



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

MARLON BORGES PINTO

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL EM REGIME
TRANSIENTE DE FLUXO DE CALOR NA MACRO E MICROESTRUTURA DE
LIGAS DOS SISTEMAS Al-Ni E Al-Cu-Ni**

ANANINDEUA

2023

MARLON BORGES PINTO

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL EM REGIME
TRANSIENTE DE FLUXO DE CALOR NA MACRO E MICROESTRUTURA DE
LIGAS DOS SISTEMAS Al-Ni E Al-Cu-Ni**

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

Orientador: Prof. Dr. Deibson Silva da Costa.

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

ANANINDEUA

2023

MARLON BORGES PINTO

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL EM REGIME
TRANSIENTE DE FLUXO DE CALOR NA MACRO E MICROESTRUTURA DE
LIGAS DOS SISTEMAS Al-Ni E Al-Cu-Ni**

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

Data da Aprovação: 14 / 06 / 2023

Conceito: Exceleente

BANCA EXAMINADORA

Deibson Silva da Costa

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

Luiz Gabriel da Silva Nascimento

Prof. Dr. Luiz Gabriel da Silva Nascimento
(FEMAT/IFPA - Orientador)

Pedro Paulo Guimarães Ribeiro

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

Emerson Rodrigues Prazeres

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

ANANINDEUA

2023

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)

P859e Pinto, Marlon Borges.
Estudo da influência da solidificação unidirecional em regime transiente de fluxo de calor na macro e microestrutura de ligas dos sistemas Al-Ni e Al-Cu-Ni / Marlon Borges Pinto. — 2023.
xiv, 60 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, 2023.

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

CDD 620.11

***A minha querida vó Francisca dos
Santos Pinto***

“Em memória dela e por ela”

A minha família,

“Pelos incentivos e dedicações”

AGRADECIMENTOS

Ao apoio e incentivo da família em especial aos meus pais, Sirlene dos Santos Borges e Marcio dos Santos Pinto que estiveram ao meu lado sempre nos momentos mais difíceis e incentivando a não desistir de conquistar meus objetivos.

Aos meus orientadores Deibson Silva da Costa e Luiz Gabriel da Silva Nascimento que foram pacientes em todo o trajeto acadêmico, pelo incentivo, toda atenção e tempo que dedicaram para minha formação.

Agradeço aos meus amigos de curso e de projeto, Esaú Gomes Souza, Jeovan Ramos Nascimento e Jhonata Albuquerque Botelho, que estiveram comigo desde o início da graduação, incentivando e construindo projetos juntos para concluir este curso.

Obrigado também ao Instituto Federal do Pará, com seus professores e técnicos do laboratório que permitiram desenvolver, não só esse, como muitos outros trabalhos de pesquisa.

Agradeço a minha namorada Yasmim Monteiro Lima que desde o início da produção deste trabalho, me incentivou, me encorajou e me deu ânimo para terminar minha formação e conquistar meus objetivos.

Obrigado a todos que colaboraram de forma direta e indiretamente.

“Eu faço da dificuldade a minha
motivação. A volta por cima vem na
continuação.”.

Charlie Brown Jr

RESUMO

O alumínio é o metal não ferroso mais consumido no mundo, devido as suas excelentes propriedades de baixa densidade, alta resistência a corrosão, boa conformidade, etc. Porém apresenta baixa resistência mecânica tornando-o um limitador de suas aplicações, portanto, este estudo busca estudar as características estruturais das ligas Al-Ni e Al-Cu-Ni afim de aprimorar as propriedades mecânicas das ligas de Alumínio, visando uma aplicabilidade na indústria. As ligas metálicas se alteram com a quantidade dos elementos presentes na liga e com a sua interação com outros elementos, e também pelo processo de fabricação e forma de resfriamento com mudança em sua estrutura. Qualquer peça metálica em algum momento antes de sua aplicação final, passam pelo processo de solidificação. Este trabalho foi realizado a partir do estudo de ligas dos sistemas Al-Cu-Ni e Al-Ni, solidificada em um dispositivo de solidificação unidirecional ascendente, ou seja, que permite um ambiente propício à extração de calor em uma direção. Analisou-se a solidificação direcional com fluxo de calor transiente e solidificação ascendente, foram realizadas as análises metalográficas das ligas, macroestrutura e microestrutura com medida de espaçamento interdendrítico secundário, Microscopia eletrônica de varredura (MEV) e Espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (EDS), foram realizados ensaios de dureza correlacionando-os com os espaçamentos interdendríticos secundários. Em relação aos resultados observou-se nas análises metalográficas grãos direcionados verticalmente e microestrutura dendríticas, também foi constatado que em regiões mais próximas da interface extratora de calor a microestrutura apresenta-se mais refinada, por ter relação direta, segundo a literatura, com a taxa de resfriamento que se dá em valores maiores justamente nessa região. Além disso, a dureza dos materiais variam com o aumento do espaçamento dendrítico, ou seja, o espaçamento é inversamente proporcional à dureza. A resistência da liga do sistema ternário AlCuNi apresentou maior resistência que as do sistema binário AlNi, com aproximadamente 300 HB na região R1 enquanto que as ligas de Al-Ni apresentou dureza na faixa de 90 HB e 190 HB, respectivamente, Al-2,5%Ni e Al-9%Ni.

Palavras-chave: Ligas de Alumínio-Níquel, Solidificação unidirecional. Microestrutura. Espaçamento interdendrítico secundário.

ABSTRACT

Aluminum is the most consumed non-ferrous metal in the world, due to its excellent properties of low density, high strength, good compliance. However, it has low mechanical strength making it a limiting factor for its applications, therefore, this study seeks to study the characteristics of Al-Ni and Al-Cu-Ni alloys in order to improve the mechanical properties of aluminum alloys, aiming at their applicability in industry. Metallic alloys change with the amount of elements present in the alloy and with their interaction with other elements, and also by the manufacturing process and cooling method with changes in its structure. Any metal part, at some point before its final application, goes through the solidification process. This work was carried out from the study of alloys of the Al-Cu-Ni and Al-Ni systems, solidified in an ascending unidirectional solidification device, that is, it allows an environment conducive to heat extraction in a single direction. Directional solidification was analyzed with transient heat flux and ascending solidification, metallographic analyzes of the alloys, macrostructure and microstructure were performed with measurement of secondary interdendritic spacing, scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS), hardness tests were carried out correlating them with the secondary interdendritic spacing. Regarding the results observed in the metallographic analyzes of vertically directed grains and dendritic microstructure, it was also found that in regions closer to the heat extractor interface, the microstructure is more refined, as it has a direct relationship, according to the literature, with the cooling rate that occurs in higher values precisely in this region. Furthermore, the hardness of materials varies with increasing dendritic spacing, that is, spacing is inversely proportional to hardness. The strength of the AlCuNi ternary system alloy showed greater resistance than the AlNi binary system, with approximately 300 HB in the R1 region, while the Al-Ni alloys showed hardness in the range of 90 HB and 190 HB, respectively, Al-2, 5%Ni and Al-9%Ni.

Keywords: Aluminum-Nickel Alloys, unidirectional solidification. Microstructure. Secondary interdendritic spacing.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Consumo doméstico por segmentos de Alumínio	16
Figura 2 – Modos de transferência de calor no sistema metal/molde ($t_1 < t_2 < t_3 < t_4 < t_5$).	25
Figura 3 – Processo de nucleação e crescimento.	27
Figura 4 – Macroestruturas de Lâminas de Turbina de Liga à base de Níquel, da esquerda para a direita, estrutura equiaxial, colunar e monocristalina.	29
Figura 5 – Esquema com a diversas regiões Macroestruturais do processo de solidificação.	30
Figura 6 – Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: SRC – Grau de super-resfriamento; GL – Gradiente térmico à frente da interface; VL – Velocidade da interface; e C0 – concentração de soluto.	32
Figura 7 – Representação dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2) e terciários (λ_3).	32
Figura 8 – Dispositivo de solidificação unidirecional descendente.	34
Figura 9 – Dispositivo de solidificação unidirecional ascendente.	35
Figura 10 – Dispositivo de solidificação unidirecional horizontal.	36
Figura 11 – Fluxograma das etapas do trabalho.	37
Figura 12 – Desenho esquemático do dispositivo de solidificação unidirecional.	38
Figura 13 – (A) Corte; (B) Lixamento; (C) Reagente químico utilizado.	39
Figura 14 – Marcação da região dos corpos de prova (A) esquema de embutimento das amostras (B).	40
Figura 15 – (A) Microscópio óptico (B) Computador integrado ao microscópio óptico.	41
Figura 16 – (A) MEV (Microscópio Eletrônico de Varredura) (B) Computador integrado ao MEV.	41
Figura 17 – Durômetro de bancada Pantec Prinnel.	42
Figura 18 – Macroestrutura (A) Al-9%Ni (B) Al-2,5%Ni e (C) Al-4,5%Cu-2,5%Ni.	43
Figura 19 – Micrografia da liga Al-2,5%Ni, Al-4,5%Cu-2,5%Ni e Al-9%Ni.	45
Figura 20 – MEV da liga Al-2,5Ni.	47
Figura 21 – (A)MEV da liga Al-9%Ni (B) ampliação do Al ₃ Ni (C) Al ₃ Ni imerso na matriz.	47

Figura 22 – (A) Morfologia do intermetálico Al_7Cu_4Ni na matriz de alumínio, (B) Ampliação de uma região da liga com os pontos analisados pelo EDS.....	48
Figura 23 – Gráfico entre espaçamento secundário e região do lingote.	49
Figura 24 – Gráficos de dureza Brinell em função de λ_2 para a liga Al-2,5%Ni.....	51
Figura 25 – Gráficos de dureza Brinell em função de λ_2 para a liga Al-4,5%Cu-2,5%Ni.	51
Figura 26 – Gráficos de dureza Brinell em função de λ_2 para a liga Al-9%Ni.....	52
Figura 27 – Gráfico comparativo de dureza das ligas em relação as regiões do lingote.	54

LISTA DE TABELA

Tabela 1 – Produção do Alumínio primário no Brasil	15
Tabela 2 – Análise química pontual via EDS.....	48

LISTA DE ABREVIATURAS, SIMBOLOS E SIGLAS

Al	Alumínio
Ni	Níquel
Cu	cobre
α	Alfa
$^{\circ}\text{C}$	Celcius
GPa	Giga Pascal
IFPA	Instituto Federal do Pará
cm^3	Centímetro cúbico
t	Tempo
SRC	Super Resfriamento Constitucinal
S/L	Sólido/líquido
Cr	Cromo
Co	Cobalto
W	Tungstênio
Ti	Titânio
Mo	Molibdênio
λ	Espaçamento dendrítico
λ_2	Espaçamento secundário
ml	Mililitro
HF	Ácido Fluorídrico
HCl	Ácido Clorídrico
HNO_3	Ácido Nítrico
H_2O	Formula da Água
mm	milimetro
μm	Micrometro
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
EDS	Espectroscopia de energia dispersiva de raios-X
HB	Dureza Brinell

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	15
1.1 Considerações gerais	15
1.2 Objetivo geral	17
1.3 Objetivos específicos.....	17
1.4 Justificativa.....	18
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
2.1 O Alumínio e suas ligas	20
2.2 O elemento de liga Cobre	21
2.3 O elemento de liga Níquel.....	22
2.4 Processo de solidificação	23
2.5 Estruturas de solidificação.....	26
2.5.1 Nucleação e crescimento.	26
2.6 Macroestrutura	28
2.6.1 Macroestrutura de solidificação unidirecional.....	28
2.6.2 Zonas de transição	29
2.6.3 Zona equiaxial	29
2.6.4 Transição colunar-equiaxial (TCE)	30
2.7 Microestrutura	31
2.8 Tipos de solidificação unidirecional	33
2.8.1 Solidificação unidirecional descendente.....	33
2.8.2 Solidificação unidirecional ascendente.....	34
2.8.3 Solidificação unidirecional horizontal.....	35
3. MATERIAS E MÉTODOS	37
3.1 Estrutura do dispositivo	38
3.2 Procedimento de metalografia para a obtenção da macroestrutura	39
3.3 Procedimento de metalografia para a obtenção da microestrutura	39
3.4 Procedimento para teste de dureza	41
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	43
4.1 Estudo metalográfico	43

4.1.1 Macrografia das ligas Al-2,5%Ni, Al-9%Ni e Al-4,5%Cu-2,5%Ni.....	43
4.1.2 Liga Al-4,5%Cu-2,5%Ni.....	47
4.1.3 Comportamento do espaçamento dendrítico secundário em relação a interface de extração de calor.....	48
4.1.4 Relação entre dureza e λ_2	50
5 CONCLUSÕES.....	55
5.1 Sugestões para trabalhos futuros.....	55
REFERÊNCIAS.....	56

1 INTRODUÇÃO

1.1 Considerações gerais

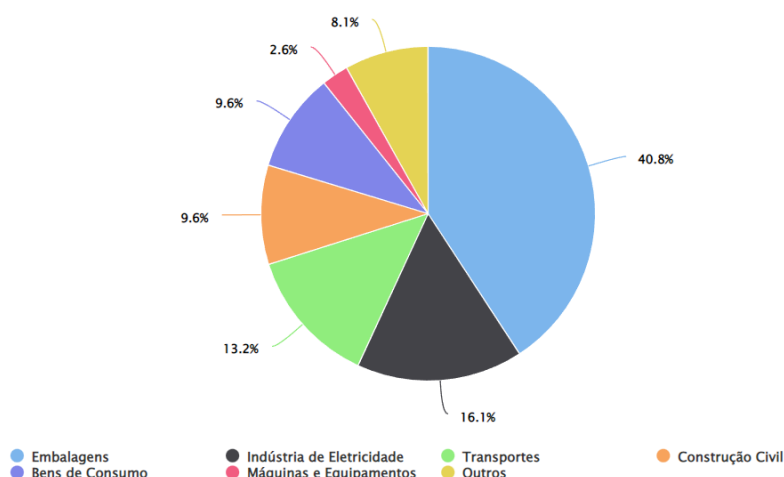
O alumínio é um metal de grande importância na indústria atual, sendo o metal não-ferroso com maior produção, e o segundo metal mais produzido no mundo, perdendo somente para o ferro (ABAL, 2007). A Tabela 1 mostra a produção de Alumínio primário no território brasileiro.

Tabela 1 – Produção do Alumínio primário no Brasil

Período	2021	2022	2022/20221 (%)
Janeiro	63,9	65,7	2,8
Fevereiro	58,1	57,1	-1,7
Março	64,9	56,0	-13,7
Abril	63,6	54,6	-14,2
Mai	66,3	59,0	-11
Junho	64,3	61,3	-4,7
Julho	66,2	69,3	4,7
Agosto	65,9	75,0	13,8
Setembro	63,8	74,5	16,8
Outubro	66,0	79,1	19,8
Novembro	63,5	78,2	23,1
Dezembro	65,2	81,1	24,4
Total do ano	771,7	810,9	5,1

Fonte: Adaptado de Abal (2022)

É um metal que se destaca devido à suas propriedades, como baixa densidade, alta resistência à corrosão, mesmo quando exposto a uma ampla gama de meios corrosivos, alta condutibilidade térmica e elétrica, boa tenacidade, alta resistência a baixas temperaturas e excelente conformidade (ASM, 2010). As aplicações do alumínio e suas ligas vão desde o setor de embalagens, a construção civil e transporte (IAI, 2014), como mostra a Figura 1.

Figura 1 – Consumo doméstico por segmentos de Alumínio

Fonte: Abal, 2020

A técnica de solidificação unidirecional permite obter macroestrutura constituída por grãos colunares alinhados numa única direção ou por macroestrutura constituída por um único grão (monocristalina). No caso particular de ligas Al-Ni, dentro da faixa de composições hipoeutéticas, a microestrutura de solidificação consiste de uma matriz dendrítica de fase α rica em alumínio, com uma mistura eutética na região interdendrítica formada por α , e o composto intermetálico Al_3Ni . Essa mistura eutética cresce de forma cooperativa durante a solidificação e permanece localizada entre os braços dendríticos. O arranjo interdendrítico das partículas duras Al_3Ni , que são estáveis em temperaturas abaixo de $500^\circ C$, proporciona um reforço para a matriz dendrítica, conferindo conseqüentemente uma maior resistência mecânica ao material (CANTÉ, 2009; NASCIMENTO, 2011).

A solidificação inicia-se quando o material no estado líquido atinge, durante o resfriamento, as condições termodinâmicas necessárias à transformação da fase líquida para a sólida. Nessas condições, havendo um gradiente de temperatura entre o material e o meio que absorve o calor, o calor latente liberado é removido através de um ou mais mecanismos de transferência de calor. Industrialmente, a produção de componentes e produtos semiacabados, via solidificação dá-se principalmente pelos processos de lingotamento estático, lingotamento contínuo e fundição (GOULART, 2005).

Pesquisas com técnicas de solidificação unidirecional são constantemente analisadas e envolvem a caracterização macroestrutural, microestrutural e análise de segregação. Em tais estudos a solidificação pode ocorrer em regime estacionário ou em regime transitório de fluxo de calor (RODRIGUES, 2017).

As ligas de alumínio analisadas neste trabalho foram fabricadas através da solidificação unidirecional ascendente em regime transitório de fluxo de calor, devido ao sistema de refrigeração no forno utilizado ser na parte inferior da lingoteira. O trabalho segue no sentido de analisar a adição de níquel na liga binária Al-Cu formando a liga ternária Al-Cu-Ni, relacionando suas microestruturas com a propriedade mecânica de dureza. Na liga o níquel quando adicionado como soluto, proporciona ganho de resistência a altas temperaturas e diminui o coeficiente de expansão térmica (RODRIGUES, 2017).

O cobre influencia as propriedades mecânicas na liga de Al-Cu e depende diretamente da concentração, em geral promove ganhos de resistência mecânica, dureza, resistência à fadiga e usinabilidade (OSÓRIO et al., 2003). Quando adicionados juntos, níquel e cobre tendem a melhorar as propriedades mecânicas a altas temperaturas (AMMAR et al., 2008).

O estudo da estrutura é de fundamental importância para a fabricação de um componente mecânico, uma vez que está diretamente relacionada as propriedades dos materiais.

1.2 Objetivo geral

Realizar um estudo sobre diferentes estruturas dos sistemas AlCuNi e AlNi, obtidas a partir da solidificação unidirecional com regime transiente de fluxo de calor de um dispositivo de solidificação ascendente.

1.3 Objetivos específicos

- Obter os lingotes a partir do processo de solidificação direcional e transiente de fluxo de calor;
- Através dos ensaios metalográficos revelar a macro e microestrutura das ligas estudadas;
- Avaliar o comportamento do espaçamento dendrítico secundário através do método de Hunt;
- Analisar as fases existentes através de microscopia eletrônica de varredura e verificar os elementos químicos quantitativamente por espectroscopia de energia dispersiva;

- Relacionar as medidas de dureza ao longo do lingote com a estrutura gerada pelo processo de solidificação.

1.4 Justificativa

O alumínio puro é um metal que apresenta uma resistência mecânica relativamente baixa, mas ductilidade elevada. Entretanto, por meio da adição de um ou mais elementos de liga, a sua resistência pode ser substancialmente aumentada, embora mantenha valores de ductilidade bastante aceitáveis. Como a maioria dos metais, o alumínio perde resistência em temperaturas elevadas. Muitas aplicações são projetadas com base nas propriedades das ligas em temperatura ambiente, é um metal de grande importância na indústria atual, sendo o metal não-ferroso com maior produção, e o segundo metal mais produzido no mundo, perdendo somente para o ferro (ABAL, 2007).

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 relacionadas à morfologia estrutural dos grãos, bem como, da microestrutura do produto fundido (CORRÊA, 2021).

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, entre outros benefícios (CANTÉ, 2009; NASCIMENTO, 2011; GOMES, 2012; SILVA, 2015).

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 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 (SEIXAS, 2018).

Componentes à base de alumínio e suas ligas constituem bons exemplos para os quais o desenvolvimento de microestruturas otimizadas durante o processo de solidificação pode ser fundamental no desempenho das propriedades mecânicas. A solidificação pode ser classificada importantemente como um processo de transferência de calor em regime transiente. A mudança líquido/sólido é acompanhada

por liberação de energia térmica com uma fronteira móvel, separando as duas fases de propriedades termo físicas distintas (ROCHA et al., 2003, CANTÉ, 2009).

As características do material, o processo de solidificação e tipo de tratamento térmico influem significativamente nas características estruturais e mecânica dos produtos fundidos (CANTÉ, 2009; BRITO *et al.*, 2016; COSTA *et al.*, 2016). As microestruturas, por exemplo que resultam do processo de solidificação, estão relacionadas com a forma da interface entre o sólido e o líquido (S/L) e representam papel importante nas propriedades mecânicas (ROCHA, 2003; QUARESMA, 2000; MAGNO *et al.*, 2019; SOUZA *et al.*, 2019).

Com isso, é de suma importância a realização de experimentos por solidificação unidirecional, em condições transientes de extração de calor em ligas de alumínio, uma vez que o conhecimento nessa área pode trazer avanços tecnológicos e científicos no ramo da engenharia. O estudo do incremento 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 propriedades mecânicas ou térmicas desejadas, tendo em vista a importância da correlação das propriedades mecânicas de uma peça com sua macro e microestrutura.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 O Alumínio e suas ligas

No estudo da solidificação de metais e ligas em sistemas metal/molde tem como objetivo encontrar meios de aliar as melhores características desejadas e, ao mesmo tempo, prevenir a ocorrência de defeitos durante o processo de solidificação. Ela começa quando o material no estado líquido atinge, durante o resfriamento, as condições termodinâmicas necessárias para transformação da fase líquida para a sólida. Nessas condições, havendo um gradiente de temperatura entre o material e o meio que absorve o calor, o calor latente liberado é removido através de um ou mais mecanismos de transferência de calor. Industrialmente, a produção de componentes e produtos semiacabados via solidificação dá-se principalmente pelos processos de lingotamento estático, lingotamento contínuo e fundição (GOULART, 2005).

A técnica de solidificação unidirecional permite obter macroestrutura constituída por grãos colunares alinhados numa única direção ou por macroestrutura constituída por um único grão (monocristalina). No caso particular de ligas Al-Ni, dentro da faixa de composições hipoeutéticas, a microestrutura de solidificação consiste de uma matriz dendrítica de fase α rica em alumínio, com uma mistura eutética na região interdendrítica formada por α , e o composto intermetálico Al_3Ni . Essa mistura eutética cresce de forma cooperativa durante a solidificação e permanece localizada entre os braços dendríticos. O arranjo interdendrítico das partículas duras Al_3Ni , que são estáveis em temperaturas abaixo de $500^\circ C$, proporciona um reforço para a matriz dendrítica, conferindo conseqüentemente uma maior resistência mecânica ao material (CANTÉ, 2009).

As propriedades mecânicas são fortemente influenciadas pelos parâmetros característicos dessas microestruturas, por exemplo, os espaçamentos entre as ramificações dendríticas primárias e secundárias. Os limites de escoamento e de resistência à tração sofrem influência significativa dos espaçamentos dendríticos. Quanto menores os espaçamentos dendríticos mais refinada a microestrutura apresentada, melhorando o desempenho mecânico dos produtos fundidos.

2.2 O elemento de liga Cobre

A capacidade de resistir à corrosão faz do cobre um elemento em destaque desde a idade média até nossos dias, ele está entre os primeiros metais pesados utilizados pelo homem (MOURA, 2001), é o vigésimo quinto metal mais abundante na crosta terrestre e sua principal fonte de extração é o minério denominado calcopirita (CuFeS_2). Com a revolução Industrial o cobre alcançou sua real dimensão de metal imprescindível para o desenvolvimento, por ser um elemento extremamente útil e muito empregado na obtenção de ligas.

Na Revolução Industrial descobriu-se a grande diversidade de importantes usos do metal Cu, e os progressos obtidos em metalurgia permitiram produzir novas e numerosas ligas deste metal, ampliando-se seu campo de aplicação (RODRIGUES, SILVA, GUERRA, 2012). A produção de novas ligas é devido a facilidade que o cobre tem de ser misturado com outros metais o que motivou a abertura de minas em diversas partes do mundo como exemplo Chile, Estados Unidos, Peru etc.

É um metal com grande viabilidade econômica, por se tratar de um metal tecnicamente barato, portanto, sua maior vantagem como elemento de liga é a econômica aliada as temperaturas de serviço mais altas. “Como perspectiva futura, supercondutores de elevadas temperaturas têm gerado grande expectativa. A descoberta desse fenômeno tem sido de grande importância, e atualmente os materiais à base de cobre estão entre os mais promissores” (RODRIGUES, SILVA, GUERRA, 2012).

O cobre possui características e vantagens que o destacam em processos industriais como deforma-se facilmente (alongamento 60%), apresentar grande alongamento nos estados recozido e fundido, baixa dureza, módulo de elasticidade em torno de 115 GPa, além de apresentar elevada resistência à corrosão (BRAGA E JÚNIOR, 2021).

Cerca de 1/3 de todo o cobre produzido é de alguma forma usado na indústria elétrica, face as suas propriedades de bom condutor de eletricidade e calor, resistência a corrosão, ligabilidade, susceptibilidade de trabalho mecânico a quente ou a frio. De maneira geral o cobre puro ou em ligas, encontra vasto campo de aplicação, como exemplo, é empregado na fabricação de fios e cabos condutores, em tubulações de água quente e vapor (BRAGA E JÚNIOR, 2021).

2.3 O elemento de liga Níquel

Definido como um metal branco prateado, levemente duro, maleável, de boa resistência à oxidação e à corrosão, símbolo químico Ni, pertence ao grupo VII da tabela periódica. Destaca-se pelo seu magnetismo, que o transforma em um ímã em contato com campos magnéticos, seu peso específico é de 8,5 g/cm³, dureza escala de Mohs 3,5, o sistema e cristalização é isométrico e o número atômico é 28. O metal também se destaca pela sua relativa resistência a oxidação e corrosão, sendo mais duro que o ferro (PORTAL DO NÍQUEL, 2020).

Grande parte do depósito de níquel encontra-se em rochas ultrabásicas como serpentinito e peridotito que apresentam baixa quantidade de quartzo e feldspato e alta quantidade de silicatos ferromagnesianos (GOONAN, 2009). Encontrado principalmente nos sulfetos milerita e pentlandita (FeNi₉S₈), normalmente associado em outros sulfetos metálicos que normalmente acompanha o cobre e o cobalto.

A extração do níquel é proveniente dos minerais lateríticos e minerais sulfetados, apesar de 70% da reserva mundial ser encontrada de forma laterítica, somente 40% do níquel beneficiado é laterítico, que são mais utilizados na produção do ferroníquel aplicado diretamente em aços. Os sulfetos refinados são utilizados para produzir high-gradenickel, ou seja, níquel com alto teor de pureza (SILVA, 2001).

O minério teve pouca importância real na economia industrial até 1820, quando Michael Faraday, com a colaboração de seu associado Stodard, foram bem sucedidos fazendo uma liga sintética de ferro-níquel, sendo o início da liga níquel-aço que tem uma grande contribuição para o desenvolvimento industrial do mundo (SILVA, 2001).

É um metal muito utilizado em sua forma pura, pois sua grande resistência a corrosão permite que seja usado como proteção de peças metálicas sendo utilizado como revestimento por eletrodeposição, sua aplicação na forma pura assim como em ligas ferrosas e não-ferrosas no setor industrial é diverso, sendo empregado em moedas, material militar, indústria aeronáutica e automobilística, eletrônica, construção civil em tipos especiais de aços, em ligas elétricas etc.

Estima-se que 65% do consumo deste metal sejam na fabricação de aço inoxidável, outros 20% vão para a produção de superligas empregadas na indústria aeroespacial e militar. O restante, cerca de 15%, é empregado em materiais de revestimento, cunhagem de moedas e baterias recarregáveis, além disso, o níquel é

um material altamente reciclável, sendo que 50% do níquel empregado na produção de aço inoxidável vem do reaproveitamento (FONTE-BOA, 2018).

As características do níquel permitem potencializar as propriedades da maioria dos metais e ligas a que se associa, uma ampla variedade é utilizada na aplicação industrial ou doméstica, grande parte dessa aplicação são em ligas de ferro. Segundo Parkinson (2001) “O níquel atualmente é aplicado em mais de 3 mil ligas metálicas”, além de ser utilizado para a proteção de materiais em forma de níquelados e na fabricação de polos elétricos em cubas eletrolíticas, esmaltes e recipiente de armazenamento.

A introdução de um elemento de liga tem como objetivo fundamental melhorar as propriedades de um determinado material. No sistema ferro carbono, na estrutura, refina o grão diminui a velocidade de transformação na estrutura do aço. Nas propriedades, aumenta a resistência à tração, conferindo-lhe alta ductilidade. Em ligas ferro cromo a adição desse elemento melhora as propriedades mecânicas. O níquel como elemento de liga em matriz de alumínio melhora significativamente a resistência a tração e dureza e a resistência a corrosão (COSTA, 2008; CANTÉ, 2009; NASCIMENTO, 2011).

2.4 Processo de solidificação

O processo de solidificação é dado por conversão que ocorre pela transformação de uma fase líquida para uma fase sólida. Quando as condições termodinâmicas são tais que o sólido apresenta menor energia livre, devido a liberação de calor latente, tornando-se mais estável; dá-se através da nucleação e do crescimento de partículas da fase sólida no interior da fase líquida (SANTOS, 2006). A transferência de calor na solidificação unidirecionada ocorre essencialmente por condução térmica unidirecional; isso permite uma análise experimental e cálculos teóricos isentos desse complicador (convecção natural).

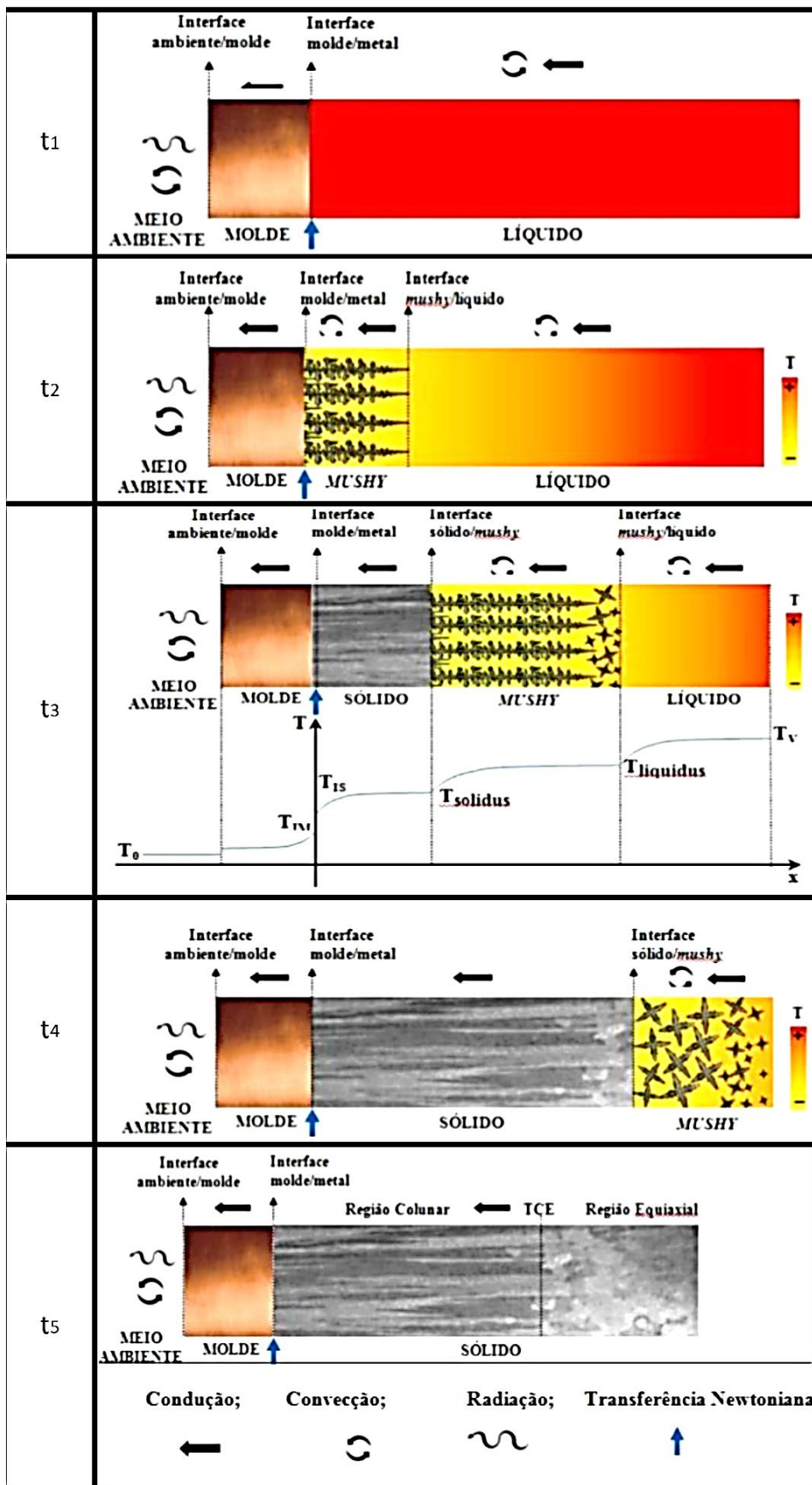
A solidificação direcionada, poder ser dividida em duas categorias: aquelas que tratam da solidificação em condições estacionários de fluxo de calor e as que abordam a solidificação em regime transitório de fluxo de calor (GARCIA, 2001; ROSA, 2007; CANTÉ, 2009, NASCIMENTO, 2011). Na primeira, o gradiente de temperatura e a velocidade da frente de solidificação são controlados independentes e mantidos constantes ao longo do experimento; embora seja uma técnica extremamente útil na

determinação de relações quantitativas entre aspectos da microestrutura, como os espaçamentos interdendríticos e as variáveis térmicas de solidificação, permitindo analisar a influência de cada variável de forma independente e mapear experimentalmente os parâmetros microestruturais, não representa o fluxo de calor da maioria dos processos industriais que envolvem a solidificação (ROCHA, 2003).

Na solidificação em condições transitórias de fluxo de calor, tanto o gradiente de temperatura quanto a velocidade de deslocamento de interface sólido-líquido ou velocidade de frente de solidificação variam livremente com o tempo e a posição dentro do metal, situação que ocorre nos processos industriais e que dificulta a modelagem teórica, diante disto, torna-se extremamente importante a avaliação teórico-experimental da influência das variáveis térmicas (velocidade de solidificação, gradiente térmico e taxa de resfriamento) em condições de solidificação unidirecional transitória, sobre parâmetros da macroestrutura e da microestrutura para sistemas metálicos (GARCIA, 2005).

Varáveis como a temperatura de vazamento (TV) 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). 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 2.

Figura 2 – Modos de transferência de calor no sistema metal/molde ($t_1 < t_2 < t_3 < t_4 < t_5$).



Fonte: Adaptado de Barros (2018)

2.5 Estruturas de solidificação

2.5.1 Nucleação e crescimento.

Segundo Rios (2007), a formação de uma nova fase difere-se dependendo da reação e comumente se divide em duas etapas: nucleação e crescimento. A primeira ocorre com o surgimento de partículas muito pequenas de uma nova fase, seguido pelo crescimento desta a partir da fase antiga por meio da migração relativamente lenta de uma interfase interfásica, onde o crescimento é resultado da transferência de átomos individuais através da interface.

O mecanismo mais comum sobre o assunto foi proposto por Gibbs e nele à transição de um estado inicial metaestável para um estado final estável, se forma e se desenvolve na matriz, denominado como a teoria clássica da nucleação (ADAMIAN e ALMENDRA, 2002). Encontra-se na literatura outras formas de surgimento de uma nova fase, como a nucleação da martensita (RIOS, 2007; RIOS, 2008) e a recristalização (VANDERMEER, 2001) esta última termicamente ativada, diferente da teoria clássica da nucleação.

Clemm e Fisher (1955), sugeriram que nos sítios preferenciais da nucleação as energias podem ser menores do que nos limites planos, sendo os contornos de grãos os sítios preferenciais para a nucleação.

O tratamento da nucleação de grãos equiaxiais em ligas metálicas pode ser realizado através de duas abordagens distintas. A primeira abordagem é a que se refere ao modelo de nucleação contínua, e a segunda, a que se refere ao modelo de nucleação instantânea (STEFANESCU; UPADHYA; BANDYOPADHYAY, 1990). O modelo de nucleação instantânea assume que todos os núcleos surgem ao mesmo tempo a uma temperatura crítica, ou seja, a um determinado super-resfriamento para nucleação (STEFANESCU et al., 1989). No modelo de nucleação contínua, por outro lado, a nucleação ocorre continuamente com o aumento do super-resfriamento.

Os tipos de microestruturas presentes em uma liga estão fortemente relacionados com a evolução da interface entre o sólido e o líquido (S/L) durante o processo de solidificação (PEIXOTO, 2009). Pode-se passar da forma plana, própria dos metais puros, para estruturas celulares e dendríticas em decorrência de alterações nos parâmetros térmicos do sistema metal/molde. O soluto ou o solvente é segregado na interface sólido-líquido, o que provoca uma distribuição não uniforme

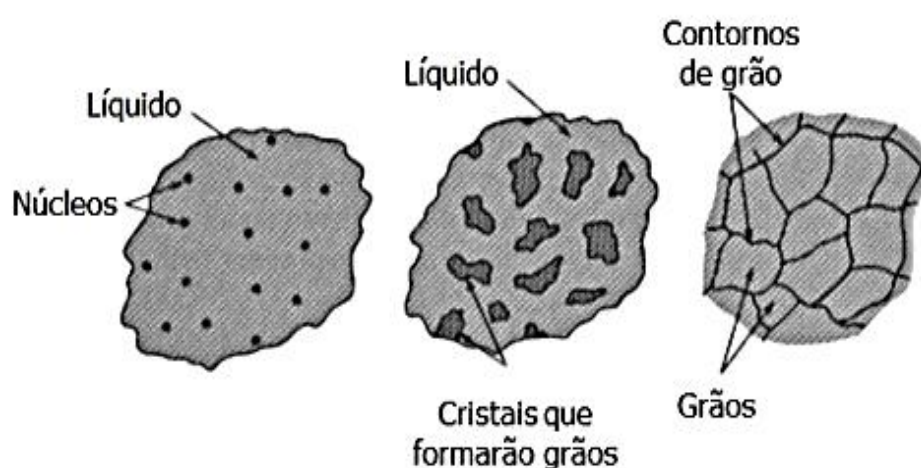
no líquido à frente da interface, originando instabilidade. Este acúmulo de teor à frente da interface sólido/líquido promove o surgimento de um fenômeno favorável à nucleação e responsável por sua gradativa instabilidade, conhecido como super-resfriamento constitucional (SRC) (GOULART, 2010).

Nucleação e crescimento de grão são as duas etapas do processo de transformação de fase na solidificação e ocorrem de maneira heterogênea no interior do molde.

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 (GARCIA, 2007). Inicialmente na região de maior transferência de calor surgem pequenas partículas sólidas denominadas núcleos, que pelo processo de difusão agregam átomos ocasionando um crescimento da região sólida e se expandem até atingir solidificação total.

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, como exemplifica a Figura 3. (GARCIA, 2007)

Figura 3 – Processo de nucleação e crescimento.



Fonte: Baldan, 2014

2.6 Macroestrutura

2.6.1 Macroestrutura de solidificação unidirecional

A técnica de solidificação unidirecional permite obter macroestrutura constituída por grãos colunares alinhados numa única direção ou por macroestrutura constituída por um único grão (monocristalina). No caso particular de ligas Al-Ni, dentro da faixa de composições hipoeutéticas, a microestrutura de solidificação consiste de uma matriz dendrítica de fase α rica em alumínio, com uma mistura eutética na região interdendrítica formada por α , e o composto intermetálico Al_3Ni . Essa mistura eutética cresce de forma cooperativa durante a solidificação e permanece localizada entre os braços dendríticos. O arranjo interdendrítico das partículas duras Al_3Ni , que são estáveis em temperaturas abaixo de 500 °C, proporciona um reforço para a matriz dendrítica, conferindo conseqüentemente uma maior resistência mecânica ao material (CANTÉ, 2009; NASCIMENTO, 2011).

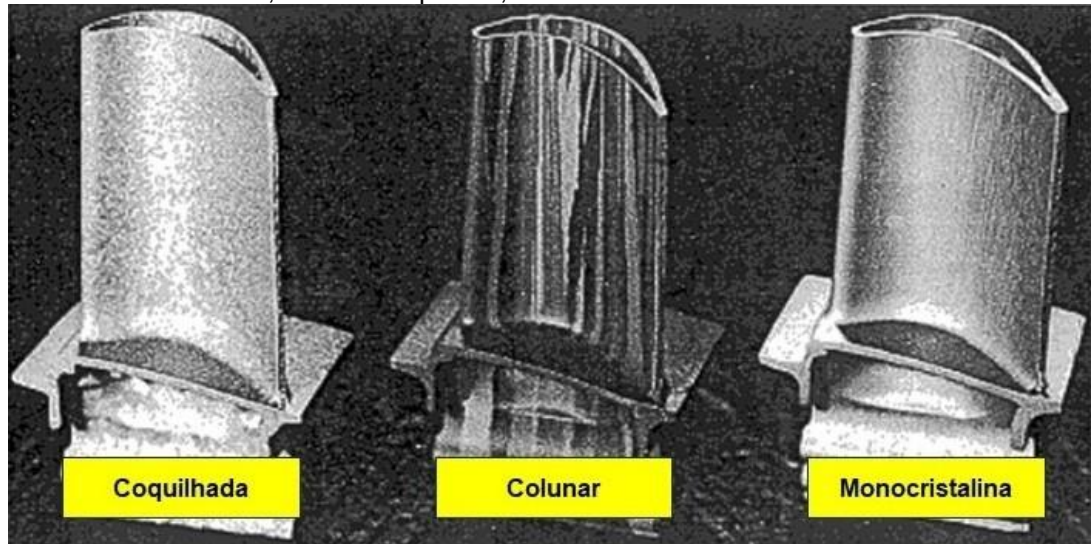
As propriedades mecânicas são fortemente influenciadas pelos parâmetros característicos dessas microestruturas, por exemplo, os espaçamentos entre as ramificações dendríticas primárias e secundárias. Os limites de escoamento e de resistência à tração sofrem influência significativa dos espaçamentos dendríticos. Quanto menores os espaçamentos dendríticos mais refinada a microestrutura apresentada, melhorando o desempenho mecânico dos produtos fundidos (CANTÉ, 2009; NASCIMENTO, 2011).

Nas estruturas colunares, as ramificações dendríticas primárias, assim como os contornos de grão, estão alinhados. Durante o crescimento, o sólido rejeita o soluto que vai se acumulando no líquido residual até que o líquido de concentração eutética (ou de outra composição quando o sistema não culminar com um líquido eutético) solidifique nos contornos de grão. Como o produto segregado ficará contido entre os contornos de grão é importante que seja dada maior atenção à composição química dos contornos de grão em estruturas direcionadas (GARCIA, 2001).

Um exemplo típico de utilização de crescimento colunar é o da fabricação de lâminas de turbinas para motores a jato, conforme exemplificado na Figura 4, para uma liga à base de Níquel ($62\text{Ni}_8\text{1Cr}_9\text{2Co}_9\text{5W}_5\text{6Al}\text{0,7Ti}\text{0,5Mo}$), onde são mostradas três lâminas com estruturas equiaxial colunar e na forma de um monocristal. A

estrutura colunar é obtida através da imposição de um elevado gradiente de temperatura ao molde.

Figura 4 – Macroestruturas de Lâminas de Turbina de Liga à base de Níquel, da esquerda para a direita, estrutura equiaxial, colunar e monocristalina.



Fonte: adaptado de Svoboda (1988).

2.6.2 Zonas de transição

A solidificação se processa a partir da formação, no líquido, de núcleos sólidos que crescem em função das condições locais de resfriamento. A macroestrutura de um metal solidificado é definida como a caracterização dos seus grãos cristalinos, ou seja, suas dimensões, orientações cristalográficas, forma e distribuição. O aspecto mais importante na formação da macroestrutura de um metal fundido está ligado à sua correlação com as propriedades mecânicas do produto solidificado. De maneira geral, nos materiais policristalinos podem-se identificar três zonas macroestruturais distintas, denominadas: coquilhada, colunar e equiaxial, conforme apresentado na Figura 4.

2.6.3 Zona equiaxial

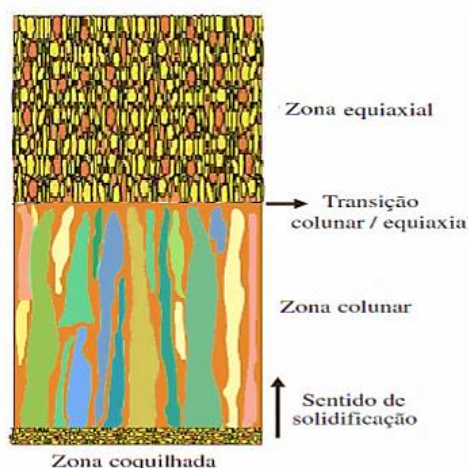
A terceira zona macroestrutural é denominada de equiaxial, e é constituída por grãos cristalinos sem orientações preferenciais e de dimensões relativamente grandes quando comparados aos grãos coquilhados. Diferentemente do crescimento da zona colunar, a zona equiaxial é caracterizada por grãos que crescem com direções cristalográficas aleatórias (PERES, 2005; PEIXOTO, 2009). Os grãos equiaxiais 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, 2001).

2.6.4 Transição colunar-equiaxial (TCE)

Peças fundidas ou lingotes de materiais metálicos podem apresentar estruturas completamente colunares ou totalmente equiaxiais, dependendo da composição química da liga e das condições de solidificação. Entretanto, uma estrutura mais complexa, e que geralmente ocorre na solidificação em moldes metálicos, apresenta os dois tipos de estrutura, cuja fronteira é chamada de zona de transição colunar-equiaxial (CANTÉ, 2009). 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 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 (GARCIA, 2001). A Figura 5 mostra todas as regiões macroestruturais referentes ao processo de solidificação.

Figura 5 – Esquema com a diversas regiões Macroestruturais do processo de solidificação.



Fonte: Dantas, 2014.

2.7 Microestrutura

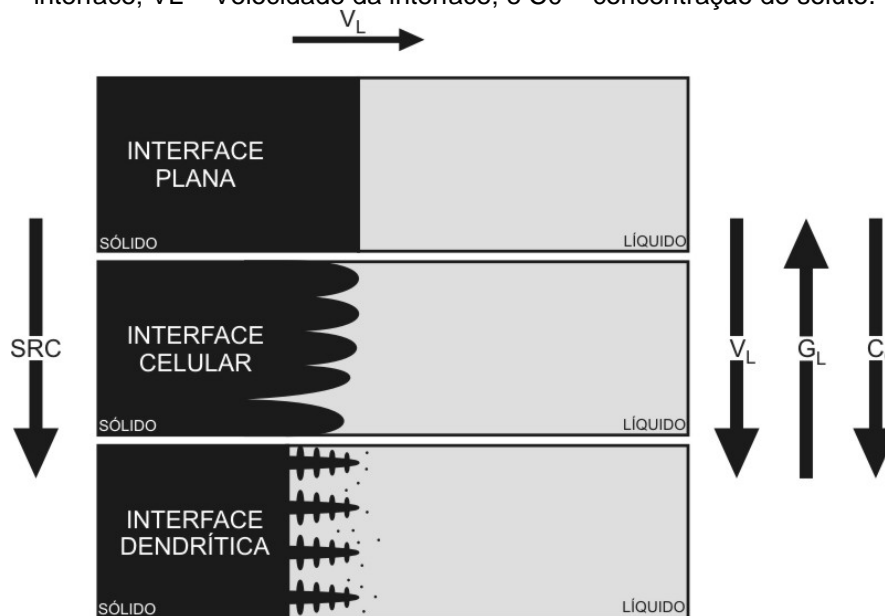
É fato conhecido que a resistência mecânica e dureza são dependentes da morfologia macro e microestrutura. As microestruturas, que resultam do processo de solidificação, estão relacionadas com a forma da interface entre o sólido e o líquido (S/L) e influenciam nas propriedades mecânicas (OSÓRIO, 2003; SPINELLI, 2005; GOULART, 2006; ROSA, 2007). O alumínio por apresentar um baixo peso específico, quando aliado a outros tipos de materiais, é capaz de agregar propriedades muito interessantes, como alta maleabilidade, resistência a corrosão, propriedades anti magnéticas, alta resistência em altas temperaturas.

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. Já que, de acordo com 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.

Durante o processo, a rejeição do soluto ou do solvente 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 (ARAÚJO, 2015).

A instabilidade causada na interface S/L, dependente do valor do super-resfriamento constitucional, dá origem a três morfologias microestruturais: planar, celular e dendrítica. A Figura 6 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.

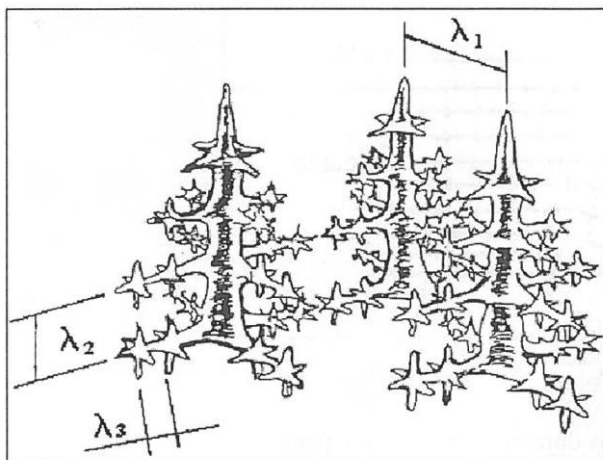
Figura 6 – Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: SRC – Grau de super-resfriamento; G_L – Gradiente térmico à frente da interface; V_L – Velocidade da interface; e C_0 – concentração de soluto.



Fonte: Goulart, 2010.

O aumento do grau de SRC ocasiona maiores instabilidades na frente de solidificação e permite o surgimento de braços secundários e terciários na rede dendrítica, como mostra a Figura 7. As distâncias entre centros de células e de ramificações ou braços dendríticos são definidas como espaçamentos intercelulares e interdendríticos, que são muito utilizados para determinar os efeitos das condições de solidificação sobre a microestrutura formada (ARAÚJO, 2015).

Figura 7 – Representação dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2) e terciários (λ_3).



Fonte: Garcia, 2001.

Este trabalho busca calcular os espaçamentos interdendríticos secundários (λ_2) das ligas Al-5%Cu e Al-5%Cu-1,5%Ni em várias regiões do lingote solidificado, para caracterizar a microestrutura e relacionar com a dureza do material.

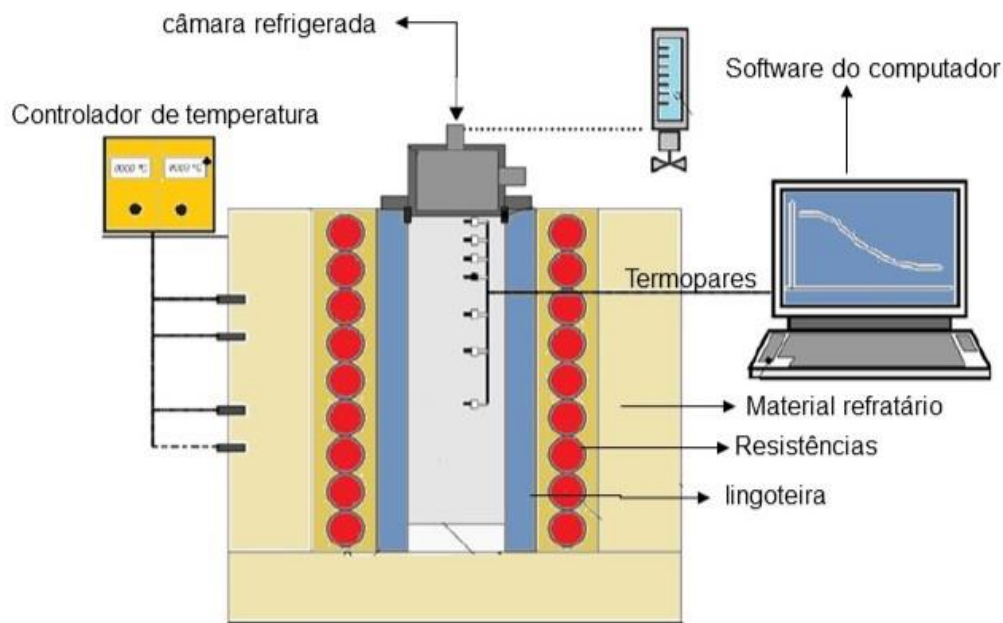
2.8 Tipos de solidificação unidirecional

2.8.1 Solidificação unidirecional descendente

Na estruturação do dispositivo se diferencia dos demais por apresentar a posição da câmara refrigerada no topo da lingoteira, ou seja, a sua solidificação dar-se-á 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 desigualdade em comparação a solidificação unidirecional ascendente é que 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; DANTAS, 2014).

Utiliza-se esse arranjo experimental com a finalidade de fazer o contraponto com a solidificação ascendente, permitindo a verificação da influência das correntes convectivas sobre o arranjo da estrutura de solidificação, mostrando as diferenças entre ambas configurações quando se solidificam ligas de mesma composição. Um esquema de um dispositivo de solidificação unidirecional vertical descendente é apresentado na Figura 8.

Figura 8 – Dispositivo de solidificação unidirecional descendente.

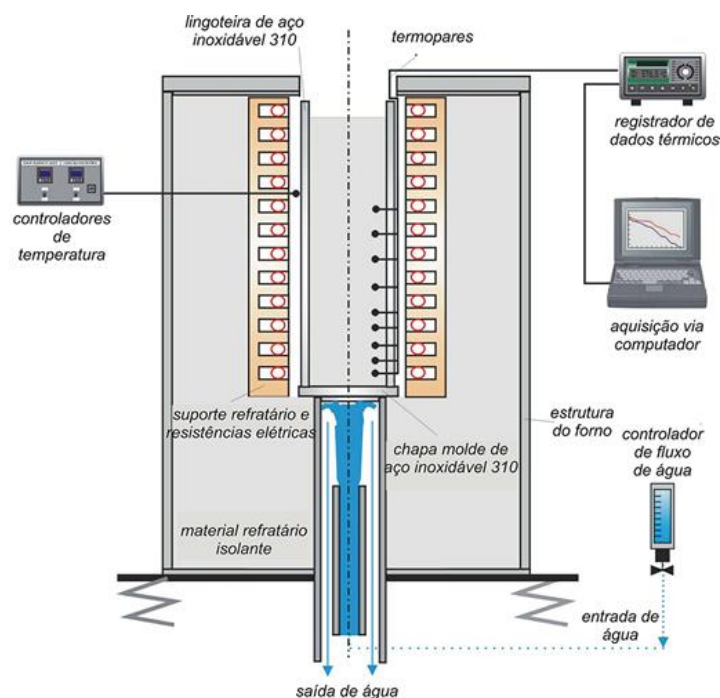


Fonte: Dantas, 2014.

2.8.2 Solidificação unidirecional ascendente

A solidificação unidirecional vertical ascendente tem como princípio o acionamento de um sistema refrigerativo na parte inferior do molde, dessa forma o processo acontece no sentido vertical de baixo para cima, contrário a gravidade. Por conseguinte, o peso do próprio material fundido atua no sentido de favorecer o contato térmico com a base refrigerada. O dispositivo para tal tipo de solidificação é comumente utilizado para a obtenção de peças cilíndricas. A Figura 9 apresenta o esquema ilustrativo deste dispositivo.

Figura 9 – Dispositivo de solidificação unidirecional ascendente.



Fonte: Unicamp, 2021.

O registro da variação térmica durante o processo é feito através de um conjunto de termopares posicionados ao longo do molde em contato com o metal fundido, esses registros tem grande importância para análises da influência das variáveis térmicas do processo de solidificação, os fenômenos de transferência de calor ocorrem por condução térmica em decorrência das correntes convectivas oriundas da diferença de temperatura e concentração.

2.8.3 Solidificação unidirecional horizontal

Neste tipo de solidificação apenas um dos lados da lingoteira recebe o sistema de refrigeração e todo o restante é isolado. O dispositivo para tal tipo de solidificação é normalmente utilizado para a obtenção de peças em bloco.

Para Dantas (2014), esta é uma das configurações mais complexas quando se pretende analisar as variáveis térmicas da solidificação. O processo é descrito da seguinte maneira:

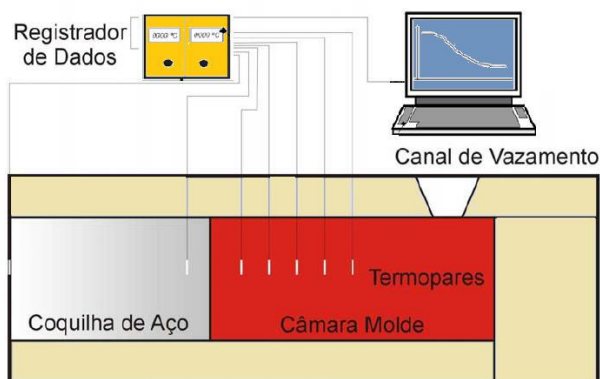
O processo pode ser conduzido de duas formas distintas: a partir do vazamento do metal líquido dentro do molde isolado termicamente nas laterais e com remoção de calor por apenas uma das extremidades através de um bloco maciço metálico ou

de uma câmara de refrigeração, ou através de sistema semelhante, porém que permita fundir o metal em seu interior até que uma determinada temperatura seja alcançada, a partir da qual a refrigeração se inicia promovendo a solidificação. (DANTAS, 2014)

Na primeira situação o sistema turbulento de vazamento força correntes de convecção, isso leva tempo para se dissiparem, “não se pode afirmar que neste caso esteja ocorrendo rigorosamente uma solidificação unidirecional mesmo com a fonte fria determinando o transporte de calor essencialmente em sua direção” (DANTAS, 2014). Na segunda situação a solidificação unidirecional ocorre pela estabilidade em relação ao metal fundido, pois este funde no interior do sistema.

A Figura 10 mostra um esquema de um dispositivo de solidificação unidirecional horizontal com vazamento de metal líquido dentro da câmara molde.

Figura 10 – Dispositivo de solidificação unidirecional horizontal.



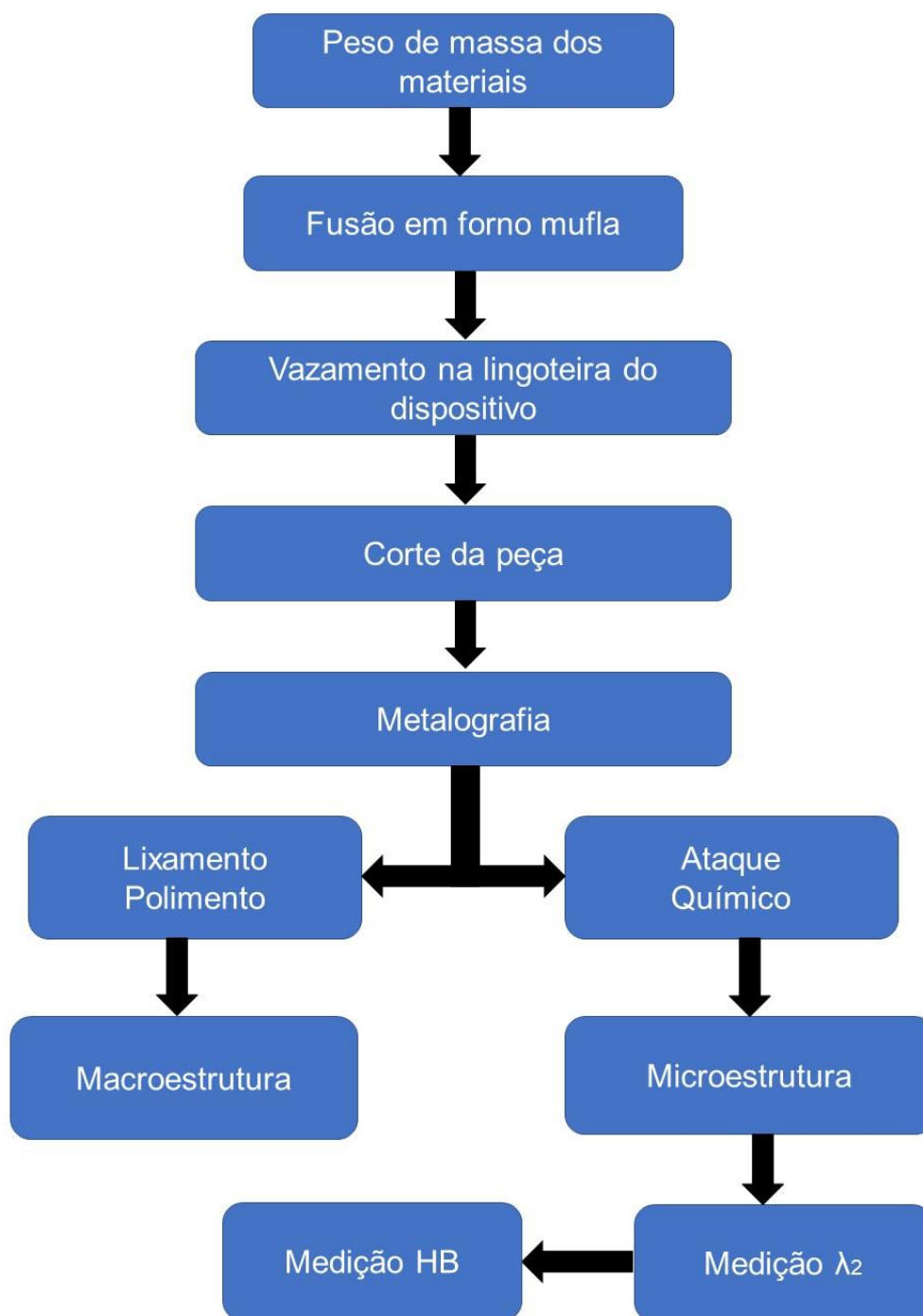
Fonte: Garcia, 2005.

A instabilidade térmica e as diferenças de densidade do material líquido induzem diferentes correntes de convecção ao longo do lingote, portanto não se pode garantir as mesmas variáveis térmicas ao longo das seções horizontais da base ao topo do lingote.

3. MATERIAS E METÓDOS

Os lingotes foram confeccionados na Usina de Materiais, do laboratório de Engenharia de Materiais do Instituto Federal do Pará – IFPA. A Figura 11 mostra um fluxograma simplificado com as principais etapas da fabricação dos lingotes e peças metálicas.

Figura 11 – Fluxograma das etapas do trabalho.

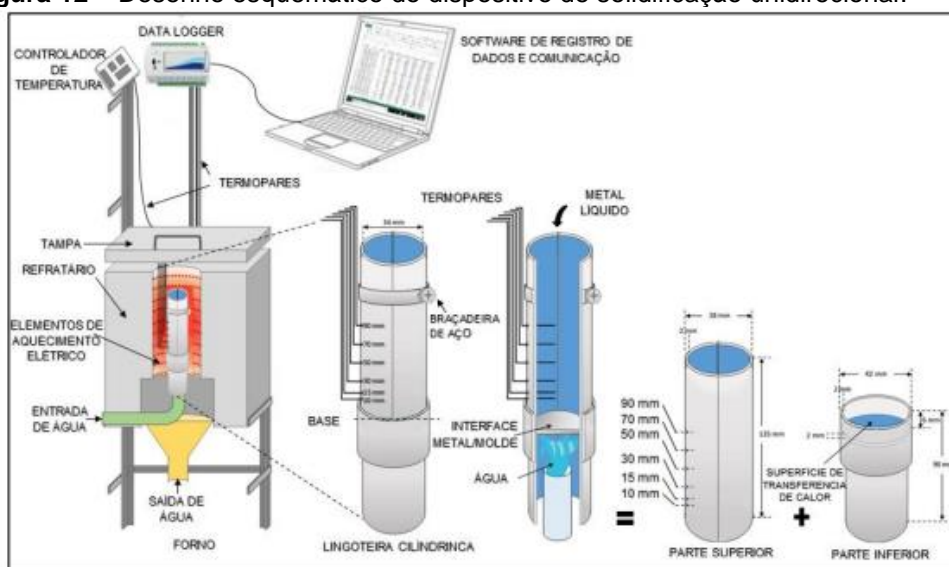


Fonte: Autor, 2023.

3.1. Estrutura do dispositivo

Para solidificar as ligas foi usado um dispositivo de solidificação direcionada, conforme o esquema da Figura 12, refrigerado a água, com solidificação ascendente, é composto por resistência elétrica e material refratário e controlador de temperatura digital, possui internamente mantas refratárias que suportam até 1200 ° C, permitindo um ambiente propício a solidificação unidirecional, não gerado gradiente térmico em outra direção. Dispositivo de solidificação foi utilizado um dispositivo de solidificação unidirecional, 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, a mesma escoava para local adequado.

Figura 12 – Desenho esquemático do dispositivo de solidificação unidirecional.



Fonte: Corrêa, 2021.

3.2 Procedimento de metalografia para a obtenção da macroestrutura

Após a solidificação vertical o lingote foi seccionado longitudinalmente ao centro para obter duas partes iguais, 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 passagem com 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, no ataque, para as ligas de AlNi foi utilizado o Tucker (HF, HCl, HNO₃, H₂O). A Figura 13 mostra algumas etapas do processo metalográfico para obtenção das peças metálicas.

Figura 13 – (A) Corte; (B) Lixamento; (C) Reagente químico utilizado.

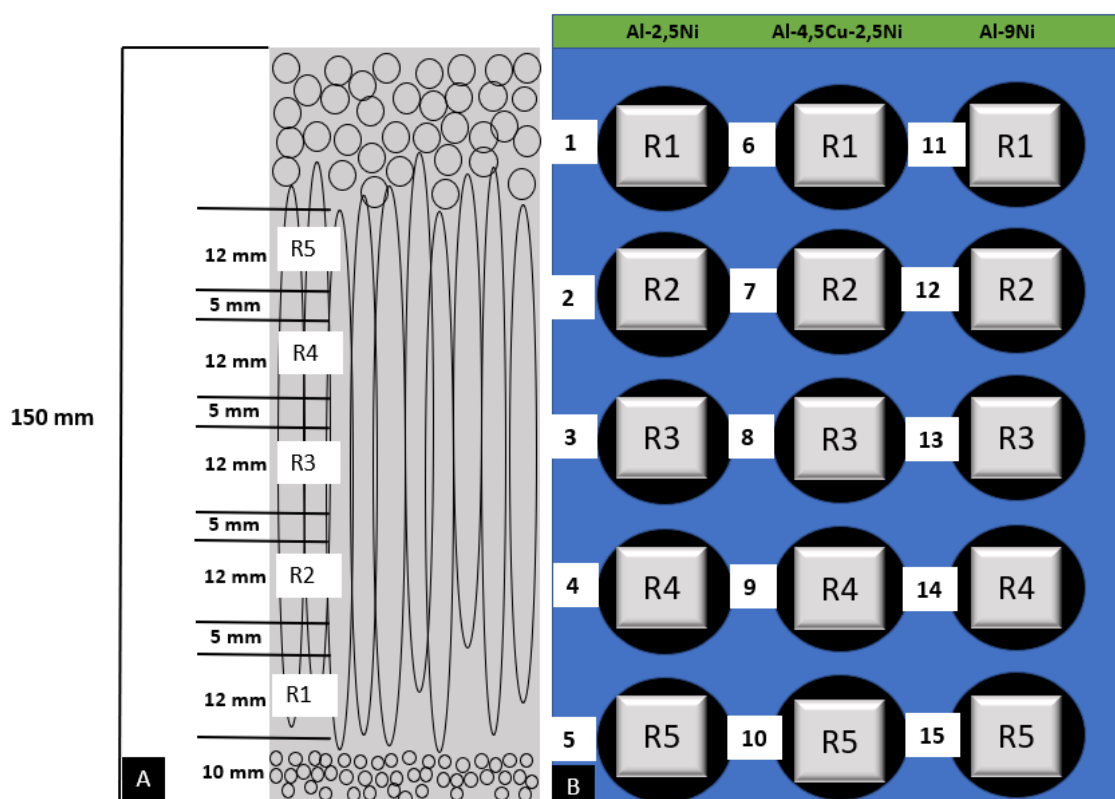


Fonte: Autor, 2023.

3.3 Procedimento de metalografia para a obtenção da microestrutura

Os lingotes foram cortados em 5 regiões, sendo R1, R2, R3, R4 e R5, mostradas na Figura 14 com marcação de cada região do lingote. As amostras passaram por um processo de embutimento a frio em resina epóxi líquida, em seguida, as amostras foram lixadas em lixadeira manual, com lixas de granulometria e sequência variando de 120, 200, 400, 600, 1200 e 1500 mesh.

Figura 14 – Marcação da região dos corpos de prova (A) esquema de embutimento das amostras (B).



Fonte: Autor, 2023.

As amostras depois de polidas na polítrix rotativa com pulverização de álcool etílico o pano de polimento, usando alumina com granulometria de $1\mu\text{m}$ como elemento abrasivo, com a superfície espelhada foram levadas para o ataque químico com reagente 0,5 de HF, depois de atacadas foram levadas para visualização das estruturas metalográficas, através do microscópio óptico Olympus UC30 e MEV Vega 3 SBU, conforme a Figura 15. As imagens vistas pelo microscópio óptico foram capturadas pelo computador, através do software Motic Images Plus 2.0, na qual, foram feitas a medição dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2), através da média das distâncias entres os braços secundários adjacentes. Na Figura 16, observa-se o MEV utilizado para gerar as imagens da microestrutura das ligas.

Figura 15 – (A) Microscópio óptico (B) Computador integrado ao microscópio óptico.



Fonte: Autor, 2023.

Figura 16 – (A) MEV (Microscópio Eletrônico de Varredura) (B) Computador integrado ao MEV.



Fonte: Autor, 2023.

3.4 Procedimento para teste de dureza

As medições de dureza foram realizadas pelo durômetro de bancada marca Pantec Prinnel/IFPa (Figura 17), nas regiões R1 até R5 localizadas nas posições 17, 33, 50, 68 e 84 mm do lingote, medidas a partir da interface metal/molde. O ensaio foi executado para as condições de carga de 500 kgf e esfera de 10 mm, obedecendo a norma do ensaio ASTM E10-18 (ASTM, 2018), com pelo menos 5 penetrações em cada região.

Figura 17 – Durômetro de bancada Pantec Prinnel.



Fonte: GRUPMATE-IFPA, 2023.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Estudo metalográfico

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

Após as técnicas metalográficas utilizadas para a obtenção da macroestrutura as imagens revelaram grãos colunares para as três ligas estudadas neste trabalho. Apesar das três ligas possuírem grãos colunares foi observado na liga em que o cobre se faz presente uma transição de colunar para equiaxial, um fator provavelmente gerado pela ação do cobre sobre a estrutura do material momento da solidificação direcional. Durante a solidificação, a transição colunar-equiaxial ocorreu quando os grãos equiaxiais à frente da zona de crescimento colunar impedem o crescimento desta frente. O aparecimento dos grãos equiaxiais, por sua vez, depende dos mecanismos de nucleação e crescimento comuns aos processos de transformação de fases, que foi gerado pela ação do cobre na liga ternária. A Figura 18 mostra a macroestrutura das ligas dos sistemas AlNi e AlCuNi

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



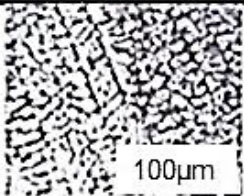
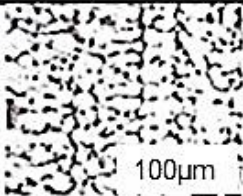
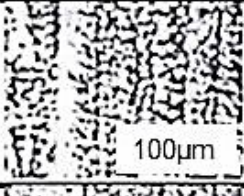
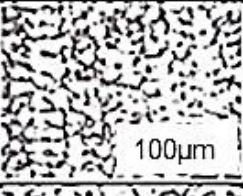
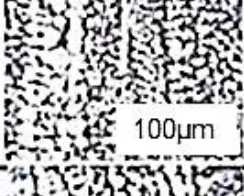
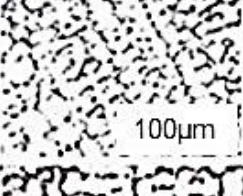
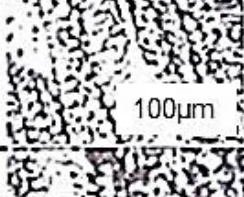
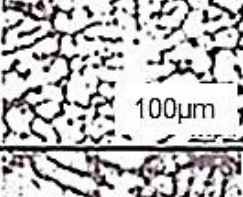

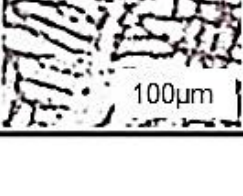
Fonte: Autor, 2023.

As microestruturas das ligas hipereutéticas de alumínio-níquel são constituídas por uma matriz eutética constituída por uma mistura de alumínio com o composto intermetálico Al_3Ni e uma fase primária do mesmo composto Al_3Ni , que constitui as dendritas (LI *et al.*, 2007; WANG *et al.*, 2008).

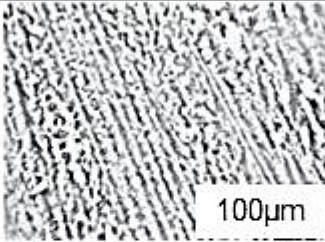
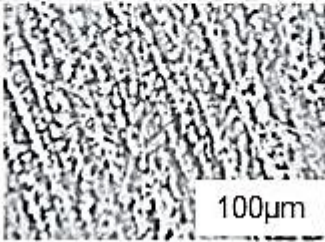
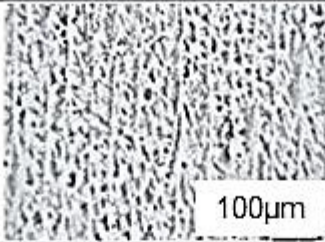
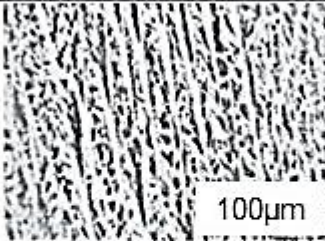
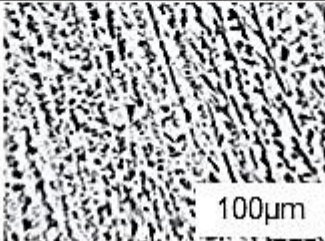
Na realização da análise da macroestrutura, foi observado no trabalho de Seixas (2018), os grãos direcionados em uma única direção, vertical, devido à solidificação forçada com a injeção de água diretamente na interface metal/molde, tornando as propriedades melhores devido à diminuição do espaçamento dendrítico secundário que é diretamente proporcional à propriedade mecânica, assim tem-se maior dureza e tensão de escoamento nas partes inferiores do lingote

Os resultados entre as distâncias interdendríticas determinaram que apesar da liga Al-4,5%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 liga de Al-2,5%Ni teve um espaçamento dendrítico médio de 11 μm , para a liga Al-9%Ni a média foi de 6,8 μm , já a liga Al-4,5%Cu-2,5%Ni teve um distanciamento interdendrítico médio de 13,5 μm . O resultado pode ser observado na Figura 19, onde se evidencia que, quanto mais se afasta da interface de solidificação maior o espaçamento interdendrítico secundário. Verifica-se também que a liga Al-4,5%Cu-2,5%Ni possui para uma mesma região espaçamentos dendríticos maiores.

Figura 19 – Micrografia da liga Al-2,5%Ni, Al-4,5%Cu-2,5%Ni e Al-9%Ni. continua

<i>Região</i>	<i>Al-2,5%Ni</i>	λ_2 médio (μm)	<i>Al-4,5%Cu- 2,5%Ni</i>	λ_2 médio (μm)
R1		8,48		9,91
R2		10,09		12,05
R3		11,42		13,14
R4		11,53		14,82
R5		13,92		17,61

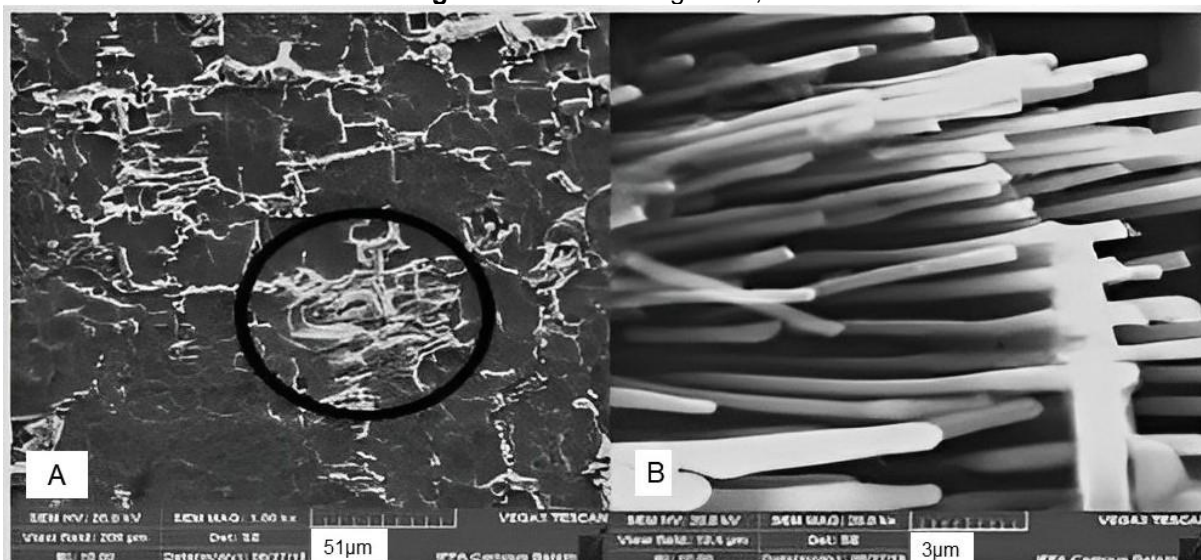
continuação

REGIÃO	Al-9%Ni	λ_2 médio (μm)
R1		4
R2		6
R3		7
R4		8
R5		9

Fonte: Autor, 2023.

A Figura 20 aquisitada por microscopia eletrônica de Varredura (MEV) mostra o intermetálico Al_3Ni , que se forma na liga Al-2,5%Ni durante o processo de solidificação. Esse intermetálico influencia diretamente em suas propriedades mecânicas e possui geometria fibrosa, além de reforçar a matriz.

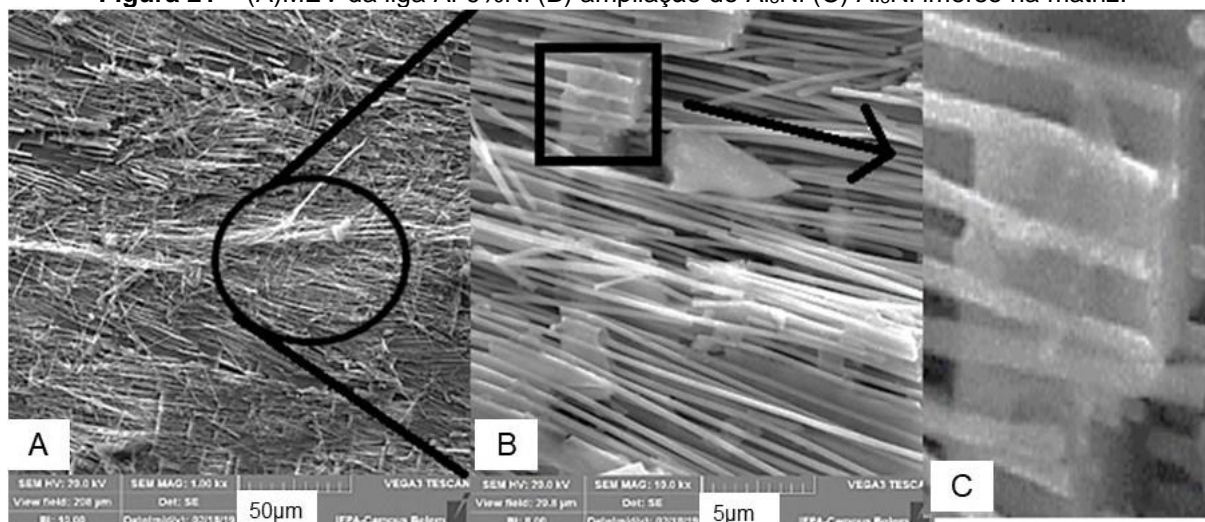
Figura 20 – MEV da liga Al-2,5Ni.



Fonte: Autor, 2023.

A Figura 21 abaixo vem revelar que a maior concentração de soluto no material gera também uma maior concentração da fase Al_3Ni espalhada na matriz do material. Pode-se observar na estrutura que a fibra fica imersa na matriz como se fosse um composto reforçando a estrutura aumentando longitudinalmente a propriedade mecânica de resistência.

Figura 21 – (A)MEV da liga Al-9%Ni (B) ampliação do Al_3Ni (C) Al_3Ni imerso na matriz.



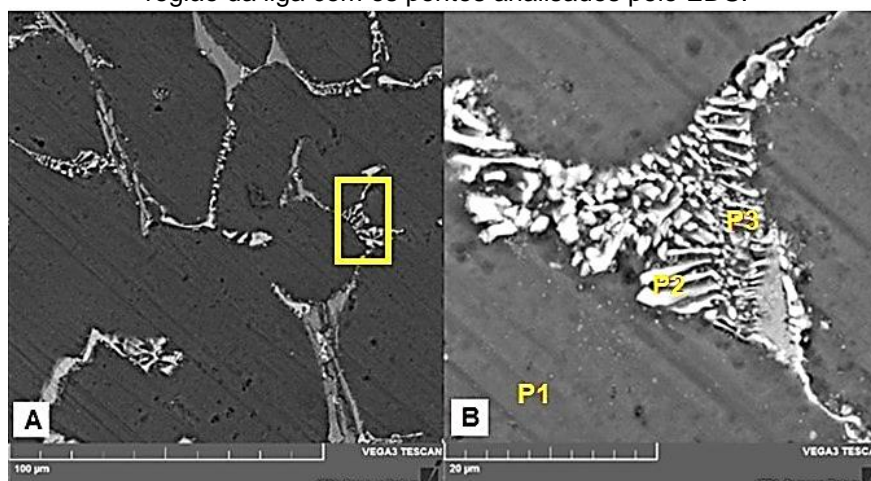
Fonte: Autor, 2023.

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

A Figura 22 mostra a ampliação da micrografia da liga Al-4,5%Cu-2,5%Ni, A fase escura são as matrizes de alumínio que contém os dois componentes químicos, Al e Cu. A fase clara são os intermetálicos Al_7Cu_4Ni . Foi realizada EDS, resultados na

Tabela 2, observa-se os teores dos elementos químicos encontrados neste material, onde no ponto P1 da Figura 22(B), que é a ampliação da Figura 22(A), há teores de alumínio maiores do que no ponto 2 e 3. Esses pontos contêm concentrações relativamente iguais de cobre e níquel a, ou seja, estas regiões (P2 e P3) estão concentrados os intermetálicos que foram formados ao longo da solidificação da liga.

Figura 22 – (A) Morfologia do intermetálico Al_7Cu_4Ni na matriz de alumínio, (B) Ampliação de uma região da liga com os pontos analisados pelo EDS.



Fonte: Autor, 2023.

Tabela 2 – Análise química pontual via EDS.

Ponto	Al (%)	Cu (%)	Ni (%)
P1	96,42	3,30	0,28
P2	65,20	19,41	15,39
P3	74,04	15,88	10,09

Fonte: Autor, 2023.

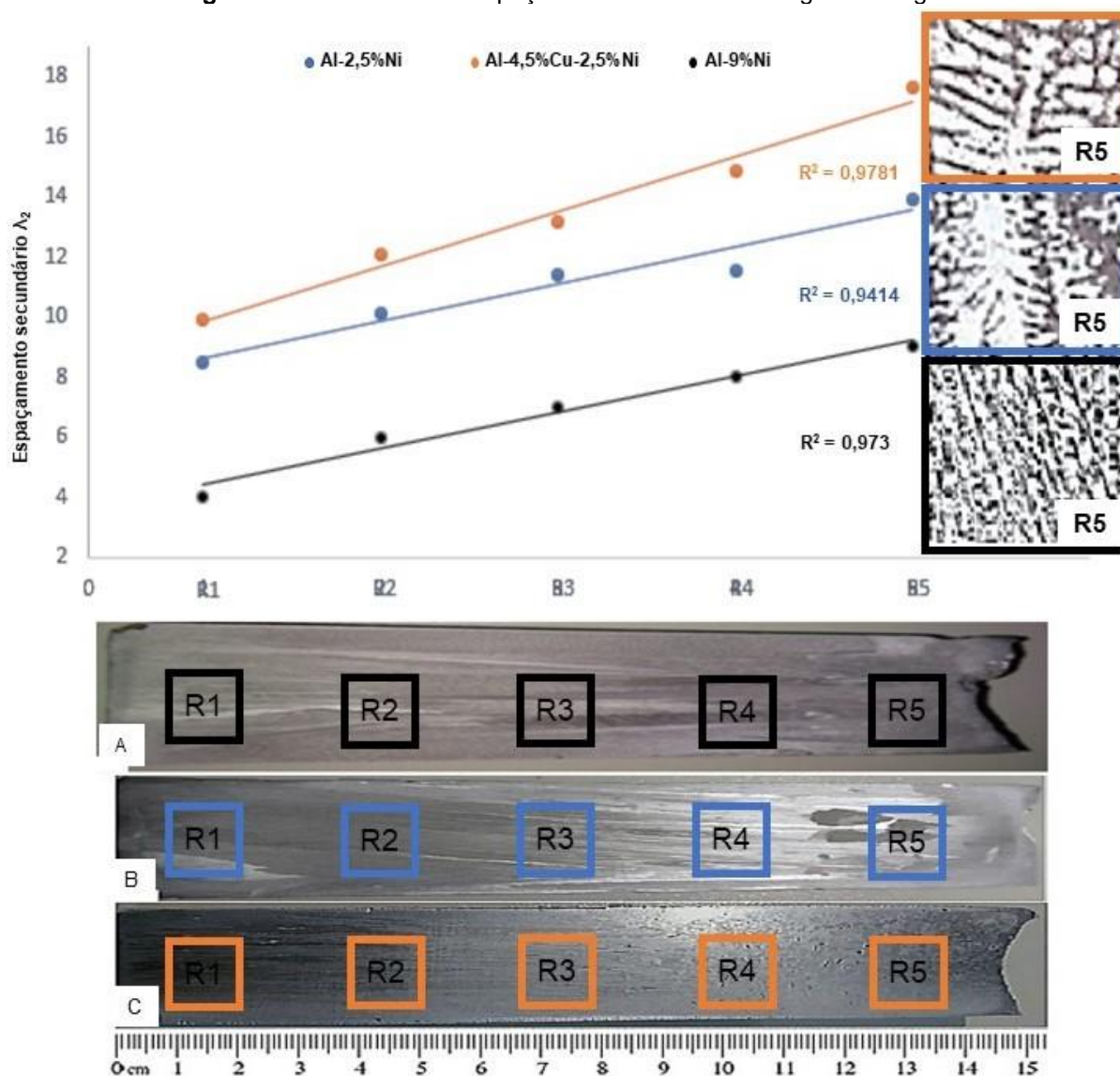
A presença da fase intermetálica Al_2Cu apresentou uma distribuição homogênea na matriz de alumínio, esta fase aprimora a propriedade mecânica da liga e é responsável pelo endurecimento por precipitação e aumento da resistência mecânica (BRAGA E JUNIOR, 2021).

4.1.3 Comportamento do espaçamento dendrítico secundário em relação a interface de extração de calor

Observa-se, através da Figura 23, o gráfico que mostra a relação entre o espaçamento dendrítico e a região de cada lingote solidificado unidirecionalmente, um aumento na estrutura dos materiais quando há um afastamento dessa em relação a interface de extração de calor. A maior concentração de níquel no sistema Al-Ni diminui os braços dendríticos secundário, o que possivelmente deve aumentar a

resistência mecânica, uma vez que a estrutura está diretamente relacionada a essa propriedade. A solubilização do cobre na liga que tem dois e meio por cento de níquel aumentou o tamanho da microestrutura e influenciou na morfologia do espaçamento dendrítico secundário.

Figura 23 – Gráfico entre espaçamento secundário e região do lingote.



Fonte: Autor, 2023.

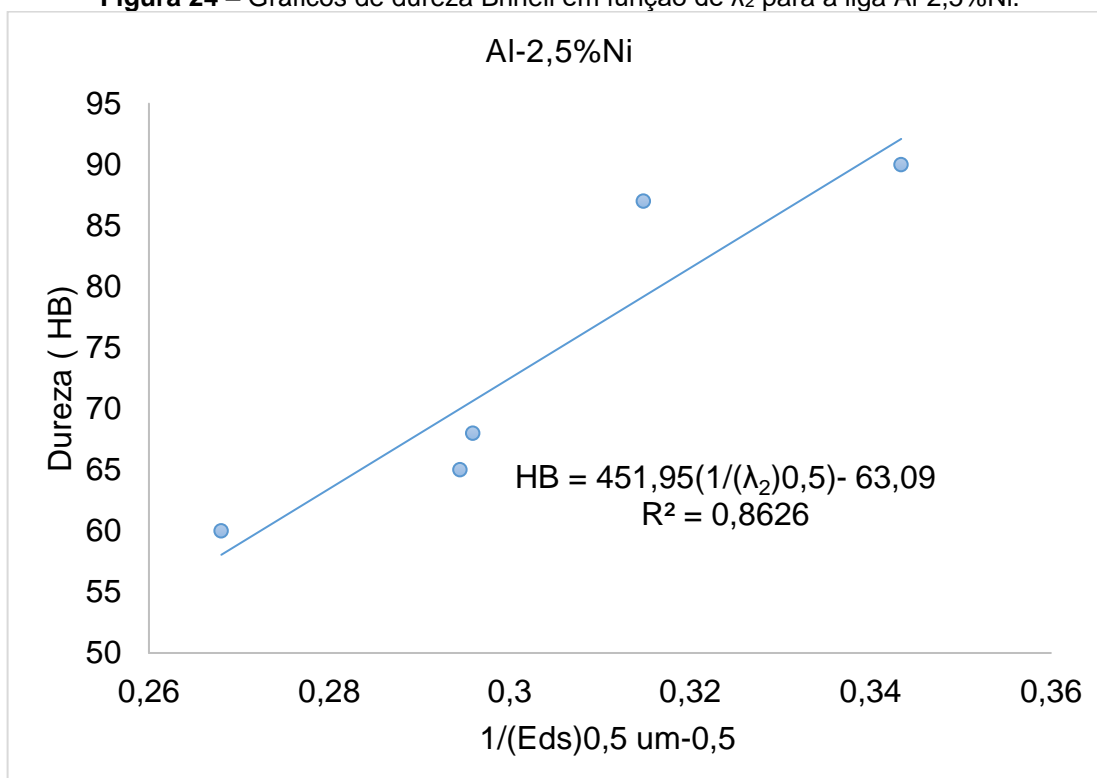
Com base nos trabalhos de Seixas (2018), observa-se a diferença da propriedade mecânica entre as regiões dos lingotes estudadas e a influência da concentração de níquel. Verifica-se, que para regiões mais afastadas do ponto de extração de calor o espaçamento dendrítico secundário aumenta e que quanto maior a concentração de níquel menor é a microestrutura.

De acordo com Dantas (2014), pela correlação entre as médias dos espaçamentos dendríticos primários e secundários medidos e as variáveis térmicas envolvidas no processo de solidificação das ligas foi possível obter leis experimentais que caracterizam o crescimento dendrítico. Essas relações funcionais quantitativas que constituem as leis que regem o comportamento desses espaçamentos são de fundamental importância para a indústria metalúrgica, uma vez que, por meio delas é possível programar, com base nas variáveis de solidificação tais como: taxa de resfriamento, gradientes térmicos e velocidades de solidificação, a estrutura do produto final.

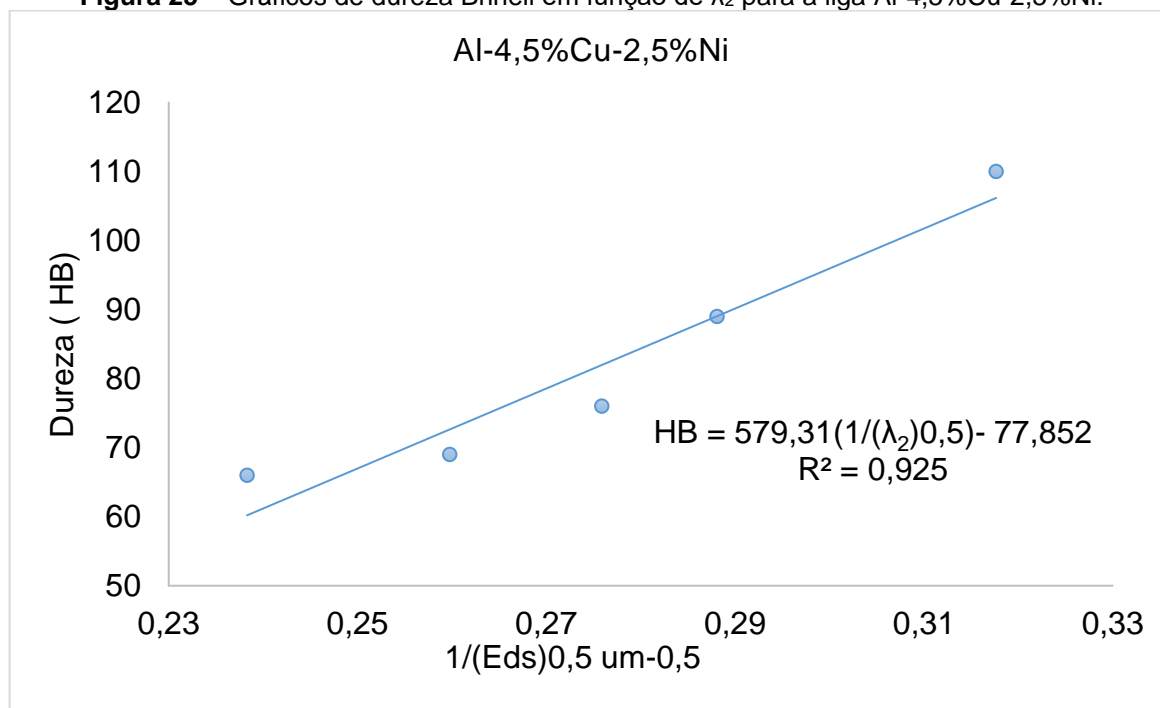
Nos processos de solidificação unidirecional que utilizam moldes refrigerados à água, os parâmetros térmicos de solidificação, taxa local de resfriamento (\dot{T}) e velocidade de avanço da isoterma *liquidus* (VL), variam de altos valores, nas proximidades do molde, seguindo um perfil decrescente ao longo do lingote. Com a evolução da camada solidificada a resistência térmica aumenta com a distância relativa à superfície refrigerada. Este comportamento das variáveis encontra-se refletido nos valores experimentais dos espaçamentos dendríticos primários e secundários (DANTAS, 2016).

4.1.4 Relação entre dureza e λ_2

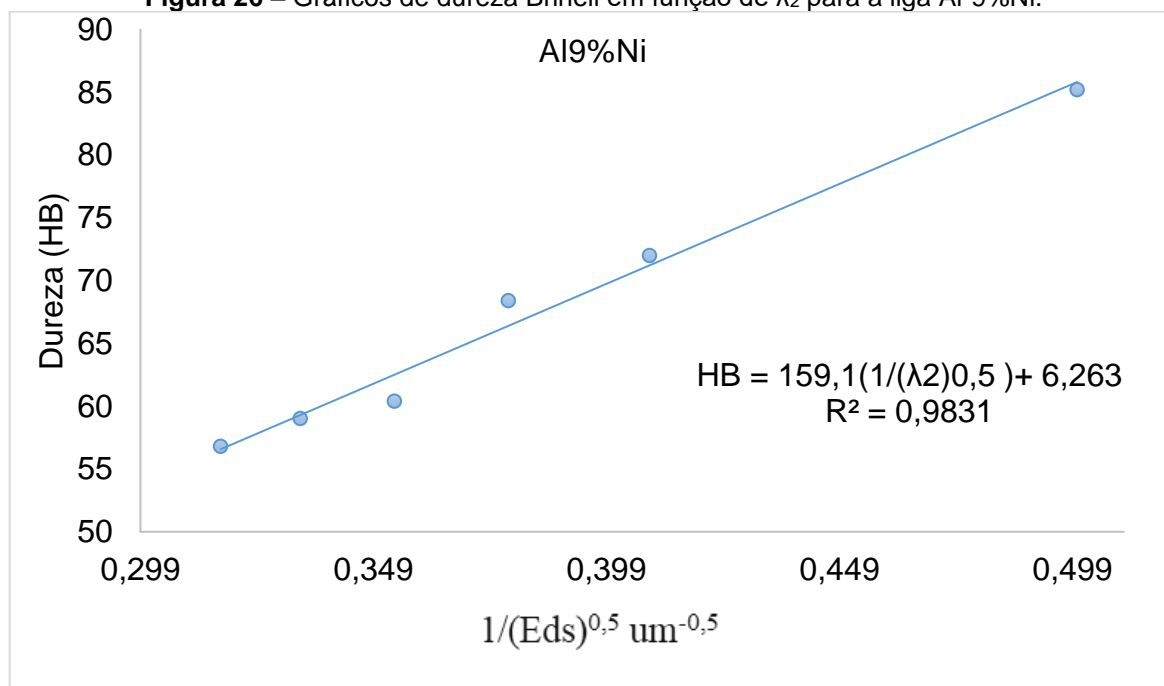
Os gráficos das Figuras 24, 25 e 26 mostram o comportamento da dureza em função do espaçamento interdendrítico secundário das ligas de alumínio, nas diferentes regiões estudadas. É notório através de uma análise simples que essas grandezas são inversamente proporcionais, a dureza diminui com o aumento do espaçamento interdendrítico nas três ligas solidificadas. A liga Al-4,5%Cu-2,5% apresentou maior dureza nas mesmas regiões ensaiadas que as ligas do sistema Al-Ni. Isso pode estar acontecendo porque o cobre na matriz desse sistema gera novas fases endurecedoras que vão atuar diretamente na resistência do material.

Figura 24 – Gráficos de dureza Brinell em função de λ_2 para a liga Al-2,5%Ni.

Fonte: Autor, 2023.

Figura 25 – Gráficos de dureza Brinell em função de λ_2 para a liga Al-4,5%Cu-2,5%Ni.

Fonte: Autor, 2023.

Figura 26 – Gráficos de dureza Brinell em função de λ_2 para a liga Al-9%Ni.

Fonte: Autor, 2023.

Uma análise do comportamento dos espaçamentos secundários das ligas foi observada do ponto de vista microscópico. Percebe-se que a dureza é inversamente proporcional aos espaçamentos dendríticos secundários, do mesmo modo que o espaçamento dendrítico primário, podendo ser percebido através das equações empíricas que mostra uma linearidade nos resultados. Pode-se afirmar que quanto menor os espaçamentos secundários maior será a dureza do material, além disso, em posições, mais afastadas da interface metal/molde menor será essa propriedade (CARVALHO, 2016).

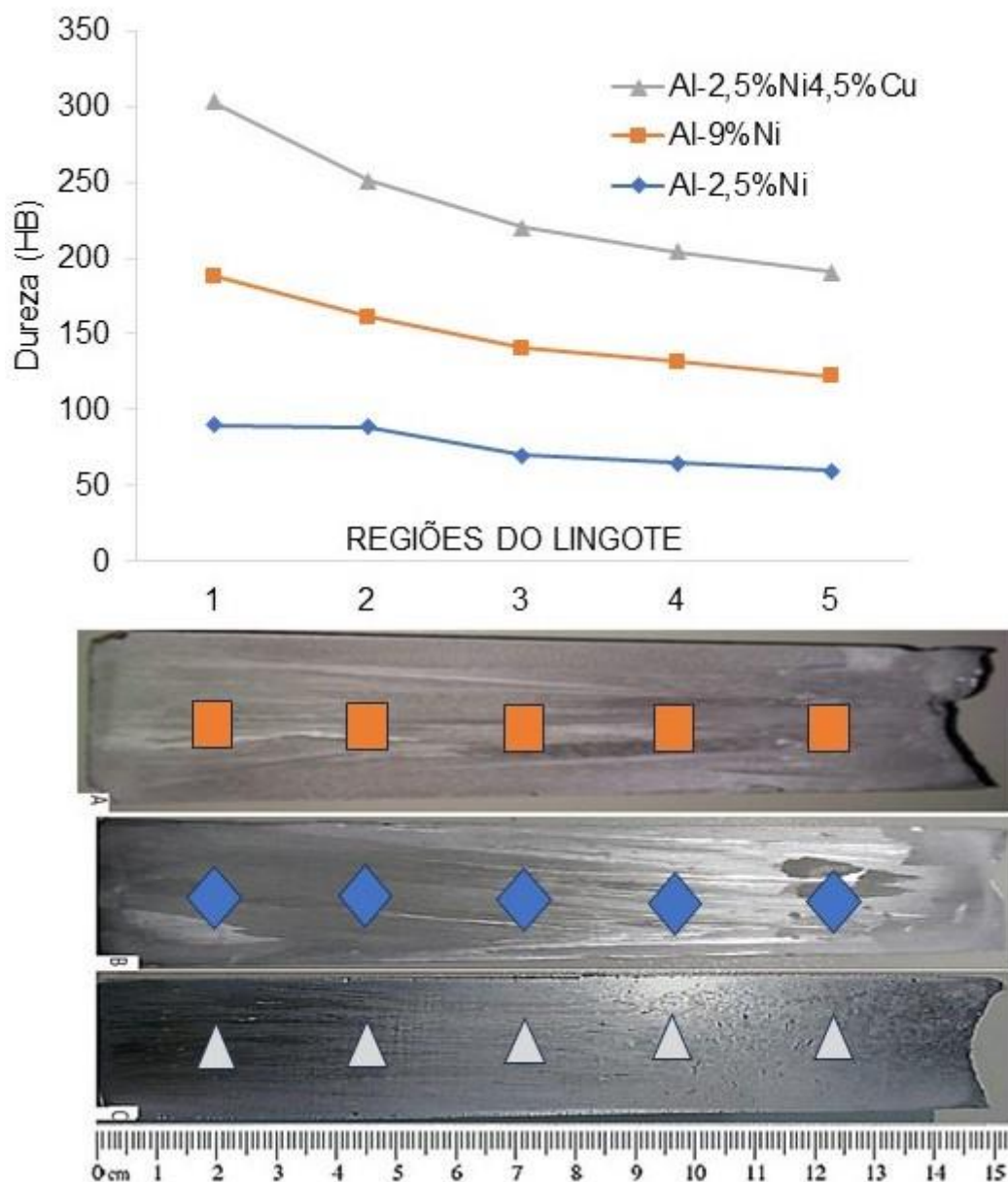
De acordo com Carvalho (2016), o acréscimo do teor de cobre nas ligas de Al-Ni, induz ao aumento da dureza. Esta tendência é mais evidenciada com o aumento do teor de cobre. Percebeu-se que o aumento do teor de Cu na liga Al-Ni aparentemente influencia na dureza do material, ou seja, quanto menor o espaçamento dendrítico primário/secundário maior será a dureza.

Um resultado próximo foi obtido por Dantas (2014), onde se observa que quanto maior o teor de níquel na liga, melhor seus módulos de elasticidade, o que se explica pela formação de maior quantidade de intermetálicos Al_3Ni , estruturas duras que hajem como reforço, medições de microdureza vickers revelaram que os intermetálicos são 10 vezes mais duros que a matriz, aumentando suas propriedades mecânicas.

Observa-se que as propriedades mecânicas decaem à medida que se distancia da superfície de retirada de calor, o que está estreitamente relacionado ao desenvolvimento das microestruturas obtidas durante a solidificação. O mesmo pode ser comprovado em diversos trabalhos da literatura para alguns sistemas de ligas de alumínio (QUARESMA, 1999; OSÓRIO, 2000; GOULART, 2010; SILVA *et al.*, 2012).

A Figura 27 faz o comparativo da evolução da resistência do material ao longo do lingote das ligas estudadas. A liga do sistema ternário AlCuNi mostrou maior resistência ao longo do lingote, isso está ocorrendo porque há uma maior quantidade de intermetálicos são endurecedores aumentando a dureza do material, como Al_3Ni e Al_2Cu . A maior concentração de níquel para o sistema AlNi se mostrou mais resistente por possuir maior quantidade de Al_3Ni .

Figura 27 – Gráfico comparativo de dureza das ligas em relação as regiões do lingote.



Fonte: Autor, 2023.

A concentração dos intermetálicos Al_3Ni tende a diminuir ao longo da altura do lingote, uma vez que sua elevada densidade, próxima de 4 g/cm^3 , faz com que precipitem, ocasionando uma região de alta concentração, próxima a superfície de extração de calor (DANTAS, 2014).

5 CONCLUSÕES

O estudo mostra para as ligas de alumínio analisadas, uma macroestrutura predominantemente colunar para a liga Al-2,5%Ni e Al-9%Ni, com transição colunar-equiaxial para a liga Al-4,5%Cu-2,5%Ni;

A microestrutura revelada por dendritas alinhadas no caminho da solidificação mostram que os tamanhos de espaçamento interdendrítico secundário são menores nas partes inferiores dos lingotes e aumentam conforme avança o distanciamento da interface metal / molde;

As duas ligas tiveram formação de intermetálicos específicos, Al_3Ni para Al-2,5%Ni e Al-9%Ni; e Al_7Cu_4Ni para a liga Al-4,5%Cu-2,5%Ni;

A dureza dos materiais variam com a aumento do espaçamento dendritico, ou seja, o espaçamento é inversamente proporcional à dureza, quanto menor o espaçamento dendrítico maior a dureza;

As durezas dos materiais são maiores quanto mais próximas à base de extração de calor, para as ligas Al-4,5%Cu-2,5%Ni, Al-9%Ni e Al-2,5%Ni teve-se para região de R1 os valores de 300 HB, 190 HB e 90 HB respectivamente. A resistência da liga do sistema ternário AlCuNi obteve o melhor desempenho mecânico, atingindo 300HB e apresentou maior resistência que as do sistema binário AlNi.

5.1 Sugestões para trabalhos futuros

- Realizar a medição de λ_1 e λ_3 afim de analisar a influência das dendritas primárias e terciárias na formação da microestrutura.
- Realizar o teste de tração e quantificar a resistência mecânica no sentido longitudinal das ligas estudadas.
- Avaliar os parâmetros térmicos dos sistemas Al-Ni e Al-Cu-Ni e determinar a influência da velocidade de solidificação, taxa de resfriamento e tempo de solidificação na morfologia estrutural das ligas.
- Verificar a viabilidade econômica do produto solidificado.

REFERÊNCIAS

- ABAL - Associação Brasileira do Alumínio, **Fundamentos e aplicações do alumínio** 2007, 68 p.
- ADAMIAN, R., ALMENDRA, E. *FísicoQuímica: Uma Aplicação aos Materiais*. Rio de Janeiro, COPPE – UFRJ, p. 194, 2002.
- AMMAR, H.R.; MOREAU, C.; SAMUEL, A.M.; SAMUEL, F.H.; DOTY, H.W. **Influences of alloying elements, solution treatment time and quenching media on quality indices of 413- type Al-Si casting alloys**. *Materials Science and Engineering A*, v.489, p.426-438, 2008.
- 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.
- ASM INTERNATIONAL HANDBOOKS, **Metallography and microstructure**, volume 9, 2010.
- 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.
- 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, p. 68. Belém, 2021.
- BRITO, C. C. **Parâmetros térmicos e microestruturais na solidificação transitória de ligas Al-Mg e Al-Mg-Si e correlação com resistências mecânica e à corrosão**. Tese (Doutorado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2016.
- CANTÉ, M. V, **Solidificação transitória, microestrutura e propriedades de ligas Al-Ni**, 2009. Tese (doutorado) - Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 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 (Mestrado). Universidade de Brasília. Faculdade Gama/Faculdade de Tecnologia, Programa de Pós-graduação em Integridade de Materiais da Engenharia, Brasília, 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, PA, 2021.

CORRÊA, E.G. **Parâmetros térmicos de solidificação e macroestrutura da liga Al3%Cu3%Ni, solidificada direcionalmente sob condições transitórias de extração de calor.** Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – PPGMAT, Instituto Federal do Pará, Ananindeua, p. 93. 2019.

COSTA, G. B. **Variáveis térmicas de solidificação, espaçamentos dendríticos secundários e resistência à corrosão de ligas hipoeutéticas Al-Ni.** Dissertação (Mestrado). Universidade Federal do Pará. Instituto de tecnologia, Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Belém, 2008.

COSTA, T.A.; DIAS, M.; FREITAS, E.S.; CASTELETTI, L.C.; GARCIA, A. **The effect of microstructure length scale on dry sliding wear behaviour of monotectic Al-Bi-Sn alloys.** Journal of Alloys and Compounds, v.689, p.767-776, 2016.

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

FONSECA, G. D. **Comparação do Modelo Analítico com a Simulação Computacional da Nucleação nos Contornos de Grão.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica. Universidade Federal Fluminense. p. 81. Volta Redonda, 2016.

FONTE-BOA, Tobias Maia Rabelo. **Recursos minerais de minas gerais: níquel e cobalto.** In: Pedrosa-Soares, A.C; Voll, E; Cunha, E.C. (Org.). Recursos Minerais de Minas Gerais OnLine. 1ed. Belo Horizonte: Companhia de Desenvolvimento de Minas Gerais (CODEMGE), 2018, v. , p. 1-24.
<<http://recursomineralmg.codemge.com.br/>>

GARCIA A. **Influência das variáveis térmicas de solidificação na formação da macroestrutura e da microestrutura e correlação com propriedades decorrentes** Projeções, v. 23, p. 13-32, jan./dez. 2005.

GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e aplicações.** 1ª edição. Ed. Unicamp, São Paulo, 2001.

GARCIA, A. **Solidificação: fundamentos e aplicações.** 2ª ed. Campinas-SP: Editora da Unicamp, 2007.

GOMES, L.G. **Microestrutura dendrítica, macrossegregação e microporosidade na solidificação de ligas ternárias Al-Si-Cu**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade de Campinas, Campinas, 2012.

GOONAN, Thomas G. **Nickel recycling in the United States in 2004**, chap. Z of Sibley, S.F., ed., Flow studies for recycling metal commodities in the United States: U.S. Geological Survey Circular 1195, 36p.

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

GOULART, P. R. et al. **Mechanical Properties as a Function of microstructure and Solidification Thermal Variables of Al-Si Castings**. Materials Science and Engineering.v. 421, 2006, p. 245-253.

GOULART, P. R. **Variáveis térmicas de solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas hipoeutéticas Al-Si**, 2005. Tese (Doutorado) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2005.

IAI - **The International Aluminium Institute**. Disponível em <http://www.world-aluminium.org/>, 2014.

JUNIOR, F. L. **Efeito da Nucleação de grãos nas Previsões do Modelo Multifásico para a Solidificação Equiaxial**. Dissertação (Mestrado em Engenharia). Escola politécnica da Universidade de São Paulo, p.100. São Paulo, 2006.

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.

MOURA, M.C.P.A. **Utilização de microemulsões como agentes modificadores de superfícies para remoção de íons metálicos**. Tese de Doutorado em Engenharia Química, Programa de Pós Graduação em Engenharia Química, UFRN, p. 182. Natal, 2001.

NASCIMENTO, L.G, **Estudo das Propriedades Mecânicas de Ligas Hipoeutéticas Al-Ni Solidificadas Unidirecionalmente em Condições Transitórias de Fluxo de Calor**. Dissertação de mestrado, Instituto de Tecnologia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará, Belém-2011.

OSÓRIO, W. R. et al. Mechanical Properties as Function of Thermal Parameters and Microstructure of Zn-Al Castings. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 143, p. 703-709, 2003.

P. J. CLEMM., J. C. FISHER Acta Met, v.3. 707,1955.

PARKINSON, R. **Nickel plating and electro forming: Essential industries for today and the future**. Nickel development Institute. Ni DI Technical Series N° 10088. 30 p. 2001.

PEIXOTO, L. C. L. **Micrpestruturas de solidificação e resistências mecânicas e a corrosão de ligas Pb-Sn diluídas**. Dissertação. Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, p. 111. Campinas, 2009.

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

PORTAL DO NÍQUEL. Instituto de Metais não ferrosos, **O Níquel**. Disponível em: <<http://www.icz.org.br/portaldoniquel/niquel.php>> Acesso em 15 de fev de 2023.

QUARESMA, J. M. V.; SANTOS, C. A.; GARCIA, A. **Correlation between unsteady-state solidification conditions, dendrite spacings and mechanical properties**. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 31A, p.3167-3178, 2000.

RIOS P. R., GUIMARÃES, J. R. C., Formal Analysis of Isothermal Martensite Spread. Materials Research. v.11, p. 103108, 2008.

RIOS, P. R., PADILHA, A. F. Transformações de Fase. Artliber, 2007, p.90.93,89105
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 e da Evolução da Morfologia Dendrítica na Solidificação Unidirecional em Condições de Fluxo de Calor Transitório**. 2003. Tese (Doutorado) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2003.

RODRIGUES, A. V. **Correlações entre Microestruturas de Solidificação e Resistências Mecânica e à Corrosão de Ligas Al-Cu-Ni**. Tese (Doutorado) – Departamento de Engenharia de Manufatura e Materiais, Universidade Estadual de Campinas. São Paulo, 2017.

RODRIGUES, M.A.; SILVA, P.P.; GUERRA, W. **Química nova na escola**. Vol. 34, N° 3, p. 161-162. Disponível em: <http://qnesc.sbq.org.br/online/qnesc34_3/10-EQ-37-10.pdf>. Acesso em: 03 fev 2023.

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.

SARMENTO, A.O. **Caracterização Da Estrutura E Propriedade Mecânica Das Ligas Al-2,5%Ni E Al-4,5%Cu-2,5%Ni Solidificada Unidirecionalmente Sobre Regime Transiente De Fluxo De Calor**. TCC (Bacharel em Engenharia de Materiais). Faculdade de engenharia de materiais, IFPA. p. 56. Belém, 2019.

SEIXAS, K.C. **caracterização mecânica e estrutural das ligas al-2,5%ni e al-4%ni, solidificadas via resfriamento direcionado em regime transiente de fluxo de calor**. TCC (Bacharel em Engenharia de materiais). Faculdade de Engenharia de Materiais, Universidade Federal do Pará, Ananindeua, p. 59. 2018.

SILVA, C. S. **Níquel**. Balanço mineral brasileiro, DNPM. 2001. 18p.

SILVA, M.B. **Interrelação entre parâmetros térmicos, espaçamentos dendríticos terciários e microdureza da liga Al-3%Cu-3%Si, solidificada direcionalmente**. Dissertação. Departamento de Engenharia Industrial, Universidade Federal do Pará. Belém, 2015.

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.

SOUZA, F. V. A. **Variáveis Térmicas, Microestrutura e Microdureza de uma Liga Hipoeutética Al-Cu Solidificada Direcionalmente**. TCC (Graduação em Engenharia de Materiais), Instituto Federal do Pará. Belém, 2016.

SPINELLI, J. E. **Influência da convecção no líquido nas variáveis térmicas e estruturais na Solidificação Descendente de Ligas Sn-Pb**. Tese de Doutorado. Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas. Campinas, 2005.

STEFANESCU et al. **Modeling the Evolution of Equiaxed Microstructures in castings**. JOM, p. 22-25, 1989.

STEFANESCU, Doru M.; UPADHYA, G.; BANDYOPADHYAY, D. **Heat Transfer-Solidification Kinetics Modeling Of Solidification Of Castings**. Metallurgical transactions A, v. 21^a, p 997-1005, 1990.

SVOBOBA, J. M. **Nickel and Nickel Alloys in Casting: metals handbook**, Ohio: ASM International, Metals Park, v.15, p.815, 1988.

UNICAMP, Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica - FEM/UNICAMP, **Solidificação**, 2018. Disponível em: <<https://www.fem.unicamp.br/index.php/pt-br/lab-gps-laboratorios/solidificacao>>. Acesso em 17 de fev. de 2023.

VANDERMEER, R.A., JENSEN, D.J. Microstructural path and temperature dependence of recrystallization in commercial aluminium. Acta Materialia, v. 39, p. 20832094, 2001.