

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE UnB GAMA-FACULDADE DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE
MATERIAIS DA ENGENHARIA**

**A INFLUÊNCIA DO COBRE NAS MICROESTRUTURAS E
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UMA LIGA Al 2%Ni
SOLIDIFICADAS COM FLUXO DE CALOR UNIDIRECIONAL E
TRANSIENTE**

ROSIMEIRE SILVA DE CARVALHO

ORIENTADOR (A): Dr. DANIEL MONTEIRO ROSA

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS
DA ENGENHARIA**

PUBLICAÇÃO: FGA.DM – 44A/2017

BRASÍLIA/DF: DEZEMBRO/2016

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE GAMA/FACULDADE DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE
MATERIAIS DA ENGENHARIA**

ROSIMEIRE SILVA DE CARVALHO

**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 SUBMETIDA AO PROGRAMA DE
PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA
ENGENHARIA DA FACULDADE GAMA E FACULDADE DE
TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA, COMO PARTE
DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE
MESTRE EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA ENGENHARIA.**

ORIENTADOR: DANIEL MONTEIRO ROSA

**BRASÍLIA
2016**

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE GAMA/FACULDADE DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE
MATERIAIS DA ENGENHARIA**

**A INFLUÊNCIA DO COBRE NAS MICROESTRUTURAS E
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UMA LIGA
Al 2%Ni SOLIDIFICADAS COM FLUXO DE CALOR
UNIDIRECIONAL E TRANSIENTE.**

ROSIMEIRE SILVA DE CARVALHO

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO SUBMETIDA AO PROGRAMA DE
PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA
ENGENHARIA DA FACULDADE GAMA E FACULDADE DE
TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA, COMO PARTE
DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE
MESTRE EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA ENGENHARIA.**

APROVADA POR:

**Prof. Dr. Daniel Monteiro Rosa
(Orientador)**

Prof. Dr. COSME ROBERTO MOREIRA SILVA

Prof. Dr. EMMANUEL PACHECO ROCHA LIMA

FICHA CATALOGRÁFICA

ROSIMEIRE SILVA DE CARVALHO

A INFLUÊNCIA DO COBRE NAS MICROESTRUTURAS E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UMA LIGA Al-2%Ni SOLIDIFICADAS COM FLUXO DE CALOR UNIDIRECIONAL E TRANSIENTE, [Distrito Federal] 2016.

115p. 210 x 297 mm (FGA/FT/UnB, Mestre, Integridade de Materiais da Engenharia, 2016).

Dissertação de Mestrado – Universidade de Brasília. Faculdade UnB Gama. Programa de Pós – graduação em Integridade de Materiais da Engenharia.

- | | |
|----------------------------|-------------------------|
| 1. VARIÁVEIS TÉRMICAS | 3. MICROESTRUTURAS |
| 2. SOLIDIFICAÇÃO ASCEDENTE | 4. PROPRIEDADE MECÂNICA |

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

CARVALHO, R.S. (2016). 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 Integridade da Engenharia, Publicação 21/12/2016, Faculdade UnB Gama/FT/Universidade de Brasília, DF, 115p.

CESSÃO DE DIREITOS

AUTOR: ROSIMEIRE SILVA DE CARVALHO

TÍTULO: A INFLUÊNCIA DO COBRE NAS MICROESTRUTURAS E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UMA LIGA Al-2%Ni SOLIDIFICADAS COM FLUXO DE CALOR UNIDIRECIONAL E TRANSIENTE.

GRAU: Mestre

ANO: 2016.

É concedida à Universidade de Brasília permissão para reproduzir cópias desta dissertação de mestrado e para emprestar ou vender tais cópias somente para propósitos acadêmicos e científicos. O autor reserva outros direitos de publicação e nenhuma parte desta dissertação de mestrados pode ser reproduzida sem autorização por escrito do autor.

**ROSIMEIRE SILVA DE CARVALHO
QUADRA B CONJUNTO 04 CASA 11
72420-424, Gama, DF-Brasil.**

Dedico este trabalho primeiramente a Deus, pois sem ele eu não teria forças para essa longa jornada, e a minha família amada, mãe e filhos.

Agradecimentos

A Deus, o que seria de mim sem a fé que tenho nele. A minha mãe Marilene de Jesus Silva, meus filhos amados e a todos meus amigos de trabalho que, com muito carinho e apoio, não mediram esforços para que eu chegasse até esta etapa de minha vida. Ao meu professor orientador Dr. Daniel Monteiro Rosa, pela dedicação, apoio, incentivo, convívio, paciência e compreensão, na realização desse projeto de vida. Aos meus amigos conquistados ao longo dessa trajetória, aos amigos da oficina e aos amigos do grupo de solidificação, o meu muito obrigada.

“Que vossos esforços desafiem as impossibilidades,
lembrai-vos de que as grandes coisas
do homem foram conquistadas do que parecia
impossível”. **(Charles Chaplin)**

Resumo

As características mecânicas e químicas dos produtos metálicos solidificados dependem do arranjo microestrutural, mais especificamente do tamanho de grão e espaçamentos celulares ou dendríticos, das heterogeneidades de composição química, do tamanho, forma e distribuição das inclusões. A fusão de metais e, conseqüentemente, a solidificação, são etapas importantes na obtenção dos mais variados bens no nosso dia-a-dia. Neste trabalho, foram conduzidos experimentos de solidificação unidirecional em regime transiente (vertical ascendente) para a solidificação de ligas do sistema alumínio-níquel. Esta análise visa investigar experimentalmente o efeito das composições nos principais parâmetros do processo de solidificação e sua influência nas estruturas de solidificadas. Após a obtenção dos lingotes e registrados das variações de temperatura, foram determinados os seguintes parâmetros de solidificação: velocidade de avanço da frente de solidificação, gradiente de temperatura em frente à isoterma liquidus, taxa de resfriamento e tempo local de solidificação. As macroestruturas obtidas evidenciam estruturas colunares e as microestruturas aspecto dendrítico determinados através da microscopia óptica. É estabelecida no trabalho uma comparação entre os espaçamentos dendríticos e interdendríticos em relação à adição do cobre determinadas pela microscopia eletrônica de varredura (MEV). Os espaçamentos dendríticos primários experimentais referentes a solidificação das ligas Al2%Ni com 0,5%; 1,0% e 1,5%, são usados para estimar o módulo de elasticidade através do ensaio Sonelastic, dureza Brinell e microdureza Vickers correlacionando-os seus valores em relação ao efeito da adição do cobre com teores variados.

Palavras – chave: Variáveis térmicas, solidificação unidirecional ascendente, microestrutura e propriedades mecânicas.

Abstract

The mechanical and chemical characteristics of the solidified metal products depend on the microstructural arrangement, more specifically on grain size and cellular or dendritic spacing, heterogeneities of chemical composition, size, shape and distribution of inclusions, etc. The fusion of metals and, consequently, the solidification are important steps in obtaining the most varied goods in our daily life. In this work, unidirectional solidification experiments were carried out in a transient regime (vertical ascending). The study of the solidification of metals and alloys in metal / mold system aims to find ways to combine the best desired characteristics and at the same time prevent the occurrence of defects during the solidification process, considering the importance of the correlation of the mechanical properties of A piece with structural morphology, at the microstructural levels. This analysis aims to experimentally investigate the effect of the compositions on the main parameters of the solidification process and their influence on the solidified structures. After the ingots were obtained and recorded of the temperature variations, the following solidification parameters were determined: solidification front feed rate, temperature gradient in front of the liquidus isotherm, cooling rate and local solidification time. The obtained macrostructures evidences columnar structures and dendritic aspect microstructures determined by optical microscopy. A comparison between dendritic and interdendritic spacings in relation to copper addition determined by scanning electron microscopy (SEM) is established in the paper. The experimental primary dendritic spacings referring to the solidification of Al2% Ni alloys with 0.5%; 1.0% and 1.5% are used to estimate the modulus of elasticity through the Sonelastic test, Brinell hardness and Vickers microhardness, correlating their values in relation to the effect of the addition of copper with varied contents.

Keyword: Thermal variables, unidirectional solidification, microstructure e mechanical properties.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1: Diagrama de fases Alumínio-Níquel –Cobre.....	21
Figura 2.1: .Encadeamento de fatores e eventos durante a solidificação de um metal.....	25
Figura 2.2: Elemento de referência representativo do sistema metal/molde.....	27
Figura 2.3: Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde.....	28
Figura 2.4: Velocidade de propagação da interface sólido/líquido.....	29
Figura 2.5: Gradiente térmico.....	30
Figura 2.6: Dispositivo de solidificação unidirecional ascendente.....	34
Figura 2.7: Dispositivo de solidificação unidirecional descendente.....	35
Figura 2.8: o primeiro dispositivo.....	36
Figura 2.9: Dispositivo de solidificação unidirecional horizontal.....	37
Figura 2.10: Macroestrutura de solidificação.....	38
Figura 2.11: Representação esquemática do crescimento de grãos na região coquilhada e do surgimento de grãos colunares a partir dos grãos coquilhados com orientação favorável.....	40
Figura 2.12: Transição estruturas colunares para equiaxiais.....	42
Figura 2.13: Representação esquemática da atuação dos fatores de influencia na formação das estruturas de solidificação : SC-grau de super –resfriamento; G – gradiente térmico à frente da interface; v- velocidade da interface; C _o - concentração de soluto.....	44
Figura 2.14: Esquema representativo das ramificações interdendrítica primária , secundário e terciário.....	45
Figura 3.1: Fluxograma das atividades desenvolvidas no procedimento experimental.....	57
Figura 3.2: Esquema do posicionamento dos termopares no interior da lingoteira.....	58

Figura 3.3: Lingoteira montada e pronta para realizar um ensaio.....	59
Figura 3.4: Vazando o metal líquido dentro da lingoteira.....	60
Figura 3.5: Forno desenvolvido em modelo CAD.....	63
Figura 3.6: Perfil de temperatura indicando o tempo de passagem da isoterma <i>liquidus</i>	65
Figura 3.7: Representação esquemática da obtenção do gráfico das velocidades em função do tempo e em função da posição.....	66
Figura 3.8: Representação esquemática da obtenção do gráfico das velocidades em função do tempo e em função da posição.....	67
Figura 3.9: Esquema para o cálculo das taxas de resfriamento (\dot{T}) em função do tempo e da posição.....	68
Figura 3.10: Esquema para o cálculo do gradiente térmico (G_L) em função do tempo e da posição.....	69
Figura 3.11: Esquema de corte do lingote para análises macro e microestruturais.....	70
Figura 3.12: Macroestruturas da seção longitudinal da liga AL-Ni-Cu.....	71
Figura 3.13: Resinas de embutimento e corpos de análise já embutidos.....	72
Figura 3.14: a e b- Esquemas de análise triangular para obtenção das medidas de $\lambda 1$, c. esquema de análise para obtenção das medidas de $\lambda 2$, d. Esquema de análise para obtenção das medidas de $\lambda 3$	73
Figura 3.15: Software <i>Sonelastic® versão 2</i>	74
Figura 3.16: Princípio básico de funcionamento do <i>Sonelastic®</i>	75
Figura 3.17: Corpo de prova utilizado para ensaio não destrutivo de excitação por impulso.....	76
Figura 3.18: Durômetro	77
Figura 3.19: Amostras do $\lambda 1$ com as moedas do penetrador de tungstênio	78
Figura 3.20: Máquina para ensaios da microdureza	79

Figura 4.1: Curva de Resfriamento correspondente aos termopares posicionados no da lingoteira durante o processo de solidificação unidirecional para a liga Al2%Ni com adição de 0,5% de Cu.....	80
Figura 4.2: Curva de Resfriamento correspondente aos termopares posicionados no da lingoteira durante o processo de solidificação unidirecional para a liga Al2%Ni com adição de 1,0% de Cu.....	82
Figura 4.3: Curva de Resfriamento correspondente aos termopares posicionados no da lingoteira durante o processo de solidificação unidirecional para a liga Al2%Ni com adição de 1,5% de Cu.....	83
Figura 4.4: Posição da Isoterma <i>liquidus</i> a partir da chapa molde ou interface metal/molde em função do tempo, para a liga Al2%Ni com adição de 0,5% de Cu.....	84
Figura 4.5: Posição da Isoterma <i>liquidus</i> a partir da chapa molde ou interface metal/molde em função do tempo, para a liga Al2%Ni com adição de 1,0% de Cu.....	84
Figura 4.6: Posição da Isoterma <i>liquidus</i> a partir da chapa molde ou interface metal/molde em função do tempo, para a liga Al2%Ni com adição de 1,5% de Cu.....	85
Figura 4.7: Evolução da velocidade da isoterma <i>liquidus</i> , em função da posição, para as ligas Al-2%Ni com adição de 0,5% de Cu.....	86
Figura 4.8: Evolução da velocidade da isoterma <i>liquidus</i> , em função da posição, para as ligas Al-2%Ni com adição de 1,0% de Cu.....	87
Figura 4.9 :Evolução da velocidade da isoterma <i>liquidus</i> , em função da posição, para as ligas Al-2%Ni com adição de 1,5% de Cu.....	87
Figura 4.10: Taxa de resfriamento experimental em função da posição da isoterma <i>liquidus</i> , para as ligas Al-2%Ni com adição de 0,5% Cu solidificadas no dispositivo unidirecional vertical ascendente.....	88
Figura 4.11: Taxa de resfriamento experimental em função da posição da isoterma <i>liquidus</i> , para as ligas Al-2%Ni com adição de 1,0% Cu solidificadas no dispositivo unidirecional vertical ascendente.	88
Figura 4.12: Taxa de resfriamento experimental em função da posição da isoterma <i>liquidus</i> , para as ligas Al-2%Ni com adição de 1,5% Cu solidificadas no dispositivo unidirecional vertical ascendente.....	89

Figura 4.13: Gradientes térmicos locais versus Posições da liga Al2%Ni com adição de 0,5% de Cu.....	90
Figura 4.14: Gradientes térmicos locais versus Posições da liga Al2%Ni com adição de 1,0% de Cu.....	90
Figura 4.15: Gradientes térmicos locais versus Posições da liga Al2%Ni com adição de 1,5% de Cu.....	91
Figura 4.16: Macroestruturas da seção longitudinal da liga Al-2%Ni com adição de 0,5% de Cu.....	91
Figura 4.17: Macroestruturas da seção longitudinal da liga Al-2%Ni com adição de 1,0% de Cu. Falta a escala.....	92
Figura 4.18: Macroestruturas da seção longitudinal da liga Al-2%Ni com adição de 1,5% de Cu.....	93
Figura 4.19: Micrografia da liga Al2%Ni0,5%Cu (MEV).....	100
Figura 4.20: Espaçamento dendrítico secundário em função da posição , para a liga Al2%Ni com variação deCu.....	101
Figura 4.21: Espaçamento dendrítico secundário em função da posição , para a liga Al2%Ni com variação de Cu.....	101
Figura 4.22: Espaçamento dendrítico primário em função da posição , para a liga Al2%Ni com variação de Cu.....	102
Figura 4.23: Espaçamento dendrítico secundário em função da posição , para a liga Al2%Ni com variação de Cu.....	103
Figura 4.24: Espaçamento dendrítico secundário em função da posição , para a liga Al2%Ni com variação de Cu.....	103
Figura 4.25: Espaçamento dendrítico secundário em função da posição , para a liga Al2%Ni com variação de Cu.....	105
Figura 4.26: Correlação dos espaçamentos dendríticos primários com a taxa de resfriamento.....	105
Figura 4.27: Correlação dos espaçamentos dendríticos secundários com a velocidade de avanço da isoterma <i>liquidus</i>	107

Figura 4.28: Microscopia de Varredura.....	108
Figura 4.29: Correlação entre os resultados experimentais da Microdureza HV e os correspondentes valores médios de EDP, Al-2%Ni-0,5%Cu.....	109
Figura 4.30: Correlação entre os resultados experimentais da Microdureza HV e os correspondentes valores médios de EDP, Al-2%Ni-1,0%Cu.....	110
Figura 4.31: Correlação entre os resultados experimentais da Microdureza HV e os correspondentes valores médios de EDP, Al-2%Ni-1,5%Cu.....	110
Figura 4.32: Comportamento da Microdureza (HV) em relação às fases interdendríticas por posição da liga Al-2%Ni com adição (0,5%, 1,0% e 1,5% de Cu).....	111
Figura 4.33: Comportamento da Microdureza (HV) em relação às fases dendríticas e interdendríticas da liga Al-2%Ni com adição (0,5%, 1,0% e 1,5% de Cu).....	111
Figura 4.34: A correlação entre os resultados experimentais de dureza HB e os correspondentes valores médios de EDP para a liga Al2%Ni0,5%Cu.....	112
Figura 4.35: A correlação entre os resultados experimentais de dureza HB e os correspondentes valores médios de EDP para a liga Al2%Ni1,0%Cu.....	112
Figura 4.36: A correlação entre os resultados experimentais de dureza HB e os correspondentes valores médios de EDP para a liga Al2%Ni1,5%Cu.....	113
Figura 4.37: Módulos de elasticidade em função da posição no lingote para as ligas Al-2%Ni0,5%Cu solidificadas unidirecionalmente.....	114
Figura 4.38: Módulos de elasticidade em função da posição no lingote para as ligas Al-2%Ni1,0%Cu solidificadas unidirecionalmente.....	115
Figura 4.39: Módulos de elasticidade em função da posição no lingote para as ligas Al-2%Ni1,5%Cu solidificadas unidirecionalmente.....	115

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1: Equações experimentais dos espaçamentos dendríticos secundários (EDS) indicando o fator exponencial e o valor da constante C para diversas ligas metálicas [Garcia, 2001; Canté, 2009; Rosa].....	50
Tabela 2.2. Modelos teóricos de crescimento dendrítico secundário (EDS).(Moutinho,2012).....	52
Tabela 4.1: Microestruturas dendrítica evidenciando as ramificações primárias (esquerda) secundárias (direita) da liga Al2%Ni com adição de 0,5%Cu na escala de 60 micron.....	95
Tabela 4.2: Microestruturas dendrítica evidenciando as ramificações primárias (esquerda) secundárias (direita) da liga Al2%Ni com adição de 1,0%Cu na escala de 60 micron.....	97
Tabela 4.2: Microestruturas dendrítica evidenciando as ramificações primárias (esquerda) secundárias (direita) da liga Al2%Ni com adição de 1,0%Cu na escala de 60 micron.....	99

LISTA DE ABREVIATURAS

- VL = Velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*
Ṫ = Taxa de resfriamento
GL = Gradiente térmico local ou à frente da interface sólido-líquido
 λ_1 = Espaçamentos dendríticos interdendrítico primários
 λ_2 = Espaçamentos dendríticos interdendrítico secundários
k = Coeficiente de partição ou distribuição de soluto
k₀ = Coeficiente de partição ou distribuição de soluto no equilíbrio
C_s = Concentração de soluto no sólido
C_L = Concentração de soluto no líquido
C₀ = Concentração inicial da liga
 \overline{CS} = Composição média em determinado ponto
C_{Máx} = Composição máxima
C_{Mín} = Composição mínima
T_v = Temperatura de vazamento
h_i = Coeficiente de transferência de calor
VS = Velocidade de solidificação
L = Seção longitudinal de um estruturadendrítica
n = Número de braços dendríticos
t = Tempo
T = Temperatura
s = Distância
x = Distância
SRC = Super-resfriamento constitucional
TCE = Transição Colunar-Equiaxial
TEI = Técnica de excitação por impulso
SEM = Scanning electron microscopy
BKS = Backscatring
MO = Microscopia ótica
MEV = Microscopia eletrônica de varredura
EDS = Energy dispersive spectroscopy
IACS = International Annealed Copper Stand

Sumário

1. INTRODUÇÃO	19
1.1. CONSIDERAÇÕES INICIAIS	19
1.2. JUSTIFICATIVA	21
1.3 OBJETIVOS.....	22
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	23
2.1. <i>Variáveis Térmicas</i>	23
2.1.2. VELOCIDADE DE SOLIDIFICAÇÃO	28
2.1.3. Gradientes Térmicos:.....	30
2.1.4. Taxas de resfriamento:.....	31
2.2. Sistemas de Solidificação Unidirecional	31
2.2.1. <i>Solidificação Unidirecional Vertical Ascendente</i>	32
2.2.2. <i>Solidificação Unidirecional Vertical Descendente</i>	33
2.2.3. <i>Solidificação Unidirecional Horizontal</i>	34
2.3. ESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO	36
2.3.1. Macroestrutura.....	37
2.3.2.. ZONA COQUILHADA	38
2.3.3.. ZONA COLUNAR	38
2.3.4.: ZONA EQUIAXIAL CENTRAL.....	39
2.3.5. Transição Colunar-Equiaxial (TCE).....	40
2.4.MICROESTRUTURA	42
2.4.1 ESPAÇAMENTOS DENDRÍTICOS PRIMÁRIOS (EDP).....	44
2.4.2.ESPAÇAMENTO DENDRÍTICO SECUNDÁRIO.....	47
2.4.3. A Influência dos Espaçamentos Dendríticos nas Propriedades Mecânicas do Material.....	51
2.5.MICROSSEGREGAÇÃO.....	52
2.6. ENSAIOS E PROPRIEDADES MECÂNICAS	53
2.6.1. Técnica de Excitação por Impulso	53
2.6.2. ENSAIO DE DUREZA	54
3: MATERIAIS E MÉTODOS.....	54
3.1. Planejamento experimental.....	55
3.2. Equipamentos e materiais utilizados	60
3.3 DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DAS VARIÁVEIS TÉRMICAS	63
3.4. CARACTERIZAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL	68

3.4. PROCEDIMENTOS METALOGRAFICOS PARA MACROESTRUTURAS.....	70
3.5. PROCEDIMENTOS METALOGRAFICOS PARA MICROESTRUTURAS	70
3.6. ENSAIO DE EXCITAÇÃO POR IMPULSO	72
3.7. ENSAIO DE DUREZA BRINNEL (HB).....	76
3.8. ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS (HV)	78
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	80
4.1 DETERMINAÇÃO DAS VARIÁVEIS TERMICAS DE SOLIDIFICAÇÃO	80
4.1.1 Curvas de Resfriamento das Ligas.....	80
4.1.2 Tempo de Passagem da Isotherma <i>Liquidus</i> em Relação às Posições Específicas	82
4.1.3. Obtenção das Velocidades de deslocamento da Isotherma <i>liquidus</i>	85
4.1.4 Determinação das Taxas de resfriamento.....	87
4.2. MACROESTRUTURA.....	90
4.2.1. CARACTERIZAÇÃO MACROESTRUTURAL	90
4.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	93
4.3.1. MICROESTRUTURA DAS LIGAS SOLIDIFICADAS EM REGIME TRANSIENTE ...	93
4.4. CORRELAÇÃO ENTRE AS VARIÁVEIS TÉRMICAS DE SOLIDIFICAÇÃO E PARÂMETROS MICROESTRUTURAIS DENDRÍTICOS.....	99
4.4.1.Crescimento do espaçamento Dendrítico Primário (λ_1) um função de diferentes Regiões do Lingote	99
4.4.2. Crescimento do espaçamento dendrítico Secundário (EDP – λ_2) em função de diferentes Posições do Lingote	101
4.5. CORRELAÇÃO DOS ESPAÇAMENTOS PRIMARIOS COM A MICRO DUREZA VICKERS E DUREZA BRINELL DAS LIGAS.....	107
4.6. ENSAIOS DE EXCITAÇÃO POR IMPULSO.....	113
5.CONCLUSÕES E SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	116
5.1. Conclusões	116
5.2.Sugestões Para Trabalhos Futuros.	117
6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	118

1. INTRODUÇÃO

1.1. CONSIDERAÇÕES INICIAIS

O alumínio é o metal mais abundante na crosta terrestre, possuindo baixa densidade ($2,7\text{Kg/dm}^3$), boa ductilidade, boa condutividade térmica e elétrica e uma excelente resistência à corrosão, conferida pela camada protetora de óxido (Al_2O_3). Porém seu processamento ainda é caro, mis de fácil reciclagem. (**Abal**,2007).

O poder de combinar-se com a maioria dos metais de engenharia, torna as ligas de alumínio tão atraente para a indústria. É possível obter características tecnológicas ajustadas de acordo com a aplicação do produto final.

Apesar de sua grande versatilidade, o alumínio apresenta certas limitações quando se refere à resistência mecânica, uma vez que seu módulo de elasticidade é relativamente baixo em comparação aos materiais estruturais, como o aço e o cobre; mas suas propriedades mecânicas podem ser melhoradas com a adição de elementos de liga. (**Dantas**, 2013). Através da adição controlada de alguns elementos, muitas propriedades do alumínio podem ser melhoradas, ampliando desta forma sua aplicação industrial.

O estudo da solidificação de metais e ligas em sistema metal/molde tem como objetivo buscar as melhores combinações para aperfeiçoar o produto final, e ao mesmo tempo, prevenir a ocorrência de defeitos durante o processo.

Industrialmente, o entendimento aprofundado desse fenômeno é de vital importância, pois ele define a qualidade do material a ser produzido e do controle das variáveis térmicas que regem o processo de solidificação. (**Garcia**,2007).

Os parâmetros térmicos de solidificação para determinada composição química da liga, definirá sua microestrutura. Essa microestrutura resultante associada à distribuição de defeitos e heterogeneidades químicas definirá o perfil de características mecânicas e químicas do produto final.

A temperatura de vazamento do metal líquido é a primeira variável influenciadora do processo de solidificação, o molde, por sua vez, além de conferir a peça sua forma final, atuará como absorvedora de calor, garantindo assim a transformação sólido/líquido. A termodinâmica do processo irá impor condições que determinarão a morfologia de crescimento e conseqüentemente o arranjo micro estrutural (**Garcia**, 2007).

Estudos recentes (**Rosa**, 2007; **Spinelli**, 2004; **Rocha**, 2003; **Goulart**, 2010, **Silva**, 2010) têm mostrado que há parâmetros térmicos significativos para o controle da microestrutura de solidificação, como velocidades de solidificação (v), gradientes térmicos à frente da interface sólido/líquido (GL), taxas de resfriamento (T), e a composição química da liga (C_0), todos sintetizados para ligas binárias no critério do super-resfriamento constitucional (SRC). Visto que, a compreensão do processo de solidificação e o entendimento das variáveis torna-se fundamental para o planejamento dos processos de fabricação, já que permite o conhecimento dos fatores que influenciam a microestrutura e a qualidade do produto final.

O alumínio pode formar ligas com diversos metais, dentre eles o níquel e o cobre, o elemento níquel é pouco solúvel no alumínio, capaz de 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). Enquanto o cobre, adicionado ao alumínio, suas ligas apresentam uma ótima usinabilidade.

Neste trabalho foram adicionados os percentuais em massa (0,5%; 1,0% e 1,5% de cobre) em uma liga de $Al_2\%Ni$. Pode ser observado. Também foi observado que com o aumentando a concentração de cobre o módulo de elasticidade da ligatende a aumentar. A Figura 1.1 apresenta o diagrama de fases Al-Ni-Cu para a isoterma de 500° C.

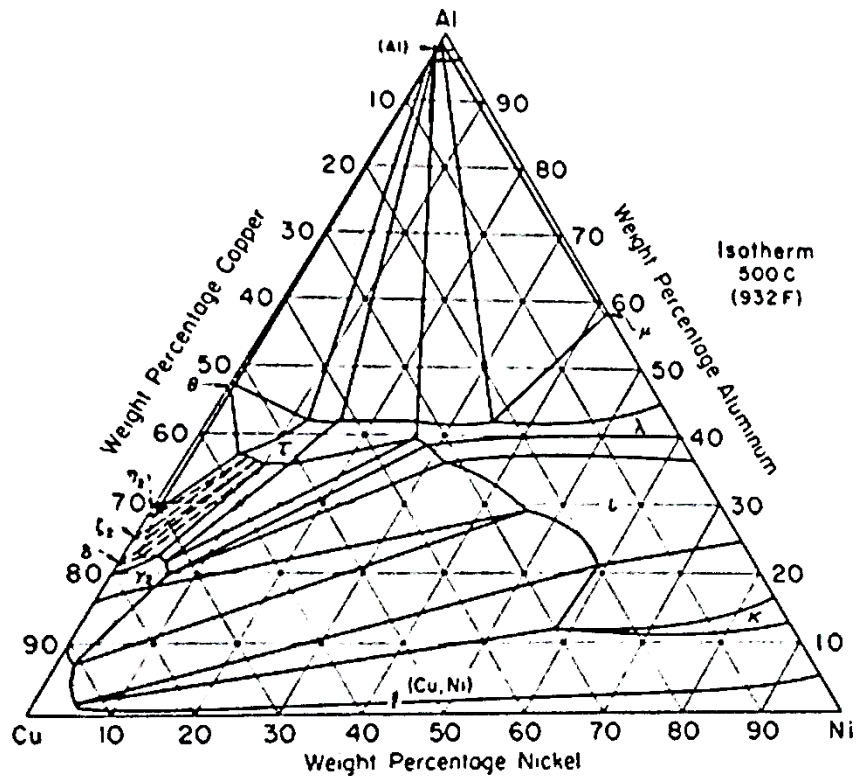


Figura 1.1: Diagrama de fases Al-Ni-Cu.

1.2. JUSTIFICATIVA

Existem poucos estudos na literatura quanto a trabalhos científicos que enfatizem a solidificação em regime transiente de extração de calor de ligas ternárias Al-Ni-Cu, e também o efeito das variáveis térmicas na microestrutura final. O regime transiente é um processo muito usado pelas indústrias de solidificação. Na maioria das ligas a morfologia dendrítica predomina nas ligas não eutéticas, dendritas finas, são caracterizadas pelos espaçamentos interdendríticos, ocasionando uma aumento nas propriedades mecânicas, em relação as dendritas grosseiras. Dois fatores influenciam a estrutura dendrítica: λ_1 - espaçamentos nos braços das dendritas primárias e o λ_2 - espaçamentos nos braços secundários, sendo relacionados com C_0 - concentração do soluto/solvente, V_L - taxa de crescimento do produto e o GL - gradiente de temperatura na frente da interface sólido/líquido.

O presente trabalho contribui para o desenvolvimento de uma análise teórico/experimental sobre a influência dos parâmetros térmicos da solidificação transitória na definição da microestrutura e na correlação com o módulo de elasticidade e dureza, contribuindo, conseqüentemente, com subsídios para um planejamento adequado de condições operacionais de solidificação vinculadas a determinadas características de aplicação desejadas.

1.3 OBJETIVOS

1. Fabricação e determinação dos parâmetros térmicos de três ligas Al2%Ni com teores de (0,5%, 1,0% e 1,5% Cu em peso) solidificadas de forma unidirecional com fluxo de calor variável;
2. Medição das microestruturas obtidas e correlaciona-las com os parâmetros térmicos de cada liga;
3. Comparar os resultados ensaio de microdureza e dureza;
4. Comparar a dureza das fases dendríticas e interdendríticas,
5. Observar a influência do teor de Cu adicionado no módulo de elasticidade das ligas.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Variáveis Térmicas

O fenômeno da solidificação pode ser considerado como um processo de transferência de calor em regime transitório de extração de calor, que contempla as condições necessárias à transformação de fase líquida na fase sólida (S/L). Nessas condições, o calor latente liberado é removido através do sistema metal/molde, tendo uma relação direta com a velocidade de solidificação, gradientes de temperatura e taxas de resfriamentos por conseguinte, com a macroestrutura e microestrutura . (**Dias Filho**,2013).

A termodinâmica do processo irá impor uma rejeição de soluto ou solvente devido a um movimento de massas associados à transferência de calor. Essa transferência de calor irá impor condições que determinarão a morfologia de crescimento e o arranjo microestrutural. (**Garcia**,2007).

As técnicas de caracterização da macro e microestrutura , permite avaliar a influencia dos processos na qualidade dos produtos finais. A análise do processo de solidificação compreende, basicamente, a determinação da distribuição de temperaturas no sistema metal/molde e a determinação da cinética envolvida na transformação de estado líquido/sólido (**Garcia**, 2007; **Moutinho**,2012].

As variáveis térmicas do processo de solidificação como: temperatura de vazamento (T_v), gradientes de temperatura (G_L), velocidades de evolução das isothermas de transformação *liquidus* e *solidus* (V_L e V_S , respectivamente) e taxas

resfriamento (\dot{T}) e o super-resfriamento constitucional, assumem um papel de elevada importância nesse processo, sendo relacionadas aos tipos de microestruturas presentes em uma liga, obtidas através da modificação da interface entre o sólido e o líquido (S/L), a qual pode ocorrer na forma plana – solidificação em condições de equilíbrio – para estruturas celulares e estruturas dendríticas – solidificação fora do equilíbrio – constituem em formações monocristalinas que possuem direções de máximo crescimento bem definidas podendo ser ramificações primárias, secundárias e terciárias através de condições impostas ao sistema. **(Rocha, 2002)**

As estruturas resultantes do processo de transformação líquido/sólido influenciam as propriedades do produto final, não somente no caso de peças de fundição que já apresentam a forma definitiva, mas também naqueles produtos que serão trabalhados para a produção de chapas, fios e forjados. **(Garcia, 2007)**. O conhecimento da influência das variáveis térmicas sobre a formação das estruturas resultantes do processo de solidificação é fundamental para o planejamento da produção, uma vez que essas estruturas determinam a qualidade dos produtos acabados. A **Figura 2.1** mostra todas as etapas da solidificação desde o início do processo.

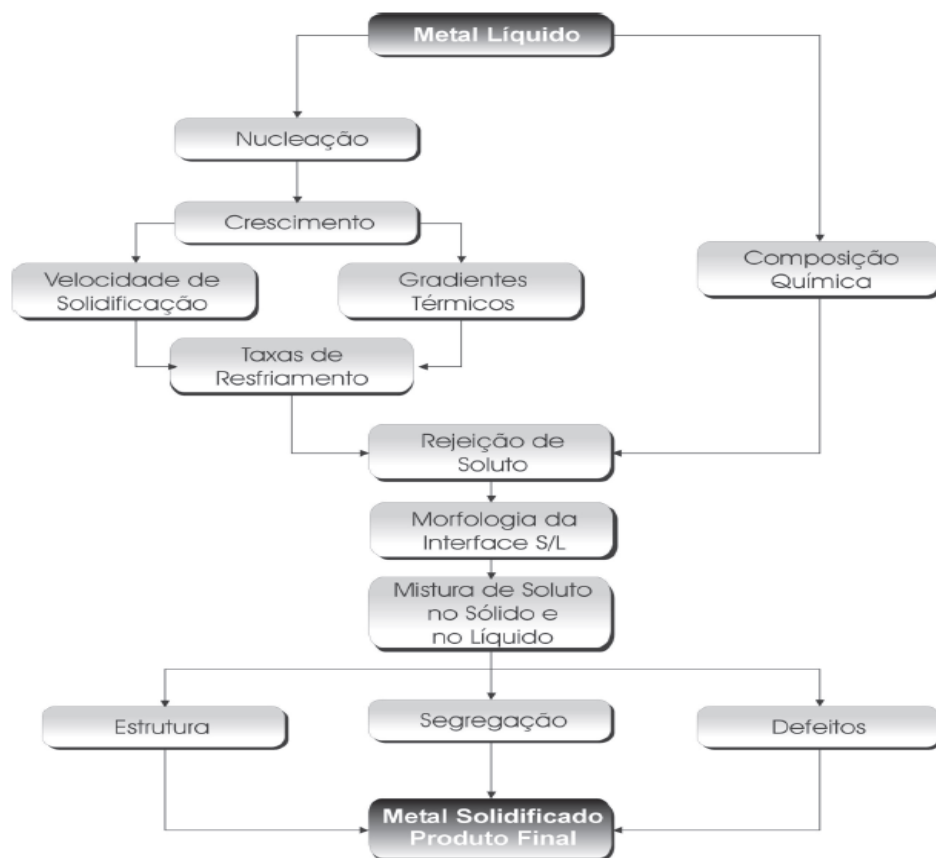


Figura 2.1: Encadeamento de fatores e eventos durante a solidificação de um metal (Garcia,2007)

Segundo (Bortolin,2008) existem estudos para a determinação dos parâmetros térmicos de solidificação através de métodos numéricos , sendo consideravelmente complexo .Este tipo de solidificação apresentam vários fatores não lineares, provenientes da contínua geração de calor latente na interface (S/L), causada pelo movimento dessa massa na fronteira e pela resistência térmica proveniente do material solidificado e o molde. Os métodos numéricos são calculados por modelos computacionais que servem para resolverem problemas multidimensionais de transferência de calor na solidificação.(Gomes,2013).

Porém, apesar dos experimentos resumirem-se na medição da temperatura em diferentes pontos durante o processo de solidificação, há algumas limitações técnicas, principalmente para metais com alto ponto de fusão.

A técnica de solidificação unidirecional tem sido bastante utilizada no estudo experimental do fenômeno da solidificação, esse estudo pode ser abordado tanto em regime estacionário de extração de calor quanto em regime transitório.

Na solidificação em regime estacionário, os valores de V_S e G_L são controlados independentemente e condições operacionais artificiais podem ser reproduzidas para estabilizar a interface planar, reduzindo o valor de G_L/V_L resultando, conseqüentemente, na formação de estruturas celulares. Por outro lado, em condições transitórias de extração de calor, esses parâmetros térmicos são interdependentes, ou seja, não podem ser controlados e variam continuamente ao longo do processo o que dificulta a análise da evolução microestrutural a qual ocorre na grande maioria dos processos industriais que envolvem a solidificação. (da Silva, 2006).

A análise da transferência de calor na solidificação apresenta essencialmente dois objetivos: a determinação da distribuição de temperaturas no sistema material/molde e a determinação da cinética da solidificação. Para melhor compreensão desta análise a **Figura 2.2.** apresenta um esquema ilustrativo da situação física durante o processo de solidificação de um lingote.

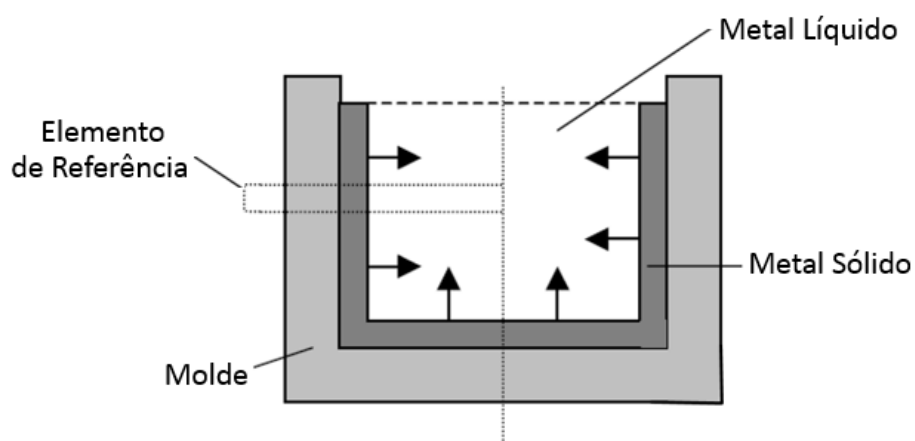


Figura 2.2: Elemento de referência representativo do sistema metal/molde. (Dantas, 2014)

O elemento de referência indicado na **Figura 2.2** está representando esquematicamente pela **Figura 2.3**, que mostra os mecanismos básicos que ocorrem na transferência de calor dentro processo de solidificação: a condução é um mecanismo no qual o calor é transferido internamente no material que está sendo solidificado e o molde ; a convecção está relacionada com as perdas de calor com a superfície externa do molde ao meio ambiente; a radiação são ondas eletromagnética emitida pelo molde para o ambiente devido as elevada temperaturas de fusão e a transferência newtoniana , onde o material líquido, ao ser vazado, entra em contato com as paredes internas do molde e nessa fronteira metal/molde haverá uma resistência térmica de contato. Essa resistência é decorrente de vários fatores, tais como: a afinidade físico- química entre material do molde e material a ser solidificado não é perfeita e como consequência o molhamento da parede interna do molde pelo líquido não é completo; a rugosidade interna do molde conferida pela usinagem de acabamento gera uma microgeometria superficial que propicia o surgimento de poucos pontos de contato intercalados por regiões de separação física metal/molde. Este não preenchimento cria regiões de contato direto onde acontece a condução e regiões fechadas sem contato na qual acontece à convecção natural.

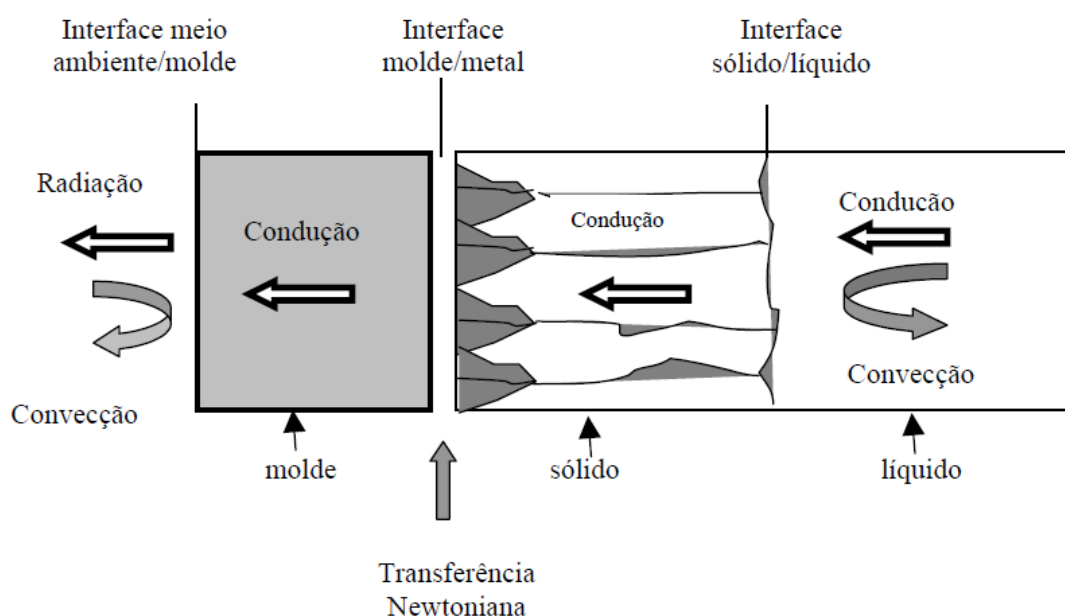


Figura 2.3: Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde. (Dantas,2014)

Estudos mostram, que existe uma correlação imediata entre , a transferência de calor empregada na mudança de fase no processo de solidificação , com as variáveis térmicas do processo que visa à estabilidade da interface sólido/líquido determinando o arranjo estrutural **(Garcia,2011)**. Existem variáveis significativas para o controle da solidificação, essas são conhecidas como variáveis térmicas e serão detalhadas a seguir.

2.1.2. VELOCIDADE DE SOLIDIFICAÇÃO

A velocidade de solidificação refere-se ao deslocamento da interface sólido/líquido com relação ao tempo dentro do processo de solidificação transiente. Ao longo do processo a V_s vai sendo reduzida para as posições mais afastadas do molde. Abrindo possibilidades de otimização por meio da imposição de velocidades variadas ao longo do lingote **.(Garcia,2011)**.

Isso ocorre devido à formação de um espaço físico separando o metal do molde (*gap*). Com a evolução do *gap de ar nessa fronteira (S/L)* pode haver um aumento considerável da resistência térmica da camada solidificada desacelerando o processo de solidificação.**(Garcia,20011; da Silva, 2006)**.



Figura 2.4 : Velocidade de propagação da interface sólido/líquido. (Gomes,2013)

A formulação desta velocidade é a razão entre o deslocamento da frente de expansão (dP) pelo tempo transcorrido (dt_{SL}).

$$V_S = \frac{dP}{dt_{SL}} \quad \text{Equação (2.0)}$$

onde: V_S = Velocidade da frente de solidificação [mm/s],

dP = Deslocamento da frente de solidificação [mm],

dt_{SL} = Intervalo de tempo em que a frente de solidificação se deslocou [s].

Na obtenção experimental da função $P=f(t_{SL})$, em um processo de solidificação unidirecional, a velocidade do deslocamento da interface sólido/líquido é determinada através da derivada dessa função, Equação (2.0).

2.1.3. Gradientes Térmicos:

O gradiente térmico de solidificação é a diferença de temperatura que existe entre a interface já solidificada e o metal líquido logo a frente dessa interface. Dentro do processo de solidificação é a única variável térmica que não se tem controle , pois depende da taxa de resfriamento , do material e de outros fatores. Este gradiente, assim como a velocidade de solidificação, vai decaindo com o decorrer do processo, pois tende sempre ao equilíbrio de temperatura (homogeneização).



Figura 2.5 : Gradiente térmico. (Gomes,2013)

A equação que norteia essa variável é:

$$G_{TL} = \frac{dT}{dP} = V_S \frac{L\rho}{K}$$

Equação (2.1)

onde: G_{TL} = Gradiente térmico local [$^{\circ}\text{C}/\text{mm}$],

dT = Variação de temperatura [$^{\circ}\text{C}$],

dP = Diferença de posição [mm],

K = Condutividade térmica [W/m.K].

2.1.4. Taxas de resfriamento:

A taxa de solidificação remete a diminuição da temperatura em função do tempo, sendo a variável térmica mais importante para a indústria metalúrgica, pois, conseguem controlar quanto calor está sendo extraído da peça em um determinado instante do processo de solidificação, através de jatos d'água nas paredes do molde. Sendo possível estimar as variáveis V_L e G_L , por terem uma proporcionalidade direta. Sendo a taxa de resfriamento produto da velocidade de solidificação com o gradiente local (**Garcia**, 2011; **Gomes**, 2013).

$$\dot{T} = V_S \cdot G_{TL} = V_S^2 \frac{L \cdot \rho}{K}$$

Equação (2.2)

Onde: \dot{T} = Taxa de resfriamento [°C/s].

Essa expressão permite calcular as taxas de resfriamento no instante de solidificação para cada posição P a partir da superfície da peça (**Garcia**, 2001).

2.2. Sistemas de Solidificação Unidirecional

Para o estudo da solidificação unidirecional, os tipos de dispositivos mais simples encontrados na bibliografia são: solidificação unidirecional ascendente, solidificação unidirecional descendente e solidificação unidirecional horizontal.

2.2.1. Solidificação Unidirecional Vertical Ascendente

O dispositivo de solidificação unidirecional vertical ascendente , foi o tipo de dispositivo escolhido para a execução do trabalho. Na **Figura 2.6.**, apresenta-se um esquema dos dispositivo de solidificação vertical ascendente, no qual o metal é fundido e quando a temperatura do metal líquido atinge um determinado valor , inicia-se a solidificação através do acionamento da água de refrigeração na parede do molde. Desta forma a solidificação se processa no sentido vertical de baixo para cima.

Um conjunto de termopares inseridos ao longo do molde em contato com o metal líquido em diferentes posições a partir da base , permite o registro da variação de térmica dentro do processo,esses dados serão utilizado posteriormente para análise das influencias das variáveis térmicas no processo de solidificação.

A transferência de calor ocorre essencialmente por condução térmica , devido à minimização das correntes convectivas causada tanto por diferença de temperatura quanto por diferenças de concentração.

A solidificação se processa em sentido contrário ao da ação da gravidade, o peso próprio do lingote atua no sentido de favorecer o contato térmico com a base refrigerada ocasionando o resfriamento rápido e proporcionando condição para uma nucleação intensiva nessa região.

O tipo de soluto e solvente influencia diretamente nesse processo, com a rejeição de um dos componentes para interface (S/L), forma-se um líquido interdendrítico mais denso que o restante do volume global de metal líquido, garantindo assim, do ponto de vista de movimentação de líquido, a estabilidade do processo de solidificação. (**Dantas, 2014**).

A **Figura 2.6** apresenta um esquema ilustrativo de um dispositivo de solidificação unidirecional ascendente.

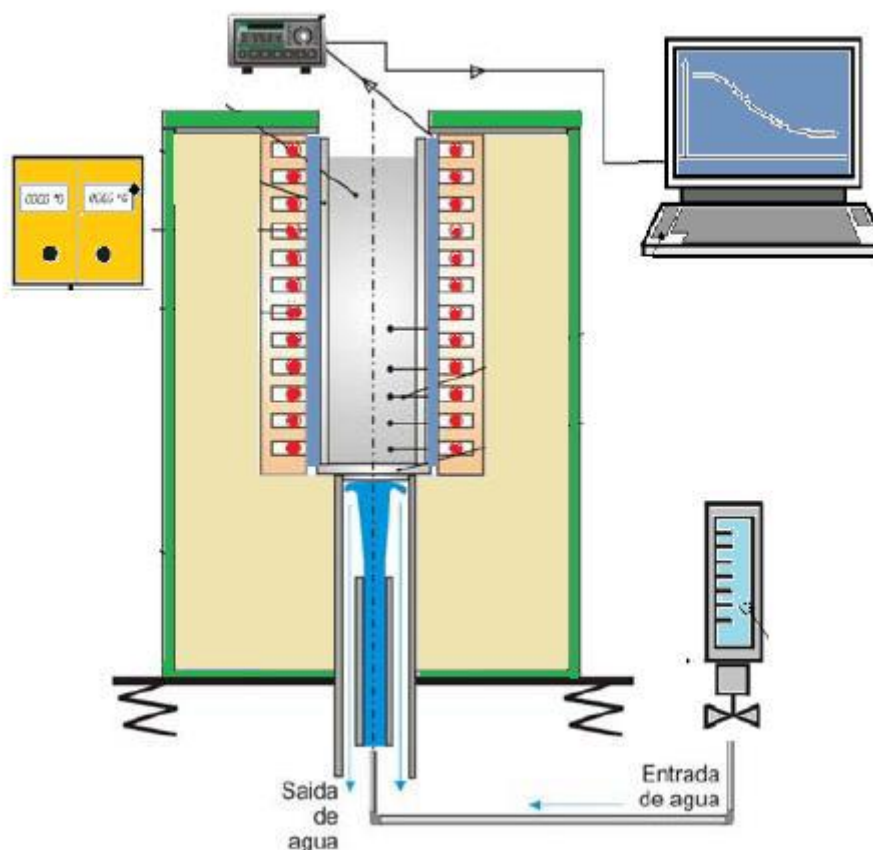


Figura 2.6 : Dispositivo de solidificação unidirecional ascendente.(Dantas,2014)

2.2.2.Solidificação Unidirecional Vertical Descendente

Nesse dispositivo o metal fundido encontra-se dentro de um molde e o processo de solidificação se dá através da tampa do molde, que possui um sistema de resfriamento que, em geral, utiliza água como fluido de transporte de calor. A solidificação ocorre no mesmo sentido da gravidade , com a força peso atuando no sentido de deslocar o lingote do contato com a base refrigerada. Proporcionando um maior aumento na resistência da passagem de calor no sistema de

resfriamento, implicando em altos valores de h_i no início do processo de solidificação, diminuindo drasticamente após a formação da casca sólida .

Verifica-se a influência de correntes convectivas sobre a estrutura de solidificação ,mostrando as diferenças entre os dois dispositivos quando se solidificam ligas de mesma composição. Um esquema de um dispositivo de solidificação unidirecional vertical descendente é apresentado na Figura 2.7.

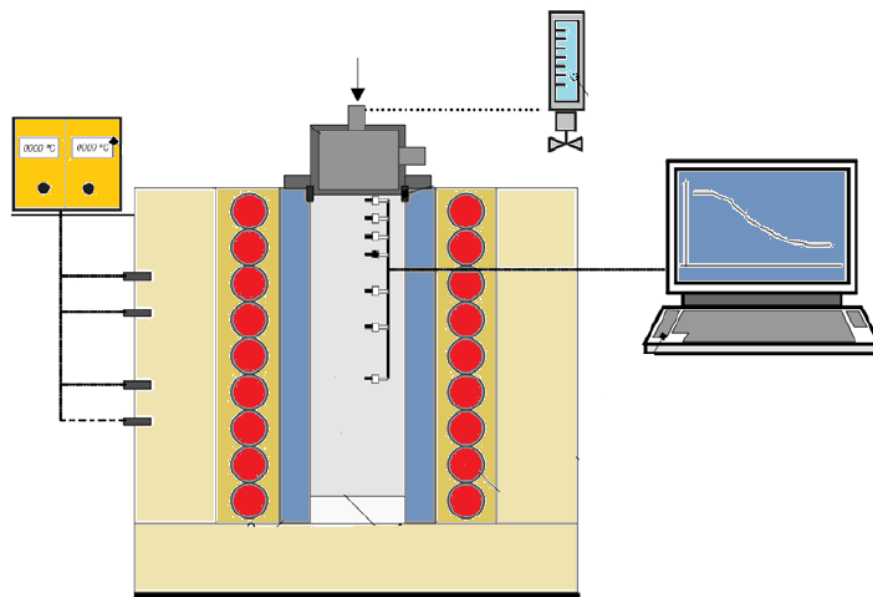


Figura 2.7 : Dispositivo de solidificação unidirecional descendente.(Dantas,2014)

2.2.3. Solidificação Unidirecional Horizontal

Nesse dispositivo o processo de solidificação pode ser conduzido de duas maneiras distintas: (a) A partir do vazamento de metal líquido no interior de um molde isolado termicamente nas laterais, sendo o calor extraído somente por uma das paredes constituída de um bloco maciço metálico ou de uma câmara de refrigeração. A **Figura 2.8** representa o primeiro dispositivo.

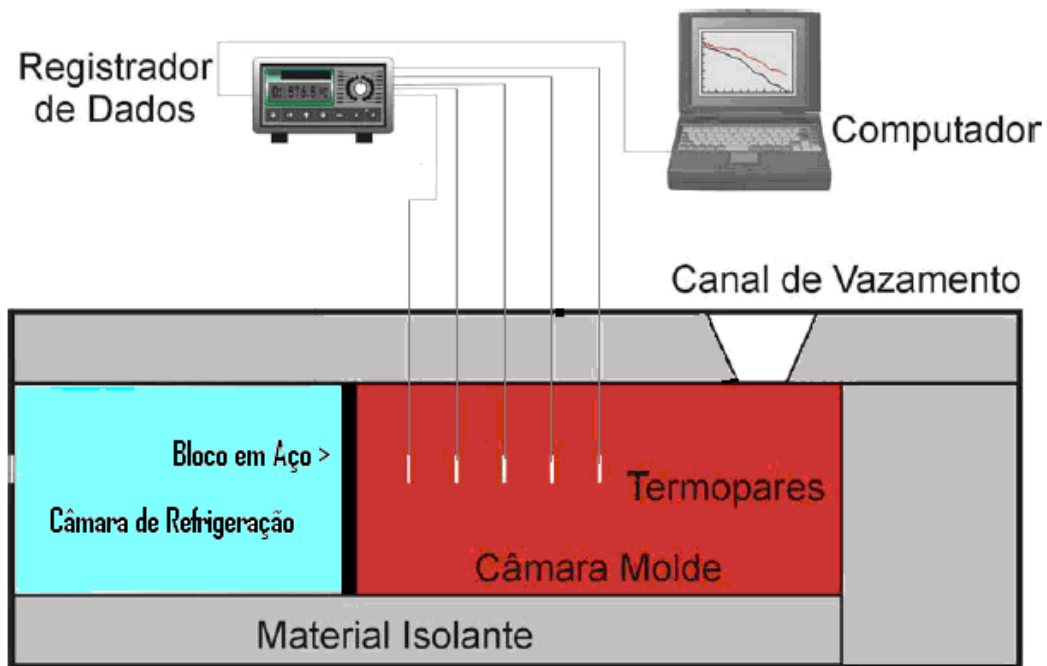


Figura 2.8 : o primeiro dispositivo (Quaresma ,2000)

Nesse caso a turbulência do vazamento induz correntes convectivas forçada que levam algum tempo para se dissipar e que agem com intensidades diferentes ao longo da secção do lingote (Silva , 1975; Quaresma, 2000)

No segundo caso , o processo permiti fundir o metal em seu interior até que a temperatura seja alcançada, a partir da qualse inicia a solidificação por refrigeração. Pelo qual se garante, com a fusão do metal dentro do molde, uma maior estabilidade em relação ao movimento de metal líquido. Devido as correntes convectivas que promovem instabilidades térmicas e diferenças de densidade no líquido ,as variáveis térmicas de solidificação não são asseguradas ao longo do processo.

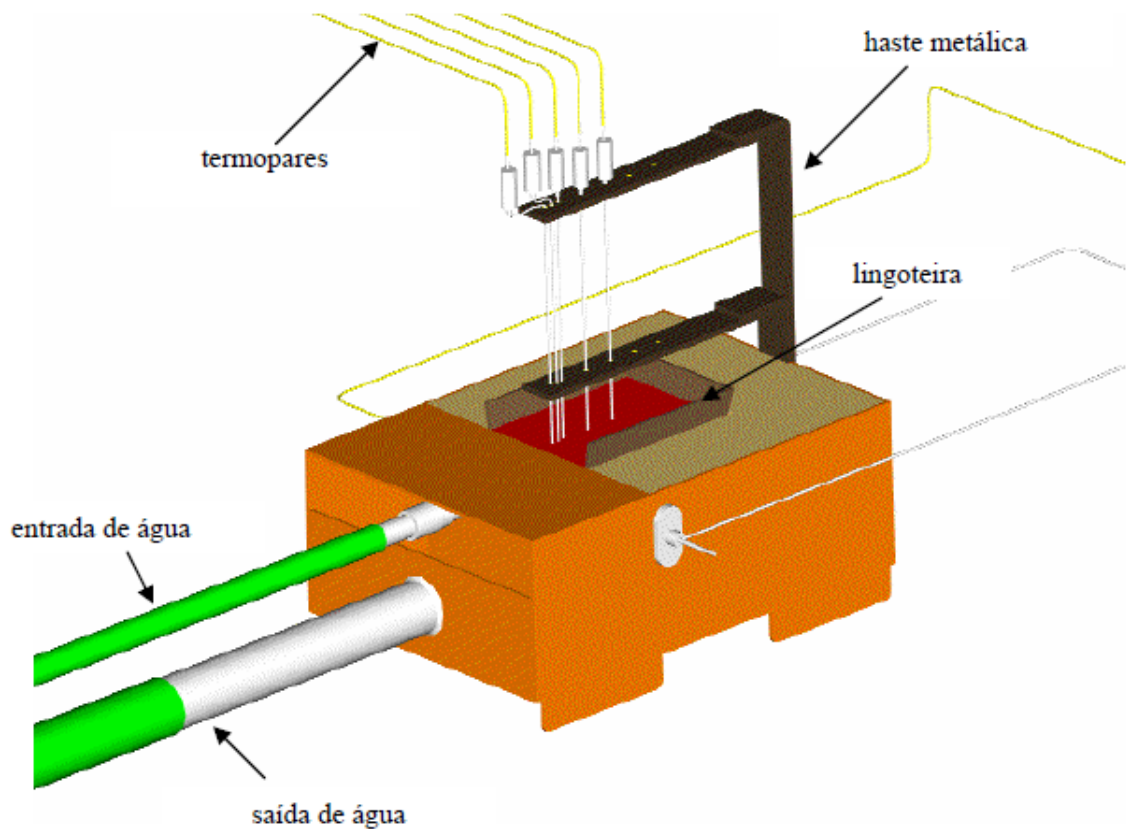


Figura 2.9 : Dispositivo de solidificação unidirecional horizontal (Quaresma,1999).

2.3. ESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO

A estrutura que se forma imediatamente após a solidificação determina as propriedades do produto final que deve atender certas exigências, que dependem de sua aplicação futura, e que decorrem de aspectos estruturais e geométricos. As características mecânicas desse produto dependem do tamanho do grão, espaçamentos dendríticos, espaçamentos lamelares ou fibrosos, heterogeneidades de composição química, do tamanho das inclusões e porosidade. Essa conjunção de transferência de calor e massa irá impor condições que determinarão a morfologia de crescimento e o arranjo microestrutural. (Garcia, 2011).

2.3.1. Macroestrutura

Segundo (Garcia, 2011) a estrutura bruta obtida através do processo de solidificação é constituído por etapas subsequentes a partir da fusão até a formação de núcleos sólidos no material líquido, o crescimento destes grãos são favoráveis por sítios ou crescimento livre, na qual irão formar a macroestrutura da peça. Na grande maioria das situações práticas é desejável que as estruturas brutas de solidificação se apresente na forma de grãos equiaxiais, caracterizando – se por sua isotropia de suas propriedades mecânicas. A composição química da liga e a taxa de resfriamento, influência o tipo e o tamanho dos grãos.

Pode-se definir a macroestrutura de um material como sendo a distribuição, orientação, forma e dimensão dos grãos cristalinos. (Gomes, 2013). Em peças fabricadas por processo de fundição, a macroestrutura pode apresentar três zonas distintas: coquilhada, colunar e equiaxial central, dependendo das variáveis térmicas de solidificação.

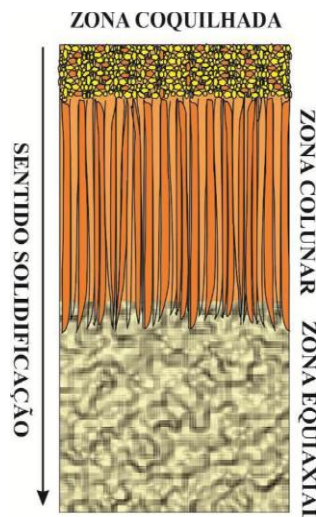


Figura 2.10 : Macroestrutura de solidificação

2.3.2.. ZONA COQUILHADA

A zona coquilhada é formada por uma camada de pequenos grãos cristalinos finamente dispersos e localizada na superfície do lingote, onde ocorre uma nucleação intensa de orientação aleatória. O tamanho desse grão é influenciado pelas propriedades material do molde, coeficiente de transferência de calor e a temperatura de vazamento do metal (**Garcia, 2001; Dantas, 2014**). Este tipo de macroestrutura está localizada na região do contato entre o metal líquido e a chapa molde fria. As altas taxas de resfriamento obtidas irão provocar uma rápida diminuição local da temperatura e favorecer uma nucleação intensa desses grãos.

2.3.3.. ZONA COLUNAR

Os grãos colunares desenvolvem-se a partir dos grãos coquilhados, por meio de crescimento seletivo e preferencial. São os grãos que crescem a partir das paredes do molde em direção ao líquido, tendo sua seção transversal aumentada à medida que a frente de solidificação vai se afastando do molde. Esses núcleos tendem a crescer mais rapidamente que os outros, bloqueando o crescimento dos demais grãos coquilhados, por não terem direções favoráveis de crescimento. Essa região é caracterizada por crescimento de dendritas orientadas. (**Peres, 2005**). A **Figura 2.11** mostra uma representação esquemática do crescimento dos grãos colunares a partir dos coquilhados.

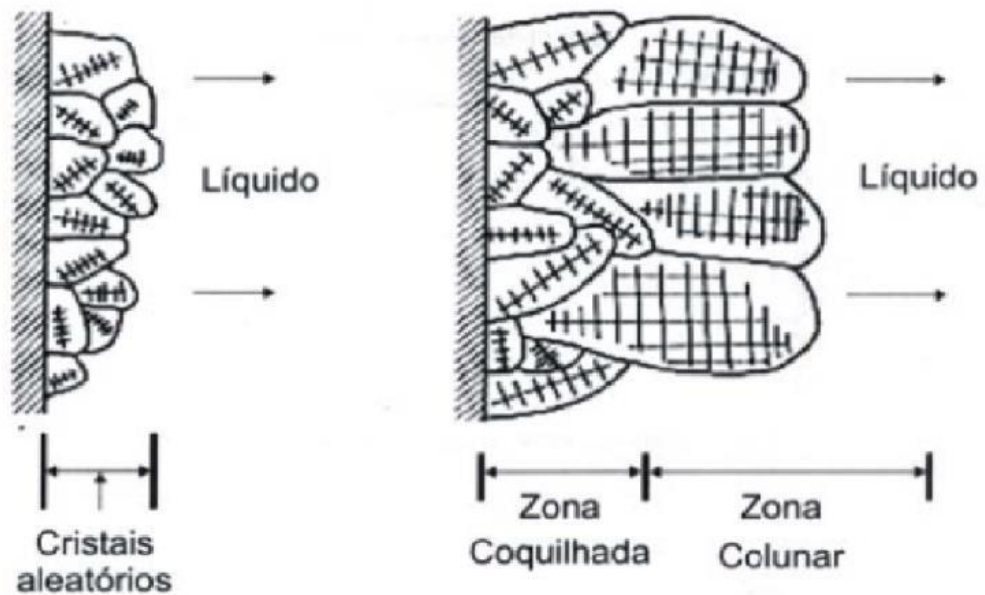


Figura 2.11 : Representação esquemática do crescimento de grãos na região coquilhada e do surgimento de grãos colunares a partir dos grãos coquilhados com orientação favorável. (Garcia, 2001).

O crescimento dos cristais colunares continua enquanto o calor latente de solidificação é progressivamente retirado por condução através do sólido, removendo o super-resfriamento tanto por efeito térmico quanto constitucional do metal líquido e conduzido ao molde, fazendo com que os embriões de sólido ao surgirem cresçam aleatoriamente (Garcia, 2001)

2.3.4.: ZONA EQUIAXIAL CENTRAL

A zona equiaxial, é constituída por grãos cristalinos sem orientações preferenciais e de dimensões relativamente grandes quando comparados aos grãos coquilhados. O crescimento dos cristais colunares continua enquanto o calor latente de solidificação é progressivamente retirado por condução através do sólido, removendo o super-resfriamento tanto por efeito térmico quanto constitucional do metal líquido e conduzido ao molde, fazendo com que os embriões de sólido ao surgirem cresçam aleatoriamente bloqueando a zona colunar. (Bortolin, 2008).

Os núcleos geradores têm várias origens, mas só podem crescer após o líquido ter atingido temperaturas abaixo da *liquidus* (**Garcia, 2001**).

2.3.5. 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 (**Canté, 2009**). Essa forma estrutural mista só acontece se for possível nuclear e crescer grãos equiaxiais a frente da interface colunar , provocando uma transição entre os modos de crescimento. (**Garcia, 2011**).

A transição colunar-equiaxial pode ocorrer progressivamente para uma dada liga em função de alterações tanto no gradiente de temperatura assim como na velocidade de frente colunar.

A determinação da região em que ocorre a TCE é importante para o planejamento do processo de fabricação e para que se possa projetar as propriedades mecânicas do produto (**Golulart, 2005**). Existem peças que são fundidas que possuem apenas uma das zonas, porém em materiais mais complexos a presença das duas maiores zonas é predominante, surgindo assim à transição colunar/ equiaxial (**Figura 2.12**).

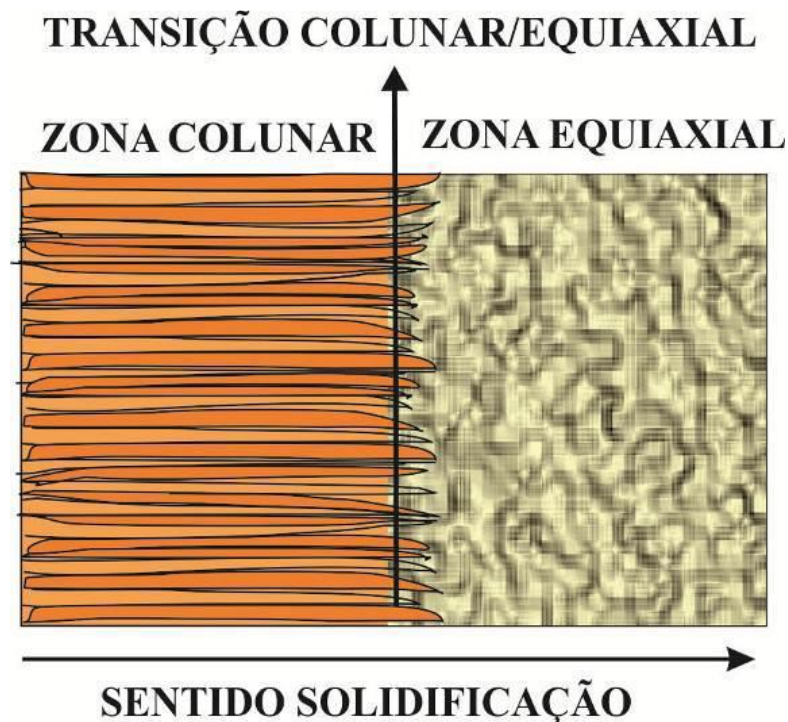


Figura 2.12 : Transição estruturas colunares para equiaxiais

A literatura apresenta trabalhos teóricos (**Siqueira et al.,2002 e Canté et al.,2007**), que revelam os fatores principais do aumento da área útil da zona colunar (reduzindo a equiaxial), tais como:

- Superesfriamento: este artifício pode ser utilizado para eliminar totalmente ou quase totalmente a zona equiaxial;
- Pré-aquecimento: o pré-aquecimento do molde provoca algo semelhante ao superaquecimento;
- Velocidade de solidificação: quanto maior for à velocidade, mais favorável o desenvolvimento da zona colunar;
- Gradiente térmico: quando maior o gradiente térmico, mais favorável o desenvolvimento da zona colunar.

2.4.MICROESTRUTURA

As microestruturas , que resultam de um processo de solidificação , estão relacionadas com a forma da interface entre o sólido e o líquido. **(Nascimento,2011)**. A solidificação é regida por duas condições : a de equilíbrio e fora de equilíbrio. Em condições de equilíbrio , o avanço da fronteira sólido /líquido é suficientemente lento para que o soluto rejeitado seja homogeneizado ao volume do líquido por difusão e movimentação do fluido nessas condições a interface permanece plana , típica dos metais puros. No caso de uma solidificação fora de equilíbrio, a velocidade de deslocamento da interface (S/L) é alta o que provoca uma distribuição não uniforme no líquido à frente da interface, originando instabilidade.

Este acúmulo de teor de soluto à frente da fronteira sólido/líquido dá origem a um fenômeno que favorece a nucleação, conhecido na literatura como super-resfriamento constitucional (SRC) **(Garcia,2011)**. O aumento do super-resfriamento constitucional, causa instabilidades na interface (S/L), originando diferentes morfologias: plana, celular e dendrítica . A instabilidade de uma interface plana ou a passagem para condição de celular, celular-dendrítica edendrítica, depende das variáveis que compõem o critério do super-resfriamento constitucional, como mostra a **Figura 2.13**.

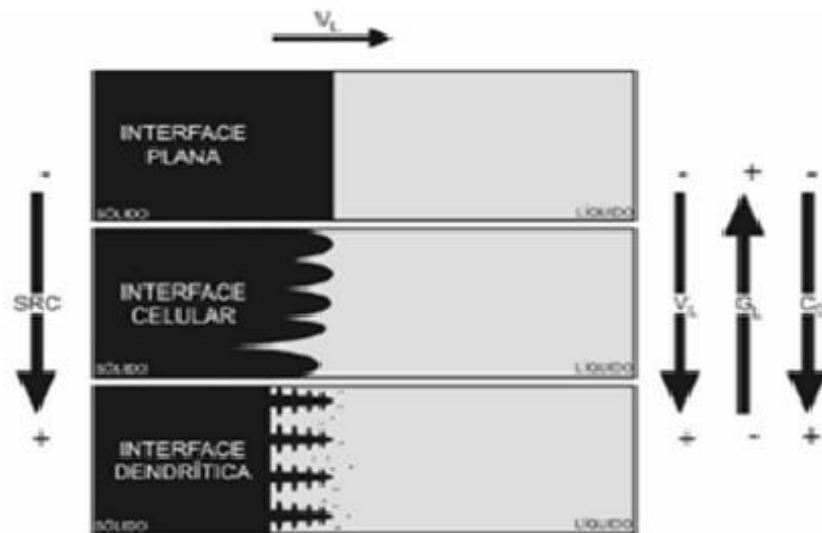


Figura 2.13 :Representação esquemática da atuação dos fatores de influencia na formação das estruturas de solidificação : SC-grau de super –resfriamento; G – gradiente térmico à frente da interface; v- velocidade da interface; C₀- concentração de soluto.(Silva, 2015).

À medida que o gradiente de temperatura no líquido é reduzido, a velocidade aumentada , e a região super- resfriada constitucionalmente é estendida , a célula começa a mudar suas características (**Garcia,2011**). Ocorre instabilidades de maior ordem com surgimento de braços secundários e terciários que caracterizam as redes dendríticas. As ramificações primárias na direção cristalográfica preferencial da estrutura cristalina, enquanto os braços dendríticossecundários , forma-se nas proximidades das pontas das dendrítas uniformemente espaçadas. As distâncias entre centros de células e de ramificações ou braços dendríticos são definidas como espaçamentos intercelulares e interdendríticos, queexercem uma influência significativa sobre as propriedades mecânicasda liga em seu estado bruto de solidificação, conforme apresentado na **Figura 2.14**.

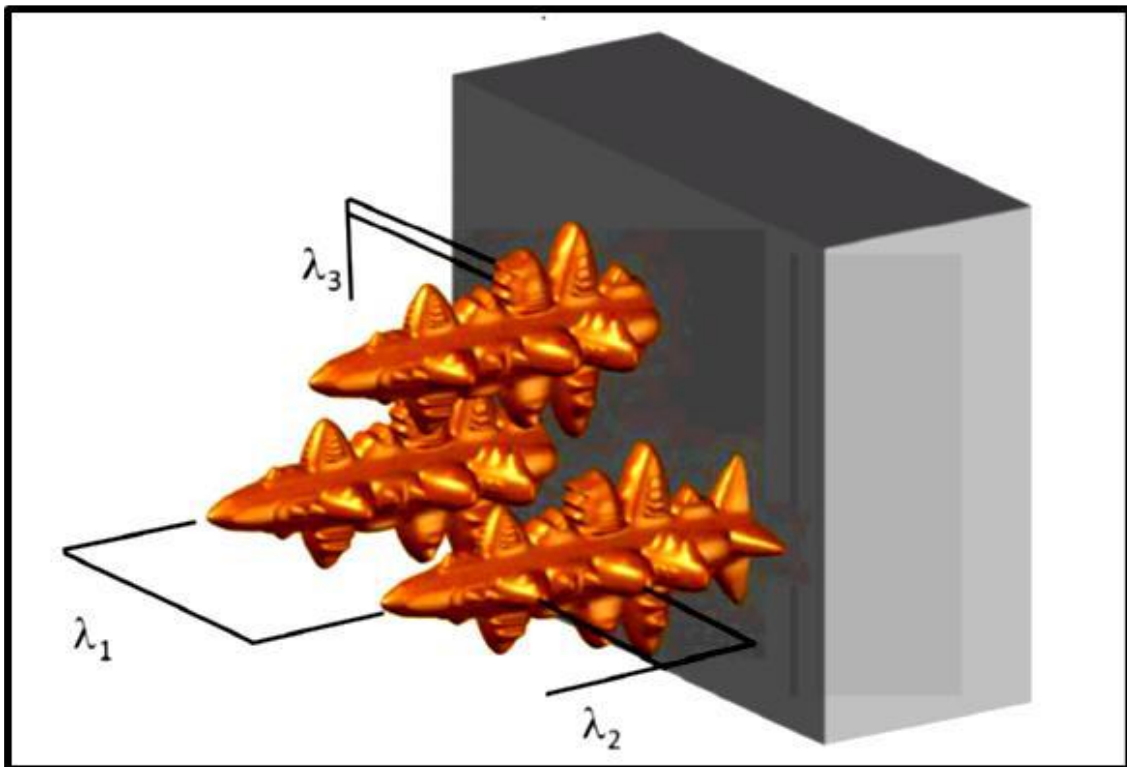


Figura 2.14 : Representação esquemática da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação : SC-grau de super –resfriamento; G – gradiente térmico à frente da interface; v- velocidade da interface; C₀- concentração de soluto(Silva, 2015).

2.4.1 ESPAÇAMENTOS DENDRÍTICOS PRIMÁRIOS (EDP)

A morfologia de solidificação é tipicamente dendrítica e não se altera da superfície a outras posições da peça, exceto pelo tamanho do espaçamento dendrítico. Os braços dendríticos primários crescem na direção dos eixos principais com direção cristalográfica preferencial da estrutura cristalina. O super – resfriamento constitucional é a força motriz entre duas ramificações adjacentes primárias que tendem a ramificar o que for necessário até mesmo utiliza-se de um braço terciário , a fim de reduzir o super-resfriamento. O espaçamentos primários são dependentes do produto do gradiente pela velocidade de crescimento , ou pela taxa de resfriamento.

Os espaçamentos dendríticos primários variam de acordo com o fluxo de calor , podendo ser : estacionario ou transiente.

Dentro da solidificação em condições de fluxo de calor estacionário , existe muitos trabalhos experimentais que mostram λ_1 , variando com o gradiente térmico e a velocidade de solidificação., como mostra a fórmulas:

$$\lambda_1 = K G_L^{-a} v^{-b}$$

$$\lambda_1 = K(G_L^{-a} v)^{-c}$$

Equação (2.3)

Onde a concentração do soluto é representada pela constante K , enquanto os expoentes são relacionados à natureza do crescimento. O crescimento primário é representado por alguns modelos teóricos de crescimento, dos quais destacamos:

- **MODELO DE HUNT [HUNT,1979]**

Foi o primeiro modelo desenvolvido para previsão teórica de espaçamentos celulares e dendríticos primários. Hunt, demonstrou pela primeira vez que , através de comprovações experimentais, queo espaçamento dendrítico primário não é afetado na mesma proporção por G_L e V_L , uma vez que o gradiente térmico é inversamente proporcional à raiz quarta da velocidade. O que torna λ_1 , sensível a mudanças no gradiente do que na velocidade ou composição, como mostra a expressão:

$$\lambda_1 = 2,83 (\Gamma D \Delta T_e k)^{1/4} G_L^{-1/2} V_L^{-1/4} \quad \text{Equação (2.4)}$$

Esse modelo descreve satisfatoriamente uma variação complexa da temperatura na ponta da célula ou dendrita com a velocidade de crescimento (VL) e taxa de resfriamento (T). Onde sugere que, durante o seu crescimento, a composição no líquido é homogênea na direção r, e a composição média no líquido é considerada a composição junto à interface sólido/líquido (**Canté,2009**).

- **MODELO DE KURZ e FISHER [KURZ,1981]**

Também desenvolveram um modelo teórico que permite quantificar os espaçamentos celulares e dendríticos primários em função dos parâmetros térmicos da solidificação igualmente ao modelo de Hunt . O modelo teórico elaborado por Kurz – Fisher correlaciona os espaçamentos celulares e dendríticos primários com os parâmetros térmicos da solidificação com os mesmos expoentes para VL e GL, conforme apresentado na Equação (2.5).

$$\lambda_1 \text{ ou } \lambda_C = 4,3 \left(\frac{\Gamma \Delta T D_L}{k_0} \right)^{1/4} \cdot G_L^{-1/2} \cdot V_L^{-1/4}$$

Equação (2.5)

O modelo foi comprovado experimentalmente em uma faixa importante do crescimento dendrítico que consiste em médias e altas velocidades de crescimento(**Garcia,2011**).

Para a solidificação sob condições de fluxo de calor transitório, foram determinadas relações experimentais para uma série de sistemas metálicos. Recentemente Bouchard e Kirkaldy [Bouchard, 1997], desenvolveram um modelo semi-empírico correlacionando o espaçamento dendrítico primário com os parâmetros térmicos de solidificação para condições de extração de calor em regime

transitório,, que incorpora a racionalidade e os parâmetros dos modelos teóricos para condições estacionárias de fluxo de calor . O respectivo modelo é apresentado pela seguinte expressão:

$$\lambda_1 = a_1 \left[\frac{16 C_0^{1/2} G_0 \varepsilon \Gamma D_L}{(1 - k_n) m_T G_T V_T} \right]^{1/2}, \quad \text{EQUAÇÃO (2.6)}$$

onde, $G_0\varepsilon$ é um parâmetro característico $\cong 600 \times 6 \text{ K.cm}^{-1}$, valor definido para compostos orgânicos (**Bouchard et al.** 1997) e a_1 é o fator de calibração utilizado para corrigir o modelo em questão, podendo variar entre sistemas. Os autores chegaram à conclusão que para as ligas de alumínio e de zinco, com dados calculados a partir da equação 2.6 e dos fatores impostos , que uma maior quantidade de soluto observa-se um aumento entre os espaçamentos dendríticos primários . A maioria dos trabalhos para condições estacionárias de extração de calor afirma que o valor de λ_1 aumenta quando C_0 é aumentado (**Canté**, 2009).

2.4.2.ESPAÇAMENTO DENDRÍTICO SECUNDÁRIO

Os braços dendríticos secundários também dependem da taxa de resfriamento de acordo com a literatura . Formam-se nas proximidades das pontas das dendritas e com poucas ramificações uniformemente espaçadas, sendo fortemente influenciados pelas pela taxa de resfriamento (T) e o tempo local de solidificação (t_{SL}). À medida que se aproximam da raiz da dendrita , esses espaçamentos aumentam, que corresponde à diferença entre os tempos de passagem da isoterma *solidus e líquidos*, por uma determinada posição .Segundo (**Canté**,2009), os espaçamentos dendriticos secundários diminuem com o aumento da taxa de resfriamento, e para ligas hipoeutéticas o aumento do teor do soluto faz

com que ocorre uma diminuição do espaçamento secundário. De maneira geral pode-se representar o espaçamento dendrítico secundário pela Equação (2.7).

$$\lambda_2 = K (t_{SL})^a$$

EQUAÇÃO (2.7)

Tanto para a solidificação em condições de fluxo de calor estacionário quanto para transitório à literatura mostra um único valor para o fator exponencial a , qual seja, $a=0,34$ e valor da constante K sendodependente da composição química da liga.

Tabela 2.1 :Equações experimentais dos espaçamentos dendríticos secundários (EDS) indicando o fator exponencial e o valor da constante C para diversas ligas metálicas [Garcia, 2001; Canté, 2009; Rosa].

Ligas (% em peso)	Equações Experimentais λ_2 (μm); t_{SL} (s); \dot{T} (K/s)
Al- 4,5%Cu	$\lambda_2 = 7,5 (t_{SL})^{0,39}$ (Bower <i>et al</i> , 1966)
Al-Si	$\lambda_2 = C (t_{SL})^{0,43}$ ($C = 11,5$ a $15,3$) (Garcia, 2001)
Fe-0,62%C	$\lambda_2 = 15,8 (t_{SL})^{0,44}$ (Jacobi <i>et al</i> , 1975/1976)
Fe-C (0,14 a 0,88%C)	$\lambda_2 = 146(\dot{T})^{-0,3}$ (Garcia, 2001)

Alguns modelos teóricos de crescimentos dendrítico secundário são apresentados na literatura, exceto o modelo mais recente proposto por Bouchard-Kirkaldy (**Bouchard e colaboradores**, 1997) que faz uma abordagem teórica envolvendo condições estacionárias e transitórias para a solidificação. A maioria dos modelos apresentados é para condições de extração de calor em regime estacionário.

- **MODELO DE FEURER (FEURER, 1977)**

Esse modelo considera as ramificações secundárias de formato regular, mas incorpore de maneira simplificada , o fenômeno do engrossamento dos braços secundários , descrito pela equação:

$$\lambda_2 = 5,0(Mt_{SL})^{1/3}, \quad \text{EQUAÇÃO (2.8)}$$

onde:

$$M = - \frac{\Gamma D}{(1 - k_0)m_L(C_E - C_0)} \ln\left(\frac{C_E}{C_0}\right). \quad \text{EQUAÇÃO (2.9)}$$

Onde: C_{Lmax} é a concentração máxima do líquido interdendrítico, que em muitos sistemas binários de interesse coincide com a concentração do eutético (C_{eut}), alguns sistemas binários como o alumínio apresentam valores do parâmetro M em função da porcentagem em peso do soluto presente na composição da liga.

- **Modelo de Bouchard-Kirkaldy.**

Kirkaldy et al. Desenvolveram uma expressão que independe do gradiente térmico e que não consta o fenômeno de engrossamento dos braços secundários, tendo a velocidade de deslocamento da ponta da dendrita como única variável controlada no crescimento secundário, e que é dada por:

$$\lambda_2 = 2\pi a_2 \left[\frac{4\sigma_{SL}}{C_0(1 - k_0)^2 L_V} \left(\frac{D_L}{V_L} \right)^2 \right]^{1/3}, \quad \text{EQUAÇÃO (2.10)}$$

Onde σ_{SL} é a tensão superficial da interface sólido/líquido, L_V é o calor latente na base volumétrica e a_2 é um fator de calibração que corrige as incertezas devido às simplificações da difusividade térmica e do engrossamento das ramificações secundárias, podendo variar de 1 até 10.

Tabela 2.2. Modelos teóricos de crescimento dendrítico secundário (EDS).[Moutinho,2012]

Autores	Modelo
Kurz e Fisher [1984; 1992]	$\lambda_2 = 5,5(Mt_{SL})^{1/3}$
Feurer [1977]	$\lambda_2 = 4,36(Mt_{SL})^{1/3}$
Mortensen [1991]	$\lambda_2 = C_1(t_{SL})^{1/3}$
Bouchard-Kirkaldy [1997]	$\lambda_2 = 2\pi a_2 \left[\frac{4\sigma_S}{C_0(1-k_0)^2 L_V} \left(\frac{D_L}{V_L} \right)^2 \right]^{1/3}$
Rappaz e Boettinger (1999)	$\lambda_2 = 5,5(Mt_{SL})^{1/3}$

Vale destacar que o modelo de Rappaz (Rappaz e Boettinger1999) é o único existente na literatura para ligas multicomponentes e para regime estacionário de extração de calor, e foi validado pela primeira vez pelos autores para a liga ternária Al-1%Mg-1%Si, e recentemente por Easton [Easton et al ,2010] para ligas de alumínio multicomponentes das séries 1050, 2014, 3003, 5083, 6060, 6061 e 6082. Foram encontrados valores de n, equação 2.13, variando entre 0,33 a 0,5.

$$M[Rappaz e Boettinger] = \frac{-\Gamma}{\sum_{j=1}^n m_j(1-k_j)(c_{fj}-c_{0j})D_j} \ln \left[\frac{\sum_{j=1}^n m_j(1-k_j)c_{fj}/D_j}{\sum_{j=1}^n m_j(1-k_j)c_{0j}/D_j} \right]$$

EQUAÇÃO (3.11)

Onde: cf é a composição do final do liquido, isto é, sempre assumir a do eutético, e o subscrito j são os valores que devem ser acrescentados na equação para cada componente que compõe a liga (Moutinho,2012).

2.4.3. A Influência dos Espaçamentos Dendríticos nas Propriedades Mecânicas do Material

Após o processo de solidificação as ligas metálicas geralmente são utilizadas em uma das quatro condições: como produto final, após tratadas termicamente, mecanicamente trabalhadas (usinados, forjados etc.) e trabalhadas mecanicamente seguido de tratamento térmico.

Em todo os casos o processo de solidificação tem significativa influência sobre a propriedades mecânicas apresentadas pelo produto final baseado em ligas metálicas. Os espaçamentos dendríticos dependem das condições térmicas durante o processo de solidificação. A taxa de resfriamento pode ser correlacionada com as variáveis térmicas da solidificação, como velocidades de deslocamento de isoterma 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}) **(Silva,2014)**.

Estudos mostram 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 uma microestrutura mais refinada. 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. Nesse sentido, é fundamental a determinação correta das condições que controlam o desenvolvimento desses espaçamentos durante a solidificação **(Nascimento , 2011)**.

2.5.MICROSSEGREGAÇÃO

Chamada também de segregação de curto alcance, refere-se à modificação de composição em função da rejeição de soluto entre as ramificações dendríticas ou celulares ou nos contornos de grãos. (Garcia, 2007)

Na microsegregação na solidificação dendrítica, o soluto se distribui por todo emaranhado da rede dendrítica. Durante o resfriamento de uma liga que atravessa o intervalo entre as temperaturas solidus e liquidus, o diagrama de fases indica que as composições de equilíbrio entre o sólido e o líquido variam a cada instante. Nos processos de solidificação usuais não há tempo suficiente para que toda a extensão das fases acompanhe estas variações de composição. Portanto, o sólido junto à interface adquire a composição dada pelo diagrama e as regiões mais afastadas (internas) deste sólido ainda mostram composições próximas das existentes no instante em que a interface passava por estes locais. Nota-se, então, que amostras brutas de fundição observadas à temperatura ambiente possuem variações de composição ao longo de sua estrutura.

A metalografia é a técnica mais utilizada para se observar uma estrutura com microsegregação que começa com lixamento, polimento e ataque químico com reagentes especiais. As posições de cada amostra reagem de forma diferente ao ataque químico, possibilitando um contraste capaz de revelar a estrutura dendrítica zonada.

Os procedimentos utilizados para a quantificação da microsegregação podem ser divididos em : medida de fração volumétrica de segunda fase, levantamento de perfis de concentração através de braços dendríticos, levantamento de perfis de concentração em função da fração volumétrica acumulada de amostra e mapeamento bidimensional do campo de concentrações em uma estrutura dendrítica. A partir destes procedimentos alguns coeficientes são calculados para fornecer um número indicador da microsegregação.

2.6. ENSAIOS E PROPRIEDADES MECÂNICAS

As propriedades mecânicas são fortemente influenciadas pelos parâmetros característicos dessas microestruturas, por exemplo, os espaçamentos entre as ramificações dendríticas primárias e secundárias.

Essas propriedades confirmam a resposta dos materiais, as influências mecânicas externas manifestadas pela capacidade de desenvolverem deformações sendo realizados ensaios geralmente destrutivos. As propriedades mecânicas são influenciadas pelo parâmetros característicos da microestrutura obtida pelo processo de solidificação. Quanto menores os espaçamentos dendríticos mais refinada a microestrutura apresentada, melhorando o desempenho mecânico dos produtos fundidos. (Nascimento, 2011). Vários trabalhos da literatura têm se dedicado a definir os fatores que afetam o espaçamento dendrítico das microestruturas. Muitos estudos sobre solidificação relatam que a evolução das microestruturas caracterizadas pelo espaçamento dendrítico primário (λ_1) e espaçamento dendrítico secundário (λ_2) depende das seguintes variáveis de solidificação: Concentração de soluto (C_0), velocidade de avanço da frente de solidificação (V_L) e gradiente térmico à frente da interface sólido/líquido (G_L).

2.6.1. Técnica de Excitação por Impulso

A técnica de excitação por impulso (*Impulse Excitation Technique*) consiste em um ensaio não destrutivo para a caracterização dos módulos de elasticidade dinâmicos e do amortecimento de materiais através da análise das frequências naturais de vibração (ATCP Engenharia Física). O principal objetivo desta técnica é a medição de forma não destrutiva dos seguintes parâmetros: O módulo de Young (E); O módulo de cisalhamento (G); A razão de Poisson (ν); O amortecimento (ζ).

Os módulos elásticos e o amortecimento são calculados a partir do som emitido pelo corpo de prova ao sofrer uma pequena pancada mecânica. Este som, ou resposta acústica, é composto pelas frequências naturais de vibração do corpo que são proporcionais aos módulos elásticos e sua amplitude decai de acordo com o amortecimento do material. (ATCP Engenharia Física). Como esta técnica é baseada em ensaios não destrutivos, a manipulação do material pode ser realizada de forma repetitiva e intercalada com outros procedimentos, como por exemplo, tratamentos térmicos (ATCP Engenharia Física). No caso do presente estudo, será

realizada a análise somente dos módulos de elasticidade (Young e cisalhamento) através da técnica de excitação por impulso.

2.6.2. ENSAIO DE DUREZA

Esse ensaio é utilizado para o controle das especificações da entrada de matéria prima e durante as etapas de fabricação de componentes.

O ensaio de dureza consistena impressão de uma pequena marca na peça por um indentador, pela ação de uma pressão com a ponta do penetrador. A medida da dureza é dada como função da marca de impressão. Esse ensaio é amplamente utilizado na indústria de componentes mecânicos , tratamentos superficiais, vidros e laminados onde fornecem dados quantitativos das característica. Através desse ensaio pode-se ter o controle das especificações da entrada de matéria prima e durante as etapas de fabricação de componentes.

3: MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Planejamento experimental

Para o estudo da solidificação de ligas Al-Ni-Cu, em condições transientes de fluxo de calor, empregou-se uma metodologia que envolveu a realização das etapas descritas abaixo, cujo fluxograma correspondente é apresentado também na **Figura 3.1**.

1. Elaboração de ligas ternárias (Al-2% Ni-0,5% Cu ; Al-2%Ni-1,0%Cu e Al-2% Ni-1,5%Cu), com as proporções dos componentes calculadas em massa;
2. Obtenção dos lingotes por solidificação transiente unidirecional das ligas ternárias;
3. Registro das curvas de resfriamento durante a evolução da solidificação;
4. Determinação dos parâmetros térmicos (V_L , \dot{T} , G_L) de todas as ligas elaboradas por solidificação com fluxo de calor transiente;
5. Seccionamento do lingote para obtenção da macroestrutura e da microestrutura;
6. Caracterização microestrutural, analisada pela técnica de metalografia;
7. Medição dos espaços dendríticos (primário e secundários);
8. Caracterização da morfologia microestrutural, por técnica de fluorescência de raios - x (FRX), microscopia eletrônica de varredura (MEV) /EDS (Energy-dispersive X-rayspectroscopy) e microscopia óptica;
9. Determinação das leis experimentais de crescimento dendrítico para as duas ligas analisadas. Comparação desse resultados com modelos de crescimento dendrítico teóricos disponíveis na literatura;
10. Realização do ensaio não destrutivo – Sonelastic;
11. Realização do ensaio de : microdureza Vickers e dureza Brinell.

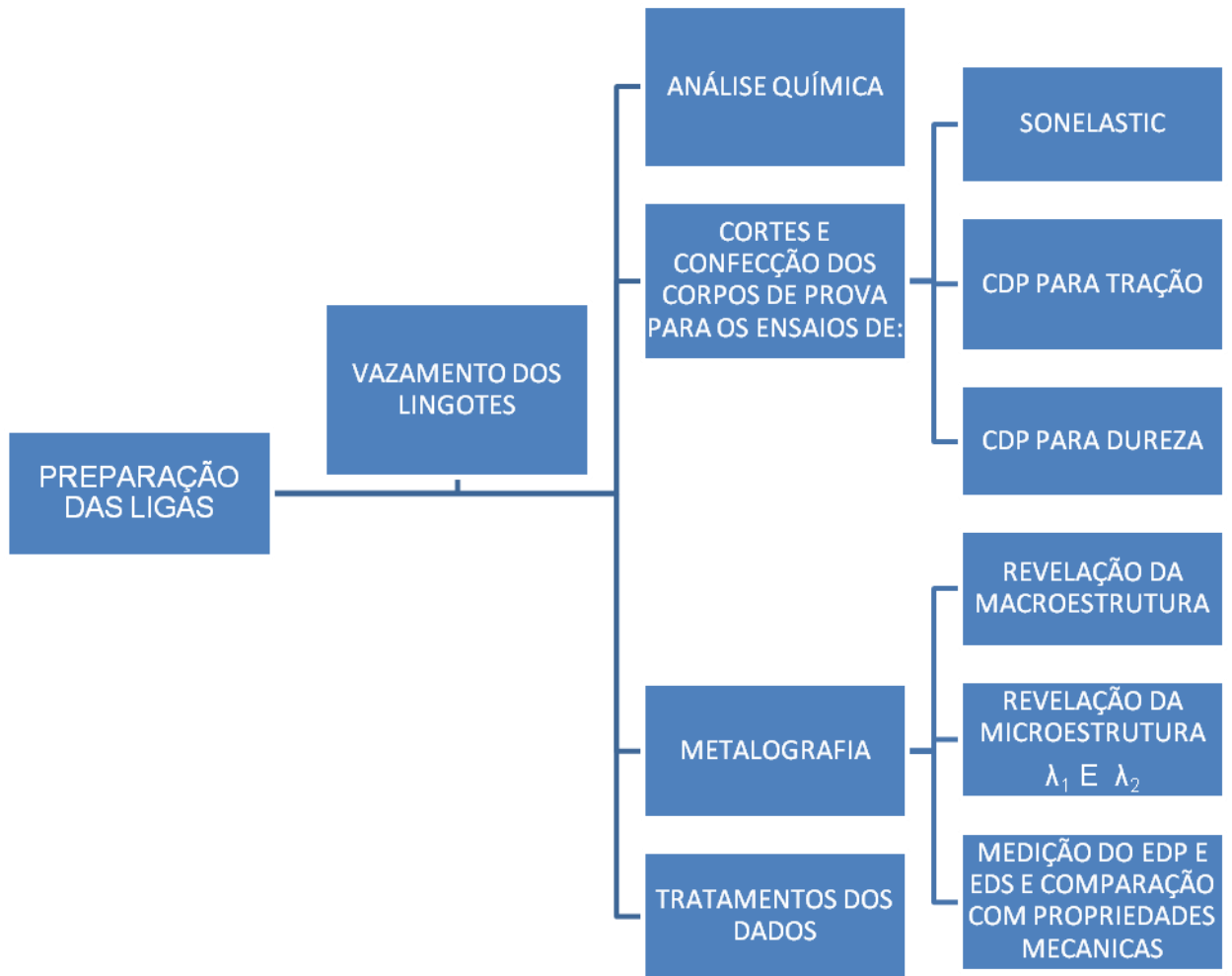


Figura 3.1 : Fluxograma das atividades desenvolvidas no procedimento experimental

As ligas foram obtidas a partir dos elementos (Al, Ni, Cu) comercialmente puros, cujas composições são mostradas na Tabela 3.1. A elaboração das ligas ocorreu como detalhado a seguir:

- a) Cálculo estequiométrico em % de massa dos elementos de liga para correta determinação das massas de Al e Ni e Cu, seguida da pesagem em balança analítica;
- b) Primeiramente o Al foi fundido dentro de um cadinho de carboneto de silício (revestidos com uma camada de massa refratária QF-180, a fim aumentar sua durabilidade e evitar quaisquer contaminações nas ligas) à temperatura de 750°C até total fusão do Al.

- c) Para as ligas ternárias, o Ni e o Cu foram adicionado ao Al líquido a 600°C, retirou-se o cadinho do mufla retirou-se o óxido formado seguido de homogeneização, voltou ao forno até a temperatura de 840°C. Retirou-se o cadinho do forno e desgaseificou por um minuto. Aferiu-se a TL das ligas fundidas (647°C, 645°C e 640°C). A aferição térmica das ligas foi realizada por meio de um termopar inserido no interior do cadinho após a liga ter sido misturada e homogeneizada. A curva de resfriamento no equilíbrio da liga obtida pelo termopar da Ecil modelo K foi interpretada pelo aqisitor de dados da National Instruments modelo HiSpeed. Com o dado obtido, retira-se o termopar da liga e volta com a mesma para o forno mufla para que seja refundida.
- d) Preparou-se a lingoteira, com a aplicação da alumina QF-180 nas paredes internas da lingoteira para que o metal não interaja com a lingoteira e na conexão da lingoteira com a chapa molde para evitar vazamentos da linga fundida;
- e) Os termopares foram posicionados de acordo com distâncias contidas na lateral da chapa molde de 3, 7, 10, 14, 25 e 32 mm, essas medidas servem para obtenção de um perfil térmico ao longo do lingote.



Figura 3.2 : Esquema do posicionamento dos termopares no interior da lingoteira

- f) Fixou-se a lingoteira no forno e conectou as mangueira de entrada e saída de água presente no molde refrigerado.



Figura 3.3 : Lingoteira montada e pronta para realizar um ensaio (**Gomes,2013; Dantas,2014**)

- g) Após o posicionamento da lingoteira no interior do forno experimental, foram posicionados todos os termopares de referência dos controladores de temperatura. A interpretação dos dados do aquisitor foi utilizado o software LabView..

- h) No momento em que a liga obtiver a temperatura necessária para sua fusão, à mesma é retirada do forno mufla e vertida no forno experimental.



Figura 3.4 : Vazando o metal líquido dentro da lingoteira

- I) O reaquecimento da temperatura no interior do forno experimental atinge uma temperatura próxima de 5% acima das temperaturas de referência (T_L) mencionadas.

- II) Ao atingir a temperatura de início do experimento ($T_i=5\%$ acima da T_L), o reaquecimento da temperatura no interior do forno experimental atinge uma temperatura próxima de 10% acima da temperatura de referência mencionada acima. foi acionada a refrigeração forçada à água em vazão média de 500L/h (utilizada apenas para padronização dos ensaios) na chapa interface metal/molde, ficando nesta condição até que a solidificação tenha sido finalizada ao longo do lingote inteiro e que não haja possibilidade de refusão por conta de inércia térmica.

- III) Ao atingir tal temperatura, o forno é desligado e todos os cabos de força retirados da energia. Nesta etapa ocorre o fator da inércia térmica

provocada pelo forno. Ao atingir a temperatura de início do experimento ($T_i=5\%$ acima da T_L), foi acionada a refrigeração forçada à água em vazão média de 500L/h (utilizada apenas para padronização dos ensaios) na chapa interface metal/molde, ficando nesta condição até que a solidificação tenha sido finalizada ao longo do lingote inteiro e que não haja possibilidade de refusão por conta de inércia térmica. O registro desta etapa, pelos termopares e aquisitor de dados, é o mais importante, pois através deles é que serão obtidas as informações para análises das variáveis térmicas.

Tabela 3.1 - Composição química dos metais utilizados na elaboração das ligas (% em massa). Valores obtidos por análise de FRX.

METAL	Composição Química					
	Al	Ni	Fe	S	Ca	Outros
Alumínio	99,84	0,00	0,07	0,02	0,00	0,07
Níquel	0,03	98,69	0,14	0,00	0,58	0,57
Cobre	98,70	0,00	0,12	0,00	0,40	0,78

3.2. Equipamentos e materiais utilizados

Balança Digital modelo AS 5000, carga máxima 5000g e carga mínima 0,25g, utilizada para a pesagem dos materiais usados na fabricação das ligas.

Cadinho de Carboneto de Silício modelo AS-8, revestido internamente com camada de suspensão à base de alumina, na especificação Carborundum modelo QF – 180, para evitar contaminação do banho de metal líquido.

Forno Tipo Mufla Brasimet, temperatura máxima 1300°C, com interior revestido de placas refratárias e controle processado de temperatura.

Lingoteira foi toda feita de aço inox 304 de espessura de 6mm para minimizar a interação entre ela e a liga produzida. A parte na qual entra em contato com o metal líquido foi confeccionada em duas partes para mais fácil retirada do lingote de seu interior. Abaixo segue desenho esquemático, em sequência a lingoteira

fabricada. A chapa molde foi fabricada de aço carbono 1020 com 3 mm de espessura. A escolha do aço carbono ao invés do aço inox se deve ao fato do aço carbono ser mais eficiente na transferência de retirada de calor do lingote pela refrigeração à água

Termopares: os tipos de termopares usados são identificados por letras segundo a ISA (Instrument Society of América) e adotados como padrão americano na ANSI C96 – 1964. As temperaturas foram registradas com o auxílio de termopares tipo K encapsulados em bainha de aço inoxidável de diâmetro 1,6mm; Tipo K: Chromel (+) – Alumel (-); Faixa de utilização: (0 a 1260) °C (0,000 a 50,990) mV; Potência termoelétrica: (4,04 mV / 100°C).

Dispositivos de Solidificação Vertical Ascendente: Foi fabricado um forno especial para a realização destes ensaios, pois fornos industriais não atendiam as características necessárias para a realização de ensaios de solidificação unidirecional, tais características são:

Forno de alta potência;

Pequeno local para inserção da lingoteira;

Com entradas para diversos termopares;

Local de entrada e saída de água;

Levando todas estas características em consideração foi desenvolvido um projeto de fabricação em modelo CAD de todos os componentes. O forno foi desenvolvido de forma que a entrada e saída da lingoteira fossem realizadas de forma fácil e que os demais aparatos como termopares e ligações elétricas fossem bem posicionados.

O porta resistência foi projetado de forma a atender a potência necessária para fabricação das ligas.

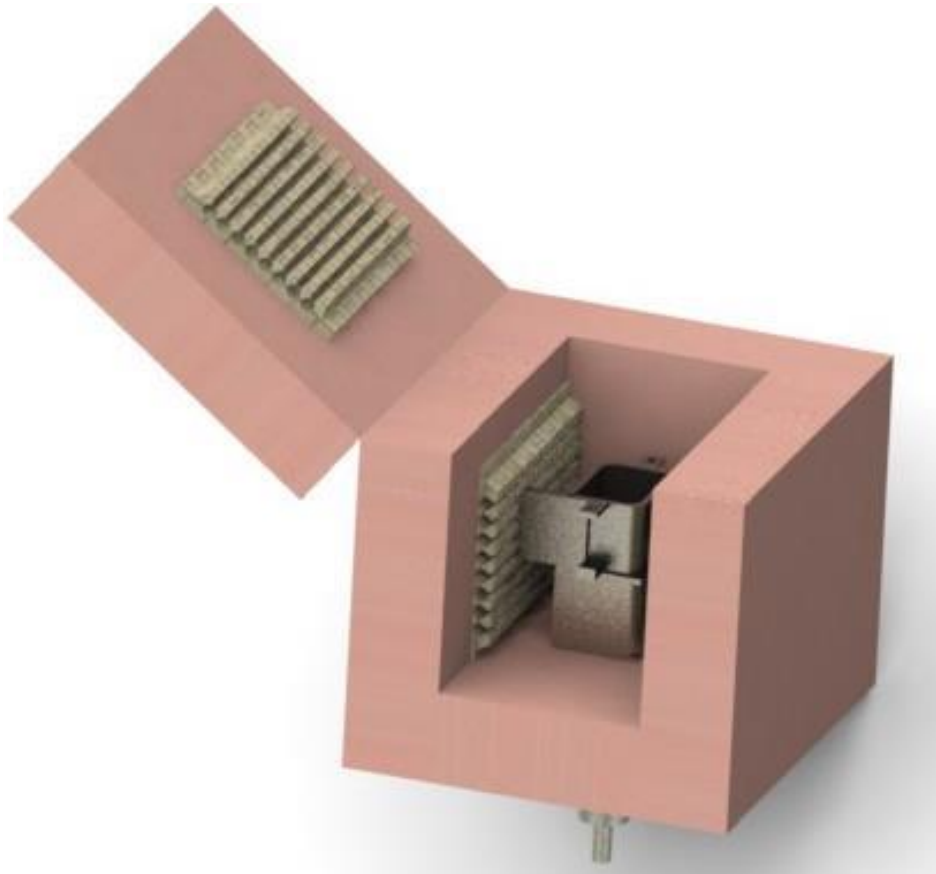


Figura 3.5 :Forno desenvolvido em modelo CAD (**Gomes,2013**)

Equipamento de Aquisição de Dados: as variações de temperatura no metal desde o preenchimento da lingoteira até o final da solidificação foram registradas em um sistema de aquisição de dados fabricação Labviewacoplado a um microcomputador.

Haste em aço inoxidável, revestida com suspensão à base de alumina para homogeneização do banho por agitação.

Massa refratária QF-180 da Carborundum, basicamente uma suspensão à base de alumina utilizada para revestimento interno dos cadinhos, haste, espátula e placas isolantes, com o objetivo de evitar contaminação das ligas em elaboração.

3.3 DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DAS VARIÁVEIS TÉRMICAS

Os parâmetros térmicos de solidificação tempo de passagem da isoterma liquidus (t_L) por cada posição dos termopares inseridos nos lingotes, velocidade de deslocamento da isoterma liquidus (V_L), taxa de resfriamento (\dot{T}) e gradiente térmico (G_L) foram obtidos a partir de análises detalhadas das curvas de resfriamento obtidas durante os experimentos. A determinação dos parâmetros se deu através da coleta de dados da solidificação onde os termopares enviam as informações ao dispositivo conectado a um computador que transforma a leitura de dados em uma planilha de dados em pares ordenados, tempo e temperatura (t, T), para cada termopar. Posteriormente foram feitos os cálculos dos parâmetros térmicos de solidificação por meio de um programa computacional Excel de acordo com os seguintes procedimentos:

(a) **Tempo de passagem da isoterma liquidus (t_L):** Os resultados dos pares ordenados, posição do termopar em relação à base refrigerada do lingote e tempo (P, t), obtidos a partir do procedimento experimental permitem, que sejam traçados gráficos experimentais da posição da isoterma liquidus com o tempo. Esses tempos são obtidos a partir da intersecção de uma horizontal indicativa de cada temperatura liquidus (T_L) com as curvas de resfriamento para cada posição dos termopares (P), ou seja, a partir da T_L da liga analisada traça-se uma reta paralela ao eixo dos tempos. Através das intersecções dessa reta com as respectivas curvas de resfriamento, em cada uma das setes posições, obtêm-se os tempos correspondentes. Esses tempos definem-se como sendo os tempos de passagem da isoterma liquidus em cada posição monitorada pelo termopar.

Os resultados dos pares ordenados obtidos são interpretados pelo software que, para cada coluna de dados de um termopar, reconhece o tempo em que a temperatura liquidus foi atingida durante a solidificação e cria um novo arquivo de dados de tempo e posição ($t, \text{posição}$). A Figura 3.6 representa esquematicamente a indicação dos tempos em que a T_L é atingida para diferentes posições de termopares.

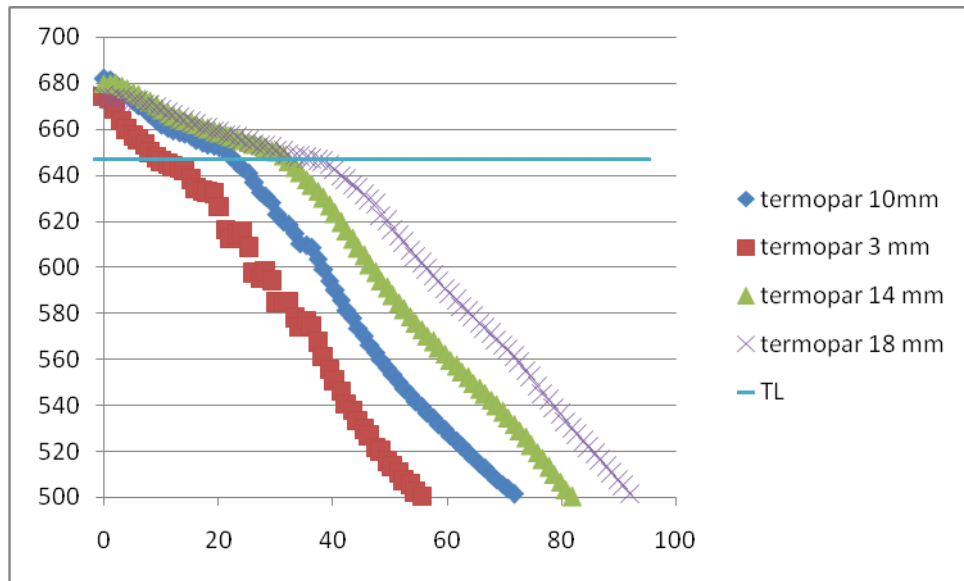


Figura 3.6 : Gráfico do perfil de temperatura indicando o tempo de passagem da isoterma *liquidus*

b)A obtenção das coordenadas “posição x tempo” permite que seja traçado o gráfico experimental para o deslocamento da posição da isoterma liquidus em função do tempo durante o processo de solidificação. Para gerar uma curva que represente o deslocamento desta isoterma em todo o lingote solidificado, os dados são ajustados matematicamente pelo programa computacional Excel através do método dos mínimos quadrados, gerando uma função $P(t) = a \cdot t^b$. **A Figura 3.7** apresenta um esquema do gráfico com os pontos experimentais de coordenadas (tempo, posição) e o ajuste matemático gerado pelo programa.

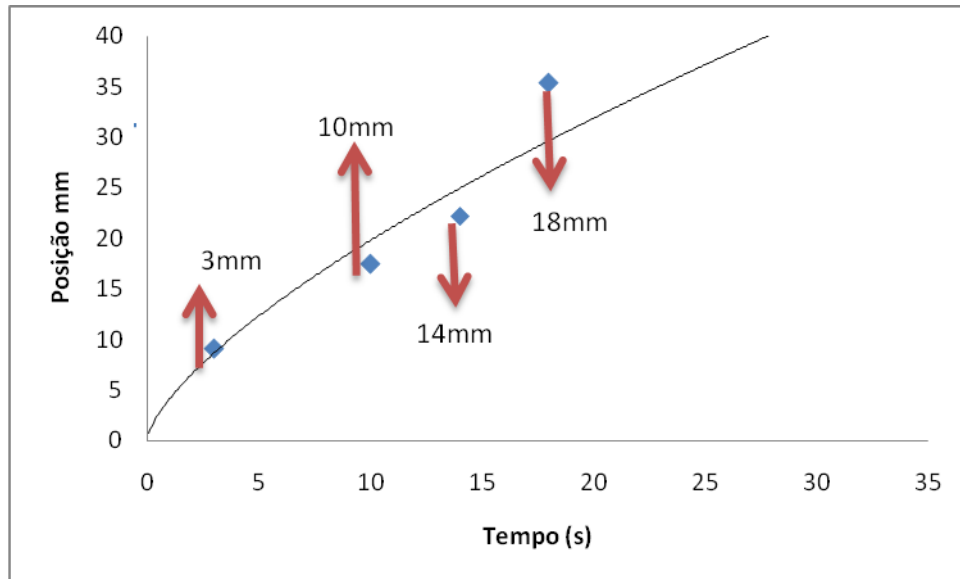


Figura 3.7 :Gráfico do deslocamento da posição da isoterma *liquidus* em função do tempo

c) **Velocidade de Deslocamento da Isoterma Liquidus (V_L)**:As velocidades experimentais da isoterma *liquidus* (v_L), para todas as ligas analisadas, foram determinadas através das derivadas das funções $P=f(t)$, isto é, $V_L=dP/dt$. As funções $P=f(t)$ foram obtidas experimentalmente a partir das interseções das retas de cada temperatura *liquidus* (T_L) com as curvas de resfriamento para cada posição dos termopares, ou seja, a partir da T_L das ligas analisadas traça-se uma reta paralela ao eixo dos tempos indicados no gráfico que representa os perfis térmicos.

Pelas interseções dessa reta com os perfis térmicos obtém-se o tempo correspondente (**Rosa, Daniel Monteiro,2007**). Para obtenção do gráfico de velocidade em função da posição (posição $P'(t)$), o programa cria um arquivo semelhante ao de velocidade pelo tempo e substitui a variável tempo pela posição. Porém, para obtenção de uma função do tipo potencial que represente esse novo gráfico, é necessário fazer outro ajuste, conforme exemplificado na **Figura3.8**

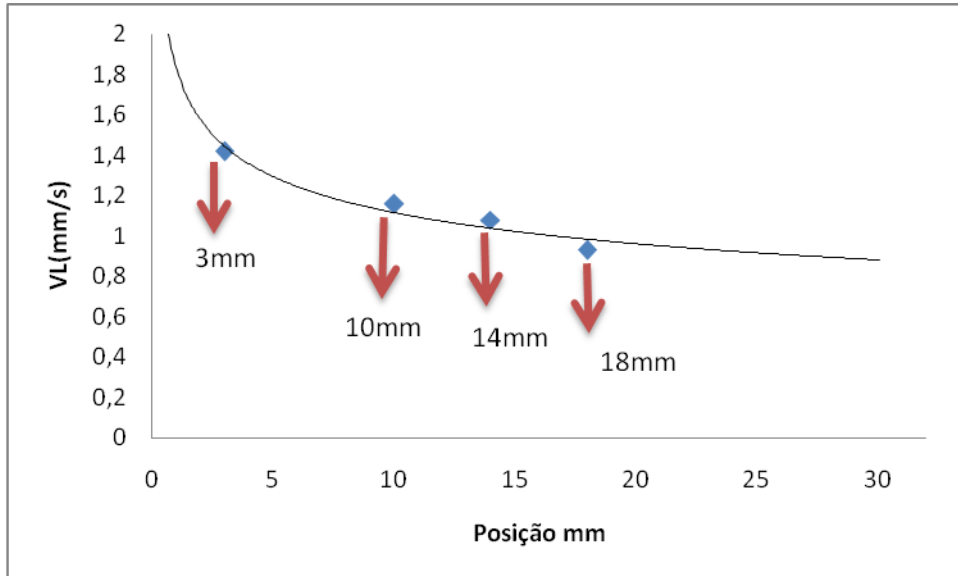


Figura 3.8 :Gráfico da obtenção do gráfico das velocidades em função do tempo e em função da posição

d) A taxa de resfriamento (\dot{T}), para cada posição dos termopares, foi obtida experimentalmente a partir das interseções das retas de cada temperatura *liquidus* (TL) com as curvas de resfriamento para cada posição dos termopares, e pelo resultado da leitura direta do quociente das temperaturas imediatamente antes e depois da TL e dos tempos correspondentes, isto é $T = dT/dt$ como exemplificado na Figura 3.9. (Rosa, Daniel Monteiro, 2007; Gomes, 2013).

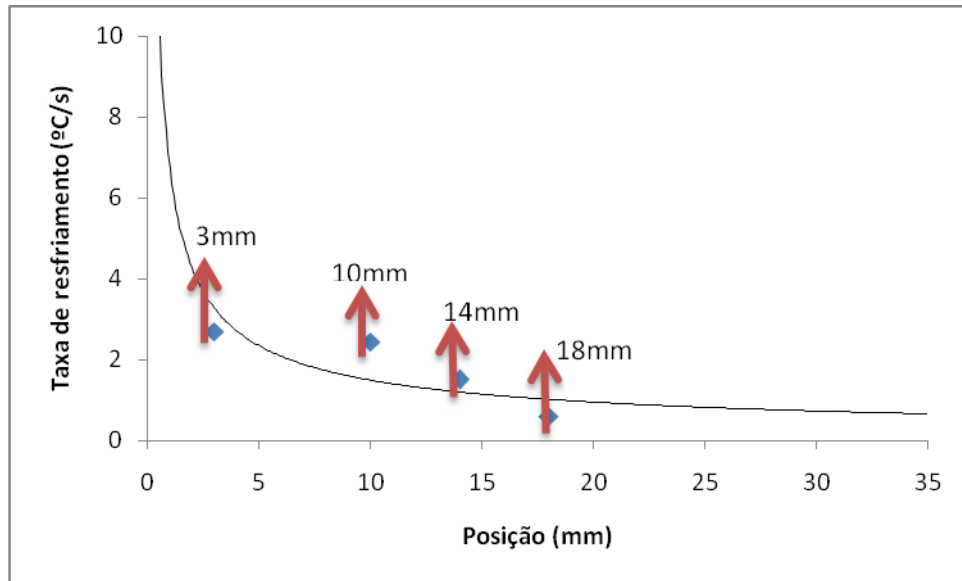


Figura 3.9 :Gráfico para o cálculo das taxas de resfriamento (\dot{T}) em função do tempo e da posição.

e) **Gradiente térmico à frente da interface sólido/líquido (G_L):**

O gradientes térmicos são calculados pelo programa através da equação

$G = \frac{\dot{T}}{V_L}$, sendo gerado automaticamente um arquivo tabelado com os pares ordenados (tempo, gradiente). A obtenção do gráfico do gradiente em função da posição foi feita semelhantemente à metodologia exemplificada para obtenção das curvas “velocidade x posição” e “taxa x posição”.

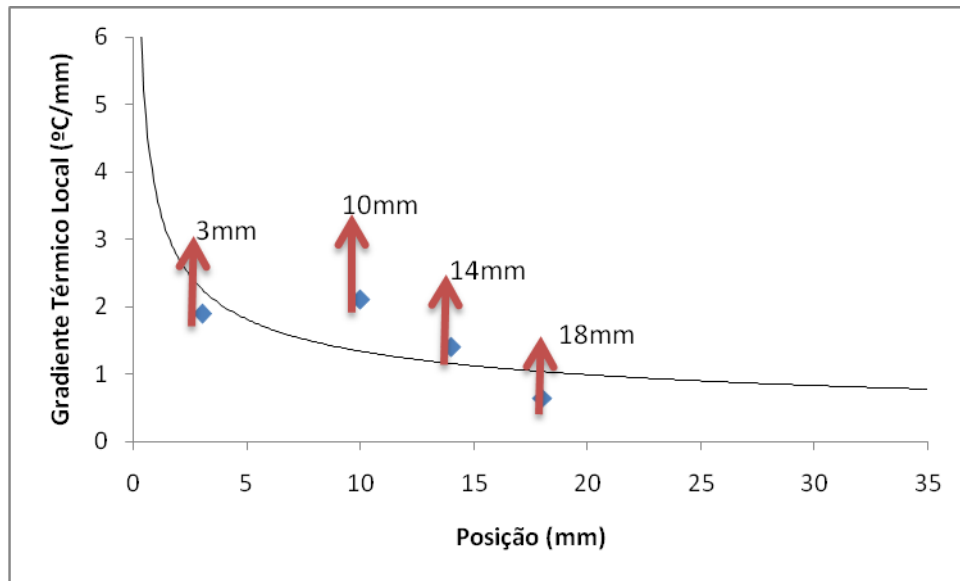


Figura 3.10 :Gráfico para o cálculo do gradiente térmico (G_L)em função do tempo e da posição.

3.4. CARACTERIZAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL

A caracterização da macroestrutura ocorreu a partir do seccionamento longitudinal do plano médio do lingote, sendo as amostras lixadas com lixas de granulação de 220 a 2500 mesh, e atacadas com reagente químico KELLER (2,5ml HCl, 1,5ml HNO₃, 1mlHF em 80ml de água destilada). Nas análises microestruturais são usados os materiais obtidos do meio do lingote, evitando assim que ocorra algum desvio em decorrência da perda de calor pelas paredes da lingoteira.

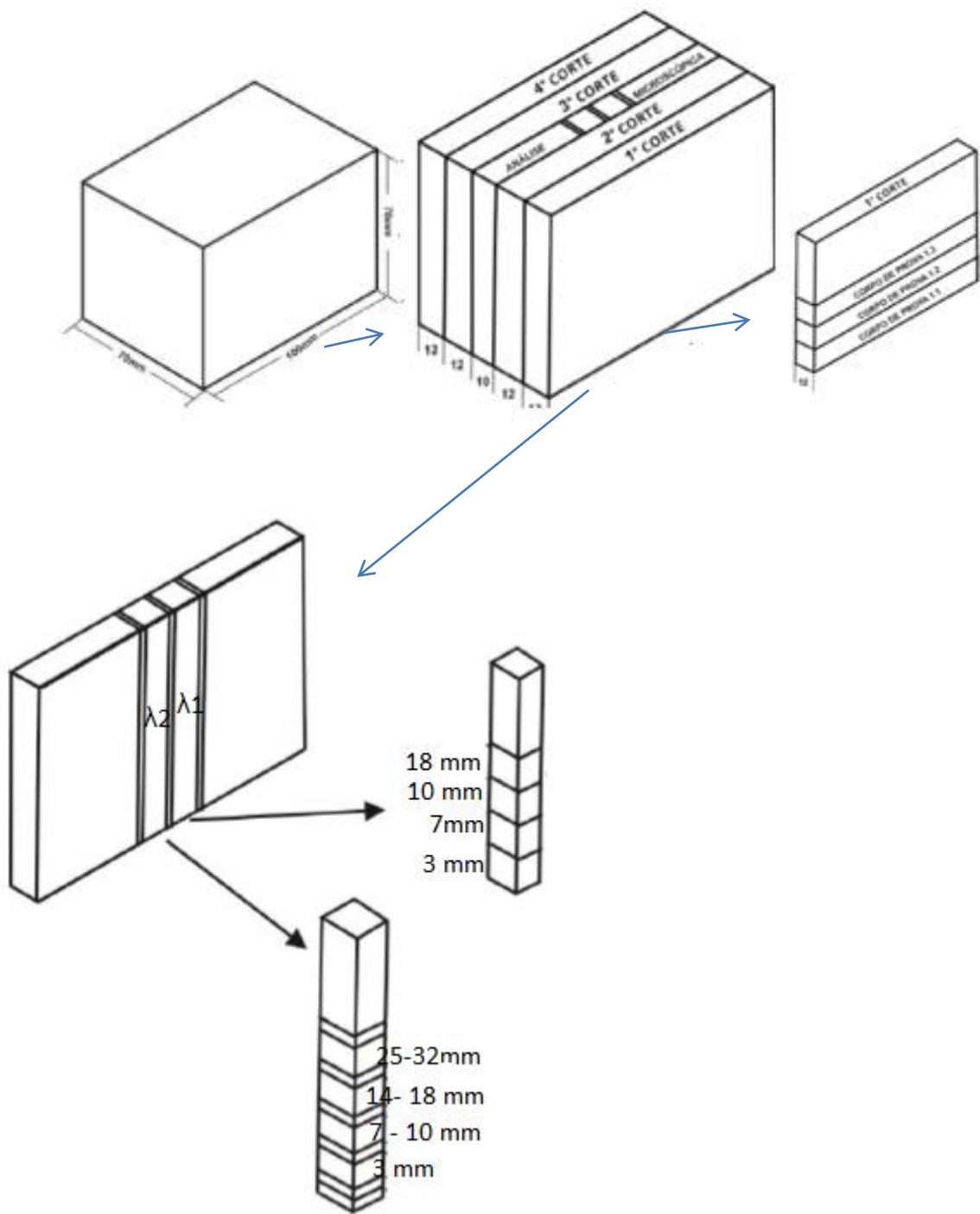


Figura 3.11 : Esquema de corte do lingote para análises macro e microestruturais

3.4. PROCEDIMENTOS METALOGRAFICOS PARA MACROESTRUTURAS

O lingote foi cortado em 5 corpos na serra de fita .Os cortes foram feitos com baixa velocidade de avanço da serra e sobre refrigeração contínua. Após o corte, a face foi lixada manualmente em uma sequência cresce de granulometria das lixas, são elas: 220, 320, 400, 600, 800. Este procedimento foi aplicado apenas nos lingotes que revelaram a macro estrutura.

Para a revelação da macroestrutura da liga foi utilizado o reagente químico: KELLER. O ataque foi feito através da imersão da peça na solução aquosa por uns 25s .Após os minutos de ataque a mesma foi lavada em água.



Figura 3.12 : Macroestruturas da seção longitudinal da liga Al-Ni-Cu.

3.5. PROCEDIMENTOS METALOGRAFICOS PARA MICROESTRUTURAS

Para a análise das microestruturas todos os cortes foram cortados conforme esquema mostrado na **Figura 3.13**, os corpos de análise foram embutidos para facilitar a execução das análises. O embutimento aplicado foi do tipo a frio com resina acrílica Maxi Rubbere o catalizador conforme figura abaixo.



Figura 3.13 :Corpos de prova de análise embutidos

Com as amostras embutidas, iniciaram-se os lixamentos e polimentos na mesma sequência crescente de granulometria: 220, 320, 400, 600, 800, 1200 e 2500. As peças são lixadas em lixadeiras rotativas Pantec. Durante a troca de cada lixa a amostra é rotacionada 90° em relação às ranhuras provocadas pela lixa anterior.

Após aplicar a lixa 2500, as amostras foram lavadas com sabão e álcool. Estando a amostra limpa, iniciou-se o procedimento de polimento com pastas de diamante pantec de 3µm e 1µm.

Em seguida as amostras passaram pelo processo de ataque químico com o reagente KELLER solução composta por 1ml de HF, 2,5ml de HCl, 1,5 ml de HNO₃ e 80 ml de água destilada. As análises microscópicas foram realizadas com auxílio do sistema de processamento de imagem trinocular da marca Pantec, modelo MMI2000. O software ImageJ foi utilizado para obter maiores informações quantitativas das amostras analisadas.

Em condições de solidificação com fluxo de calor transitório, não há a necessidade de um controle rígido das condições de solidificação. Nesse processo, controlam as condições de solidificação na base e no topo, sem a necessidade de controlar diretamente ou manter constante a velocidade de solidificação. O processo impõem um crescimento bastante irregular das dendritas, principalmente no início do processo. (Gomes, 2013) Foram realizadas aproximadamente 40 medições por corpo de prova embutido, gerando assim uma média juntamente com variância e desvio padrão das medidas obtidas.

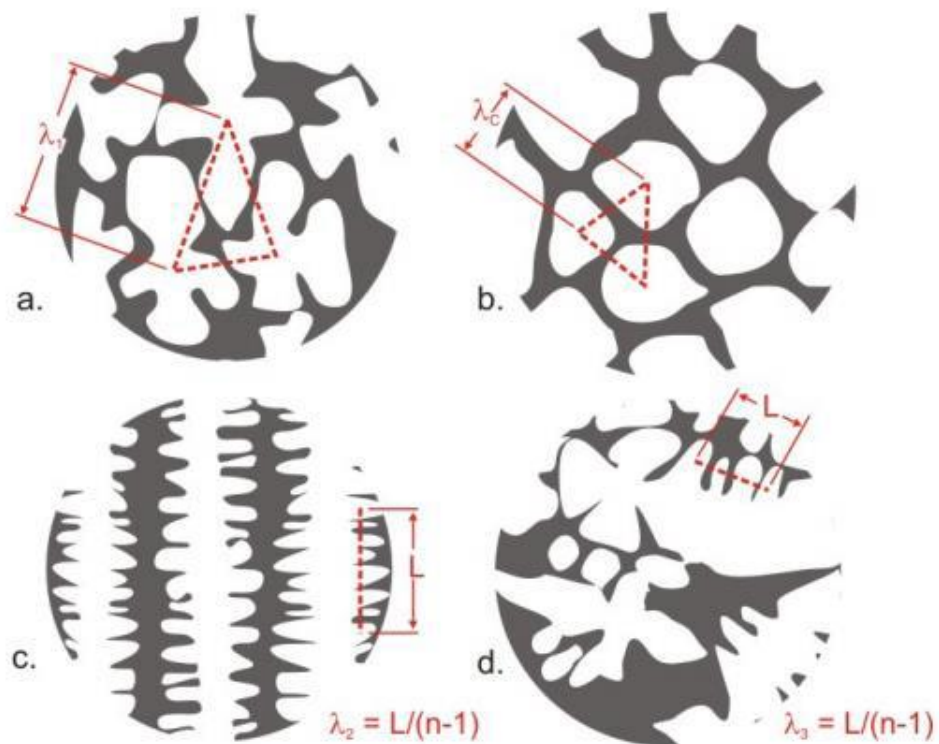


Figura 3.14 : a e b- Esquemas de análise triangular para obtenção das medidas de λ_1 , c. esquema de análise para obtenção das medidas de λ_2 , d. Esquema de análise para obtenção das medidas de λ_3 (Rosa, Daniel Monteiro,2007)

O método utilizado para quantificar os valores desses espaçamentos foi o método do triângulo, conforme mostrado esquematicamente na Figura 3.14. Para tanto, utiliza-se o critério de vizinhança, que considera o valor do espaçamento primário igual à distância média entre o centro geométrico das células e dendritas. (Gündüz, 2002). Segundo modelo de proposto por **McCartney e Hunt** (1981), os valores de λ_2 foram medidos de acordo com a figura 3.14 c., ou seja, obter o valor médio das distâncias entre os braços secundários adjacentes das dendritas. Para os valores do λ_3 , foi utilizado o mesmo método proposto para o λ_2 , conforme mostrado na figura 3.14 d.

3.6. ENSAIO DE EXCITAÇÃO POR IMPULSO

Foi utilizado um ensaio não destrutivo para obtenção do valor do módulo de elasticidade dos materiais fabricados. A determinação do módulo de elasticidade, também conhecido como Módulo de Young, O instrumento de ensaio utilizado foi o

Sonelastic® Crio e os dados coletados foram obtidos através do software *Sonelastic® Versão 2.2*, conforme ilustram as Figura 3.4.

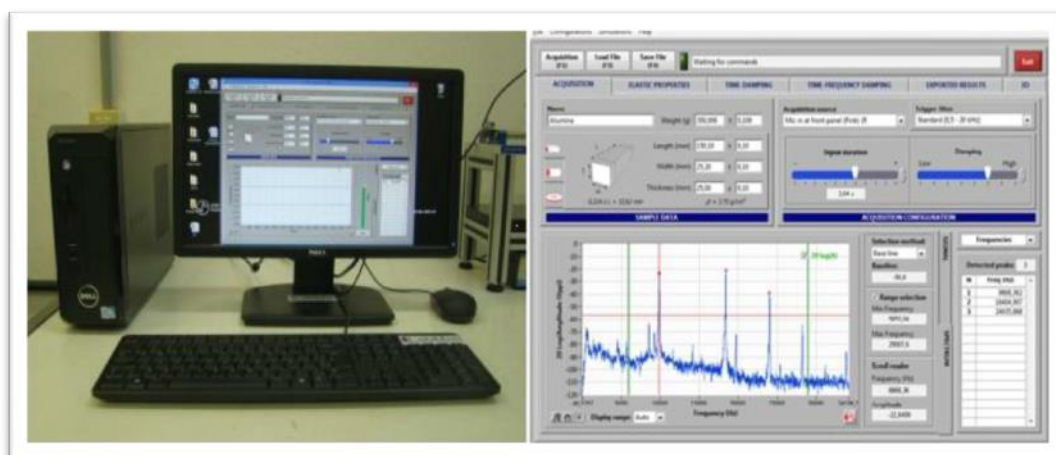


Figura 3.15 : Software *Sonelastic® versão 2.2*.

A metodologia de ensaio consiste na obtenção do módulo elástico e do amortecimento em função da variação da frequência captada através do equipamento. O módulo elástico e o amortecimento são determinados através da excitação, vibração e detecção das frequências naturais de vibração para o modo flexional no qual a amostra está vibrando.

O equipamento consiste, basicamente, de um microfone (transdutor) para a captação acústica da excitação por impulso, um pulsador eletromagnético automático para a excitação da amostra através de um impacto e a estrutura de suporte que dá sustentação ao corpo de prova e realiza o controle de temperatura programado. A aquisição do sinal é realizada através de um núcleo de excitação e captação, de altura regulável para o correto posicionamento tanto do microfone quanto do pulsador em relação ao corpo de prova, conforme ilustra a Figura 3.16..



Figura 3.16 : Detalhe do núcleo de excitação e captação de sinal

A sustentação do corpo de prova é realizada através de um suporte próprio e ajustável próximo ao núcleo de excitação e captação do sinal acústico. A amostra é sustentada por fios metálicos de cobre com tensão regulável de maneira que este possa vibrar da forma mais livre possível e de acordo com as condições de contorno do modo de vibração flexional fundamental.

O princípio de funcionamento do equipamento é apresentado conforme ilustra a **Figura 3.17**. O procedimento de caracterização de materiais empregando a Técnica de Excitação por Impulso consiste em excitar o corpo de prova com um leve impulso mecânico (uma pancada ou batida leve) e em calcular os módulos de elasticidade e o amortecimento a partir das frequências e da atenuação da resposta acústica. A resposta acústica consiste no som emitido pelo corpo de prova e tem origem nas suas frequências naturais de vibração, frequências estas que dependem univocamente da massa, das dimensões, da geometria e dos módulos de elasticidade. Todos os experimentos realizados por meio deste equipamento estão baseados na norma ASTM E-1876 e correlatas. (ATCP Engenharia Física).

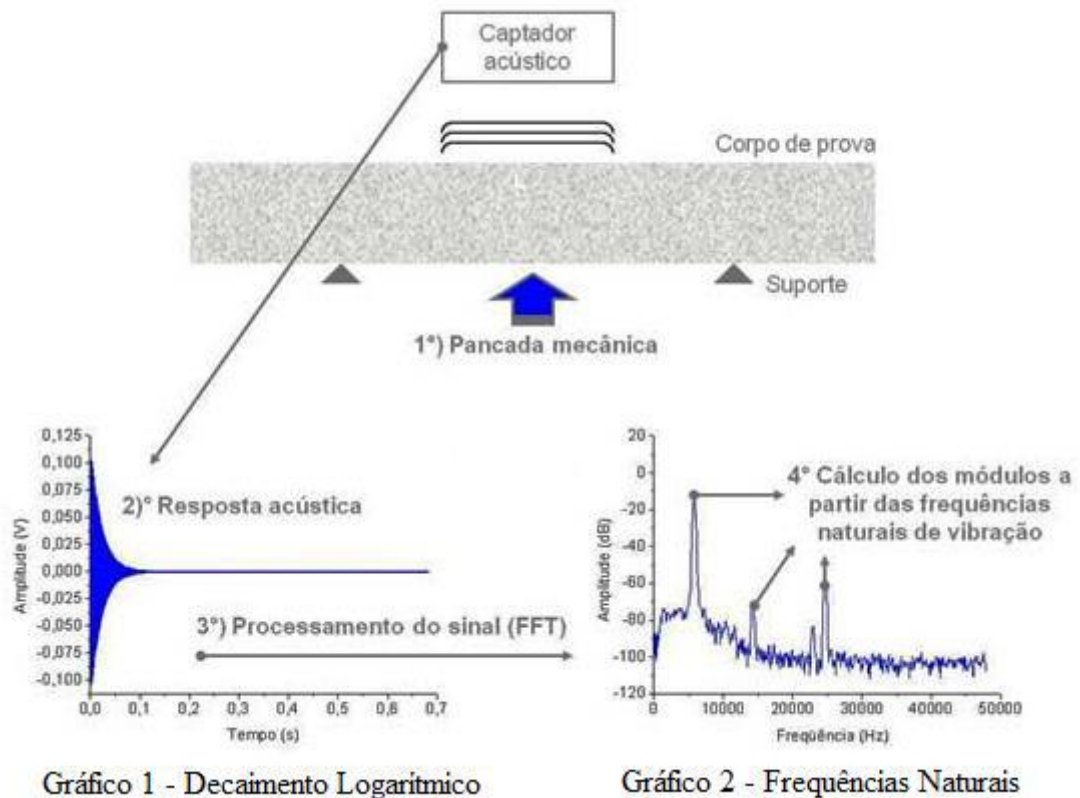


Figura 3.17 : Princípio básico de funcionamento do Sonelastic® (ATCP Engenharia Física).

Os corpos de prova utilizados foram, primeiramente, cortados com uma serra circular de disco abrasivo e, então, submetidos a um banho de ultrassom para a retirada de qualquer contaminação externa.

Os instrumentos de medida utilizados foram um paquímetro, com incerteza de 0,05 mm, e uma balança digital de precisão, com incerteza de 0,0001 g. Esses dados são os valores de entrada para o início da utilização do software, assim como a característica geométrica do corpo de prova, no caso uma barra cilíndrica maciça.

Como o Sonelastic caracteriza qualquer material rígido com formatos regulares, todos os corpos de prova obtidos através dos lingotes produzidos foram usinados em formato circular com diâmetro de 9 mm, conforme **Figura 3.18**. em torno Imor, modelo RN-400 com refrigeração, obtidos a partir dos lingotes produzidos experimentalmente. Após a usinagem, os mesmos foram lixados sequencialmente pelas lixas de granulometria 100, 220, 320, 400, 600 e 1200 granas e polidos com flanela.

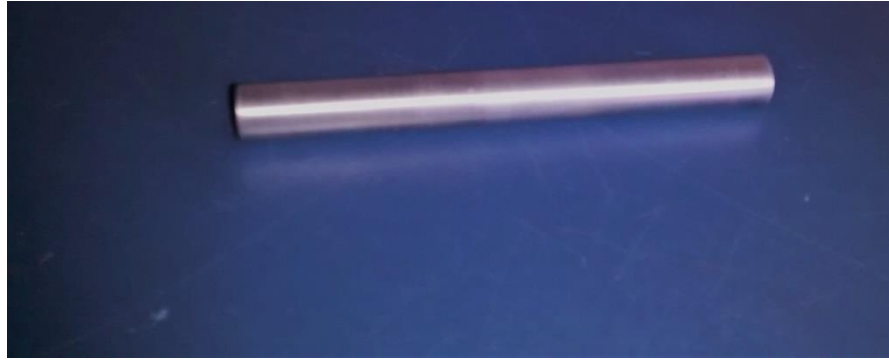


Figura 3.18 : Corpo de prova utilizado para ensaio não destrutivo de excitação

Para metais e ligas esta técnica nos auxilia no estudo da influência da microestrutura nas propriedades elásticas, nos estudos de defeitos (deslocamentos, contornos de grão e de fase), no acompanhamento e projeto de processos de têmpera e no estudo de processos de fadiga.

Utilizou-se o modo de aquisição automático e a análise “Single Flexural” que exige o conhecimento apenas da frequência flexional e da Razão de Poisson. Como as ligas estudadas foram desenvolvidas experimentalmente não sendo apresentada pela literatura, utilizou-se a Razão de Poisson de 0,33, a mesma do alumínio puro e de algumas ligas suas. O ensaio foi realizado 4 vezes para cada corpo de prova, num total de 108 ensaios.

3.7. ENSAIO DE DUREZA BRINNEL (HB)

As amostras que foram preparadas paratanto ,o ensaio (lixamento e polimento), eram apenas com peças das posições do $\lambda 1$. Usou-se uma esfera de 2,5/31,25/30”. O método de dureza Brinell consiste em comprimir uma esfera na superfície plana, essa compressão produz uma mocha, isto é, uma impressão permanente no metal, que após a remoção da força, pode ser medida por meio de uma lupa graduada ou por um micrômetro óptico acoplado ao durômetro; a impressão é chamada diâmetro d , foram realizadas cinco medições em toda peça.

As **Figuras** 3.19 e 3.20 mostram o equipamento utilizado e as impressões deixadas pelo penetrador.



Figura 3.19 : Durômetro



Figura 3.20 : Amostras do $\lambda 1$ com as mossas do penetrador de tungstênio .

3.8. ENSAIO DE MICRODUREZAVICKERS (HV)

As amostras foram preparadas(lixadas, polidas e atacadas quimicamente com o reagente Keller). Foi usado 10/10” . as amostras foram endentadas por um indentador de diamante, na forma de uma pirâmide reta de base quadrada e um ângulo de 136° entre as faces opostas. Foram feitas cinco medições ao longo de toda peça .



Figura 3.21 : Máquina para ensaios de microdureza.

4.RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 DETERMINAÇÃO DAS VARIÁVEIS TÉRMICAS DE SOLIDIFICAÇÃO

As curvas de resfriamento dos experimentos de solidificação em regime transiente foram registradas através de termopares posicionados longitudinalmente em diferentes posições, a partir da base refrigerada, ao longo do comprimento de cada lingote. Esse procedimento foi realizado para a obtenção do mapeamento térmico a partir da interface metal/molde em função do tempo. Os dados da análise das curvas de resfriamento foram usados para determinar os parâmetros térmicos de solidificação como: taxa de resfriamento (\dot{T}), velocidade de deslocamento da isoterma liquidus (V_L) e gradiente térmico (G).

4.1.1 Curvas de Resfriamento das Ligas

As **Figuras**4.1 , 4.2 e 4.3 apresentam as curvas de resfriamento das ligas : Al 2%Ni com adição de 0,5%,1% e 1,5% de Cu (solidificação unidirecional vertical ascendente). Observou-se uma diminuição gradual dos perfis de temperatura devido à extração de calor que se dá somente pela base do lingote. Isto ocorre devido ao aumento da resistência térmica em função da evolução da camada de sólido durante a evolução do processo de solidificação (**Garcia,2007**). Para obtenção dos parâmetros , posicionou-se os termopares nas posições específicas da chapa molde posicionados dentro da lingoteira, para registro de cada uma dessas posições. A partir da T_L (645°C,639°C e 640°C) das ligas analisadas traça-se uma reta paralela ao eixo dos tempos indicados no gráfico que representa os perfis térmicos. Pelas interseções dessa reta com os perfis térmicos obtém-se o tempo correspondente.

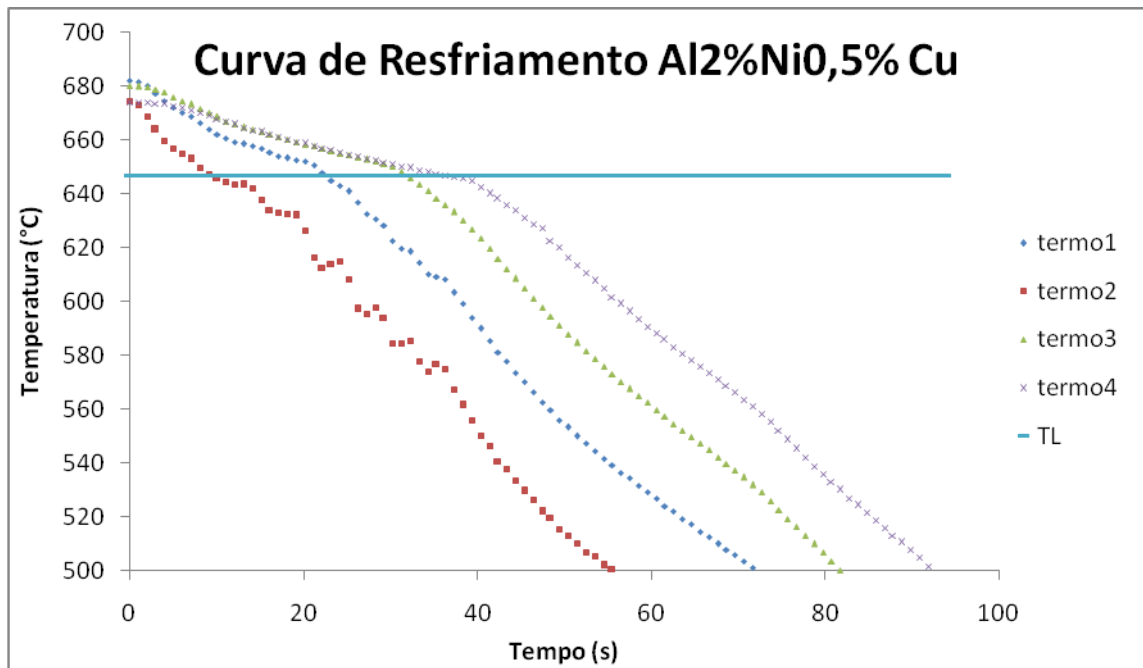


Figura 4.1 : Curva de Resfriamento correspondente aos termopares posicionados no da lingoteira durante o processo de solidificação unidirecional para a liga Al2%Ni com adição de 0,5%

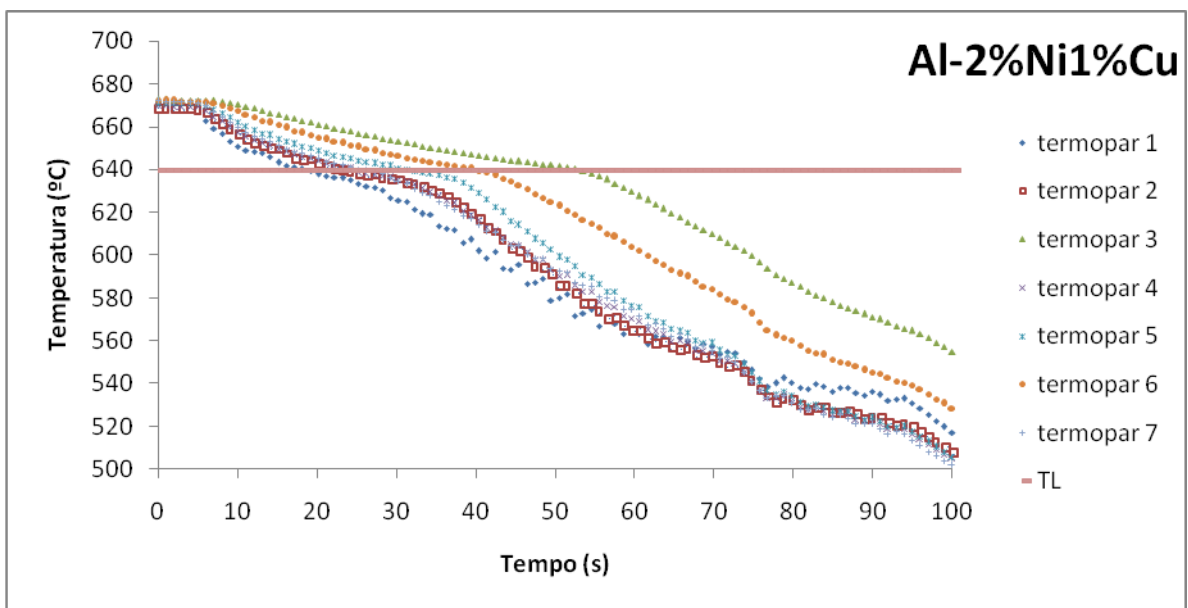


Figura 4.2 : Curva de Resfriamento correspondente aos termopares posicionados no da lingoteira durante o processo de solidificação unidirecional para a liga Al2%Ni com adição de 1,0% de Cu.

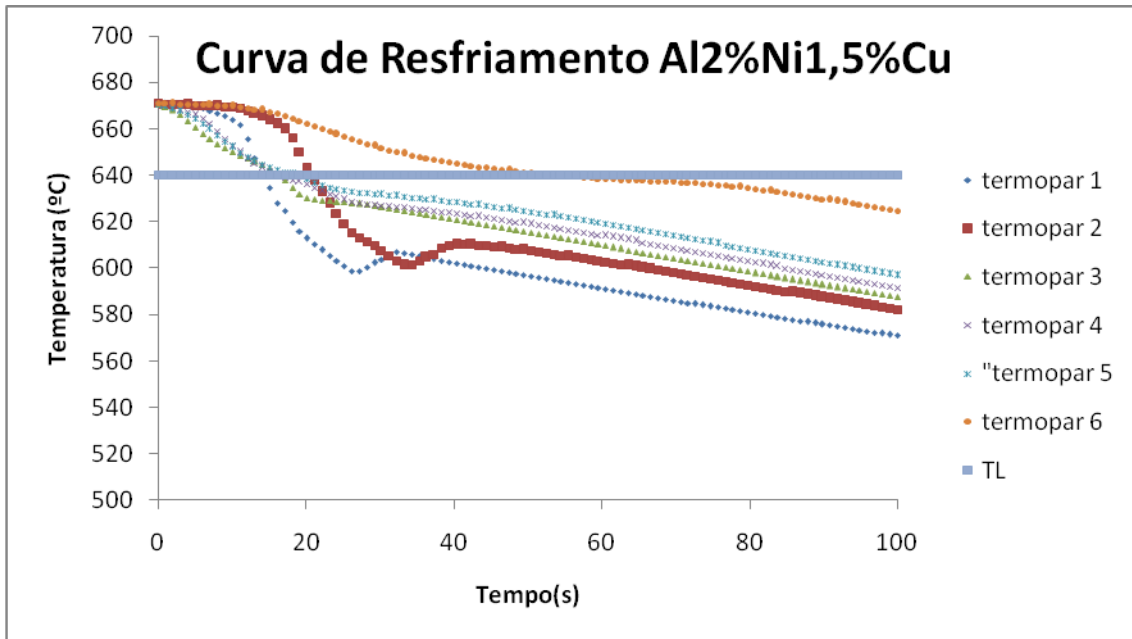


Figura 4.3 : Curva de Resfriamento correspondente aos termopares posicionados no da lingoteira durante o processo de solidificação unidirecional para a liga Al2%Ni com adição de 1,5% de Cu.

A partir dos registro térmicos determinou-se as curvas referentes ao tempo de passagem da isoterma *liquidus* para cada liga a uma dada posição no lingote a partir da base refrigerada. As ligas analisadas apresentaram perfis diferentes entre si. Observa-se pelas **Figuras 4.1; 4.2 e 4.3**, o posicionamento do termopar influencia diretamente no tempo, ou seja, quanto mais distante da chapa molde o termopar estiver posicionado, maior será o tempo por ele registrado. A adição gradual do Cu reduziu o tempo de passagem da isoterma *liquidus* (T_L) quando comparado com a correspondente liga com uma pequena quantidade de cobre.

4.1.2 Tempo de Passagem da Isoterma *liquidus* em Relação às Posições Específicas

A Figura 4.4, 4.5 e 4.6 apresentam o comportamento experimental da posição da isoterma *liquidus* com o tempo para as ligas de Al-2%Ni (0,5%, 1% e 1,5%) de Cu. Os gráficos apresentados são obtidos a partir das interseções da reta horizontal correspondente à temperatura *liquidus* (T_{liq}) com os perfis térmicos em cada posição dos termopares, a temperatura *liquidus* foi aferida quando a liga estava no forno mufla após a fusão dos elementos. Portanto, cada uma das ligas propiciou pontos distintos, que foram plotados e aparecem ilustrados nas figuras citadas acima.

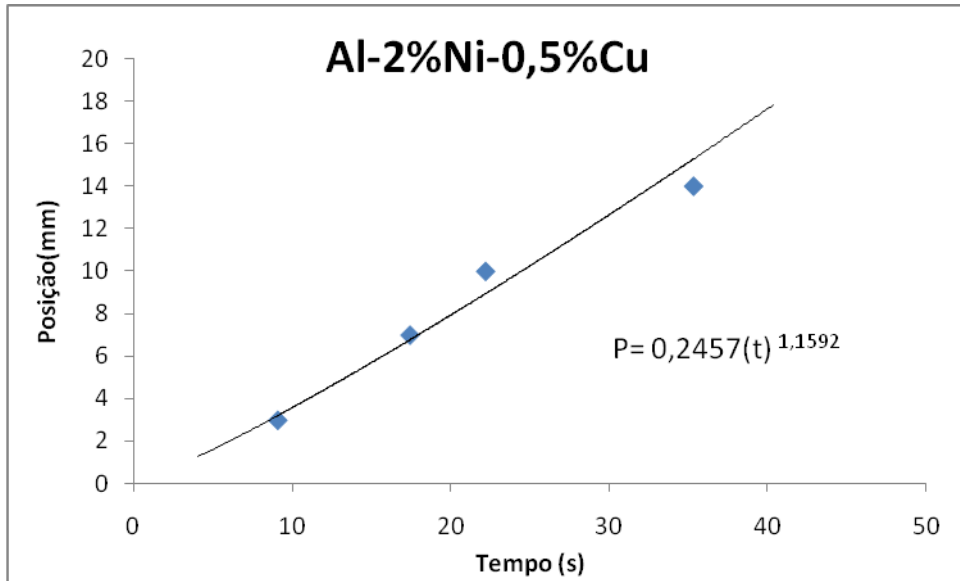


Figura 4.4: Posição da Isoterma *liquidus* a partir da chapa molde ou interface metal/molde em função do tempo, para a liga Al2%Ni com adição de 0,5% de Cu.

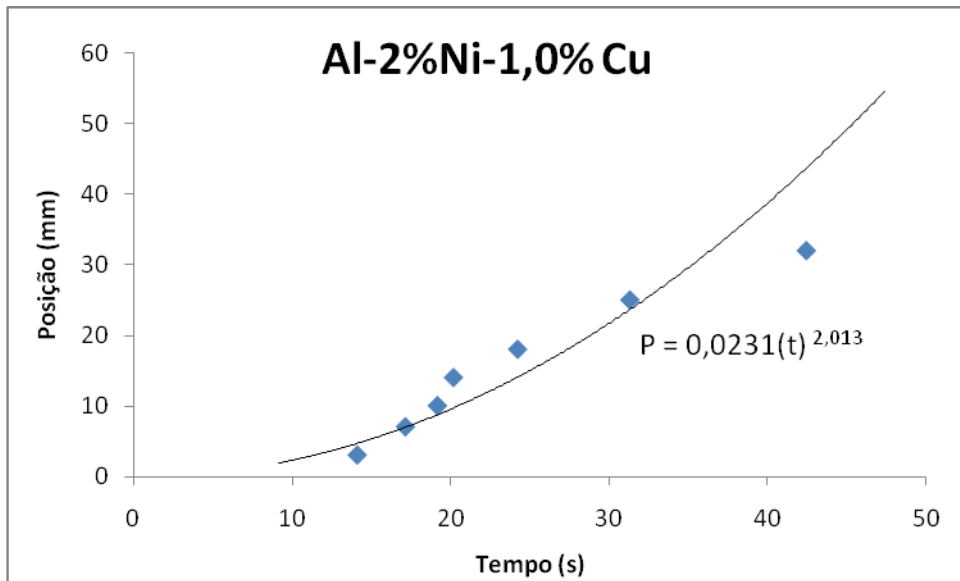


Figura 4.5 : Posição da Isoterma *liquidus* a partir da chapa molde ou interface metal/molde em função do tempo, para a liga Al2%Ni com adição de 1,0% de Cu.

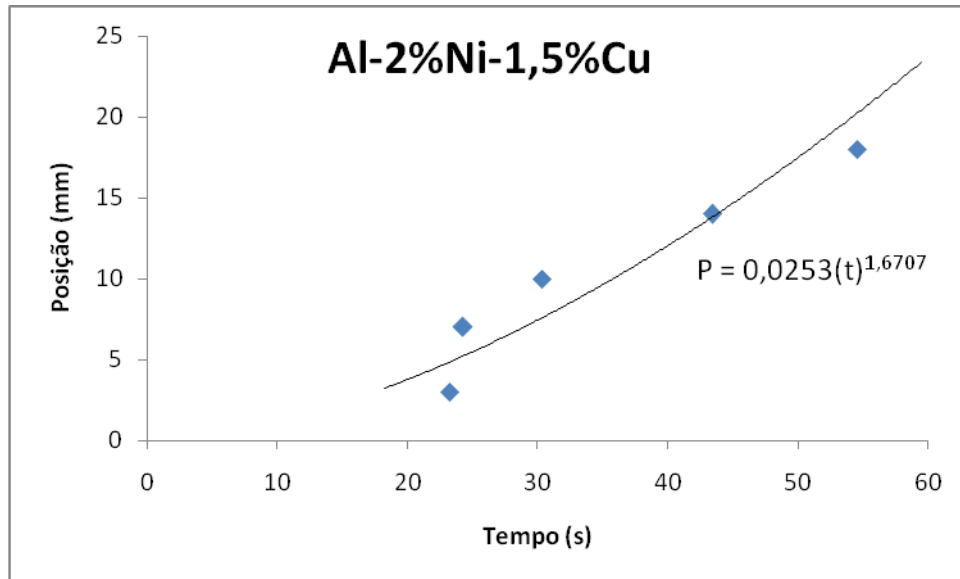


Figura 4.6 : Posição da Isoterma *liquidus* a partir da chapa molde ou interface metal/molde em função do tempo, para a liga Al2%Ni com adição de 1,5% de Cu.

Percebe-se com o registro térmico que para cada posição dos termopares a partir da chapa-molde, permitiu detectar que para uma mesma liga, quanto mais próximo da chapa-molde estiverem posicionados os termopares, menores serão os tempos ou os intervalos de solidificação registrados. Este fato se explica pela menor resistência dada a transferência de calor na posição mais próxima a chapa-molde, ou seja, quanto mais distante desta, há um maior volume de metal que proporciona dificuldade a extração de carga térmica, o que traduz-se por velocidades mais baixas de extração de calor. Dando-nos velocidades mais baixas de extração de calor.

O tempo de passagem da isoterma liquidus, em função das posições de cada termopar foi regida pelas leis experimentais de potência, como mostra a Equação 4.1.

$$P=C.(t_L)^n \text{Equação 4.1}$$

Onde:

P = posição específica em estudo (mm);

C = valor constante para cada liga, resultante de coeficientes da equação;

t_L = Tempo de passagem da isoterma *liquidus* numa posição (s);

n = expoente.

4.1.3. Obtenção das Velocidades de deslocamento da Isoterma *liquidus*

De acordo com os dados obtidos das posições dos termopares em função do tempo a partir da interface metal/molde, obtidos no gráfico acima, foram obtidas as curvas de potência juntamente com suas funções em formato $P=a(t)^b$ que corresponde a passagem da isoterma *liquidus*. A derivada dessa função em relação ao tempo resultou nos valores da velocidade de avanço da isoterma *liquidus*, conforme mostrado nas Figuras 4.7 ; 4.8 e 4.9.

A influência do aumento do teor de cobre nas ligas , prevê menores velocidades de solidificação ,mais energia será necessária para que a isoterma *liquidus* caminhe ao longo do lingote.O mesmo fenômeno foi observado para as ligas hipoeutéticas de alumínio-níquel estudadas por (Gomes,2013).

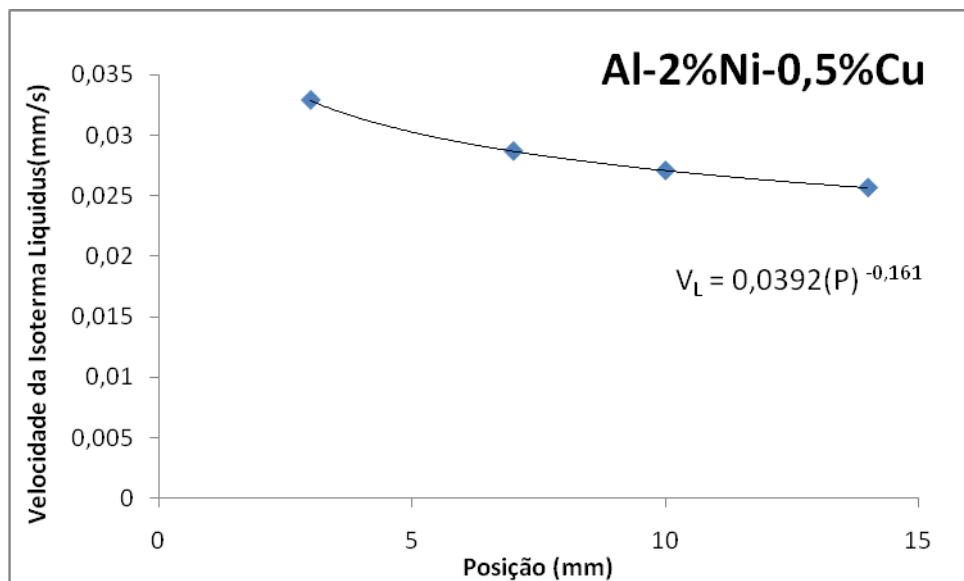


Figura 4.7 :Evolução da velocidade da isoterma *liquidus*, em função da posição, para as ligas Al-2%Ni com adição de 0,5% de Cu.

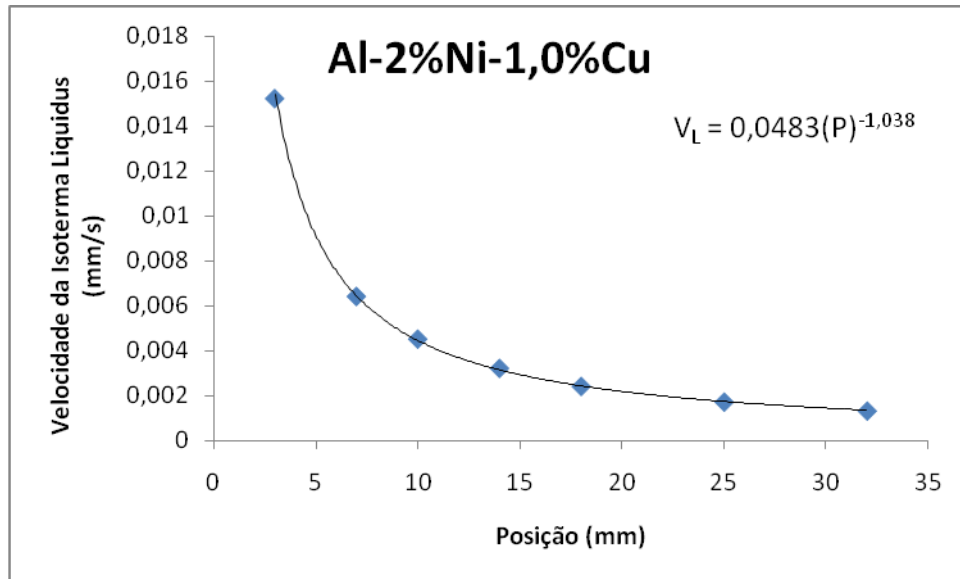


Figura 4.8 : Evolução da velocidade da isoterma *liquidus*, em função da posição, para as ligas Al-2%Ni com adição de 1,0% de Cu.

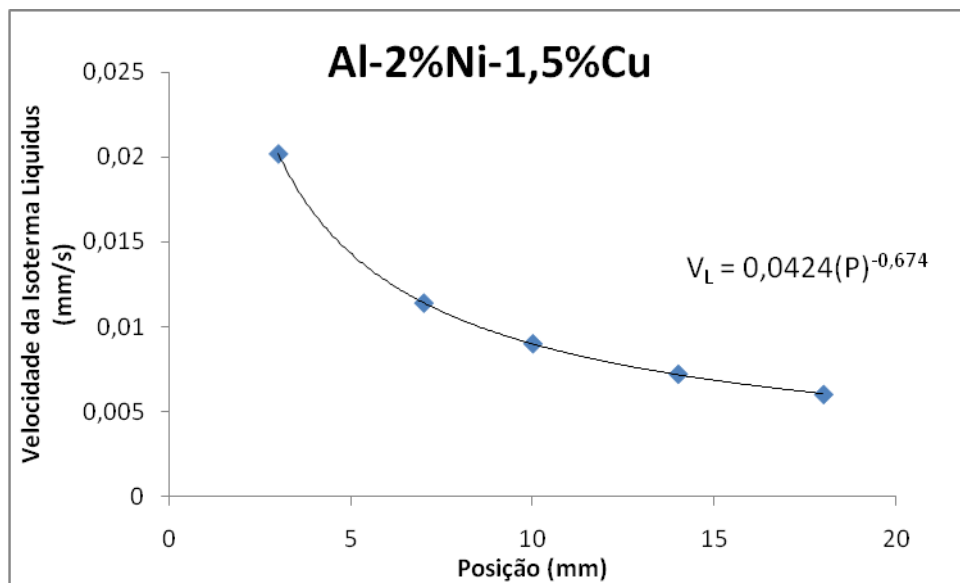


Figura 4.9 : Evolução da velocidade da isoterma *liquidus*, em função da posição, para as ligas Al-2%Ni com adição de 1,5% de Cu.

Observa-se nas **Figuras 4.7 ; 4.8 e 4.9** , a velocidade diminuindo com o decorrer do tempo e que as velocidades mais altas são obtidas em posições de termopares mais próximos a chapa molde, isso se dá ao fato da derivação da função P que é aplicada em cada instante de tempo de passagem da isoterma *liquidus* correspondente a cada termopar.

4.1.4 Determinação das Taxas de resfriamento

As Figuras 4.10; 4.11 e 4.12 apresentam as taxas de resfriamento foram calculadas a partir da derivada de cada curva de resfriamento no momento da passagem da isoterma liquidus por cada termopar, $\dot{T} = dT/dt$

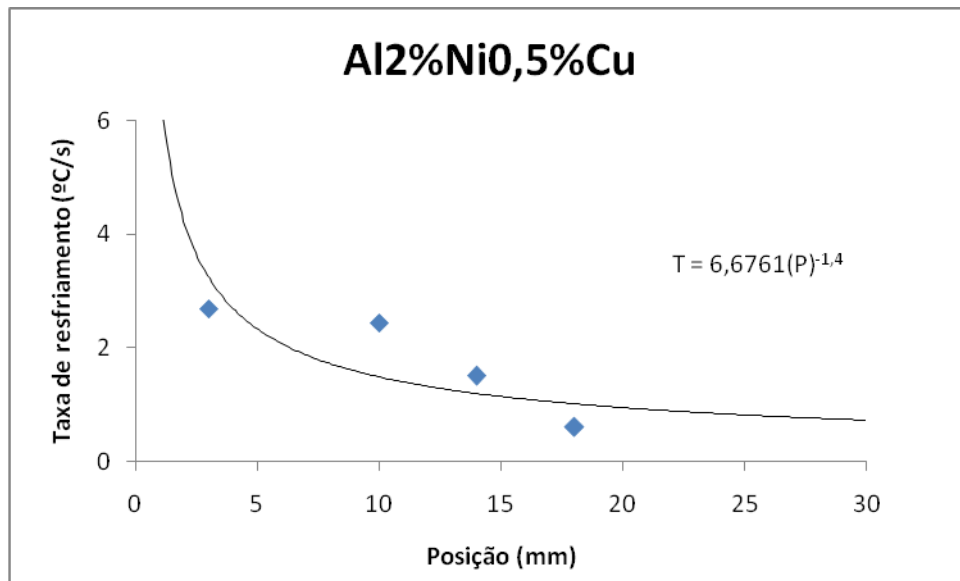


Figura 4.10 : Taxa de resfriamento experimental em função da posição da isoterma *liquidus*, para as ligas Al-2%Ni com adição de 0,5% Cu solidificadas no dispositivo unidirecional vertical ascendente.

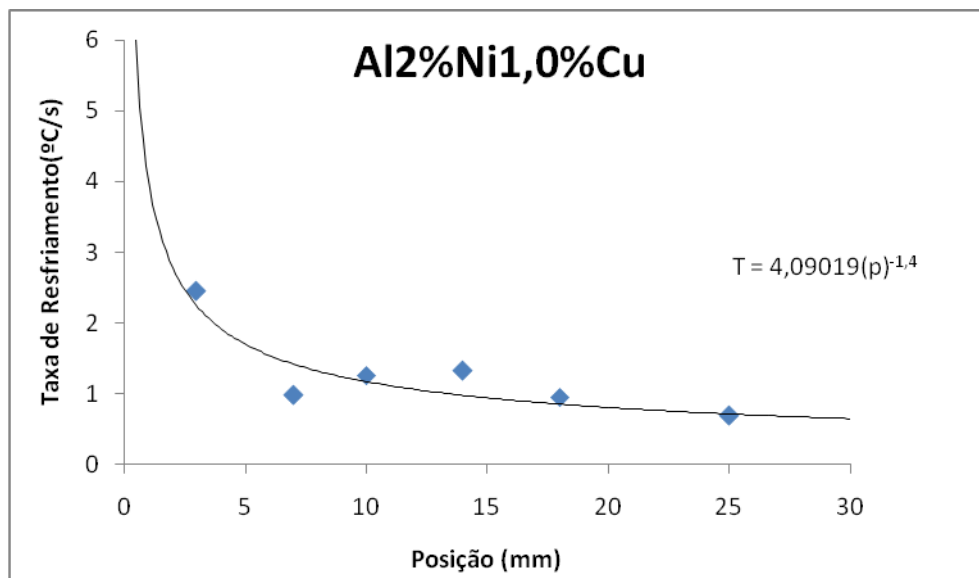


Figura 4.11 : Taxa de resfriamento experimental em função da posição da isoterma *liquidus*, para as ligas Al-2%Ni com adição de 1,0% Cu solidificadas no dispositivo unidirecional vertical ascendente.

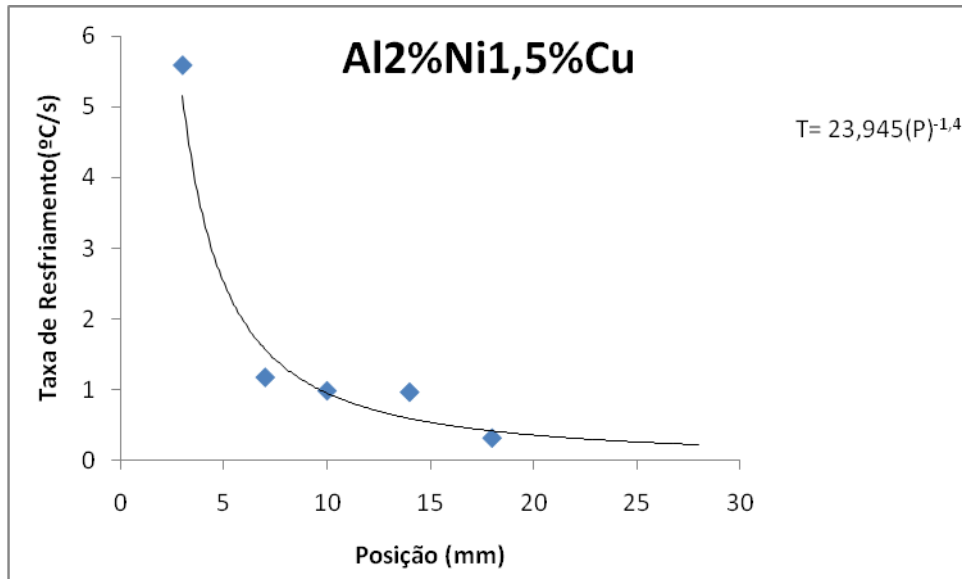


Figura 4.12 :Taxa de resfriamento experimental em função da posição da isoterma *liquidus*, para as ligas Al-2%Ni com adição de 1,5% Cu solidificadas no dispositivo unidirecional vertical ascendente.

Observou-se nas **Figuras** 4.10 a 4.12 variações das taxas de resfriamento independente do teor de cobre adicionado, Como é esperado, quanto mais se afasta da interface metal/molde à taxa de resfriamento é reduzida. Essa característica é importante, já que na solidificação transitória, V_L e G_L são interdependentes, sendo a taxa de resfriamento o parâmetro determinante do arranjo microestrutural (Silva,2013).

4.1.5. Determinação dos Gradientes Térmicos Locais (G_L)

As **Figuras** 4.13 , 4.14 e 4.15 apresentam os gradientes térmicos locais em função da isoterma *liquidus* para as ligas Al2%Ni (0,5%, 1,0% e 1,5% de Cu). Por se tratar de solidificação em regime transiente, pelo qual o calor é transferido internamente no material e no molde e sem efeito significativo de convecção no líquido, o gradiente térmico foi calculado a partir da relação $G_L = T/V_L$, .(Garcia, 2007).

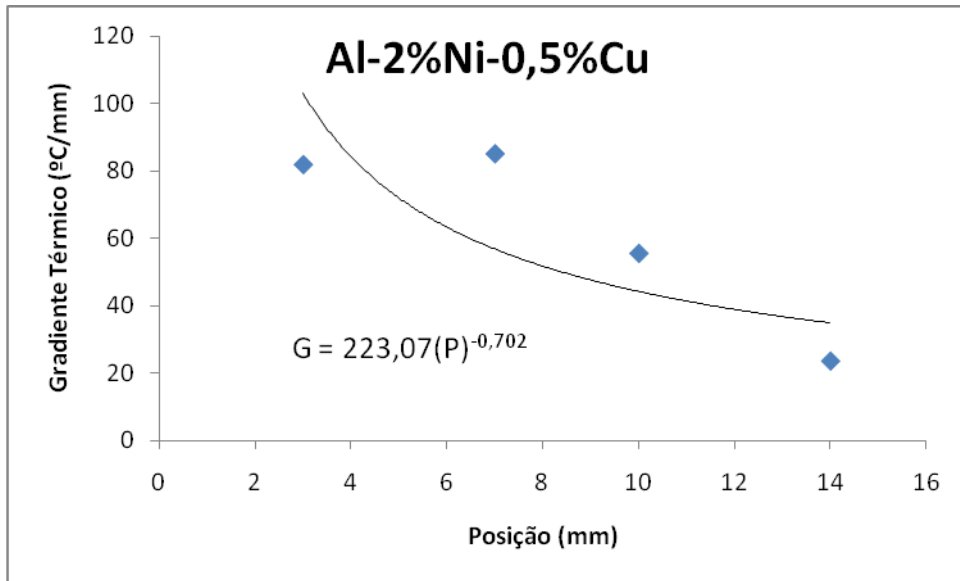


Figura 4.13 : Gradientes térmicos locais versus Posições da liga Al2%Ni com adição de 0,5% de Cu.

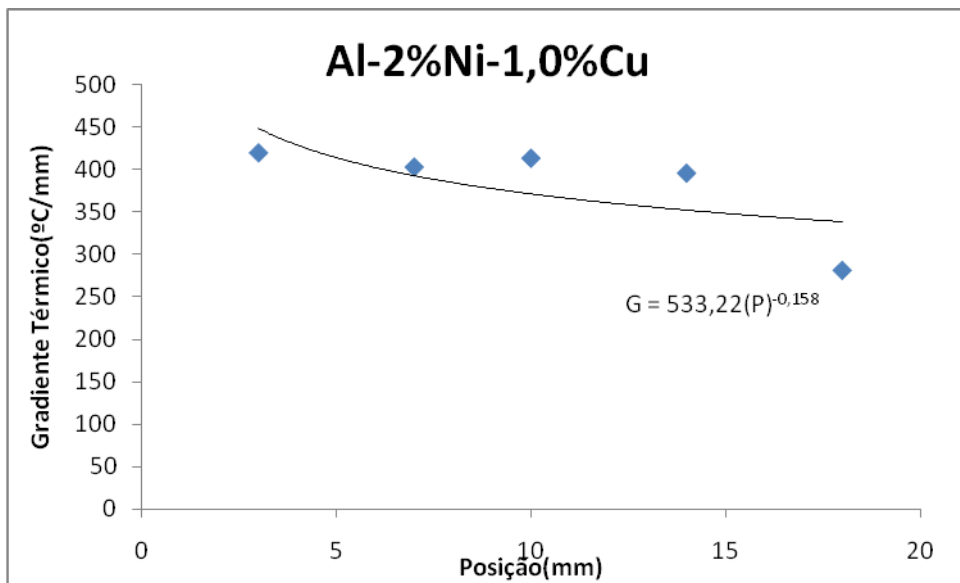


Figura 3.14 : Gradientes térmicos locais versus Posições da liga Al2%Ni com adição de 1,0% de Cu.

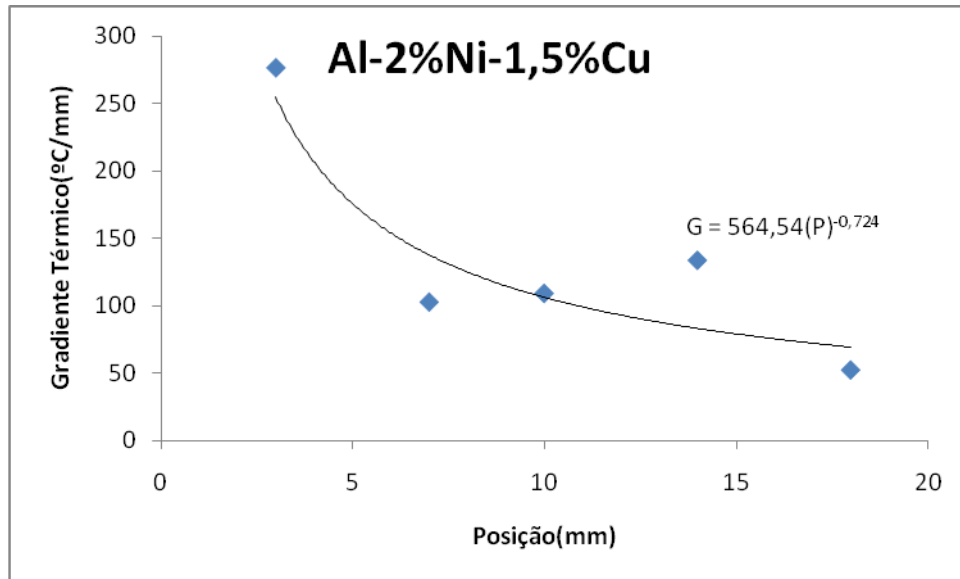


Figura 4.15 : Gradientes térmicos locais versus Posições da liga Al2%Ni com adição de 1,5% de Cu.

Foi observado um decaimento do gradiente térmico ao longo do processo de solidificação. Isso acontece devido a queda da variação de temperatura, entre a fase sólida formada com a fase ainda líquida, a medida que a interface desloca-se ao longo do fundido.

4.2. MACROESTRUTURA

4.2.1. CARACTERIZAÇÃO MACROESTRUTURAL

As Figuras 4.16 a 4.18 mostram as macroestruturas das ligas Al2%Ni (0,5%, 1,0% e 1,5%) Cu, após ataque químico realizado, onde podemos visualizar a unidirecionalidade do fluxo de calor em relação à base do molde. Observa-se a presença de estruturas colunares e coquilhadas. As proporções destas estruturas são ditadas pela quantidade de calor retirada pela interface metal/molde, ou seja, quanto maior a retirada de calor maior será a existência de estruturas colunares. Pode-se analisar que estas estruturas variam em cada ensaio.

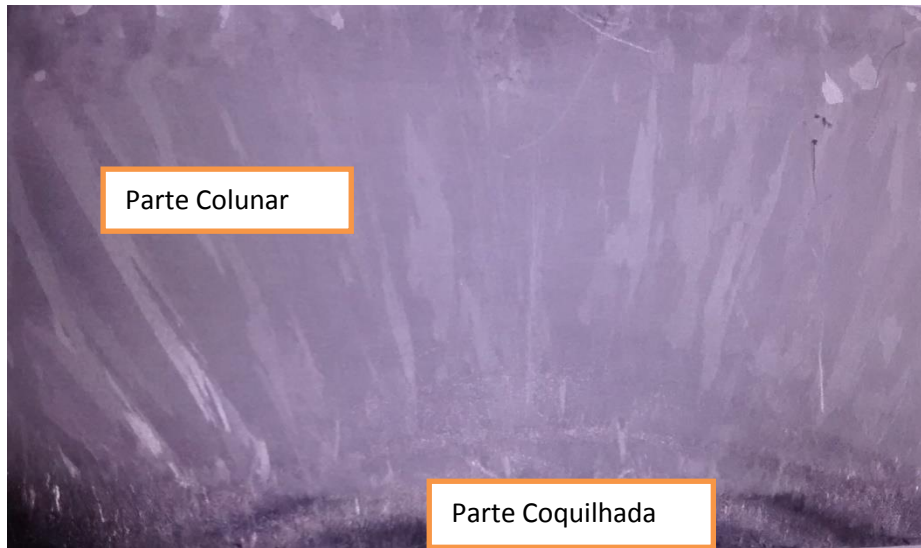


Figura 4.16 : Macroestruturas da seção longitudinal da liga Al-2%Ni com adição de 0,5% de Cu.

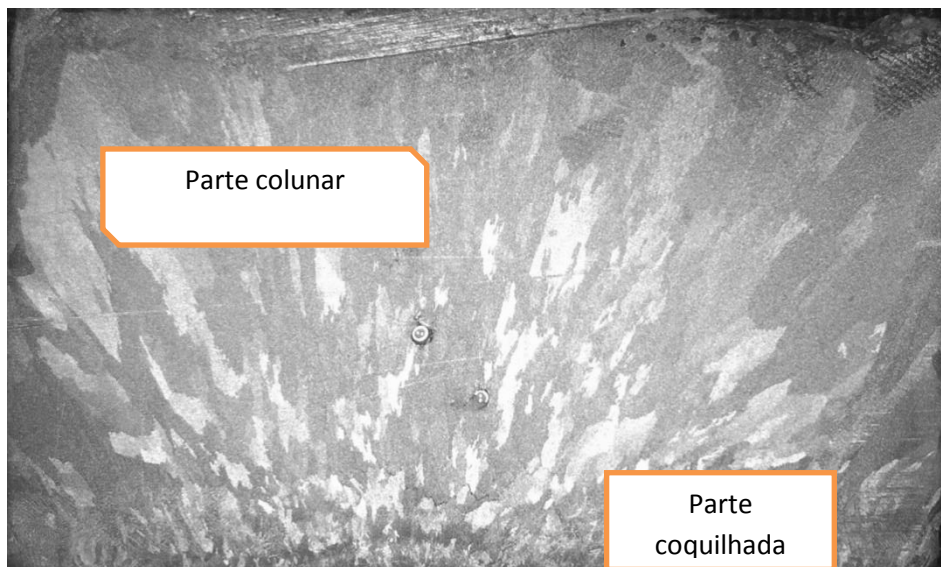


Figura 4.17 :Macroestruturas da seção longitudinal da liga Al-2%Ni com adição de 1,0% de Cu.

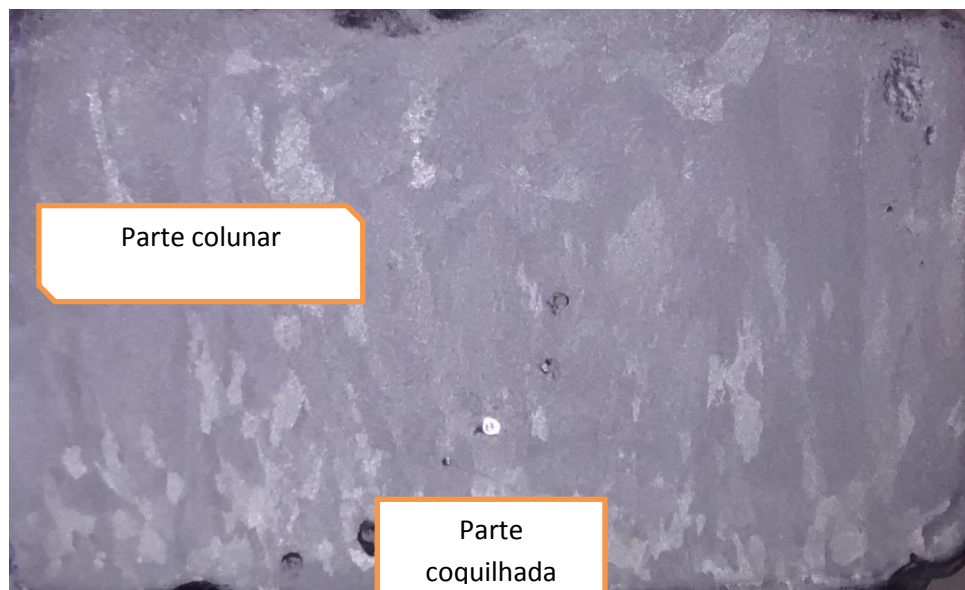


Figura 4.18 : Macroestruturas da seção longitudinal da liga Al-2%Ni com adição de 1,5% de Cu.

Notou-se grãos colunares com uma direcionalidade no sentido vertical apenas na liga Al2%Ni1,5%Cu, atestando a eficácia da extração de calor no processo de solidificação . Enquanto que nas ligas Al2%Ni com adição de (0,5% e 1,0% Cu) , apresenta certa inclinação nas laterais . De acordo com Garcia (2007) essas inclinações podem ser causadas por perturbações mecânicas externas durante a solidificação que, mesmo sendo mínima, pode ser suficiente para mudar a direção de crescimento das pontas dendríticas.

Observa-se também a presença de grãos equiaxiais na parte superior dos lingotes das ligas Al2%Ni0,5%Cu e Al2%Ni1,5%Cu, o que nos remete a uma provável transição colunar –equiaxial (TCE), provocando uma transição entre os modos de crescimento. É válido ressaltar de que esses grãos equiaxiais exerceram um crescimento competitivo com a frente colunar, de maneira tal que se os cristais forem pequenos são adicionados a essa frente e passam a crescer de forma colunar dendrítica, isso acontece, por não haver isolamento térmica perfeita na parte superior do lingote resultando em uma superfície livre de metal super-resfriado.(Garcia,2007; Nascimento,2011).



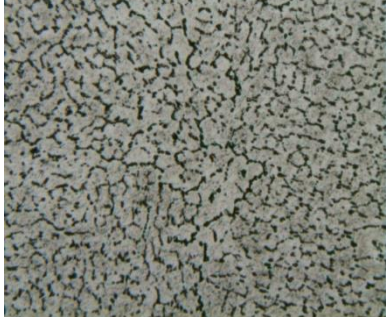

4.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

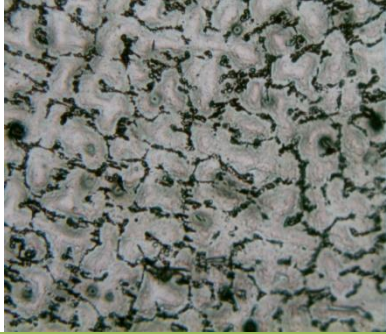
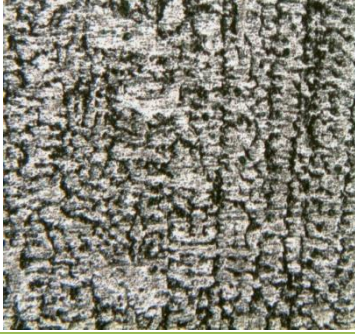
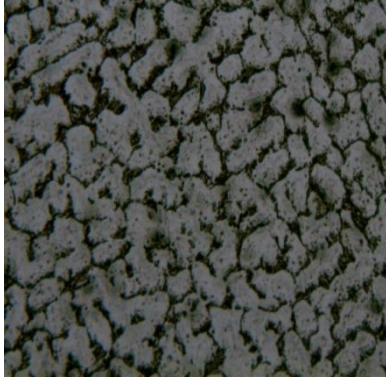

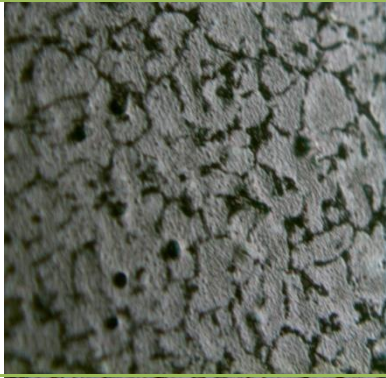


4.3.1. MICROESTRURA DAS LIGAS SOLIDIFICADAS EM REGIME TRANSIENTE

As microestruturas resultantes do processo de solidificação desenvolvido nesse trabalho para as ligas em estudo, apresentam morfologia dendrítica. As microestruturas foram caracterizadas tanto no sentido transversal (λ_1), espaçamentos dendríticos primários, como longitudinal (λ_2), espaçamentos dendríticos secundários à direção da extração de calor.

Permitindo investigar, a influência das variáveis térmicas de solidificação na formação da matriz dendrítica. O resultado da revelação das microestruturas para cada posição do lingote a partir da base de extração para as ligas Al2%Ni0,5% Cu solidificada no sentido ascendente, é mostrado na Tabela 4.1.

Tabela 4.1: Microestruturas dendrítica evidenciando as ramificações primárias (esquerda) e secundárias (direita) da liga Al2%Ni com adição de 0,5%Cu.

Al 2% Ni 0,5% Cu (λ_1)		Al 2% Ni 0,5% Cu (λ_2)	
	P=7mm V _L = 1.20mm/s T=1.88°C/s		P=0-4,5 mm V _L =1.32mm/s T=2.51°C/s
	P=10 mm V _L =1.11mm/s T= 1.49 °C/s		P=6-11 mm V _L =1.29mm/s T=2.33°C/s

	P= 14mm V _L = 1.03mm/s T= 1.2°C/s		P=13- 22 mm V _L = 1.13 mm/s T=1.6°C/s
	P=18mm V _L =0.98mm/s T=1.02 °C/s		P=23,5- 28mm V _L =1.32 mm/s T=2.5°C/s
	P= 25mm V _L =0.91 mm/s T=0.82 °C/s		P=29,5- 36mm V _L =1.22mm/s T=1.97°C/s
	P=32mm V _L =0.86mm/s T=0.70°C/s		





Para esta liga foram analisados o λ_1 até a posição de 32 mm de distância da chapa molde e, para as medidas λ_2 , foram levados em conta medições de 0-4,5 ; 6-11 ; 13- 22 ; 23,5-28; 29,5-36 mm de distância da chapa molde.

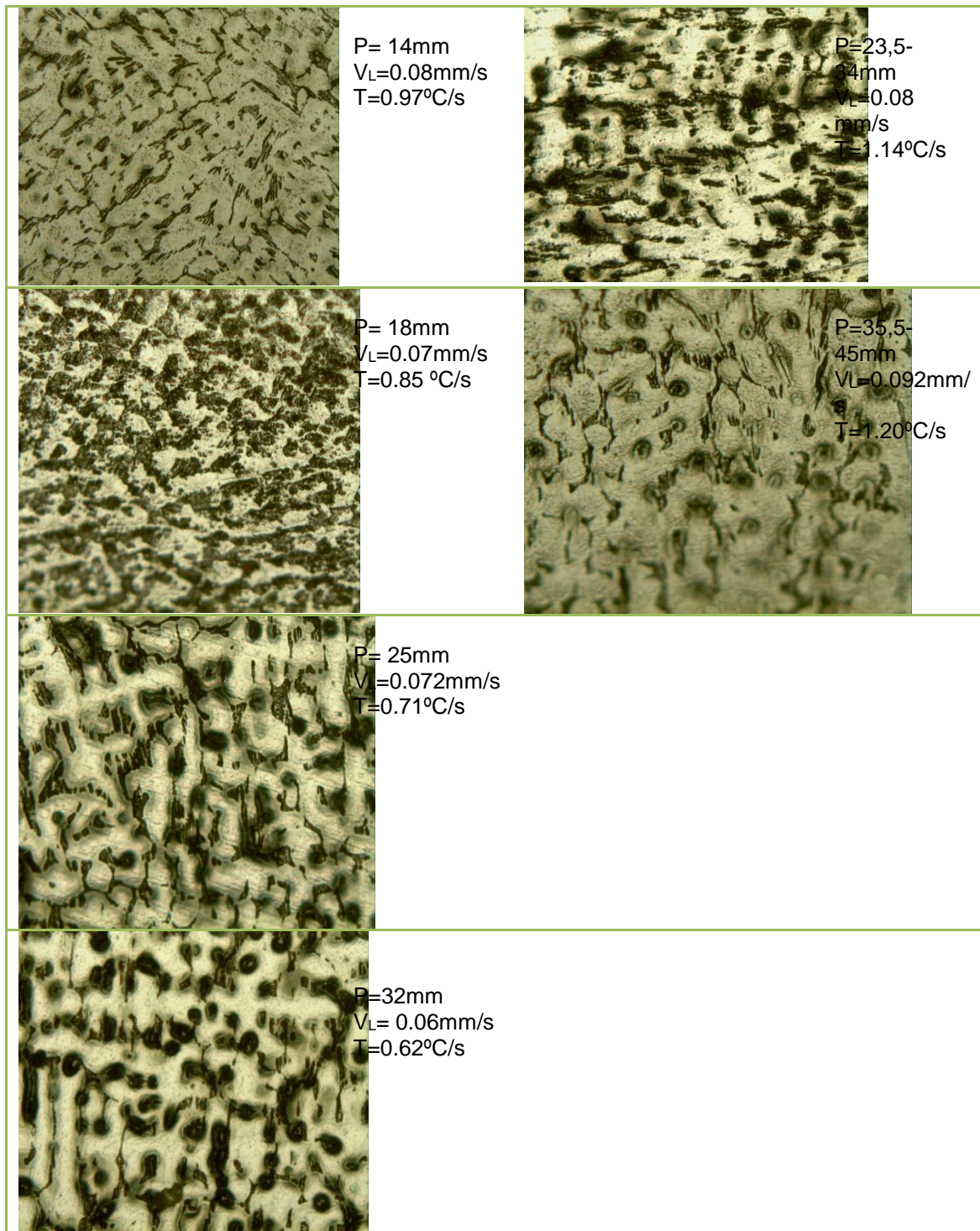
Em relação ao λ_1 , observa-se um crescimento das microestruturas à medida que aumenta as posições referentes a P, ou seja, há ocorrência de dendritas mais

refinadas próximas à base do lingote posição (3,7,10 e 14 mm) e menos refinada na posição (18,25 e 32 mm) à mediada que a distância aumenta em relação a base . Isso comprova a influência das variáveis térmicas (V_L, T_L e G_L) de solidificação na formação microestrutural. Em relação as microestruturas do λ_2 , nota-se uma diminuição dos braços secundários para as posições mais próximas a base de extração de calor, revelando a presença de duas fases : dendrítica(partes claras) e interdendrítica (parte escura).

A Tabela 4.2 mostra as morfologias microestruturais obtidas para a liga Al2%Ni1,0%Cu solidificada no sentido ascendente. Observou-se uma microestrutura essencialmente dendrítica.

Tabela 4.2: Microestruturas dendrítica evidenciando as ramificações primárias (esquerda) e secundárias (direita) da liga Al2%Ni com adição de 1,0%Cu.

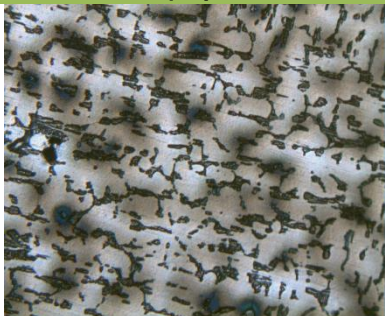
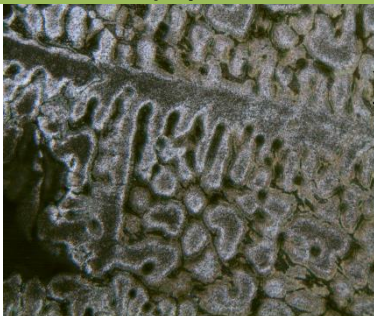
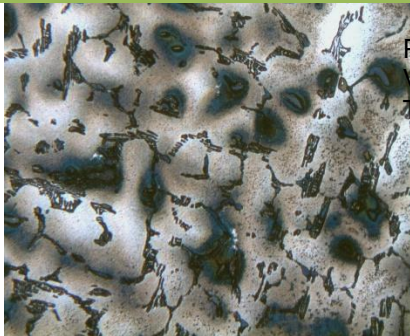
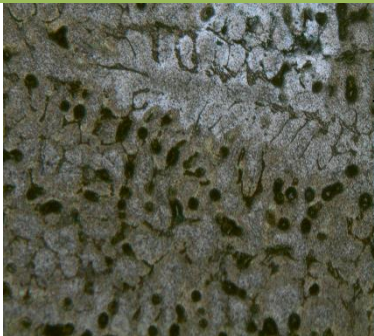
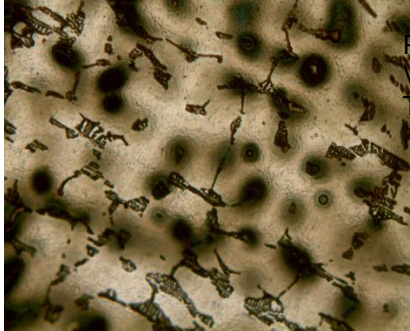

Al 2% Ni 1,0% Cu (λ_1)		Al 2% Ni 1,0% Cu (λ_2)	
	P=7mm $V_L=0.01$ mm/s $T=1.4$ °C/s		P=0-12mm $V_L=0.08$ mm/s $T=1.06$ °C/s
	P=10mm $V_L=0.09$ mm/s $T=1.17$ °C/s		P=13,5-22mm $V_L=0.09$ mm/s $T=1.28$ °C/s

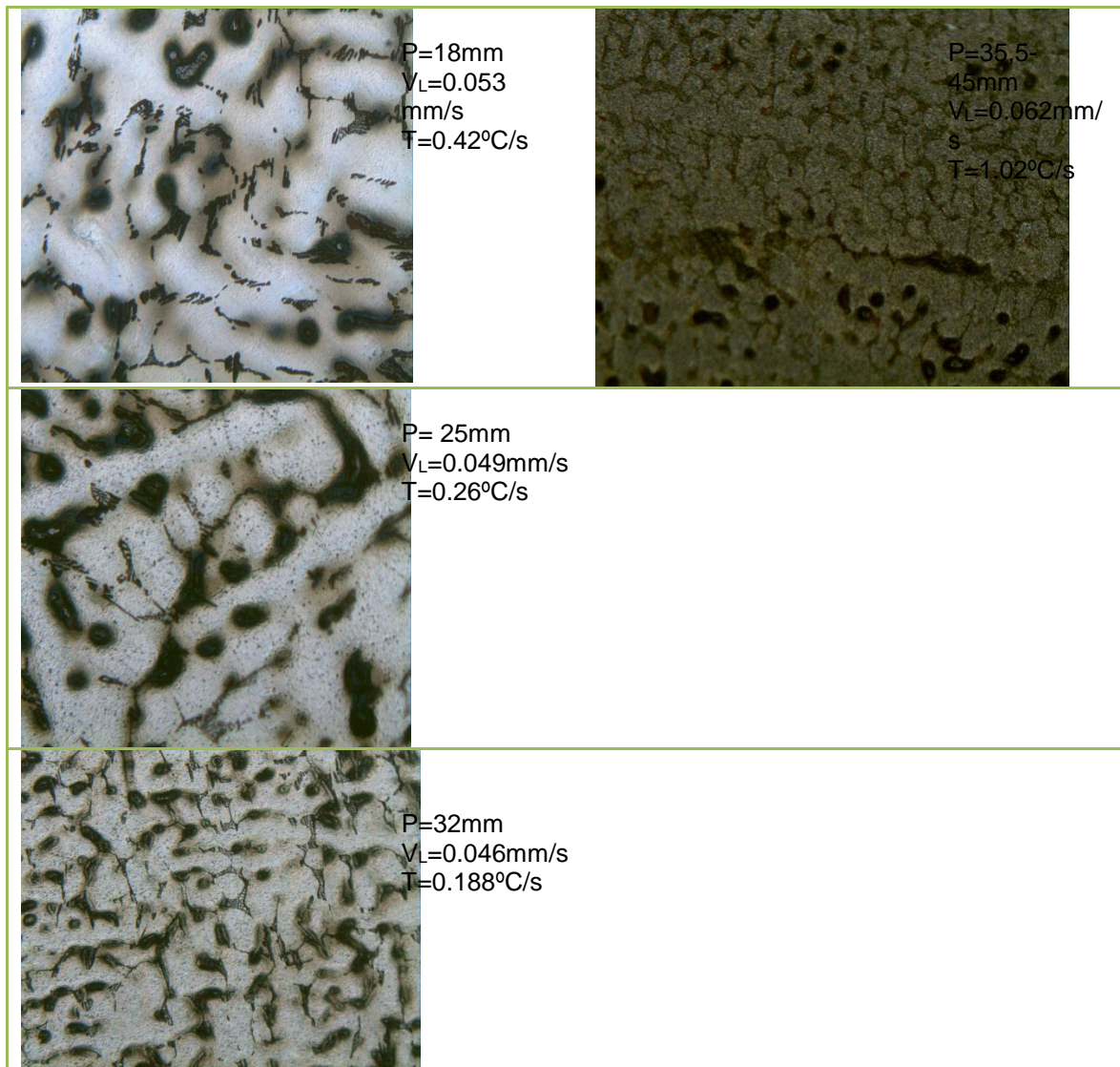


Para esta liga foram analisados os λ_1 até a posição 32mm de distância da chapa molde e, para as medidas λ_2 , foram levados em conta medições de 0-12;13,5-22;23,5-34 e 35,5-45mm de distância da chapa molde. Confirmando a mesma tendência apresentada no caso da liga Al2%Ni0,5%Cu.

A Tabela 4.3 exemplifica a microestrutura completamente dendrítica observada ao longo de todo o lingote da liga Al2%Ni1,5%Cu indicando a não ocorrência de transição microestrutural.

Tabela 4.3: Microestruturas dendrítica evidenciando as ramificações primárias (esquerda) e secundárias (direita) da liga Al2%Ni com adição de 1,5%Cu.

Al 2% Ni 1,5% Cu (λ_1)		Al 2% Ni 1,5% Cu (λ_2)	
	P=7mm V _L =0.067 mm/s T=1.57°C/s		P=0-12mm V _L =0.05mm/s T=0.74°C/s
	P=10mm V _L =0.061mm/s T=0.95°C/s		P=13,5-22mm V _L =0.06mm/s T=1.20°C/s
	P=14mm V _L =0.056mm/s T=0.59°C/s		P=23,5- 34mm V _L =0.06mm/s T=0.89°C/s



Para esta liga foram analisados os λ_1 até a posição 32mm de distância da chapa molde e, para as medidas λ_2 , foram levados em conta medições de 0-12;13,5-22;23,5-34 e 35,5-45mm de distância da chapa molde. Além de confirmara mesma tendência apresentada no caso da liga Al2%Ni0,5%Cu, o aumento do teor de Cu nessa liga Al2%Ni1,5%Cu, reduziu os espaçamentos dendríticos de primeira ordem, possivelmente devido ao super-resfriamento constitucional. Observou-se também um acentuado espessamento do braço dendrítico secundário λ_2 , proveniente do aumento da distância entre os braços durante o processo de solidificação.

Com base na microscopia eletrônica de varredura (MEV), observou-se regiões de fase branca rica em níquel e cobre, isso do ponto de vista morfológico. Tal

observação é devido a uma segregação por parte do soluto para os contornos de grãos do material, como mostra a **Figura 4.19**.

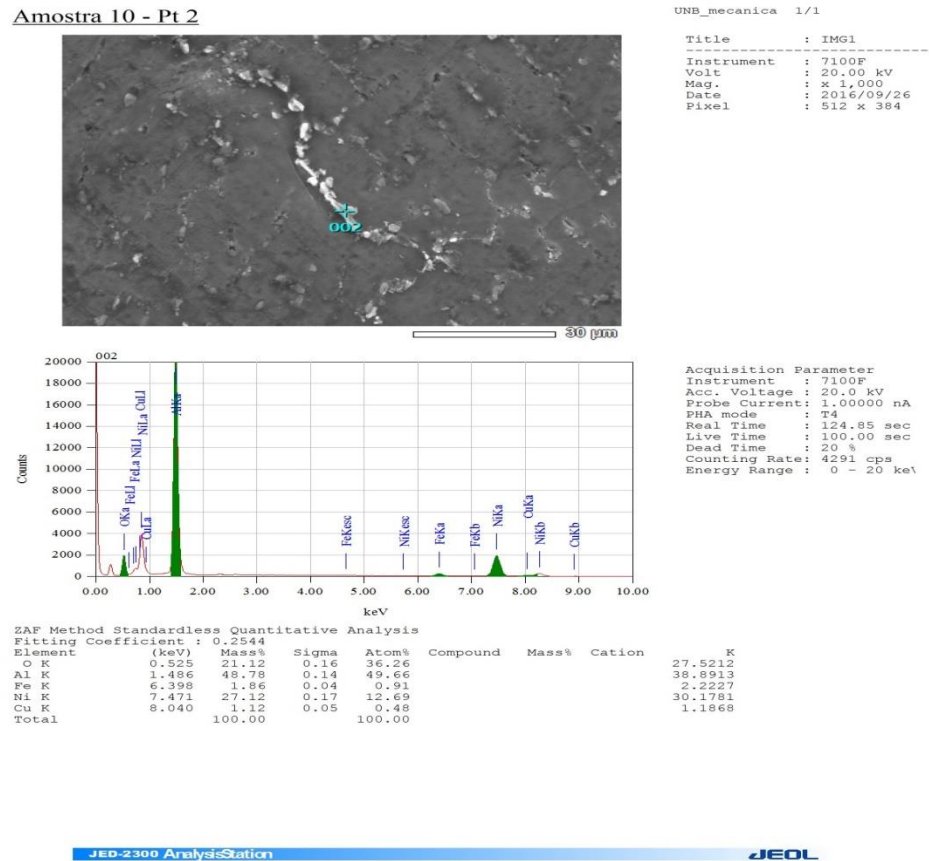


Figura 4.19 :Micrografia da liga Al2%Ni0,5%Cu (MEV)

Fonte:(Arquivo Pessoal)

4.4. CORRELAÇÃO ENTRE AS VARIÁVEIS TÉRMICAS DE SOLIDIFICAÇÃO E PARÂMETROS MICROESTRUTURAIS DENDRÍTICOS

4.4.1.Crescimento do espaçamento Dendrítico Primário (λ_1) um função de diferentes Regiões do Lingote

As microestruturas reveladas no plano transversal ao fluxo de calor, permitiram a caracterização da matriz dendrítica e a medição dos espaçamentos dendríticos primário (EDP - λ_1). Foram realizadas as medições dos (EDP) de maneira aleatória, a partir da interface metal/molde em aço-carbono. As Figuras 4.20; 4.21 e 4.22 apresentam os valores médios obtidos pelas medições dos espaçamentos dendríticos em função da posição relativa à chapa molde para as três ligas analisadas, Al2%Ni0,5%Cu, Al2%Ni1,0%Cu e Al2%Ni1,5%Cu.

Essas mesmas figuras apresentam as equações experimentais ,que correlaciona os EDP e posição de cada termopar relativo a interface metal/molde, obtendo-se a lei experimental.

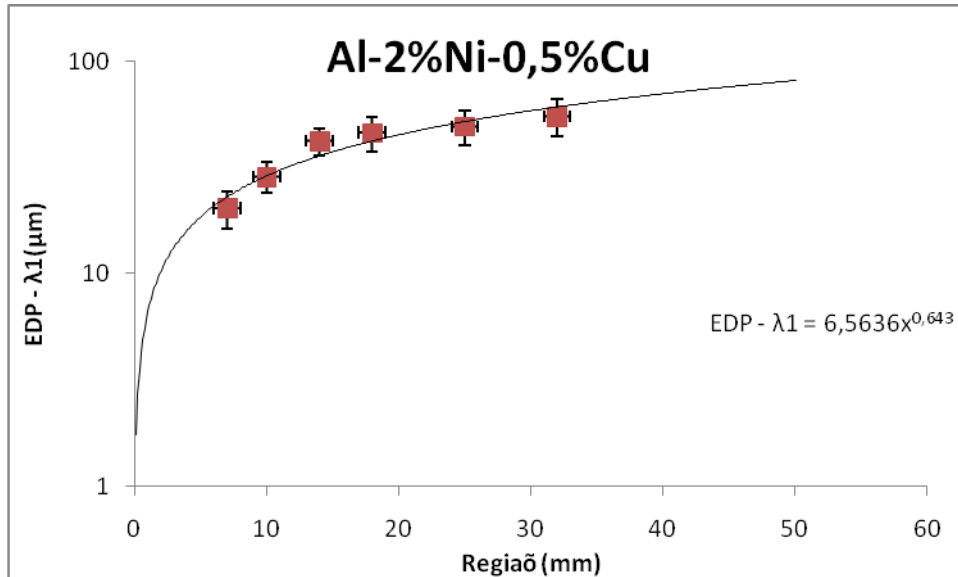


Figura 4.20 : Espaçamento dendrítico secundário em função da posição , para a liga Al2%Ni com 0,5% de Cu.

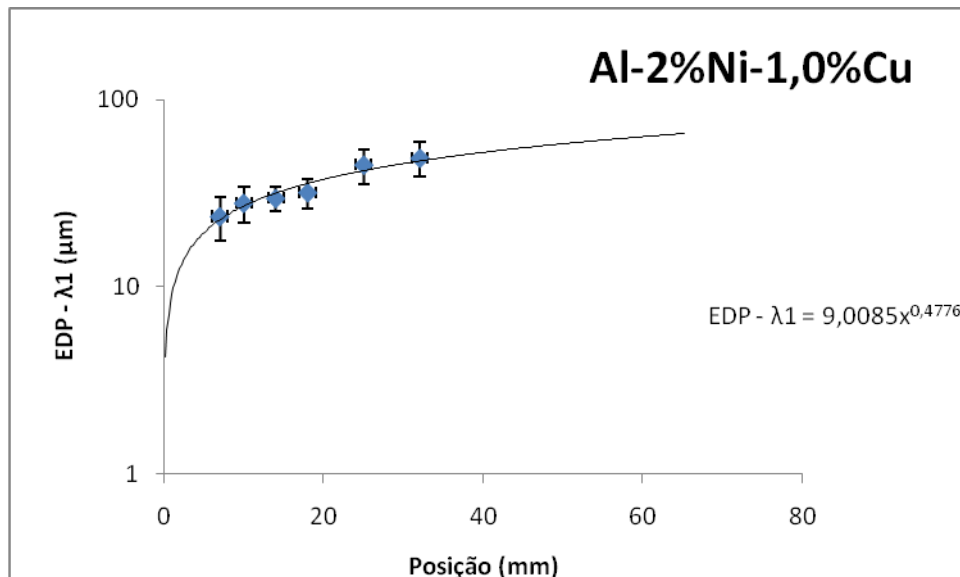


Figura 4.21 : - Espaçamento dendrítico secundário em função da posição , para a liga Al2%Ni com 1,0% de Cu.

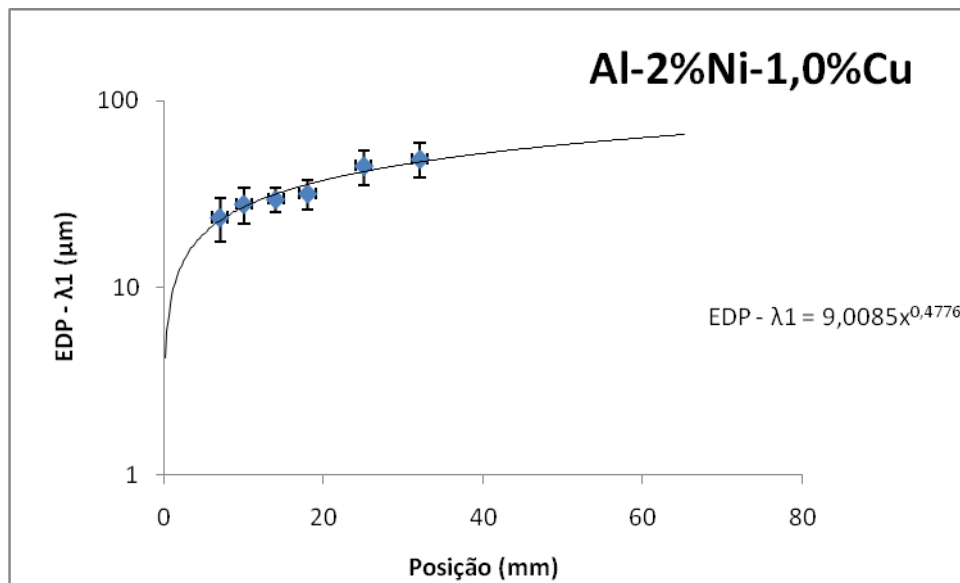


Figura 4.22 : Espaçamento dendrítico primário em função da posição , para a liga Al2%Ni com 1,5%de Cu.

A análise dos dados obtidos para os espaçamentos dendríticos primários indicam que o acréscimo de cobre tende a aumentar o tamanho dos espaçamentos primários. Esta é uma indicação que o cobre, para as ligas estudadas, tem um comportamento que inibe a nucleação durante a solidificação.

4.4.2. Crescimento do espaçamento dendrítico Secundário (EDS – λ_2) em função de diferentes Posições do Lingote

Foram realizadas medições dos espaçamentos dendríticos secundários (EDS), em posições específicas a partir da interface metal/chapa molde. Os resultados são apresentados nas Figuras 4.23 a 4.25. Essas figuras apresentam também as equações experimentais , que correlacionam os EDS com as posições dos termopares, de onde se obteve as leis experimentais.

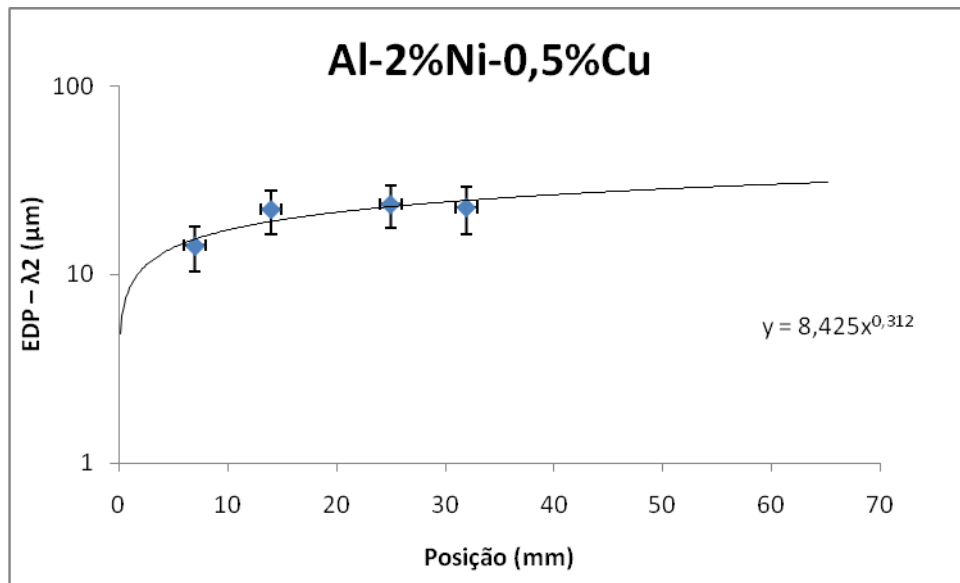


Figura 4.23 : Espaçamento dendrítico secundário em função da posição , para a liga Al2%Nicom 0,5% de Cu.

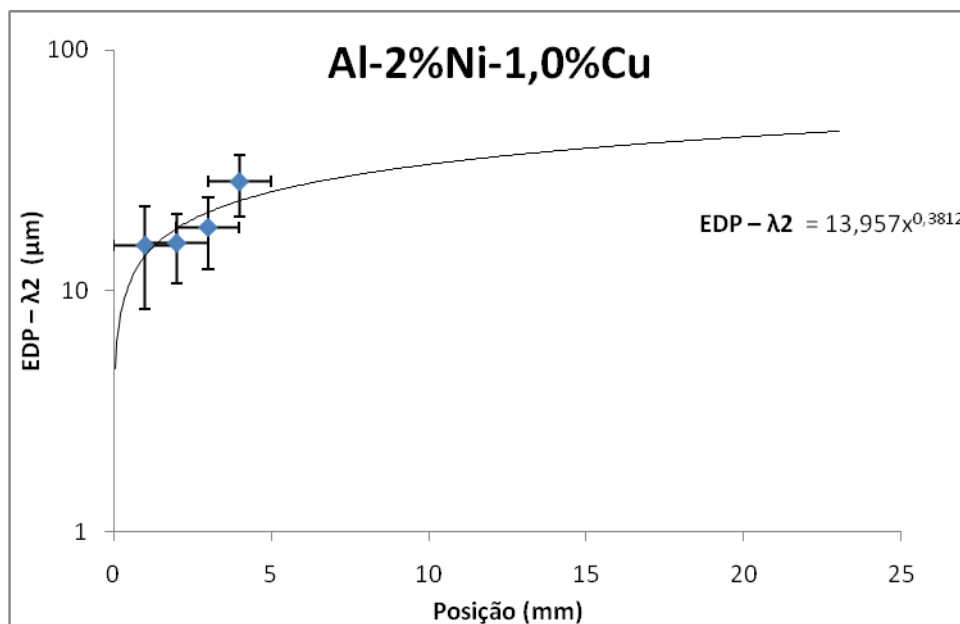


Figura 4.24 : Espaçamento dendrítico secundário em função da posição , para a ligaAl2%Nicom 1,0% de Cu.

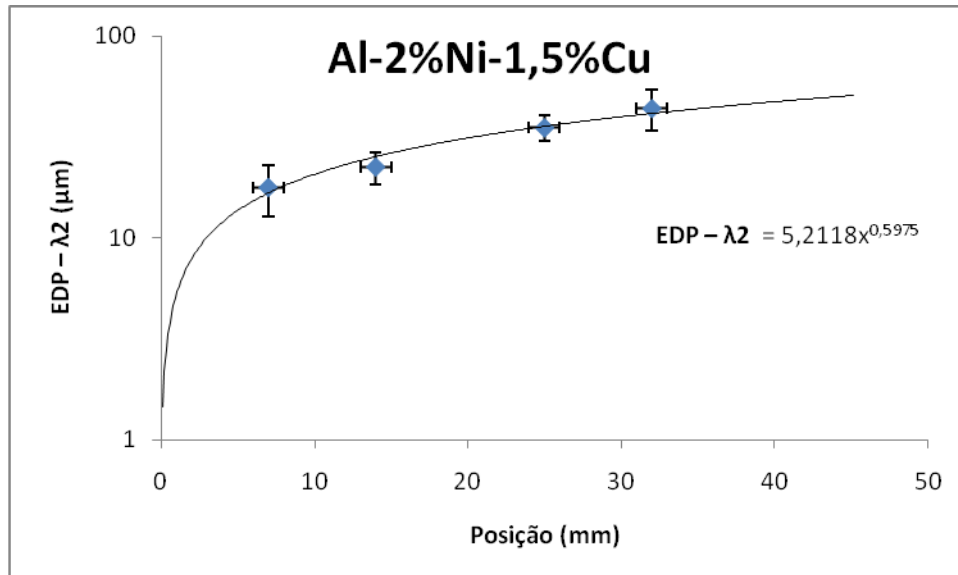
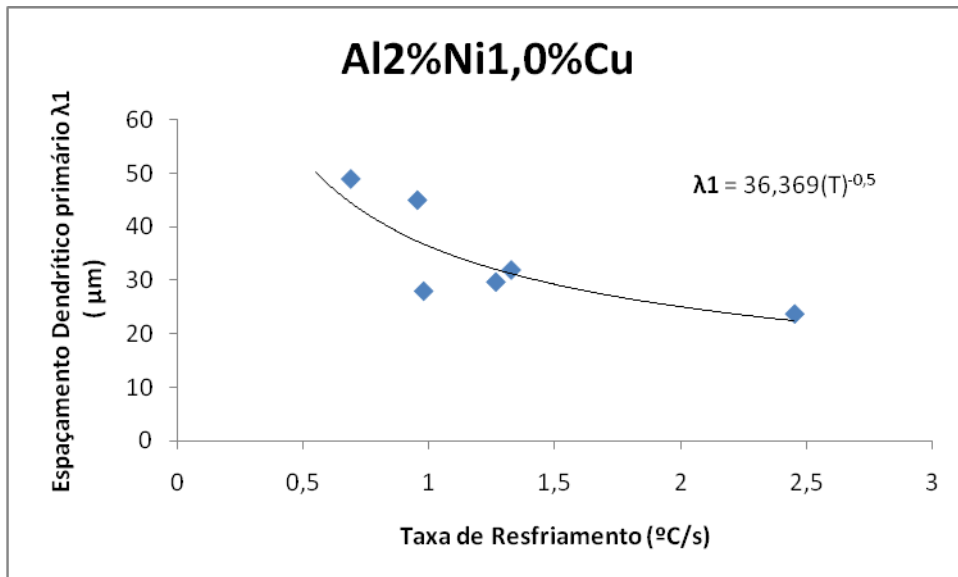
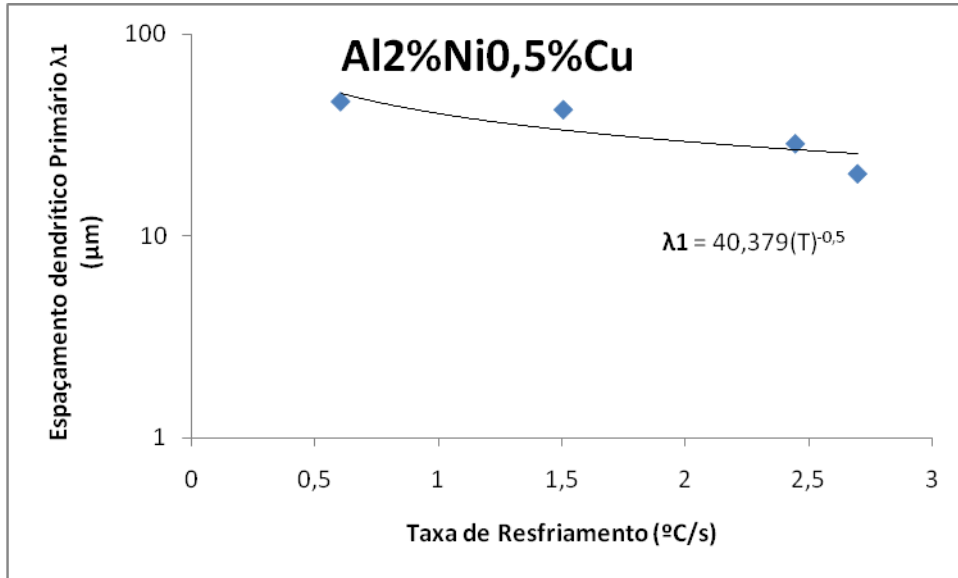


Figura 4.25 : Espaçamento dendrítico secundário em função da posição , para a liga Al2%Ni com 1,5% de Cu.

A mesma influência observada para os espaçamentos dendríticos primários, pode ser observada para os espaçamentos dendríticos secundários, ou seja, quanto maior o teor de cobre nas ligas estudadas, maior o espaçamento dendrítico secundário obtidos.

A **Figura 4.26** apresenta uma correlação entre os espaçamentos dendríticos primários e a taxa de resfriamento para as ligas estudadas. Pode observar uma tendência de diminuição dos espaçamentos dendríticos à medida que a taxa de resfriamento aumenta.



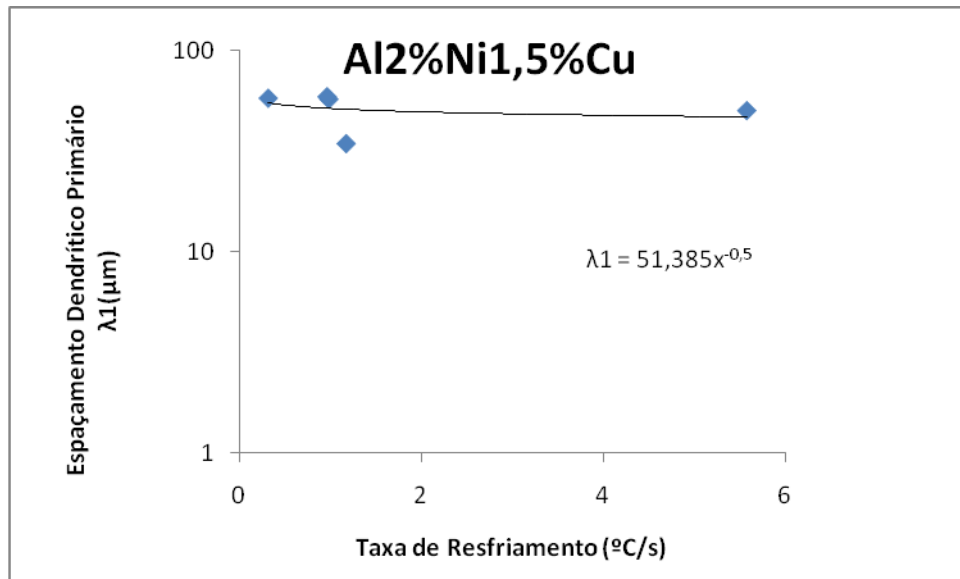


Figura 4.26 : Correlação dos espaçamentos dendríticos primários com a taxa de resfriamento.

A **Figura 4.27** apresenta uma correlação entre os espaçamentos dendríticos secundários em função da velocidade de avanço ou deslocamento da isoterma *liquidus* para as três ligas em estudo. Observou-se uma tendência de redução dos espaçamentos quando há aumento da velocidade da isoterma.

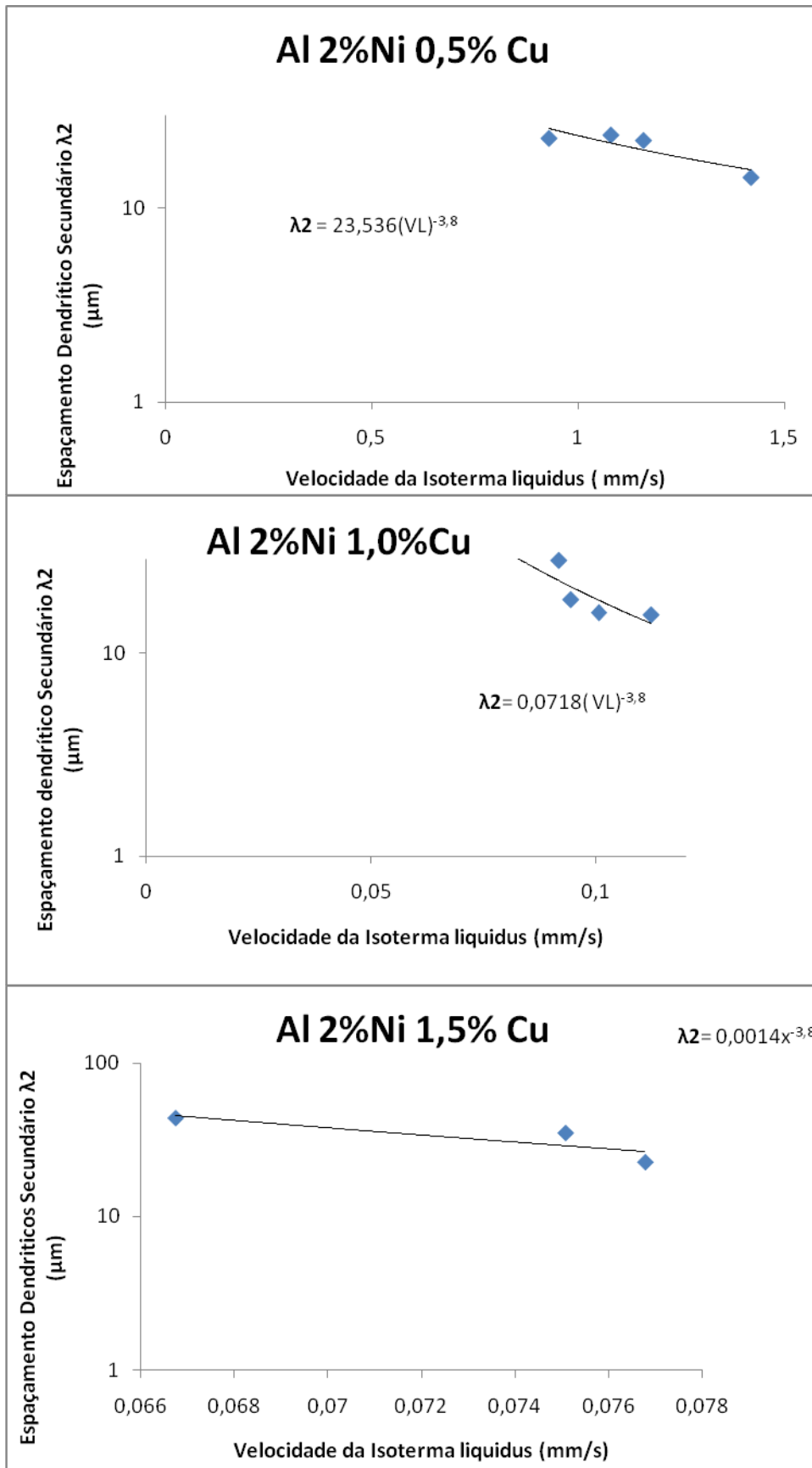


Figura 4,27 : Correlação dos espaçamentos dendríticos secundários com a velocidade de avanço da isoterma *liquidus* .

Observou-se que nas impressões deixadas pelo indentador de 10 gf por 10 segundos de duração, as indentações do ensaio nas regiões interdendríticas são menores do que na região dendrítica. O maior valor encontrado de dureza Vickers nas regiões interdendríticas da liga 1 (Al2%Ni0,5%Cu) foi de $75,9 \pm 1,98$ HV, liga 2 foi de $86,2 \pm 2,1$ HV e liga 3 foi de $105,2 \pm 1,97$ HV. E para as regiões dendríticas para liga 1 foi de $59,4 \pm 1,1$ HV, para a liga 2 (Al2%Ni1,0%Cu) foi de $63,2 \pm 2,1$ HV e para liga 3 (Al2%Ni1,5%Cu) foi de $79,3 \pm 1,97$ HV.

As **Figuras 4.29 a 4.31** mostram a interpretação da análise dos dados a partir de valores médios dentro de uma dispersão efetuadas para cada liga estudada.

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

A **Figura 4.32** mostra um levantamento da dureza apenas das fases interdendríticas por posição para cada liga, fazendo um comparativo das diferenças de microdureza entre as três ligas em estudo para uma mesma posição. A **Figura 4.33** mostra a influência do aumento do teor de Cu para as ligas na microdureza. É observado que a microdureza na região interdendrítica possui valores bem mais acentuados que na fase dendrítica, sendo nítido que a liga de maior adição de Cu possui valores de dureza mais consideráveis quando comparada com as outras ligas com menor adição de Cu.

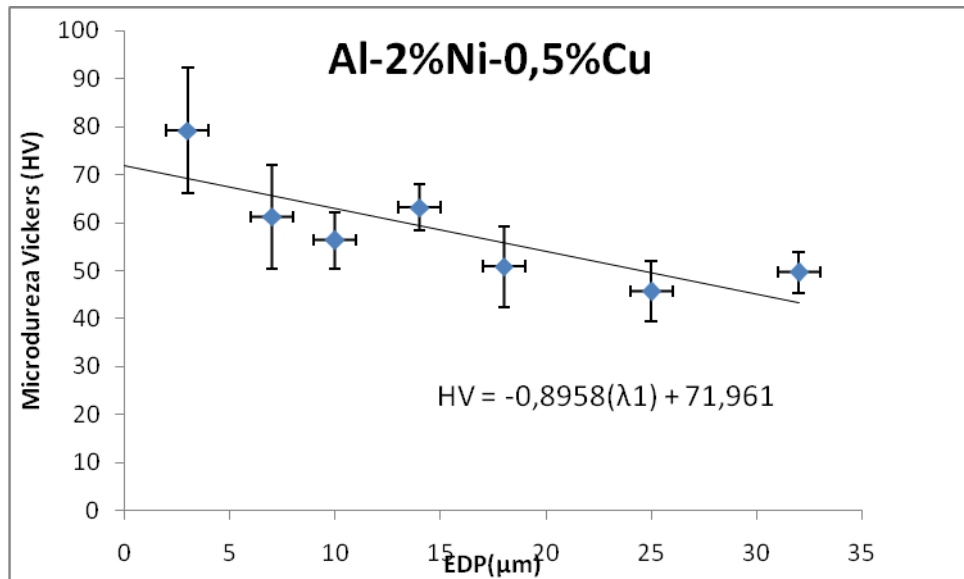


Figura 4.29 : Correlação entre os resultados experimentais da Microdureza HV e os correspondentes valores médios de EDP, Al-2%Ni-0,5%Cu.

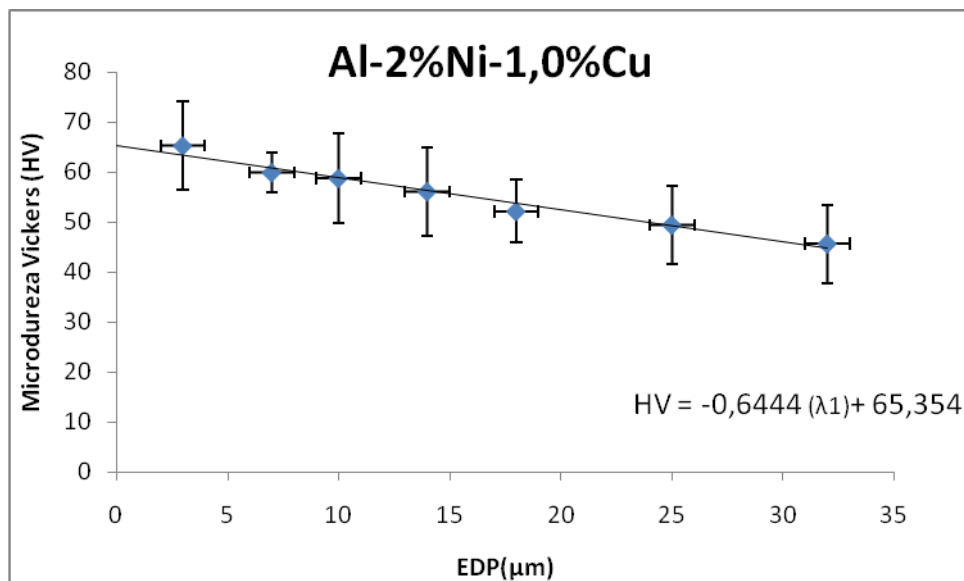


Figura 4.30 : Correlação entre os resultados experimentais da Microdureza HV e os correspondentes valores médios de EDP, Al-2%Ni-1,0%Cu.

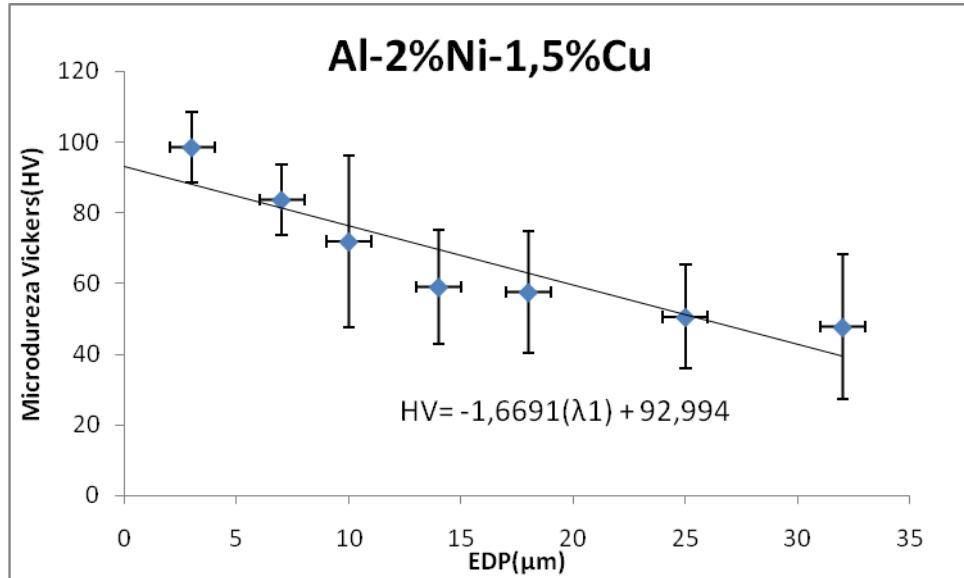


Figura 4.31 : Correlação entre os resultados experimentais da Microdureza HV e os correspondentes valores médios de EDP, Al-2%Ni-1,5%Cu.

O acréscimo do teor de cobre nas ligas, induziu ao aumento da dureza. Esta tendência foi mais evidenciada nos teores de 1,0% e 1,5% de cobre.

A correlação entre os resultados experimentais de dureza HV as correspondentes fases : dendrítica e interdendrítica e valores médios de EDP para as ligas em estudo são mostrados nas **Figuras 4.32 a 4.33**.

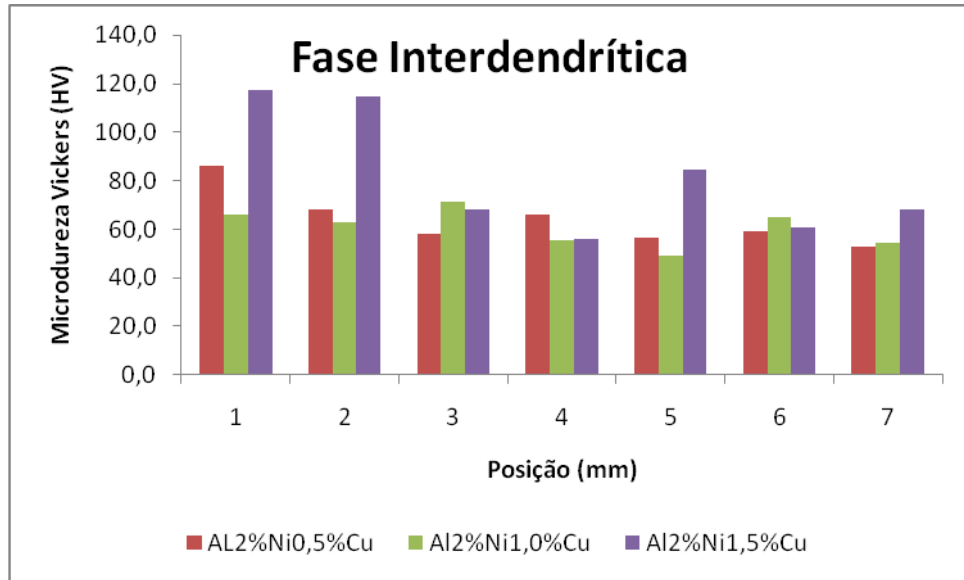


Figura 4.32: Comportamento da Microdureza (HV) em relação as fases interdendríticas por posição da liga Al-2%Ni com adição (0,5%, 1,0% e 1,5% de Cu)

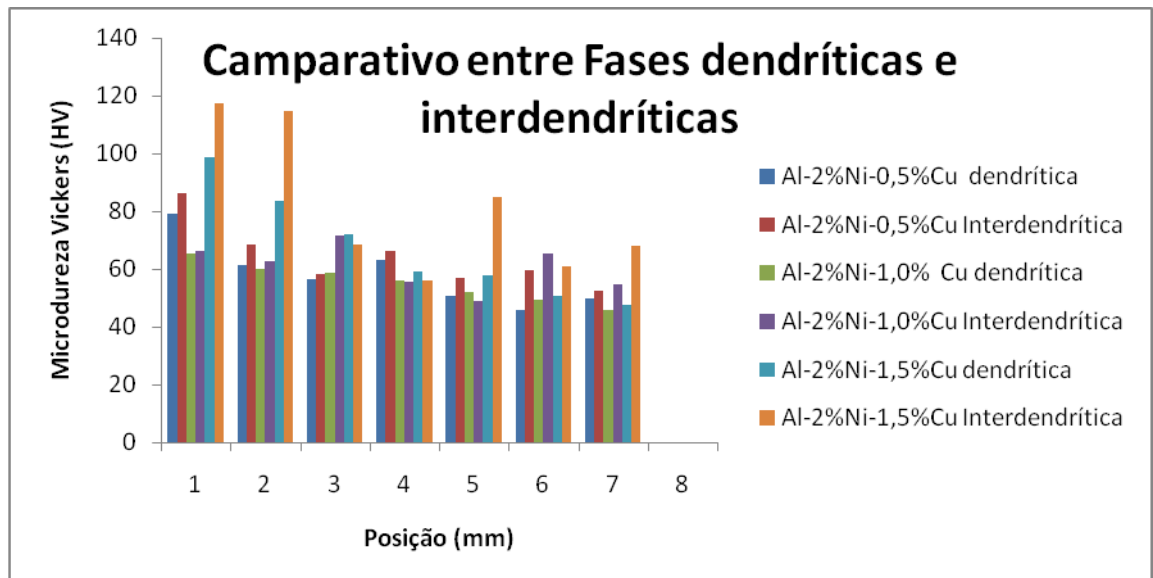


Figura 4.33: Comportamento da Microdureza (HV) em relação as fases dendríticas e interdendríticas da liga Al-2%Ni com adição (0,5%, 1,0% e 1,5% de Cu)

Os resultados obtidos da dureza Brinell, assemelham-se com os resultados obtidos com a microdureza , sendo observados que o comportamento das propriedades em relação aos crescimento de EDP.

Percebeu -se que o aumento do teor de Cu na liga Al-2%Ni aparentemente influencia na dureza do material ,ou seja, quanto menor o espaçamento dendrítico primário maior será a dureza .

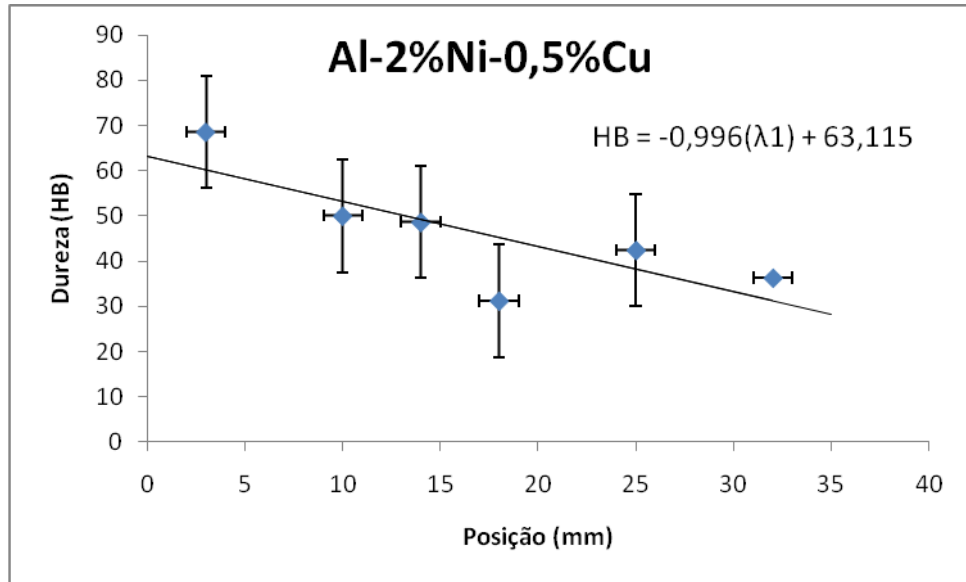


Figura 4.34 : A correlação entre os resultados experimentais de dureza HB e os correspondentes valores médios de EDP para a liga Al2%Ni0,5%Cu

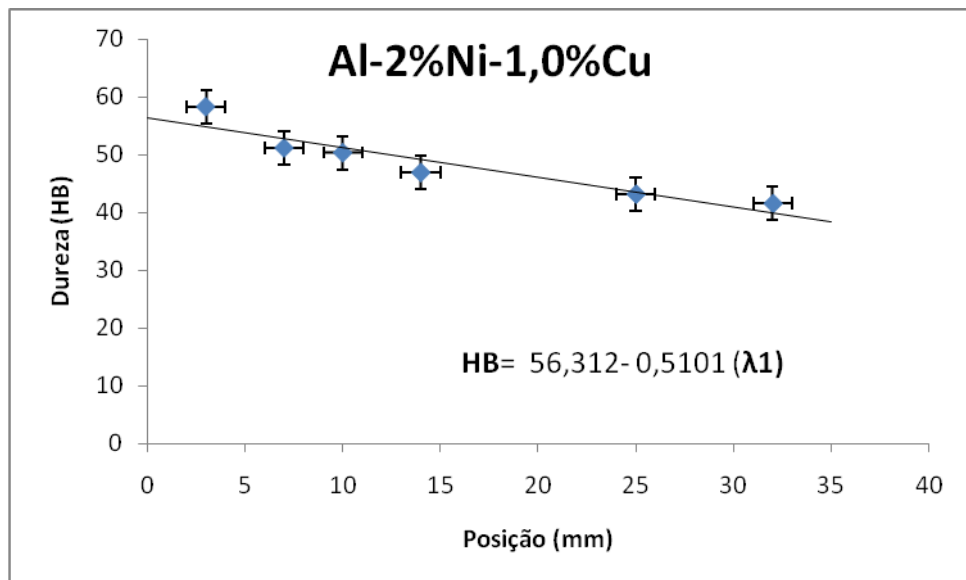


Figura 4.35 : A correlação entre os resultados experimentais de dureza HB e os correspondentes valores médios de EDP para a liga Al2%Ni1,0%Cu.

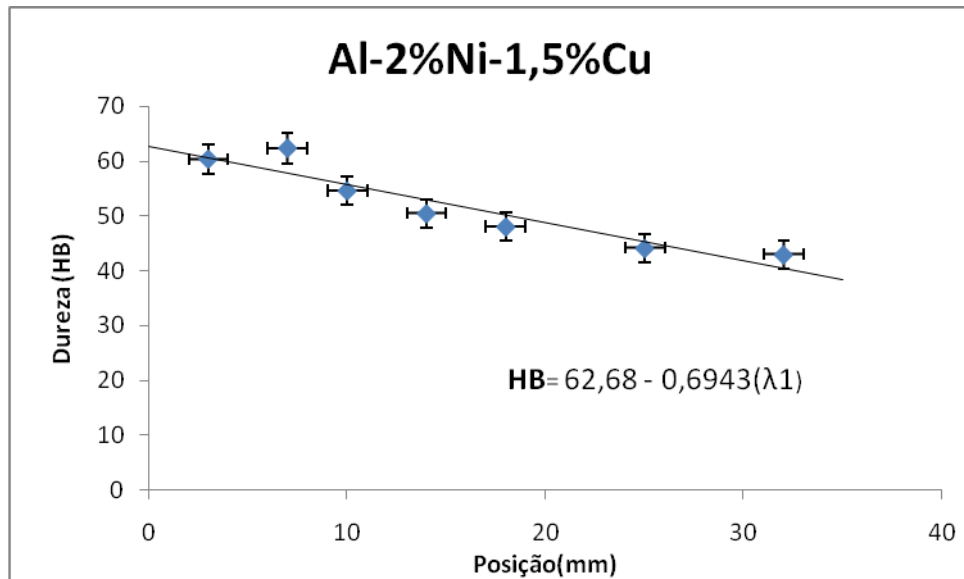


Figura 4.36 :A correlação entre os resultados experimentais de dureza HB e os correspondentes valores médios de EDP para a liga Al2%Ni1,5%Cu

4.6. ENSAIOS DE EXCITAÇÃO POR IMPULSO.

Esta variação pode ser explicada pelas alterações de concentração de soluto ao longo do lingote, ocasionando mudanças nas propriedades mecânicas do mesmo. (Silva,2013). Os resultados podem ser vistos nas **Figuras 4.37 a 4.38** a seguir.

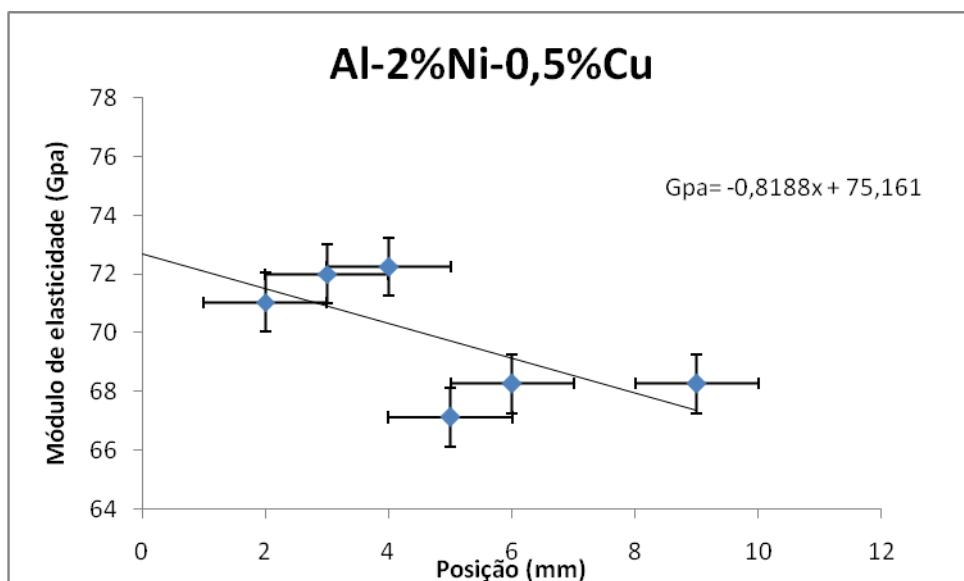


Figura 4.37 : Módulos de elasticidade em função da posição no lingote para as ligas Al-2%Ni0,5%Cu solidificadas unidirecionalmente.

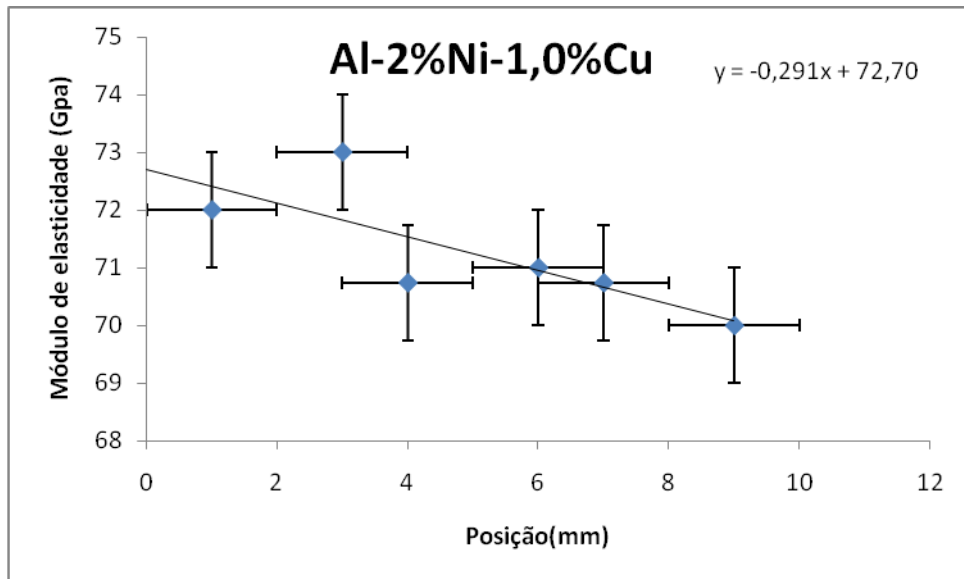


Figura 4.38 : Módulos de elasticidade em função da posição no lingote para as ligas Al-2%Ni1,0%Cu solidificadas unidirecionalmente.

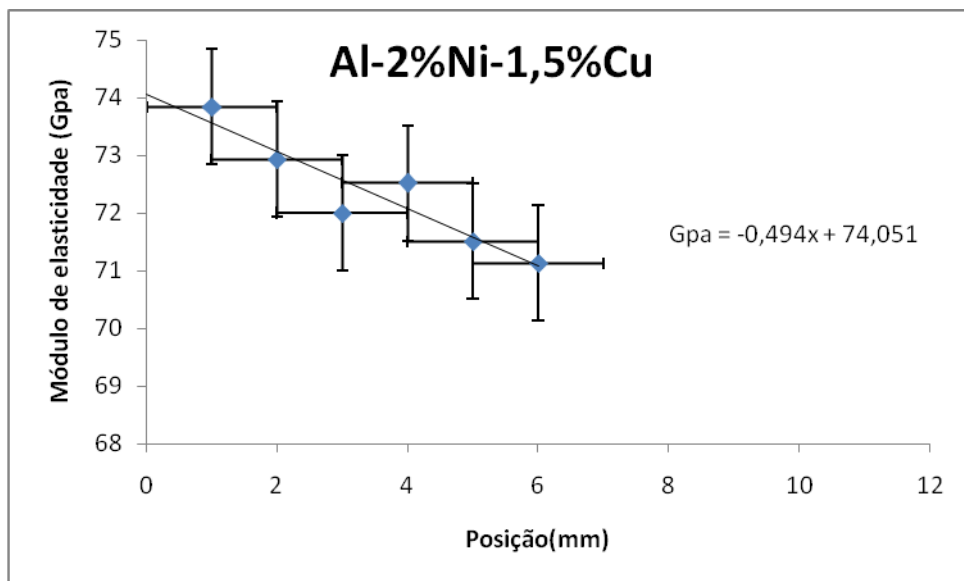


Figura 4.39 : Módulos de elasticidade em função da posição no lingote para as ligas Al-2%Ni1,5%Cu solidificadas unidirecionalmente.

É observado nos gráficos que o teor de cobre adicionado nas ligas influencia em seu módulo de elasticidade, ou seja, quanto maior o teor de Cu maior o seu módulo de elasticidade, o que se explica com as regiões mais escurecidas entre as ramificações indicando a presença do soluto rejeitado e redistribuído durante a solidificação (Garcia, 2007). Como apresentado na **Figura 4.28**.

Ao relacionarmos as três ligas em estudo , observa-se que as propriedades elásticas do material decaem à medida que se distanciam da superfície de retirada de calor. Desta forma, os espaçamentos mais refinados para as ligas estudadas apresentaram maiores valores de módulos de elasticidade.

5.CONCLUSÕES E SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

5.1. Conclusões

Com base nas investigações experimentais conduzidas ao longo desse trabalho, as correlações e comparações realizadas em demais estudos contidos na literatura, podem-se concluir para as ligas estudadas:

- 1- As leis experimentais para os espaçamentos dendríticos primários em função da taxa de resfriamento poderão ser representadas pela equação geral: $\lambda_1 = N \cdot \dot{T}^{-0,5}$. O aumento de cobre alterou a constante N
- 2-
- 3- obtidas para as três ligas seguem Foram obtidas as leis experimentais dos espaçamentos dendríticos para cada liga em estudo correlacionando a taxa de resfriamento com os espaçamentos primários ($\lambda_{1\text{Al-2\%Ni0,5\%Cu}} = 40,379(\dot{T})^{-0,5}$; $\lambda_{1\text{Al2\%Ni1,0\%Cu}} = 36,369(\dot{T})^{-0,5}$ e $\lambda_{1\text{Al2\%Ni1,5\%Cu}} = 64,776(\dot{T})^{-0,5}$) e da velocidade da isoterma *liquidus* com o espaçamento secundário ($\lambda_{2\text{Al-2\%Ni0,5\%Cu}} = 23,536(\text{VL})^{-3,80}$; $\lambda_{2\text{Al2\%Ni1,0\%Cu}} = 0,0718(\text{VL})^{-3,80}$ e $\lambda_{2\text{Al2\%Ni1,5\%Cu}} = 0,0014(\text{VL})^{-3,80}$).
- 4- Mais distante da fonte de extração de calor maior o valor de λ_1 e λ_2 . E quanto maior o teor de Cu adicionado , embora seja uma variação bem baixa, maior o Espaçamento dendrítico Primário e Secundário.
- 5- O aumento do teor de Cu na liga Al2%Ni diminuem consideravelmente os espaçamentos dendríticos primários não sendo expressos por uma única lei experimental com teores de 0,5% EDP - $\lambda_1 = 6,5636x^{0,643}$; com 1,0%EDP - $\lambda_1 = 9,0085x^{0,4776}$ e com 1,5% y = $26,133x^{0,2572}$
- 6- O aumento gradual do teor de Cu na liga Al-2%Ni parece influenciar a dureza do material havendo um decréscimo no valor da dureza com o aumento do EDP percebidos através dos resultados(0,5% HV= 71,961 - 0,8958(λ_1), HB = 63,115- 0,996 (λ_1) , (1,0% HV = 65,354 - 0,6444 (λ_1),

$HB = 56,312 - 0,5101 (\lambda_1)$ e $(1,5\% HV = 92,994 - 1,6691(\lambda_1)$, $HB = 62,68 - 0,6943(\lambda_1)$).

7- Foi observado um significativo aumento na resistência a dureza onde os espaçamentos foram menores , onde a dureza é inversamente proporcional ao crescimento EDP.

8- A fase Interdendrítica apresentou maior dureza em relação a fase dendrítica, devido a rejeição do soluto para as mesmas.

5.2.Sugestões Para Trabalhos Futuros.

Com base no presente trabalho , sugerem-se as seguintes linhas de pesquisa a serem desenvolvidas em trabalhos futuros.

1. Caracterizar e relacionar as propriedades mecânicas para a liga Al-2%Ni com adição de teores maiores de Cu .
2. Analisar o mesmo sistema metálico ,através da substituição dos dispositivos de solidificação descendente e horizontal.
3. Realizar ensaios de corrosão para caracterização das ligas Al2%Ni0,5% ; Al2%Ni 1,0%Cu e Al2%Ni1,5%Cu.
4. Analisar também o efeito de parâmetros da microestrutura em situações de ação simultânea de desgaste e corrosão.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABAL - Associação Brasileira do Alumínio, **Fundamentos e aplicações do alumínio** 2007, 68 p.
- .ASM INTERNATIONAL HANDBOOKS, **Metallography and microstructure**, volume 9, 2010.
- ASTM E1879-09, **Standard Test Method for dynamic Young's Modulus, shear Modulos, and Poisson's Ratio by impulse excitation of vibration**.
- BÁRCZY, P.; SÓLYOM J.; LIYA L. **Solidification of Al—Al₃Ni(Cu) eutectics at high gravity** Journal of Crystal Growth 11 (1992) 160—166.
- .BOEIRA, A. P. **Macrosegregação e formação de poros na solidificação de ligas Al-Cu: Modelagem numérica e desenvolvimento experimental**, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2006. 180p. Tese.
- CAMPOS FILHO, M. P. e GRAEME J. D. **Solidificação e fundição de metais e suas ligas**. São Paulo: Editora da Universidade de São Paulo, 1978.
- CANTÉ, M. V., **Solidificação transitória, microestrutura e propriedades de ligas Al-Ni**, Campinas, SP: 2009. – Doutorado.
- COSSOLINO, L. C.; PEREIRA, A. H. A. **Módulos elásticos: visão geral e métodos de caracterização**. Informativo técnico-científico ITC-ME/ATCP Engenharia Física, 2010.
- DANTAS,P.P. **Caracterização de Ligas Hipoeutéticas de Al-Ni Solidificadas Unidirecionalmente**.Brasília.DF.Dissertação.2014.
- DA SILVA ,J.N.S.; DA CONCEIÇÃO MOUTINHO,D.J.; MOREIRA,A.IL.S.;DA ROCHA,O.F.L.;**Construção e Aferição de um Dispositivo de Solidificação Unidirecional Horizontal Refrigerado à Água**; 17º CBECIMat, 5217-5228; Novembro de 2006.
- DE LIMA, R. M. **Estudo de segregação em ligas alumínio-urânio** Instituto de pesquisas energéticas e nucleares dissertação para obtenção do título de mestre São Paulo 1979.
- 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** São Paulo. Ed. Unicamp, 2001. 1ª edição.

GOMES, R. C. F. Caracterização térmica e mecânica de ligas hipoeutéticas de alumínio-níquel (Al-Ni). Brasília: Faculdade UnB Gama, Universidade de Brasília, 2013. Dissertação.

GOMES, L. G. **Microestrutura dendrítica, macrossegregação e microporosidade na solidificação de ligas ternárias Al-Si-Cu**, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Brasil, 2012. 178p. Tese.

GOULART, P. R. **Variáveis térmicas de solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas hipoeutéticas Al-Si**. Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2005. 105p. Dissertação.

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

.GUNDUZ, M. e ÇADIRLI, E. **Directional solidification of aluminium- copper alloys**. Materials Science and Engineering A327 (2002) 167-185.

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

JUAREZ-HERNANDEZ A. e JONES, H. **Growth temperature measurements and solidification microstructure selection of primary Al₃Ni and eutectic in the Al-Al₃Ni system** Scripta Materialia, Vol. 38, No. 5, pp. 729–734, 1998.

.KARAKOSE, E. e KESKIN, M. **Structural investigations of mechanical properties of Al based rapidly solidified alloys** Materials and Design 32 (2011) 4970–4979.

KAYA, H.; ÇADIRLI, E.; BOYUK U.; MARASLI N. **Variation of microindentation hardness with solidification and microstructure parameters in the Al based alloys** Applied Surface Science 255 (2008) 3071–3078

LI, X.; FAUTRELLE, Y.; REN, Z. **Effect of a high magnetic field on the microstructure in directionally solidified Al-12wt%Ni alloy**. Journal of Crystal Growth 306 (2007) 187-194.

MCCARTNEY, D. G.; HUNT, J. D. **Measurements of cell and primary dendrite arm spacings in directionally solidified aluminium alloys** Acta Metallurgica Volume 29, Issue 11, November 1981, Pages 1851–1863.

NADELLA, R.; ESKIN, D. G.; DU, Q.; KATGERMAN, L. **Macrosegregation in direct-chill casting of aluminium alloys**. Progress in Materials Science 53 (2008) 421-480.

OSÓRIO, W. R. R. **Correlação entre parâmetros da solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas Zn-Al**. Campinas. São Paulo. Dissertação. 2000.

NASCIMENTO, L. G. **Estudo das propriedades Mecânicas de Ligas Hipoeutéticas Al-Ni Solidificadas Unidirecionalmente em Condições Transitórias de Fluxo de Calor**. Belém. Pará. Dissertação. 2011.

PARIONA, M. M.; RUGENSKI, J. K.; CANTÉ, M.; SPINELLI, E. J.; GARCIA, A. **Thermal stress analysis of a directionally solidified Al–1 wt%Ni alloy casting** Finite Elements in Analysis and Design 46 (2010) 889–895.

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

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

QUARESMA, J. M. V. **Correlação entre condições de solidificação, microestrutura e resistência mecânica**. Tese de Doutorado, Unicamp, Campinas, 1999.

.RAJAN, T.P.D.; PILLAI, R.M.; PAI, B.C. **Functionally graded Al–Al₃Ni in situ intermetallic composites: Fabrication and microstructural characterization** Journal of Alloys and Compounds 453 (2008) L4–L7

ROCHA, O F.L. **Análise teórico-exerimental da transição celular/dendrítica e da evolução da morfologia dendrítica na solidificação unidirecional em condições de calor transitório**. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2003, Tese de Doutorado.

.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, 2006, 432 p.

.SILVA, L. B.; GARCIA, A.; SPINELLI, J. E. **The effects of microstructure and intermetallic phases of directionally solidified Al-Fe alloys on microhardness**. Materials Letters 89, 2012, 291-295.

SILVA, A.P.; SPINELLI, J.E.; MANGELINCK-NOEL, N., GARCIA, A. **Microstructural development during transient directional solidification of hypermonotectic Al-Bi alloys**, Mater.Des 31 (2010) 4584 e 4591.

SILVA, F. X. **Estudo das variáveis térmicas e densidade do Al comercialmente puro e ligas Al-Cu obtidos por solidificação direcional**, 2008. Dissertação (Mestrado) – Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará, Belém, 2008.

SILVA, G.G., **“Desenvolvimento de compósitos poliméricos com nanomateriais de carbono”** . 5º Encontro da Rede Nacional de Pesquisa em Nanotubos de Carbono, Departamento de Física, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza-CE, 2010.

SILVA, J.N.S. **Projeto, Construção e Aferição de um Dispositivo de Solidificação Unidirecional Horizontal Refrigerado à Água.** Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Pará, 2007.

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

WANG, C.; WANG, Q.; WANG, Z.; LIA, H.; NAKAJIMA, K., H, J. **Phase alignment and crystal orientation of Al₃Ni in Al–Ni alloy by imposition of a uniform high magnetic field** Journal of Crystal Growth 310 (2008) 1256–1263.

