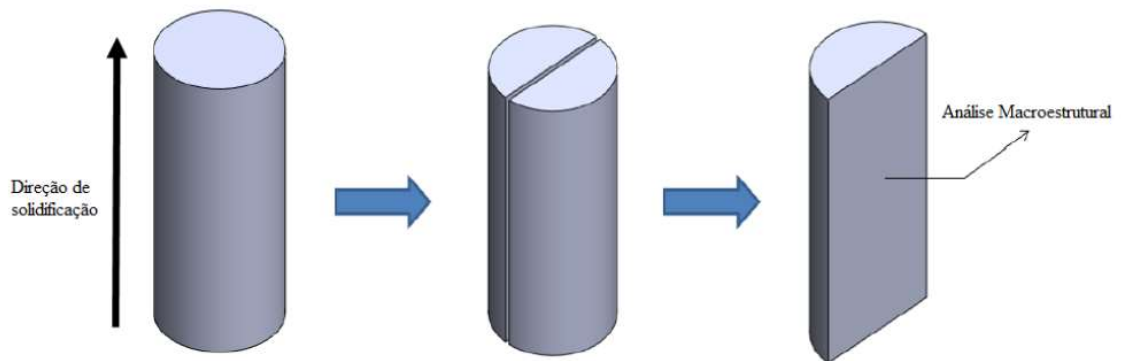


Figura 35. Figura esquemática da posição de seccionamento para análise macroestrutural. (Terra, 2020).

Após o corte ao meio do lingote, uma metade foi utilizada para a análise macroestrutural e a outra metade foi utilizada para a análise microestrutural. Para a análise macroestrutural, a metade do lingote foi lixada com lixas abrasivas de granulometria de 100 a 600 *mesh*, sendo que a cada troca de lixa, o lingote foi rotacionado a 90° em relação as ranhuras anteriores. Posteriormente, o lingote foi submetido ao polimento com pasta de diamante de 6 $\mu$ m. A etapa de lixamento e polimento foram realizadas na lixadeira e politriz metalográfica apresentada na Figura 36.



Figura 36. Lixadeira e politriz metalográfica, modelo Arapol VV, fabricante Arotec.

Por fim, o mesmo foi submetido ao ataque químico com o reagente de Poulton, ou seja, solução de 60 ml de  $HCl$ , 30 ml de  $HNO_3$ , 5 ml de  $HF$  e 5 ml de  $H_2O$ , com intuito da verificação da existência e quantificação da extensão colunar ocasionado pelo processo de solidificação. Essas amostras foram imersas na solução por um tempo de 10 segundos e, após, foram lavadas em água corrente durante 1 minuto. O procedimento metalográfico macroestrutural mencionado pode ser observado na Tabela 04.

Tabela 04. Procedimentos metalográficos para análise da macroestrutura (GOULART, 2005); (COUTINHO, 1980).

<b>Lixamento</b>	<b>Polimento</b>	<b>Ataque químico</b>	<b>Procedimento</b>
Lixas:			
100	Pano: 6 $\mu m$		Imersão da amostra por 10s.
220	Pasta de diamante: 6 $\mu m$	5 ml $HF$	
320		30 ml $HNO_3$	
		60 ml $HCl$	Lavagem com água corrente durante 1min.
		5 ml $H_2O$	
400	Lubrificante para materiais não ferrosos.		
600			

#### 4.5.2. Análise Microestrutural

Conforme a metade do lingote utilizado na análise da macroestrutura, a outra metade foi utilizada para a análise microestrutural, nessa foi extraída as amostras da região mais central deste lingote, com o intuito de evitar que houvesse algum desvio em decorrência da perda de calor nas paredes do molde, assim, com essas amostras serão analisadas as microestruturas da liga. As amostras foram seccionadas transversalmente na quantidade de 8 amostras nas posições de 5 mm, 10 mm, 15 mm, 20 mm, 35 mm, 45 mm, 60 mm e 85 mm, conforme podemos observar na Figura 37.

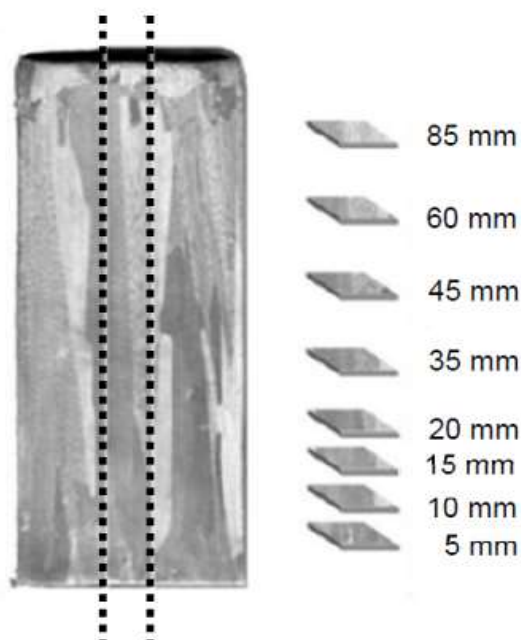


Figura 37. Figura esquemática da posição de corte das amostras com suas devidas posições para análise microestrutural. Adaptado Chrisóstimo (2019).

Posteriormente, as amostras foram embutidas a frio para que facilitasse a análise metalográfica, após essa, foram lixadas com lixas de granulometria de 80 a 1200 *mesh*, sendo rotacionadas a cada troca de lixa. Consequente, houve a necessidade de realizar um polimento com pasta de diamante, com granulometria de 3  $\mu m$  e 1  $\mu m$ . Por fim, as amostras foram atacadas quimicamente para a revelação da microestrutura da liga, este ataque químico foi com 0,5% de *HF* por um tempo de 3 segundos e lavagem em água por 1 minuto. O procedimento metalográfico microestrutural mencionado é apresentado na Tabela 05.

Tabela 05. Procedimentos metalográficos para análise da microestrutura (GOULART, 2005); (COUTINHO, 1980).

Lixamento	Polimento	Ataque químico	Procedimento
Lixas:			
80	Pano para polimento com pasta de diamante	Solução: 0,5% HF	Imersão da amostra por 3s.
120			
220	Pasta de diamante: 3 e 1 $\mu m$	Solução: 0,5% HF	Lavagem com água corrente durante
320			

420  600  1200	Lubrificante para materiais não ferrosos.	1min.
----------------------------	--	-------

#### 4.6. Medições dos espaçamentos dendríticos

Para a obtenção das medidas dos espaçamentos dendríticos primários (EDP ou  $\lambda_1$ ) e terciários (EDT ou  $\lambda_3$ ), foi utilizado o *software ImageJ*, a partir das imagens captadas pelo microscópico óptico, modelo SC30, a qual o mesmo se encontra no Laboratório de Microscopia e Preparação de Amostras da EEIMVR. Com a obtenção do espaçamento dendrítico, foi analisado e comparado com o trabalho de Chrisóstimo (2019).

Para a obtenção desses valores foram realizadas medições nas amostras transversais do lingote, paralelo à direção de crescimento. O método que foi utilizado para a obtenção do valor do  $\lambda_1$ , consiste no método denominado de triângulo, a qual tem por finalidade a união dos centros de três dendritas vizinhas, formando um triângulo cujo lado corresponde a medida do  $\lambda_1$  (Gündüz e Çadirli, 2002), esquematizado na Figura 38. Foram executados as médias e os intervalos de dispersão de 10 medições (10 triângulos) em cada amostra/posição.

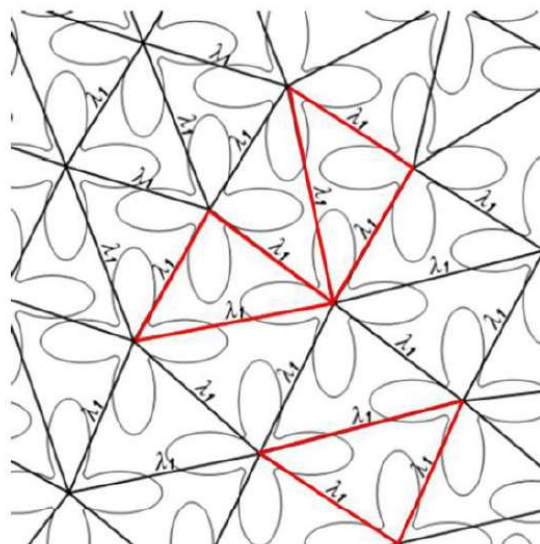


Figura 38. Figura esquemática para obtenção da  $\lambda_1$ , utilizando o método do triângulo. (Gündüz e Çadirli, 2002).

Acerca dos  $\lambda_3$ , esses foram medidos através do modelo proposto por McCartney e Hunt (1981), conforme esquematizado na Figura 39. Este método consiste na média das distâncias entre os braços adjacentes sobre a seção longitudinal de uma ramificação dendrítica primária, conforme 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, com intuito de ao final obter a média dos valores e o intervalo de dispersão. Por fim, após a determinação dos espaçamentos dendríticos, esses foram correlacionados com os parâmetros térmicos de solidificação.

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

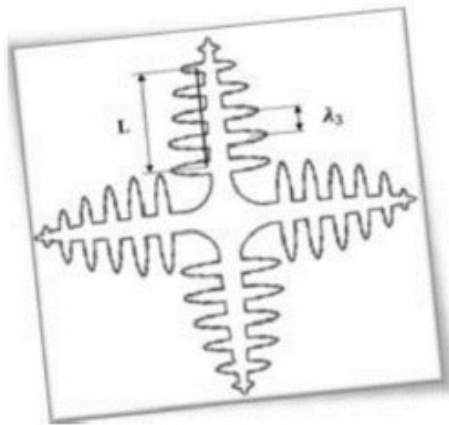


Figura 39. Figura esquemática para a obtenção do  $\lambda_3$ . (Chrisóstimo 2019).

#### 4.7. Análise da microsegregação

Acerca da medição da microsegregação das amostras, foi utilizado a técnica de microscópio eletrônico de varredura (MEV), modelo EVO MA10, fabricante Zeiss, com filamento LaB6 e *software* EDAX Genesis para análise química através de espectroscopia de energia dispersiva (EDS), instalado no Laboratório Multiusuário de Microscopia Eletrônica (LMME) da EEIMVR-UFF, conforme pode ser observado na Figura 40. Após a obtenção dos resultados de microsegregação, foi feito uma análise comparativa com o trabalho de Chrisóstimo (2019).



Figura 40. MEV com software EDAX para análise química através de EDS no laboratório da EEIMVR.

As amostras devidamente preparadas, conforme apresentado na seção de análise microestrutural, foram utilizadas no MEV com intuito de definir as regiões a serem feitas as microanálises químicas pelo *software* EDAX Genesis, por meio da técnica EDS. Assim, foi definido 10 linhas em cada uma das amostras, estas linhas correspondem à distância entre dois braços adjacentes de dendritas terciárias para medições pontuais de concentração de soluto, conforme apresentado no esquema da Figura 41.

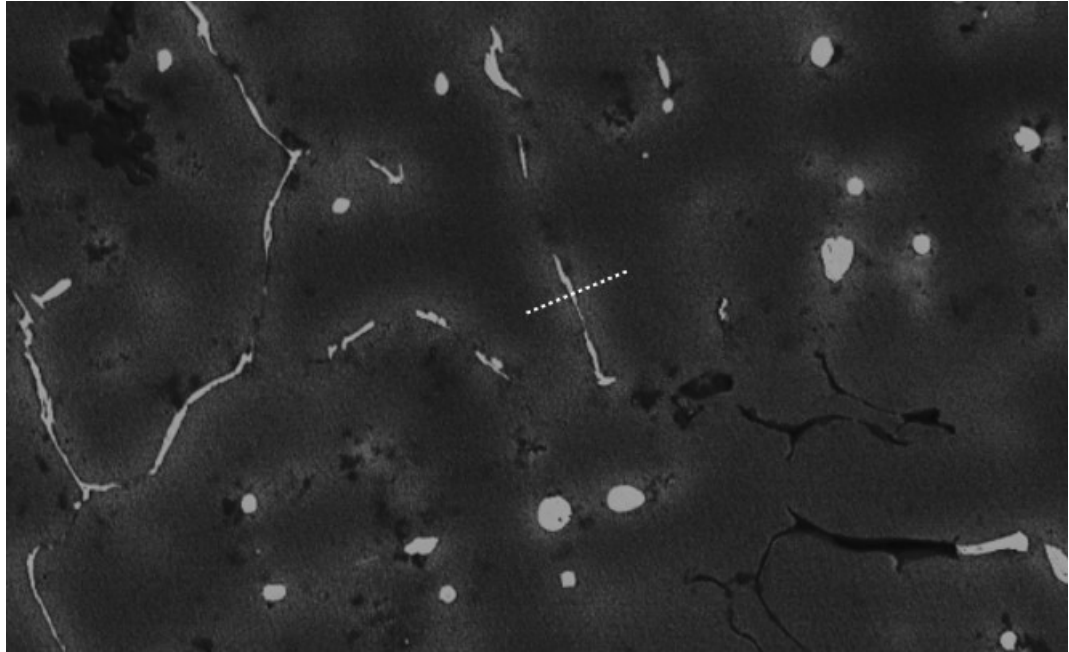


Figura 41. Exemplo da medição de concentração ao longo da linha traçada.

Com o *software* Edax Genesis foi feito um escaneamento em medições pontuais de forma equidistantes com quantidade entre 30 e 60 resultados de concentração de soluto ao longo das linhas. Com base nestes resultados, foram definidos 11 pontos como sendo as concentrações médias de segmentos desta linha, conforme observado na Figura 42. Por fim, foi feito um gráfico com o perfil de concentração do soluto em função da fração sólida ao longo do avanço da solidificação.

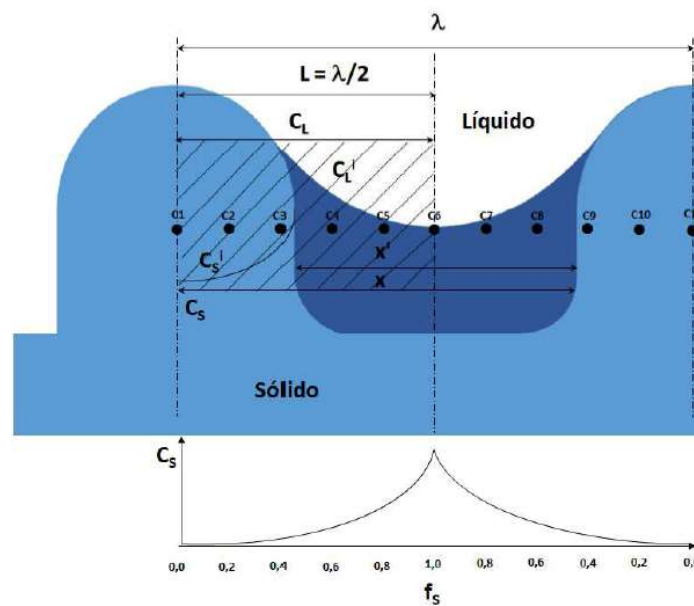


Figura 42. Figura esquemática dos pontos de medição de concentração de soluto. (Chrisóstimo, 2019).



#### 4.8. Microdureza

Para a análise da microdureza, foi utilizado o ensaio de microdureza Vickers com o objetivo de medir a resistência das amostras à indentação, a qual as amostras sofreram uma pequena penetração por meio de uma pirâmide de diamante de base quadrada e ângulo entre faces de  $136^\circ$ . Para a liga em estudo, *Al-4%Cu-2%Ag*, as amostras utilizadas foram seccionadas do lingote solidificado nas mesmas posições em que foram seccionadas anteriormente para a realização da análise microestrutural, ou seja, nas posições de *5 mm*, *10 mm*, *15 mm*, *20 mm*, *35 mm*, *45 mm*, *60 mm* e *85 mm*. Para as medições em liga de *Al-4%Cu*, foram utilizadas as amostras de Chrisóstimo (2019), disponibilizada no laboratório de Solidificação da EEIMVR-UFF.

O equipamento utilizado para ensaio foi o microdurômetro da marca Mitutoyo, modelo HM-210, conforme Figura 43, instalado no Laboratório de Metrologia do Instituto Federal do Rio de Janeiro (IFRJ), campus Volta Redonda. O ensaio foi realizado com cargas de 0,5 kgf e um intervalo de 15s, sendo realizado em 15 posições distintas para cada amostras. Por fim, foi realizado uma correlação entre os parâmetros térmicos com o perfil de microdureza, realizando uma comparação entre os dados obtidos.



Figura 43. Microdurômetro Mitutoyo HM-210, utilizado na medição da microdureza Vickers. (Garção, 2023)

#### 4.9. Análise da condutividade elétrica

Acerca da análise da condutividade elétrica, foram realizadas análises na liga em estudo,  $Al-4\%Cu-2\%Ag$  e na liga binária de  $Al-4\%Cu$ , com intuito de observar a influência do teor de  $Ag$  nas duas ligas. A análise constituiu em amostras transversais as quais foram seccionadas ao longo das ligas fundidas, sendo as mesmas preparadas na forma de placas com aproximadamente  $20\text{ mm}$  de comprimento,  $20\text{ mm}$  de largura e  $10\text{ mm}$  de espessura.

Os valores de condutividade elétrica foram obtidos através do método da sonda de quatro pontas *ac* (*alternating current*, corrente alternada), este método consiste em utilizar quatro sondas, com configuração no formato quadrado, sendo duas sondas utilizadas para medir a corrente elétrica e as outras duas sondas para medir a tensão elétrica, conforme o modelo esquemático apresentado na Figura 44.

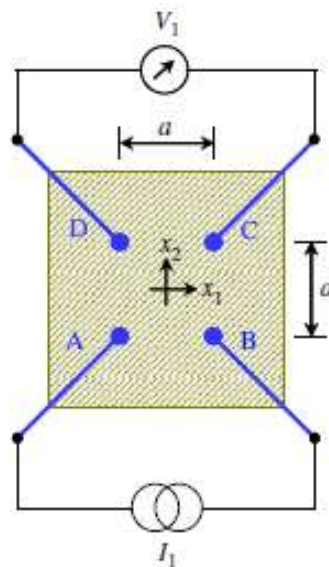


Figura 44. Figura esquemática do método da sonda quatro pontas na configuração quadrada. Sendo a letra “a” a distância entre as pontas. Adaptado de Madhi e Nagy,2011.

As aplicações e medições de corrente e tensão elétrica foram realizadas usando o equipamento modelo *PD Measurement System*, fabricante: *Material Monitoring Systems*, a qual neste constitui dois fios, os quais são conectados às quatro sondas, o fio da cor preta ligado às sondas de corrente e o fio da cor azul ligado às sondas de tensão, conforme Figura 45, apresentado abaixo.

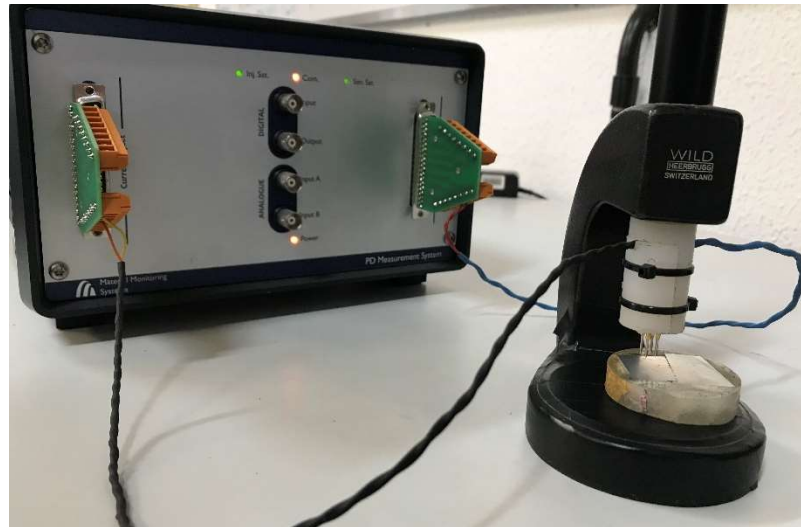


Figura 45. Destaque das sondas de quatro ponto conectadas aos fios de corrente e tensão elétrica.

Este equipamento foi acoplado a um notebook para o controle e aquisição dos dados, constituindo-se em um *software* dedicado, a qual as configurações de medidas e ensaios são inseridas. Uma frequência de 16 Hz foi inserida para realização do ensaio, assim como, a quantidade de medições em cada amostra, para tal, foram realizadas 8 medições em cada amostra, apresentando-se como valor final a média aritmética da condutividade elétrica. O equipamento utilizado é instalado no Laboratório de Ensaios Não Destrutível da PGMEC na UFF-Niterói, e esse pode ser observado conforme Figura 46.



Figura 46. Equipamento de medição da resistividade elétrica *PD Measurement System* instalado no Laboratório de Ensaios Não Destrutível da PGMEC na UFF-Niterói.

Por fim, foi possível obter os valores de resistividade e, conseqüentemente, a condutividade elétrica de todas as amostras das duas ligas, realizando-se a correlação dos valores de condutividade elétrica.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este capítulo apresenta os resultados e as discussões dos experimentos realizados no processo de solidificação unidirecional vertical ascendente da liga ternária  $Al-4\%Cu-2\%Ag$  e como mencionado, é apresentado comparações dos resultados obtidos da liga em estudo com a liga binária de  $Al-4\%Cu$ .

### 5.1. Diagrama de Fase

Para a liga em estudo foi elaborado o pseudo-diagrama da liga Al-Cu-Ag, no qual o teor de Ag está fixado em 2%, conforme observado na Figura 47. Nota-se que, considerando um resfriamento lento, com uma composição nominal ( $C_0$ ) igual a 4%Cu a partir do estado líquido é indicado uma temperatura *liquidus* de 921.05K (647.9°C), ainda assim, pode ser observado a temperatura *solidus* de 823.15K (550°C).

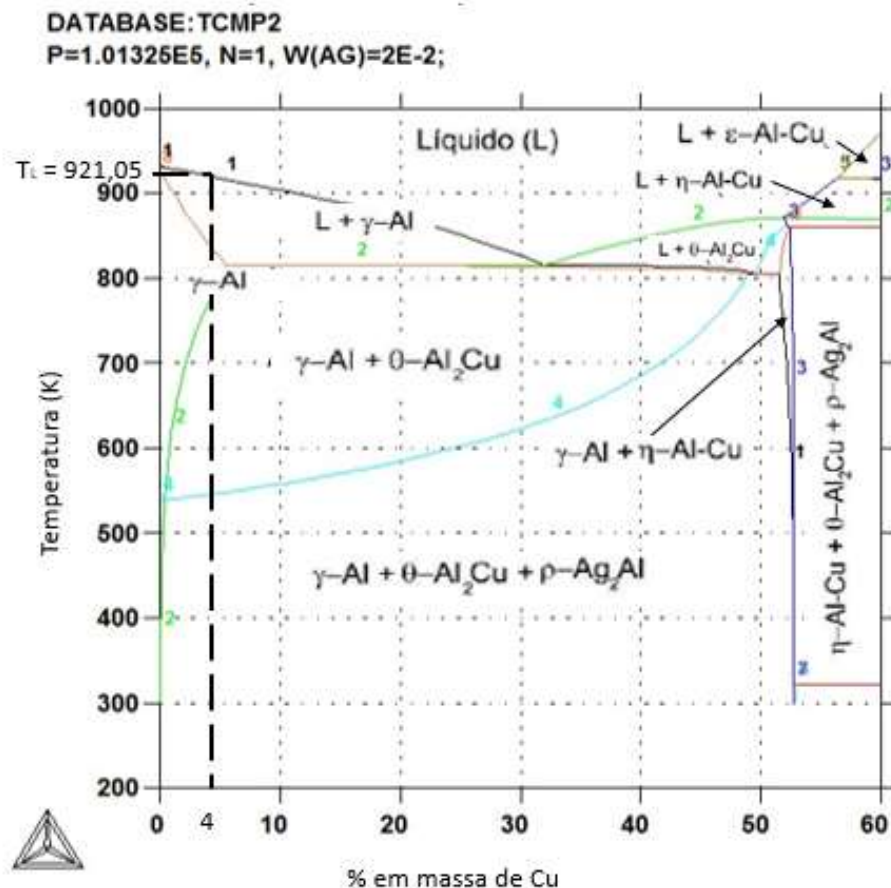


Figura 47. Diagrama de fases pseudo-binário parcial da liga Al-Cu-Ag, com 2% de Ag fixado (THERMOCALC, 2022)

Na Figura 48, é apresentado o diagrama de fase parcial da liga binária Al-Cu com o percentual de 4%Cu, extraída do trabalho de Chrisóstimo (2019). Nota-se que, considerando

um resfriamento lento, com uma composição nominal ( $C_0$ ) igual a 4%Cu a partir do estado líquido é indicado uma temperatura *liquidus* de 650°C (923.15K), ainda assim, pode ser observado uma temperatura *solidus* similar a encontrada na liga ternária, 550°C (823.15K).

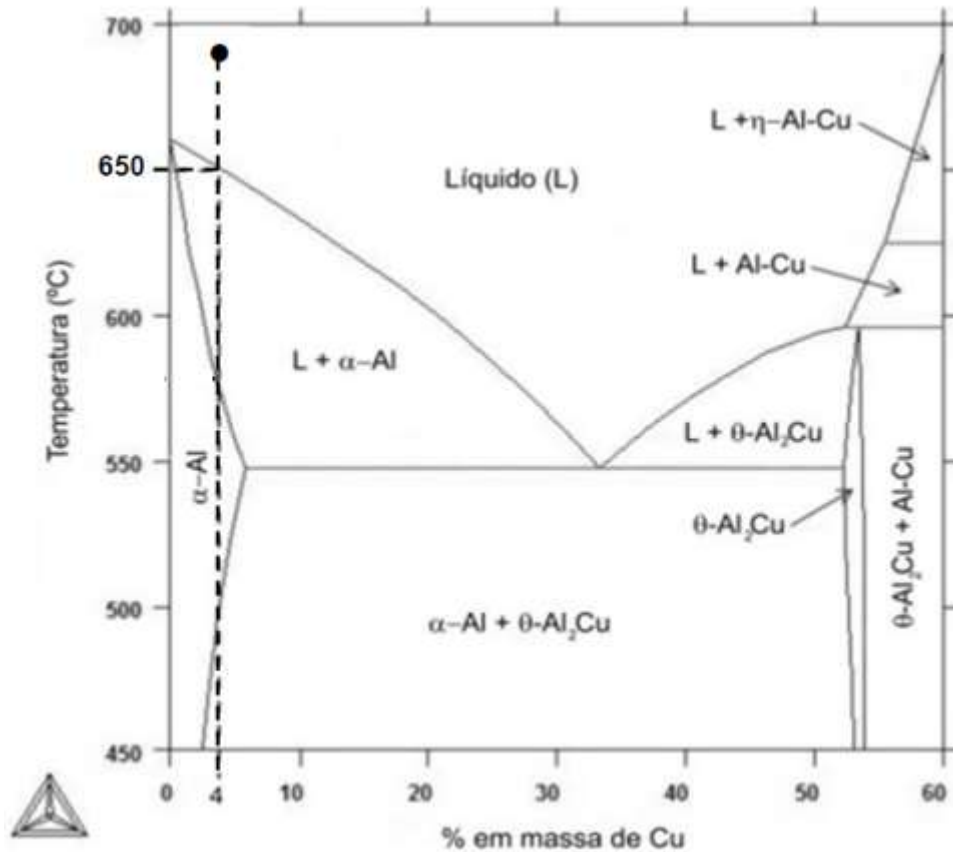


Figura 48. Diagrama de fase parcial Al-Cu destacando a composição de 4% de Cu. Software THERMOCALC. (Chrisóstimo, 2019).

Comparando os dados obtidos através do pseudo-diagrama em ambas as ligas, percebemos que a adição de 2%Ag alterou a TL da liga binária de 650°C para 647,9°C, possuindo uma diferença de 2,1°C. Acerca da TS, ambas as ligas possuíram a mesma temperatura, de acordo com a segregação do soluto no meio líquido. De maneira geral, com a adição da prata na liga de Al-Cu, percebemos que não houve grandes alterações do intervalo de solidificação da liga binária, possuindo, essa, um  $\Delta T$  de 100°C, enquanto a liga ternária obteve um  $\Delta T$  de 97,9°C.

## 5.2. Curva de Resfriamento Lento

Com o objetivo de validar os resultados obtidos por meio do pseudo-diagrama, é essencial realizar uma análise dos níveis de temperatura do material solidificado durante o experimento. Ainda assim, o procedimento de solidificação de resfriamento lento foi realizado de forma a confirmar a composição da liga, através da comparação entre TL e TS, a partir do diagrama de fase. Nesse sentido, foi conduzida uma análise da curva de resfriamento lento para determinar as temperaturas de solidificação (TS) e *liquidus* (TL). Essa análise pode ser observada na Figura 49, que representa a curva experimental para a liga estudada, Al-4%Cu-2%Ag, com uma taxa média de resfriamento de 0,6°C/s.

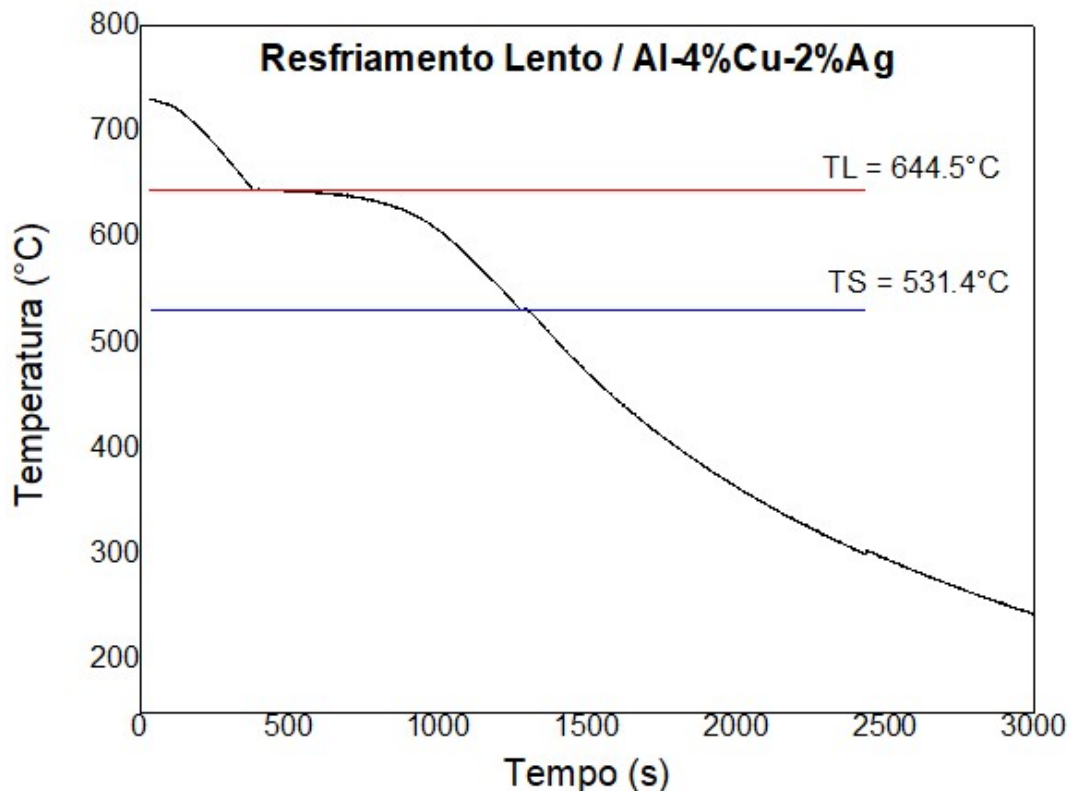


Figura 49. Curva de resfriamento lento da liga Al-4%Cu-2%Ag

A curva de resfriamento lento da liga estudada revelou a presença de dois patamares característicos durante a transformação de fase líquido-sólido. Esses patamares indicam a liberação de calor latente durante o processo de solidificação, evidenciado por uma mudança significativa no comportamento da curva de resfriamento nas temperaturas 644.5°C e 531.4°C, as quais são a TL e TS da liga, respectivamente. Ademais, foi possível observar o início do resfriamento lento a partir da temperatura de vazamento ( $T_v = 730^\circ\text{C}$ ).

Conforme já mencionado, as temperaturas *liquidus* e *solidus* determinadas pelo software *Thermo-Calc* foram de 647.9°C e 566.3°C, ou seja, acerca da temperatura *liquidus*

medida teoricamente foi 3,4°C acima da TL experimental, atestando desta forma a total eficácia do experimento realizado. A diferença entre a temperatura *solidus* medida pelo software e o experimento foi de 34,9°C.

Nota-se que observando a curva de resfriamento lento da liga em estudo há um pequeno degrau na temperatura de 300°C e próximo ao tempo de 2400s, isso se faz devido a uma mudança de fase nessa liga, conforme observado no diagrama de fase no tópico anterior, percebemos uma mudança da fase  $\gamma\text{-Al} + \theta\text{-Al}_2\text{Cu}$  para  $\gamma\text{-Al} + \theta\text{-Al}_2\text{Cu} + \rho\text{-Ag}_2\text{Al}$ , esse degrau na curva de resfriamento lento transmite a alteração da fase.

Comparando os dados obtidos da liga estudada, *Al-4%Cu-2%Ag*, com a liga de Chrisóstimo (2019), *Al-4%Cu*, percebemos que a adição de 2%Ag não alterou de forma significativa os patamares da TL e TS da liga binária, tendo uma diferença de 2,5°C na TL entre a liga binária e a liga estudada e apenas uma diferença de 0,6°C na TS, conforme podemos observar na Figura 50 abaixo extraída do trabalho de Chrisóstimo (2019).

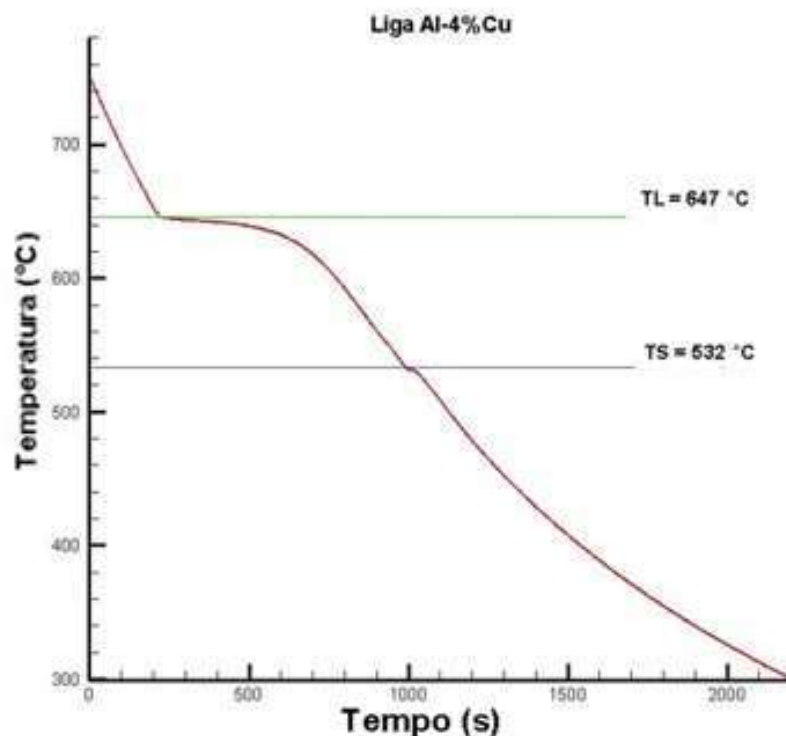


Figura 50. Curva de resfriamento lento da liga Al-4%Cu. (Chrisóstimo, 2019).

### 5.3. Mapeamento do perfil térmico ao longo do lingote



Para a liga estudada foi realizado o monitoramento experimental das curvas de resfriamento ao longo do material, a fim de observar a evolução do resfriamento do lingote. As curvas foram obtidas através do registro da variação da temperatura em função do tempo, isso foi possível devido ao posicionamento dos termopares em oito localidades específicas, conforme relatado na seção materiais e métodos.

Na Figura 51, é apresentado o mapeamento dos perfis térmico da liga em estudo, *Al-4%Cu-2%Ag*.

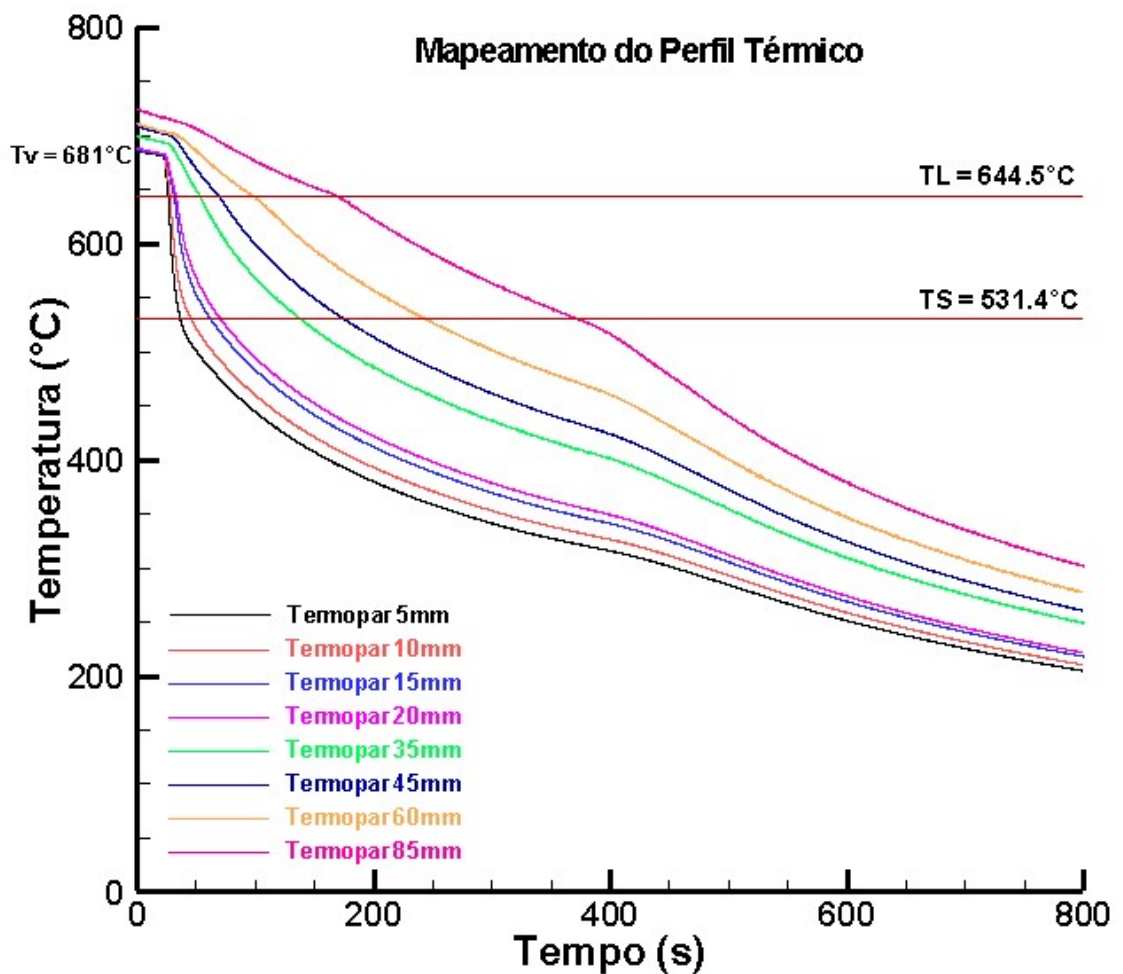


Figura 51. Perfil térmico da liga *Al-4%Cu-2%Ag*.

Observando o mapeamento realizado, pode-se destacar a temperatura de vazamento igual a  $681^\circ\text{C}$ , para o primeiro termopar, a qual corresponde a 5% acima da temperatura *liquidus*.

Podemos destacar as inclinações das curvas de resfriamento apresentadas na Figura 51, que são justificadas pela queda da temperatura após o acionamento do sistema de refrigeração, vale salientar as curvas dos termopares de 5 mm a 20 mm, as quais são os que

possuem maior inclinação da temperatura por tempo, já que esses são localizados mais próximo da base refrigerada do molde.

Por fim, podemos observar a TL da liga, a qual atingido essa temperatura iniciará a liberação de calor latente. E a TS, representando a temperatura *solidus*, sendo o fim da solidificação do material.

## 5.4. Parâmetros Térmicos

### 5.4.1. Tempo de Passagem da Isotherma *liquidus*

Após a obtenção das curvas de monitoramento dos perfis térmico, foi possível determinar de forma experimental os parâmetros térmicos. Começando pelo tempo de passagem da isoterma *liquidus*, foram identificados os tempos (t) em que cada um dos oitos termopares, ou seja, as oitos posições ao longo do lingote (P), atingiu a temperatura *liquidus* (TL). Na Figura 52 abaixo, podemos observar os dados obtidos.

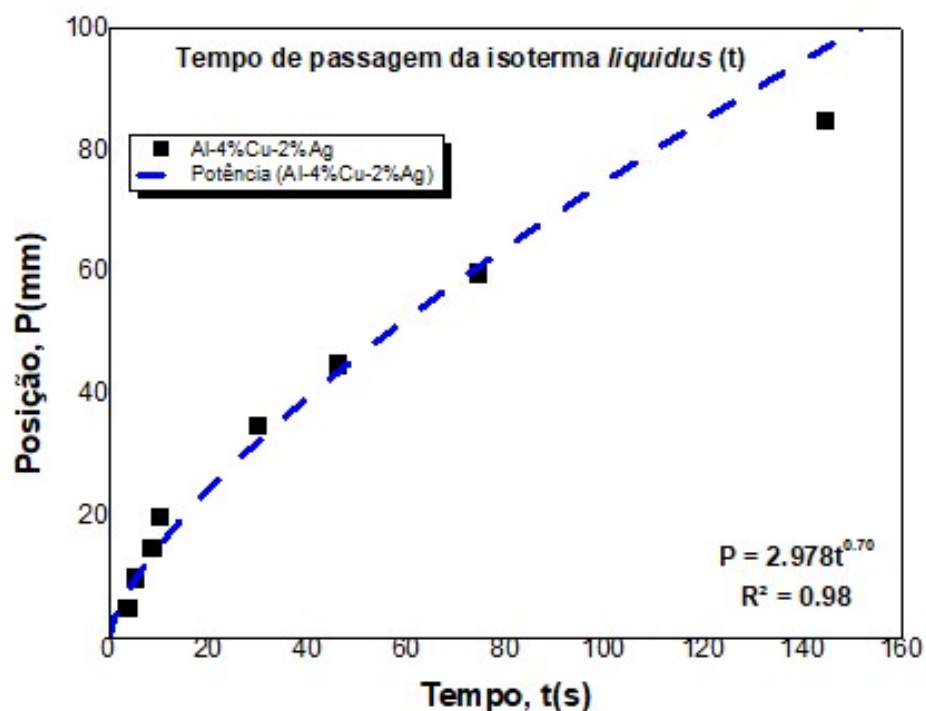


Figura 52. Posição da isoterma *liquidus* em função do tempo.

Podemos observar no gráfico de posição versus tempo que as posições mais próximas a base do molde possuem um menor tempo para atingir a TL comparado as posições finais, isso porque nessas primeiras posições há uma maior troca de calor com a base do molde metálico pelo resfriamento forçado, fazendo com que a temperatura diminua rapidamente.

Vale ainda destacar que a correlação obtida foi bem significativa, já que a função de potência obtida se ajusta aos dados de posição em relação ao tempo, permitindo obter uma equação  $P = f(x)$ , conforme apresentado no gráfico acima.

Realizando uma comparação com os dados obtidos por Chrisóstimo (2019) em liga de Al-4%Cu, sendo essa condicionada a 5% acima da TL, com a liga Al-4%Cu-2%Ag, notamos que com a adição da prata, o tempo de passagem da isoterma *liquidus* foi menor, ou seja, a liga estudada atingiu a TL mais rápido que a liga binária, isso pode ser observado a partir da posição de 20 mm do lingote, conforme apresentado na Figura 53.

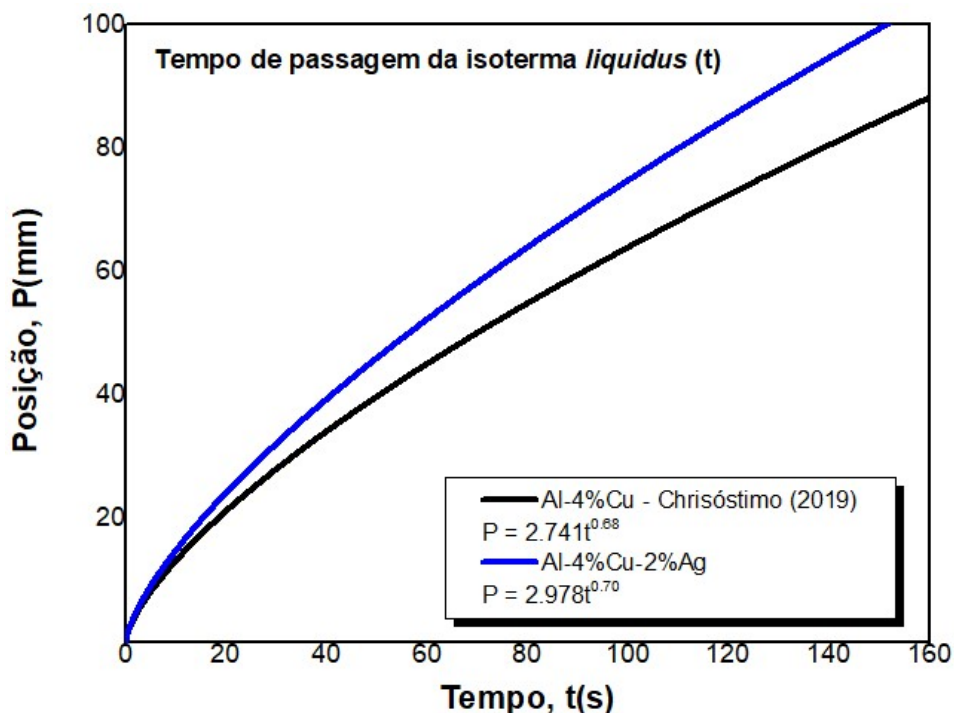


Figura 53. Comparação do tempo de passagem da isoterma *liquidus* entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019).

#### 5.4.2. Velocidade da Isoterma *liquidus*

Através da equação  $P = f(x)$ , representada no gráfico da Figura 52, foi possível determinar a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* em função do tempo por meio do cálculo da sua derivada. Ao conhecermos a equação da posição em função do tempo, assim como, a velocidade em função do tempo, torna-se viável obter a velocidade em função da posição do lingote por meio de transformações algébricas, obtendo a equação evidenciada na Tabela 06.

Tabela 06. Equações da Posição, velocidade em função do tempo e em função da posição para a liga Al-4%Cu-2%Ag.

Posição em função do tempo	$P=f(t)$	$P = 2,978t^{0,70}$
Velocidade em função do tempo	$V_L=f(t)$	$V_L = 2,085t^{-0,30}$
Velocidade em função da posição	$V_L=f(P)$	$V_L = 3,143P^{-0,41}$

A partir da equação da velocidade em função do tempo, obtemos o perfil da velocidade da isoterma para cada segundo, conforme apresentada na Figura 54 abaixo.

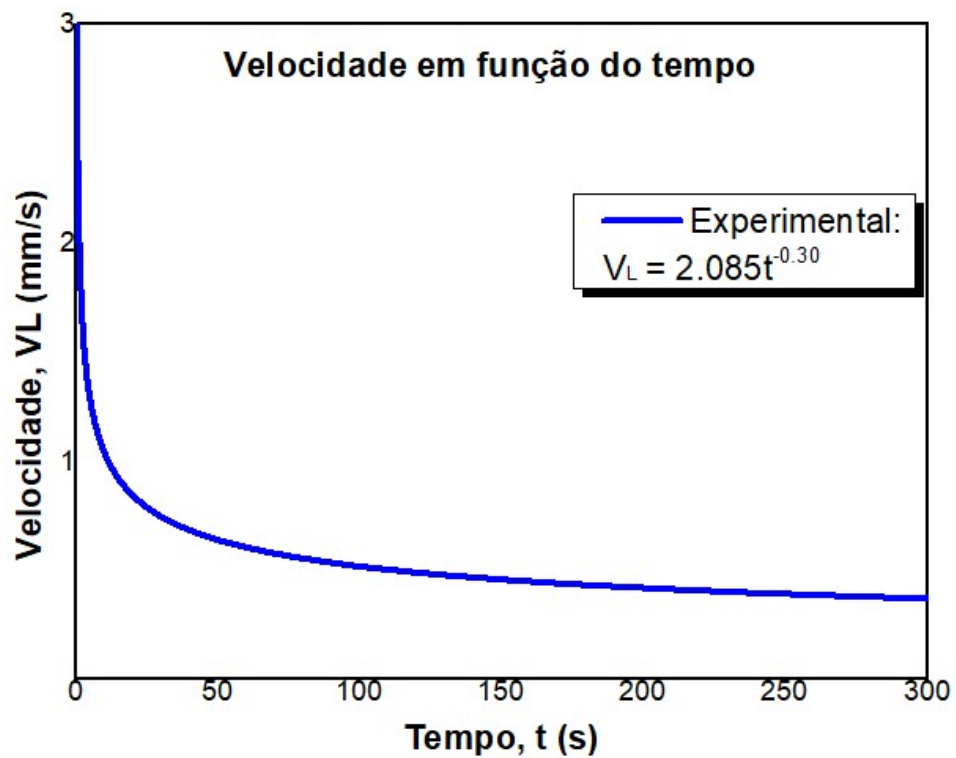


Figura 54. Velocidade da isoterma *liquidus* em função do tempo.

Conforme mencionado, utilizando a equação do tempo de passagem da isoterma *liquidus*, juntamente com a equação da velocidade da isoterma *liquidus* em função do tempo, apresentado na Tabela 06, é possível obter, através de procedimento algébrico, a velocidade da isoterma *liquidus* em função da posição de cada termopar do lingote. Na Figura 55 podemos observar a velocidade em função da posição do lingote.

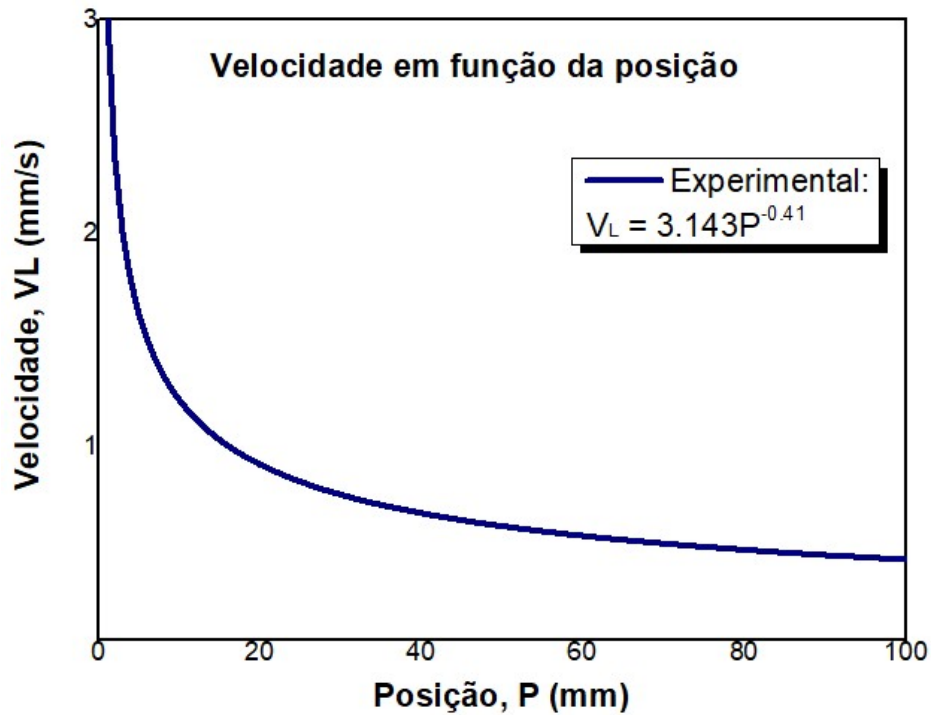


Figura 55. Velocidade da isoterma *liquidus* em função da posição do lingote.

Podemos observar que a velocidade da isoterma *liquidus* é maior no início da base refrigeradora do lingote e quanto mais distante dessa, menor a velocidade, isso se deve, pois à medida que a interface *liquidus/solidus* avança ocorrerá uma diminuição da velocidade ao longo da posição, já que quanto maior o volume de metal, maior será a resistência térmica, ou seja, o aumento da região sólida exerce influência na cinética de solidificação.

Na Figura 56 é apresentado um comparativo da velocidade da isoterma *liquidus* em função da posição da liga em estudo, Al-4%Cu-2%Ag, com os dados obtidos por Chrisóstimo (2019) em uma liga de Al-4%Cu. Vale destacar que a comparação foi realizada com ambas as ligas na condição de superaquecimento de 5% acima da TL.

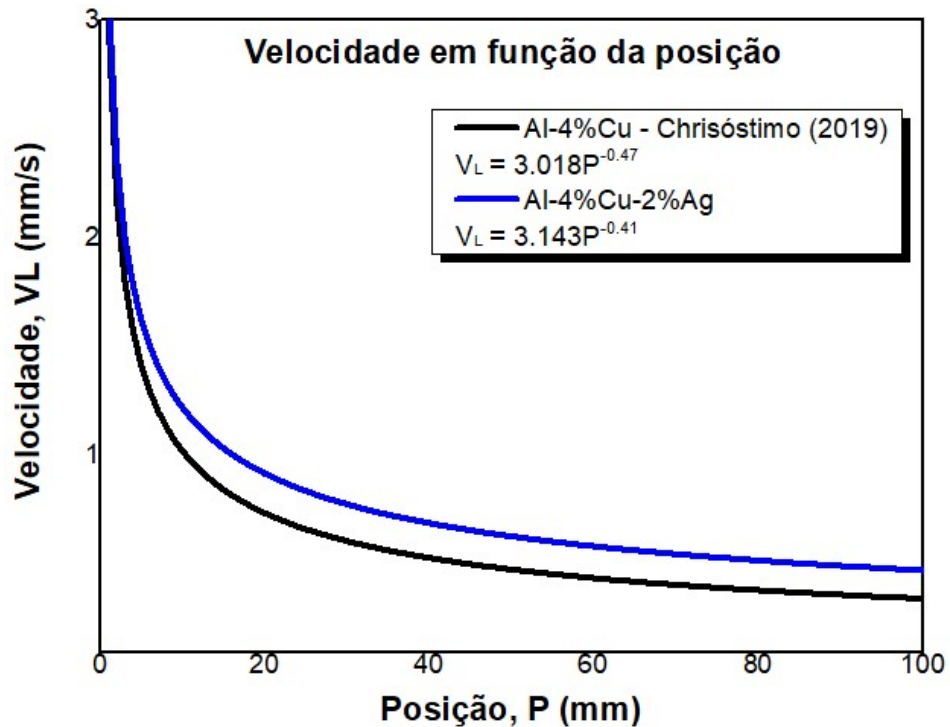


Figura 56. Comparação da velocidade da isoterma *liquidus* entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu, em função da posição do lingote. Dados adaptados Chrisóstimo (2019).

Comparando as duas ligas, nota-se um perfil característico para ambas, principalmente nas posições mais próximas à base refrigeradora e, conforme, o afastamento da base, pode-se observar uma redução da velocidade ao longo do lingote. Ainda assim, é notável que a adição da prata resultou em um aumento da velocidade da isoterma *liquidus* ao longo do lingote, sugerindo que a inclusão da Ag proporcionou uma melhoria no contato entre o metal líquido e molde, que por sua vez, favoreceu uma maior extração de calor. Vale mencionar que a prata e o cobre possuem uma alta condutividade térmica, em torno de 420 e 390 W/m°C, respectivamente. Já o alumínio, por sua vez, possui uma condutividade térmica de 230 W/m°C, de acordo com Abyzov *et al* (2011). Sendo assim, uma alta condutividade térmica permite uma melhor dissipação do calor durante o processo de solidificação, podendo o calor ser extraído mais rapidamente da região solidificada. Esses maiores valores de velocidades de solidificação, poderá acarretar alterações na microestrutura e, conseqüentemente, nas propriedades mecânicas da liga.

#### 5.4.3. Tempo Local de Solidificação

Na Figura 57 é apresentado o tempo de solidificação local, obtido experimentalmente, da liga em estudo.

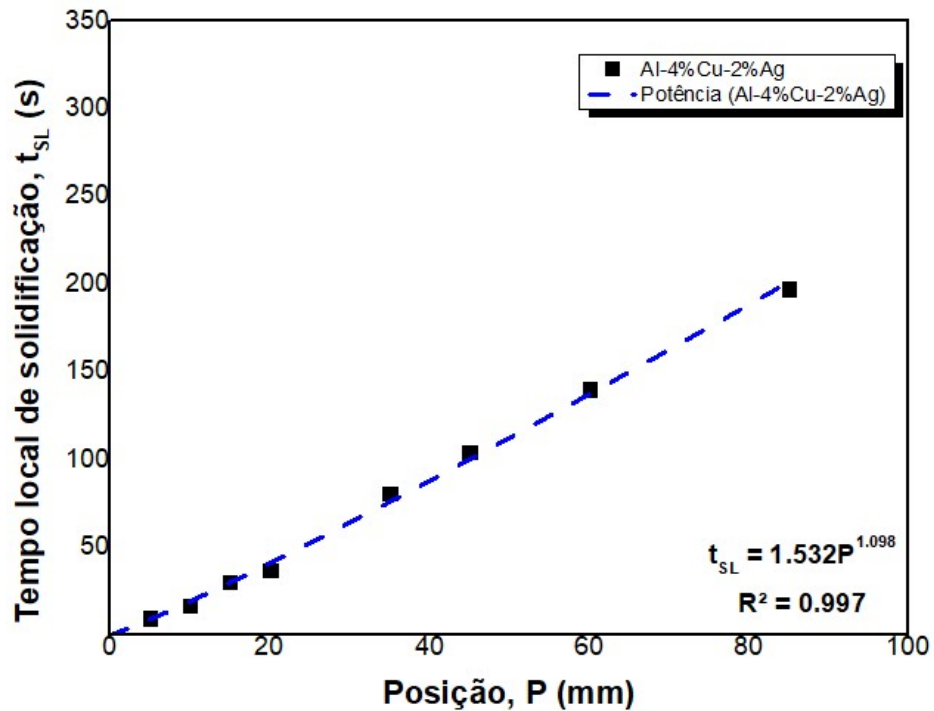


Figura 57. Tempo local de solidificação em função da posição da liga Al-4%Cu-2%Ag.

Observa-se que com o aumento da posição, o tempo de solidificação local aumenta também, isso se deve pela diminuição da velocidade de solidificação para essas posições mais distantes da base, já que para essas posições mais distantes a taxa de extração de calor é menor devido ao aumento do volume de metal solidificado.

Na Figura 58, pode ser observado a comparação do tempo de solidificação local da liga binária e da liga em estudo. Nessa, observa-se que com a adição de 2%Ag houve uma redução do tempo local de solidificação ao longo do lingote, podendo ser explicada pela contribuição de maiores valores de velocidades da isoterma *liquidus* encontradas na liga ternária, averiguando que a adição desse elemento na liga binária apresentou uma redução do tempo de solidificação da liga, ocasionando um processo de solidificação mais rápido.

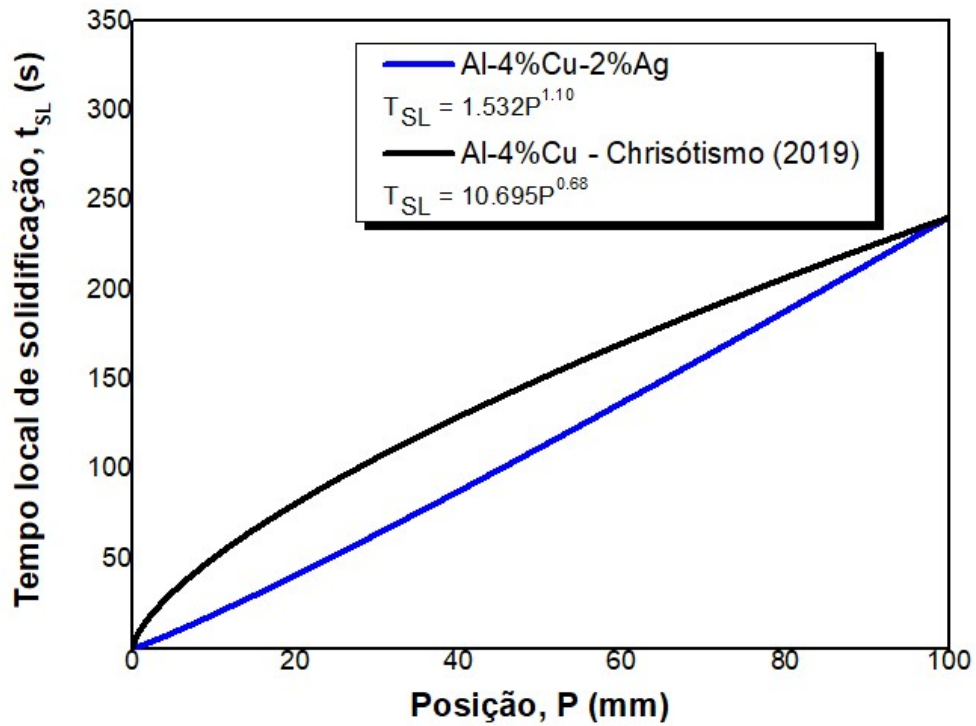


Figura 58. Comparação do tempo local de solidificação entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019).

#### 5.4.4. Taxa de resfriamento

As taxas de resfriamento para cada posição foram obtidas a partir da leitura direta das temperaturas imediatamente antes e depois da temperatura *liquidus*, e dos tempos correspondentes a essas temperaturas, conforme o método descrito no Capítulo 3. Na Figura 59 ilustra as taxas de resfriamento da isoterma *liquidus* em função de cada posição.



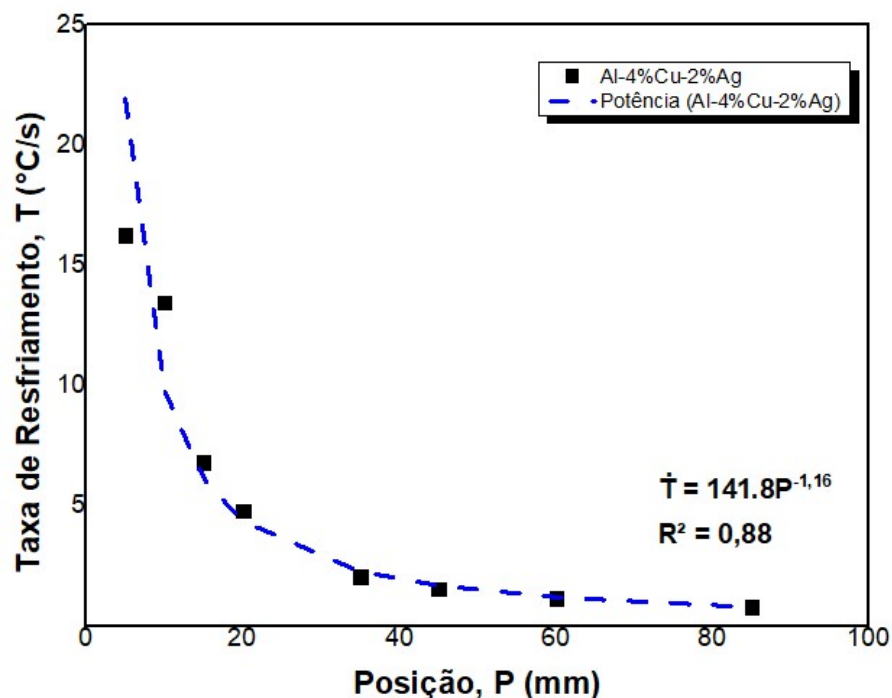


Figura 59. Taxa de resfriamento em função da posição do lingote.

É possível observar que nas posições mais próximas a base refrigeradora do molde a taxa de resfriamento é muito superior aos valores obtidos no final do lingote, logo conforme o afastamento da interface metal/molde percebemos que a  $\dot{T}$  diminui devido a menor extração de calor da liga, relação essa que se assemelha com o comportamento da velocidade da isoterma *liquidus*.

Na Figura 60, pode-se observar a comparação da taxa de resfriamento da liga binária de Al-4%Cu, utilizando dados obtidos no estudo de Chrisóstimo (2019). É perceptível que a adição de 2% de Ag resultou em um aumento significativo na taxa de resfriamento da liga, principalmente nas regiões próximas à base refrigerada. Isso ocorre devido ao fato de que a prata reduziu o tempo de passagem da isoterma *liquidus*, permitindo uma maior velocidade de solidificação. Como explicado, a adição desse elemento, o qual possui alta condutividade térmica, juntamente com o cobre, possibilitou um início mais rápido do processo de solidificação, através da melhora de extração de calor entre o metal líquido e o molde. Isso, por sua vez, facilitou o avanço da solidificação do alumínio, no qual possibilitou menores tempos da temperatura *solidus*.

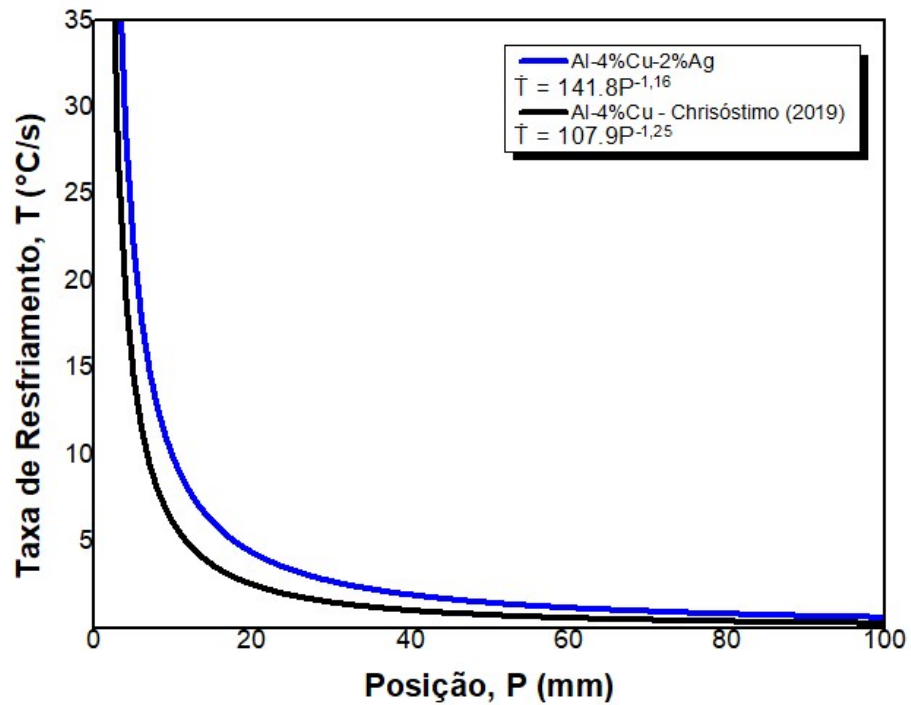


Figura 60. Comparação da taxa de resfriamento em função da posição do lingote entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga binária de Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019).

#### 5.4.5. Gradiente Térmico

Os gradientes térmicos foram determinados através da divisão dos dados obtidos das taxas de resfriamento sobre os valores da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* em função da posição, conforme o método mencionado no Capítulo 3. Na Figura 61, podemos observar essa variável térmica.

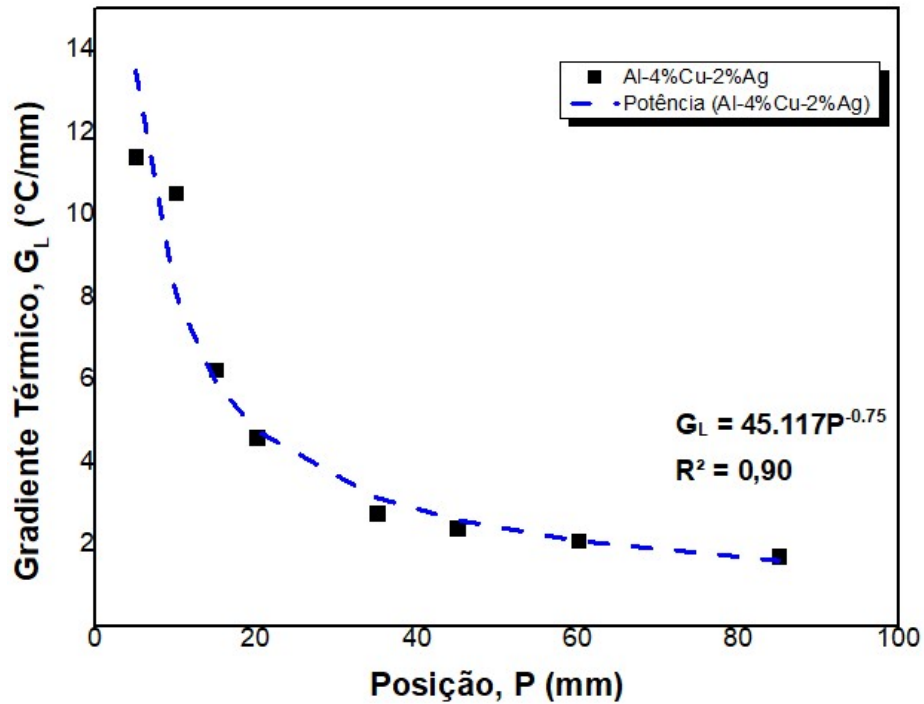


Figura 61. Gradiente térmico da isoterma *liquidus* em função da posição dos termopares.

Nota-se que o gradiente térmico foi maior nas regiões próximas a base refrigeradora, onde o sistema de refrigeração à água está presente. À medida que nos afastamos da base refrigeradora, ocorre um aumento no volume de metal solidificado ao longo do processo de solidificação da liga, resultando em uma diminuição da relação entre a taxa de resfriamento e a velocidade da isoterma *liquidus*, ou seja, à medida que o processo avança, o efeito da taxa de resfriamento e da velocidade da isoterma *liquidus* se torna menos significativo.

Na Figura 62, pode-se observar uma comparação do gradiente térmico entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu. Verifica-se que a adição de prata resultou em um aumento do gradiente térmico de solidificação em comparação com a liga binária. Isso ocorre porque a liga com prata apresenta valores mais elevados de taxa de resfriamento e velocidade da isoterma *liquidus*. Como explicado anteriormente, a adição do soluto de prata possibilitou um início mais rápido do processo de solidificação devido à sua alta condutividade térmica, o que favoreceu o perfil de solidificação da liga. É importante ressaltar que em ambas as ligas o comportamento gráfico se manteve. Ou seja, em ambas as ligas, o gradiente térmico é maior na base do molde e diminui à medida que se afasta dela, devido a uma menor taxa de extração de calor.

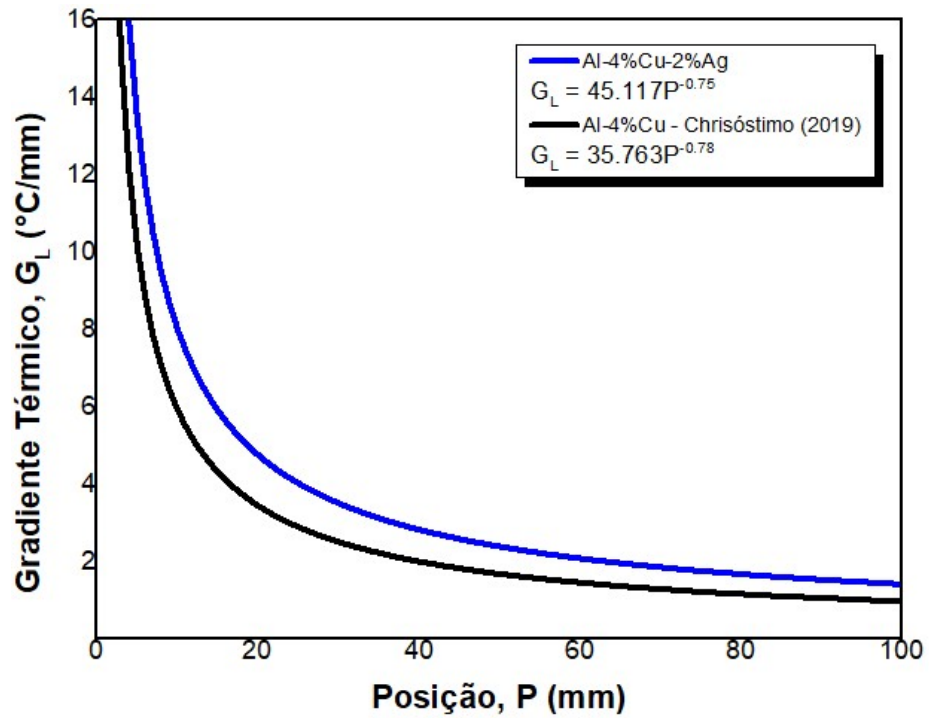


Figura 62. Comparação do gradiente térmico em função da posição do lingote entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga binária de Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019).

## 5.5. Caracterização das Estruturas de Solidificação

### 5.5.1. Caracterização da Macroestrutura

A macroestrutura da liga Al-4%Cu-2%Ag, obtida conforme o procedimento experimental mencionado no tópico 4.5.1, é apresentado na Figura 63.

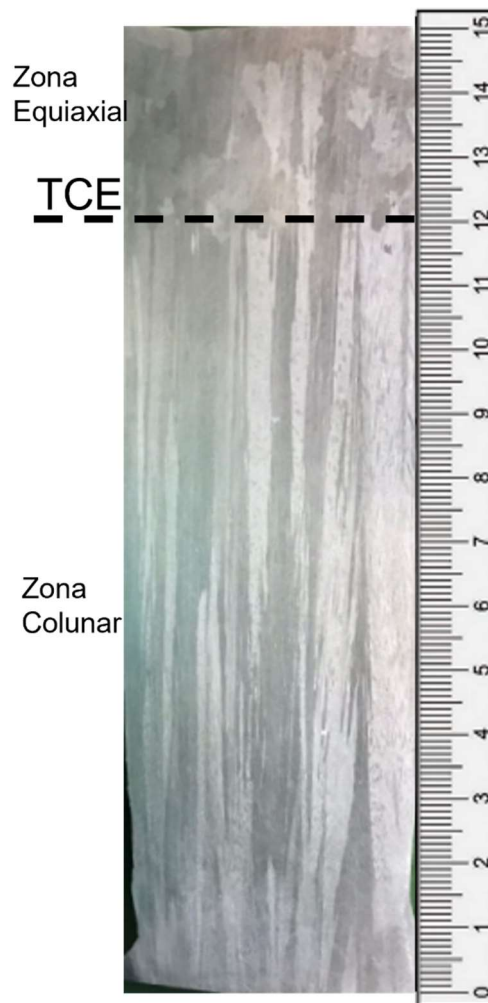


Figura 63. Macroestrutura da liga em estudo, Al-4%Cu-2%Ag.

Nota-se a predominância dos grãos colunares com uma direcionalidade no sentido vertical ascendente, certificando a eficácia da extração de calor no processo de solidificação unidirecional, sendo similar a morfologia obtida em outros trabalhos (Meza, 2012; Rodrigues, 2009; Ferreira *et al*, 2017).

Acerca da estrutura colunar, essa pode ser favorecida pelo aumento da temperatura de vazamento, com o pré-aquecimento do molde metálico e devido ao experimento de solidificação unidirecional, além disso, os teores baixos de soluto podem contribuir para a formação dessa estrutura (Garcia, 2011; Chrisóstimo, 2019; Souza, 2019).

Observa-se, ainda, que a partir da zona colunar, há um crescimento de grãos com direções cristalográficas aleatórias, isso é, há a presença de grãos equiaxiais na parte superior do lingote. Ainda podemos identificar, de forma nítida, a transição colunar – equiaxial (TCE), a uma distância de 120 mm da base do lingote, nessa TCE temos um bloqueio da zona colunar, iniciando um crescimento competitivo entre a zona colunar e equiaxial.

Realizando uma comparação com a macroestrutura obtida por Chrisóstimo (2019) em liga de Al-4%Cu com a liga em estudo, Al-4%Cu-2%Ag, conforme observado na Figura 64, notamos que ambas possuem grãos colunares de forma predominante, entretanto a liga em estudo possui uma zona equiaxial maior e uma TCE nítida, de acordo com um série de trabalho na literatura Goulart, (2010); Siqueira *et al.* (2003); Ares e Schvezov, (2000); Suri, El-Kaddah e Berry, (1991); isso pode acontecer devido a diversos fatores como: teor de soluto na liga, capacidade de extração de calor na interface metal/molde, taxas de resfriamento mais elevadas.

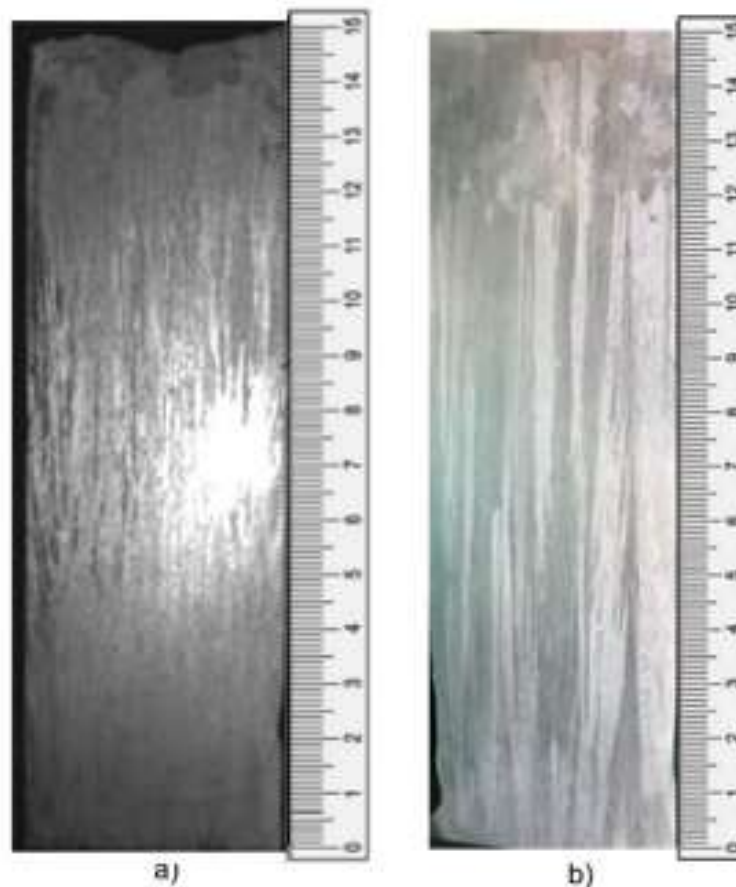


Figura 64. Comparação das macroestruturas das ligas: a) Al-4%Cu - adaptado Chrisóstimo (2019), b) Al-4%Cu-2%Ag.

### 5.5.2. Caracterização da Microestrutura

As microestruturas das secções transversais obtidas pela análise da microscopia ótica da liga em estudo, Al-4%Cu-2%Ag, assim como as microestruturas obtida por Chrisóstimo (2019) em liga de Al-4%Cu, são apresentadas nas imagens 65, 66, 67, 68, 69, 70, 71 e 72. Ainda assim, podem ser observadas os espaçamentos dendríticos primários e terciários, assim

como a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*, taxa de resfriamento e, por fim, o gradiente térmico.

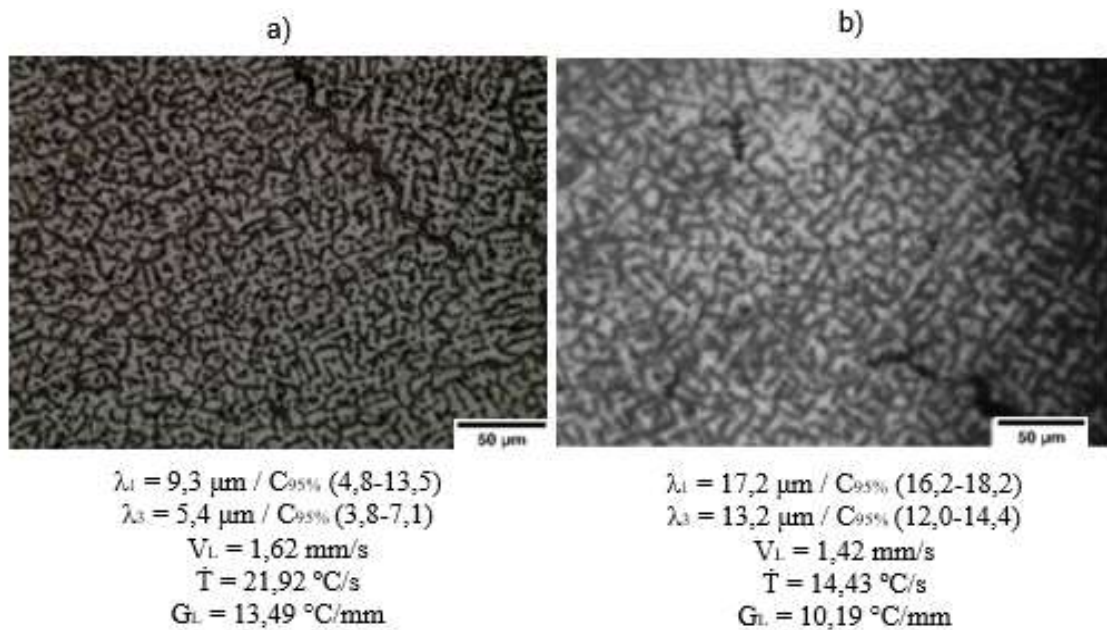


Figura 65. Comparação das microestruturas na posição de 5mm das ligas: a) Al-4%Cu-2%Ag, b) Al-4%Cu - adaptado Chrisóstimo (2019).

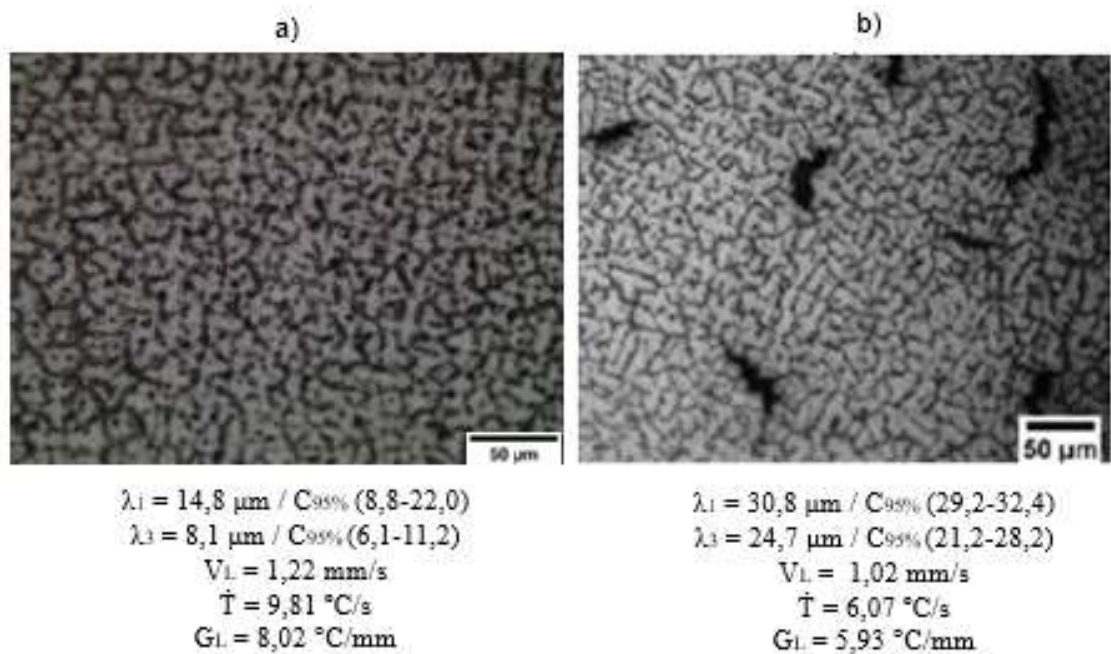


Figura 66. Comparação das microestruturas na posição de 10mm das ligas: a) Al-4%Cu-2%Ag, b) Al-4%Cu - adaptado Chrisóstimo (2019).



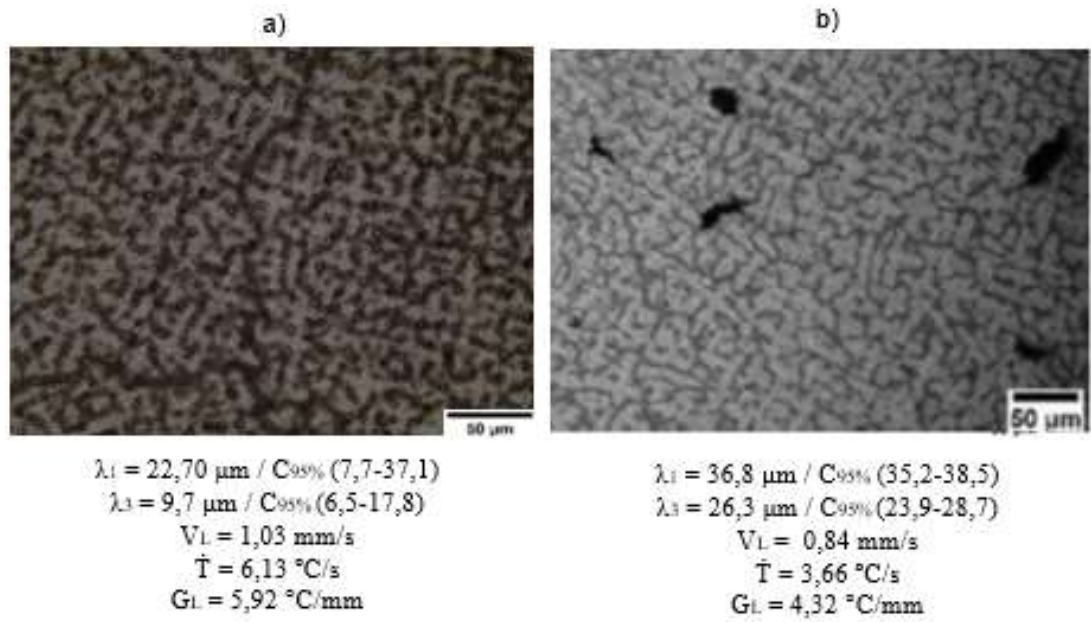


Figura 67. Comparação das microestruturas na posição de 15mm das ligas: a) Al-4%Cu-2%Ag, b) Al-4%Cu - adaptado Chrisóstimo (2019).

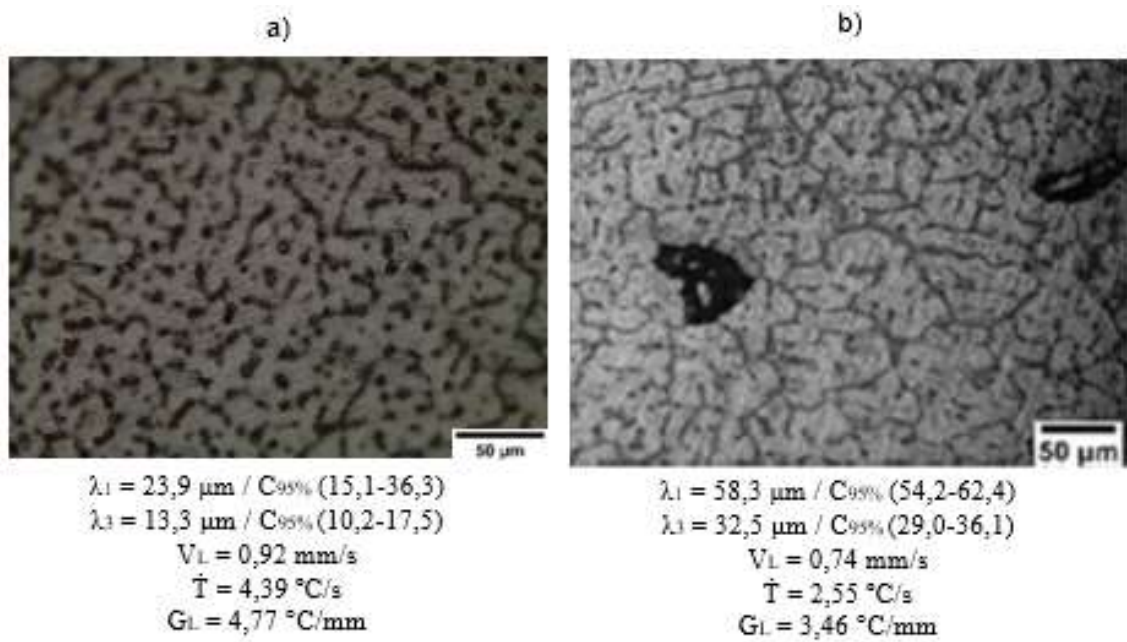


Figura 68. Comparação das microestruturas na posição de 20mm das ligas: a) Al-4%Cu-2%Ag, b) Al-4%Cu - adaptado Chrisóstimo (2019).



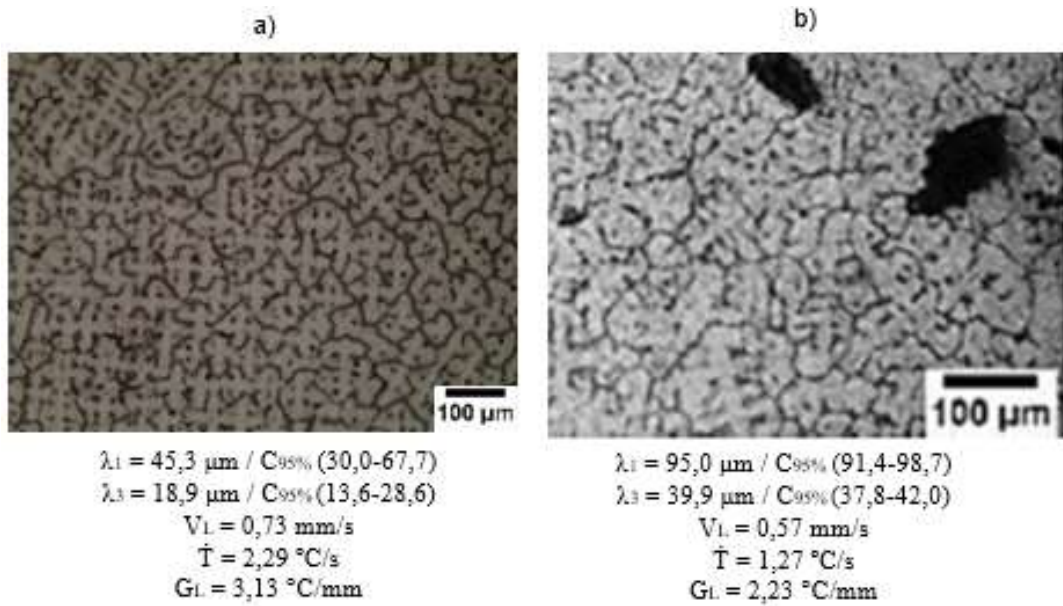


Figura 69. Comparação das microestruturas na posição de 35mm das ligas: a) Al-4%Cu-2%Ag, b) Al-4%Cu - adaptado Chrisóstimo (2019).

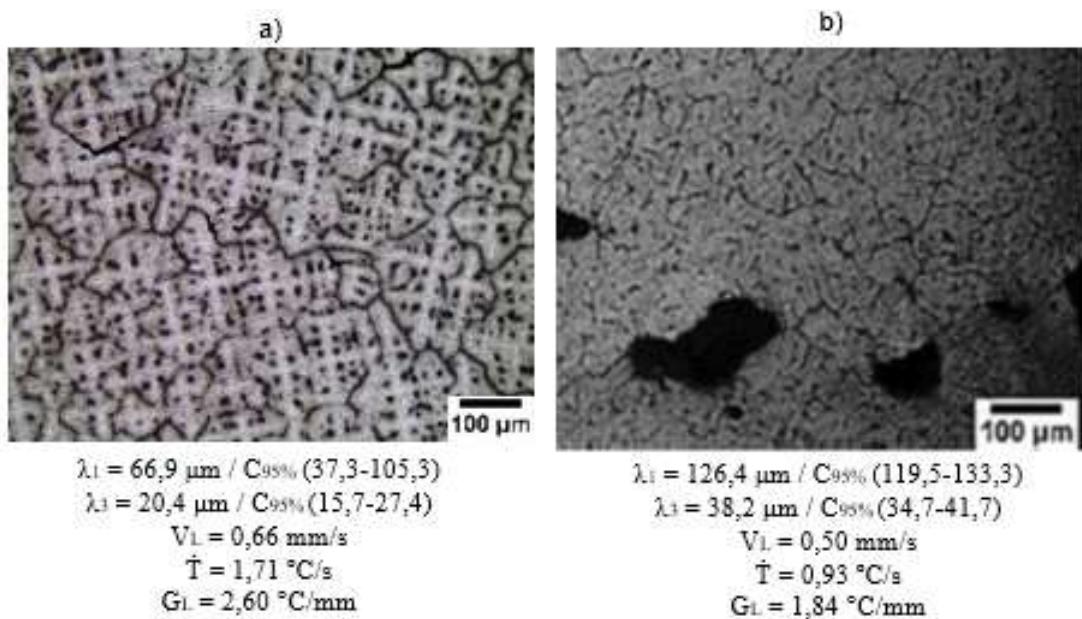


Figura 70. Comparação das microestruturas na posição de 45mm das ligas: a) Al-4%Cu-2%Ag, b) Al-4%Cu - adaptado Chrisóstimo (2019).

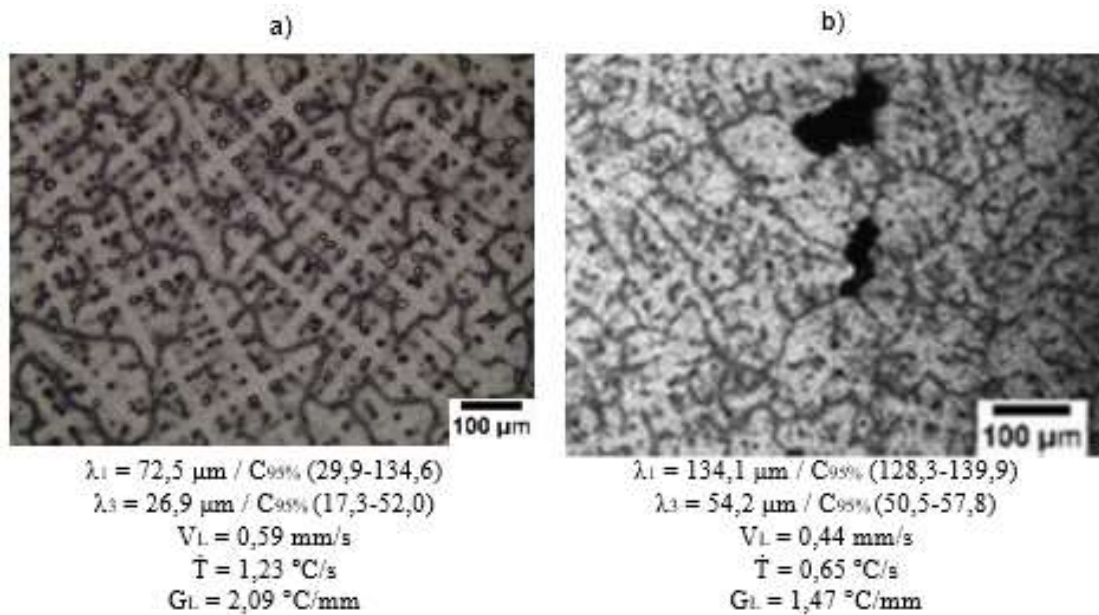


Figura 71. Comparação das microestruturas na posição de 60mm das ligas: a) Al-4%Cu-2%Ag, b) Al-4%Cu - adaptado Chrisóstimo (2019).

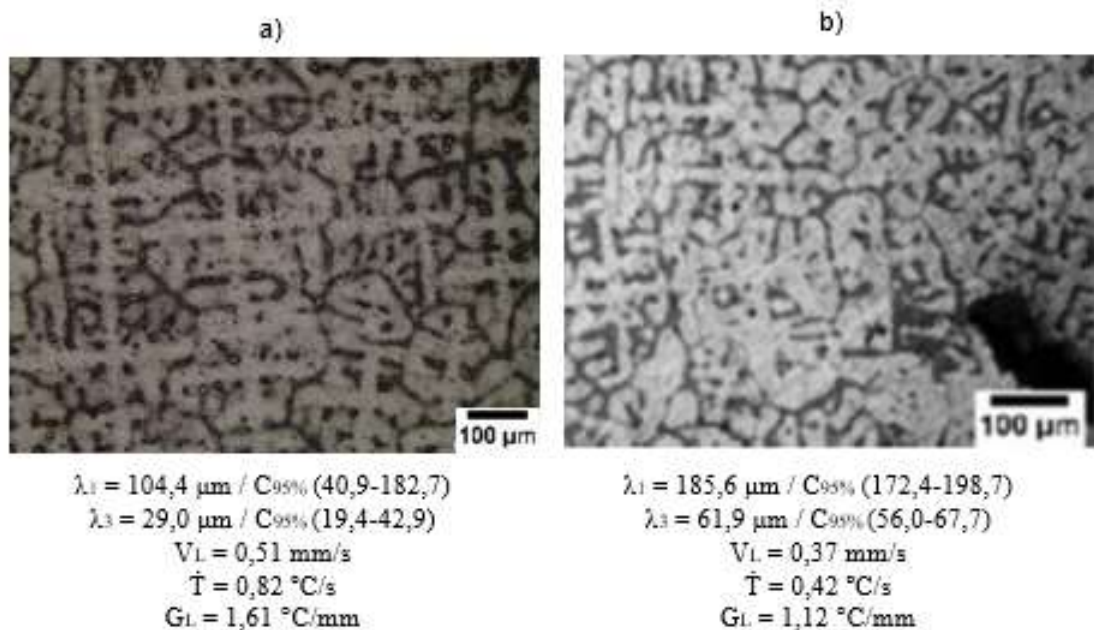


Figura 72. Comparação das microestruturas na posição de 85mm das ligas: a) Al-4%Cu-2%Ag, b) Al-4%Cu - adaptado Chrisóstimo (2019).

Pode ser observado nas micrografias obtidas, tanto na liga em estudo, assim como na liga Al-4%Cu, que ambas possuem a estrutura dendrítica, devido a influência das variáveis térmicas na morfologia das amostras. De acordo com Sales *et al* (2022), parâmetros térmicos exercem uma forte influência nas propriedades mecânicas, uma vez que as microestruturas do

material são mais refinadas quando a solidificação ocorre em elevadas taxas de resfriamento. Isso pôde ser observado nas micrografias acima, na qual nota-se que o espaçamento dendrítico primário e terciário aumenta, em ambas as ligas, à medida que as variáveis térmicas diminuem. Ou seja, à medida que a distância em relação à base refrigeradora aumenta, as dendritas se tornam mais grosseiras. Ademais, pode-se observar que os valores dos espaçamentos dendríticos da liga binária é maior que o da liga ternária em todas as posições analisadas, sugerindo que a adição da prata à liga binária tem um efeito de refinamento na microestrutura, devido a essa alcançar maiores taxas de resfriamento, conforme observado na análise das variáveis térmicas, fato esse, também, observado no trabalho de Moura (2022).

Em ambas as ligas, nota-se algumas regiões mais escuras, localizadas próximo aos braços dendríticos, região a qual possui uma concentração de soluto maior, já que são as últimas regiões solidificadas, gerando segregação de soluto nessa região.

Na liga binária, nota-se que as micrografias apresentaram porosidades interdendríticas, entretanto, é notório que para a liga ternária não se observa este tipo de defeito, podendo sugerir que a adição da prata resultou na diminuição da porosidade, já que a formação de poros em ligas de alumínio está intimamente ligada à cinética de nucleação e crescimento de bolhas de gás, de acordo com Poirier *et al* (1987), neste contexto, a taxa de resfriamento desempenha um papel crucial, pois altas taxas de resfriamento reduz a probabilidade de formação de moléculas de gás.

### **5.5.3. Espaçamento Dendrítico Primário**

Na Figura 73, é apresentado os espaçamentos dendríticos primários em relação as posições pré-estabelecidas ao longo do comprimento do lingote. Nessa é possível observar que com o avanço da interface metal/molde, ou seja, com o afastamento da base refrigeradora do molde, há um aumento do espaçamento dendrítico primário, sendo representado por um expoente positivo. Esse comportamento é justificado pelas variáveis térmicas: velocidade da isoterma *liquidus*, taxa de resfriamento e o gradiente térmico, que diminuem gradualmente à medida que se afasta da base refrigerada, essa redução ocorre devido ao aumento da resistência térmica da camada solidificada, que ocorre conforme a solidificação progride. Assim sendo, possuindo variáveis térmicas menores, a microestrutura possui maior tempo para se desenvolver e formar grãos mais grosseiros.

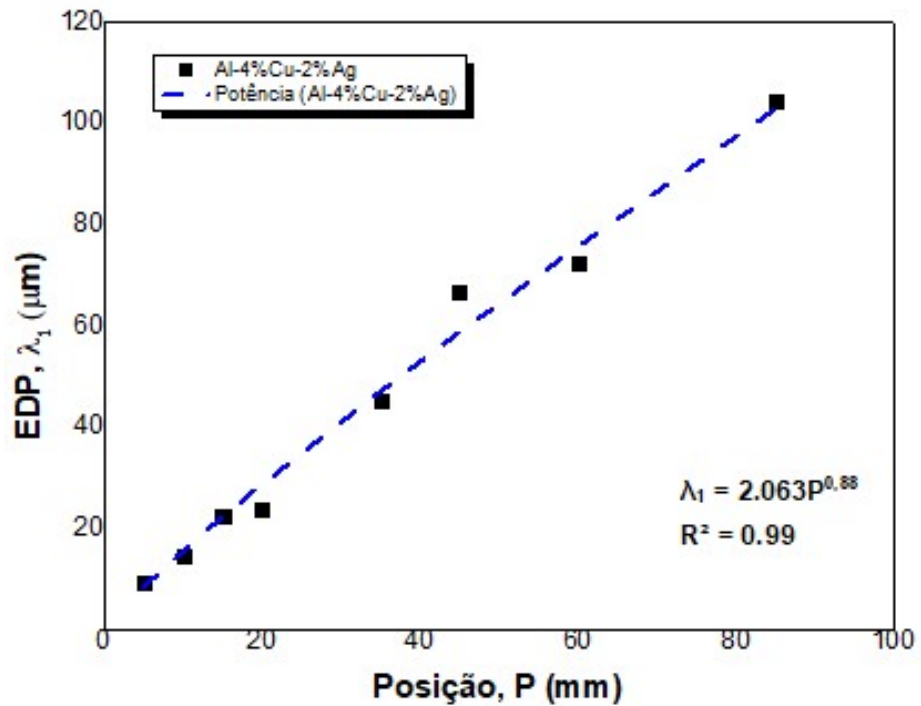


Figura 73. Espaçamento dendrítico primário em função da posição.

Na Figura 74, é observado que com adição de 2%Ag houve uma redução dos espaçamentos dendríticos primário da liga em estudo, comparando com a liga Al-4%Cu realizado por Chrisóstimo (2019), analisando a mesma posição do lingote. Isso se deve, pois a prata, como podemos observar anteriormente, aumentou os valores das variáveis térmicas da liga, logo, de acordo com Sales *et al* (2022), maiores valores dos parâmetros térmicos sugerem microestruturas mais refinadas. Ademais, em ambas as ligas, pode-se notar que o perfil de aumento dos espaçamentos dendríticos ao longo da posição do lingote são parecidos, obtendo o mesmo comportamento.

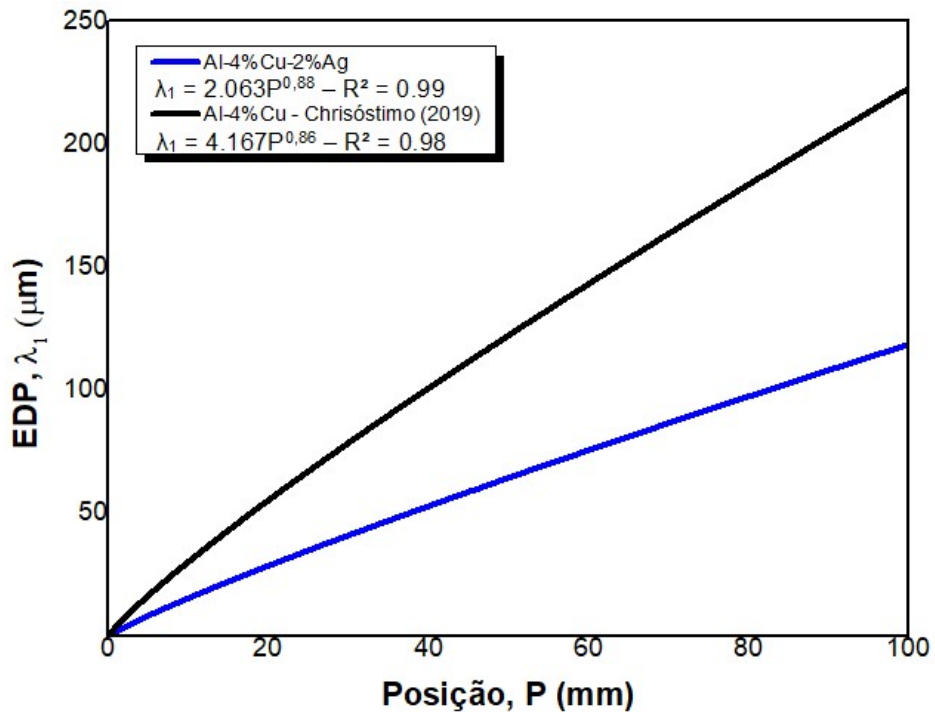


Figura 74. Comparação do EDP em função da posição entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019).

As Figuras abaixo, 75, 76 e 77, apresentam uma comparação dos valores dos espaçamentos dendritos primários com as variáveis térmicas: velocidade da isoterma *liquidus*, taxa de resfriamento e gradiente térmico, tanto para a liga em estudo, Al-4%Cu-2%Ag, quanto para a liga de Al-4%Cu.

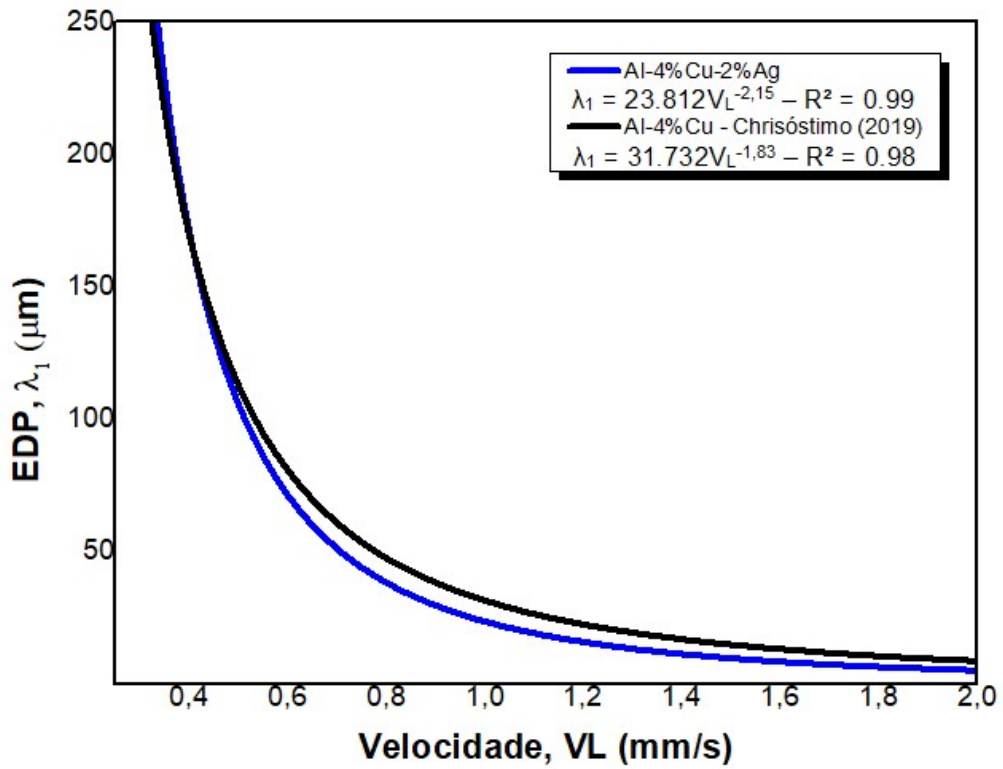


Figura 75. Comparação do EDP em função da velocidade isoterma *liquidus* entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019).

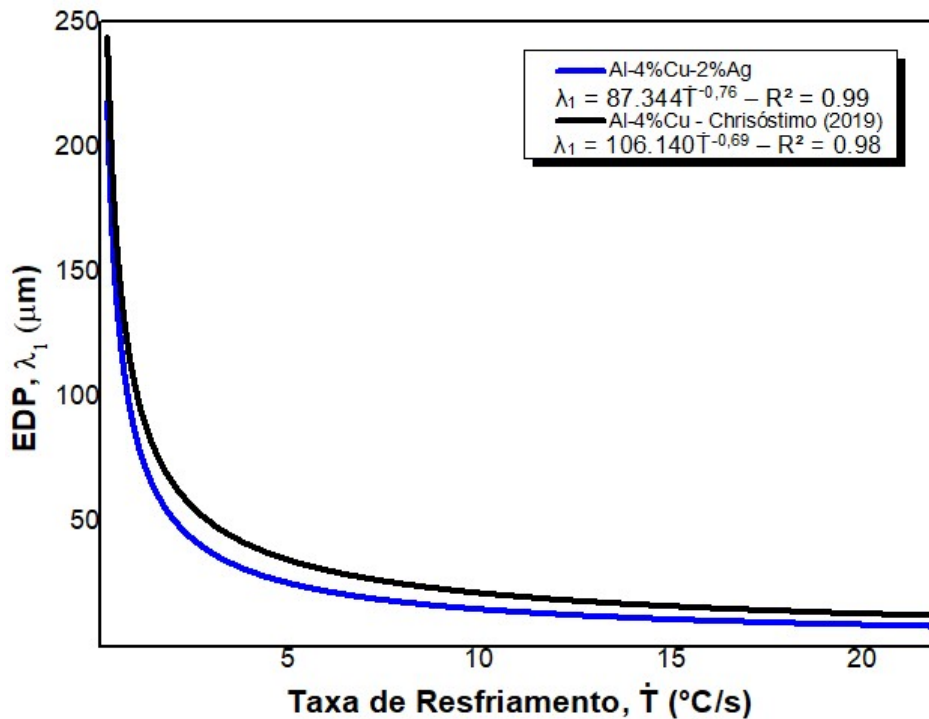


Figura 76. Comparação do EDP em função da taxa de resfriamento entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019).



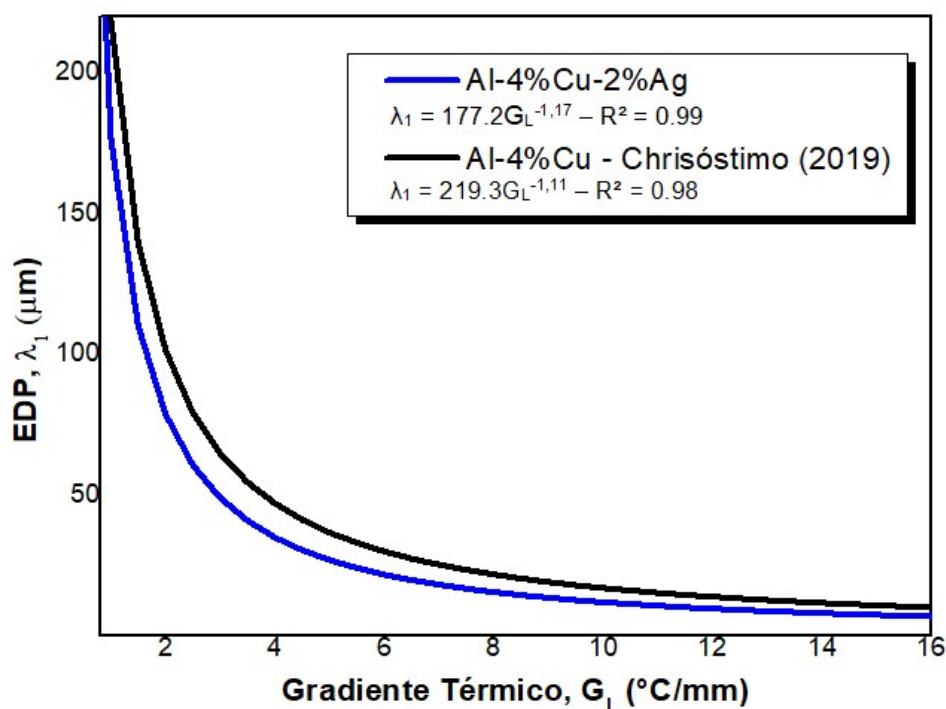


Figura 77. Comparação do EDP em função do gradiente térmico entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019).

Conforme mencionado, nestas Figuras, torna-se evidente que os espaçamentos dendríticos primários aumentam com a diminuição das variáveis térmicas, logo com uma maior valor da velocidade da isoterma *liquidus*, taxa de resfriamento e gradiente térmico, acarretará na diminuição dos espaçamentos dendríticos primários, isso se deve ao fato de que o sistema de refrigeração posicionado na base do lingote impõe valores de variáveis térmicas elevadas, e com o afastamento da interface metal/molde, durante o processo de solidificação, ocorre a diminuição dessas variáveis, acarretadas pelo aumento da resistência térmica promovida pela evolução do metal solidificado.

#### 5.5.4. Espaçamento Dendrítico Terciário

Na Figura 78 é apresentado os espaçamentos dendríticos terciários em relação as posições ao longo do comprimento do lingote. Nota-se também um aumento do espaçamento dendrítico terciário com o afastamento da base refrigeradora.

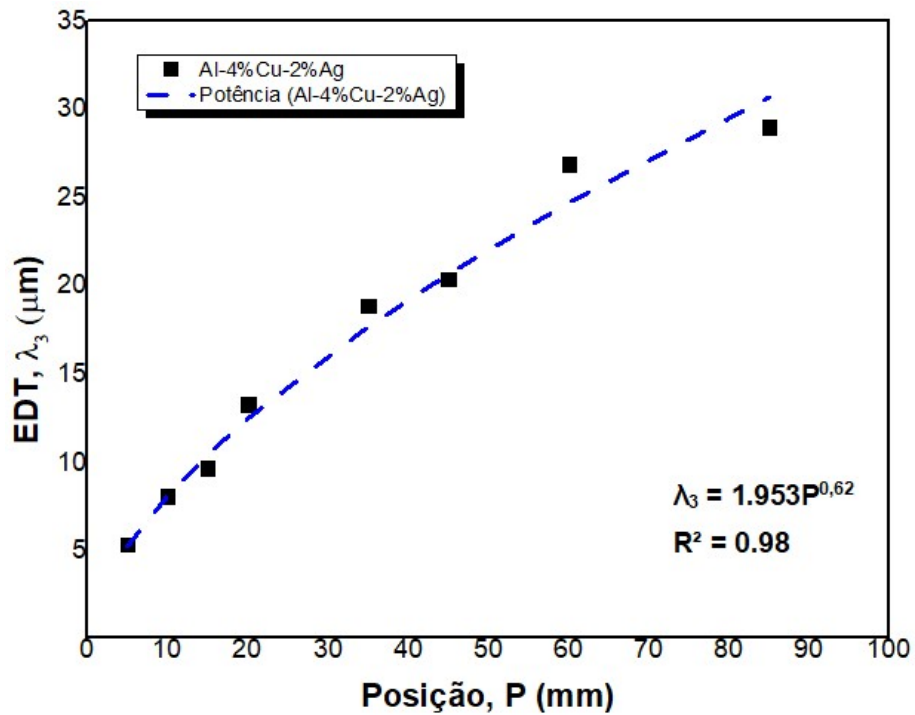


Figura 78. Espaçamento dendrítico terciário em função da posição.

Na Figura 79 é realizado uma comparação do espaçamento dendrítico da liga em estudo com a liga de Al-4%Cu. Observa-se que em ambos possuem um aumento do EDT com o afastamento da base do lingote, fenômeno que foi abordado na análise do EDP. Ainda assim, conforme apresentado na análise do EDP, também pôde ser observado que com adição de 2%Ag houve uma redução dos espaçamentos dendríticos terciário, podendo ser explicado pelos maiores valores obtidos nas variáveis térmicas (velocidade de solidificação, taxa de resfriamento e gradiente térmico) na liga ternária.



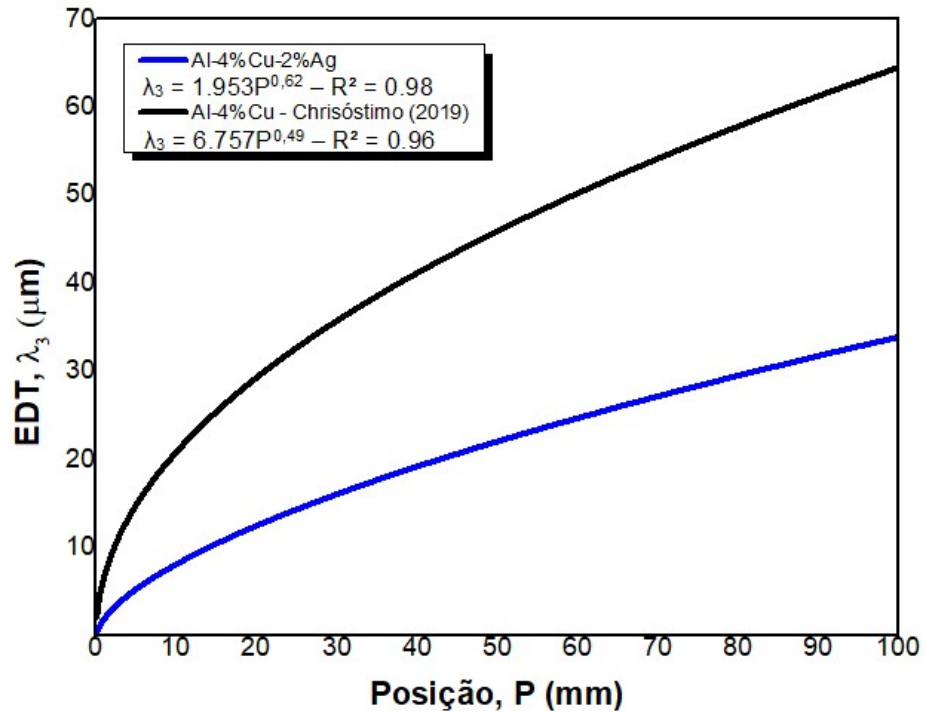


Figura 79. Comparação do EDT em função da posição entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019).

As Figuras 80, 81 e 82 também apresentam a comparação dos valores de espaçamento dendrítico terciário com as variáveis térmicas:  $V_L$ ,  $\dot{T}$  e  $G_L$ .

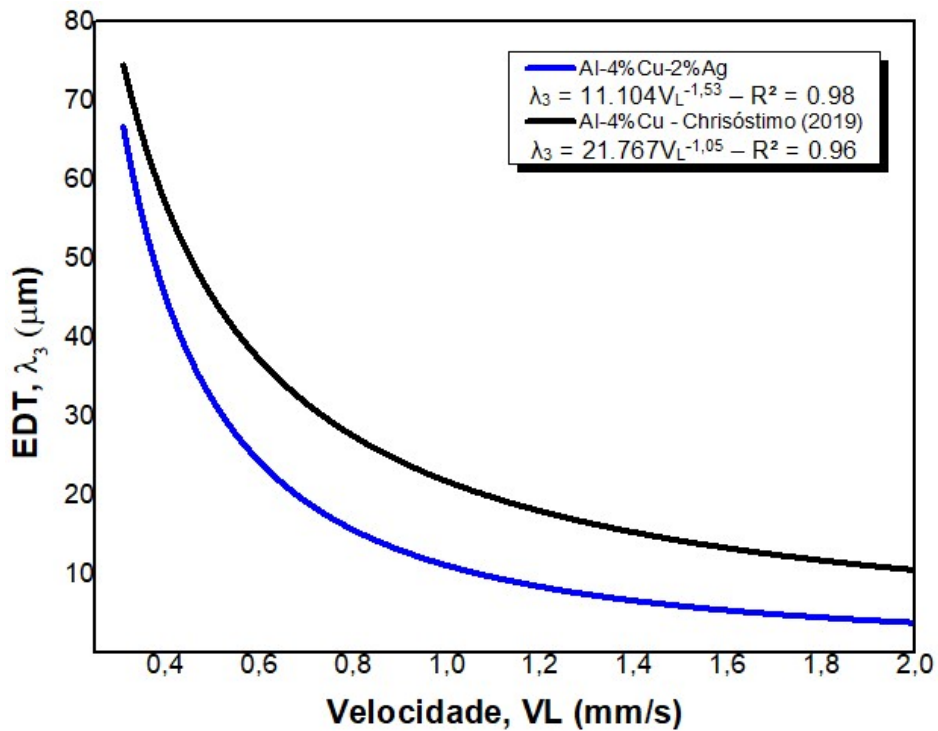


Figura 80. Comparação do EDT em função da velocidade isoterma *liquidus* entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019).

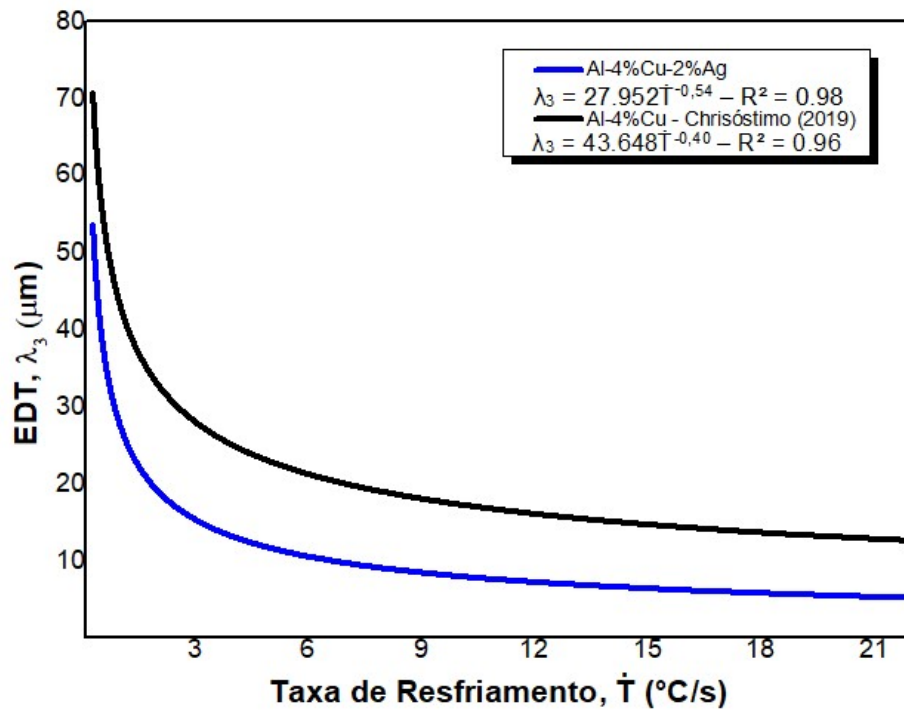


Figura 81. Comparação do EDT em função da taxa de resfriamento entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019).

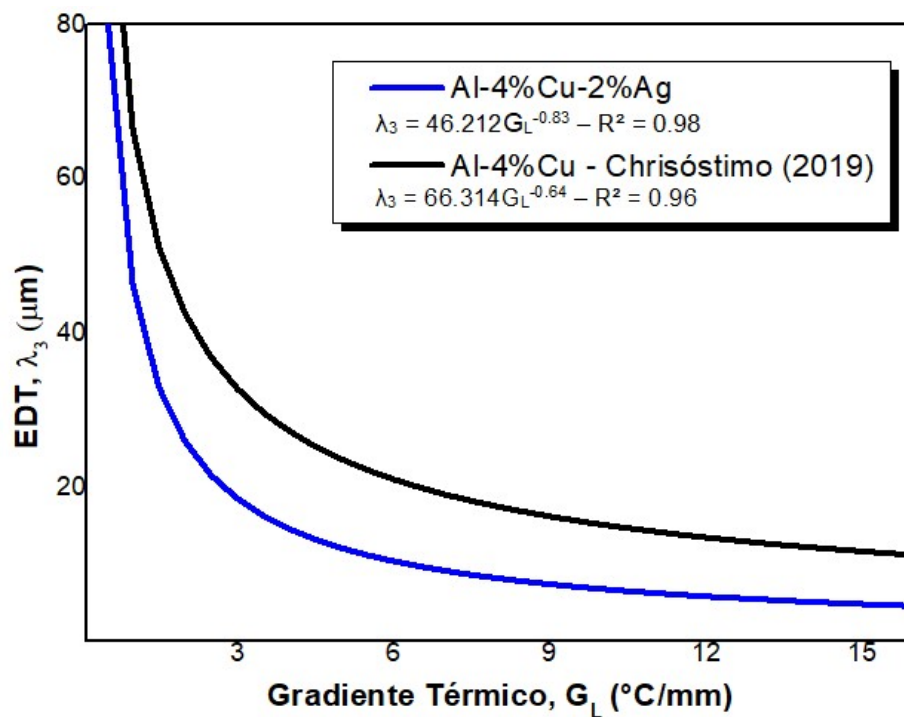


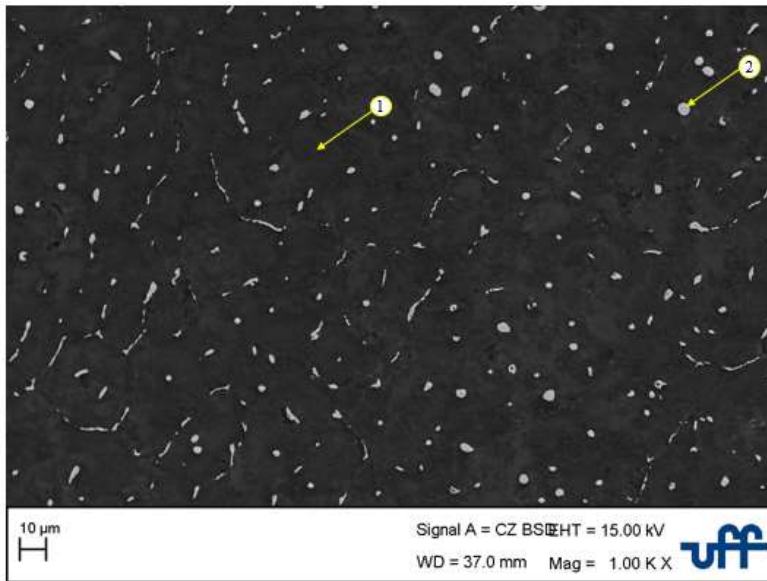
Figura 82. Comparação do EDT em função do gradiente térmico entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019).

Conforme previsto, observa-se que o espaçamento dendrítico terciário também aumenta com a diminuição das variáveis térmicas, esse fenômeno foi identificado e abordado na análise do EDP. Ou seja, à medida que o processo de solidificação ocorre, os parâmetros térmicos são afetados pelo aumento da resistência térmica, pois, uma vez que o processo avança, a dissipação de calor se torna mais difícil, resultando em um aumento da resistência ao fluxo de calor. Como resultado, as variáveis térmicas são afetadas e, conseqüentemente, o EDT também. Portanto, regiões mais próximas da base refrigeradora possuem variáveis térmicas mais elevadas com EDT menores, devido ao menor tempo de desenvolvimento, e conforme o afastamento dessa base, essas variáveis decrescem, influenciando no aumento do espaçamento dendrítico.

### **5.6. Análise de Espectroscopia por Energia Dispersiva**

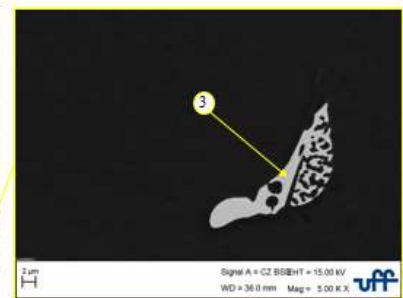
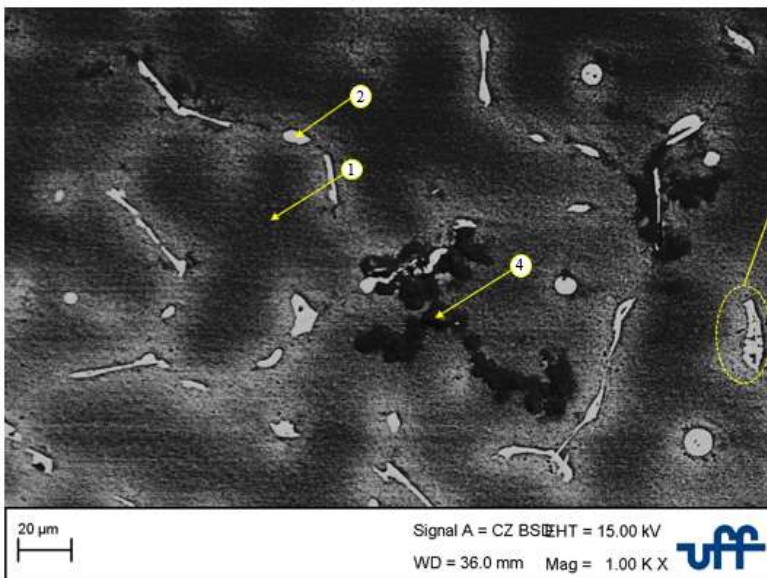
Conforme mencionado nos tópicos anteriores, a análise da técnica EDS se faz necessário para entendermos a composição química das amostras transversais da liga em estudo, Al-4%Cu-2%Ag.

As Figuras 83, 84 e 85 apresentam imagens das posições de 5 mm, 35 mm e 85 mm, respectivamente. Nestas imagens podemos destacar o ponto (1), região mais escura, a qual caracteriza a matriz rica em alumínio na região dendrítica e o ponto (2), indica uma região interdendrítica, na qual percebemos que a concentração de cobre é maior, decorrente da segregação do soluto ao longo do processo de solidificação. Nas Figuras 82 e 83, temos o ponto (3), que representa uma maior ampliação da imagem para destacar a região interdendrítica e apresentar com maior clareza a região segregada. Ainda, na Figura 84 podemos observar o ponto (4), a qual representa uma fase da matriz de Al. Ademais, podemos observar uma tabela de composição de cada um dos elementos que compõe a liga ternária nos pontos destacados.



Concentração em Peso (%)			
Ponto	Al	Cu	Ag
1	91,95	2,51	5,54
2	50,15	46,15	3,70

Figura 83. Pontos analisados por EDS da posição 05mm para a liga Al-4%Cu-2%Ag.



Concentração em Peso (%)			
Ponto	Al	Cu	Ag
1	90,68	3,13	6,19
2	51,09	47,72	1,19
3	57,37	40,49	2,13
4	90,97	3,67	5,37

Figura 84. Pontos analisados por EDS da posição 35mm para a liga Al-4%Cu-2%Ag.

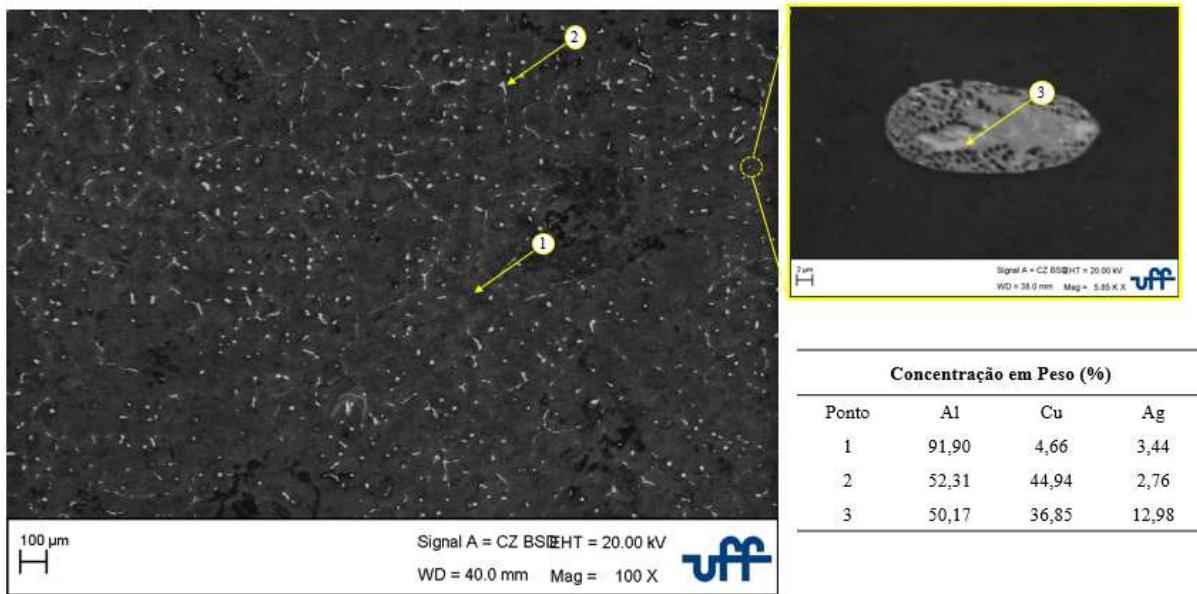


Figura 85. Pontos analisados por EDS da posição 85mm para a liga Al-4%Cu-2%Ag.

Com as Figuras apresentadas, podemos confirmar o que foi previsto pelo diagrama de fase da Figura 47. A região 1 representa as dendritas, formadas pela fase  $\gamma$ -Al rica em alumínio, entretanto com Cu e Ag em solução sólida na matriz de alumínio. Já a região interdendrítica, ou seja, o ponto 2, que cerca a dendrita, é formada pelas fases sólidas  $\gamma$ -Al,  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu e  $\rho$ -Ag<sub>2</sub>Al, com alta concentração de cobre. Na região interdendrítica 3, a qual apresenta em destaque a região segregada, percebemos um aumento do teor da prata, destacada pela região mais clara, principalmente observada na Figura 85.

Vale mencionar, que essa microestrutura dendrítica, caracterizada pelas regiões apresentadas, foi observada ao longo de todo o comprimento analisado do lingote. Ainda assim, os aspectos da microestrutura apresentadas estão de acordo com várias literaturas as quais envolvem o estudo da liga binária de Al-Cu, Passos (2018), Chrisóstimo (2019), entre outros, apresentam microestruturas dendrítica em seus trabalhos, obtendo uma matriz dendrítica rica em Al e uma região interdendrítica rica em Cu. Vale destacar, também, trabalhos como de Faria (2015) em ligas de Al-4%Cu-4%Ag, a qual este apresenta uma fase  $\gamma$ -Al, com Cu e Ag em solução sólida na matriz de Al e formações intermetálicas constituídas de Al, Cu e Ag.

### 5.7. Análise da Microsegregação

Com intuito de observar as segregações do soluto em escala microestrutural na liga em estudo, foi realizado a análise da microsegregação, conforme descrito no tópico 4.7. Assim,

foi possível obter os valores da concentração do soluto do cobre, valores esses que foram comparados com a liga Al-4%Cu de Chrisóstimo (2019). Ademais, concentrações da prata também foram obtidas para a liga ternária de Al-4%Cu-2%Ag.

Na Figura 86 é apresentado a distribuição da concentração do cobre em função da fração sólida, esses para as posições de 5, 35 e 85mm, referentes a liga binária de Al-4%Cu. As Figuras 87 e 88 apresentam, para as mesmas posições, as concentrações do cobre e da prata, respectivamente, referentes a liga ternária de Al-4%Cu-2%Ag.

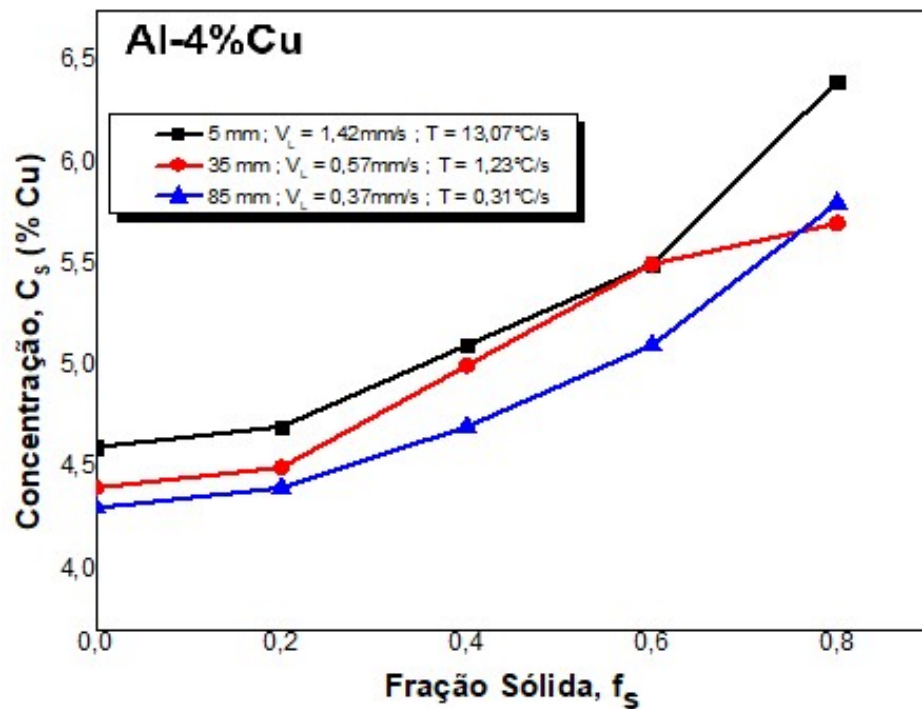


Figura 86. Perfil da concentração do Cobre em função da fração sólida para as posições de 5, 35 e 85mm da liga Al-4%Cu. Dados adaptados Chrisóstimo (2019).



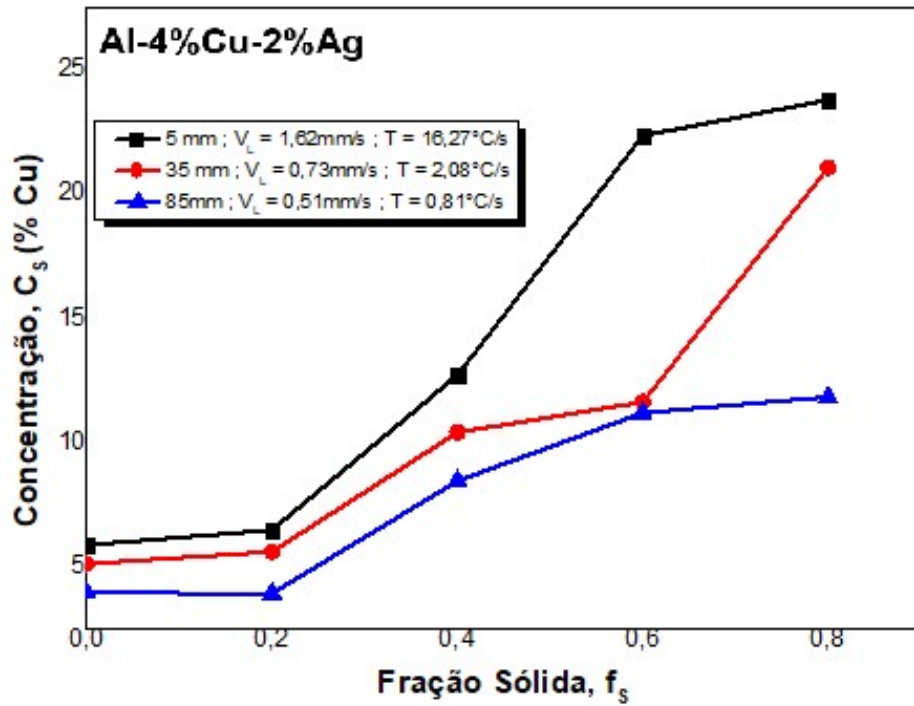


Figura 87. Perfil da concentração do Cobre em função da fração sólida para as posições de 5, 35 e 85mm da liga Al-4%Cu-2%Ag.

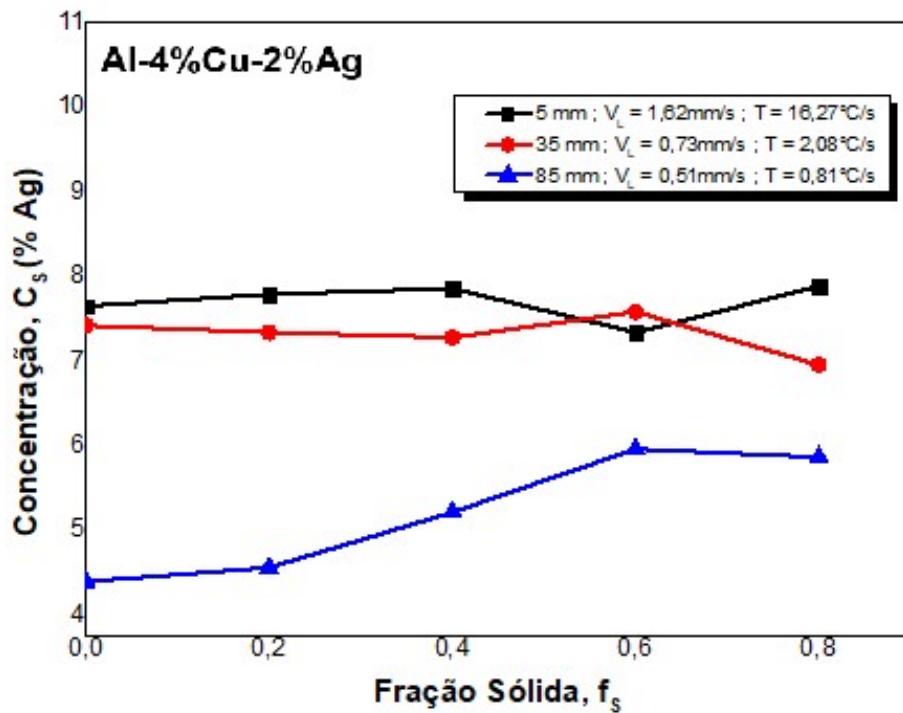


Figura 88. Perfil da concentração da Prata em função da fração sólida para as posições de 5, 35 e 85mm da liga Al-4%Cu-2%Ag.

Nota-se que o perfil de concentração dos solutos, cobre e prata, possuem o mesmo comportamento para todas as posições e as duas ligas em análise, ou seja, conforme o aumento da fração sólida, há uma tendência de aumento da concentração dos solutos, e para as posições mais próximas a base de refrigeração observa-se um maior valor de concentração do soluto, isso se explica, por causa da influência da velocidade de solidificação e a taxa de resfriamento nos perfis de microsegregação, conforme há um aumento nestes parâmetros térmicos, há um aumento na concentração do soluto, indicando que a solubilidade do cobre e da prata na região sólida são dependentes a essas duas variáveis térmicas.

A Figura 89, 90 e 91 apresentam uma comparação entre a microsegregação do soluto cobre na liga binária e ternária, para as posições de 5, 35 e 85mm.

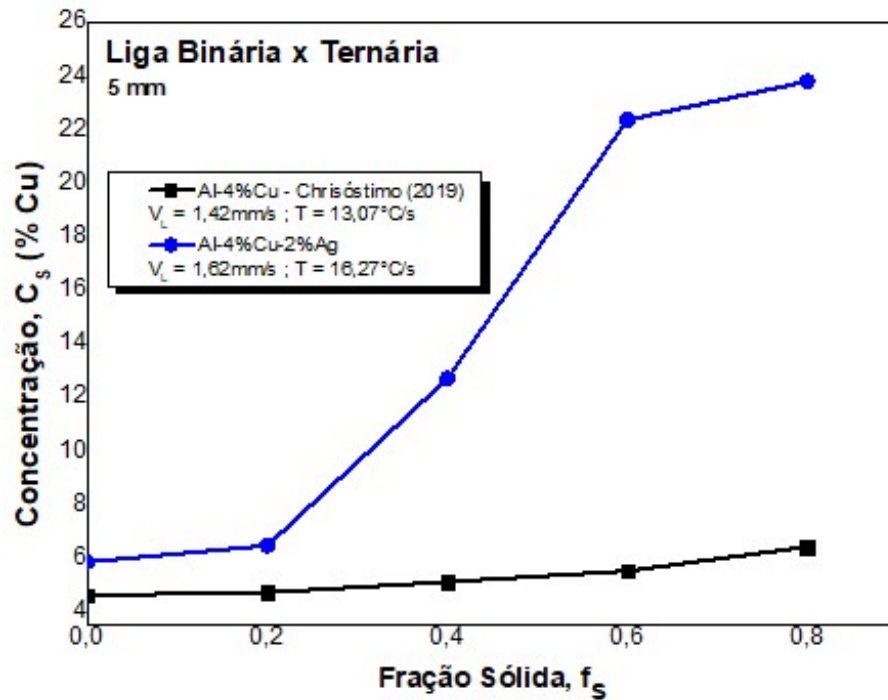


Figura 89. Comparação entre as ligas binária e ternária acerca da microsegregação do cobre para a posição de 5 mm.



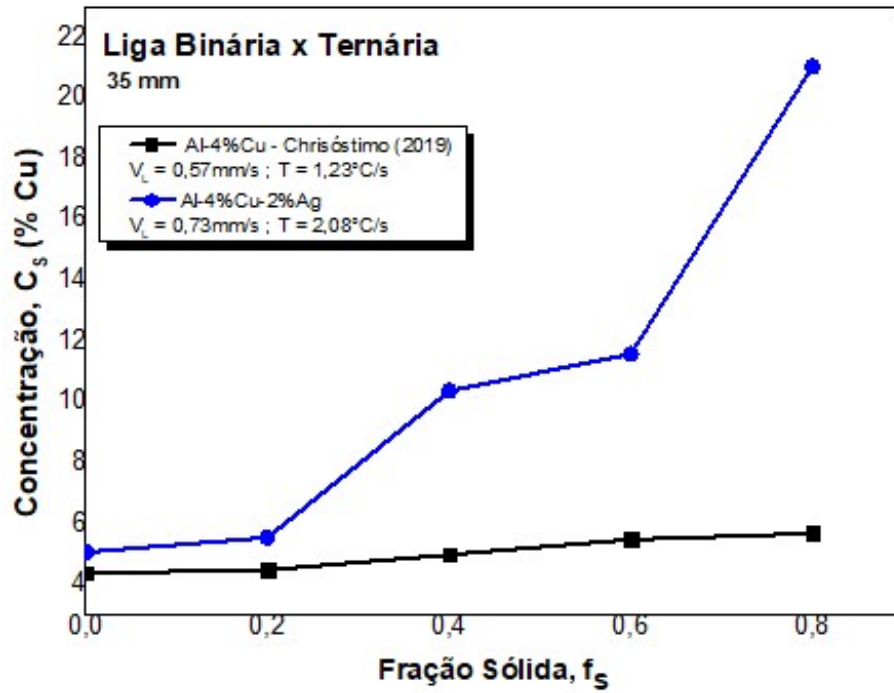


Figura90. Comparação entre as ligas binária e ternária acerca da microsegregação do cobre para a posição de 35 mm.

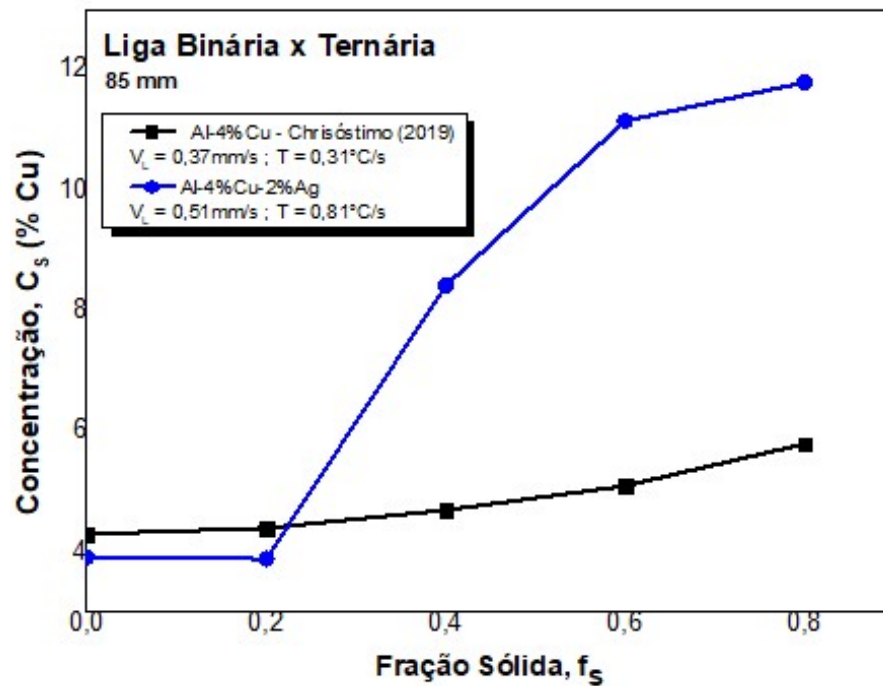


Figura 91. Comparação entre as ligas binária e ternária acerca da microsegregação do cobre para a posição de 85 mm.

A partir da análise da microsegregação para as ligas binária e ternária, conforme as Figuras 89, 90 e 91, foi possível complementar o que foi dito anteriormente, que o comportamento da concentração do soluto para ambas as ligas foi mantido, ou seja, a concentração do soluto aumenta com o aumento da fração sólida para ambas as ligas. Ainda assim, percebe-se que a adição de 2% da prata na liga binária, aumentou o grau de microsegregação, podendo ser observado ao longo de todo o comprimento do lingote com concentrações de cobre maiores que na liga binária realizada no trabalho de Chrisóstimo (2019). Esse comportamento, também pode ser explicado pelos maiores níveis de parâmetros térmicos da liga ternária à liga binária, ou seja, maiores valores de variáveis térmicas como velocidade de solidificação e taxa de resfriamento fizeram com que a solubilidade do soluto cobre na fase sólida aumentasse, favorecendo a microsegregação.

### 5.8. Ensaio de Microdureza

Através do microdurômetro, o ensaio de microdureza Vickers foi realizado nas oito posições em que cada termopar estava locado no lingote. A Tabela 07 abaixo, apresenta os resultados obtidos da microdureza para a liga de Al-4%Cu-2%Ag, com um nível de significância de 97,53%.

Tabela 07. Resultados do ensaio de microdureza Vickers para a liga em estudo, Al-4%Cu-2%Ag.

<b>Posições (mm)</b>	<b>HV</b>	<b>U (97,53%)</b>
5	67,7	0,8
10	62,6	0,6
15	61,6	0,4
20	59,0	0,7
35	59,3	1,7
45	58,4	2,1
60	57,8	3,4
85	54,1	1,9

A Figura 92 apresenta o perfil de microdureza Vickers (HV) em função da posição ao longo do comprimento do lingote. Nesta, observa-se que os valores de microdureza Vickers (HV), variam na ordem de 54,1 a 67,7 HV e que para as posições mais próximas a base

refrigeradora possui um HV maior, e à medida que se afasta da fonte extratora de calor, a microdureza diminui. Logo, comparando os valores de microdureza das posições de 5 mm com a de 85 mm, houve uma redução de aproximadamente 20% da microdureza.

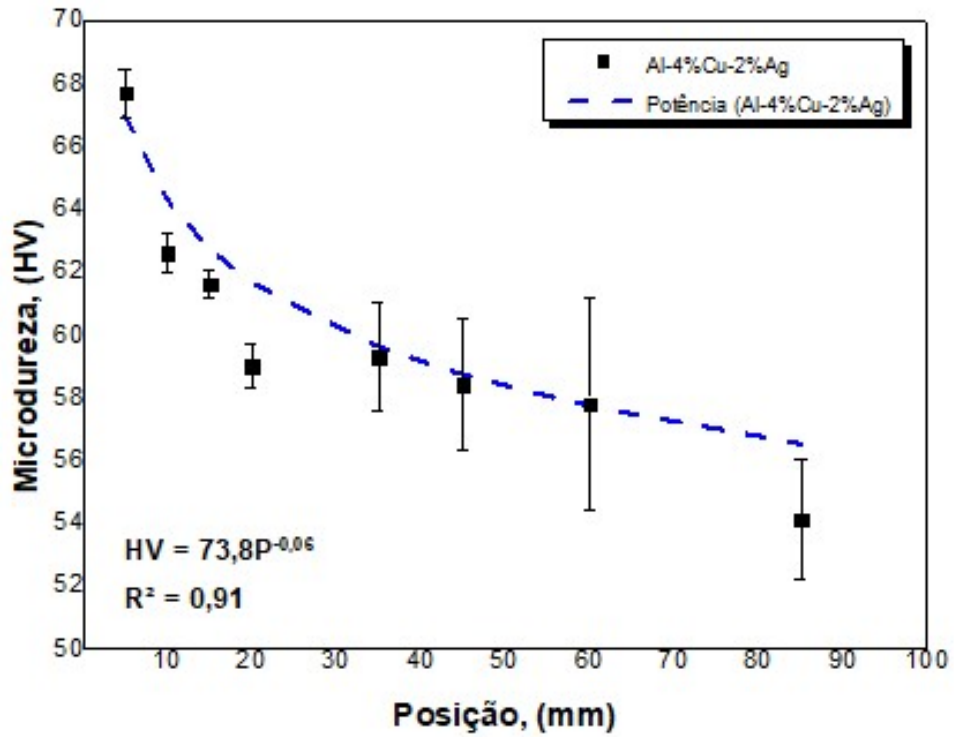


Figura 92. Microdureza Vickers da liga Al-4%Cu-2%Ag em função da posição do lingote.

Este comportamento está em conformidade com a literatura, que constata que a microdureza tende a aumentar com os espaçamentos dendríticos menores. Isso ocorre porque nas posições mais próximas à base refrigeradora possuem taxas de resfriamento mais elevadas, resultando em espaçamentos dendríticos menores, já que por causa das taxas elevadas temos um menor tempo para a evolução dos espaçamentos dendríticos. Além disso, uma microestrutura dendrítica mais refinada, como pode ser observado nas regiões mais próximas a base de refrigeração, possuem maiores regiões interdendríticas. No caso da liga em estudo, a qual contém Al-Cu-Ag, essas são ricas em Cu e Ag, principalmente as regiões próximas a base do lingote, conforme demonstrado nas Figuras 83, 84 e 85, esses elementos possuem uma dureza maior do que a matrix de Al, aumentando assim a dureza média nas posições iniciais do lingote. Essas correlações podem ser observadas nas Figura 93 e 94.

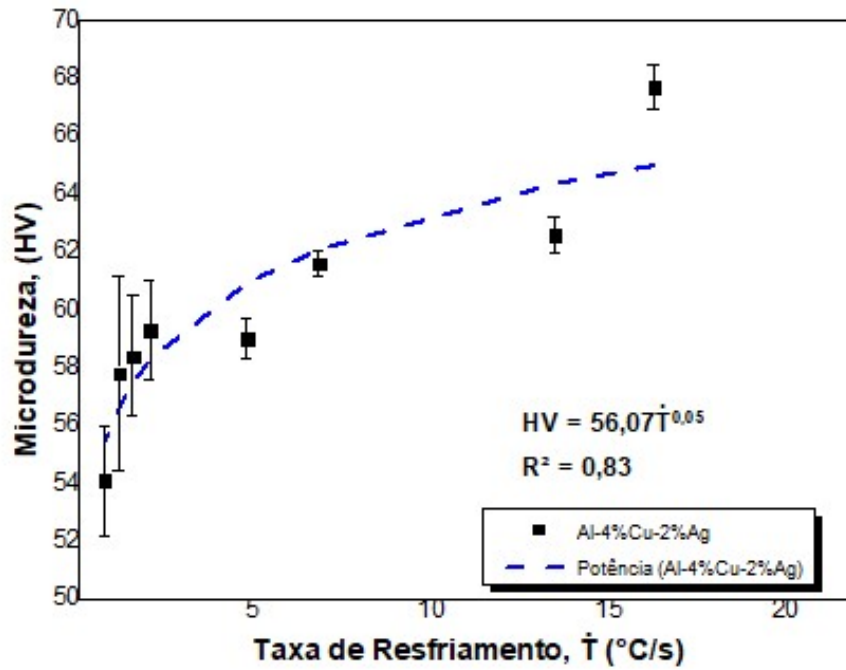


Figura 93. Microdureza Vickers da liga Al-4%Cu-2%Ag em função da taxa de resfriamento obtida.

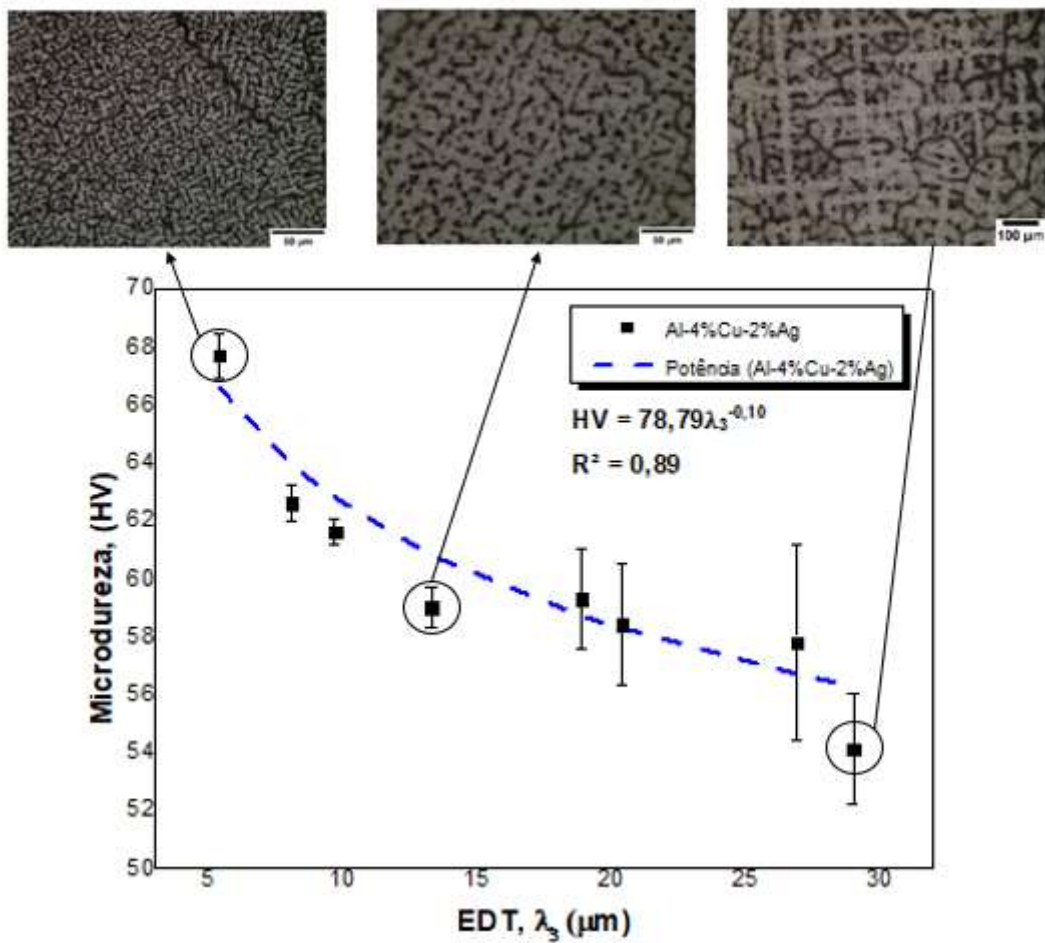


Figura 94. Microdureza Vickers da liga Al-4%Cu-2%Ag em função do espaçamento dendrítico terciário.

Na Figura 93, conforme explicado, nota-se que a microdureza Vickers apresenta uma tendência de crescimento potencial em relação à taxa de resfriamento, ou seja, para as posições mais próximas a base refrigeradora do molde, a taxa de resfriamento é superior as outras posições, assim como a microdureza Vickers, para essa, os valores próximos a base são maiores que as demais posições, deixando claro a dependência dessa variável térmica com a propriedade de dureza da liga.

Na Figura 94, pode ser observado a relação da microdureza com os espaçamentos dendríticos terciários. Nota-se que a microdureza Vickers aumenta potencialmente com a diminuição dos espaçamentos dendríticos terciários, isso se deve, pois, a microestrutura é influenciada pelas variáveis térmicas, ao ponto que quanto maior a taxa de resfriamento, por exemplo, menor é o desenvolvimento dos espaçamentos dendríticos. Vale mencionar, que a relação da microdureza Vickers em função do EDT pode ser expressa pela função  $HV = 78,79\lambda_3^{-0,10}$ , na qual apresentou uma boa correlação com os resultados experimentais.

A Figura 95, apresenta uma comparação do resultado de microdureza obtido na liga em estudo, com a liga Al-4%Cu realizado por Chrisóstimo (2019). Vale mencionar que o autor não realizou o ensaio de dureza em seu trabalho, entretanto, conforme mencionado no tópico de materiais e métodos, foi necessário a realização do ensaio de microdureza Vickers nas amostras de Al-4%Cu dispostas no laboratório de Solidificação da EEIMVR-UFF.

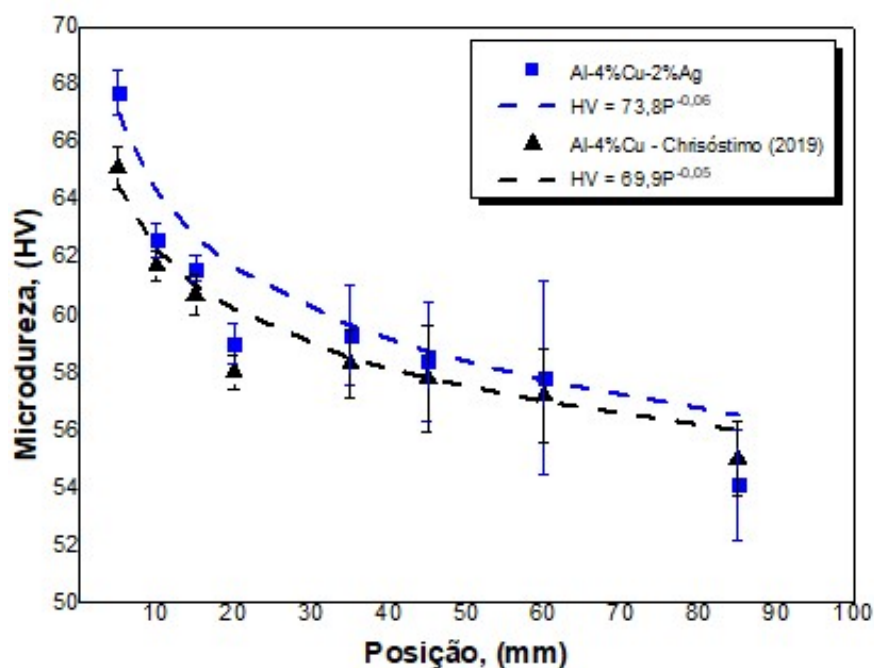


Figura 95. Comparação da microdureza Vickers entre a liga de Al-4%Cu-2%Ag e a liga de Al-4%Cu.

Nota-se que nas duas ligas a mesma tendência de curva é obtida, ou seja, a dureza diminui conforme o afastamento da base refrigerada, características essas que estão correlacionadas com as variáveis térmicas em ambos os experimentos.

No entanto, é possível observar que a adição da prata à liga resultou em uma maior dureza quando comparada à liga binária estudada por Chrisóstimo (2019). A inclusão de 2% de prata comercialmente pura resultou em um aumento médio de 1,8% na microdureza da liga. Esse aumento pode ser atribuído ao aumento das variáveis térmicas, que com o aumento da taxa de resfriamento, gradiente térmico e velocidade de solidificação, a microestrutura da liga foi diretamente afetada, resultando no refinamento dos espaçamentos dendríticos, conforme demonstrado pelas correlações mencionadas anteriormente. Além disso, é importante mencionar que o aumento dos parâmetros térmicos também influenciou no grau de microsegregação do soluto, conforme discutido no tópico 5.7, isso levou a um aumento na solubilidade do cobre. Portanto, com o aumento da concentração desse elemento ao longo da fração sólida, juntamente com a adição da prata, que apresentam microdureza superior à matriz de alumínio, a liga ternária obteve uma dureza média maior do que a liga binária.

### **5.9. Ensaio de Condutividade Elétrica**

Acerca da condutividade elétrica, esse teve o viés de analisar a influência da adição da prata na liga binária de Al-Cu, e assim, poder entender o quanto a adição da prata interfere na propriedade elétrica da liga.

Diante disso, para realização da análise comparativa, foi necessário analisar a condutividade elétrica da liga binária Al-4%Cu empregada no trabalho de Chrisóstimo (2019), a qual os resultados obtidos da condutividade elétrica podem ser observados na Figura 96. Na Figura 97, pode ser observado os valores da condutividade elétrica para a liga ternária, ou seja, para a liga com adição da prata. Ainda assim, na Figura 98, apresenta-se um gráfico de comparação dos valores obtidos para ambas as ligas. Vale ressaltar que os valores apresentados estão em %IACS (*International Annealed Copper Standard*) a qual 100%IACS equivale a 58 MS/m.

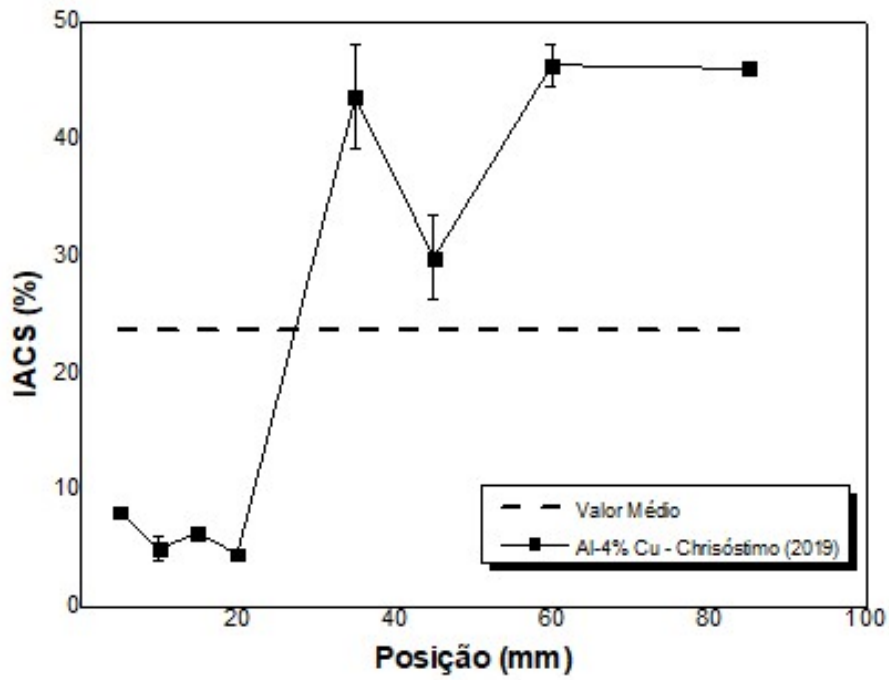


Figura 96. Condutividade elétrica da liga binária Al-4%Cu.

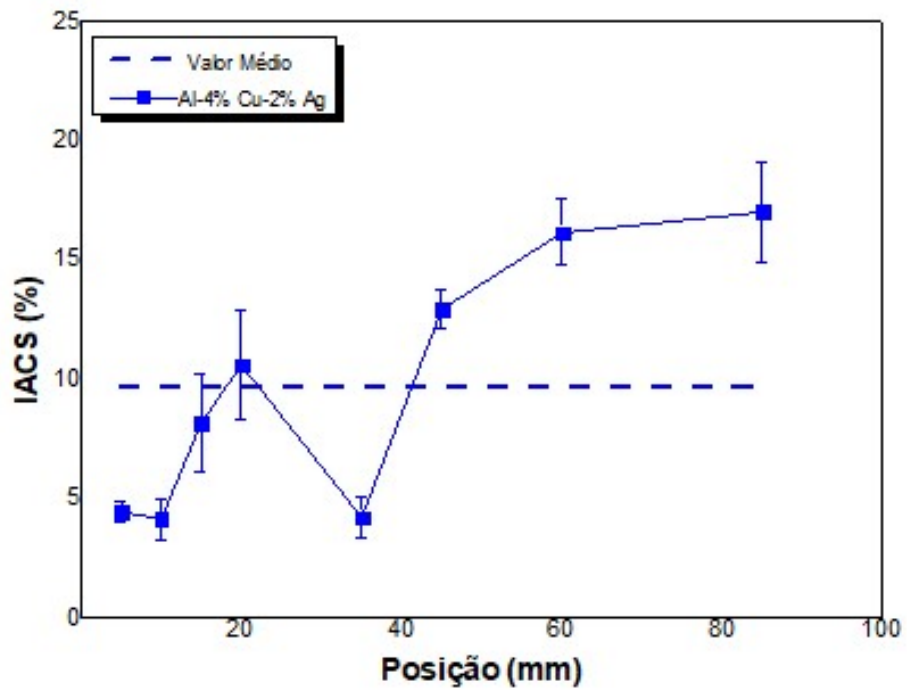


Figura 97. Condutividade elétrica da liga ternária Al-4%Cu-2%Ag.

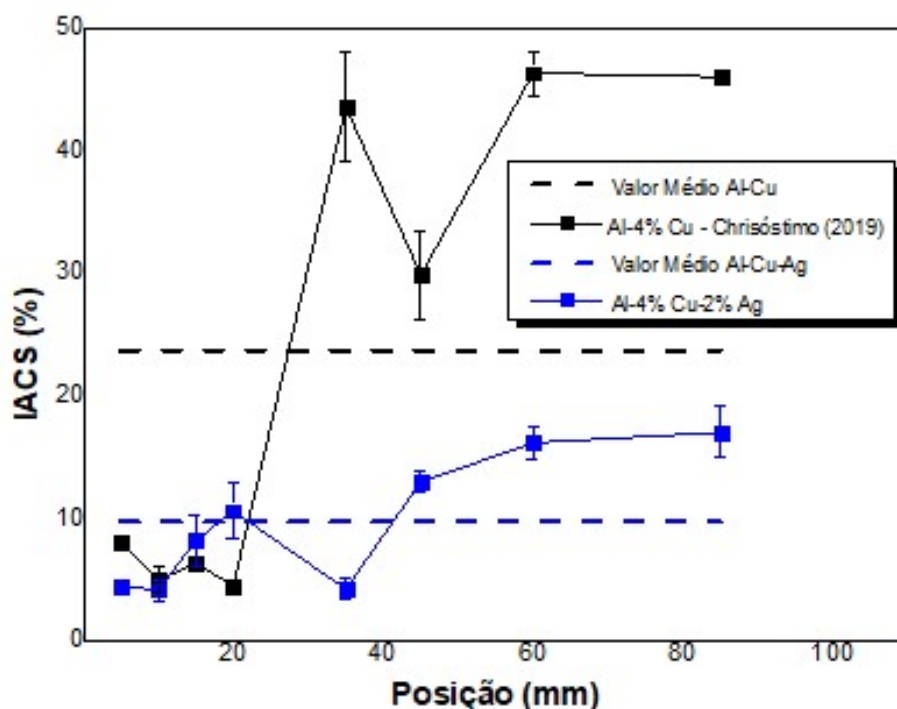


Figura 98. Comparação dos valores da condutividade elétrica das ligas binária e ternária.

É possível observar que com a adição de 2% da prata houve uma redução da condutividade elétrica da liga em estudo, obtendo na liga binário um valor médio de 23,7% IACS e para a liga ternária, 9,7% IACS. Isso se deve, pois, de acordo com Nordheim (2007), quando uma solução sólida substitucional é formada, ocorre uma dispersão dos átomos da fase de soluto, assim, com essa dispersão haverá um espalhamento das redes, havendo uma maior dificuldade de movimentação dos elétrons ocasionados pelo aumento da solução sólida substitucional, resultando em um aumento da resistividade elétrica. Sendo assim, ao aumentar a fração de átomos em solução sólida através da adição de 2% da Ag na liga pode ter proporcionado maiores defeitos de rede.

É possível observar, também, que os perfis de condutividade elétrica não são lineares, possuindo uma variação de valores da propriedade elétrica ao longo do perfil do lingote. Essa variação de valores pode ser explicada pela concentração de soluto ao longo da liga. Conforme apresentado nas Figuras 86 e 88, no tópico 5.7, percebemos que nas posições de maiores concentrações de soluto, principalmente nas posições em destaque, 5, 35 e 85 mm, a condutividade elétrica foi inversamente proporcional a concentração de soluto, ou seja, na posição de 5 mm, posição mais próxima a base refrigeradora, observamos a maior concentração de Cu e Ag, e nesta, foi encontrado valores relativamente baixos da propriedade elétrica, já na posição de 85 mm, observamos menores concentrações de soluto e, consequentemente, maiores valores de condutividade elétrica.



## 6. CONCLUSÕES

Dos resultados e discussões apresentados nas seções anteriores, bem como a literatura consultada, pode-se concluir que:

- A partir do monitoramento e análise da temperatura nas oito posições do lingote, durante o processo de solidificação direcional ascendente, foi possível calcular o tempo de passagem da isoterma *liquidus*, velocidade da isoterma *liquidus*, tempo de solidificação local, taxa de resfriamento e gradiente térmico. Ao realizar a comparação do comportamento desses parâmetros térmicos entre as ligas Al-Cu-Ag e Al-Cu, foi possível verificar que o perfil da liga ternária se assemelhou com o perfil térmico da liga binária, no que diz respeito ao comportamento das variáveis em função da posição do lingote solidificado.
- A adição da prata influenciou no tempo de passagem da isoterma *liquidus*, principalmente a partir da posição de 20 mm, no qual essa variável apresentou valores menores para a liga ternária comparada com a binária.
- Para a  $V_L$  pôde perceber que a adição da prata proporcionou um aumento nesta variável, principalmente nas posições mais afastadas da base refrigeradora. Já a  $\dot{T}$  e  $G_L$  observou que a adição de 2% de Ag proporcionou um aumento considerável na liga ternária em relação à binária, observando valores maiores nas posições próximas a base refrigerada e, conforme o afastamento dessa, essas variáveis térmicas diminuíram devido a uma menor taxa de extração de calor ao longo do lingote. Consequentemente, o  $t_{SL}$  aumentou com adição da prata, indicando que a adição desse elemento na liga binária apresentou uma redução do tempo de solidificação da liga, ocasionando em um processo de solidificação mais rápido.
- Acerca dos resultados da macroestrutura da liga ternária, as estruturas obtidas foram predominantemente colunares ao longo do lingote. Realizando a comparação com a liga binária percebemos que ambas possuíram grãos colunares de forma predominante, entretanto na liga em estudo foi possível observar uma zona equiaxial maior, isso pôde ser explicado por diversos fatores como: teor de soluto na liga, capacidade de extração de calor na interface metal/molde, taxas de resfriamento mais elevadas, de acordo com Goulart, (2010); Siqueira *et al.* (2003); Ares e Schvezov, (2000); Suri, El-Kaddah e Berry, (1991).
- Para as microestruturas, foi possível observar em ambas as ligas, a predominância da estrutura dendrítica ao longo de todo comprimento do lingote, apresentando braços

dendríticos terciários em todas as posições analisadas, indicando que a adição da prata não influenciou na morfologia da microestrutura.

- Sobre os espaçamentos dendríticos primário e terciário foi possível observar uma redução desses com a adição da prata. Considerando os comprimentos extremos do lingote, a adição da prata reduziu os espaçamentos dendríticos de 17,2  $\mu\text{m}$  para 9,3  $\mu\text{m}$  (EDP) e 13,2  $\mu\text{m}$  para 5,4  $\mu\text{m}$  (EDT) na posição de 5 mm e 185,6  $\mu\text{m}$  para 104,4  $\mu\text{m}$  (EDP) e 61,9  $\mu\text{m}$  para 29,0  $\mu\text{m}$  (EDT) na posição de 85 mm no lingote. Ainda assim, percebemos que conforme o afastamento da base refrigeradora houve um aumento dos espaçamentos dendríticos na liga em estudo, comportamento esse também observado na liga binária.
- Acerca da correlação entre os espaçamentos dendríticos e as variáveis térmicas, notou-se o aumento dos espaçamentos dendríticos com a diminuição da velocidade da isoterma *liquidus*, taxa de resfriamento e gradiente térmico, isso se deve, já que o fluido refrigerante impõe valores de variáveis térmicas elevadas próximo a base do lingote, e com o afastamento da interface metal/molde, ocorre a diminuição dessas variáveis, proporcionando microestruturas maiores quando essas variáveis são menores. Esse comportamento também foi observado na liga Al-Cu, entretanto pode-se concluir que a adição da prata alterou os valores absolutos de EDP e EDT, principalmente para as posições mais afastadas do lingote, indicando um refinamento da microestrutura da liga ternária em relação à binária.
- Com relação a análise de espectroscopia por energia dispersiva na liga ternária foi possível observar as dendritas formadas pela fase  $\gamma$ -Al rica em alumínio com Cu e Ag em solução sólida na matriz de alumínio. Ainda assim, podemos perceber regiões das fases sólidas  $\gamma$ -Al,  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu e  $\rho$ -Ag<sub>2</sub>Al, com alta concentração de cobre e destacar teores de prata nas regiões segregadas.
- Sobre a análise da microsegregação, conclui-se que com adição da prata o perfil de concentração de soluto entre as duas ligas não se alterou, ou seja, em ambas as ligas houve o aumento da concentração do soluto, conforme o aumento da fração sólida. Entretanto, ao se comparar o grau de microsegregação do cobre em ambas as ligas, devido a liga ternária possuir valores maiores na velocidade de solidificação isso ocasionou um maior grau de microsegregação deste soluto comparado com a liga binária.

- Inferiu-se que a microdureza Vickers da liga Al-4%Cu-2%Ag diminui à medida que se afasta da fonte extratora de calor havendo uma redução de aproximadamente 20% da microdureza comparando os valores das posições de 5mm e 85mm. Foi possível observar também, que a microdureza aumentou de acordo com o aumento da taxa de resfriamento, já em função do EDT, observou que para espaçamentos dendríticos menores, ou seja, grãos mais refinados obtivemos microdureza maior, conforme era previsto. Já em relação a liga binária, pôde observar a mesma tendencia de curva de acordo com o afastamento da base refrigeradora, entretanto, é possível concluir que a adição da prata aumentou a microdureza da liga, resultando à liga ternária um aumento de 1,8% na microdureza em comparação com a liga Al-Cu.
- Por fim, sobre a condutividade elétrica, em ambas as ligas, percebemos que os perfis dessa grandeza com o distanciamento da base refrigeradora não foram lineares, esse comportamento pôde ser explicado pela variação da microsegregação, em posições com maiores teores de soluto, observou menores valores de condutividade elétrica, explicado pelo fenômeno de espalhamento de elétrons. Com relação a liga binária, é possível concluir que a adição de 2% de prata reduziu a propriedade elétrica, explicado pelo mesmo efeito de espalhamento de elétrons, no qual a adição de maiores teores de soluto proporcionou dispersão atômica, dificultando as movimentações dos elétrons aumentando a sua resistividade.

## 7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

De acordo com as análises e os resultados obtidos no presente trabalho, são sugeridas as seguintes abordagens de pesquisa para a realização de futuros trabalhos:

- Realizar o experimento de solidificação direcional ascendente com ligas Al-4%Cu-XAg diminuindo o teor de Ag abaixo de 2%, a qual foi adotado neste trabalho, com a finalidade de comparar a influência de menores teores de soluto com a microdureza e a propriedade elétrica obtida neste trabalho.
- Avaliar a influência da adição da prata na liga binária Al-Cu no que diz respeito à ocorrência de microporosidade.
- Análise experimental da influência das variáveis térmicas na resistência a corrosão da liga Al-Cu-Ag, com intuito de investigar as velocidades de corrosão, comparando os resultados com diferentes posições do lingote.

## 8. REFERÊNCIAS

- ABYZOV, A. M.; KIDALOV, S.V.; SHAKHOV, F. M. High thermal conductivity composites consisting of diamond filler with tungsten coating and copper (silver) matrix. **J Mater Sci**; v.46: 1424-1438, 2011.
- ARES, A. E.; SCHVEZOV, C. E. Solidification parameters during the columnar-to-equiaxed transition in lead-Tin alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.31A, p. 1611-1625, 2000.
- ASM Handbook: Alloy Phase Diagrams**. [s.l: s.n.]
- ASKELAND, D. R.; WRIGHT, W. J. FULAY, P. P. **The Science and Engineering of Materials**. 6. ed. Cengage Learning, 2011.
- Associação Brasileira do Alumínio**. Disponível em: <<https://abal.org.br/>>. Acesso em: 03 dez. 2020.
- BAPTISTA, L. A. D. S. *et al.* Experimental investigation of ternary Al-Si-Cu alloy solidified with unsteady-state heat flow conditions. **Materials Research**, v. 21, n. 3, 2018.
- BAPTISTA, L. A. D. S. *et al.* Experimental study of the evolution of tertiary dendritic arms and microsegregation in directionally solidified Al-Si-Cu alloys castings. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 8, n. 1, p. 1515–1521, 2019.
- BAYRAM, Ü.; MARAŞLI, N. Influence of Growth Rate on Eutectic Spacing, Microhardness, and Ultimate Tensile Strength in the Directionally Solidified Al-Cu-Ni Eutectic Alloy. **Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science**, v. 49, n. 6, p. 3293–3305, 2018a.
- 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.
- BILONI, H; CHALMERS, B. **Origin of the equiaxed zone in small ingots**. **Journal of Materials Science**, v. 3, p. 139-149, 1968.
- BÖYÜK, U. *et al.* Variations of microhardness with solidification parameters and electrical resistivity with temperature for Al-Cu-Ag eutectic alloy. **Current Applied Physics**, v. 12, p. 7-10, 2012.
- BRILLO, J. *et al.* Local structure in liquid binary Al-Cu and Al-Ni alloys. **Journal of Non-Crystalline Solids**, v. 352, n. 38–39, p. 4008–4012, 2006.
- BRILLO, J.; PLEVACHUK, Y.; EGRY, I. Surface tension of liquid Al-Cu-Ag ternary alloys. **Journal of Materials Science**, v. 45, p. 5150-5157, 2010.
- 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**

**alloys and corrosion**). p. 205, 2016.

ÇADIRLI, E. Effect of solidification parameters on mechanical properties of directionally solidified Al-rich Al-Cu alloys. **Metals and Materials International**, v. 19, p. 411-422, 2013.

CALLISTER, W. D. JR.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução**. Rio de Janeiro – 9. Ed. 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 transitoria, microestrutura e propriedades de ligas Al-Ni**. 2009.

CARVALHO, D. B. et al. Characterization of the Al-3wt.%Si alloy in unsteady-state horizontal directional solidification. **Materials Research**, v. 16, p. 874-883, 2013.

**CIMM – Centro de Informação Metal Mecânica**. Disponível em: [https://www.cimm.com.br/portal/material\\_didatico/3681-nocoes-sobre-a-teoria-de-solidificacao](https://www.cimm.com.br/portal/material_didatico/3681-nocoes-sobre-a-teoria-de-solidificacao)>. Acesso em: 23 nov. 2020.

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.

D'ELIA, F. et al. Solidification analysis of Al-5 wt-%Cu alloy using in situ neutron diffraction. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v. 54, p. 9-15, 2015.

DA SILVA, L. C. E. **Estudos de Desenvolvimento e Caracterização das Ligas Cu-Ni-Pt e Cu-Ni-Sn Para Fins Electro-Eletrônicos**. São Paulo, SP, 2006.

DING, G. L.; TEWARI, S. N. Dendritic morphologies of directionally solidified single crystals along different crystallographic orientations. **Journal of crystal growth**, v. 236, p. 420-428, 2002.

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.

FEITOSA, E. S. F. Desenvolvimento de correlações entre microestruturas de solidificação e resistências ao desgaste e à corrosão. 2013.

FERNANDES, R. F. Ligação Metálica. **Ciência Elementar.**, V3(2):139, 2015

- FERREIRA, A. F. *et al.* Phase-field simulation of microsegregation and dendritic growth during solidification of hypoeutectic Al-Cu alloys. **Materials Research**, v. 20, n. 2, p. 423–429, 2017.
- FERREIRA, A.F., CHRISÓSTIMO, W.B., SALES, R.C. *et al.* Effect of pouring temperature on microstructure and microsegregation of as-cast aluminum alloy. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 104, n. 1–4, p. 957–965, 2019.
- FLEMINGS, M. C. Solidification processing. **Metallurgical Transactions**, v. 5, p. 2121-2134, 1974.
- FLOOD, S. C.; HUNT, J. D. Columnar and equiaxed growth I: a model of a columnar front with a temperature dependent velocity. **Journal of Crystal Growth**, v. 82, p. 543-551, 1987a.
- FREDRIKSSON, H.; OLSSON, A. Mechanism of transition from columnar to equiaxed zone in ingots. **Materials Science and Technology**, v. 2, p. 508-516, 1986.
- GARCIA, A. **Solidificação**. 2.ed. ed. Campinas, SP: [s.n.].
- GARÇÃO, W. J. L. **Análise experimental das variáveis térmicas na solidificação do alumínio e liga binária Al-Fe: Efeito da taxa de resfriamento e concentração de Fe na formação macro/microestrutural e propriedades mecânicas**, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal Sul Fluminense, Volta Redonda, 2018.
- GARÇÃO, W. J. L. **Estudo da influência da radiação gama na formação microestrutural do alumínio comercialmente puro**, Tese de Doutorado, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2023.
- GENTIL, V. **Corrosão**. 6.ed. ed. Rio de Janeiro, RJ: LTC, 2018.
- GIROTTO, E. M.; SANTOS, I. A. Medidas de Resistividade Elétrica *DC* em Sólidos: Como Efetuá-las Corretamente. **Quim. Nova**, Vol. 25, No. 4, 639-647, 2002.
- 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.
- GOMES, L. G. **Microestrutura Dendrítica, Macrossegregação e Microporosidade na Solidificação de Ligas Ternárias Al-Si-Cu**. p. 205, 2012.
- GOULART, P. R. *et al.* Al-Fe hypoeutectic alloys directionally solidified under steady-state and unsteady-state conditions. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 504, p. 205-210, 2010a.
- 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.
- GOULART, P. R. Variáveis térmicas de solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas hipoeutéticas Al-Si. p. 120, 2005.

- GRANGER, D.A. **Aluminum and Aluminum Alloys, in: Casting-** Metals Handbook, vol.15, pp. 159-181, 1988.
- GUNDUZ, M. and ÇARDIRLI, E. Directional solidification of aluminium–copper alloys. **Materials Science and Engineering: A V.** 327 (2). - 2002. - pp. 167-185.
- HE, S. *et al.* Evolution of microsegregation in directionally solidified Al–Cu alloys under steady magnetic field. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 800, p. 41–49, 2019.
- HORITA, Z. *et al.* Achieving high strength and high ductility in precipitation-hardened alloys. **Advanced Materials**, v. 17, p. 1599-1602, 2005.
- HUTCHINSON, C. R. *et al.* On the origin of the high coarsening resistance of  $\Omega$  plates in Al-Cu-Mg-Ag alloys. **Acta Materialia**, v. 49, p. 2827-2841, 2001.
- JOHNSON, W; MELLOR, P.B. **Engineering Plasticity.** Ellis Horwood Limited Publishers, Chichester, West Sussex, England, 1985.
- JUNG, H. *et al.* Columnar to equiaxed transition during directional solidification in refined Al based alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 484, p. 739-746, 2009.
- JUNIOR, A. A. D. C. **Parâmetros Térmicos de Solidificação, Microestrutura e Propriedades em Tração de Liga Ternária Al-Sn-Cu.** 2017.
- KAMAEVA, L. V. *et al.* Effect of copper concentration on the structure and properties of Al-Cu-Fe and Al-Cu-Ni melts. **Journal of Physics Condensed Matter**, v. 32, n. 22, 2020.
- KASAP, S.; CAPPER, P. Capper, **Springer Handbook of Electronic and Photonic Materials.** Springer, Boston – 2<sup>nd</sup> Ed. 2017.
- KURZ, W.; BEZENÇON, C.; GÄUMANN, M. Columnar to equiaxed transition in solidification processing. **Science and Technology of Advanced Materials**, v. 2, p. 185-191, 2001.
- KURZ, W.; FISHER, D. J. **Fundamentals of solidification.** 3rd. ed. Aedermannsdorf: Trans Tech Publications Ltd, 1992, 305 p.
- LI, Y. *et al.* Chill-zone aluminum alloys with GPa strength and good plasticity. **Journal of Materials Research**, v. 24, p. 1513-1521, 2009.
- MADHI, E.; NAGY, P. B. Sensitivity analysis of a directional potential drop sensor for creep monitoring. **NDT&E International**, v. 44, p. 708-717, 2011.
- MAHAPATRA, R. B.; WEINBERG, F. The columnar to equiaxed transition in Tin-lead alloys. **Metallurgical Transactions B**, v. 18B, p. 425-432, 1987.
- MAITY, S. *et al.* Coexistence of adjacent vacancy-ordered and eutectic phases in Al–Cu–Ni alloys. **Philosophical Magazine Letters**, v. 98, n. 11, p. 486–493, 2018.



- MARTORANO, M. A.; BISCUOLA, V. B. Predicting the columnar-to-equiaxed transition for adistribution of nucleation undercoolings. **Acta Materialia**, v. 57, p. 607-615, 2009.
- MCCARTNEY, D. G.; HUNT, J. D. Measurements of cells and primary dendrite arm spacing in directionally solidified aluminium alloys. **Acta Metallurgica**, v. 29, p. 1851-1863, 1981.
- MEZA, E. S. **Modelagem analítica e numérica da solidificação de ligas binárias: análise de fatores de influência**, Tese de Doutorado, Universidade Estadual de Campinas, São Paulo, 2012.
- MORANDO, R. et al. The development of macrostructure in ingots of increasing size. **Metallurgical Transactions**, v.1, p. 1407-1412, 1970.
- MOURA, L. **Estudo Experimental do Efeito da Adição de Bismuto nas Variáveis Térmicas de Solidificação, Microestrutura, Microsegregação e Propriedade Mecânica na Liga Binária de Al-Cu**. Volta Redonda, RJ, 2022.
- NASCIMENTO, M. S. *et al.* An experimental study of the solidification thermal parameters influence upon microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu alloys. **Materials Research**, v. 21, n. 5, 2018.
- OHNO, A. Formation mechanism of the equiaxed chill zone in cast ingots. **Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan**, v. 10, p. 459-463, 1970.
- OSÓRIO, W. R.; GARCIA, A. Modeling dendritic structure and mechanical properties of Zn-Al alloys as a function of solidification conditions. **Materials Science and Engineering A**, v. 325, p. 103-111, 2002.
- OSÓRIO, W. R. R. **Análise da Influência de Parâmetros Estruturais da Solidificação de Metais e Ligas na Resistência à Corrosão**. Campinas, SP, 2004.
- PADILHA, A. F. **Materiais de Engenharia: microestrutura e propriedades**. Curitiba – PR. 2000.
- PARADELA, K. G. *et al.* Investigation of thermal parameters effects on the microstructure, microhardness and microsegregation of Cu-Sn alloy directionally solidified under transient heat flow conditions. **Materials Research**, v. 22, n. 4, 2019.
- PENG, Z. *et al.* Tensile Property and Corrosion Performance of Ag Microalloying of Al-Cu Alloys for Positive Electrode Current Collectors of Li-Ion Batteries. **Materials**, 2022, 15, 5126
- POIRIER, D. R.; YEYM, K.; MAPLES, A.L. A thermodynamic Prediction for microporosity formation in Aluminium-Rich Al-Cu Alloys, **Metallurgical transactions**, V.18 A, p. 1979, 1987.
- QUARESMA, J. M. V.; SANTOS, C. A.; GARCIA, A. Correlation between unsteady-

statesolidification conditions, dendrite spacings, and mechanical properties of Al-Cu alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 31A, p. 3167-3178, 2000.

ROCHA, O. F. L. DA. **Análise Teórico-Experimental da Transição Celular/Dendrítica e da Evolução da Morfologia Dendrítica na Solidificação Unidirecional em Condições de Fluxo de Calor Transitório**. 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.

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

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

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.

SÁ, F. A. DE. **Influência das Variáveis de Solidificação Transitória no Surgimento e Evolução dos Espaçamentos Dendríticos Terciários** Campinas, 2004.

SALES, R. C. *et al.* Effect of Solidification Processing Parameters and Silicon Content on the Dendritic Spacing and Hardness in Hypoeutectic Al-Si Alloys. **Materials Research**, v. 21, n. 6, 2018.

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

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.

SHACKELFORD, J. F. **Ciências dos Materiais**. 6. ed. Pearson, 2012.

SILVA, J. N. *et al.* Determination of heat transfer coefficients at metal-mold interface during horizontal unsteady-state directional solidification of Sn-Pb alloys. **Materials Chemistry and Physics**, v. 130, p. 179-185, 2011.

SILVA, M. A. P. S. DA. **Solidificação transitória de ligas hipomonoeutéticas e monotéticas do Sistema Al-Bi**. Campinas, SP: [s.n.].

SIQUEIRA, C. A.; CHEUNG, N.; GARCIA, A. Solidification thermal parameters affecting the columnar-to-equiaxed transition. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 33A, p. 2107-2118, 2002.

SIQUEIRA, C. A.; CHEUNG, N.; GARCIA, A. The columnar to equiaxed transition during solidification of Sn-Pb alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 351, p. 126-134, 2003.

SPINELLI, J. E. et al. Influence of melt convection on dendritic spacings of downward unsteadystate directionally solidified Al-Cu alloys. **Materials Science and Engineering A**, v. 383, p. 271-282, 2004.

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.

SURI, V. K.; EL-KADDAH, N.; BERRY, J. T. **Control of Macrostructure in Aluminum Casting, Part I: Determination of Columnar/Equiaxed**. Transition for Al-4,5%Cu Alloy. AFS Transactions, vol. 99, pp. 187-191, 1991.

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

TOLEDO, R. C. **Estudo da Solidificação da Liga Metálica Eutética BiInSn em Ambiente de Microgravidade utilizando tubo de queda livre, “Drop Tube”**. 2009.

TOTTEN, G. E. (Ed.); MACKENZIE, D. S. (Ed.). **Handbook of aluminum**: volume 1: physicalmetallurgy and processes. New York: Marcel Dekker, Inc., 2003. 1296 p.

VERSNYDER, F. L.; SHANK, M. E. The development of columnar grain and single crystal hightemperature materials through directional solidification. **Materials Science and Engineering**, v.6, p. 213-247, 1970.

WANG, N.; TRIVEDI, R. Limit of steady-state lamellar eutectic growth. **Scripta Materialia**, v.64, p. 848-851, 2011.

WOLYNEC, S. **Técnicas eletroquímicas em corrosão**. São Paulo, SP: Editora da Universidade de São Paulo, 2003.

WU, M. et al. Simulation of the as-cast structure of Al-4.0wt.%Cu ingots with a 5-phase mixed columnar-equiaxed solidification model. **Materials Science and Engineering**, v. 33, p. 1-8,2012.

XAVIER, M. G. C. *et al.* Microestrutura de Solidificação E Propriedades Mecânicas da Liga Sn-0,5%Ni Para Soldagem e Recobrimento de Superfícies. **ABM – Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração**, v. 72, n. 1, 2017.

## 9. PRODUÇÃO CIENTÍFICA

- Artigos Publicados

SALES, R.; FERREIRA, L.; ALMEIDA, R.; TERRA, B.; MOURA, L.; FURTADO, A.. **Microstructure and Microhardness of Directionally Solidified Al-Si Alloys Subjected to an Equal-Channel Angular Pressing Process.** MATERIALS RESEARCH, v. 25, p. e20210344, 2022. [DOI](#).

JÚNIOR, P. F.; DE OLIVÉ, F. L.; GARÇÃO, W. J.; ALMEIDA, R.; MELO, C.; FURTADO, A. **Heat-flow parameters affecting microstructure and mechanical properties of Al-Cu and Al-Ni alloys in directional solidification: an experimental comparative study.** INTERNATIONAL JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH, v. 1, p. 1-13, 2022. [DOI](#).

FURTADO, A.; FERREIRA, I.; ALMEIDA, R.; CASTRO, J.; SALES, R.; JUNIOR, Z. **Analysis of Microstructural Evolution and Microsegregation in Directional Solidification of Hypoeutectic Al-Cu Alloy: A Comparison Between Experimental Data and Numerical Results Obtained via Phase-field Model.** TRANSACTIONS OF NONFERROUS METALS SOCIETY OF CHINA, v. 31, p. 1853-1867, 2021. [DOI](#).

TEIXEIRA, P.; FEITEIRA, J.; ALMEIDA, R.; FURTADO, A. **Modal Analysis of Computational Guitar Model Using Finite Elements and Impulse Excitation Method.** RESEARCH, SOCIETY AND DEVELOPMENT, v. 1, p. e24410212491, 2021. [DOI](#).

- Artigos Submetidos

FURTADO, A.; ALMEIDA, R.; GARÇÃO, W.; PEIXOTO, F.; SALES, R.; ALMEIDA, C.; **Solidification Processing Conditions, Microstructural Patterns, Microsegregation, Microhardness and Electrical Conductivity in Aluminum Alloys.** JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH AND TECHNOLOGY.