

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
"JÚLIO DE MESQUITA FILHO"
CAMPUS DE SÃO JOÃO DA BOA VISTA

GABRIELA DE ARAÚJO SOLER

Correlação entre Parâmetros Microestruturais e Resistência Mecânica de uma Liga Al-Ni-Co

São João da Boa Vista

2023

Gabriela de Araújo Soler

Correlação entre Parâmetros Microestruturais e Resistência Mecânica de uma Liga Al-Ni-Co

Trabalho de Graduação apresentado ao Conselho de Curso de Graduação em Engenharia Aeronáutica do Campus de São João da Boa Vista, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Graduação em Engenharia Aeronáutica .

Orientador: Prof^o Dr. Crystopher Cardoso de Brito

Coorientadora: Dr^a. Talita Almeida Vida de Brito

São João da Boa Vista

2023

S685c

Soler, Gabriela de Araújo

Correlação entre parâmetros microestruturais e resistência mecânica de uma liga Al-Ni-Co / Gabriela de Araújo Soler. -- São João da Boa Vista, 2023

51 f. : il., tabs., fotos

Trabalho de conclusão de curso (Bacharelado - Engenharia Aeronáutica) - Universidade Estadual Paulista (Unesp), Faculdade de Engenharia, São João da Boa Vista

Orientador: Crystopher Cardoso de Brito

Coorientadora: Talita Almeida Vida de Brito

1. Aeronautica. 2. Ligas. 3. Microestrutura. 4. Resistência (Engenharia). 5. Solidificação. I. Título.

Sistema de geração automática de fichas catalográficas da Unesp. Biblioteca da Faculdade de Engenharia, São João da Boa Vista. Dados fornecidos pelo autor(a).

Essa ficha não pode ser modificada.

**UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA “JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
FACULDADE DE ENGENHARIA - CÂMPUS DE SÃO JOÃO DA BOA VISTA
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA AERONÁUTICA**

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

**CORRELAÇÃO ENTRE PARÂMETROS MICROESTRUTURAIS E RESISTÊNCIA
MECÂNICA DE UMA LIGA AL-NI-CO**

Aluno: Gabriela de Araújo Soler

Orientador: Prof. Dr. Crystopher Cardoso de Brito

Banca Examinadora:

- Crystopher Cardoso de Brito (Orientador)
- Denilson Paulo Souza dos Santos (Examinador)
- Roberto Nunes Duarte (Examinador)
- Talita Almeida Vida de Brito (Coorientadora/Convidada)

A ata da defesa com as respectivas assinaturas dos membros encontra-se no prontuário do aluno (Processo nº 015/2023)

São João da Boa Vista, 28 de julho de 2023

À minha mãe, Roberta, por sempre ser meu amparo e ter me dado esperança para seguir. Ao meu pai,
José Gabriel, por sempre ser minha referência e estar presente em todos os momentos.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço a Deus que sempre esteve a frente ao longo da minha vida com planos maiores que os meus próprios sonhos.

Aos meus pais, José Gabriel e Roberta, que sempre me fortaleceram, apoiaram e incentivaram de maneira incondicional com muito amor e compreensão. A conclusão desse ciclo da minha vida é mais uma conquista de vocês também. Obrigada por acreditarem comigo no meu sonho de ser Engenheira Aeronáutica. Amo-os muito.

Ao Professor Dr. Crystopher Brito pela amizade, confiança, dedicação e compromisso nesses quatro anos de orientação. Obrigada por enxergar potencial em mim que nem eu acreditava ter.

À Dr^a Talita Vida pela amizade, dedicação e apoio durante a coorientação desta pesquisa.

Ao Professor Dr. Denilson dos Santos pela dedicação e atenção ao longo dos anos de graduação.

Ao Professor Dr. Roberto Nunes por dedicar seu tempo a avaliar este trabalho.

À Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho" pela oportunidade de fazer o curso e a todo corpo docente, direção e administração pelo apoio durante os últimos anos.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico e à Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo que permitiram o desenvolvimento deste trabalho através das bolsas de estudo e financiamento dos equipamentos utilizados.

Agradeço, também, em especial os professores Afonso Prado, José Augusto de Oliveira, Leandra de Abreu e Luiz Schiavo que me auxiliaram no desenvolvimento acadêmico e pelas dedicações depositadas em suas aulas, pela empatia com os alunos, pela dedicação e amor por esta profissão.

À toda a minha família que sempre se mostraram interessados e eternos apoiadores das minhas conquistas, em especial à minha avó Berenice de Araújo e minha tia Lissandra de Araujo.

Às minhas amigas de longa data Bruna Villela, Melanie Steigleder, Letícia Sansão e Tarsila Alvise que sempre estiveram ao meu lado e são como família entendendo meus momentos de ausência e cansaço e sempre me motivaram mesmo que a distância.

Aos amigos que a faculdade me deu, Karine Anjos, Matheus Martines, Nathan Oliveira, Adriano Soares e Wolney Neto, sem vocês meus dias teriam sido muito mais difíceis. Obrigada pelos conselhos, pelos trabalhos desenvolvidos em conjunto e pelos momentos de descontração.

Às minhas amigas que esta pesquisa proporcionou, Rafaela Barreto e Carina Lessa, vocês foram luz e motivação nessa jornada.

Aos amigos que fiz no estágio, Milena Gouvea e Marcos Vinícius Barros, que me apoiaram e fazem parte do meu dia a dia, tornando todos os dias mais leves e compartilhando dos mesmos momentos.

Ao meu supervisor, Carlos Kobayashi, por enxergar potencial em mim e dar toda a confiança que venho recebendo para o mais novo desafio da minha vida. E para toda a equipe de Ensaio em Voo que me receberam de portas abertas e dispostos a me ajudar.

A todos que direta ou indiretamente contribuíram para este trabalho e durante minha formação, meu muito obrigada.

Este trabalho contou com o apoio da(s) seguinte(s) entidade(s):

Processo nº 2022/03633-3, Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP) ¹

Processos nº 129696/2021-8, nº 138960/2020-8, nº 407871/2018-7, Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq)

CEPIMATE - Centro de Pesquisa e Inovação em Materiais e Estruturas

Villares Metals S.A.

Unesp - Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho- Edital PROPE nº 05/2023

¹ As opiniões, hipóteses e conclusões ou recomendações expressas neste material são de responsabilidade da autora e não necessariamente refletem a visão da FAPESP

“Tudo que é seu encontrará uma maneira de chegar até você.”

(Chico Xavier)

“A vida nem sempre é como sonhamos, mas nem sempre sonhamos o que queremos viver.”

(Allan Kardec)

RESUMO

As ligas de alumínio têm sido um dos principais materiais utilizados em componentes estruturais de aeronaves devido às suas características já consolidadas em termos de desempenho, métodos de projeto, fabricação e técnicas de inspeção. As propriedades mecânicas, químicas e elétricas das ligas metálicas estão diretamente relacionadas ao arranjo microestrutural – este último depende dos elementos de liga e dos parâmetros de fabricação. Assim, percebe-se a importância de se estudar os parâmetros de fabricação diretamente com as propriedades requeridas e a falta de referências correlacionando-as. Este estudo visa desenvolver experimentalmente uma liga Al-2%Ni-0,5%Co para aplicações aeroespaciais, avaliando os principais aspectos metalúrgicos que influenciam a resistência mecânica. A morfologia da microestrutura foi avaliada por análise metalográfica empregando microscopia ótica e eletrônica de varredura, e o comportamento mecânico foram avaliados por meio de ensaios de tração e microdureza Vickers. As amostras foram solidificadas em moldes de bronze com quatro diâmetros diferentes e em solidificação direcional vertical ascendente, permitindo diferentes taxas de resfriamento. Uma análise estatística da correlação entre parâmetros microestruturais e propriedades mecânicas foi proposta para otimizar as condições para obtenção da melhor resistência mecânica. Foi observada uma microestrutura com uma matriz essencialmente celular da fase α -Al em moldes de bronze e uma matriz essencialmente dendrítica da fase α -Al na solidificação direcional vertical ascendente. As propriedades mecânicas observadas foram valores limite de resistência à tração (σ_U) de 100 MPa, limite de escoamento (σ_e) de 74 MPa, alongamento específico (δ) de 35% e microdureza Vickers média de 32HV. Portanto, vale ressaltar que houve uma compensação entre a matriz rica em alumínio e as fases que compõem o eutético (α -Al, Al_3Ni e Al_9Co_2), no sentido de aumentar a resistência média com o aumento da escala da matriz, o que contraria o previsto pela Teoria Clássica de Hall-Petch. A adição de cobalto à liga Al-2%Ni contribuiu para aumentar a ductilidade da liga Al-2%Ni, sem prejuízo dos valores de σ_U , em comparação com anteriores estudos disponíveis na literatura.

PALAVRAS-CHAVE: Aplicações Aeroespaciais. Ligas Al-Ni-Co. Microestrutura. Resistência Mecânica. Solidificação.

ABSTRACT

Aluminum alloys have been one of the leading materials used in aircraft structural components due to their already consolidated characteristics in terms of performance, design methods, manufacturing, and inspection techniques. Metallic alloys' mechanical, chemical, and electrical properties are directly related to the microstructural arrangement—the latter depends on the alloying elements and manufacturing parameters. Based on the statements, one can see the importance of studying the manufacturing parameters directly with the required properties and the lack of references correlating them. This study aims to experimentally develop an Al-2wt.%Ni-0.5wt.%Co alloy for aerospace applications, evaluating the main metallurgical aspects that influence mechanical strength. Microstructure morphology were evaluated by metallographic analysis employing Optical and Scanning Electron microscopy and the mechanical behavior were evaluated through tensile and Vickers microhardness tests. The samples were solidified in bronze molds with four different diameters and in assembly vertical upward directional solidification, allowing different cooling rates. A statistical analysis of the correlation between microstructural parameters and mechanical properties were proposed to optimize the conditions for obtaining the best mechanical strength. A microstructure with an essentially cellular matrix of the α -Al phase was observed in bronze molds and an essentially dendritic matrix of the α -Al phase in the assembly vertical upward directional solidification. The mechanical properties observed was a tensile strength limit values (σ_U) of 100 MPa, Yield strength (σ_e) of 74 MPa, specific elongation (δ) of 35%, and average microhardness of 32HV. Therefore, it is noteworthy that there was a compensation between the matrix rich in aluminum and the phases that compose the eutectic (α -Al, Al_3Ni e Al_9Co_2), in the sense of increasing the average resistance with the increase of the matrix scale, which contradicts what was predicted by the Classical Hall-Petch Theory and the addition of cobalt to the Al-2wt.%Ni alloy contributed to increasing the ductility of the Al-2wt.%Ni alloy, without detriment of σ_U values, compared with previous studies.

KEYWORDS: Aerospace Applications. Alloys Al-Ni-Co. Microstructure. Mechanical Resistance. Solidification.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – a) Representativo do sistema metal/molde; b) Modos de transferência de calor atuantes em cada seção do sistema metal/molde.	15
Figura 2 – Representação esquemática do dispositivo de solidificação direcional vertical e representação esquemática da posição dos termopares em diferentes posições ao longo do comprimento do lingote unidirecional.	16
Figura 3 – Desenho em SolidWorks da lingoteira de bronze.	22
Figura 4 – a) Base da lingoteira (molde) em aço carbono; b) Parafusos de fixação; c) Lingoteira bipartida aço inoxidável 310	22
Figura 5 – Perfil de temperatura para a determinação do tempo de passagem da isoterma liquidus (t_L).	23
Figura 6 – Esquema para o cálculo das taxas de resfriamento ($\dot{T}$) em função do tempo e da posição.	24
Figura 7 – Esquema para obtenção dos gráficos da velocidade em função do tempo e da posição.	25
Figura 8 – Representação esquemática das medidas dos espaçamentos dendríticos primários e terciários.	26
Figura 9 – Caminho de solidificação da liga Al-2%Ni-0,5%Co com temperatura liquidus em torno de 653°C.	28
Figura 10 – Diagrama de fases pseudo-binário, simulado utilizando o software ThermoCALC, empregando a base SSOL6.	29
Figura 11 – Curvas de Resfriamento de Solidificação em Lingoteira de Bronze da Liga Al-2%Ni-0,5%Co.	30
Figura 12 – Curvas de Resfriamento de Solidificação Direcional Ascendente Vertical da Liga Al-2%Ni-0,5%Co.	31
Figura 13 – Curvas de Taxa de Resfriamento ($\dot{T}$) e Velocidade de Deslocamento da Isotherma Liquidus (V_L) por Posição dos Termopares da Solidificação Direcional Ascendente Vertical da Liga Al-2%Ni-0,5%Co.	32
Figura 14 – Microestruturas Resultantes da Solidificação em Lingoteira de Bronze da Liga Al-2%Ni-0,5%Co.	33
Figura 15 – Micrografia SEM Característica com Análise de Mapeamento EDS Mostrando as Fases da Microestrutura da Liga Al-2%Ni-0,5%Co.	33
Figura 16 – Microestruturas das Seções Transversais da Liga Al-2%Ni-0,5%Co em Solidificação Direcional Ascendente Vertical.	34
Figura 17 – Microestruturas Transversal e Longitudinal da Posição 30 mm de Distância da Base em Solidificação Direcional Ascendente Vertical da Liga Al-2%Ni-0,5%Co.	34
Figura 18 – Gráfico de Espaçamento Dendrítico Primário (λ_1) e Celular (λ_C) por Taxa de Resfriamento ($\dot{T}$) da Liga Al-2%Ni-0,5%Co.	36
Figura 19 – Ensaio de Tração da Liga Al-2%Ni-0,5%Co.	37

Figura 20 – Gráfico de Espaçamento Dendrítico Primário (λ_1) e Celular (λ_C) por Microdureza (HV) da Liga Al-2%Ni-0,5%Co.	39
Figura 21 – Distribuição de Documentos por Busca dos Termos “Aerospace Applications”, “Alloys Al-Ni-Co” e “Microstructure”: a) Web of Science ; b) Scopus; c) Science Direct	46
Figura 22 – Distribuição de Documentos por Busca dos Termos “Aerospace Applications”, “Alloys Al-Ni-Co” e “Mechanical Resistance”: a) Web of Science ; b) Scopus; c) Science Direct	46
Figura 23 – Distribuição de Documentos por Busca dos Termos “Alloys Al-Ni-Co”, “Solidification” e “Microstructure”: a) Web of Science ; b) Scopus; c) Science Direct	47
Figura 24 – Distribuição de Documentos por Busca dos Termos “Alloys Al-Ni-Co”, “Solidification” e “Mechanical Resistance”: a) Web of Science ; b) Scopus; c) Science Direct	47
Figura 25 – Distribuição de Documentos por Busca dos Termos “Alloys Al-Ni-Co”, “Microstructure” e “Mechanical Resistance”: a) Web of Science ; b) Scopus; c) Science Direct	47
Figura 26 – Distribuição de Documentos por Ano dos Termos “Aerospace Applications” e “Microstructure”.	48
Figura 27 – Distribuição de Documentos por Ano dos Termos “Aerospace Applications” e “Mechanical Resistance”.	48

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Posição do Termopar e Nomenclatura Solidificação Radial	30
Tabela 2 – Taxa de Resfriamento para Cada Posição de Termopar de Solidificação em Lingoteira de Bronze	30
Tabela 3 – Posição do Termopar e Nomenclatura da Solidificação Direcional Ascendente Vertical	31
Tabela 4 – Ensaio de Tração da Liga Al-2%Ni-0,5%Co	36
Tabela 5 – Valores de Microdureza Vickers de Solidificação em Lingoteira de Bronze	38
Tabela 6 – Valores de Microdureza Vickers de Solidificação Direcional Ascendente Vertical .	38
Tabela 7 – Comparativo de Microdureza Vickers de Solidificação Direcional Ascendente Vertical	38

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
1.1	Justificativa	17
1.2	Objetivo	17
2	MATERIAIS E MÉTODOS	19
2.1	Planejamento Experimental	19
2.2	Equipamentos e Materiais Utilizados	19
2.3	Simulação de diagrama de fases, simulação de Scheil-Gulliver e simulação de tratamentos térmicos (Precipitation Simulation)	21
2.4	Elaboração de uma liga Al-Ni-Co por solidificação	21
2.4.1	Solidificação em Lingoteira de Bronze	21
2.4.2	Solidificação Direcional Ascendente Vertical	22
2.5	Curvas de Resfriamento	23
2.6	Determinação dos parâmetros térmicos	23
2.7	Seccionamento do lingote e metalografia	25
2.7.1	Solidificação em Lingoteira de Bronze	25
2.7.2	Solidificação Direcional Ascendente Vertical	26
2.8	Caracterização microestrutural empregando microscopia ótica	26
2.8.1	Solidificação em Lingoteira de Bronze	26
2.8.2	Solidificação Direcional Ascendente Vertical	26
2.9	Determinação das leis de crescimento	27
2.10	Ensaio Mecânicos	27
2.10.1	Ensaio de Tração	27
2.10.2	Ensaio de Microdureza	27
3	RESULTADO E DISCUSSÕES	28
3.1	Simulação de diagrama de fases, simulação de Scheil-Gulliver	28
3.2	Curvas de Resfriamento e Determinação dos Parâmetros Térmicos	29
3.2.1	Solidificação em Lingoteira de Bronze	29
3.2.2	Solidificação Direcional Ascendente Vertical	31
3.3	Microestruturas	32
3.3.1	Solidificação em Lingoteira de Bronze	32
3.3.2	Solidificação Direcional Ascendente Vertical	34
3.3.3	Análise Geral	35
3.4	Leis de Crescimento Experimental	35
3.4.1	Leis de Crescimento Experimental de Parâmetros Térmicos	35
3.5	Ensaio Mecânicos	36

3.5.1	Ensaio de Tração	36
3.5.2	Ensaio de Microdureza	37
3.5.2.1	Solidificação em Lingoteira de Bronze	37
3.5.2.2	Solidificação Direcional Ascendente Vertical	38
3.5.2.3	Correlação entre Microdureza e Parâmetro de Crescimento da Mariz de α -Al	39
4	CONCLUSÃO	40
4.0.1	Trabalhos Futuros	40
	REFERÊNCIAS	42
	APÊNDICE A – ANÁLISE BIBLIOMÉTRICA	46

1 INTRODUÇÃO

O alumínio é um dos principais materiais de componentes estruturais de aeronaves, pois é um material consolidado em desempenho, métodos de projeto, fabricação e técnicas de inspeção, o que o torna confiável. O alumínio tem papel de destaque na construção da estrutura de aeronaves quando utilizado na forma de ligas de alumínio de alta resistência, mesmo perdendo um pouco do seu papel para materiais compósitos, e quando na composição de compósitos laminares metálicos, como o GLARE (GUNNINK et al., 2002).

A resistência específica, ou seja, a relação da resistência e massa específica é uma das principais qualidades das ligas de alumínio e, apesar disso, o aprimoramento dessa característica ainda é fomentada no ramo aeronáutico para atender da melhor forma as demandas das companhias aéreas como, por exemplo, reduzir o consumo de combustível, aumentar a capacidade de carga e aumentar o alcance de uma viagem. Portanto, a melhoria dessa característica, e consequentemente a busca por novos materiais, permite obter aprimoradas propriedades mecânicas, o que resulta em um menor custo de reparo e maior espaçamento entre manutenções (DURSUN; SOUTIS, 2014). Entretanto, na redução do peso dos componentes, os avanços dos materiais empregados devem garantir aumento na resistência à fadiga e ao desgaste, e garantir otimização da resistência à corrosão e tolerância ao dano.

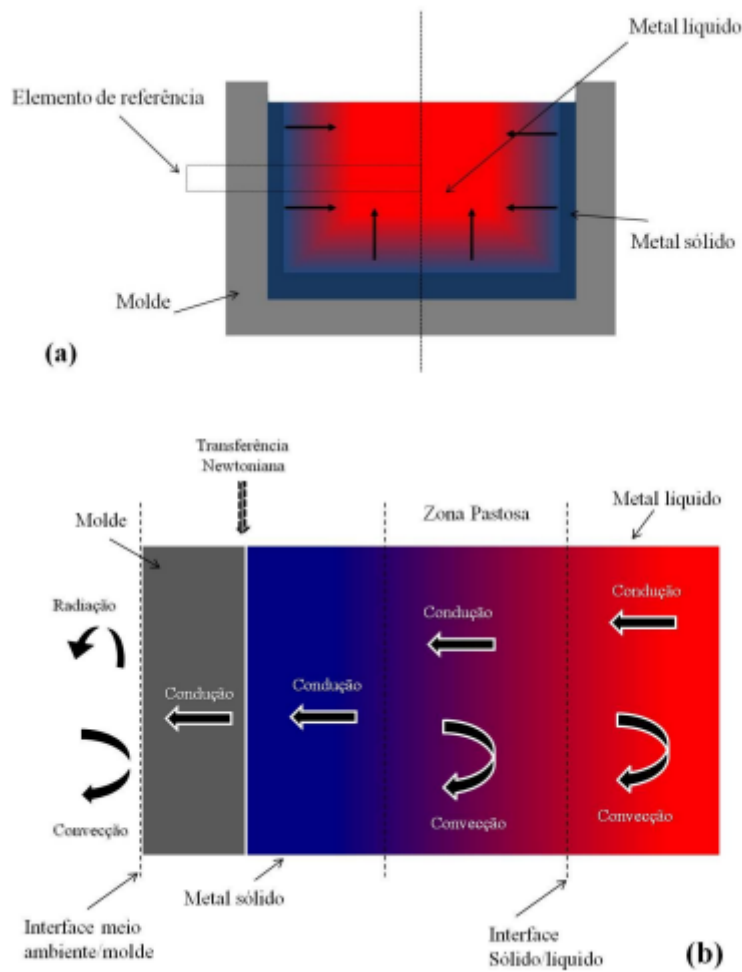
As propriedades mecânicas, químicas e elétricas de ligas metálicas estão diretamente relacionadas ao arranjo microestrutural, sendo o último essencialmente dependente do processamento e composição utilizados. Propriedades dos materiais como tenacidade à fratura, limite de escoamento e limite de resistência podem ser previstas em vistas do conhecimento da estrutura, morfologia e tamanho dos constituintes microestruturais, além da quantidade, relações de orientação e distribuição de fases dos mesmos e dos defeitos cristalinos (PADILHA, 1997).

Nos processos de fabricação que envolvem etapas de fusão dos metais os parâmetros térmicos de solidificação definirão o arranjo final da microestrutura (KURZ; FISHER, 1998). A solidificação inicia quando o metal está em estado líquido e ao resfriar o líquido atinge as condições necessárias para a transformação na fase sólida. Durante essa transformação, o calor latente é dissipado por um ou mais mecanismos de transferência de calor em função do gradiente de temperatura entre o material e o meio externo. Os principais modos de extração de calor podem ser observados na Figura 1: condução térmica no metal líquido, metal sólido, na zona pastosa e no molde; convecção no metal líquido, na zona pastosa e na interface meio ambiente/molde; radiação na interface meio ambiente/molde; e transferência newtoniana na interface metal/molde (GARCIA, 2007).

A técnica de solidificação unidirecional, Figura 2, tem grande destaque no estudo experimental dos fenômenos da solidificação (GOMES et al., 2012), visto que as condições transitórias de fluxo de calor incluem a maioria dos processos industriais correlacionados.

Na solidificação unidirecional em regime transitório, o gradiente de temperatura e a velocidade de crescimento variam livremente com a posição do molde e tempo do experimento, com isso as quatro variáveis térmicas principais (T_V , G , V_L e $\dot{T}$) irão influenciar os parâmetros da macroestrutura e da microestrutura.

Figura 1 – a) Representativo do sistema metal/molde; b) Modos de transferência de calor atuantes em cada seção do sistema metal/molde.



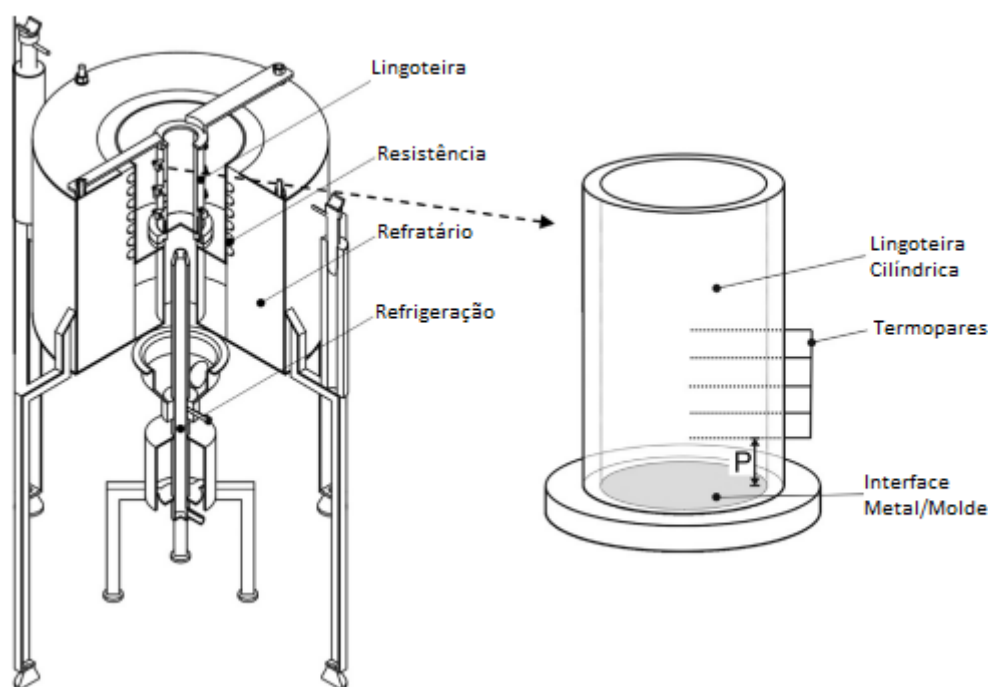
Fonte: Adaptado (GARCIA, 2007)

Os parâmetros $\dot{T}$ e V_L possibilitam o estabelecimento de leis experimentais dos crescimentos morfológicos (dendríticos primário, secundário e terciário ou celular). Inclusive, a literatura mostra que os espaçamentos celulares e dendríticos diminuem com o aumento da velocidade de solidificação e da taxa de resfriamento (HUNT; LU, 1996; RODRIGUES et al., 2018; VIDA et al., 2019).

Ligas leves à base de Al proporcionam significativos benefícios na substituição de materiais mais tradicionais da indústria aeroespacial, automotiva, naval, dentre outras, já que as características intrínsecas desse metal (e de suas ligas) conferem, geralmente, melhor desempenho com economia no consumo de combustíveis, redução na emissão de poluentes e maior resistência à degradação por corrosão (VARGEL, 2020). Estudos recentes têm mostrado que ligas ternárias à base de alumínio, solidificadas em regime transiente de extração de calor (BRITO et al., 2016; BRITO et al., 2019) não seguem o comportamento típico quando da previsibilidade da morfologia microestrutural final. Esta previsão, em muitos casos, pode ser realizada em função da composição e da taxa de resfriamento ($\dot{T}$). Brito et. al (BRITO et al., 2015) mostrou que a liga a adição de 1% de Si à liga Al-3%Mg modificou uma morfologia microestrutural essencialmente dendrítica para taxas de resfriamento variando entre 0,5 e 42 K/s, promovendo uma transição celular/dendrítica, onde uma morfologia microestrutural celular ocorreu para taxas de resfriamento maiores que 2 K/s, e para taxas de resfriamento menores

que 0,8 K/s uma morfologia dendrítica foi formada.

Figura 2 – Representação esquemática do dispositivo de solidificação direcional vertical e representação esquemática da posição dos termopares em diferentes posições ao longo do comprimento do lingote unidirecional.



Fonte: Adaptado (BERTELLI et al., 2015)

Ligas Al-Ni têm um aumento das propriedades mecânicas e preserva a estabilidade térmica por suas fibras eutéticas Al_3Ni (GAN et al., 2020). Além disso, é importante ressaltar que amostras com microestruturas mais refinadas apresentam valores de resistência final e resistência à corrosão, mais altos que os comuns (RODRIGUES et al., 2018). É válido salientar, também, que as propriedades mecânicas dessas ligas são sensíveis às fases e parâmetros microestruturais (TIWARY et al., 2015).

Já as ligas de Al-Co, quando em ligas hipereutéticas com maior porcentagem em peso de Co, apresentam um alto aumento de dureza em relação às de menor porcentagem, além de um aumento na resistência à fluência (SILVA et al., 2020; LEKATOU et al., 2016). Além disso, essas ligas quando produzidas por solidificação rápida demonstraram uma tendência para a formação de fases quase-cristalinas ((LEKATOU et al., 2016)). O composto eutético Al- Al_9Co_2 tem características estruturais que o habilita à produção de compósitos de matriz fibrosa. Um crescimento eutético acoplado ocorrendo no sistema Al-Co foi observado para uma composição quase eutética, e dependendo da combinação de taxa de resfriamento e taxa de crescimento, é possível obter, para o mesmo gradiente térmico, uma morfologia formada por dendritas de Al primário crescendo em níveis mais baixos de super-resfriamento do que a estrutura eutética. A literatura indica o potencial das ligas Al-Co como materiais compósitos de matriz metálica (SRINU; SRINIVASARAO; BHARAGAVA, 2022; SRINU et al., 2023; GAO et al., 2022). Sabe-se da importância desse tipo de material para a fabricação de componentes que necessitam de alta resistência mecânica, baixa densidade e níveis adequados de tenacidade à fratura, sem exigir alto investimento em custos de produção. Portanto, ligas Al-Ni-Co, com composições eutéticas ou quase eutéticas, podem surgir com potencial de suprir essa demanda.

Ligas Al-Cu-Co apresentam a tendência a formação fases quase cristalinas decagonais (BURKOV, 1991; COCKAYNE; WIDOM, 1998; KLYUEVA et al., 2019), entretanto, pouco se sabe sobre a resistência mecânica, corrosão e tribocorrosão concomitantemente.

Vários métodos foram relatados para afetar o tamanho e a distribuição das fibras Al_3Ni nas ligas Al-Ni, incluindo a adição de modificadores químicos, solidificação rápida e por campos externos (como, campo magnético, corrente elétrica e campo de super gravidade) (TIWARY et al., 2015). O átomo de Co é ligeiramente maior que o átomo Ni, além disso, nenhum composto intermediário é previsto pelo diagrama de fases Co-Ni, que o torna o Co como um excelente candidato para solução sólida no sistema Al-Ni (WANG; CACCIAMANI, 2018).

1.1 JUSTIFICATIVA

Embora os materiais compósitos figurem como as principais opções para aplicações aeronáuticas, as ligas de alumínio ainda são consideradas como uma importante opção de materiais para componentes estruturais de aeronaves que necessitam de alta resistência mecânica, baixa densidade e níveis adequados de tenacidade à fratura, sem exigir alto investimento em custos de produção. A consolidação das características mecânicas, métodos de fabricação e resistência à corrosão permitem isso. Portanto, ligas Al-Ni-Co, com composições eutéticas ou quase eutéticas, podem surgir com potencial de suprir essa demanda e ainda pouco explorada, como pode ser visto no Apêndice A. Tendo em vista essa demanda, torna-se imperativo o contínuo desenvolvimento de ligas Al-Ni-Co, e levantamento do conjunto de correlações entre parâmetros de processamento, parâmetros microestruturais, propriedades de aplicação.

1.2 OBJETIVO

Como a literatura é escassa quanto a estudos que enfatizem uma liga Al-Ni-Co e os efeitos da microestrutura bruta de solidificação nas propriedades da liga, **o presente trabalho tem por objetivo principal correlacionar a resistência mecânica com a morfologia microestrutural em ligas Al-Ni-Co, com vistas a permitir uma melhor pré-programação para aplicação na indústria aeroespacial.**

Esta pesquisa tem aderência com o Art. 2º da Portaria MCTIC no 1.122/2020, na especificidade Espacial. Logo se faz necessário avançar numa maior compreensão da correlação entre parâmetros de processamento, microestrutura e resistência mecânica, para permitir o melhor desenvolvimento novos materiais. Embora os materiais compósitos figurem como as principais opções para aplicações aeronáuticas, as ligas de alumínio ainda são consideradas como uma importante opção de materiais para componentes estruturais de aeronaves. A pesquisa está alinhada aos Objetivos de Desenvolvimento Sustentável da agenda 2030, principalmente ao Objetivo 9 - Indústria, Inovação e Infraestrutura. A proposta busca avaliar a resistência mecânica de uma liga de Al-Ni-Co, com maior estabilidade térmica de suas propriedades mecânicas. O sucesso desta pesquisa contribuirá com a criação de novos materiais com potencial aplicação na indústria da mobilidade, permitirá acesso a novas técnicas de fabricação

que envolvam processos de fundição e solidificação rápida, como os processos de manufatura aditiva de ligas metálicas.

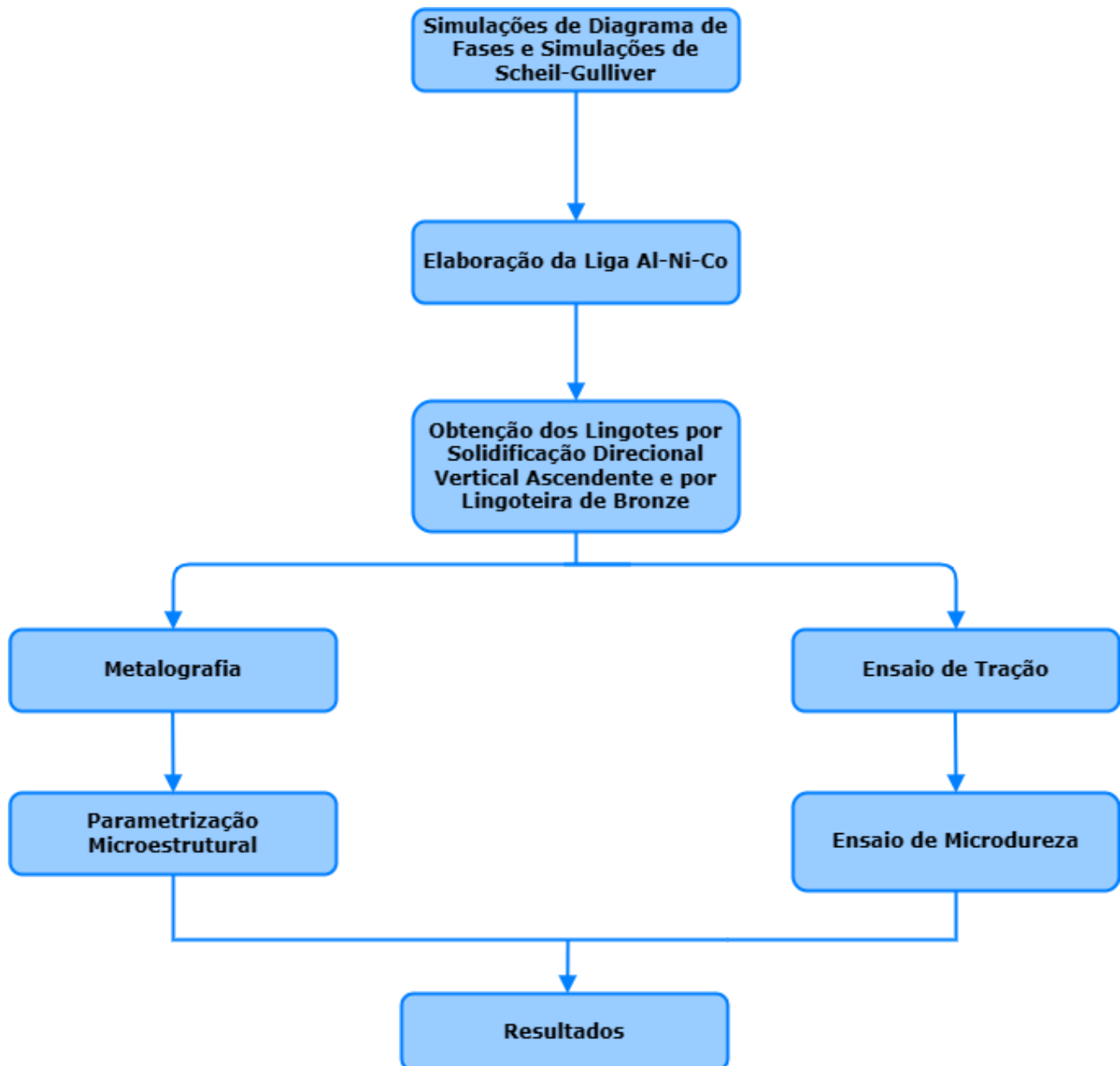
Resumindo, para se chegar ao objetivo principal, os seguintes processos serão realizados:

1. Solidificações da Liga Al-2% Ni-0.5% Co.
2. Determinação dos parâmetros térmicos da solidificação transitória ($\dot{T}$ - Taxa de Resfriamento - e V_L - Velocidade de Deslocamento da Isoterma Liquidus).
3. Mapear a morfologia microestrutural.
4. Obtenção dos espaçamentos microestruturais.
5. Ensaio de tração.
6. Ensaio de microdureza Vickers.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL

Este projeto foi realizado conforme as etapas a seguir:



2.2 EQUIPAMENTOS E MATERIAIS UTILIZADOS

- **Balança digital** modelo AS 5000, carga máxima 5000g e carga mínima 0,25 g, utilizada para a pesagem dos materiais usados na fabricação das ligas.
- **Cadinho de carboneto de silício** modelo AS-8 da Morganite, revestido internamente com camada de suspensão à base de alumina, na especificação Carborundum modelo QF – 180, para evitar contaminação do banho de metal líquido.

- **Forno tipo mufla** marca Jung, temperatura máxima 1300 °C, com interior revestido de placas refratárias e controle processado de temperatura.
- **Termopares** tipo K encapsulados em bainha de aço inoxidável de diâmetro 1,6 mm, Tipo K: Chromel (+) – Alumel (-), Faixa de utilização: (0 a 1260) °C (0,000 a 50,990) mV, Potência termoelétrica: (4,04 mV / 100°).
- **Dispositivo de solidificação vertical ascendente** montado sobre uma bancada de aço com pés estabilizadores comercialmente conhecidos como “vibrastop”, reduzindo os efeitos da vibração durante os experimentos.
- **Equipamento de aquisição de dados** registrando as variações de temperatura no metal desde o preenchimento do molde até o final da solidificação com um sistema de aquisição de dados da marca/modelo Novus Filderlogger de Hz de resolução acoplado a um microcomputador.
- **Espátula em aço** revestida com suspensão à base de alumina para retirada, antes do vazamento, da camada de óxido formada na superfície livre do banho.
- **Garra metálica** utilizada para introduzir e/ou retirar os cadinhos de dentro do forno durante as operações de fusão e vazamento do metal.
- **Massa refratária QF-180 da Carborundum** uma suspensão à base de alumina utilizada para revestimento interno dos cadinhos, haste, espátula e placas isolantes, visando evitar contaminação das ligas em elaboração.
- **Rotâmetro de acrílico** com quilha flutuadora de aço inoxidável 304 e com faixa de medição de 4 a 36 LPM, fabricado pela Key Instruments, para o controle do fluxo de água que escoa através da câmara de refrigeração dos dispositivos utilizados, controlando a vazão para 20 L/min.
- **Máquina Universal de Ensaio** do modelo Biopdi Autoportante de 10.000 a 15.000 kgf, para obtenção das tensões de tração e deformação com velocidade de ensaio de 1 mm/min e pré-carga de 400 N.
- **Lixadeira e Politriz** do modelo PLFDV, para lixar sequencialmente com granulometria de 220, 310, 600 e 1200 mesh e polir com pasta de diamante de 1µm, 0,5 µm e 0,3 µm.
- **Microdurômetro** do modelo Shimadzu HVM-2, para obtenção da microdureza Vickers das amostras.
- **Microscópio Óptico** do modelo Kontrol IM100i, para obtenção de micrografias ópticas para parametrizações complementares, como calcular a fração de cada fase constituinte do arranjo microestrutural.

2.3 SIMULAÇÃO DE DIAGRAMA DE FASES, SIMULAÇÃO DE SCHEIL-GULLIVER E SIMULAÇÃO DE TRATAMENTOS TÉRMICOS (PRECIPITATION SIMULATION)

As simulações metalúrgicas, diagramas de fases e Scheil-Gulliver, foram calculadas por meio do software ThermoCalc utilizando a base de dados SSOL6.

2.4 ELABORAÇÃO DE UMA LIGA AL-NI-CO POR SOLIDIFICAÇÃO

A par da composição selecionada, o lingote da liga Al-X%Ni-Y%Co foi obtido com os procedimentos descritos a seguir:

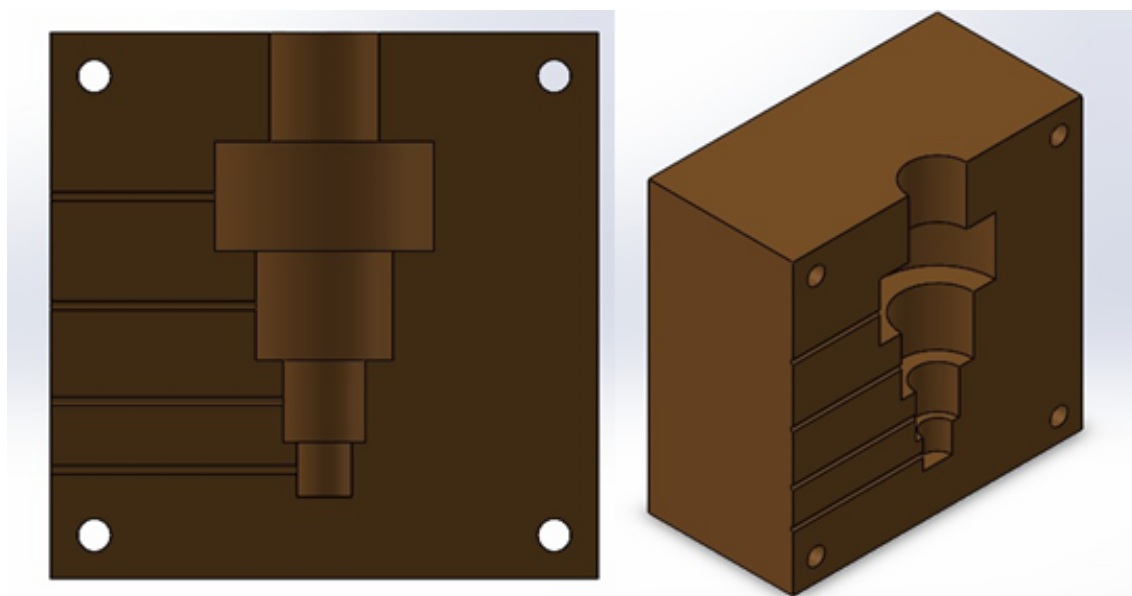
- a) Cálculo estequiométrico para determinar a quantidade necessária de massa de cada elemento para constituir a liga na fração de $(100-X-Y)\%$ de Alumínio, X% de Níquel e Y% de Cobalto;
- b) Corte do alumínio, níquel e cobalto comercialmente puros para obtenção da quantidade a ser utilizada na fabricação da liga, e pesagem em balança analítica;
- c) Fusão total do alumínio, níquel e cobalto em um cadinho de carboneto de silício (coberto internamente por uma camada de massa refratária à base de alumina, QF-180, para evitar contaminação da liga pelos elementos constituintes do cadinho) no forno à temperatura de 800°C por volta de 1 hora;
- d) Homogeneização da liga utilizando uma colher de aço inox (também revestida de massa refratária QF-180) e injeção de argônio (Ar) para eliminar o nitrogênio (N) aderido à liga por 1 minuto fora do forno e posteriormente posta novamente à temperatura de 850°C por aproximadamente 10 minutos;
- e) Vazamento na lingoteira de solidificação;
- f) Início do experimento com a refrigeração do molde.

A liga foi obtida por dois processos de solidificação: solidificação em lingoteira de bronze e direcional vertical ascendente para efeito de comparação. Para cada técnica utilizou-se de uma lingoteira específica, detalhadas a seguir.

2.4.1 Solidificação em Lingoteira de Bronze

Na solidificação em lingoteira de bronze, o vazamento da liga foi realizado na lingoteira visualizada na Figura 3. O vazamento ocorreu quando a liga fundida no forno tipo mufla estava à temperatura de 807°C (23,6% de superaquecimento). A lingoteira foi aquecida até 170 °C para evitar o choque térmico da liga com o molde, e a escolha de uma temperatura de vazamento mais alta ocorreu para evitar a solidificação de material antes do preenchimento da lingoteira.

Figura 3 – Desenho em SolidWorks da lingoteira de bronze.

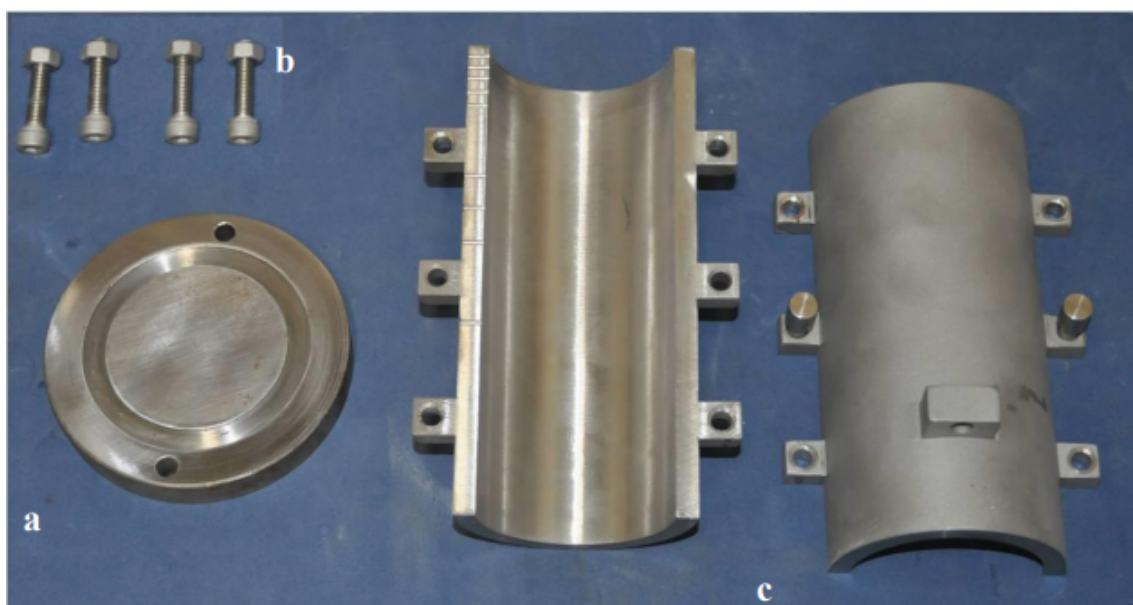


Fonte: Produção do próprio autor.

2.4.2 Solidificação Direcional Ascendente Vertical

A solidificação direcional utiliza um dispositivo vertical ascendente ilustrado na Figura 2. Inicialmente, o dispositivo de solidificação unidirecional foi ligado e começou, o molde de aço inox aquecido, Figura 4. Em seguida, a liga foi vazada e fundida a uma temperatura de 720°C e na sequência o forno foi desligado. O início da aquisição de dados foi quando a liga chegou a 718°C (10% de superaquecimento).

Figura 4 – a) Base da lingoteira (molde) em aço carbono; b) Parafusos de fixação; c) Lingoteira bipartida aço inoxidável 316



Fonte: (BRITO, 2016)

2.5 CURVAS DE RESFRIAMENTO

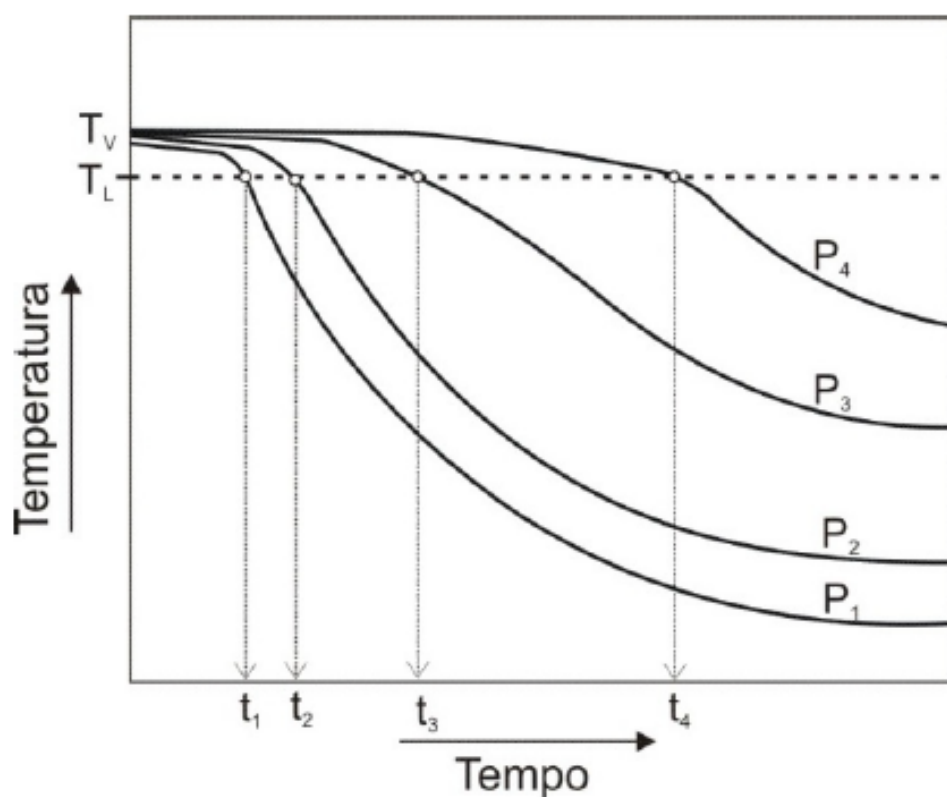
Os dados de resfriamento foram obtidos durante o experimento de solidificação por um registrador Datalogger modelo FieldLogger Novus através do qual as variações de temperatura foram registradas. Oito termopares do tipo K foram acoplados à lingoteira de inox e quatro na lingoteira de bronze em diferentes posições em relação à base para captar as variações de temperatura a serem gravadas pelo registrador. Obteve-se um gráfico para cada solidificação com curvas de temperatura em função do tempo para cada posição dos termopares com o auxílio do programa OriginLab.

2.6 DETERMINAÇÃO DOS PARÂMETROS TÉRMICOS

Os parâmetros térmicos foram determinadas a partir das curvas de resfriamento obtidas pelo Origin. Os passos adotados para tal foram os seguintes:

- a) Determinação do tempo de passagem da isoterma liquidus (t_L) por cada posição relativa à posição dos termopares. Para cada curva foi relacionado um valor de tempo no qual aquela seção do lingote atingiu a temperatura liquidus, t_L , da liga a partir instante do início do resfriamento do molde, conforme ilustrado na Figura 5.

Figura 5 – Perfil de temperatura para a determinação do tempo de passagem da isoterma liquidus (t_L).

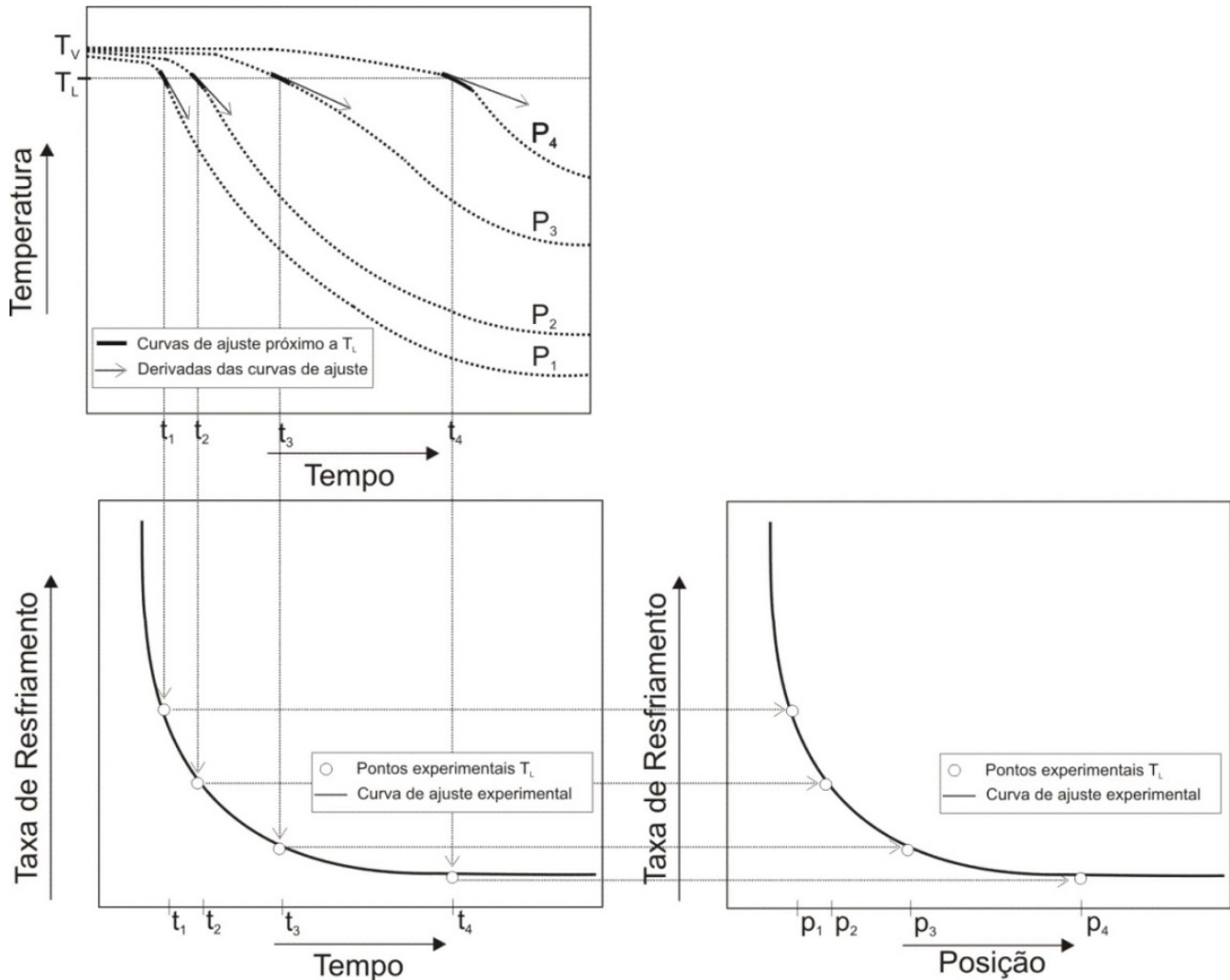


Fonte: (BRITO, 2016)

- b) Determinação da taxa de resfriamento ($\dot{T}$) em cada posição relativa à posição dos termopares no lingote é definida pela derivada da curva de resfriamento da seção no instante em

que o perfil térmico atinge a temperatura liquidus (T_L). O ajuste adotado para as curvas de resfriamento foi uma polinomial de segundo grau considerando os pontos experimentais imediatos a 20°C acima e abaixo da temperatura liquidus. Aplicou-se a derivada da equação da reta de ajuste e substituiu a variável de tempo pelo de cada posição, Figura 6.

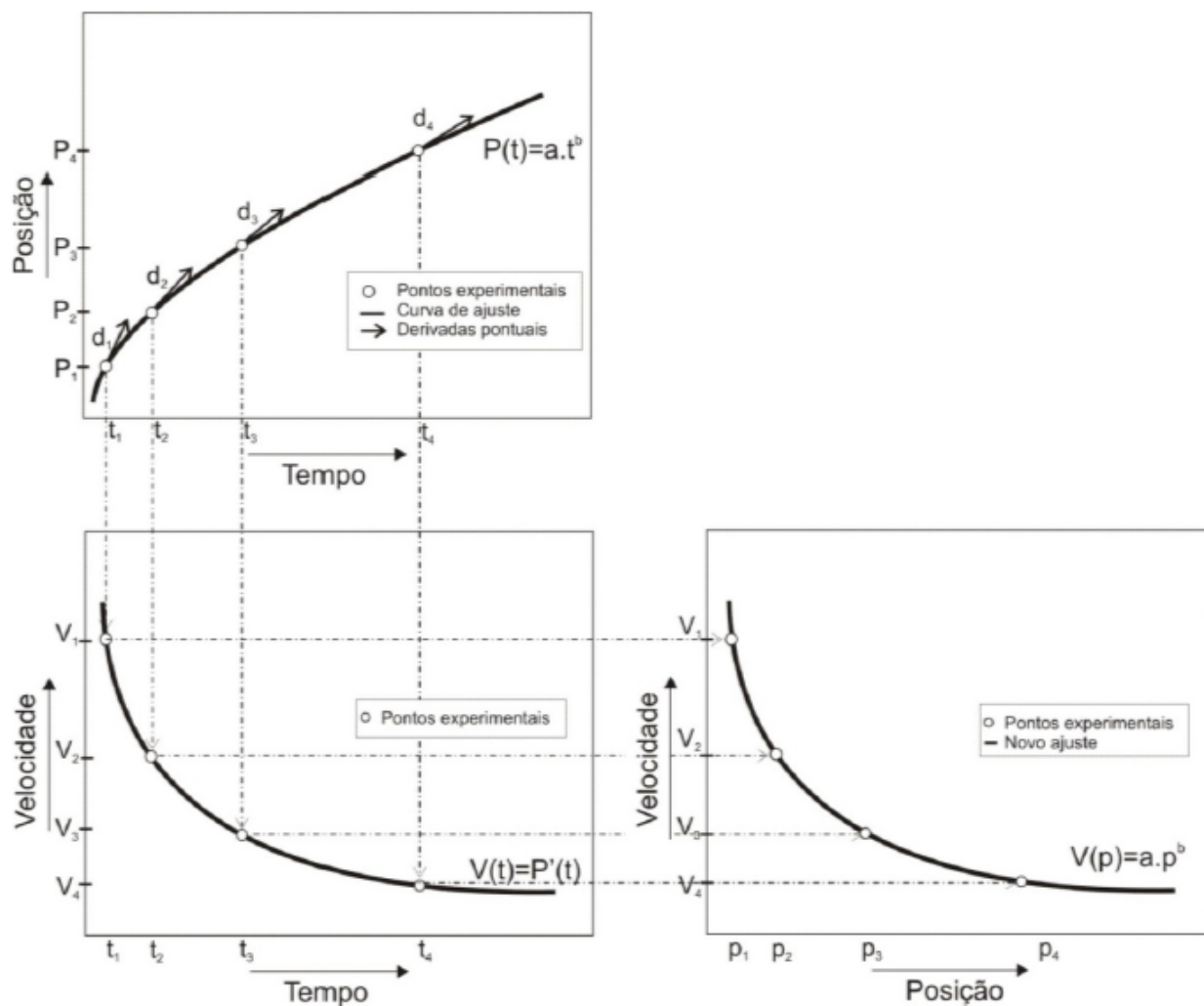
Figura 6 – Esquema para o cálculo das taxas de resfriamento ($\dot{T}$) em função do tempo e da posição.



Fonte: Adaptado (BRITO, 2016)

- c) Determinação da velocidade de deslocamento da isoterma liquidus (V_L) é dada pela derivada da função da posição pelo tempo. A derivada é associada a cada instante em que os dados dos termopares passam pela isoterma liquidus, obtendo valores pontuais das velocidades e a partir disso se associam as velocidades com as posições dos termopares criando uma nova representação de posição-velocidade. Uma curva de ajuste é solicitada na forma $V_L(p)=a.P^b$, onde a e b são constantes e P indica a posição, Figura 7.

Figura 7 – Esquema para obtenção dos gráficos da velocidade em função do tempo e da posição.



Fonte: (BRITO, 2016)

2.7 SECCIONAMENTO DO LINGOTE E METALOGRAFIA

Os lingotes foram seccionados de forma que foram obtidas amostras para análise das microestruturas longitudinais e transversais. As amostras de microestrutura foram lixadas sequencialmente com granulometria de 220, 310, 600 e 1200 mesh e polidas com pasta de diamante de $3 \mu\text{m}$ e $1 \mu\text{m}$ utilizando uma Lixadeira e Politriz modelo PLFDV e atacadas com reagente químico KROLL (10%HF e 5% HNO_3 em solução aquosa).

2.7.1 Solidificação em Lingoteira de Bronze

Inicialmente foi feito um seccionamento transversal em cada mudança de diâmetro do lingote, obtendo-se quatro cilindros. Depois, as duas seções de maiores diâmetros foram seccionadas longitudinalmente. Desta forma, foi possível realizar a caracterização longitudinal e transversal da liga.

2.7.2 Solidificação Direcional Ascendente Vertical

Inicialmente foi feito um seccionamento longitudinal no lingote, na qual o cilindro foi dividido igualmente em duas partes. Na sequência, foram feitos cortes transversais em diferentes alturas a partir da base refrigerada do lingote (5, 10, 15, 20, 30, 40 e 50 mm) e uma longitudinal na posição 30 mm. Desta forma, foi possível realizar a caracterização longitudinal e transversal da liga.

2.8 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL EMPREGANDO MICROSCOPIA ÓTICA

As imagens microestruturais da liga selecionada foram obtidas com um microscópio Kontrol IM100i. As micrografias foram quantificadas com o auxílio do software Image-J.

2.8.1 Solidificação em Lingoteira de Bronze

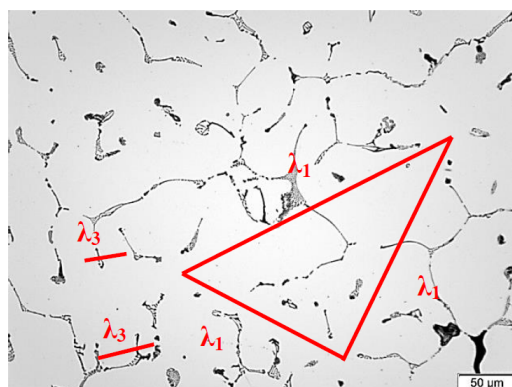
Para efeito estatístico, em cada amostra (transversal e longitudinal) foram obtidas 20 imagens com o auxílio do microscópio óptico, aumento de 200 vezes, a fim de realizar a medida dos espaçamentos celulares. Os espaçamentos celulares foram obtidos pelo método do intercepto, equação 1.

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

2.8.2 Solidificação Direcional Ascendente Vertical

Para efeito estatístico, em cada amostra foram tiradas 50 medidas em aumento de 100 vezes a fim de se obter o espaçamento dendrítico. Os espaçamentos dendríticos primários foram obtidos pelo método do triângulo juntamente com o critério de vizinhança, Figura 8, no qual o valor associado à medida será a média aritmética das três faces, equação 2. A fim de se obter um bom espaço amostral foram retiradas 50 medidas (50 triângulos) para cada posição das amostras.

Figura 8 – Representação esquemática das medidas dos espaçamentos dendríticos primários e terciários.



Fonte: (BRITO, 2016).

$$\lambda_1 = \frac{a_1 + a_2 + a_3}{3} \quad (2)$$

2.9 DETERMINAÇÃO DAS LEIS DE CRESCIMENTO

As leis experimentais que correlacionam os espaçamentos primários (λ_1) e celulares (λ_C) com os parâmetros térmicos ($\dot{T}$ e V_L) foram obtidas por meio de análise dos gráficos gerados no software OriginLab. Com as funções dos parâmetros térmicos por posição foi possível obter os parâmetros das posições específicas das amostras (que eram diferentes das posições dos termopares) e as medidas retiradas das microestruturas das amostras. As leis de crescimento são obtidas por meio de regressão linear dos pontos experimentais. As curvas com forma de uma função do tipo potência representam as leis de crescimento experimental. A taxa de resfriamento pode ser relacionada com a velocidade da isoterma liquidus através de uma expressão $\dot{T} = C \cdot V_L^2$, obtendo-se, dessa forma, uma correlação entre taxa de resfriamento experimental e velocidade da isoterma liquidus (GARCIA, 2007).

Diversos autores (BERTELLI et al., 2012; BRITO, 2016; CANTÉ et al., 2010; GARCIA, 2007; GOMES et al., 2012; RODRIGUES et al., 2018; SILVA et al., 2011; SILVA et al., 2020; SPINELLI et al., 2010; VIDA et al., 2019; XAVIER et al., 2022) têm mostrado que o crescimento celular (λ_C) e o crescimento dendrítico primário (λ_1), são correlacionados com a taxa de resfriamento e com a velocidade da isoterma liquidus empregando-se os expoentes -0,55 para (λ_C) e (λ_1) com a taxa de resfriamento, e -1,1 para (λ_C) e (λ_1) para a velocidade da isoterma liquidus.

2.10 ENSAIOS MECÂNICOS

2.10.1 Ensaio de Tração

O ensaio de tração foi realizado em triplicata em amostras solidificadas com uma taxa de resfriamento de aproximadamente 19 K/s seguindo as especificações da norma ASTM E8M/04.

2.10.2 Ensaios de Microdureza

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados nas amostras utilizadas para a análise da microestrutura, nas seções transversais, seguindo a norma ASTM E384. A carga aplicada para o ensaio foi de 0.5 kgf e durante um tempo de 15 segundos. Foram feitas 15 indentações em cada amostra com espaçamento de 2,5 mm entre elas.

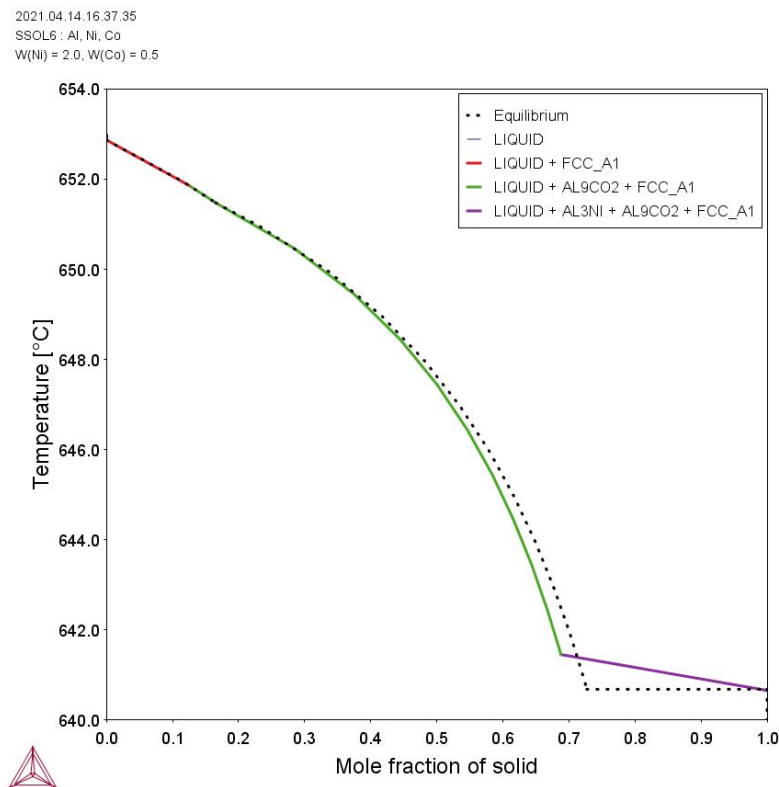
3 RESULTADO E DISCUSSÕES

3.1 SIMULAÇÃO DE DIAGRAMA DE FASES, SIMULAÇÃO DE SCHEIL-GULLIVER

A priori diagramas de fases e simulações de Scheil-Gulliver (caminho de solidificação) foram calculados utilizando o software ThermoCalc como explicitado nos Materiais e Métodos desse trabalho. Em posse das mesmas optou-se pela escolha da composição Al-2%Ni-0.5%Co (% em massa) uma vez que a adição do maior teor de cobalto implica em um aumento substancial da t_L da liga Al-2%Ni. Este teor foi determinado para evitar o crescimento primário da fase Al_9Co_2 em detrimento da matriz α -Al.

A simulação de Scheil-Gulliver (caminho de solidificação), Figura 9, detalha a formação de fases durante a liberação de calor latente. Esta simulação considera uma transferência de calor em um estado instável. A linha tracejada mostra como as reações devem ocorrer em condições de estado estacionário. Observou-se que a fase Al_9Co_2 é formada antes do limiar eutético, a uma temperatura de aproximadamente 652 °C, sendo uma fase pró-eutética. Conforme o diagrama pseudobinário, ao atingir a temperatura eutética (linha vermelha horizontal), todo o líquido remanescente deve sofrer uma transformação eutética, $L \rightarrow \alpha\text{-Al} + Al_3Ni$, Figura 10. No entanto, devido às condições de estado instável antes da transformação eutética, uma fração Al_3Ni foi formada a uma temperatura de 641,5 °C, e o restante do líquido enriquecido com soluto deu origem a uma mistura eutética binária $\alpha\text{-Al} + Al_3Ni$.

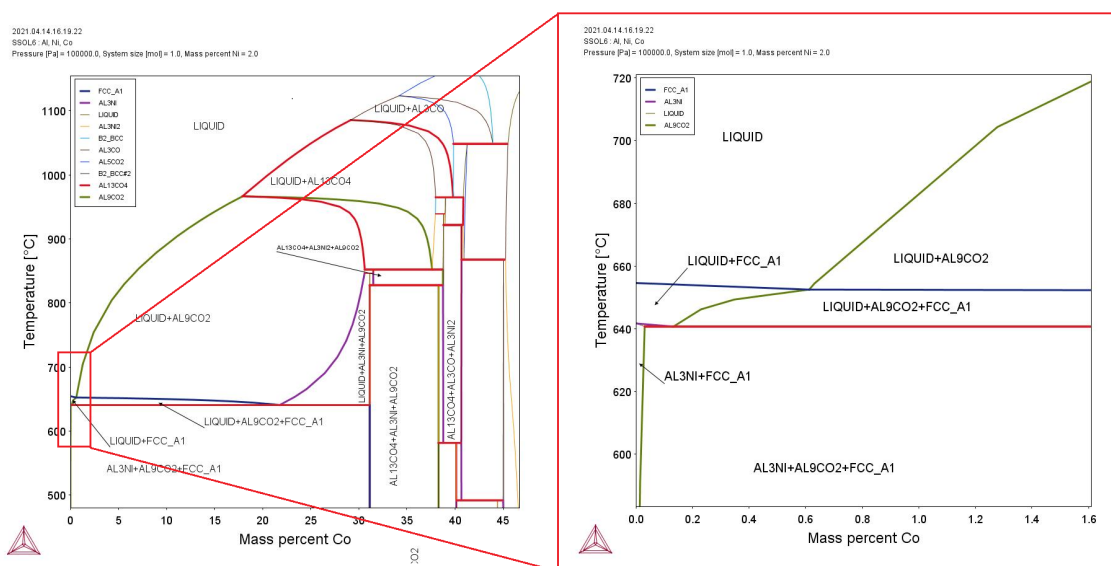
Figura 9 – Caminho de solidificação da liga Al-2%Ni-0,5%Co com temperatura liquidus em torno de 653°C.



Fonte: Produção do próprio autor.

Analisar a dinâmica da solidificação por meio de diagramas pseudobinários pode gerar dúvidas quanto à natureza do crescimento das fases que compõem a microestrutura, pois, durante o crescimento de um sólido bifásico a partir da fusão de um sistema ternário, dois componentes da liga se combinam para criar uma microestrutura eutética no sólido. Em contraste, o terceiro (o componente "ternário") é rejeitado no líquido e gera uma dinâmica Mullins-Sekerka (MULLINS; SEKERKA, 1964; AKAMATSU et al., 2010). De qualquer forma, somente após a análise microscópica da microestrutura é possível definir as fases e seus possíveis mecanismos de formação. Neste ponto, é fundamental ressaltar que, conforme o caminho de solidificação, as fases que devem estar presentes na microestrutura final são α -Al, Al_3Ni e Al_9Co_2 .

Figura 10 – Diagrama de fases pseudo-binário, simulado utilizando o software ThermoCALC, empregando a base SSOL6.



Fonte: Produção do próprio autor.

3.2 CURVAS DE RESFRIAMENTO E DETERMINAÇÃO DOS PARÂMETROS TÉRMICOS

3.2.1 Solidificação em Lingoteira de Bronze

As curvas de resfriamento foram obtidas durante o processo de solidificação com os aparatos previamente descritos para uma análise do comportamento térmico da liga. As posições de cada termopar foram inferidas na Tabela 1. Os termopares foram colocados bem ao centro do volume do diâmetro associado.

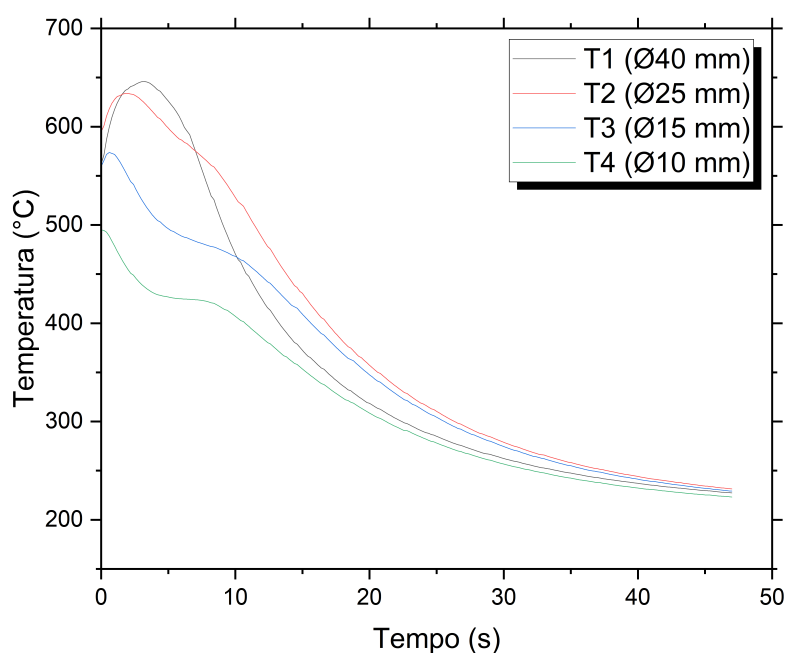
A Figura 11 demonstra o resfriamento durante a solidificação da liga Al-2%Ni-0.5%Co. Observa-se que algumas posições obtiveram um resfriamento extremamente rápido por um choque térmico da liga com o molde, portanto se optou por calcular a taxa de resfriamento nas partes mais lineares e iniciais das curvas apresentadas.

Tabela 1 – Posição do Termopar e Nomenclatura Solidificação Radial

Termopar	Posição (diâmetro)
T1	40 mm
T2	25 mm
T3	15 mm
T4	10 mm

Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 11 – Curvas de Resfriamento de Solidificação em Lingoteira de Bronze da Liga Al-2%Ni-0,5%Co.



Fonte: Produção do próprio autor.

Com a leitura das curvas de resfriamento, as taxas de resfriamento ($\dot{T}$) foram obtidas para cada termopar e estão organizadas na Tabela 2. Nas regiões próximas à parede do molde, as taxas de resfriamento foram superiores a 10 K/s. Nesse ritmo, observou-se o crescimento de uma zona colunar na direção radial ao plano vertical do molde. Nesta região ocorreu uma extração de calor direcional, o que permitiu uma análise semelhante à utilizada na técnica de solidificação direcional.

Tabela 2 – Taxa de Resfriamento para Cada Posição de Termopar de Solidificação em Lingoteira de Bronze

Termopar	T1	T2	T3	T4
Taxa de Resfriamento [K/s]	12.0	12.6	19.4	24.84

Fonte: Produção do próprio autor.

3.2.2 Solidificação Direcional Ascendente Vertical

As curvas de resfriamento foram obtidas durante o processo de solidificação com os aparatos já previamente descritos para uma análise do comportamento térmico da liga. As posições longitudinais de cada termopar foram inferidas na Tabela 3.

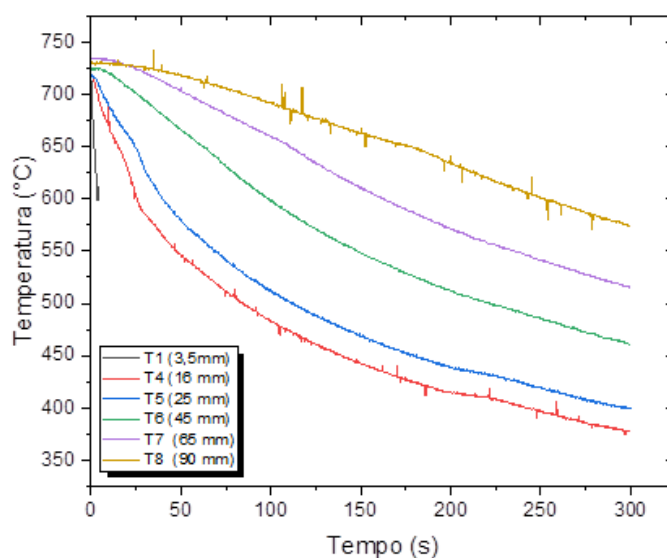
Tabela 3 – Posição do Termopar e Nomenclatura da Solidificação Direcional Ascendente Vertical

Termopar	Posição (mm)
T1	3.5
T2	7
T3	12
T4	16
T5	25
T6	45
T7	65
T8	90

Fonte: Produção do próprio autor.

Esse procedimento de registro foi realizado para realizar um mapeamento da extração de calor a partir da interface molde/metal. Os termopares T2 e T3 foram invalidados durante o experimento, não sendo assim, considerados nas análises. Na Figura 12 é demonstrado o resfriamento durante a solidificação da liga Al-2%Ni-0.5%Co. Observa-se nas curvas de resfriamentos uma diminuição gradual da temperatura devido à extração ser realizada em somente um local, na base do lingote. Cada nova camada sólida, o avanço da frente de solidificação diminui a quantidade de calor extraída gradativamente.

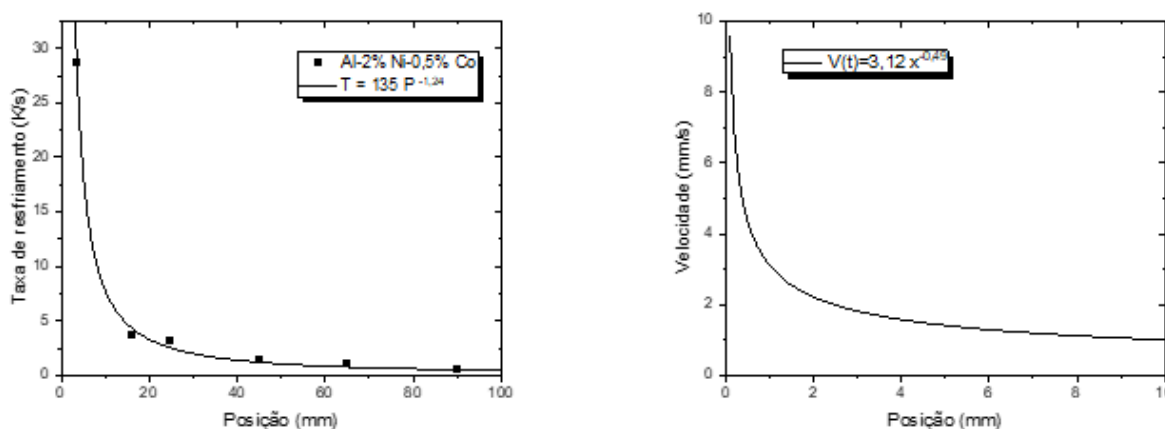
Figura 12 – Curvas de Resfriamento de Solidificação Direcional Ascendente Vertical da Liga Al-2%Ni-0,5%Co.



Fonte: Produção do próprio autor.

Com a leitura das curvas de resfriamento, as taxas de resfriamento ($\dot{T}$) foram obtidas para cada termopar e estão demonstradas na Figura 13. Como afirmado anteriormente, o avanço da frente de solidificação diminui conforme as posições ficam mais distantes da base de extração de calor e foi comprovado ao observar a Figura 13 que demonstra um perfil decrescente da V_L .

Figura 13 – Curvas de Taxa de Resfriamento ($\dot{T}$) e Velocidade de Deslocamento da Isoterma Liquidus (V_L) por Posição dos Termopares da Solidificação Direcional Ascendente Vertical da Liga Al-2%Ni-0,5%Co.



Fonte: Produção do próprio autor.

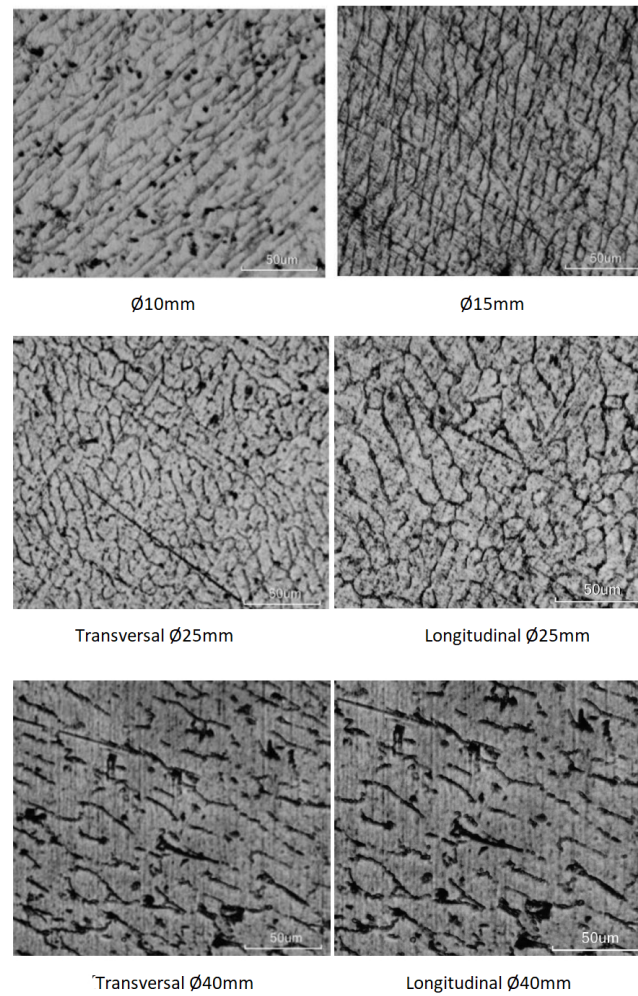
3.3 MICROESTRUTURAS

3.3.1 Solidificação em Lingoteira de Bronze

A morfologia da matriz microestrutural da liga Al-2%Ni-0,5%Co apresentou-se essencialmente celular ao longo de toda a faixa de taxa de resfriamento avaliada e as segundas fases foram localizadas nos contornos intercelulares, conforme apresentadas na Figura 14. Este resultado mostrou-se interessante pelo fato de que os demais trabalhos reportados na literatura, para teores de níquel próximos ao analisado, apresentaram uma matriz microestrutural essencialmente dendrítica (CANTÉ et al., 2010). Essa mudança quanto à morfologia da matriz, pode está relacionada com caráter celularizante do cobalto (SILVA et al., 2020).

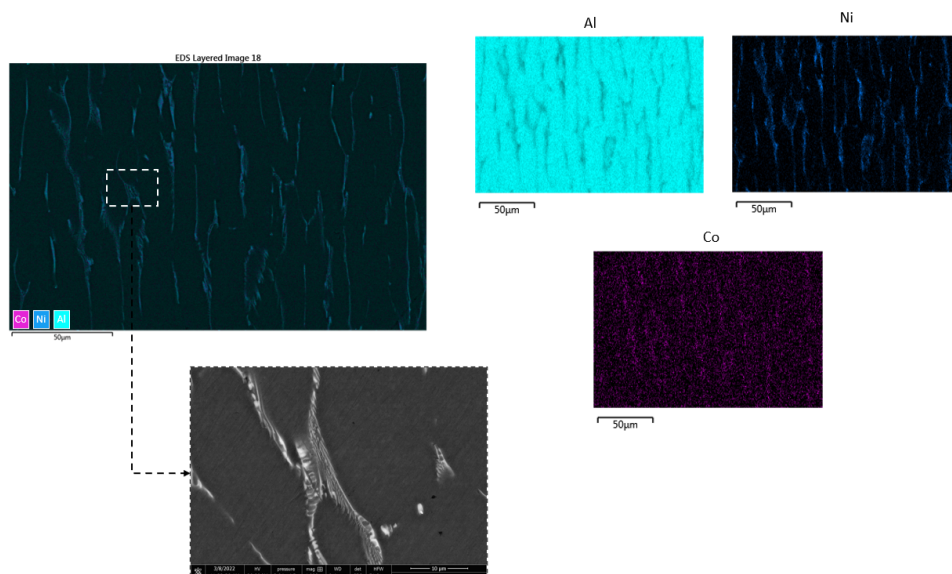
Conforme evidenciado nas Figuras 9 e 10, não há previsão do crescimento de uma fase intermetálica entre Al, Ni e Co. Então, a análise SEM/EDS (Figura 15) confirma a presença das três fases previstas nos caminhos de solidificação, ou seja, α -Al, Al_3Ni e Al_9Co_2 . A fase α -Al primária constitui as células, enquanto o constituinte eutético é composto por uma mistura eutética complexa de três fases. As partículas de segunda fase observadas nas regiões intercelulares possuem uma morfologia principalmente acicular, tipo-fibra, o que concorda com o relatado na literatura (SILVA et al., 2020; KAKITANI et al., 2018).

Figura 14 – Microestruturas Resultantes da Solidificação em Lingoteira de Bronze da Liga Al-2%Ni-0,5%Co.



Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 15 – Micrografia SEM Característica com Análise de Mapeamento EDS Mostrando as Fases da Microestrutura da Liga Al-2%Ni-0,5%Co.

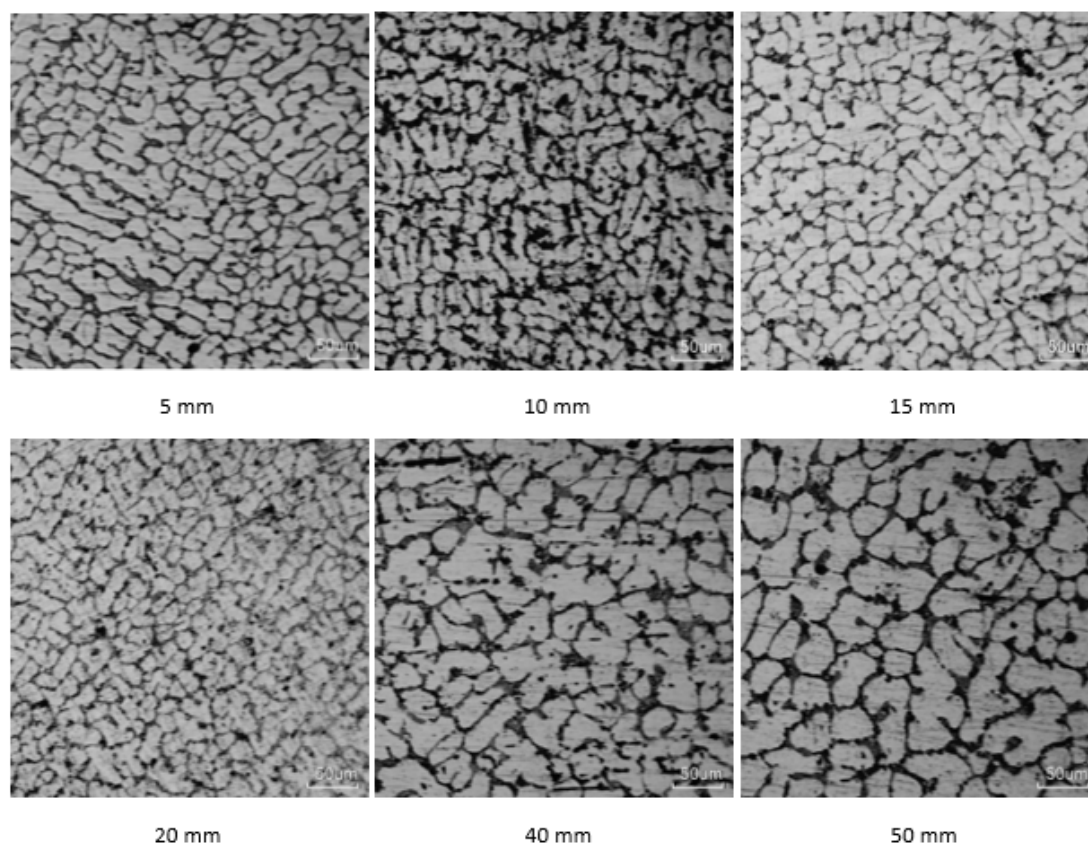


Fonte: Produção do próprio autor.

3.3.2 Solidificação Direcional Ascendente Vertical

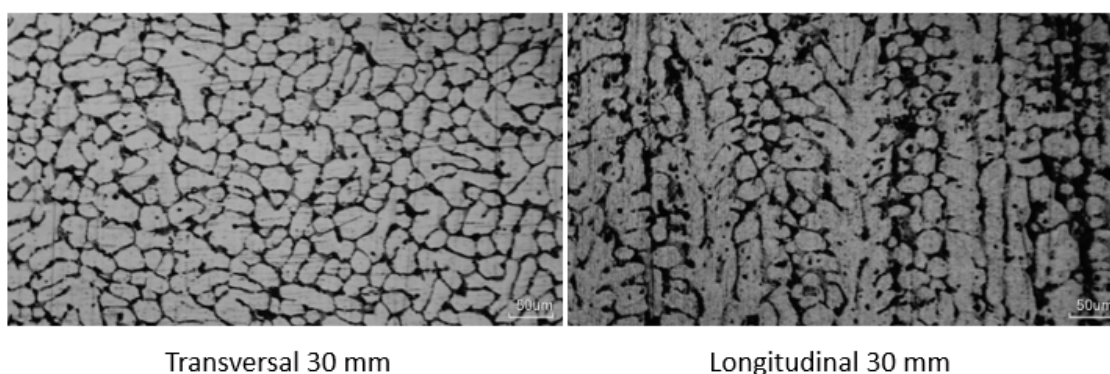
O lingote foi seccionado conforme descrito na seção Materiais e Métodos, e as microestruturas das amostras, da liga Al-2%Ni-0,5%Co, em suas seções pode ser visualizada nas Figuras 16 e 17. As microestruturas apresentaram uma morfologia essencialmente dendrítica ao longo da seção transversal e longitudinal. Portanto, a inserção de Co à liga não modificou a morfologia microestrutural apontada por Canté et.al. (CANTÉ et al., 2010).

Figura 16 – Microestruturas das Seções Transversais da Liga Al-2%Ni-0,5%Co em Solidificação Direcional Ascendente Vertical.



Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 17 – Microestruturas Transversal e Longitudinal da Posição 30 mm de Distância da Base em Solidificação Direcional Ascendente Vertical da Liga Al-2%Ni-0,5%Co.



Fonte: Produção do próprio autor.

3.3.3 Análise Geral

Nas ligas ternárias Al-Cu-Ni e Al-Si-Ni (RODRIGUES et al., 2018; RODRIGUES et al., 2022; KAKITANI et al., 2019), a matriz α -Al apresentou uma morfologia essencialmente dendrítica. As ligas Al-Fe-Ni (CANTÉ et al., 2013) solidificadas direcionalmente sob uma faixa de taxa de resfriamento entre 0,5 e 30 K/s apresentaram uma matriz α -Al com morfologia essencialmente celular. Silva et al. (SILVA et al., 2020) também empregou a técnica de solidificação direcional para analisar o efeito da composição e taxa de resfriamento na morfologia microestrutural de ligas binárias Al-Co. Os autores observaram uma transição reversa celular/dendrítica da matriz α -Al que depende concomitantemente do teor de Co e da taxa de resfriamento. Transições de morfologia celular/matriz dendrítica reversa não são comumente observadas em sistemas metálicos. Recentemente alguns autores têm apresentado esta tendência de comportamento principalmente no sistema ternário (BRITO et al., 2019; OLIVEIRA et al., 2020; FU et al., 2008).

Cobalto e ferro (GOULART et al., 2010) tendem a reduzir a energia da interface sólido/líquido, para estabilizar a morfologia celular, gerando o crescimento estável de uma matriz microestrutural celular para uma ampla gama de composições e taxas de resfriamento em ligas ternárias de alumínio.

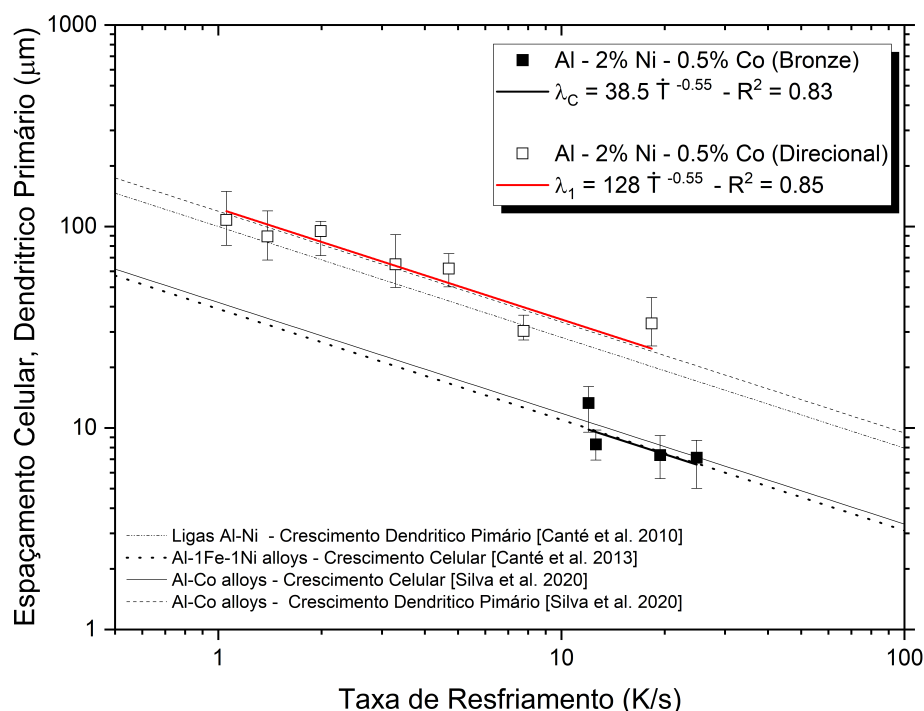
3.4 LEIS DE CRESCIMENTO EXPERIMENTAL

3.4.1 Leis de Crescimento Experimental de Parâmetros Térmicos

Com a caracterização microestrutural e as medidas dos espaçamentos dendrítico primário e celular foi possível realizar a correlação das mesmas com a taxa de resfriamento ($\dot{T}$) (Figura 18). Observa-se que a função que explicita a relação para a solidificação na lingoteira de bronze (microestrutura celular) é dada por $\lambda_C = 38.5\dot{T}^{-0.55}$ com coeficiente de determinação de $R^2=0.83$. Já para a solidificação direcional (microestrutura dendrítica) é dada por $\lambda_1 = 128\dot{T}^{-0.55}$ com coeficiente de determinação de $R^2=0.85$.

Silva et.al. (SILVA et al., 2020) para crescimento celular em ligas hipoeutéticas Al-Co, e Canté et.al. (CANTÉ et al., 2010), para uma liga Al-1%Fe-1%Ni, propuseram as leis de crescimento, respectivamente, definidas por $\lambda_C = 42\dot{T}^{-0.55}$ e $\lambda_C = 39\dot{T}^{-0.55}$. Vale ressaltar que ambas as análises foram realizadas utilizando a técnica de solidificação direcional em regime não estacionário. Observa-se que se a direcionalidade da extração de calor for garantida, as correlações entre o espaçamento interfásico da matriz com a taxa de resfriamento, usando funções do tipo potência com expoentes -0,5 (BOUCHARD; KIRKALDY, 1997) ou -0,55 (ROCHA; SIQUEIRA; GARCIA, 2003), podem ser empregados satisfatoriamente. Adicionalmente, as leis de crescimento dendrítico para as ligas hipoeutéticas Al-Co e Al-Ni foram inseridas, e as equações corroboram com o crescimento dendrítico observado nas ligas Al-2%Ni-0.5%Co. Esses resultados permitem inferir que o Co tem, de fato, um efeito celularizante e refinador de grãos no crescimento da matriz α -Al, conforme demonstrado por Fe (GOULART et al., 2010).

Figura 18 – Gráfico de Espaçamento Dendrítico Primário (λ_1) e Celular (λ_C) por Taxa de Resfriamento ($\dot{T}$) da Liga Al-2%Ni-0,5%Co.



Fonte: Produção do próprio autor.

3.5 ENSAIOS MECÂNICOS

3.5.1 Ensaios de Tração

A resistência mecânica da liga Al-2%Ni-0,5%Co foi medida por ensaio de tração, onde o limite de elasticidade (σ_e) ($n = 0,2\%$) e o limite de resistência à tração (σ_U) e o alongamento específico (δ) foram determinados. Os valores obtidos para σ_E e σ_U foram 74 ± 5 MPa e 100 ± 8 MPa, respectivamente. O alongamento específico foi medido em 35%, Figura 19. A Tabela 4 compara o limite de resistência à tração e o alongamento específico de ligas do sistema Al-Ni com composição próxima à analisada nesta pesquisa. A adição de 0,5% em peso de Co não aumentou o valor de σ_U da liga Al-2% em peso de Ni, mas aumentou o valor de σ_E em aproximadamente 10% (CANTÉ et al., 2010). A contribuição significativa do Co foi o aumento substancial no valor δ , aproximadamente um aumento de 180% em comparação com a liga Al-2%Ni (CANTÉ et al., 2010).

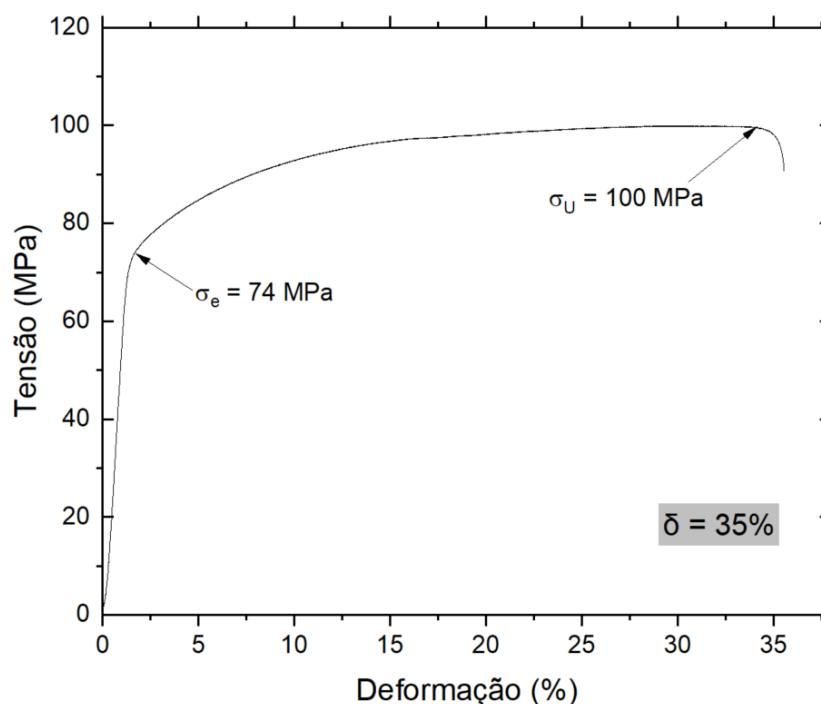
Uma observação da liga em estudo foi o não rompimento dos corpos de prova.

Tabela 4 – Ensaio de Tração da Liga Al-2%Ni-0,5%Co

Liga	σ_U	δ	Referências
Al-2%Ni-0,5%Co	100	35	-
Al-Ni	116/123	10-11	(CANTÉ et al., 2010; SPINELLI et al., 2010)
Al-Ni-Fe	90	13	(KIM et al., 2015)
Al-Si-Fe-Cu-Zn-Co	204/213	6-8	(XAVIER et al., 2022)

Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 19 – Ensaio de Tração da Liga Al-2%Ni-0,5%Co.



Fonte: Produção do próprio autor.

A liga Al-2%Ni-0.5%Co apresentou uma maior ductilidade do que de ligas comercialmente utilizadas em aeronaves, como a Al 2017-T4 e a Alclad Al 6061-T4, que apresentam 22% de ductilidade e são empregadas em rebites e montagens que necessitam de solda, respectivamente (COMMITTEE et al., 1992; TOTTEN; MACKENZIE, 2003). Além disso, experimentos com ligas laminadas (compósito laminar) apresentam propriedades mecânicas mais altas que as ligas propriamente ditas, como exemplo disso, os compósitos laminares de Al têm as propriedades mais altas de força compressiva e capacidade de amortecimento (WANG et al., 2017). Os mesmos começaram a ser pesquisados com o intuito de resolver os problemas de ductilidade, uma vez que seriam ótimos elementos já que tem altas resistências às forças, o que é importantíssimo para o setor estrutural espacial (QIN et al., 2017).

3.5.2 Ensaios de Microdureza

3.5.2.1 Solidificação em Lingoteira de Bronze

O ensaio de microdureza foi realizado conforme os procedimentos já explicados anteriormente. Na Tabela 5 são apresentados os dados experimentais obtidos por meio do ensaio da microdureza e desvio padrão.

Analisando os resultados apresentados por Silva et.al. (SILVA et al., 2011), a liga deste trabalho teve uma ductilidade maior do que as ligas de Al-Ni do referente trabalho, visto que a composição Al-1%Ni teve uma microdureza média de 53.1 HV e a composição Al-3%Ni a média de 62.5 HV, podendo isso ser resultante da diferença das morfologias microestruturais visto que as ligas de Silva et. al. (SILVA et al., 2011) são dendríticas e a deste trabalho é celular. É de conhecimento amplo que morfologias celulares são mais dúcteis que as dendríticas, corroborando para essa teoria.

Tabela 5 – Valores de Microdureza Vickers de Solidificação em Lingoteira de Bronze

Amostra	$\bar{X}$ [HV]	σ_x [HV]
10 mm	35.9	0.47
15 mm	32.7	0.78
25 mm	32.6	1.80
40 mm	33.2	0.75

Fonte: Produção do próprio autor.

3.5.2.2 Solidificação Direcional Ascendente Vertical

O ensaio de microdureza foi realizado conforme os procedimentos já explicados anteriormente. Na Tabela 6 são apresentados os dados experimentais obtidos por meio do ensaio da microdureza e desvio padrão.

Tabela 6 – Valores de Microdureza Vickers de Solidificação Direcional Ascendente Vertical

Amostra	$\bar{X}$ [HV]	σ_x [HV]
5 mm	33.4	1.40
10 mm	32.4	0.81
15 mm	34.4	1.46
20 mm	33.0	0.89
30 mm	29.3	1.19
40 mm	28.6	0.57
50 mm	27.8	0.57

Fonte: Produção do próprio autor.

O ensaio de microdureza Vickers obteve um comportamento adequado já que é amplamente conhecido que quanto menor as taxas de resfriamento, maior os espaçamentos dendríticos e menor a dureza associada. Na Tabela 7 são apresentados os dados comparativos de ligas com composição aproximada à analisada. Com a adição de Co, percebe-se uma ductilidade maior da liga, com menores valores de microdureza quando comparadas com Kaya et.al. (KAYA et al., 2012) e Engin et.al. (ENGİN; BÜYÜK; MARAŞLI, 2016) e valores próximos aos analisados por Silva et.al. (SILVA et al., 2011). A liga apresenta uma ductilidade melhor do que as ligas utilizadas comercialmente em aeronaves como a Al 2017-T4 e Al 6061-T4, utilizadas em rebites maciços e montagens com soldagem (GEORGE; TOTTEN; SCOTT, 2003).

Tabela 7 – Comparativo de Microdureza Vickers de Solidificação Direcional Ascendente Vertical

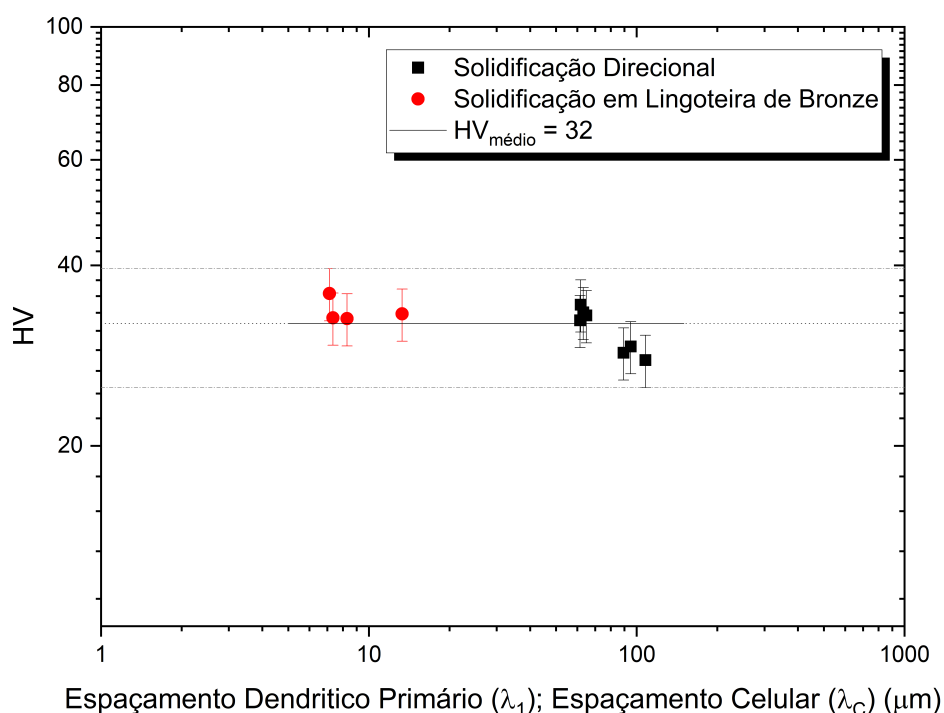
Amostra	$\bar{X}$ [HV]	σ_x [HV]	Referências
Al-2%Ni-0,5%Co	31.3	2.6	-
Al-5.7%Ni	64.4	2.6	(KAYA et al., 2012)
Al-6.5%Ni-1.5%Fe	41.7	1.2	(ENGİN; BÜYÜK; MARAŞLI, 2016)
Al-1%Ni	31.9	1.2	(SILVA et al., 2011)
Al-3%Ni	39.0	1.4	(SILVA et al., 2011)

Fonte: Produção do próprio autor.

3.5.2.3 Correlação entre Microdureza e Parâmetro de Crescimento da Mariz de α -Al

Com a análise da microdureza e caracterização estrutural foi possível correlacionar os espaçamentos dendríticos primários e celulares com a microdureza (Figura 20). Como pode ser observado, a alteração dos valores da magnitude dos λ_C e λ_1 não provocaram modificações significativas nos valores de microdureza. Assim, a microdureza média da liga foi de 32 HV, ou seja, a adição de cobalto à liga Al-2%Ni mostrou um efeito significativo na ductilidade, provavelmente devido à influência da formação da fase Al_9Co_2 presente na região intercelular.

Figura 20 – Gráfico de Espaçamento Dendrítico Primário (λ_1) e Celular (λ_C) por Microdureza (HV) da Liga Al-2%Ni-0,5%Co.



Fonte: Produção do próprio autor.

4 CONCLUSÃO

Baseado nos dados experimentais apresentados no decorrer de todo esse trabalho foi possível determinar as relações de alguns parâmetros térmicos do processo de solidificação com a morfologia da microestrutura da liga Al-2%Ni-0,5%Co. A adição do cobalto não alterou a estequiometria da fase -alumínio mantendo estável a fase FCC_A1. Observou-se que em temperatura ambiente e em equilíbrio as fases que compõe a microestrutura são α -Al, Al₃Ni e Al₉Co₂. Pode-se inferir que ambas as solidificações realizadas nesse estudo podem ser confrontadas, pois a solidificação em lingoteira de bronze apresentou nas regiões próximas às paredes taxas de resfriamento ($\dot{T}$) superior a 10 K/s fazendo com que um crescimento de uma zona colunar fosse detectado na região de extração direcional de calor, assim como no método de solidificação direcional. Dessa forma, a liga apresentou variações nas morfologias microestruturais, tendo morfologia essencialmente celular para a solidificação em lingoteira de bronze (Figura 14) e essencialmente dendrítica para a solidificação direcional ascendente vertical (Figuras 16 e 17). As morfologias dendrítica e celular apresentaram comportamentos distintos em relação aos fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante a solidificação. Os aspectos concernentes à redistribuição de soluto e à taxa de resfriamento durante o avanço da interface sólido/líquido foram representados pelas leis de crescimento. Foram observadas duas leis distintas para cada tipo de crescimento da matriz α -Al. Este resultado indica um possível transição celular/dendrítica inversa, que poderá ser investigada em trabalhos futuros.

Além disso, esse trabalho permitiu correlacionar os parâmetros térmicos com a morfologia microestrutural e resistência mecânica da liga Al-2%Ni-0.5%Co. Nos ensaios de tração (Figura 19) foi possível perceber que o Co contribuiu para um aumento da ductilidade em uma liga Al-2%Ni. Por meio dos ensaios de microdureza, observou-se que a magnitude da escala da matriz α -Al não teve influência nos valores de microdureza Vickers medidos. Desta forma, pode-se inferir que houve uma compensação entre a matriz rica em alumínio e as fases que compõem o eutético, no sentido de aumentar a resistência média com o aumento da escala da matriz, o que contradiz o previsto pela Teoria Clássica de Hall-Petch.

A liga de Al-2%Ni-0.5%Co apresentou potencial de substituir materiais já existentes em diversas aplicações. Por exemplo, ela pode ser usada como matriz em materiais compósitos de matriz metálica com reforço cerâmico. Além disso, a liga também pode ser submetida a tratamentos térmicos para melhorar otimizar as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão. A continuidade do estudo dessa liga busca a criação de uma nova classe de liga para a indústria da aeronáutica.

4.0.1 Trabalhos Futuros

Como sugestão de trabalhos futuros:

- Realizar ensaio de fadiga para avaliar a vida em fadiga;
- Realizar tratamentos térmicos e avaliar seu efeito sobre a resistência mecânica;

- Realizar ensaios de polarização potenciodinâmica e espectroscopia de impedância eletroquímica para avaliar o comportamento à corrosão em meio salino.

REFERÊNCIAS

- AKAMATSU, S. et al. Spiral two-phase dendrites. **Physical review letters**, APS, v. 104, n. 5, p. 056101, 2010.
- BERTELLI, F. et al. Cooling thermal parameters, microstructure, segregation and hardness in directionally solidified al–sn–(si; cu) alloys. **Materials & Design**, Elsevier, v. 72, p. 31–42, 2015.
- BERTELLI, F. et al. **Modelagem numérica e análise experimental de parâmetros térmicos e microestruturais na solidificação radial de ligas binárias**. [S.l.]: Campinas, 2012.
- BOUCHARD, D.; KIRKALDY, J. S. Prediction of dendrite arm spacings in unsteady-and steady-state heat flow of unidirectionally solidified binary alloys. **Metallurgical and Materials Transactions B**, Springer, v. 28, p. 651–663, 1997.
- BRITO, C. et al. Characterization of dendritic microstructure, intermetallic phases, and hardness of directionally solidified al–mg and al–mg–si alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Springer, v. 46, p. 3342–3355, 2015.
- BRITO, C. et al. Cellular-to-dendritic and dendritic-to-cellular morphological transitions in a ternary al–mg–si alloy. In: IOP PUBLISHING. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**. [S.l.], 2019. v. 529, n. 1, p. 012018.
- BRITO, C. et al. Cellular/dendritic arrays and intermetallic phases affecting corrosion and mechanical resistances of an al–mg–si alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, Elsevier, v. 673, p. 220–230, 2016.
- BRITO, C. C. d. Parâmetros térmicos e microestruturais na solidificação transitória de ligas al–mg e al–mg–si e correlação com resistências mecânica e à corrosão. UNICAMP. https://www.researchgate.net/profile/Crystopher_Brito/publication/301633016_Parametros_Termicos_e_Microestruturais_na_Solidificacao_Transitoria_de_Ligas_Al-Mg_e_Al-Mg-Si_e_Correlacao_com_Resist%5Cnhttps://drive.google.com/open, 2016.
- BURKOV, S. Structure model of the al–cu–co decagonal quasicrystal. **Physical review letters**, APS, v. 67, n. 5, p. 614, 1991.
- CANTÉ, M. V. et al. Interrelation of cell spacing, intermetallic compounds and hardness on a directionally solidified al–1.0 fe–1.0 ni alloy. **Materials & Design**, Elsevier, v. 51, p. 342–346, 2013.
- CANTÉ, M. V. et al. The correlation between dendritic microstructure and mechanical properties of directionally solidified hypoeutectic al–ni alloys. **Metals and Materials International**, Springer, v. 16, p. 39–49, 2010.
- COCKAYNE, E.; WIDOM, M. Ternary model of an al–cu–co decagonal quasicrystal. **Physical review letters**, APS, v. 81, n. 3, p. 598, 1998.
- COMMITTEE, A. I. H. et al. Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials. **ASM International**, v. 2, p. 1143–1144, 1992.
- DURSUN, T.; SOUTIS, C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys. **Materials & Design (1980-2015)**, Elsevier, v. 56, p. 862–871, 2014.

- ENGİN, S.; BÜYÜK, U.; MARAŞLI, N. The effects of microstructure and growth rate on microhardness, tensile strength, and electrical resistivity for directionally solidified al–ni–fe alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, Elsevier, v. 660, p. 23–31, 2016.
- FU, J. et al. Effect of cooling rate on solidification microstructures in aisi 304 stainless steel. **Materials Science and Technology**, Taylor & Francis, v. 24, n. 8, p. 941–944, 2008.
- GAN, Z. et al. Influence of co contents and super-gravity field on refinement of in-situ ultra-fined fibers in al-2.5 ni eutectic alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, Elsevier, v. 822, p. 153607, 2020.
- GAO, C. et al. Interface microstructure and mechanical properties of ni–co–p alloy coatings modified carbon fibres reinforced 7075al matrix composites. **Ceramics International**, Elsevier, v. 48, n. 24, p. 36748–36757, 2022.
- GARCIA, A. **Solidificação: fundamentos e aplicações**. [S.l.]: Editora da UNICAMP, 2007.
- GEORGE, E.; TOTTEN, D.; SCOTT, M. **Handbook of aluminum alloy production and materials manufacturing (Vol. 2)**. [S.l.]: New York, NY: Taylor & Francis Inc, 2003.
- GOMES, L. G. et al. Microestrutura dendrítica, macrossegregação e microporosidade na solidificação de ligas ternárias al-si-cu. **Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Brasil**, 2012.
- GOULART, P. et al. Al–fe hypoeutectic alloys directionally solidified under steady-state and unsteady-state conditions. **Journal of Alloys and Compounds**, Elsevier, v. 504, n. 1, p. 205–210, 2010.
- GUNNINK, J. et al. Glare technology development 1997–2000. **Applied Composite Materials**, Springer, v. 9, n. 4, p. 201–219, 2002.
- HUNT, J.; LU, S.-Z. Numerical modeling of cellular/dendritic array growth: spacing and structure predictions. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Springer, v. 27, p. 611–623, 1996.
- KAKITANI, R. et al. Transient directional solidification of a eutectic al–si–ni alloy: Macrostructure, microstructure, dendritic growth and hardness. **Materialia**, Elsevier, v. 7, p. 100358, 2019.
- KAKITANI, R. et al. Relationship between spacing of eutectic colonies and tensile properties of transient directionally solidified al–ni eutectic alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, Elsevier, v. 733, p. 59–68, 2018.
- KAYA, H. et al. Measurements of the microhardness, electrical and thermal properties of the al–ni eutectic alloy. **Materials & Design**, Elsevier, v. 34, p. 707–712, 2012.
- KIM, J.-M. et al. Mold filling ability and hot cracking susceptibility of al–fe–ni alloys for high conductivity applications. **Jurnal Teknologi**, Citeseer, v. 75, n. 7, 2015.
- KLYUEVA, M. et al. New stable icosahedral quasicrystal in the system al–cu–co–fe. **Journal of Alloys and Compounds**, Elsevier, v. 801, p. 478–482, 2019.
- KURZ, W.; FISHER, D. **Fundamentals of Solidification Trans. Tech. Pub.** [S.l.]: Aedermannsdorf, CH, 1998.
- LEKATOU, A. et al. Al-co alloys prepared by vacuum arc melting: Correlating microstructure evolution and aqueous corrosion behavior with co content. **Metals**, MDPI, v. 6, n. 3, p. 46, 2016.
- MULLINS, W. W.; SEKERKA, R. Stability of a planar interface during solidification of a dilute binary alloy. **Journal of applied physics**, American Institute of Physics, v. 35, n. 2, p. 444–451, 1964.

- OLIVEIRA, R. et al. Transition from high cooling rate cells to dendrites in directionally solidified al-sn-(pb) alloys. **Materials Today Communications**, Elsevier, v. 25, p. 101490, 2020.
- PADILHA, A. F. Microestrutura e propriedades. **São Paulo: Hemus**, 1997.
- QIN, S. et al. Synthesis and mechanical properties of innovative (tib/ti)-ti3al micro-laminated composites. **Journal of Alloys and Compounds**, Elsevier, v. 700, p. 122–129, 2017.
- ROCHA, O. L.; SIQUEIRA, C. A.; GARCIA, A. Cellular spacings in unsteady-state directionally solidified sn–pb alloys. **Materials Science and Engineering: A**, Elsevier, v. 361, n. 1-2, p. 111–118, 2003.
- RODRIGUES, A. V. et al. Two-phase dendrite and bimodal structure in an al-cu-ni alloy: Their roles in hardness. **Journal of Materials Engineering and Performance**, Springer, v. 31, n. 5, p. 3704–3715, 2022.
- RODRIGUES, A. V. et al. Microstructure and tensile/corrosion properties relationships of directionally solidified al–cu–ni alloys. **Metals and Materials International**, Springer, v. 24, p. 1058–1076, 2018.
- SILVA, B. L. et al. Correlation between dendrite arm spacing and microhardness during unsteady-state directional solidification of al–ni alloys. **Philosophical magazine letters**, Taylor & Francis, v. 91, n. 5, p. 337–343, 2011.
- SILVA, C. A. et al. Microstructure, phase morphology, eutectic coupled zone and hardness of alco alloys. **Materials Characterization**, Elsevier, v. 169, p. 110617, 2020.
- SPINELLI, J. et al. Sem characterization of al3ni intermetallics and its influence on mechanical properties of directionally solidified hypoeutectic al-ni alloys. In: TRANS TECH PUBL. **Materials Science Forum**. [S.l.], 2010. v. 636, p. 465–470.
- SRINU, D. et al. Aluminium matrix composites: B2 aluminide strengthening. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, Springer, p. 1–7, 2023.
- SRINU, D.; SRINIVASARAO, K.; BHARAGAVA, N. Fabrication of al/al-co composites by stir casting method. In: **Advances in Micro and Nano Manufacturing and Surface Engineering: Proceedings of AIMTDR 2021**. [S.l.]: Springer, 2022. p. 291–298.
- TIWARY, C. et al. Al based ultra-fine eutectic with high room temperature plasticity and elevated temperature strength. **Materials Science and Engineering: A**, Elsevier, v. 639, p. 359–369, 2015.
- TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. **Handbook of Aluminum: Volume 2: Alloy production and materials manufacturing**. [S.l.]: CRC press, 2003.
- VARGEL, C. **Corrosion of aluminium**. [S.l.]: Elsevier, 2020.
- VIDA, T. A. et al. Near-eutectic zn-mg alloys: Interrelations of solidification thermal parameters, microstructure length scale and tensile/corrosion properties. **Current applied physics**, Elsevier, v. 19, n. 5, p. 582–598, 2019.
- WANG, E. et al. A study of shape memory alloy niti fiber/plate reinforced (smafr/smapr) ti-al laminated composites. **Journal of Alloys and Compounds**, Elsevier, v. 696, p. 1059–1066, 2017.
- WANG, Y.; CACCIAMANI, G. Experimental investigation and thermodynamic assessment of the al-co-ni system. **Calphad**, Elsevier, v. 61, p. 198–210, 2018.

XAVIER, M. G. et al. The roles of ni and co in dendritic growth and tensile properties of fe-containing al–si–cu–zn scraps under slow and fast solidification cooling. **Advanced Engineering Materials**, Wiley Online Library, v. 24, n. 3, p. 2100822, 2022.

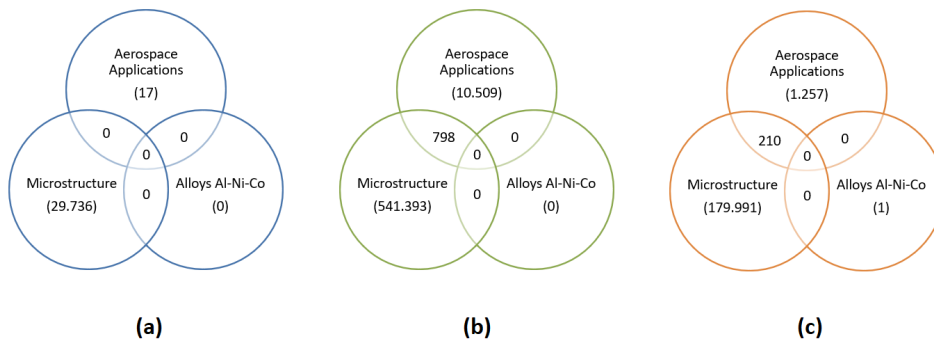
APÊNDICE A – ANÁLISE BIBLIOMÉTRICA

De modo a compreender a dispersão e quantificar para validar a relevância de uma pesquisa na área e em âmbito mundial, foram catalogados os números de documentos que já tratam sobre o assunto nos últimos 20 anos, considerando os termos contidos no título, resumo ou palavras-chave. A pesquisa foi feita utilizando os termos “Aerospace Applications”, “Alloys Al-Ni-Co”, “Microstructure”, “Mechanical Resistance” e “Solidification” combinados de maneira específica aos assuntos desejados.

Bancos de dados são individuais e refletem suas características nos dados apresentados. Três plataformas foram selecionadas para essa avaliação, sendo todas de grande referência na área e com grande dispersão e indexação de documentos, ou seja, todas apresentam grande influência mundial. As pesquisas foram realizadas pela última vez no dia 02/04/2023 no Web of Science, Scopus e Science Direct.

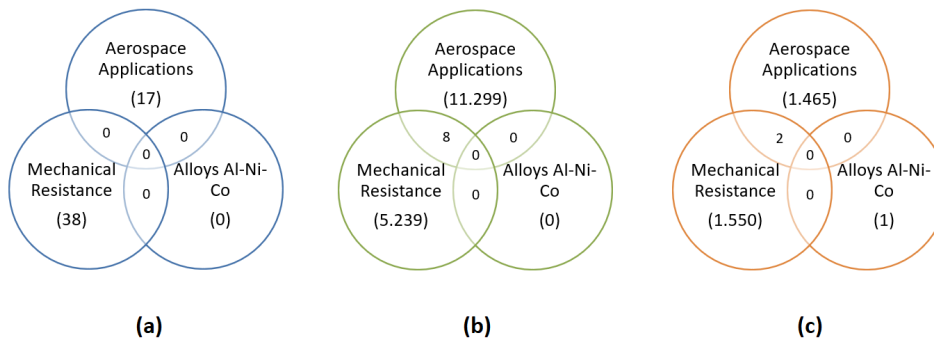
Primeiramente, os dados foram apresentados na forma de diagrama de Venn para que já pudesse ter uma simples noção do volume de material encontrado.

Figura 21 – Distribuição de Documentos por Busca dos Termos “Aerospace Applications”, “Alloys Al-Ni-Co” e “Microstructure”: a) Web of Science ; b) Scopus; c) Science Direct



Fonte: Produção do próprio autor.

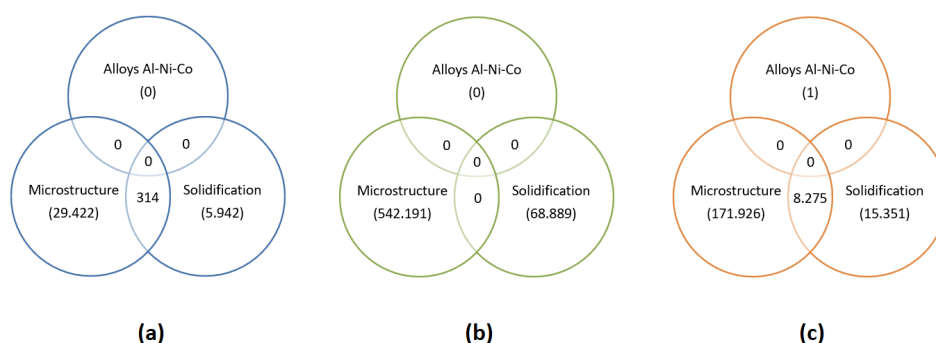
Figura 22 – Distribuição de Documentos por Busca dos Termos “Aerospace Applications”, “Alloys Al-Ni-Co” e “Mechanical Resistance”: a) Web of Science ; b) Scopus; c) Science Direct



Fonte: Produção do próprio autor.

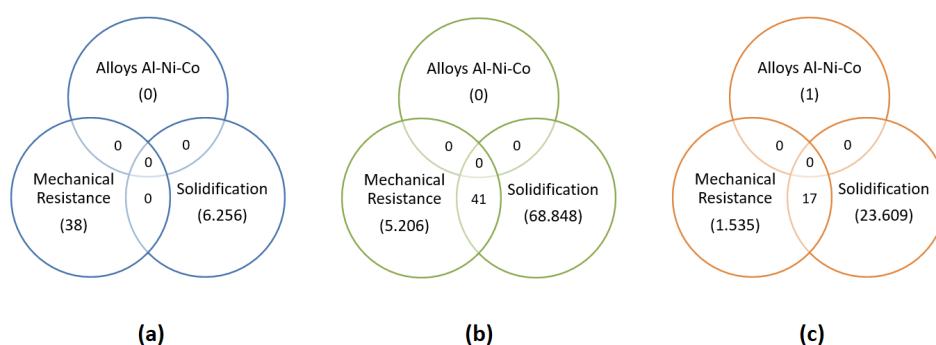
Analisando os gráficos gerais, já se pode observar que a diferença entre seus bancos de dados apresenta uma divergência significativa para pesquisas mais abrangentes. Para pesquisas específicas a

Figura 23 – Distribuição de Documentos por Busca dos Termos “Alloys Al-Ni-Co”, "Solidification" e “Microstructure”: a) Web of Science ; b) Scopus; c) Science Direct



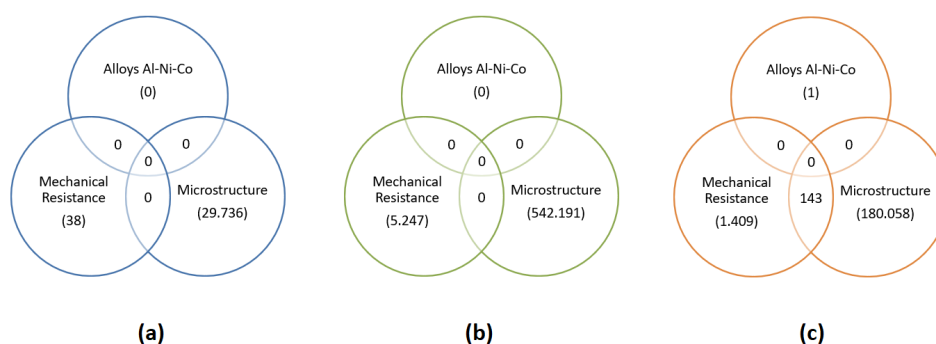
Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 24 – Distribuição de Documentos por Busca dos Termos “Alloys Al-Ni-Co”, "Solidification" e "Mechanical Resistance": a) Web of Science ; b) Scopus; c) Science Direct



Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 25 – Distribuição de Documentos por Busca dos Termos “Alloys Al-Ni-Co”, “Microstructure” e "Mechanical Resistance": a) Web of Science ; b) Scopus; c) Science Direct



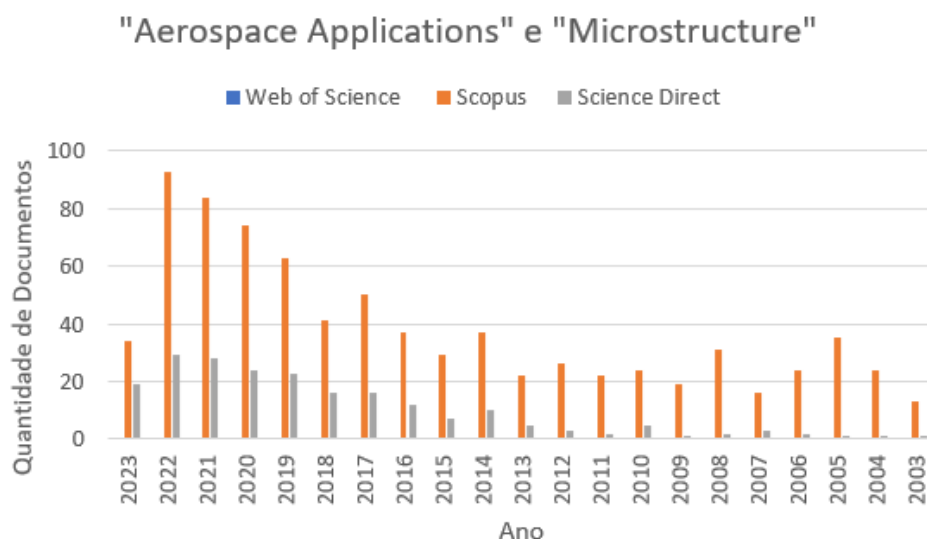
Fonte: Produção do próprio autor.

divergência não é um fator de alto impacto se o desejado for quantificar, para referências é um alto fator de impacto. Além disso, é importante destacar que nenhuma das pesquisas obtiveram resultado para a união das pesquisas, o que salienta e reforça a importância e grande impacto dessa pesquisa.

A liga de Al-Ni-Co ainda é restrito o conhecimento, não havendo pesquisas similares publicadas, portanto é uma inovação independente de sua composição. O desenvolvimento de pesquisas com essa liga é um desbravamento necessário e de alta relevância.

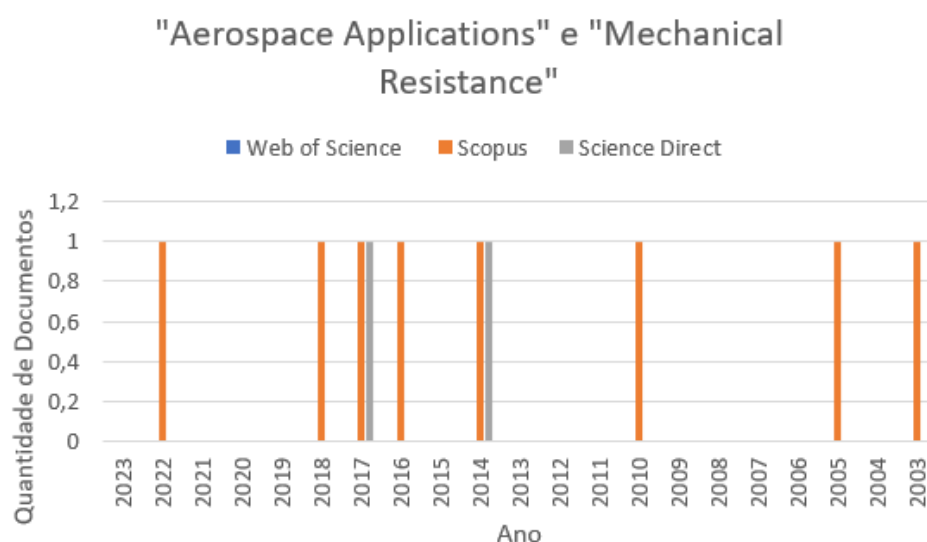
Os outros termos utilizados são muito amplos e com altas gamas de pesquisas baseadas neles. Com isso não é essencial a sua análise mais aprofundada. Já as intersecções dos assuntos é interessante para analisar o desenvolvimento das correlações, principalmente nos últimos 20 anos. Portanto, as uniões mais interessantes serão apresentados a posteriori.

Figura 26 – Distribuição de Documentos por Ano dos Termos “Aerospace Applications” e “Microstructure”.



Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 27 – Distribuição de Documentos por Ano dos Termos “Aerospace Applications” e “Mechanical Resistance”.



Fonte: Produção do próprio autor.

Observando a Figura 26, percebe-se uma crescente em publicações demonstrando um interesse maior em correlacionar a microestrutura com as aplicações aeroespaciais. Além disso, a Figura 27 demonstra uma concentração de interesse nos últimos 10 anos de correlacionar as resistências

mecânicas com as aplicações aeroespaciais. Ou seja, a indústria aeroespacial está se preocupando cada vez mais em analisar de maneira primordial os materiais a serem utilizados.