



UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
CAMPUS UNIVERSITÁRIO DE ANANINDEUA
FACULDADE DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

ESAÚ GOMES SOUZA

**ESTUDO DA SOLIDIFICAÇÃO TRANSIENTE UNIDIRECIONAL NA ESTRUTURA
E DUREZA DAS LIGAS Al-2,5%Ni, Al-4%Cu-2,5%Ni, Al-4%Ni e Al-9%Ni**

ANANINDEUA

2024

ESAU GOMES SOUZA

**ESTUDO DA SOLIDIFICAÇÃO TRANSIENTE UNIDIRECIONAL NA ESTRUTURA
E DUREZA DAS LIGAS Al-2,5%Ni, Al-4%Cu-2,5%Ni, Al-4%Ni e Al-9%Ni**

Trabalho de Conclusão de Curso, apresentado como requisito parcial para obtenção de grau de Bacharel em Engenharia de Materiais, pela Universidade Federal do Pará.

Orientador: Prof. Dr. Deibson Silva da Costa.

Orientador: Prof. Dr. Luiz Gabriel da Silva Nascimento.

ANANINDEUA

2024

ESAÚ GOMES SOUZA


**ESTUDO DA SOLIDIFICAÇÃO TRANSIENTE UNIDIRECIONAL NA ESTRUTURA
E DUREZA DAS LIGAS Al-2,5%Ni, Al-4%Cu-2,5%Ni, Al-4%Ni e Al-9%Ni**

Trabalho de Conclusão de Curso,
apresentado como requisito parcial para
obtenção de grau de Bacharel em Engenharia
de Materiais, pela Universidade Federal do
Pará.


Data de aprovação: 12 / 04 / 2024

Conceito: Excelente


BANCA EXAMINADORA

Documento assinado digitalmente
 **DEIBSON SILVA DA COSTA**
Data: 23/04/2024 10:10:25-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>


Prof. Dr. Deibson Silva da Costa
FEMat/CAMPANIN/UFPA - Orientador

**Luiz Gabriel da
Silva Nascimento**  Assinado de forma digital por
Luiz Gabriel da Silva Nascimento
Dados: 2024.04.23 11:37:39
-03'00'

Prof. Dr. Luiz Gabriel da Silva Nascimento
PPGMAT/IFPA - Orientador

Documento assinado digitalmente
 **PEDRO PAULO GUIMARAES RIBEIRO**
Data: 24/04/2024 09:30:19-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Pedro Paulo Guimarães Ribeiro
FEMat/CAMPANIN/UFPA - Examinador Interno

Documento assinado digitalmente
 **EMERSON RODRIGUES PRAZERES**
Data: 24/04/2024 10:44:56-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Emerson Rodrigues Prazeres
FEM/ITEC/UFPA - Examinador Externo

**Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP) de acordo com ISBD
Sistema de Bibliotecas da Universidade Federal do Pará
Gerada automaticamente pelo módulo Ficat, mediante os dados fornecidos pelo(a)
autor(a)**

S719e Souza, Esaú Gomes.
Estudo da solidificação transiente unidirecional na
estrutura e dureza das ligas Al-2,5%Ni, Al-4%Cu-2,5%Ni,
Al-4%Ni e Al-9%Ni / Esaú Gomes Souza. — 2024.
xv, 53 f. : il. color.

Orientador(a): Prof. Dr. Deibson Silva da Costa
Coorientador(a): Prof. Dr. Luiz Gabriel da Silva

Nascimento

Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) -
Universidade Federal do Pará, Campus Universitário de
Ananindeua, Curso de Engenharia de Materiais,
Ananindeua, 2024.

1. Ligas de Alumínio-Níquel. 2. Solidificação
direcional. 3. Microestrutura. 4. Espaçamento dendrítico
secundário. I. Título.

CDD 620.11

Ao Meu Deus, O Senhor Dos Exércitos,
“Sempre iluminando meus passos”

Aos Meus Pais,
“Minha base, meu porto seguro”

AGRADECIMENTOS

A Deus, eterno criador do universo, arquiteto divino, senhor soberano de todas as leis da natureza, sem o qual nada existe ou subsiste, princípio e fim, por sempre me guiar e por permitir que eu chagasse até o fim dessa longa caminhada com saúde, pois sem ele nada sou.

A minha família, em especial aos meus pais Erivan Gomes e Nildes Souza, pois tudo o que conquistei, o que sou e aonde cheguei, foram graças às orações, ao amor e esforços de ambos. As minhas irmãs Elielma Gomes, Edimara Gomes e irmão Eliel Gomes que, apesar das distâncias, acreditam e torcem sempre por mim, pelo meu melhor.

Aos meus orientadores prof. Deibson Costa e Luiz Gabriel pelo apoio, incentivo e por toda a dedicação sem medir esforços para que esse trabalho pudesse se concretizar, aos colegas de turma e laboratório pela paciência e parceria ao longo desses anos.

Aos amigos que fiz no decorrer dessa trajetória especialmente ao Marlon Borges, Jeovan Ramos e Jhonata Botelho, que estiveram comigo desde o início da graduação, incentivando e construindo projetos juntos para concluir este curso.

Ao Instituto Federal do Pará - IFPA, com seus professores e técnicos do laboratório que permitiram desenvolver não só este como muitos outros trabalhos de pesquisa.

Gratidão a cada um os docentes da Faculdade de Engenharia de Materiais – FEMat da Universidade Federal do Pará – UFPA, Campus Ananindeua por todo conhecimento compartilhado durante esses longos 5 anos que certamente será de grande valia para minha vida pessoal e profissional.

Obrigado a todos que contribuíram de forma direta ou indiretamente para que eu pudesse chegar até aqui.

Se eu vi mais longe, foi por estar sobre ombros de gigantes.

(Isaac Newton)

RESUMO

Muitos estudos têm se voltado para as ligas de alumínio que são ligas de engenharia. A solidificação do material e a forma como ele perde calor tem influência significativa na estrutura e por sua vez interfere nas propriedades mecânicas. O presente trabalho objetiva estudar a relação estrutura e dureza de ligas de alumínio dos sistemas Al-Cu-Ni e Al-Ni obtidas por solidificação unidirecional ascendente. Foram fabricados quatro lingotes dos sistemas Al-Cu-Ni e Al-Ni solidificados em um dispositivo de solidificação transiente unidirecional ascendente com controlador de temperatura, que possui uma lingoteira de aço e resistência elétrica isolada com material refratário em sua volta, permitindo um ambiente propício à extração de calor em uma única direção. Foram realizadas análises metalográficas das ligas, macro e microestrutura com medição de espaçamento dendrítico secundário (λ_2), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Além disso, foram realizados ensaios de dureza correlacionando-os com as regiões do lingote. Os resultados metalográficos apresentaram estruturas predominantemente colunares e microestruturas dendríticas que são influenciadas diretamente pelo fator taxa de resfriamento na medida que o esfriamento se propaga. Os espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) foram menores nas regiões próximas da extração de calor com valor médio de 7,86 μm para a região R1 da liga Al-2,5%Ni enquanto nas ligas Al-4%Ni e Al-9%Ni essa mesma região apresentou valores médios de 5,89 μm e 4,81 μm , respectivamente. Observa-se que nas regiões mais próximas da base de interface de extração de calor ocorreu maior refinamento da estrutura para todas as ligas estudadas neste trabalho. Tal comportamento deu-se pelas taxas de extração de calor serem mais próximas da base. A literatura mostra que taxas de resfriamento mais próximas da base são maiores e a microestrutura se comporta em relação a essas taxas, ou seja, quanto maior a taxa de resfriamento menor a microestrutura para este tipo de solidificação. Além disso, foi observado a diminuição da dureza nas regiões mais afastadas da interface de extração de calor, esse fato ocorreu pelo aumento do espaçamento dendrítico, ou seja, quanto menor a microestrutura maior a resistência do material. A resistência da liga do sistema ternário Al-Cu-Ni apresentou maior resistência quando comparada com a do sistema binário Al-Ni.

Palavras-Chave: Ligas de Alumínio-Níquel. Solidificação direcional. Microestrutura. Espaçamento dendrítico secundário.

ABSTRACT

Many studies have focused on aluminum alloys, which are engineering alloys. The solidification of the material and the way it loses heat has a significant influence on the structure and in turn interferes with the mechanical properties. The present work aims to study the structure and hardness relationship of aluminum alloys of the Al-Cu-Ni and Al-Ni systems obtained by upward unidirectional solidification. Four ingots of the Al-Cu-Ni and Al-Ni systems were manufactured and solidified in an ascending unidirectional transient solidification device with temperature controller, which has a steel ingot mold and isolated electrical resistance with refractory material around it, allowing a favorable environment to extract heat in a single direction. Metallographic analyzes of the alloys, macro and microstructure were carried out with measurement of secondary dendritic spacing (λ_2), Scanning Electron Microscopy (SEM). Furthermore, hardness tests were carried out correlating them with the regions of the ingot. The metallographic results showed predominantly columnar structures and dendritic microstructures that are directly influenced by the cooling rate factor as the cooling propagates. The secondary dendritic spacings (λ_2) were smaller in the regions close to heat extraction with an average value of 7.86 μm for the R1 region of the Al-2.5%Ni alloy while in the Al-4%Ni and Al-9% alloys Ni this same region presented average values of 5.89 μm and 4.81 μm , respectively. It is observed that in the regions closest to the base of the heat extraction interface, greater refinement of the structure occurred for all alloys studied in this work. This behavior was due to the heat extraction rates being closer to the base. The literature shows that cooling rates closer to the base are higher and the microstructure behaves in relation to these rates, that is, the higher the cooling rate, the lower the microstructure for this type of solidification. Furthermore, a decrease in hardness was observed in regions further away from the heat extraction interface, this fact occurred due to the increase in dendritic spacing, that is, the smaller the microstructure, the greater the resistance of the material. The alloy strength of the Al-Cu-Ni ternary system showed greater resistance when compared to that of the Al-Ni binary system.

Keywords: Aluminum-Nickel alloys. Directional solidification. Microstructure. Secondary dendritic spacing.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Modos de transferência de calor no sistema metal/molde ($t_1 < t_2 < t_3 < t_4 < t_5$).....	23
Figura 2 – Processo de nucleação e crescimento.....	24
Figura 3 – Representação esquemática da solidificação vertical ascendente.....	27
Figura 4 – Representação esquemática da solidificação vertical descendente.....	28
Figura 5 – Representação esquemática da solidificação horizontal.....	28
Figura 6 – Macroestrutura de solidificação.....	29
Figura 7 – Representação esquemática da TCE.....	31
Figura 8 – Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: SRC – Grau de super-resfriamento; V_L – Velocidade da interface; G_L – Gradiente térmico à frente da interface; e C_0 – concentração de soluto.	32
Figura 9 – Perfil de temperatura real e perfil de temperatura liquidus à frente da interface S/L evidenciando a região de SRC.....	33
Figura 10 – Evolução microestrutural durante o processo de solidificação direcional.	34
Figura 11 – Fluxograma das etapas do trabalho.....	35
Figura 12 – Desenho esquemático do dispositivo de solidificação unidirecional.....	36
Figura 13 – (a) Desmolde do lingote; (b) Corte; (c) Lixamento; (d) Ataque químico.....	37
Figura 14 – Amostras para microestrutura: (A) cortes longitudinais; (B) cortes transversais e (C) amostras embutidas em resina líquida.....	38
Figura 15 – A) Microscópio óptico; B) Microscópio Eletrônico de Varredura.....	39
Figura 16 – Ensaio de dureza.....	39
Figura 17 – A) Espectrômetro de Fluorescência de Raios-X; B) Amostra da liga Al-9%Ni.....	40
Figura 18 – Macroestrutura (A) Al-2,5%Ni; (B) Al-4%Cu-2,5%Ni; (C) Al-4%Ni; (D) Al-9%Ni.....	41
Figura 19 – Correlação de λ_2 com a posição da liga Al-2,5%Ni.	43
Figura 20 – Correlação de λ_2 com a posição da liga Al-4%Cu-2,5%Ni.....	43
Figura 21 – Correlação de λ_2 com a posição da liga Al-4%Ni.	44
Figura 22 – Correlação de λ_2 com a posição da liga e Al-9%Ni.	44

Figura 23 – Liga Al-2,5%Ni: A) Microestrutura do intermetálico Al_3Ni ; B) Estrutura fibrosa do Intermetálico Al_3Ni	45
Figura 24 – Liga Al-9%Ni: A) Microestrutura do intermetálico Al_3Ni ; B) Estrutura fibrosa do Intermetálico Al_3Ni	45
Figura 25 – Liga Al-4%Cu-2,5%Ni: A) Intermetálico Al_2Cu ; B) Intermetálico Al_3Ni ..	46
Figura 26 – Dureza em função das regiões do lingote.	47

LISTA DE TABELA

Tabela 1 – Produção de produtos transformados de alumínio.....	16
Tabela 2 – Composição das amostras analisadas.....	40
Tabela 3 – Micrografia das ligas Al-2,5%Ni; Al-4%Cu-2,5%Ni; Al-4%Ni e Al-9%Ni..	42

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Al	Alumínio
Cl	Cloro
Co	Cobalto
Cr	Cromo
Cu	Cobre
EDS	Espectroscopia de energia dispersiva de raios-X
F	Flúor
H	Hidrogênio
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia óptica
Mo	Molibdênio
Ni	Níquel
N	Nitrogênio
O	Oxigênio
S/L	Sólido/Líquido
SRC	Super Resfriamento Constitucional
TCE	Transição Colunar/Equiaxial
Ti	Titânio
W	Tungstênio
Zn	Zinco

LISTA SIMBOLOS

α	Alfa
$^{\circ}\text{C}$	Graus Celcius
GPa	Giga Pascal
m	metro
cm	Centímetro
t	Tempo
s	Segundo
\dot{T}	Taxa de resfriamento
V_L	Velocidade de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i>
T_L	Temperatura <i>liquidus</i>
T_V	Temperatura de vazamento
T_S	Temperatura de solidificação
G_L	Gradiente de temperatura à frente da isoterma <i>liquidus</i>
h_i	Coefficiente de transferência de calor na interface metal/molde
h_{amb}	Coefficiente de transferência de calor na interface molde/ambiente
mm	Milímetro
μm	Micrometro
ml	Mililitro
#	Mesh
%	Por cento
g	Gramma
λ	Espaçamento dendrítico
λ_2	Espaçamento dendrítico secundário
$^{\circ}$	Graus
HF	Ácido Fluorídrico
HCl	Ácido Clorídrico
HNO ₃	Ácido Nítrico
H ₂ O	Fórmula da Água

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	16
1.1 Considerações gerais	16
1.2 Objetivo geral	17
1.3 Objetivos específicos	18
1.4 Justificativa	18
1.5 Síntese do trabalho	20
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
2.1 Alumínio e suas ligas	21
2.2 Solidificação	22
2.3 Nucleação e crescimento	24
2.4 Solidificação unidirecional	26
2.4.1 Solidificação unidirecional vertical ascendente	26
2.4.2 Solidificação unidirecional vertical descendente	27
2.4.3 Solidificação unidirecional horizontal.....	28
2.5 Macroestrutura de solidificação	29
2.5.1 Zona coquilhada.....	30
2.5.2 Zona colunar	30
2.5.3 Zona equiaxial	30
2.5.4 Transição colunar-equiaxial (TCE).....	31
2.6 Microestrutura de solidificação	32
3 MATERIAIS E MÉTODOS	35
3.1 Estrutura do dispositivo	36
3.2 Procedimento metalográfico para obtenção da macro e microestrutura	37
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	40
4.1 Macrografia das ligas Al-2,5%Ni, Al-4%Cu-2,5%Ni, Al-4%Ni e Al-9%Ni	41
4.2 Micrografia das ligas Al-2,5%Ni, Al-4%Cu-2,5%Ni, Al-4%Ni e Al-9%Ni	42
4.3 Micrografia das fases intermetálicas	45
4.3.1 Liga Al-2,5%Ni e liga Al-9%Ni	45

4.3.2 Liga Al-4%Cu-2,5%Ni.....	46
4.3.3 Relação entre dureza e região do lingote.....	46
5 CONCLUSÃO	48
5.1 Sugestões para trabalhos futuros	49
REFERÊNCIAS.....	50

1 INTRODUÇÃO

1.1 Considerações gerais

Com as crescentes exigências da indústria moderna por materiais com propriedades cada vez mais elevadas, o conhecimento e o controle da cinética do processo de solidificação de metais e ligas metálicas vem a cada dia se consolidando como um objeto de estudo para a obtenção de materiais com propriedades homogêneas e cada vez mais adequadas à sua utilização prática. Deste modo é essencial, uma abordagem de alguns princípios básicos que envolvem o processo de solidificação de materiais metálicos. Destaca-se, por exemplo, a técnica de solidificação unidirecional que tem sido bastante utilizada no estudo experimental dos fenômenos da solidificação, esse estudo pode ser abordado tanto em regime estacionário de extração de calor quanto em regime transitório (GOMES, 2012). A Tabela 1 mostra a produção de produtos transformados de alumínio no território brasileiro.

Tabela 1 – Produção de produtos transformados de alumínio.

TIPOS DE PRODUTO (1000 T)	2020	2021
CHAPAS	685,5	768,1
FOLHAS	79,7	81,6
EXTRUDADOS	201,0	235,0
FIOS E CABOS	192,8	171,5
FUNDIDOS E FORJADOS	140,3	143,7
PÓ	26,7	40,8
USOS DESTRUTIVOS	36,9	43,3
OUTROS	35,2	44,4
TOTAL	1.398,1	1.528,4

Fonte: Abal, 2022.

O desenvolvimento de componentes mecânicos envolve uma série de etapas e considerações para garantir que os requisitos de projeto sejam atendidos. Isso é crucial para que os produtos finais sejam seguros, eficientes e atendam às necessidades dos clientes e do mercado em geral. É um campo multidisciplinar que envolve engenharia, materiais, design, tecnologia e inovação, e está em constante

evolução para atender às demandas em constante mudança dos mercados e da sociedade (MOURA, 2020). Neste sentido, as ligas de alumínio (Al) apresentam elevado potencial de aplicação em diversos setores da indústria devido a características como baixo peso específico e possibilidade de combinações com os chamados elementos de liga. A adição desses elementos, tais como níquel e cobre, são tidos como positivo a fim de reforçar a matriz de alumínio e melhorar a capacidade de suportar cargas desses materiais.

Segundo Costa (2016), a implantação de novas tecnologias e otimização de equipamentos e processos de fabricação passam necessariamente pelo desenvolvimento de novos materiais, capazes de atender às exigências operacionais e mercadológicas. Componentes mais leves e não menos resistentes correspondem ao objetivo de toda e qualquer área da indústria. Não obstante, a corrida energética e os apelos ambientais têm forçado nas últimas décadas o desenvolvimento de materiais que permitam uma maior eficiência no consumo de energia associada ao processo, ou ao equipamento utilizado, bem como substituição de elementos potencialmente lesivos ao meio ambiente.

Um dos aspectos que tornam as ligas de alumínio tão atraentes é o fato de o alumínio possuir baixo peso específico e poder combinar-se com a maioria dos metais de engenharia, chamados de elementos de liga. Com essas associações, é possível obter características tecnológicas ajustadas de acordo com a aplicação do produto acabado. Mas para isso, é preciso conhecer bem as vantagens e limitações de cada elemento para fazer a melhor seleção. O grande alcance das ligas oferece à indústria uma grande variedade de combinações de resistência mecânica, resistência à corrosão e ao ataque de substâncias químicas, condutibilidade elétrica, usinabilidade, ductibilidade, conformabilidade (ABAL, 2011).

1.2 Objetivo geral

Estudar a relação estrutura e dureza de ligas de alumínio Al-Cu-Ni e Al-Ni obtidas por solidificação unidirecional ascendente.

1.3 Objetivos específicos

- Obter os lingotes a partir do processo de solidificação direcional e transiente de fluxo de calor;
- Revelar a macro e microestrutura das ligas estudadas através dos ensaios metalográficos;
- Analisar o comportamento do espaçamento dendrítico secundário através do método de Hunt;
- Caracterizar as fases existentes no material através de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV);
- Relacionar as medidas de dureza com as regiões ao longo do lingote.

1.4 Justificativa

Ligas à base de alumínio estão presentes numa grande diversidade de indústrias e segmentos devido à sua baixa massa específica, alta condutividade elétrica e térmica, boa resistência à corrosão, boa usinabilidade, boa conformação mecânica, além de possuir boas combinações dessas propriedades. Estas vantagens estão de fato relacionadas a sua morfologia estrutural dos grãos e a microestrutura controlada, que podem ser ajustadas por meio de processos de fundição, tratamentos térmicos e técnicas de processamento. Essa flexibilidade permite adaptar as ligas de alumínio para atender às exigências específicas de uma ampla gama de indústrias e aplicações (CORRÊA, 2021).

A crescente demanda da indústria moderna por materiais com propriedades cada vez mais elevadas e específicas, exige um conhecimento mais aprofundado do processo de solidificação e tratamento térmico de metais e ligas metálicas, visto que a relevância científica e tecnológica do mesmo, associada ao seu vasto campo de aplicações industriais, certamente o caracterizam como o mais importante tipo de transformação de fases na cadeia produtiva da indústria de fundição (GARCIA, 2007).

Mudanças no âmbito tecnológico têm impulsionado a demanda por materiais metálicos e suas ligas que possam suportar condições mais extremas, mantendo suas propriedades mecânicas e resistindo à corrosão. Isso é particularmente importante em setores como a indústria aeroespacial, automotiva, petroquímica, de energia e muitos

outros, onde as peças e componentes estão expostos a ambientes agressivos e condições operacionais adversas. Essas mudanças estão impulsionando a pesquisa e o desenvolvimento contínuos na área de materiais metálicos e suas ligas, buscando soluções cada vez mais avançadas para garantir a durabilidade e o desempenho em aplicações críticas (OSÓRIO *et al.*, 2012a; OSÓRIO *et al.*, 2012b).

As características do material, o processo de solidificação e o tipo de tratamento térmico são fatores cruciais que têm um impacto significativo nas propriedades estruturais e mecânicas dos produtos fundidos (CANTÉ, 2009; BRITO, 2016; COSTA, 2016). As microestruturas, por exemplo, que se formam durante o processo de solidificação de um material estão intimamente relacionadas à forma da interface entre o sólido e o líquido (S/L) durante o resfriamento e desempenham um papel fundamental nas propriedades mecânicas e outras características do material (ROCHA, 2003; MAGNO, 2015; SOUZA, 2018).

O estudo da liga do sistema Al-Cu-Ni é justificado pelas diversas propriedades que ela pode agregar, as quais são demandadas pelo mercado industrial e tecnológico. Algumas dessas propriedades incluem desempenho mecânico, leveza (densidade) e resistência elevada. Devido a essas características, várias ligas metálicas de alumínio em sistemas binários e ternários têm sido objeto de estudo nos últimos anos, visando otimizar suas composições para melhor atender às necessidades do mercado e das aplicações tecnológicas. Esse tipo de pesquisa e desenvolvimento é essencial para impulsionar a indústria e proporcionar materiais cada vez mais avançados e adaptados às demandas atuais.

Desta forma, é de fundamental importância a realização de experimentos por solidificação unidirecional, em condições transientes de fluxo de calor em ligas de alumínio e cobre, uma vez que o estudo mais aprofundado dessa liga com a adição de níquel poderá de forma eficiente atender as exigências da engenharia. O estudo da adição do Cu e Ni em ligas formadas por solidificação unidirecional, em sistemas metal/molde, tem como objetivo identificar soluções satisfatórias que estejam relacionadas com as características mecânicas ou térmicas desejadas para liga, sem deixar de mencionar a prevenção da ocorrência de defeitos durante o processo de solidificação. Haja vista a importância da correlação das propriedades mecânicas de uma peça com a morfologia estrutural, nos níveis macro e microestrutural e as condições do processo de solidificação.

1.5 Síntese do trabalho

Seção 1 – Introdução: considerações gerais sobre as ligas de alumínio, suas especificidades e suas atratividades na indústria. Definição do objetivo geral, objetivos específicos e justificativa para a realização do trabalho.

Seção 2 – Revisão Bibliográfica: cobre o alumínio e suas ligas, assim como, o processo e estruturas resultantes de solidificação de metais, os tipos de solidificação forçada existentes, e sobre as principais técnicas de caracterização para ligas metálicas.

Seção 3 – Materiais e Métodos: materiais e equipamentos utilizados para a preparação, a fundição, os processos de solidificação, a metalografia do lingote e a obtenção dos registros de resistência mecânica das ligas estudadas, bem como, as especificações do método para cada etapa.

Seção 4 – Resultados e Discussão: obtenção e análise da macro e microestrutura obtida no processo de solidificação das ligas Al-2,5%Ni, Al-4%Cu-2,5%Ni, Al-4%Ni e Al-9%Ni, medição dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) em relação às regiões do lingote. Análise da micrografia das fases intermetálicas das fases e dureza das ligas.

Seção 5 – Conclusão: avaliações do processo experimental de solidificação proposto, da macro e microestrutura de formação da liga multicomponente e dos resultados obtidos a partir da medição da resistência mecânica das ligas.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Alumínio e suas ligas

O alumínio é frequentemente utilizado na indústria em forma de ligas metálicas, o que lhe confere uma série de benefícios específicos para diferentes aplicações. Essas ligas são criadas combinando o alumínio com outros metais, como cobre, níquel, magnésio, zinco, silício, entre outros. Cada combinação resulta em propriedades específicas, tornando as ligas de alumínio adequadas para uma ampla gama de usos industriais. Segundo Carvalho (2016), o poder de combinar-se com a maioria dos metais de engenharia, torna as ligas de alumínio tão atraente para a indústria, sendo possível obter características tecnológicas ajustadas de acordo com a aplicação do produto acabado.

O alumínio possui características e vantagens que o destaca em alguns processos industriais como cor branca, superfície brilhante, leveza, ductilidade, maleabilidade, não ferromagnético e não tóxico. Todas essas características apresentadas conferem ao alumínio uma extrema versatilidade. Na maioria das aplicações, duas ou mais destas características entram em jogo, por exemplo: baixo peso combinado com resistência mecânica; alta resistência à corrosão e elevada condutibilidade térmica (ABAL, 2020).

Para melhorar as propriedades mecânicas do alumínio é possível adicionar alguns elementos de liga que permitem ao novo material adquirir propriedades de ambos os elementos. Um dos metais capazes de formar liga, contudo pouco solúvel com o alumínio é o níquel, podendo formar intermetálicos como Al_3Ni , Al_3Ni_2 , $AlNi$, Al_3Ni_5 e $AlNi_3$, que produzem efeitos pronunciados nas propriedades mecânicas, mesmo presente em pequenas quantidades (DANTAS, 2014). Por sua vez, a adição de cobre na liga de Al-Ni permite o aumento da usinabilidade do material.

Vale ressaltar que as propriedades mecânicas das ligas de alumínio-níquel não dependem somente do tipo de intermetálico presente, mas também de parâmetros microestruturais, que caracterizam sua morfologia e arranjo, como espaçamentos interdendríticos primários (λ_1) e secundários (λ_2), distribuição e composição química das fases, tamanho de grão, segregação e porosidade; que são fortemente influenciadas pelas condições de solidificação (DANTAS, 2014).

2.2 Solidificação

A solidificação e fusão são transformações entre os estados cristalográficos e não cristalográficos de um metal puro ou liga. Estas transformações são fundamentais para aplicações tecnológicas como lingotamento contínuo e solidificação unidirecional de compostos e cristais individuais. O mecanismo de solidificação e como ele é afetado por parâmetros como a distribuição de temperatura, condições de solidificação, é importante no controle de propriedades mecânicas e elétricas dos metais fundidos (BOYUK et al, 2011).

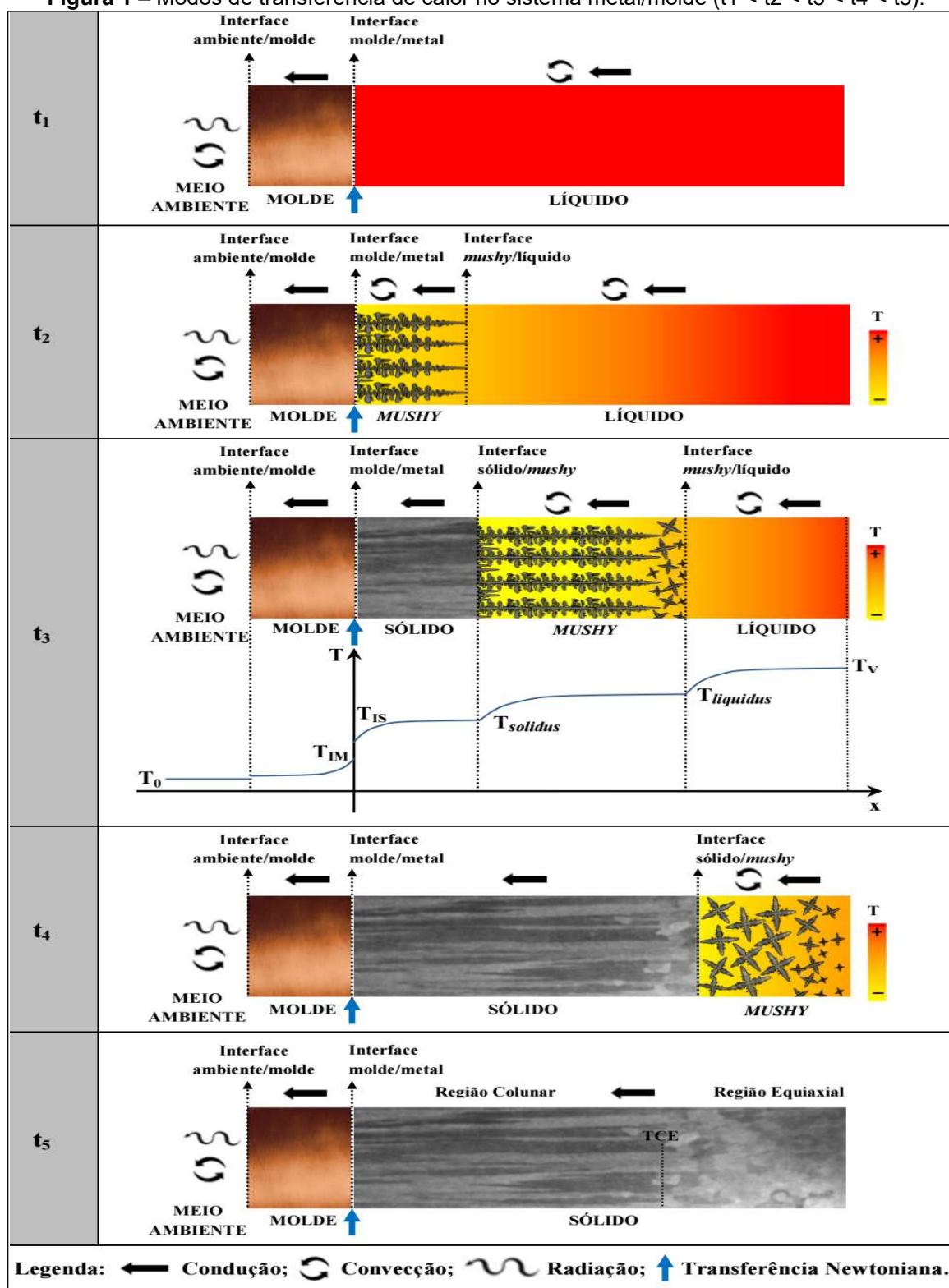
Varáveis como a temperatura de vazamento (T_v) e as correntes convectivas influenciam durante o preenchimento do molde. No processo de arrefecimento, o molde é o principal meio para que ocorra a transformação líquido/sólido, bem como, de sua capacidade de absorção de calor, pois esta tem influência na velocidade e nas taxas de resfriamento (GARCIA, 2007).

No processo de solidificação de um metal puro, o sólido possui uma estrutura formada por grãos de uma única fase, enquanto no processo de solidificação de uma liga metálica podem coexistir diferentes fases no estado sólido, resultando em uma estrutura polifásica. Antes do início da solidificação, o metal fundido é vazado no molde a uma temperatura acima da qual ocorre a formação dos núcleos sólidos, preenchendo totalmente o volume do molde. Ocorre então a troca de calor entre o metal líquido, a parede do molde e o meio ambiente, processando assim a solidificação (SANTOS, 2006).

A taxa de extração do calor latente, através do sistema metal/molde, tem relação direta com os parâmetros térmicos, com a velocidade de solidificação, e as mudanças estruturais na fase líquido/sólido, que por sua vez interferem diretamente nas propriedades mecânicas, por isso, é necessário que se dê a devida importância no desenvolvimento e controle desse sistema (ROCHA, 2003; GARCIA, 2007; BARROS, 2018).

A ordenação sequencial dos fenômenos ocorridos durante a solidificação, ou seja, distribuição de temperaturas no sistema metal/molde, bem como, a cinética, estão representadas na Figura 1.

Figura 1 – Modos de transferência de calor no sistema metal/molde ($t_1 < t_2 < t_3 < t_4 < t_5$).



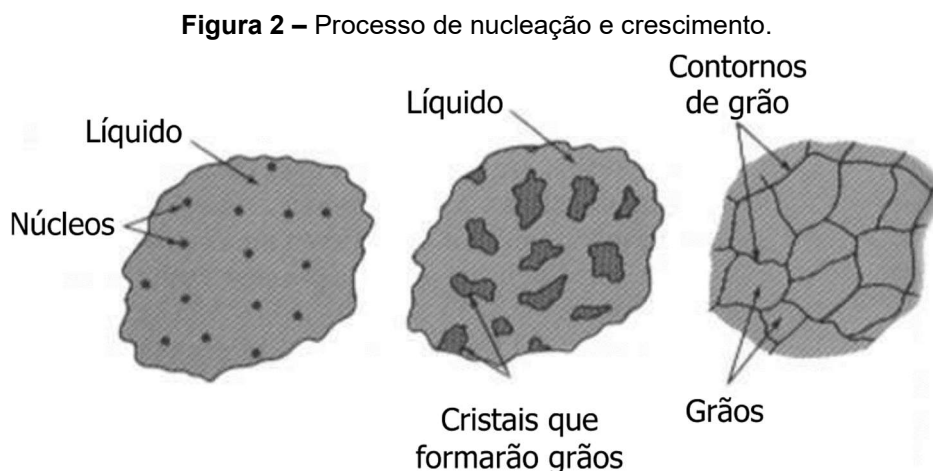
Fonte: Barros, 2018.

Em peças fundidas a estrutura solidificada produzida é composta por grãos equiaxiais. Para uma melhor fluência e resistência à fratura são obtidas peças utilizando a técnica de solidificação unidirecional (ASKELAND et al, 2011).

2.3 Nucleação e crescimento

A nucleação e o crescimento de grãos são duas etapas importantes no processo de transformação de fase durante a solidificação de materiais. Esse processo ocorre de maneira heterogênea no interior do molde. Na primeira etapa, pequenas partículas sólidas chamadas núcleos são formadas na região de maior transferência de calor dentro do material que está sendo solidificado. Esses núcleos são compostos por átomos ou moléculas que se agrupam para formar estruturas sólidas iniciais. Uma vez que os núcleos se formam, inicia-se o processo de crescimento de grão. Os átomos do material em estado líquido ou fundido difundem-se em direção aos núcleos sólidos e se agregam a eles. Conforme mais átomos se juntam aos núcleos, eles crescem e se tornam grãos maiores da fase sólida. Esse processo de crescimento continua até que os grãos sólidos se espalhem por toda a região líquida e a solidificação seja completa (FERREIRA, 2010).

Para Garcia (2007), a nucleação pode ser definida como a formação de uma nova fase a partir de outra, em posições específicas e caracterizada por contornos bem definidos que a separam do meio que a gerou. No caso da solidificação, a nucleação envolve a formação de partículas de sólido envolvidas pelo material líquido. Após a consolidação do núcleo sólido, segue-se uma fase de crescimento que depende da maior ou menor facilidade que os átomos encontrem para se ligar à interface de crescimento, ou em outras palavras, depende da estrutura da interface sólido/líquido em nível atômico, conforme ilustrado na Figura 2.



Fonte: Baldam, 2014.

A nucleação pode ser homogênea ou heterogênea. Quando o sólido é formado dentro do próprio líquido sem o auxílio de nenhum tipo de estimulante energético externo, diz-se que a nucleação é homogênea (GARCIA, 2007). Neste caso é o próprio material que fornece átomos para a formação dos núcleos e não existem áreas preferenciais no material para o surgimento da solidificação no metal, assim a transformação de fase ocorre de maneira igualitária e os núcleos se formam homogeneamente.

A nucleação heterogênea é um processo em que a formação de novas fases em um líquido ou gás ocorre em torno de partículas sólidas, como impurezas, películas de óxidos ou outras superfícies presentes no sistema. Essas partículas estranhas atuam como agentes catalisadores, diminuindo a barreira energética para a formação de novas fases, tornando mais fácil para as moléculas ou átomos se organizarem em uma estrutura cristalina ou em uma fase diferente (GARCIA, 2007).

No cotidiano da engenharia, quase todos os processos de nucleação acontecem de forma heterogênea. Segundo Gomes (2013), uma condição essencial para que haja a nucleação heterogênea é que a superfície que será a catalisadora do processo de nucleação, deve ser molhada pela nova fase nucleada. Assumindo-se que existe uma partícula sólida com formato de esfera unida na parede do molde, sabendo que esta parede é molhada tanto por líquido quanto por sólido.

Neste trabalho o processo de nucleação é heterogêneo, devido algumas impurezas difíceis de eliminar no processo de fundição. Nas regiões próximas a parede do molde que se dará primeiro a transformação de fases, além disso, o tipo do molde utilizado afeta diretamente a microestrutura da liga devido a influência da taxa de resfriamento (SOARES, 2000). A microestrutura de um material é uma parte essencial que influencia suas propriedades mecânicas. A maneira como os átomos se organizam e se ligam em uma liga ou material afeta diretamente suas características mecânicas, como resistência, ductilidade, tenacidade, entre outras. Portanto, o controle e otimização da microestrutura, seja através de processos de solidificação controlados, seleção de ligas apropriadas e tratamentos térmicos adequados, são fundamentais para melhorar as propriedades mecânicas do produto final (BRAGA, 2021).

2.4 Solidificação unidirecional

O fenômeno da solidificação pode ser investigado experimentalmente em função da direção na qual o fluxo de calor é extraído e do sentido de avanço da frente de solidificação. A literatura apresenta vários trabalhos que foram desenvolvidos a fim de analisar experimentalmente a solidificação, utilizando-se dispositivos com configurações que provocam a unidirecionalidade de extração de calor (SIQUEIRA, 2002; ROCHA, 2003; PERES, 2005; SPINELLI, 2005; ROSA, 2007; CANTE, 2009; GOULART, 2010; SILVA, 2011; MEZA, 2012; GOMES, 2012; FREITAS, 2013; BRITO, 2016; MOURA, 2020).

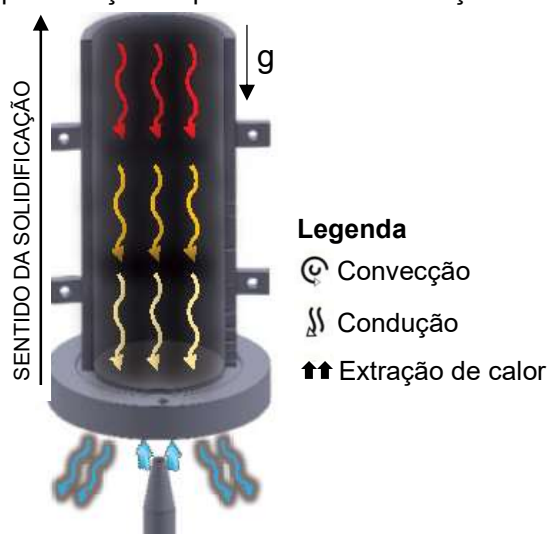
A técnica da solidificação unidirecional transitória pode ser conduzida experimentalmente em diferentes configurações: vertical ascendente, vertical descendente e horizontal.

2.4.1 Solidificação unidirecional vertical ascendente

O modelo geométrico na qual proporciona um tipo de solidificação unidirecional vertical é o modelo mais utilizado no âmbito científico. O aparato experimental deve ser montado de forma que o molde refrigerado fique localizado na parte inferior do molde, gerando com isso uma solidificação no sentido baixo para cima. Algo a ser analisado neste experimento é a ação da gravidade atuando contra a solidificação e com isso mantendo mais tempo o líquido em contato com a chapa-molde refrigerada. Como este contato é mantido permanente e estável, pode excluir a variável de convecção interna (soluto se refundir) presente no líquido o que faz com que o modelo seja simplificado (ROSA, 2007).

A Figura 3, representa um esquema do dispositivo de solidificação vertical ascendente, em que o molde é refrigerado na parte inferior e as paredes laterais são constituídas de um material isolante para evitar trocas de calor com o meio ambiente. O líquido em contato com o molde refrigerado é resfriado rapidamente e há condição para uma nucleação intensiva nessa região, levando à formação de grãos cristalinos de pequenas dimensões, crescidos em direções aleatórias. Essa região é denominada zona coquilhada (SANTOS, 2006).

Figura 3 – Representação esquemática da solidificação vertical ascendente.



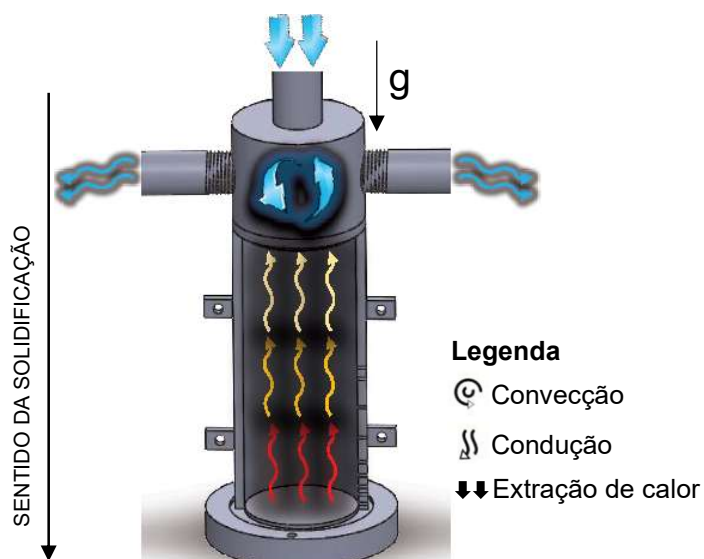
Fonte: Adaptado de Costa (2016).

2.4.2 Solidificação unidirecional vertical descendente

A solidificação unidirecional vertical descendente é bastante similar a anterior quanto à estruturação, entretanto, a câmara refrigerada é localizada no topo da lingoteira. Nestas condições, a solidificação ocorrerá no mesmo sentido da ação da força gravitacional, com a força peso atuando no sentido de deslocar o lingote do contato com a base refrigerada, o que irá configurar situação de maior resistência térmica à passagem de calor do lingote em direção ao fluido de refrigeração, quando comparada com a solidificação ascendente. Outra diferença essencial consiste sempre na presença de algum movimento convectivo, já que o perfil de temperatura do líquido é crescente em direção à base do lingote, que se encontra isolada termicamente, o que significa que ocorrerá convecção ocasionada pela diferença de temperatura no líquido. Se o soluto rejeitado promover um líquido interdendrítico de maior densidade do que o líquido nominal ocorrerá movimento convectivo por diferença de densidade (SPINELLI, 2005).

A solidificação vertical descendente é importante para fazer análises comparativas com a solidificação ascendente, permitindo a verificação da influência de correntes convectivas sobre o arranjo da estrutura de solidificação, mostrando as diferenças quando se solidificam ligas de mesma composição (ROSA, 2004; SPINELLI, 2005; GARCIA, 2005; SILVA, 2011). A Figura 4 apresenta um esquema do dispositivo de solidificação vertical descendente.

Figura 4 – Representação esquemática da solidificação vertical descendente.

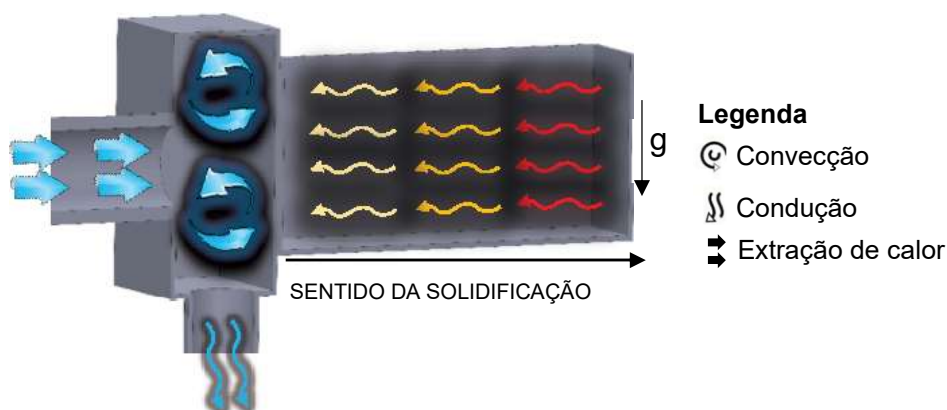


Fonte: Adaptado de Costa (2016).

2.4.3 Solidificação unidirecional horizontal

Esta configuração é sem dúvida a mais complexa sob o ponto de vista de determinação das variáveis térmicas de solidificação. Este processo pode ser executado de duas formas. Uma delas seria vaziar o metal líquido em um molde isolado termicamente nas laterais e a extração de calor feita por uma das extremidades através de um bloco maciço metálico ou por uma câmara de refrigeração. A outra forma seria fundir diretamente o metal em seu interior até uma determinada temperatura a partir da qual a refrigeração (natural ou forçada) se inicie e assim ocorra o início da solidificação (MOUTINHO, 2007). A Figura 5 mostra esquematicamente o processo de solidificação horizontal.

Figura 5 – Representação esquemática da solidificação horizontal.



Fonte: Adaptado de Costa (2016).

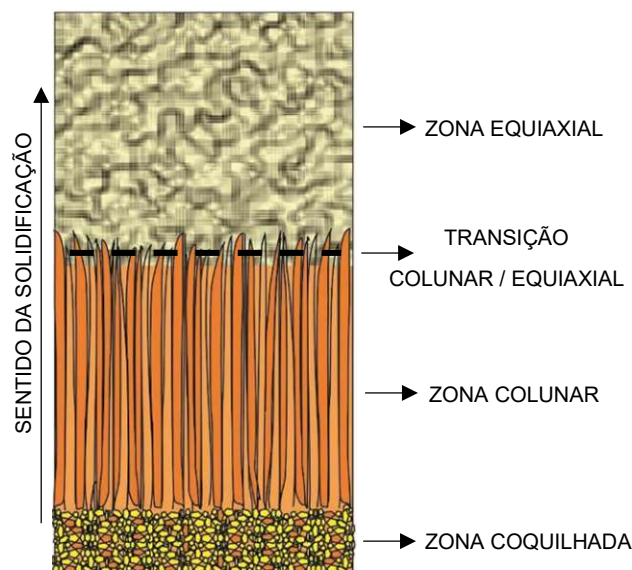
2.5 Macroestrutura de solidificação

Compreender as relações existentes entre as variáveis de solidificação e as estruturas resultantes é essencial no desenvolvimento de produtos fundidos com qualidade otimizada. A solidificação de ligas envolve, troca de calor, fluxo do metal líquido e transporte de soluto o que influencia o desenvolvimento das macroestruturas. A previsão das diversas estruturas tais como coquilhadas, colunares e equiaxiais é de grande interesse na avaliação e projeto de materiais fundidos com qualidades mecânicas específicas (CANTÉ, 2009).

O processo de solidificação é constituído por etapas subsequentes a partir da formação de núcleos sólidos no material líquido, crescimento destes grãos por sítios favoráveis (nucleação heterogênea) ou crescimento livre (nucleação homogênea) na qual irão formar a macroestrutura da peça. Pode-se definir a macroestrutura de um material como sendo a distribuição, orientação, forma e dimensão dos grãos cristalinos (PERES, 2005; CRUZ, 2008; GARCIA, 2008).

Em geral, os materiais policristalinos podem apresentar três zonas macroestruturais distintas: coquilhada, colunar e equiaxial central. A Figura 6, apresenta uma representação das zonas macroestruturais, as quais estão relacionadas com a morfologia dos grãos.

Figura 6 – Macroestrutura de solidificação.



Fonte: Adaptado de Gomes (2013).

2.5.1 Zona coquilhada

A zona coquilhada é formada por uma região de pequenos grãos denominados equiaxiais, com orientação cristalina aleatória, normalmente de pequenas dimensões, localizados junto às paredes do molde, pois nesta região existe maior taxa de extração de calor. Taxas elevadas de resfriamento, super-resfriamento térmico, favorecem uma nucleação intensa de grãos equiaxiais, quase sempre uniformes, constituindo uma fina camada de grãos de crescimento aleatório junto às paredes do molde. A dimensão dessa zona depende de uma série de fatores dentre os quais pode-se apontar as características termofísicas do material do molde, o coeficiente de transferência de calor metal/molde e a temperatura de vazamento do metal líquido (CAMPOS, 1978; GARCIA, 2001; PERES, 2005 e DANTAS, 2014).

2.5.2 Zona colunar

A zona colunar inicia-se a partir dos grãos já solidificados pelo super-resfriamento provocado na zona coquilhada. Região de grãos alongados e alinhados na direção da extração do fluxo de calor, com crescimento paralelo às paredes do molde. Possuem direções cristalinas de maiores velocidades de crescimento com a direção de extração de calor. A formação desta se dá pelo crescimento dos grãos formados a partir dos núcleos oriundos do rápido resfriamento do líquido nos instantes iniciais da solidificação, e que apresentam direção cristalográfica favorável ao crescimento na direção da extração de calor. Esses núcleos tendem a crescer mais rapidamente que os outros, bloqueando o crescimento dos demais grãos (PERES, 2005).

2.5.3 Zona equiaxial

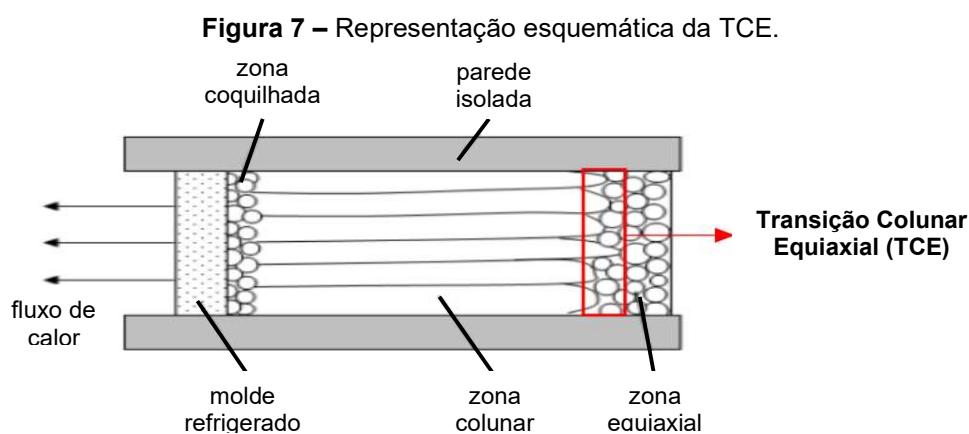
Região de pequenos grãos, maiores que os grãos coquilhados, formados no centro do molde como resultado da nucleação de cristais ou da migração de fragmentos de grãos colunares. Esta zona é revelada por grãos que crescem com direções cristalográficas aleatórias e podem surgir como decorrência de eventos isolados de nucleação, a partir da zona colunar ou da nucleação de cristais na superfície livre do líquido. Os núcleos geradores têm várias origens, mas só podem

crescer após o líquido ter atingido temperaturas abaixo da liquidus (GARCIA, 2007; CANTÉ, 2009; DANTAS, 2014).

2.5.4 Transição colunar-equiaxial (TCE)

A previsão da transição colunar-equiaxial (TCE) é de grande interesse para a avaliação e o projeto das propriedades mecânicas de produtos solidificados. O razoável entendimento a respeito da influência dos parâmetros envolvidos na solidificação a fim de melhorar a eficiência e desempenho dos materiais de modo que a TCE pode ser considerada como um importante objeto da investigação no que diz respeito à solidificação unidirecional de ligas metálicas. Por isso, é necessário entender os mecanismos que levam a essa transição. A determinação do ponto em que ocorre a transição colunar/equiaxial é importante para o planejamento do processo e para que se possam projetar as propriedades mecânicas do produto (CANTÉ, 2009; DANTAS, 2014).

Essa forma estrutural mista só acontece se for possível nuclear e crescer grãos equiaxiais à frente da interface colunar de crescimento, provocando uma transição entre os modos de crescimento. Os grãos equiaxiais exercem um crescimento competitivo com a frente colunar, de forma que, se os cristais equiaxiais forem pequenos, eles são absorvidos pela frente e passam a crescer de forma colunar dendrítica. Entretanto, se a zona super-resfriada à frente da interface colunar for relativamente grande e com alta densidade de cristais, esses grãos equiaxiais podem formar uma fração volumétrica suficientemente alta a ponto de bloquear o crescimento colunar (CANTÉ, 2009). A Figura 7 ilustra a região de transição colunar equiaxial.

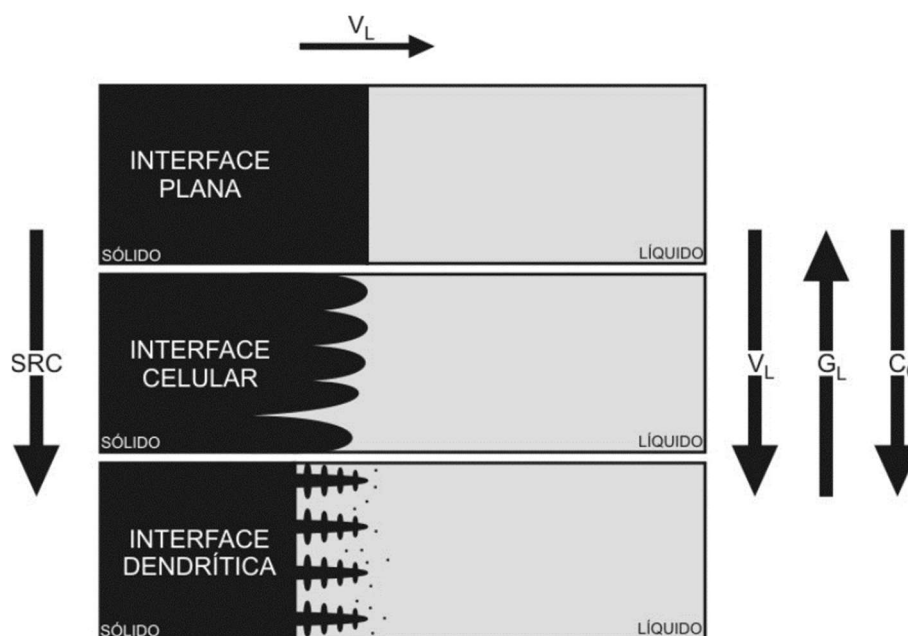


Fonte: Adaptado de Santos (2006).

2.6 Microestrutura de solidificação

Segundo Araújo (2015) a rejeição do soluto ou do solvente, durante o processo, ocorrido à frente da fronteira sólido/líquido dá origem a um fenômeno que favorece a nucleação, conhecido na literatura como super-resfriamento constitucional (SRC). A morfologia na interface S/L depende do valor do SRC que, por ordem crescente do SRC, são denominadas: planar, celular e dendrítica. A Figura 8 ilustra a influência da concentração de soluto (C_0), gradiente térmico (G_L) e velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L) na formação das microestruturas.

Figura 8 – Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: SRC – Grau de super-resfriamento; V_L – Velocidade da interface; G_L – Gradiente térmico à frente da interface; e C_0 – concentração de soluto.



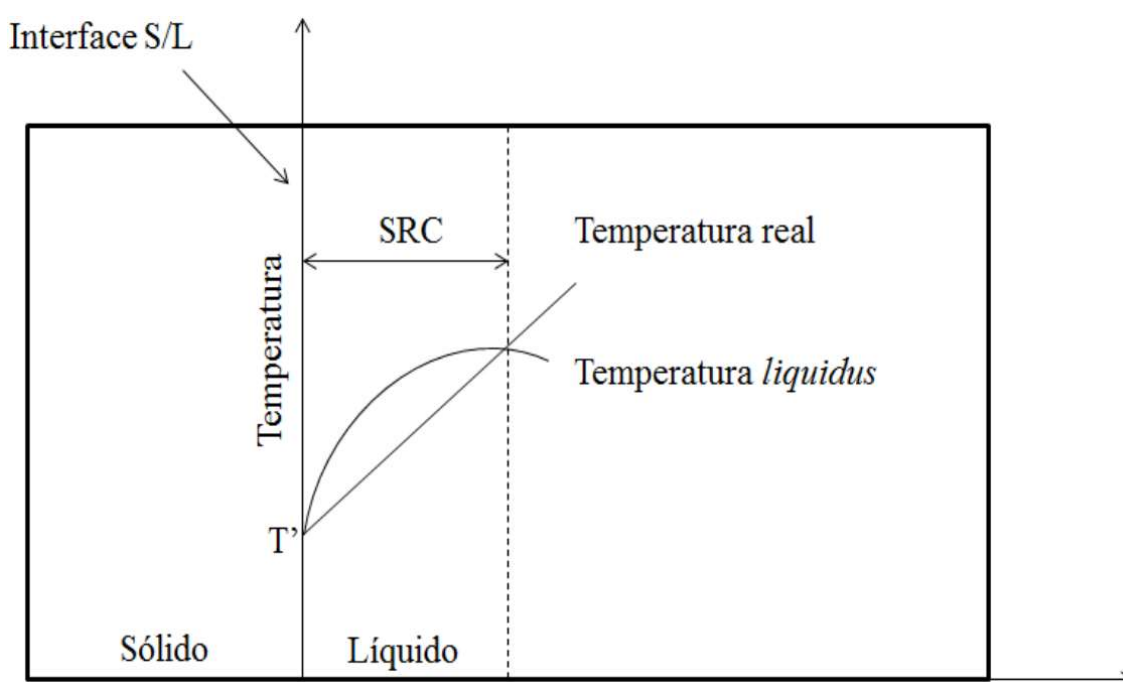
Fonte: Goulart, 2010.

Os tipos de microestruturas presentes em uma liga estão fortemente relacionados com a evolução da forma da interface entre o sólido e o líquido (S/L) durante o processo de solidificação (GOULART, 2010). Alterações nos parâmetros constitucionais e térmicos do sistema metal/molde ocorrem durante a solidificação e provocam instabilidade na interface S/L, dando origem as microestruturas.

O super-resfriamento constitucional (SRC) é uma condição em que a temperatura do líquido é resfriada abaixo do ponto de fusão do material, mas a solidificação não ocorre imediatamente. Isso acontece porque, durante a solidificação, as interfaces sólido-líquido precisam de um gatilho para iniciar o crescimento do

sólido. Em algumas condições, como alta pureza do material e ausência de impurezas ou sementes de nucleação, o material pode permanecer no estado líquido mesmo abaixo do ponto de fusão. Esse super-resfriamento pode levar a mudanças na microestrutura e à formação de microestruturas metaestáveis. Na região de interface S/L, o líquido possui temperaturas inferiores às de início de solidificação, favorecendo a nucleação e crescimento de grãos. A Figura 9 apresenta esquematicamente a ocorrência do SRC à frente da interface S/L. (ROCHA, 2003; GOMES, 2012; RODRIGUES, 2017).

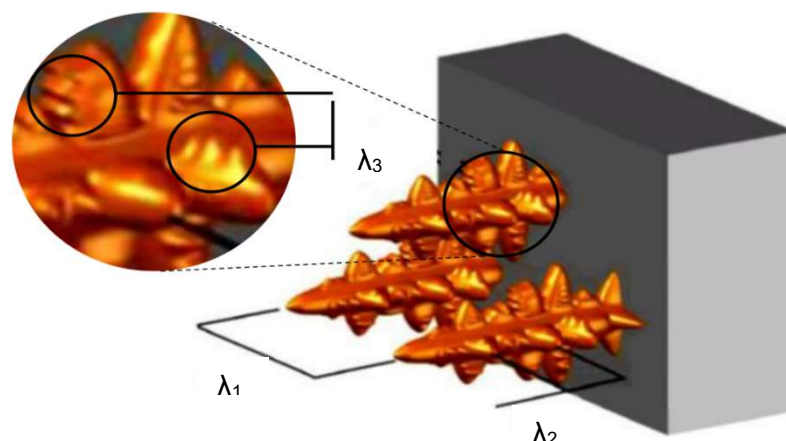
Figura 9 – Perfil de temperatura real e perfil de temperatura liquidus à frente da interface S/L evidenciando a região de SRC.



Fonte: Rodrigues, 2017.

Devido ao super-resfriamento ocorre o surgimento de braços primários, secundários e terciários que caracterizam a redes dendríticas. As distâncias entre os ramos primários, ramos secundários e ramos terciários observados na Figura 10, são denominados espaçamentos dendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2) e terciários (λ_3), respectivamente. Tais espaçamentos estão relacionados aos parâmetros térmicos de solidificação e às propriedades apresentadas pelo material (ROCHA, 2003; GOMES, 2012; RODRIGUES, 2017).

Figura 10 – Evolução microestrutural durante o processo de solidificação direcional.



Fonte: Adaptado de Costa (2016).

A literatura mostra que os espaçamentos dendríticos diminuem com o aumento da velocidade de solidificação e da taxa de resfriamento (GARCIA, 2001). Dessa forma, sistemas de solidificação que favoreçam essas condições contribuem para a obtenção de produtos de melhor resistência mecânica.

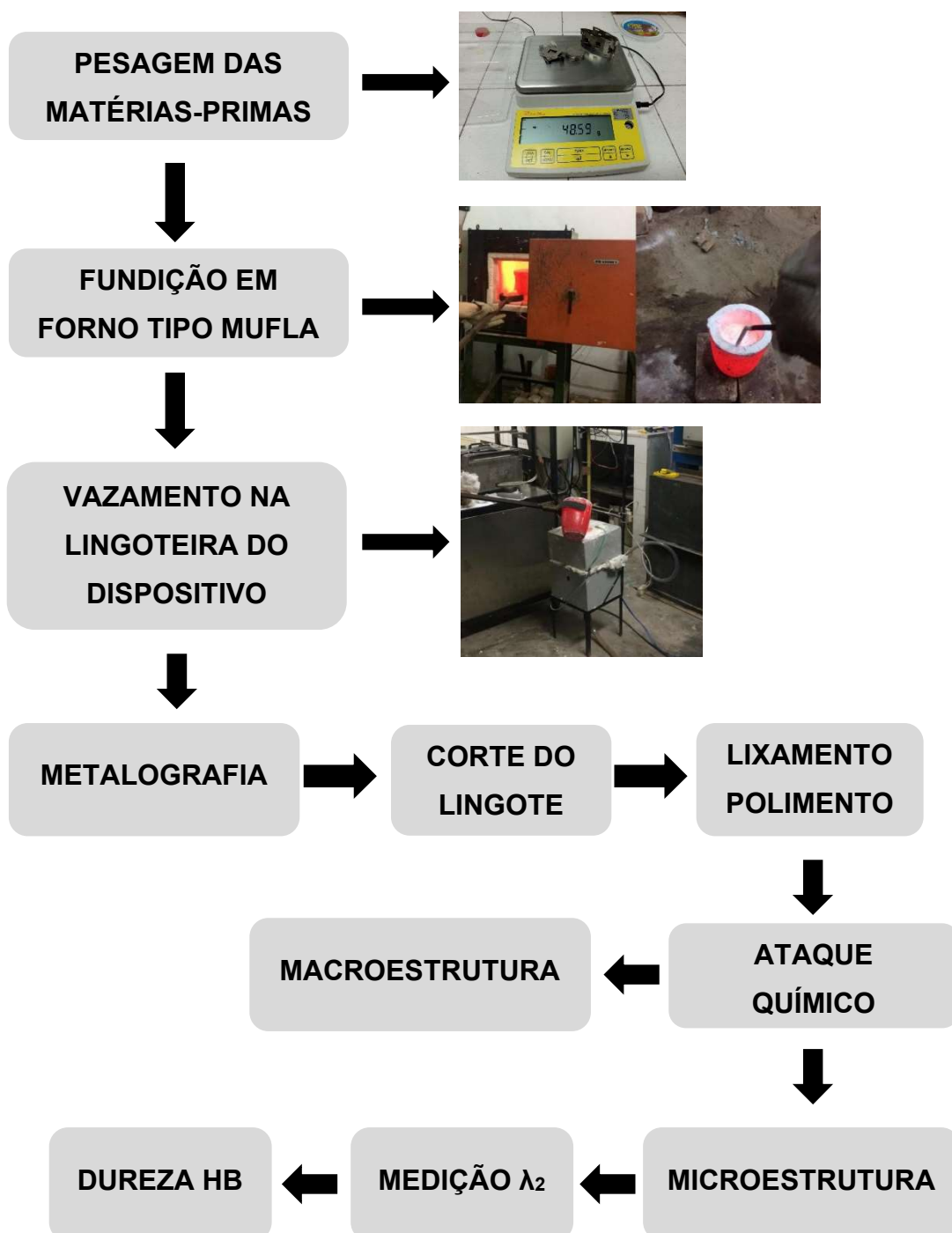
Os espaçamentos dendríticos dependem das condições térmicas durante o processo de solidificação, daí a importância de se poder contar com uma forma quantitativa que permita expressar essa interdependência. A taxa de resfriamento pode ser correlacionada com as variáveis térmicas da solidificação, como velocidades de deslocamento de isothermas características (V_L) e gradientes térmicos (G_L), que, por sua vez, estão relacionados com parâmetros operacionais como temperatura de vazamento (T_V) e coeficientes de transferência de calor nas interfaces metal/molde (h_i) e molde/ambiente (h_{amb}) (GOULARD, 2005).

Espaçamentos intercelulares e interdendríticos menores apresentam uma distribuição mais uniforme da segregação entre as ramificações celulares ou dendríticas, enquanto espaçamentos maiores podem exigir tratamentos térmicos específicos mais demorados e muito bem elaborados para a homogeneização da composição química. Desta forma, a fim de se reduzir o tempo exigido para à homogeneização nos tratamentos térmicos, busca-se reduzir esses parâmetros microestruturais, através da adoção de sistemas de solidificação com condições de resfriamento eficazes, que permitam a obtenção de materiais com espaçamentos menores. Nesse sentido, é fundamental a determinação correta das condições que controlam o desenvolvimento desses espaçamentos durante a solidificação (GOULARD, 2010).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Os lingotes foram confeccionados na Usina de Materiais, do laboratório de Engenharia de Materiais do Instituto Federal do Pará – IFPA. A Figura 11 apresenta um fluxograma simplificado com as principais etapas de fabricação das ligas Al-2,5%Ni, Al-4%Cu-2,5%Ni, Al-4%Ni e Al-9%Ni.

Figura 11 – Fluxograma das etapas do trabalho.

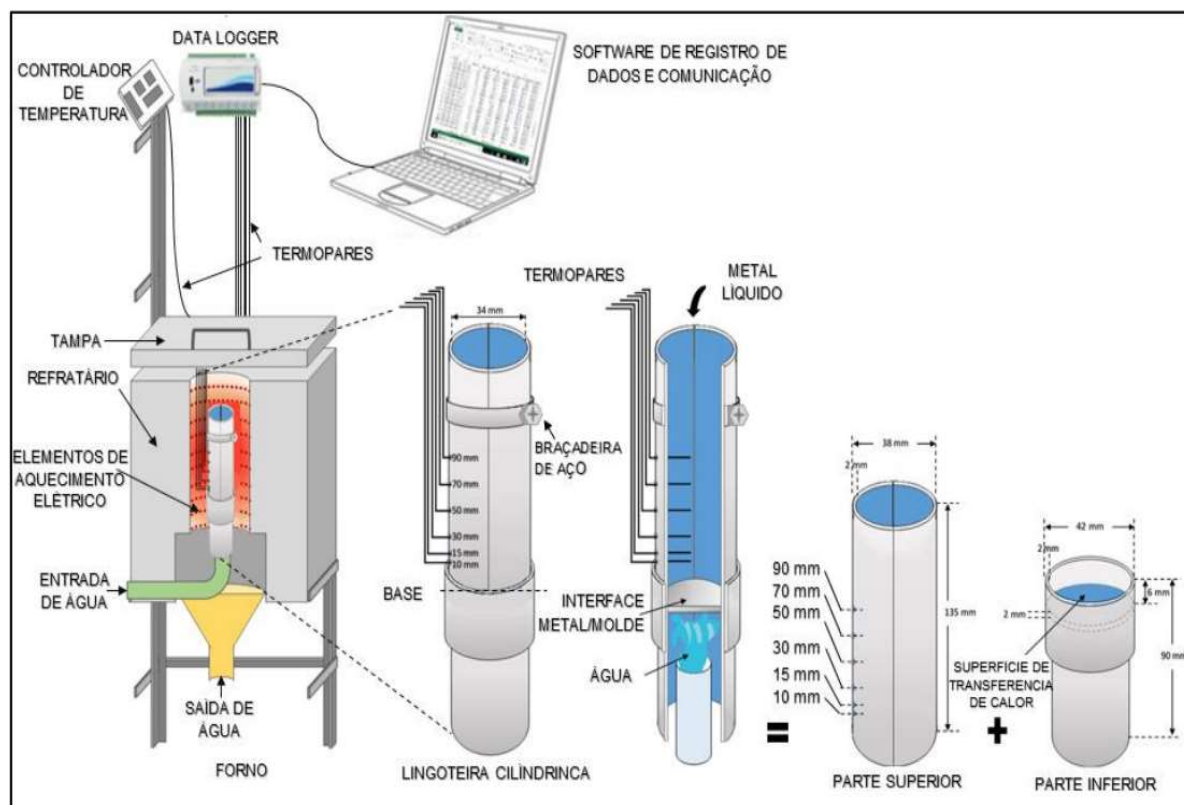


Fonte: Autor, 2024.

3.1 Estrutura do dispositivo

Foi utilizado um dispositivo de solidificação unidirecional, a fim de satisfazer os objetivos do trabalho, constituído de material refratário resistente a altas temperaturas e tende a apresentar baixa condutividade térmica. O funcionamento se dá com o aquecimento da lingoteira de aço introduzida em seu interior. A lingoteira apresenta corte longitudinal, e braçadeiras acopladas nas extremidades, para que o desmolde do lingote seja feito com facilidade após o processo. Através de resistência elétrica lateral foi fornecido ao dispositivo calor suficiente para manter uma atmosfera propícia a solidificação direcional. O forno utiliza princípios físicos em seu funcionamento desde o aquecimento até o resfriamento. Tal resfriamento ocorreu devido à interface metal/molde localizada na parte basal do sistema de solidificação que mantém contato com o líquido de resfriamento, esse contato possibilitou a extração em regime transiente de calor do material fundido vazado na lingoteira até sua completa solidificação. Na medida em que a água entra em contato com a base da lingoteira do sistema, ela escoou para local adequado. A Figura 12 mostra o desenho esquemático do dispositivo.

Figura 12 – Desenho esquemático do dispositivo de solidificação unidirecional.

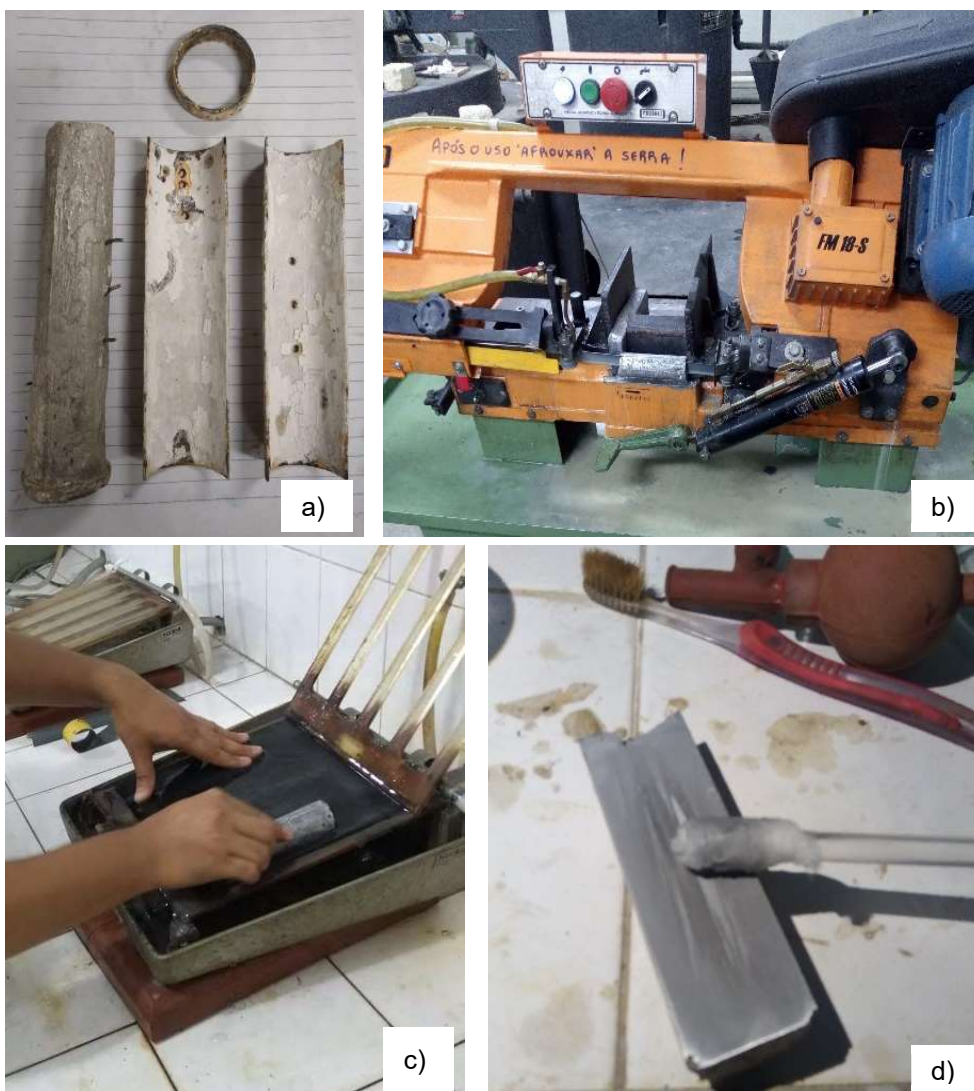


Fonte: Correa, 2021.

3.2 Procedimento metalográfico para obtenção da macro e microestrutura

Após a solidificação vertical o lingote foi seccionado longitudinalmente ao centro, uma das metades foram utilizadas para realizar a caracterização macroestrutural, e lixado manualmente com lixa d'água de granulometria variando de 80 até 1200 mesh, rotacionando a direção do lixamento em 90° em relação às ranhuras deixadas pela lixa anterior. Após a obtenção de uma superfície espelhada e polida, a peça foi atacada quimicamente por aplicação de uma solução aquosa de 10 ml HF, 15 ml HCL, 25 ml HNO₃ e 50 ml H₂O (Keller) para a completa revelação da macroestrutura. O ataque químico foi executado por um tempo de aproximadamente 20 segundos. A Figura 13 mostra algumas partes do processo metalográfico utilizado para a revelação da macroestrutura.

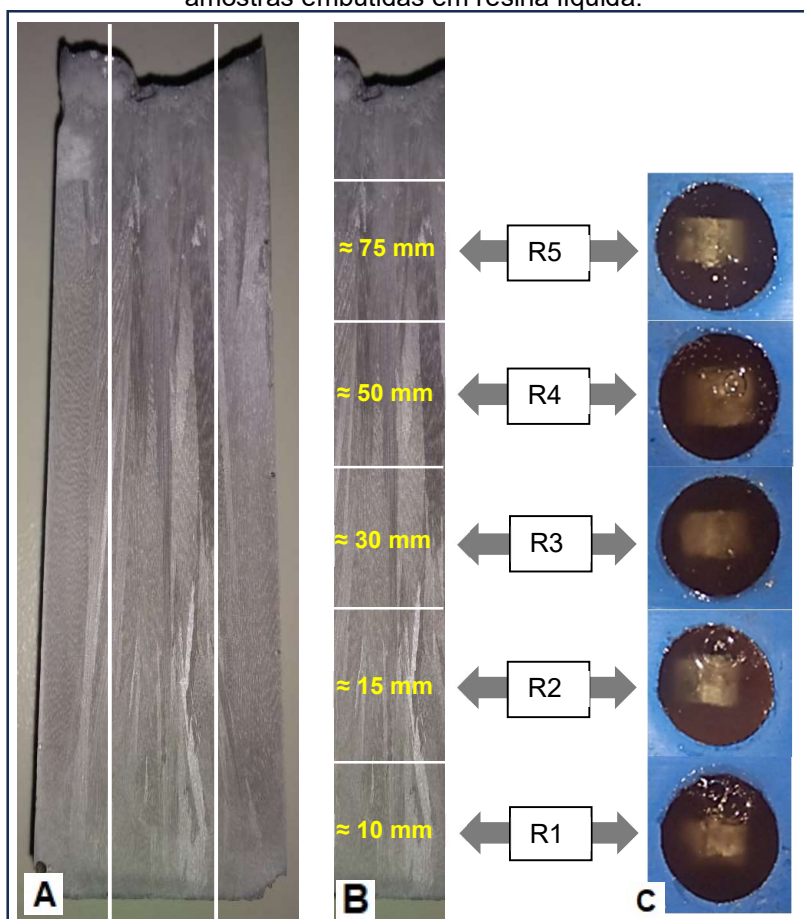
Figura 13 – (a) Desmolde do lingote; (b) Corte; (c) Lixamento; (d) Ataque químico.



Fonte: Autor, 2024.

Os cortes das amostras para as microestruturas foram localizados no centro do lingote, evitando a perda de direcionalidade da estrutura devido à fuga de calor pelas paredes laterais da lingoteira, nos sentidos longitudinais e transversais ao fluxo de calor, conforme mostrado na Figura 14, onde foram identificadas com a posição da superfície a ser analisada em relação à interface metal/molde e embutidas a frio em resina acrílica, e em seguida lixadas por lixas de granulometria variando de 80 a 1500 mesh em lixadeira rotativa, variado a direção de lixamento em 90° para cada novo lixamento. Com as amostras lixadas e limpas elas foram polidas com alumina de 1 µm em politriz até obter uma superfície isenta de riscos e irregularidades.

Figura 14 – Amostras para microestrutura: (A) cortes longitudinais; (B) cortes transversais e (C) amostras embutidas em resina líquida.



Fonte: Autor, 2024.

A revelação da microestrutura ocorreu com a aplicação de solução aquosa de 60 ml HCl, 30 ml HNO₃, 5 ml HF e 5 ml H₂O (Poulton) por um tempo de aproximadamente 5 segundos. As imagens da microestrutura foram visualizadas por microscopia óptica e Eletrônica de Varredura, Figura 15, e capturada no computador através do software Motic Imagens Plus 2.0.

As medições dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) foram executadas seguindo o procedimento adotado por McCartney e Hunt, $\lambda_2 = L/(n-1)$, pela média das distâncias entre os braços secundários adjacentes (McCartney, Hunt, 1981), onde L é a distância (uma reta), em micrômetro (μm), entre os centros das dendritas e n corresponde ao número de dendritas dentro da limitação de L.

Figura 15 – A) Microscópio óptico; B) Microscópio Eletrônico de Varredura.



Fonte: Autor, 2024.

As medições de dureza, conforme mostra a Figura 16, foram feitas pelo durômetro de bancada marca Pantec Prinnel/IFPa, nas regiões R1 até R5 do lingote. Os parâmetros do ensaio foram regidos norma ASTM E10-18 (ASTM, 2018) com pré-carga de 10 (kgf), carga de 1000 (kgf) e esfera de aço 05 mm, com pelo menos 5 penetrações em cada região.

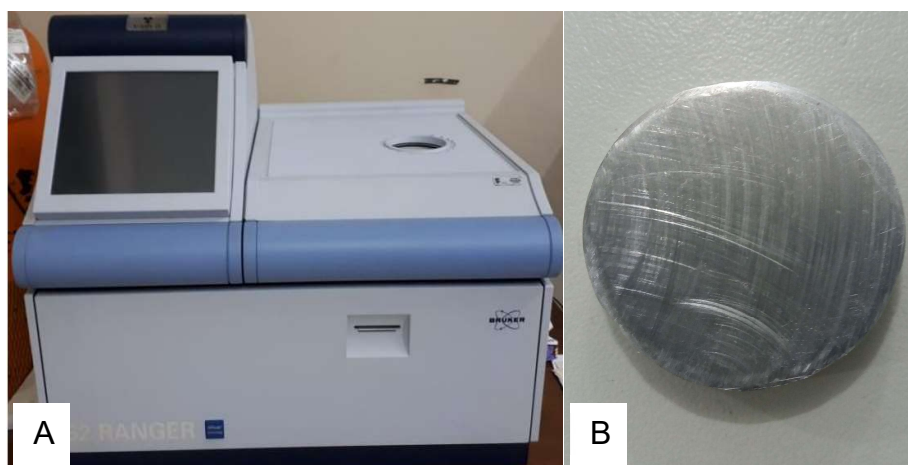
Figura 16 – Ensaio de dureza.



Fonte: Autor, 2024.

Para a confirmação da composição química da liga produzida, foi retirada em um dispositivo coletor uma amostra medindo 32 mm de diâmetro e 10 mm de altura, devidamente preparada, foi analisada no Espectrômetro de Fluorescência de Raios-X, fabricado pela Bruker, modelo S2 RANGER AXS GmbH. A amostra da liga deve ser protegida para que não seja contaminada, o que poderia interferir nos resultados da análise, conforme Figura 17.

Figura 17 – A) Espectrômetro de Fluorescência de Raios-X; B) Amostra da liga Al-9%Ni.



Fonte: Autor, 2024.

A Tabela 2 apresenta os elementos químicos identificados e suas composições. Essas análises apresentaram valores próximos aos previstos pelo cálculo estequiométrico o que possibilita admitir os teores originais como válidos.

Tabela 2 – Composição das amostras analisadas.

Liga	Elementos de liga (%p)					
	Al	Mg	Si	Fe	Ni	Cu
Al-4%Ni	94,23	1,15	0,11	0,16	4,35	-
Al-9%Ni	90,02	0,93	0,15	0,13	8,97	-
Al-4%Cu-2,5%Ni	90,70	1,64	0,67	0,53	2,39	4,08

Fonte: Autor, 2024.

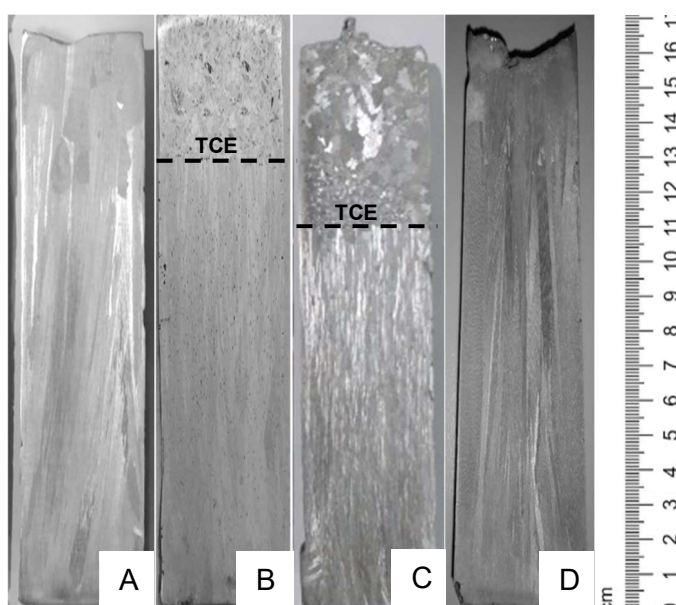
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Macrografia das ligas Al-2,5%Ni, Al-4%Cu-2,5%Ni, Al-4%Ni e Al-9%Ni

Após os procedimentos metalográficos foi possível obter as macroestruturas das ligas estudadas. A análise macroestrutural das ligas Al-2,5%Ni e Al-9%Ni permitem observar um crescimento de grãos predominantemente colunares com boa direcionalidade no sentido vertical, atestando a direcionalidade do fluxo de calor do processo, segundo a literatura (CORREA, 2021). Além disso, a macroestrutura não evidencia a presença de macroporosidades e a região de Transição Colunar/Equiaxial (TCE) na liga, tal processo pode ter ocorrido devido elevadas taxas de extração de calor não permitindo o surgimento de núcleos frente a linha de solidificação.

Na macroestrutura das ligas nas ligas Al-4%Cu-2,5%Ni e Al-4%Ni também é perceptível o crescimento de grãos colunares verticais, a partir da base refrigerada, isso foi consequência da direção do fluxo de calor no processo de solidificação. Porém, houve a ocorrência da Transição Colunar/Equiaxial (TCE). Tal comportamento ocorreu quando os grãos equiaxiais à frente da zona de crescimento colunar impediram o crescimento desta frente (CANTÉ, 2009). Além disso, depende dos mecanismos de nucleação e crescimento comuns aos processos de transformação de fases na liga. A Figura 18 mostra a macroestrutura das ligas dos sistemas Al-Ni e Al-Cu-Ni.

Figura 18 – Macroestrutura (A) Al-2,5%Ni; (B) Al-4%Cu-2,5%Ni; (C) Al-4%Ni; (D) Al-9%Ni.



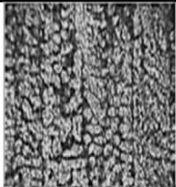


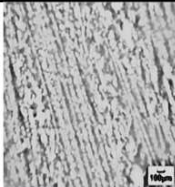



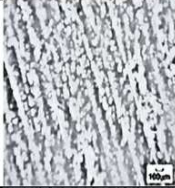




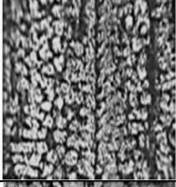

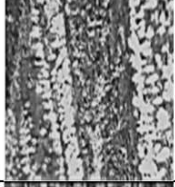
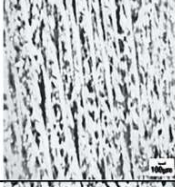
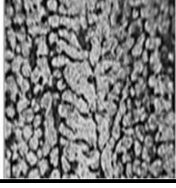

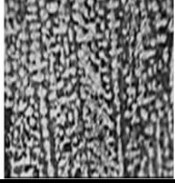

Fonte: Autor, 2024.

4.2 Micrografia das ligas Al-2,5%Ni, Al-4%Cu-2,5%Ni, Al-4%Ni e Al-9%Ni

O espaçamento dendrítico secundário das ligas fabricadas é apresentado na Tabela 3, como indicado na literatura (GARCIA, 2007; CANTÉ, 2009) as regiões mais distantes da extração de calor apresentam maior espaçamento dendrítico secundário (λ_2), a taxa de resfriamento é um fator preponderante no tipo de microestrutura, maior taxa de resfriamento indica menor espaçamento dendrítico.

Os resultados entre as distâncias determinaram que apesar da liga Al-4%Cu-2,5%Ni apresentar micrografia de grãos aparentemente mais refinados, a micrografia entre as ligas revelou que o espaçamento da liga Al-2,5%Ni, foram menores em relação a liga contendo cobre. A maior concentração de níquel no sistema Al-Ni diminuiu os braços dendríticos secundário o que possivelmente deve aumentar a resistência mecânica, pois está diretamente relacionada a essa característica.

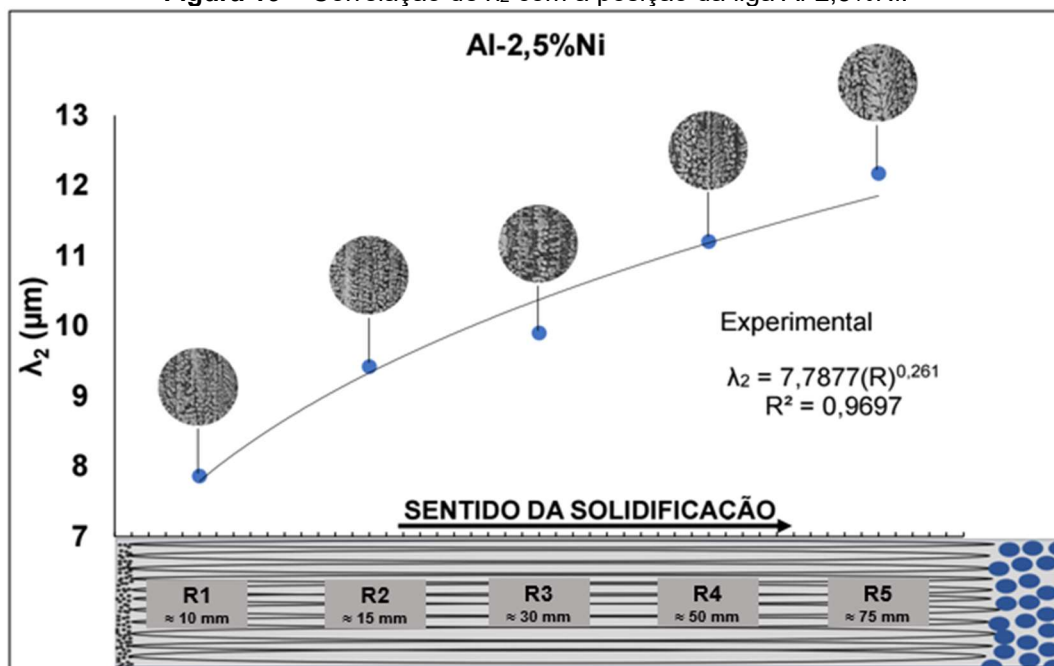
Tabela 3 – Micrografia das ligas Al-2,5%Ni; Al-4%Cu-2,5%Ni; Al-4%Ni e Al-9%Ni.

REGIÃO	Al-2,5%Ni (50x)	λ_2 Med (μm)	Al-4%Cu-2,5%Ni (50x)	λ_2 Med (μm)	Al-4%Ni (50x)	λ_2 Med (μm)	Al-9%Ni (50x)	λ_2 Med (μm)
R1		7,86		9,35		5,89		4,81
R2		9,42		10,48		6,52		6,80
R3		9,9		12,51		7,14		7,57
R4		11,2		15,14		6,4		8,36
R5		12,17		17,82		7,43		9,18

Fonte: Autor, 2024.

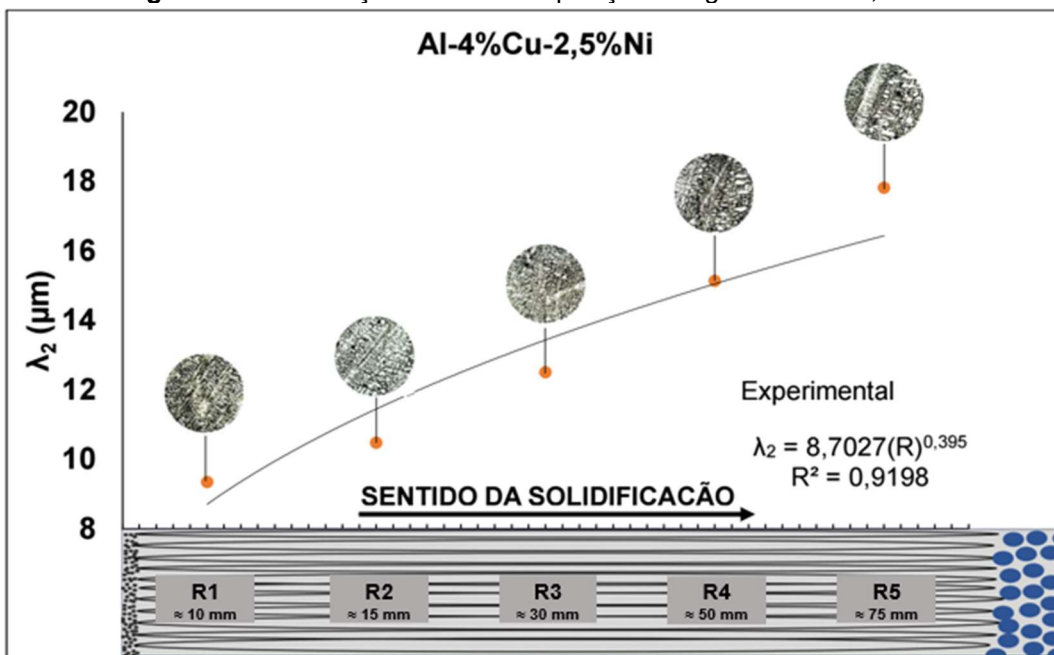
A interpretação geométrica da Tabela 3 está representada graficamente nas Figura 19, 20, 21 e 22 e indica que quanto mais distante da interface de solidificação, maior será o espaçamento dendrítico secundário. A presença do cobre na liga que tem dois e meio por cento de níquel levou a mudanças na microestrutura, incluindo o tamanho e a morfologia do espaçamento dendrítico secundário.

Figura 19 – Correlação de λ_2 com a posição da liga Al-2,5%Ni.



Fonte: Autor, 2024.

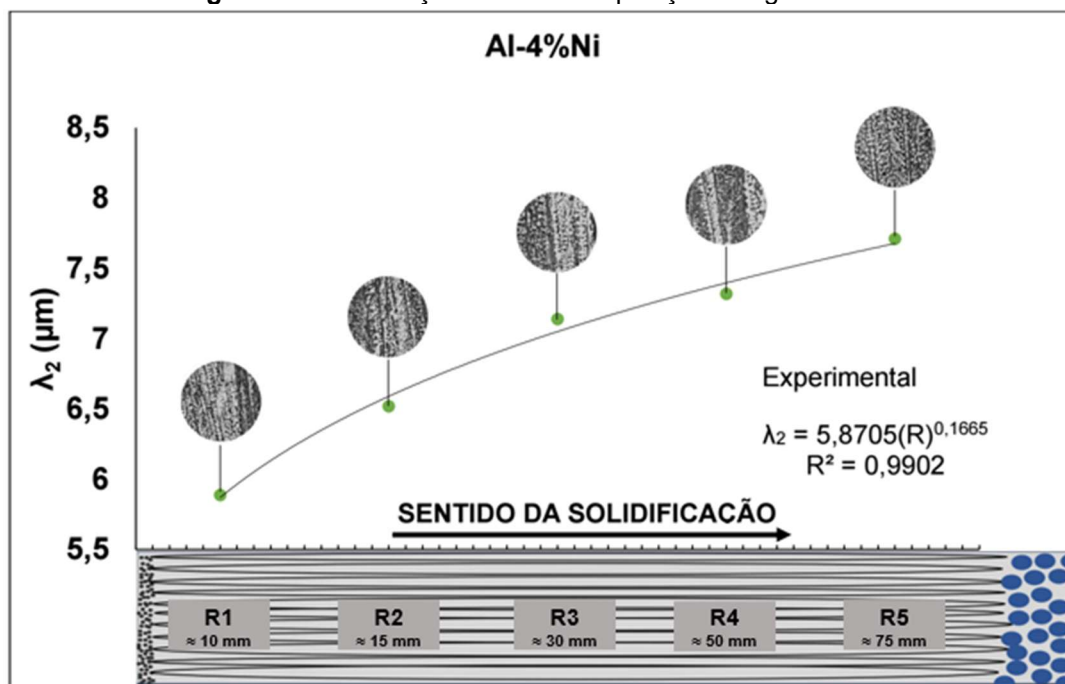
Figura 20 – Correlação de λ_2 com a posição da liga Al-4%Cu-2,5%Ni.



Fonte: Autor, 2024.

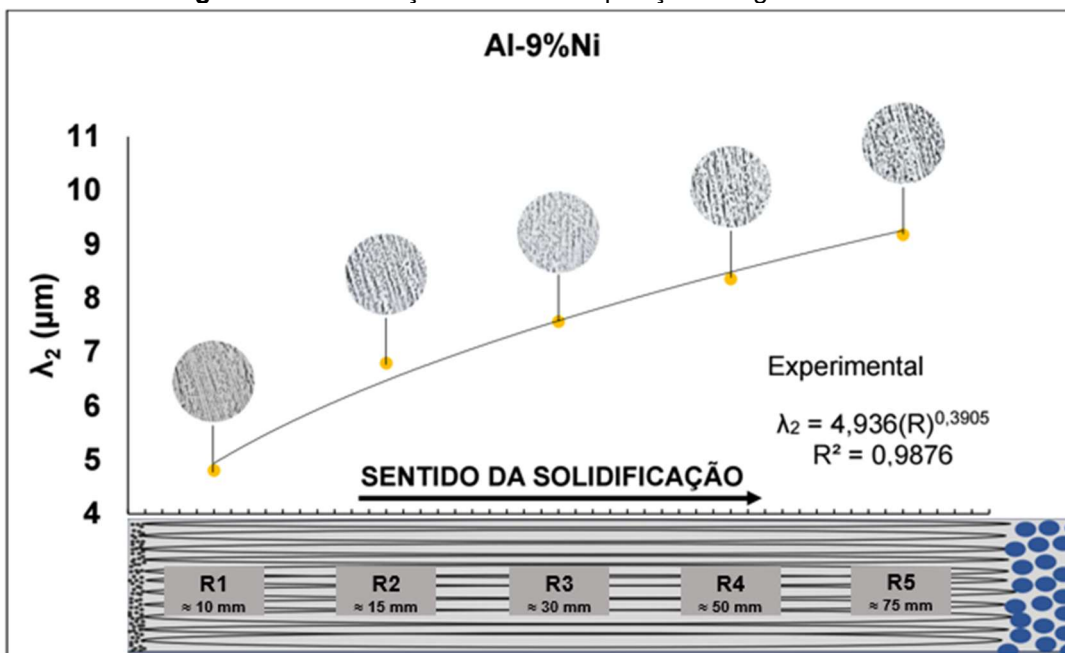
O espaçamento dendrítico secundário das ligas fabricadas apresentado na Figura 21, está em conformidade com a literatura (GARCIA, 2007; CANTÉ, 2009) as regiões mais distantes da extração de calor apresentaram maior espaçamento dendrítico secundário (λ_2), a taxa de resfriamento foi um fator preponderante no tipo de microestrutura, maior taxa de resfriamento indica menor espaçamento dendrítico.

Figura 21 – Correlação de λ_2 com a posição da liga Al-4%Ni.



Fonte: Autor, 2024.

Figura 22 – Correlação de λ_2 com a posição da liga e Al-9%Ni.



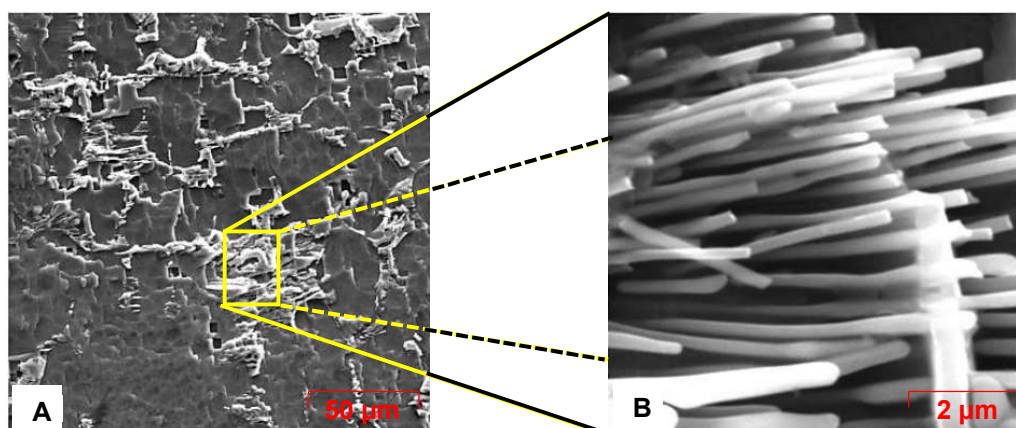
Fonte: Autor, 2024.

4.3 Micrografia das fases intermetálicas

4.3.1 Liga Al-2,5%Ni e liga Al-9%Ni

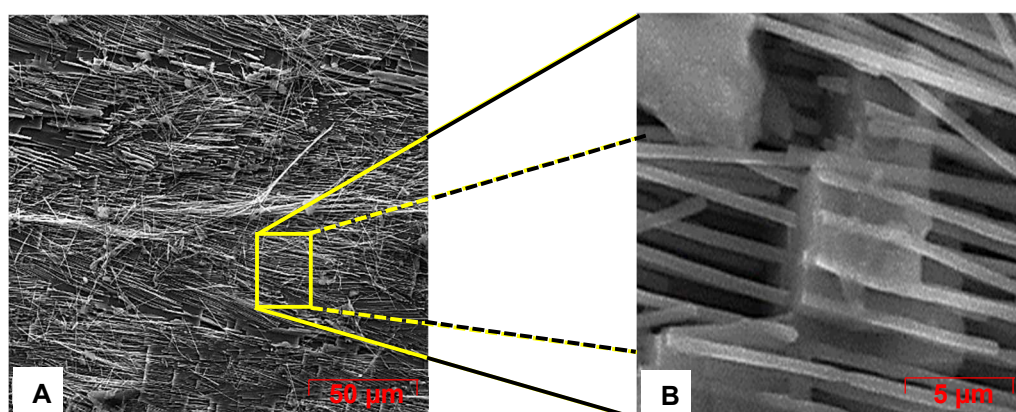
As imagens adquiridas através da Microscopia Eletrônica de Varredura - MEV, apresentaram a disposição da fase intermetálica Al_3Ni , que se formou tanto na liga Al-2,5%Ni, Figura 23, quanto na liga Al-9%Ni, Figura 24, durante o processo de solidificação. Observou-se o aumento do crescimento dessas fases em relação a quantidade de Ni inserida na matriz, ou seja, quanto maior a concentração de Ni no material, maior será a concentração da fase Al_3Ni espalhada na matriz do material (RODRIGUES, 2017; BRAGA, 2021). Esse intermetálico constituído de geometria fibrosa, atua como reforço da matriz dúctil rica em alumínio, isto é, influencia diretamente nas propriedades mecânicas das ligas Al-2,5%Ni e Al-9%Ni.

Figura 23 – Liga Al-2,5%Ni: A) Microestrutura do intermetálico Al_3Ni ; B) Estrutura fibrosa do Intermetálico Al_3Ni .



Fonte: Autor, 2024.

Figura 24 – Liga Al-9%Ni: A) Microestrutura do intermetálico Al_3Ni ; B) Estrutura fibrosa do Intermetálico Al_3Ni .



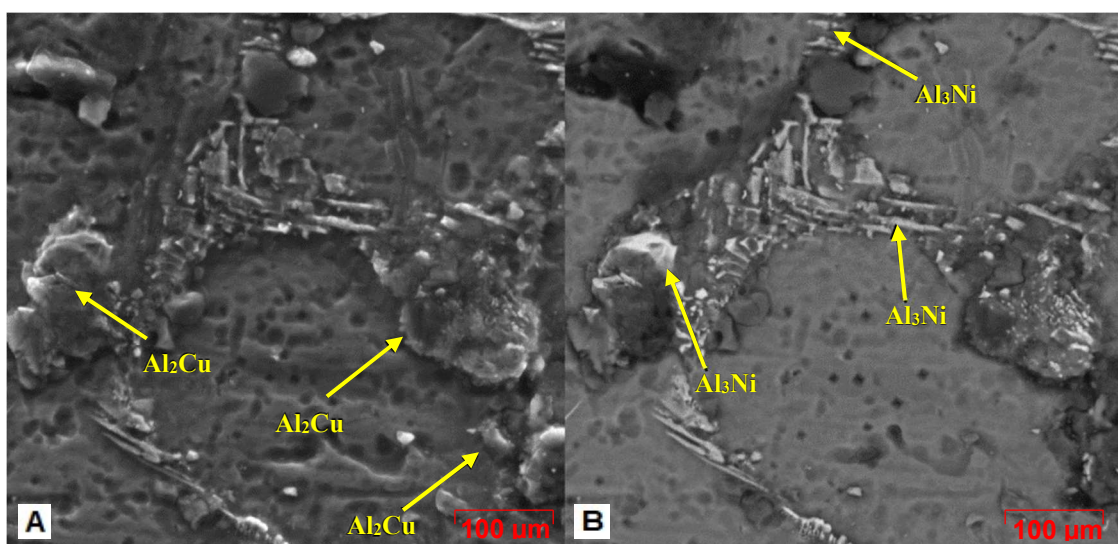
Fonte: Autor, 2024.

4.3.2 Liga Al-4%Cu-2,5%Ni

Conforme mostrado na Figura 25, a imagem obtida por Microscopia Eletrônica de Varredura – MEV, apresenta o intermetálico Al_3Ni na forma fibrosa presente na liga Al-4%Cu-2,5%Ni resultante do processo de solidificação. Além disso, trabalhos encontrados na literatura (BRAGA, 2021) indicaram a presença da fase intermetálica Al_2Cu . As imagens do MEV revelaram que quanto maior a densidade atômica mais claro é região na imagem obtida.

A presença da fase intermetálica Al_2Cu se comportou de forma homogênea na matriz de alumínio, afetando positivamente as propriedades mecânicas de dureza da liga (CORREA, 2021).

Figura 25 – Liga Al-4%Cu-2,5%Ni: A) Intermetálico Al_2Cu ; B) Intermetálico Al_3Ni .



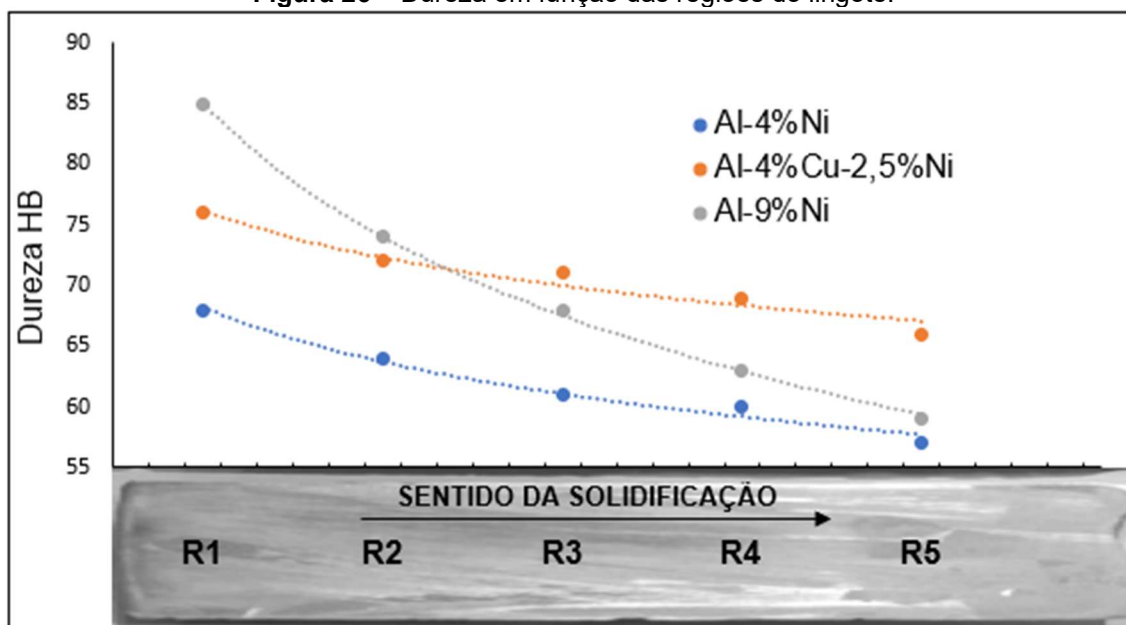
Fonte: Autor, 2024.

4.3.3 Relação entre dureza e região do lingote

Para este tipo de solidificação objeto do estudo, as ligas foram caracterizadas pela diminuição da dureza em regiões mais afastadas da interface de extração de calor, conforme observado na Figura 26. A dureza diminuiu gradativamente de R1 que é a região mais próxima do resfriamento até R5 que é a mais distante. Esse fato ocorreu pelo aumento do espaçamento dendrítico nessas regiões distantes da interface (SEIXAS, 2018). Quanto menor a microestrutura maior a resistência mecânica de dureza das ligas Al-2,5%Ni, Al-4%Cu-2,5%Ni, Al-4%Ni e Al-9%Ni.

A liga do sistema ternário Al-Cu-Ni apresentou maior resistência ao longo do lingote, isso ocorreu porque houve uma maior quantidade de intermetálicos endurecedores que aumentaram a dureza do material, como Al_3Ni e Al_2Cu . A maior concentração de níquel para o sistema Al-Ni mostrou-se mais resistente por possuir maior quantidade de Al_3Ni . Além disso, segundo Correa (2021), os intermetálicos Al_3Ni e Al_2Cu , formados na região interdendrítica da liga Al-4%Cu-2,5%Ni, também contribuíram para um aumento da dureza, uma vez que eles atuam como mecanismos de obstáculos ao movimento de discordância juntamente com os contornos de grão e regiões interdendríticas.

Figura 26 – Dureza em função das regiões do lingote.



Fonte: Autor, 2024.

A literatura (DANTAS, 2014) afirma que a propriedade mecânica de dureza está relacionada com a concentração dos intermetálicos Al_3Ni que tendem a diminuir ao longo da altura do lingote, uma vez que sua densidade elevada, em torno de 4 g/cm^3 , faz com que precipitem, ocasionando uma região de alta concentração próxima a superfície de extração de calor.

5 CONCLUSÃO

A macroestrutura das ligas confirma a direcionalidade do processo de solidificação, uma vez que apresenta, predominantemente, grãos colunares para as ligas Al-2,5%Ni e Al-9%Ni, com transição colunar-equiaxial para as ligas Al-4%Ni e Al-4%Cu-2,5%Ni para um vazamento com temperatura de 10% acima da temperatura líquidus (T_L) do material;

A microestrutura revelada por dendritas alinhadas no caminho da solidificação mostraram que os espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) foram menores nas regiões próximas da extração de calor com valor médio de 7,86 μm para a região R1 da liga Al-2,5%Ni enquanto nas ligas Al-4%Ni e Al-9%Ni essa mesma região apresentou valores médios de 5,89 μm e 4,81 μm , respectivamente. Os espaçamentos dendríticos aumentaram conforme avançaram para as regiões distantes da interface metal/molde;

As ligas obtiveram a formação de intermetálico Al_3Ni na forma fibrosa e a adição de cobre possibilitou a formação de Al_2Cu . Tais intermetálicos contribuíram positivamente para o aumento da resistência mecânica de dureza;

As durezas das ligas estudadas se mostraram mais elevadas próximas à base de extração de calor devido essas regiões possuírem menores espaçamentos dendríticos. A dureza da liga do sistema Al-Cu-Ni foi maior em relação ao sistema Al-Ni.

5.1 Sugestões para trabalhos futuros

- Avaliar os parâmetros térmicos dos sistemas;
- Realizar a medição de λ_1 e λ_3 ;
- Realizar ensaio de tração;
- Realizar ensaio de impacto Charpy para as ligas dos sistemas Al-Cu-Ni e Al-Ni;
- Realizar ensaio de corrosão para caracterizar as ligas estudadas.

REFERÊNCIAS

ABAL - Associação Brasileira do Alumínio. **Características químicas e físicas**. Disponível em <<http://abal.org.br/aluminio/caracteristicas-quimicas-e-fisicas/>> Acesso em 14 de fevereiro de 2024.

ABAL - Associação Brasileira do Alumínio. **Guia técnico do alumínio: tratamento térmico do alumínio e suas ligas**. vol. 6. 2ª Ed. São Paulo, 2011.

ARAÚJO, E. C. C. **Solidificação direcional horizontal de uma liga Al-Cu-Si: interrelação entre parâmetros térmicos, microestrutura e microdureza**. Dissertação de Mestrado em Engenharia Industrial. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Industrial. Instituto de Tecnologia da Universidade Federal do Pará, UFPA, p. 89. Belém, 2015.

ASKELAND, D. R.; FULAY, P. P.; WRIGHT, W. J. **The science and engineering of materials** - sixth edition - p. 358, 542, 2011.

ASTM E10-18. **Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials**. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2018.

BALDAM, R. L.; VIEIRA, E. A. **Fundição: Processos e Tecnologias Correlatas**. 2ª ed. São Paulo: Érica, 2014.

BARROS, A. S. **Solidificação horizontal das ligas Al-3%Cu e Al-3%Cu-0,5%Mg: estrutura dendrítica, microdureza, resistência à corrosão e aplicação do tratamento térmico t6 na liga ternária**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Pará, Belém, Pará, 2018.

BOYUK, U., Engin, S., Maraşlı, N. **Microstructural characterization of unidirectional solidified eutectic Al-Si-Ni alloy**, Materials Characterization 62 (2011) 844 – 851.

BRAGA, D.S.; JUNIOR, M. A. S. **Análise da influência da adição de níquel na propriedade mecânica dureza na liga Al-5%Cu fabricada por solidificação unidirecional com regime transiente de fluxo de calor**. TCC (bacharel em Engenharia de Materiais), Faculdade de Engenharia de Materiais, Instituto Federal do Pará, Belém, 2021.

BRITO, C. C. D. **Parâmetros térmicos e microestruturais na solidificação transitória de Ligas Al-Mg e Al-Mg-Si e correlação com resistências mecânicas e à corrosão**. Tese de Doutorado. Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas-SP, 2016.

CAMPOS FILHO, M. P.; DAVIES, G. J. **Solidificação e fundição de metais e suas ligas**. Rio de Janeiro: Livros técnicos e científicos, 1978. 129 p.

CANTÉ, M. V. **Solidificação Transitória, Microestrutura e Propriedades de Ligas Al-Ni**. Tese de Doutorado. Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas-SP, 2009.

CARVALHO, R. S. **A influência do cobre nas microestruturas e propriedades mecânicas de uma liga Al-2%Ni solidificadas com fluxo de calor unidirecional e transiente.** Dissertação de Mestrado em Integridade de Materiais da Engenharia, Faculdade UnB Gama/FT/Universidade de Brasília, DF, 2016.

CORRÊA, E.G. **Estudos dos parâmetros térmicos, microestruturais e dureza após os processos de solidificação e tratamento térmico T6 da liga Al3%Cu-3%Ni solidificada direcionalmente.** Dissertação de Mestrado em Engenharia de Materiais, PPGEMAT/IFPA, Belém-PA, 2021.

COSTA, T. A. P. D. S. **Microestruturas de solidificação e resistência ao desgaste de ligas monotéticas Al-Bi-Sn.** Tese de Doutorado. Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas-SP, 2016.

CRUZ, K. A. S. **Microestrutura de solidificação, resistência mecânica e ao desgaste de ligas Al-Sn e Al-Si.** Tese de Doutorado, UNICAMP – FEM, Campinas, 2008.

DANTAS, P. P. **Caracterização de Ligas Hipereutéticas de Al-Ni Solidificadas Unidirecionalmente.** Dissertação de Mestrado. Universidade de Brasília. Faculdade UnB Gama – Brasília, 2014.

FERREIRA, J. M. **Tecnologia da Fundição.** 3 ed. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 2010.

FREITAS, E. S. F. **Desenvolvimento de correlações entre microestruturas de solidificação e resistências ao desgaste e à corrosão.** Tese de Doutorado. Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas-SP, 2013.

GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e aplicações.** São Paulo: Unicamp, 2001.

GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e Aplicações.** São Paulo: Unicamp, 2007.

GOMES, L. G. **Microestrutura dendrítica, macrossegregação e microporosidade na solidificação de ligas ternárias Al-Si-Cu. 2012.** Tese de Doutorado. Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas-SP, 2012.

GOMES, R.C.F. **Caracterização térmica e mecânica de ligas hipoeutéticas de alumínio- níquel (Al-Ni).** Dissertação de Mestrado em Integridade de materiais da engenharia, Faculdade UnB Gama/FT, Universidade de Brasília, Brasília-DF, 2013.

GOULART, P. R. **Variáveis térmicas de solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas hipoeutéticas Al-Si.** Dissertação de Mestrado. Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas-SP, 2005.

GOULART, P. R. **Caracterização da Microestrutura de Solidificação de Ligas Al-Fe e Correlação com Propriedades Mecânicas**. Tese de Doutorado. Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas-SP, 2010.

MAGNO, I. A. B. **Parâmetros térmicos e espaçamentos dendríticos primários da liga Al-8%Cu solidificada horizontalmente**. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Materiais), Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará, Belém, 2015.

MEZA, E. S. **Modelagem Analítica e Numérica da Solidificação de Ligas Binárias: Análise de Fatores de Influência**. Tese de Doutorado. Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas-SP, 2012.

MOURA, D. A. **Correlação entre parâmetros térmicos e estruturais na solidificação transitória de ligas hipomonotéticas do sistema Al-Bi-Cu**. Dissertação de mestrado. Curso de Pós-Graduação em engenharia mecânica, Universidade Federal da Paraíba. Joao Pessoa, 2020.

MOUTINHO, D. J. C. **Influência dos parâmetros térmicos de solidificação na transição colunar/equiaxial em ligas do sistema sn-pb sob condições transitórias de extração de calor**. Dissertação de Mestrado, Belém, 2007.

OSÓRIO, W.R.; FREIRE, C.M.; CARAM, R.; GARCIA, A. **The role of Cu-based intermetallics on the pitting corrosion behavior of Sn-Cu, Ti-Cu and Al-Cu alloys**. *Electrochimica Acta*, v.77, p.189-197, 2012A.

OSÓRIO, W.R.; SPINELLI, J.E.; AFONSO, C.R.M.; PEIXOTO, L.C.; GARCIA, A. **Electrochemical corrosion behavior of gas atomized Al-Ni alloy powders**. *Electrochimica Acta*, v.69, p.371-378, 2012B.

PERES, M. D. **Desenvolvimento da macroestrutura e da microestrutura na solidificação unidirecional transitória de ligas Al-Si**. Tese de Doutorado – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas – SP, 2005.

RIOS, P.R., GUIMARÃES, J.R.C. **Microstructural path analysis of athermal martensite**. *Scripta Materialia*. v.57, p. 11051108, 2007.

ROCHA, O. F. L. **Análise Teórico-Experimental da Transição Celular/Dendrítica na Solidificação Unidirecional: Caracterização da Microestrutura Dendrítica e da Evolução da Morfologia na Solidificação em Condições de Fluxo de Calor Transitório**. Tese (Doutorado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas – SP. 2003.

RODRIGUES, A. V. **Correlações entre microestruturas de solidificação e resistências mecânica e à corrosão de ligas Al-Cu-Ni**. 2017. 146f. Tese (doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas - SP, 2017.

ROSA, D. M. **Caracterização da microestrutura dendrítica na solidificação vertical descendente de ligas Al-Cu.** Dissertação de Mestrado – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas – SP, 2004.

ROSA, D.M. **Estruturas Celulares, Transição Celular/Dendrítica e Estruturas Dendríticas na Solidificação Unidirecional Transitória.** Tese de doutorado, Unicamp, Campinas, 2007.

SANTOS, R. G. **Transformação de fases em materiais metálicos.** Campinas, SP: Editora da Unicamp, 432 p, 2006.

SEIXAS, K. C. **Caracterização mecânica e estrutural das ligas Al-2,5%Ni e Al-4%Ni, obtida por solidificação unidirecional vertical ascendente.** 2018. 56 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharelado em Engenharia de Materiais) – Campus Universitário de Ananindeua, Universidade Federal do Pará, Ananindeua, 2018.

SILVA, M. A. P. de S. **Solidificação Transitória de Ligas dos Sistemas Monotéticos Al-Bi, Al-Pb e Al-In.** 2011. Tese de Doutorado. Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas-SP, 2011.

SIQUEIRA, C. A. **Influência de parâmetros térmicos de solidificação na transição colunar/equiaxial.** Tese de doutorado. Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas – SP, 2002.

SOARES, G. **Fundição: Mercado, Processo e Metalurgia.** Rio de Janeiro: Coppe/Ufrj, 2000. 116 p.

SOUZA, F. V. A. **Solidificação Direcional Horizontal da Liga Al-7%Si-3%Cu: Estrutura Dendrítica, Propriedades Mecânicas e Aplicação do Tratamento Térmico T6.** Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará, Belém, 2018.

SPINELLI, J. E; GARCIA, A. **Analysis of Current Dendritic Growth Models During Downward Transient Directional Solidification of Sn–Pb Alloys.** Materials Letters. Vol. 59. pp.1691–1695, 2005.