

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

**CARACTERIZAÇÃO TÉRMICA E MECÂNICA DE LIGAS  
HIPOEUTÉTICAS DE ALUMÍNIO- NÍQUEL (Al-Ni)**

**RODRIGO CAVALCANTI FABRINO GOMES**

**ORIENTADOR(A): Dr. DANIEL MONTEIRO ROSA**

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

**PUBLICAÇÃO: FGA.DM – 006A/2013**

**BRASÍLIA/DF: 08/2013**

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

**RODRIGO CAVALCANTI FABRINO GOMES**

**CARACTERIZAÇÃO TÉRMICA E MECÂNICA DE LIGAS  
HIPOEUTÉTICAS DE ALUMÍNIO- NÍQUEL (Al-Ni)**

**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  
2013**

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

**CARACTERIZAÇÃO TÉRMICA E MECÂNICA DE LIGAS  
HIPOEUTÉTICAS DE ALUMÍNIO- NÍQUEL (Al-Ni)**

**RODRIGO CAVALCANTI FABRINO GOMES**

**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 (ENM-UNB)  
(Orientador)**

**Prof. Dr. Emmanuel Pacheco Rocha Lima (ENM-UNB)**

**Prof. Dr. Edison Gustavo Cueva Galárraga (ENM-UNB)**

**Brasília, 23/08/2013**

## FICHA CATALOGRÁFICA

|  |                    |
|--|--------------------|
| GOMES, RODRIGO CAVALCANTI FABRINO GOMES<br>MESTRADO, Distrito Federal / 2013.<br>89.p. 210 x 297 mm (FGA/FT/UnB, Mestre, Integridade de Materiais da Engenharia, ANO).<br>Dissertação de Mestrado - Universidade de Brasília. Faculdade UnB Gama. Programa de Pós-Graduação em Integridade de Materiais da Engenharia. |                    |
| 1. SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL   |                    |
| 2. VARIÁVEIS TÉRMICAS  |                    |
| 3. LIGAS AL-NI   |                    |
| 4. ESPAÇAMENTOS DENDRÍTICOS  |                    |
| I.FGA/FT/UNB   | II. Título (série) |

## REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

Gomes, R.C.F. (2013). Caracterização térmica e mecânica de ligas hipoeutéticas de alumínio- níquel (Al-Ni). Dissertação de Mestrado em Integridade de materiais da engenharia, Publicação 006A/2013, Faculdade UnB Gama/FT/Universidade de Brasília, DF, 89.p.

## CESSÃO DE DIREITOS

AUTOR: Rodrigo Cavalcanti Fabrino Gomes

TÍTULO: Caracterização térmica e mecânica de ligas hipoeutéticas de alumínio- níquel (Al-Ni).

GRAU: Mestre          ANO: 2013

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 mestrado pode ser reproduzida sem a autorização por escrito do autor.

---

Rodrigo C. Fabrino Gomes  
Condomínio solar de Brasília II, cj 2, casa 16  
CEP: 71680349 Brasília, DF – Brasil.

## **AGRADECIMENTOS**

A minha família, pelo apoio e incentivo em todos os momentos da minha vida.

A minha noiva, pessoa sempre presente incentivando e ajudando nos momentos mais difíceis ao longo destes anos, uma verdadeira companheira.

Ao professor Dr. Daniel Monteiro Rosa, por toda atenção, incentivo e entusiasmo dedicado a esse trabalho, pelo exemplo de humanismo e confiança e por ter me concedido o privilégio de ser seu orientado.

A minha amiga Patrícia, por todo apoio e colaboração em todas as fases desse trabalho.

## RESUMO

Fabrino, Rodrigo, *Caracterização térmica e mecânica de ligas hipoeutéticas de alumínio-níquel (al-ni)*. Brasília: Faculdade de tecnologia, Universidade de Brasília, 2013. Mestrado

Estudos estão sendo desenvolvidos para o melhor entendimento da influência das variáveis térmicas e por consequência, espaçamentos dendríticos nas propriedades dos materiais metálicos utilizados na indústria. Neste trabalho foi fabricado um dispositivo de solidificação unidirecional vertical ascendente, constituído por uma lingoteira de aço inoxidável com medidas de 100mm x 70mm com altura de 70mm e espessura de 6mm. Foi posicionada na sua parte inferior uma câmara de refrigeração forçada à água em temperatura ambiente do mesmo material da chapa/molde com espessura de 3mm. Após a fabricação das ligas *in loco* e a obtenção das curvas experimentais térmicas, foram determinadas as suas variáveis térmicas de solidificação: velocidade do deslocamento da isoterma liquidus ao longo do lingote e a taxa de resfriamento da solidificação unidirecional ascendente para ligas hipoeutéticas do sistema Al-Ni (Al2%Ni, Al3%Ni e Al4%Ni). Tais variáveis foram confrontadas com as microestruturas resultantes do processo e seus parâmetros estruturais: espaçamento dendrítico primário, secundário e terciário. Através destes confrontos, foram geradas leis experimentais nas quais explanam as tendências de comportamento das ligas analisadas quando submetidas ao processo de solidificação unidirecional. Obtidas as análises microestruturais, foram realizados ensaios mecânicos destrutivos e não destrutivos com finalidade obtenção das propriedades mecânicas para posterior confronto com os parâmetros microestruturais. Os resultados comparativos mostram que ao elevar o teor de soluto, neste caso níquel, no interior das ligas analisadas ocasionou a elevação das propriedades mecânicas. Tais melhorias são explicadas pela presença de microestruturas mais grosseiras quando os teores de soluto são mais elevados.

*Palavra chave:* Solidificação unidirecional ascendente, variáveis térmicas, espaçamentos dendríticos, ligas Al-Ni, ensaios mecânicos.

## ABSTRACT

Fabrino, Rodrigo, *Thermal and mechanical characterization of hypoeutectic aluminum-nickel alloy (al-ni)*. Brasilia: Faculty of Technology, University of Brasília, 2013. master's degree

Studies are being developed to better understand the influence of thermal variables and consequently dendritic spacing on the properties of metallic materials used in industry. In this work, a device was fabricated unidirectional solidification upward vertical, consisting of a stainless steel ingot measures 100mm x 70mm with a height of 70mm and 6mm thick. Was positioned at the bottom a chamber of forced cooling to room temperature water from the same plate material / mold with a thickness of 3mm. After fabrication of the alloys in place and obtaining the experimental thermal curves were determined their solidification thermal variables: speed of displacement of liquidus isotherm along the casting and cooling rate of unidirectional solidification upward hipoeutéticas alloy system Al-Ni (Al2%Ni, Al3Ni% and Al4%Ni). These variables were compared with the microstructures resulting from the process and their structural parameters: spacing dendritic primary, secondary and tertiary. Through these meetings, we generated experimental laws in which explanam trends of behavior of the alloys analyzed when subjected to unidirectional solidification process. Obtained the microstructural analysis, mechanical tests were conducted destructive and non-destructive with purpose of obtaining mechanical properties for later comparison with the microstructural parameters. The comparative results show that by increasing the concentration of solute in this case nickel within the alloys examined caused the increase in mechanical properties. Such improvements are explained by the presence of coarse microstructure when the solute concentration is higher.

Keywords: Unidirectional Solidification ascending, thermal variables, dendritic spacing, Al-Ni alloys, mechanical tests.

## LISTA DE FIGURAS

|  |                                      |
|--|--------------------------------------|
| Figura 3.1 - Elemento infinitesimal.....   | 5                                    |
| Figura 3.2 - Placas unidas em série .....  | 6                                    |
| Figura 3.3 - Placa unida em paralelo .....   | 7                                    |
| Figura 3.4 - Diagrama de fase .....  | 10                                   |
| Figura 3.5 - Cúbica de face centrada, cúbica de corpo centrado e hexagonal compacta..  | 12                                   |
| Figura 3.6 - Partículas sólidas de formato esférico .....  | 13                                   |
| Figura 3.7 - Partícula se solidificando .....  | 13                                   |
| Figura 3.8 - Diagrama de energia livre versus temperatura .....  | 14                                   |
| Figura 3.9 - Equilíbrio as tensões superficiais .....  | 15                                   |
| Figura 3.10 - Surgimento da zona coquilhada e colunar.....   | 16                                   |
| Figura 3.11 - Velocidade de propagação da interface sólido/líquido .....   | 17                                   |
| Figura 3.12 - Gradiente térmica. ....  | 18                                   |
| Figura 3.13 - Conjunto retangular para solidificação unidirecional. ....   | 19                                   |
| Figura 3.14 - Transferências de calor que ocorrem na solidificação .....   | 20                                   |
| Figura 3.15 - Transferência newtoniana.....  | 21                                   |
| Figura 3.16 - Macroestrutura de solidificação .....  | 22                                   |
| Figura 3.17 - Transição estruturas colunares para equiaxiais.....  | 24                                   |
| Figura 3.18- Tipos de microestruturas .....  | 25                                   |
| Figura 3.19 - Dispositivo de solidificação vertical ascendente utilizado por Siqueira (2002), Rocha (2003, Sá (2004), Peres (2005) e Rosa (2007). .... | 26                                   |
| Figura 4.1 - Fluxograma dos procedimentos experimentais .....  | 27                                   |
| Figura 4.2 - Espectrômetro de fluorescência de Raio-X EDX - 720 <b>Erro! Indicador não definido.</b>   |                                      |
| Figura 4.3 - Ficha emitida pela EDX-720 .....  | 47                                   |
| Figura 4.4- Serra de fita modelo S3420NG.....  | <b>Erro! Indicador não definido.</b> |
| Figura 4.5 - Forno tipo mufla e cadinho com alumina QF-180 .....   | 28                                   |
| Figura 4.6 - Diagrama de fase com as temperaturas das isotermas para cada composição analisada .....   | 29                                   |
| Figura 4.7 - Aferição da $T_L$ .....   | 29                                   |
| Figura 4.8 - Gráfico característico de obtenção da $T_L$ .....   | 30                                   |
| Figura 4.9 - Forno desenvolvido em modelo CAD .....  | 31                                   |
| Figura 4.10 - Porta resistência fabricados pela Ibar sob medida .....  | 32                                   |
| Figura 4.11 - Forno fabricado para experimento com 2 zonas de aquecimento .....  | 33                                   |
| Figura 4.12 - Forno fabricado fechado.....   | 34                                   |
| Figura 4.13 - Esquema funcional da lingoteira fabricada em aço inox.....   | 35                                   |

|  |    |
|--|----|
| Figura 4.14 - (a) Componentes da lingoteira e (b) lingoteira finalizada .....  | 35 |
| Figura 4.15 - Esquema de montagem dos termopares no interior da lingoteira .....   | 36 |
| Figura 4.16 - Lingoteira montada e pronta para realizar um ensaio .....  | 36 |
| Figura 4.17 - Esquema completo dos aparatos para ensaios de solidificação unidirecional. 1 – Rotâmetro, 2 – Conexões de entrada e saída de água, 3- Lingoteira, 4 – Porta resistências, 5 – Termopares inseridos na lingoteira, 6 – Aquisitor de dados, 7 – Computador e 8 Controlador de temperaturas com seus 2 termopares de referência. .... | 37 |
| Figura 4.18 - Vazando o metal líquido dentro da lingoteira.....  | 38 |
| Figura 4.19 - Esquema de cálculo das variáveis térmicas (Rosa, Daniel Monteiro,2007) .   | 40 |
| Figura 4.20 - Esquema de corte do lingote para análises macro e microestruturais .....   | 41 |
| Figura 4.21 - Resinas de embutimento e corpos de análise já embutidos.....   | 42 |
| Figura 4.22 - 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 $\lambda_3$ (Rosa, Daniel Monteiro,2007) .....   | 43 |
| Figura 4.23 - Corpo de prova utilizado para ensaio não destrutivo de excitação por impulso .....   | 44 |
| Figura 4.24 - Curvas características de um ensaio de excitação por impulso .....   | 45 |
| Figura 4.25 - Corpo de prova para ensaio destrutivo de tração.....   | 45 |
| Figura 4.26 - Realização do ensaio de tração .....   | 46 |
| Figura 5.1 - Temperatura <i>liquidus</i> aferida para a liga Al2%Ni .....  | 50 |
| Figura 5.2 - Temperatura <i>liquidus</i> aferida para a liga Al3%Ni .....  | 50 |
| Figura 5.3 - Temperatura <i>liquidus</i> aferida para a liga Al4%Ni .....  | 51 |
| Figura 5.4 - Curva resfriamento correspondente aos termopares posicionados no interior da lingoteira durante o processo de solidificação unidirecional para liga Al2%Ni .....  | 52 |
| Figura 5.5 - Curva resfriamento correspondente aos termopares posicionados no interior da lingoteira durante o processo de solidificação unidirecional para liga Al3%Ni .....  | 52 |
| Figura 5.6 - Curva resfriamento correspondente aos termopares posicionados no interior da lingoteira durante o processo de solidificação unidirecional para liga Al4%Ni .....  | 53 |
| Figura 5.7 - Posição da isoterma <i>liquidus</i> a partir da interface metal/molde em função do tempo para as 3 ligas de Al-Ni. ....   | 53 |
| Figura 5.8 - Evolução da velocidade de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i> em função da posição para as três ligas analisadas. ....   | 54 |
| Figura 5.9 - Taxa de resfriamento experimental em função da posição isoterma <i>liquidus</i> para todas as ligas analisadas.....   | 55 |
| Figura 5.10 - Macroestruturas das três ligas Al-Ni produzidas.....   | 56 |
| Figura 5.11 - Microestruturas apresentadas pela liga Al2%Ni com aumento de 1000x. Barra de 60 $\mu$ m.....   | 57 |
| Figura 5.12 - Microestruturas apresentadas pela liga Al3%Ni com aumento de 400x. Barra de 60 $\mu$ m.....  | 58 |
| Figura 5.13 - Microestruturas apresentadas pela liga Al4%Ni com aumento de 400x e 1000x. Barra de 60 $\mu$ m. ....   | 59 |

|  |    |
|--|----|
| Figura 5.14 - Espaçamento dendrítico primário em função da posição para as três ligas analisadas.....  | 60 |
| Figura 5.15 - Espaçamento dendrítico secundário em função da posição para as três ligas analisadas.....  | 60 |
| Figura 5.16 - Espaçamento dendrítico terciário em função da posição para as três ligas analisadas.....   | 61 |
| Figura 5.17 - Espaçamento dendrítico secundário em função da velocidade de deslocamento da isoterma liquidus para as três ligas analisadas. .... | 62 |
| Figura 5.18 - Espaçamento dendrítico primário em função da taxa de resfriamento para as três ligas analisadas. ....                              | 62 |
| Figura 5.19 - Diagrama tensão deformação para liga AL3%Ni posição 1.2.....   | 63 |
| Figura 5.20 - Comparação entre módulos de elasticidade.....  | 65 |
| Figura 5.21 - Comparação entre módulos de elasticidade.....  | 67 |
| Figura 5.22 - Comparativo de propriedades mecânicas para as três ligas analisadas na posição 6mm em relação à chapa molde. ....                  | 68 |
| Figura 5.23 - Comparativo de módulos de elasticidade para as três ligas analisadas na posição 6mm em relação à chapa molde. ....                 | 68 |
| Figura 5.24 - Comparativo entre tensão de escoamento e espaçamento dendrítico secundário. ....   | 69 |

## LISTA DE TABELAS

|   |    |
|---|----|
| Tabela 4.1 - Composição dos materiais puros utilizados nos ensaios .....      | 48 |
| Tabela 5.1 - Total de ensaios efetivados .....                                | 49 |
| Tabela 5.2 - Resultados obtidos pela análise de fluorescência de raio-X ..... | 51 |
| Tabela 5.3 - Propriedades mecânicas da liga Al2%Ni.....                       | 64 |
| Tabela 5.4 - Propriedades mecânicas da liga Al3%Ni.....                       | 65 |
| Tabela 5.5 - Propriedades mecânicas da liga Al4%Ni.....                       | 66 |

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

### Símbolos Condução

|             |  |                  |
|-------------|--|------------------|
| $A$         | Área                                       | $[m^2]$          |
| $\Delta T$  | Diferença de temperatura                   | $[Cal/s]$        |
| $\dot{Q}$   | Variação do fluxo de calor por condução    | $[^{\circ}C]$    |
| $\Delta x$  | Comprimento ou espessura do material       | $[m^2]$          |
| $k$         | Condutividade térmica                      | $[W/m^{\circ}C]$ |
| $t$         | Tempo                                      | $[s]$            |
| $R$         | Resistência térmica                        | -                |
| $R_{eq}$    | Resistência térmica equivalente            | -                |
| $Q_{total}$ | Somatório dos fluxos de calor por condução | $[Cal/s]$        |

### Símbolos Convecção

|       |   |                    |
|-------|---|--------------------|
| $q_c$ | Fluxo de calor por convecção                              | $[Cal/s]$          |
| $h_c$ | Coeficiente médio de transferência de calor por convecção | $[W/m^2^{\circ}C]$ |
| $k_c$ | Condutância térmica por convecção                         | $[W/m^2^{\circ}C]$ |
| $R_c$ | Resistência térmica para convecção                        | -                  |
| $U$   | Coeficiente global de transmissão de calor                | $[W/m^2^{\circ}C]$ |

### Símbolos Radiação

|               |                              |              |
|---------------|------------------------------|--------------|
| $q_i$         | Fluxo de calor por convecção | $[Cal/s]$    |
| $\sigma$      | Constante de Boltzmann       | $[W/m^2k^4]$ |
| $\varepsilon$ | Emissividade                 | -            |

### Símbolos Solidificação

|               |   |               |
|---------------|---|---------------|
| $T_f$         | Temperatura de fusão                      | $[^{\circ}C]$ |
| $T_v$         | Temperatura de vazamento                  | $[^{\circ}C]$ |
| $E_s$         | Energia livre do sólido                   | -             |
| $E_L$         | Energia livre do líquido                  | -             |
| $e$           | Energia interna de fase                   | $[J/m^3]$     |
| $S$           | Entropia                                  | $[J/K]$       |
| $P$           | Pressão                                   | $[Kpa]$       |
| $V$           | Volume                                    | $[m^3]$       |
| $H$           | Entalpia                                  | $[J]$         |
| $P$           | Massa específica                          | $[Kg/m^3]$    |
| $L$           | Calor latente                             | $[Cal/g]$     |
| $\gamma_{MS}$ | Tensão superficial dentre molde e sólido  | $[J/m^2]$     |
| $\gamma_{ML}$ | Tensão superficial entre molde e líquido  | $[J/m^2]$     |
| $\gamma_{SL}$ | Tensão superficial entre sólido e líquido | $[J/m^2]$     |
| $\theta$      | Ângulo de contato entre parede e sólido   | $[^{\circ}]$  |

|              |   |                  |
|--------------|---|------------------|
| $I_{HOMO}$   | Taxa de nucleação homogênea                                       | $[NÚCLEOS/m^3s]$ |
| $I_{HET}$    | Taxa de nucleação heterogênea                                     | $[NÚCLEOS/m^3s]$ |
| $D_L$        | Coefficiente de difusividade do líquido                           | $[m^2/s]$        |
| $C_L$        | Número de átomos no líquido                                       | $[m^{-3}]$       |
| $T_N$        | Temperatura de nucleação  | $[°C]$           |
| $a$          | Distância necessária de um átomo para alcançar o núcleo sólido    | $[m]$            |
| $C_C$        | Número de átomos na superfície do substrato por unidade de volume | -                |
| $V_L$        | Velocidade de solidificação                                       | $[m/s]$          |
| $G_{TL}$     | Gradiente térmico do metal líquido                                | $[°C/mm]$        |
| $\dot{T}$    | Taxa de resfriamento  | $[°C/s]$         |
| $dp$         | Frente de expansão térmica  | $[mm]$           |
| $dT_{SL}$    | Tempo transcorrido para solidificação                             | $[s]$            |
| $q_N$        | Fluxo de calor Newtoniano   | -                |
| $K_g$        | Condutividade térmica do gás                                      | $[W/m^°C]$       |
| $T_{IS}$     | Temperatura na superfície do material                             | $[°C]$           |
| $T_{IM}$     | Temperatura na superfície do molde                                | $[°C]$           |
| $h_i$        | Coefficiente de transferência de calor                            | $[W/m^2°C]$      |
| $N_{VOLTAS}$ | Número de voltas de resistência elétrica                          | -                |
| $C$          | Comprimento total linear de resistência mecânica                  | $[m]$            |
| $Pot$        | Potência fornecida pela resistência térmica                       | $[w]$            |
| $P$          | Posição na lingoteira   | $[mm]$           |
| $V_L$        | Volume da lingoteira  | $[mm^2]$         |
| $T_i$        | Temperatura de início do ensaio                                   | $[°C]$           |
| $\lambda_1$  | Espaçamento dendrítico primário                                   | $[μm]$           |
| $\lambda_2$  | Espaçamento dendrítico secundário                                 | $[μm]$           |
| $\lambda_3$  | Espaçamento dendrítico terciário                                  | $[μm]$           |
| $\sigma_e$   | Tensão de escoamento  | $[Mpa]$          |
| $\sigma_u$   | Tensão máxima   | $[Mpa]$          |
| $\sigma_r$   | Tensão de ruptura   | $[Mpa]$          |
| $E$          | Módulo de elasticidade – Ensaio de tração                         | $[Gpa]$          |
| $E_{ECO}$    | Módulo de elasticidade – Ensaio de excitação por impulso          | $[Gpa]$          |

## SUMÁRIO

|        |   |                                      |
|--------|---|--------------------------------------|
| 1.     | INTRODUÇÃO.....   | 1                                    |
| 1.1.   | CONSIDERAÇÕES INICIAIS .....                                | 1                                    |
| 1.2.   | OBJETIVOS.....  | <b>Erro! Indicador não definido.</b> |
| 2.     | REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....                                 | 2                                    |
| 2.1.   | PRINCÍPIOS DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR.....                   | 3                                    |
| 2.1.1. | CONDUÇÃO TÉRMICA .....                                      | 3                                    |
| 2.1.2. | CONVECÇÃO TÉRMICA.....                                      | 7                                    |
| 2.1.3. | RADIAÇÃO TÉRMICA .....                                      | 9                                    |
| 2.2.   | SOLIDIFICAÇÃO .....   | 10                                   |
| 2.3.   | SOLIDIFICAÇÃO DE METAIS PUROS .....                         | 10                                   |
| 2.4.   | NUCLEAÇÃO HOMOGÊNEA.....                                    | 12                                   |
| 2.5.   | NUCLEAÇÃO HETEROGÊNEA .....                                 | 14                                   |
| 2.6.   | TAXA DE NUCLEAÇÃO.....                                      | 15                                   |
| 2.7.   | VARIÁVEIS TÉRMICAS.....                                     | 17                                   |
| 2.7.1. | VELOCIDADE DE SOLIDIFICAÇÃO .....                           | 17                                   |
| 2.7.2. | GRADIENTE TÉRMICO .....                                     | 18                                   |
| 2.7.3. | TAXA DE RESFRIAMENTO .....                                  | 18                                   |
| 2.8.   | MECANISMOS DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR NA SOLIDIFICAÇÃO ..... | 19                                   |
| 2.9.   | MACROESTRUTURA .....  | 21                                   |
| 2.9.1. | ZONA COQUILHADA.....  | 22                                   |
| 2.9.2. | ZONA COLUNAR.....   | 23                                   |
| 2.9.3. | ZONA EQUIAXIAL CENTRAL .....                                | 23                                   |
| 2.9.4. | TRANSIÇÃO COLUNAR/EQUIAXIAL .....                           | 23                                   |
| 2.10.  | MICROESTRUTURAS .....                                       | 24                                   |
| 2.11.  | SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL VERTICAL ASCENDENTE .....       | 25                                   |
| 3.     | MATERIAIS E MÉTODOS .....                                   | 27                                   |
| 3.1.   | CÁLCULOS ESTEQUIOMÉTRICOS, CORTES E PESAGENS. ....          | 27                                   |
| 3.2.   | FABRICAÇÃO DA LIGA.....                                     | 28                                   |
| 3.3.   | AFERIÇÃO TÉRMICA DAS LIGAS EXPERIMENTAIS.....               | 28                                   |
| 3.4.   | FABRICAÇÃO DO FORNO EXPERIMENTAL .....                      | 30                                   |
| 3.5.   | FABRICAÇÃO DA LINGOTEIRA .....                              | 34                                   |
| 3.6.   | PREPARAÇÃO DA LINGOTEIRA.....                               | 36                                   |
| 3.7.   | EXECUÇÃO DO ENSAIO.....                                     | 38                                   |

|        |   |    |
|--------|---|----|
| 3.8.   | DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DAS VARIÁVEIS TÉRMICAS .....  | 39 |
| 3.9.   | CARACTERIZAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL .....  | 40 |
| 3.10.  | PROCEDIMENTOS METALOGRAFICOS PARA MACROESTRUTURAS .....   | 41 |
| 3.11.  | PROCEDIMENTOS METALOGRAFICOS PARA MICROESTRUTURAS .....   | 42 |
| 3.12.  | ENSAIO DE EXCITAÇÃO POR IMPULSO.....  | 44 |
| 3.13.  | ENSAIO DESTRUTIVO DE TRAÇÃO .....   | 45 |
| 4.     | RESULTADOS E DISCUSSÕES .....   | 47 |
| 4.1.   | ENSAIOS REALIZADOS .....  | 48 |
| 4.2.   | CURVAS EXPERIMENTAIS DA TEMPERATURA <i>LIQUIDUS</i> .....   | 50 |
| 4.3.   | DETERMINAÇÃO DAS VARIÁVEIS TÉRMICAS DE SOLIDIFICAÇÃO .....  | 51 |
| 4.4.   | MACROESTRUTURAS DAS LIGAS AL-NI .....   | 55 |
| 4.5.   | MICROESTRUTURAS DAS LIGAS Al-Ni.....  | 56 |
| 4.6.   | CORRELAÇÃO ENTRE AS VARIÁVEIS TÉRMICAS DE SOLIDIFICAÇÃO E PARÂMETROS MICROESTRUTURAS DENDRÍTICOS..... | 60 |
| 4.7.   | COMPARAÇÃO ENTRE ENSAIOS MECÂNICOS E ENSAIOS DE EXCITAÇÃO POR IMPULSO. ....                           | 63 |
| 4.7.1. | LIGA AL2%NI .....   | 64 |
| 4.7.2. | LIGA AL3%NI .....   | 65 |
| 4.7.3. | LIGA AL4%NI .....   | 66 |
| 4.8.   | CORRELAÇÃO ENTRE PARÂMETROS MICROESTRUTURAS E MÓDULO DE ELASTICIDADE .....                            | 69 |
| 5.     | CONCLUSÕES.....   | 70 |
| 6.     | REFERÊNCIAS .....   | 72 |

# 1. INTRODUÇÃO

## 1.1. CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Na área da metalurgia o processo de solidificação esta presente em quase todas as suas etapas influenciando completamente no resultado final dos produtos. A influência térmica provocada pela solidificação interfere nos fundidos, mas também em qualquer outro tipo de processo no qual a temperatura esteja presente como no caso de corpos trabalhos à quente e tratamentos térmicos.

A solidificação inicia-se quando o material no estado líquido atinge, durante o resfriamento, as condições termodinâmicas necessárias à transformação de fase líquida para a sólida. Nessas condições, havendo um gradiente de temperatura entre o material e o meio que absorve o calor, o calor latente liberado é removido através de um ou mais mecanismos de transferência de calor (Goulart, 2005). Durante este processo alguns defeitos presentes na estrutura do material podem ser eliminados, porém grande parte ainda permanecem no mesmo. Estes “defeitos” são encontrados nas macroestruturas como trincas, segregação química, porosidades e irregularidades e nas microestruturas como heterogeneidade, inclusões e micro segregações. A presença destes macros e micros defeitos determinam as propriedades mecânicos, elétricas e químicas dos produtos finais.

O controle das variáveis térmicas de solidificação, para determinada composição química da liga, definirá a microestrutura final. O ponto de partida do processo de solidificação é a temperatura de início de vazamento e, subsequentemente, as formas de transporte de energia térmica a partir daquele instante. O molde além de conferir a forma à peça atua na absorção de calor proveniente do metal, garantindo a mudança de estado de agregação. Se a cinética de transferência de calor variar, as taxas de resfriamento do metal da peça variarão numa função direta. Portanto, a transferência de calor empregada na mudança de fase da massa metálica, por sua correlação imediata com variáveis térmicas do processo determinantes da estabilidade da interface sólido/líquido, condicionará a arranjo microestrutural (Garcia, 2001).

Estudos recentes (Rosa, 2007; Spinelli, 2004; Rocha,2003; Goulart, 2010, Silva, 2010) têm mostrado que há variáveis significativas para o controle da solidificação, como velocidade de solidificação ( $V_S$ ), gradiente térmico à frente da interface sólido/líquido ( $G_{TL}$ ),

taxas de resfriamento ( $\dot{T}$ ) e o grau de super-resfriamento. Além disso, o entendimento destas variáveis é de fundamental importância para implantação de diferentes condições de contorno nos processos de solidificação na indústria, podendo assim elevar o grau de qualidade dos produtos finais produzidos.

## 2. OBJETIVOS

Durante este trabalho foram produzidas ligas metálicas binárias do sistema Al-Ni, *in situ*, necessárias para a obtenção da correlação de variáveis térmicas de solidificação com suas microestruturas e por conseguinte suas propriedades mecânicas. Para tanto, foi desenvolvido um dispositivo que permitiu a retirada de calor de forma unidirecional em regime transiente de fluxo de calor de uma determinada massa de liga metálica, produzindo assim, lingotes que foram submetidos a processos de metalografia e ensaios mecânicos para a obtenção das correlações citadas. Os objetivos deste trabalho podem ser descritos como segue:

- Desenvolvimento e fabricação de um dispositivo de solidificação unidirecional;
- Produção em laboratório de ligas metálicas hipoeutéticas de Al-Ni;
- Caracterização térmica e mecânica de ligas hipoeutéticas de Al-Ni.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

No nosso cotidiano utilizamos diversos tipos de energia, porém uma é essencial para a as nossas vidas, tanto em relação à sobrevivência como comodidade. Esta energia é o calor. Este capítulo tem como foco explanar mais sobre as formas de transferência de calor e o processo de solidificação.

#### 3.1. PRINCÍPIOS DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR

Sabe-se que o calor é transmitido de um sistema de maior temperatura para um de menor temperatura de forma espontânea. Em consequência disso, é possível prever as alterações na qual os sistemas estarão sujeitos, como: mudanças de estados, variações de temperaturas, dilatações térmicas e outros fatores que são sensíveis a mudanças de temperaturas.

A transmissão de calor pode ser explicada como uma transferência de energia. Existem formas para que esta transferência ocorra, como: condução, convecção e irradiação. No decorrer deste capítulo serão tratados cada tema de forma distinta e aprofundada.

Este processo de transferência de calor possui suas peculiaridades em relação à termodinâmica clássica, pois trabalha com sistemas na qual não se encontram em equilíbrio termodinâmico. Logo, as leis da termodinâmica se aplicam apenas para caracterizar o meio na qual a transferência de energia esta sendo realizada. A explicação para entender o porquê este estudo não trabalha com equilíbrio térmico é apenas porque o gradiente de temperatura (diferença de temperatura) é o que motiva a realização da transferência de energia, em outras palavras, a diferença de temperatura é a força motriz da transferência de calor.

##### 3.1.1. CONDUÇÃO TÉRMICA

No processo de transmissão de calor por condução, a energia é transferida através das moléculas presentes nos materiais. A primeira molécula, mais próxima da fonte de calor, ao receber a energia na forma de calor eleva seu grau de agitação molecular, transmitindo esta agitação para as moléculas vizinhas (HALLYDAY, RESNICK e WALKER, 1996). A taxa de condução de calor em uma determinada direção é diretamente proporcional ao gradiente de temperatura e ao tempo na qual esta sendo submetida ao

calor. A rapidez na qual o calor se propaga depende basicamente do tipo de material, ou seja, pode ser um material que conduz bem o calor, bom condutor, ou um material que conduz mal o calor, isolante térmico. Os exemplos mais aplicados na área de engenharia que diferencia estes dois tipos de materiais são: objetos metálicos são bons condutores de calor e os cerâmicos são geralmente isolantes térmicos.

O físico francês Jean Baptiste Joseph, também conhecido como barão de Fourier, publicou, em 1811, um artigo onde explanava sua teoria de propagação de calor. Nesta teoria foram usadas séries trigonométricas, atualmente conhecidas como séries de Fourier. A teoria foi obtida de forma empírica, ou seja, foi estabelecida através de sucessivas experiências de condutibilidade térmica em regimes estacionários de temperaturas. O regime estacionário é estabelecido quando assume-se que as extremidades do meio onde ocorre a condução térmica são mantidas em temperatura constante (ANDRADE, E. T. et. al, 2004).

De acordo com a lei de Fourier, o fluxo de calor que passa em um material é: diretamente proporcional à diferença de temperatura ( $\Delta T$ ) e a área de secção transversal ( $A$ ), inversamente proporcional ao comprimento/espessura do material ( $\Delta x$  ou  $\Delta l$ ).

$$\dot{Q} = A \Delta T / \Delta x$$

Equação 3.1

Porém existe mais uma variável que influencia diretamente no fluxo de calor que é a condutividade térmica do material ( $k$ ). Este parâmetro é decorrente do material, ou seja, se o material é um bom condutor, a condutividade térmica dele é elevada e o inverso para um isolante térmico (NUSSENZVEIG, 1981). Nussenzveig diz em seu artigo basicamente que a condutividade térmica é diretamente proporcional a sua condutividade elétrica.

Ao considerar um elemento infinitesimal (Figura 3.1) e um tempo muito pequeno, a formulação de Fourier se configura de acordo com a equação 3.2.

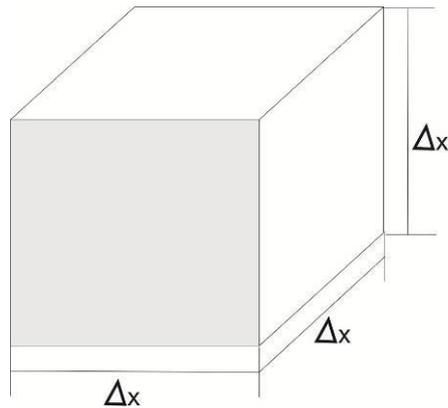


Figura 3.1 - Elemento infinitesimal

$$\frac{dQ}{dt} = -kA \frac{dT}{dx}$$

Equação 3.2

O sinal negativo presente na equação de Fourier é em decorrência de que o calor flui de uma temperatura mais alta para uma mais baixa, ou seja, se o gradiente de temperatura é negativo o fluxo é positivo. Assim podemos exprimir a equação 3.2 na equação final 3.3.

$$\dot{Q} = kA \frac{dT}{dx}$$

Equação 3.3

Desta equação, pode-se destacar que a diferença de temperatura é dada por:

$$\Delta T = \dot{Q} \frac{\Delta x}{kA}$$

Equação 3.4

Onde  $\Delta x/kA$  é a resistência térmica R.

$$R = \frac{\Delta x}{kA}$$

Equação 3.5

Uma explicação didática para a condução térmica e suas variações é realizar uma comparação entre cada variável térmica com as variáveis elétricas. Esta abordagem facilita a explicação para modelos utilizados no nosso dia a dia, como colocar dois isolantes juntos para aumentar o conforto térmico no frio. Neste caso, as duas placas estarão em série, ou seja, suas resistências se somam exatamente igual ao caso de resistências elétricas.

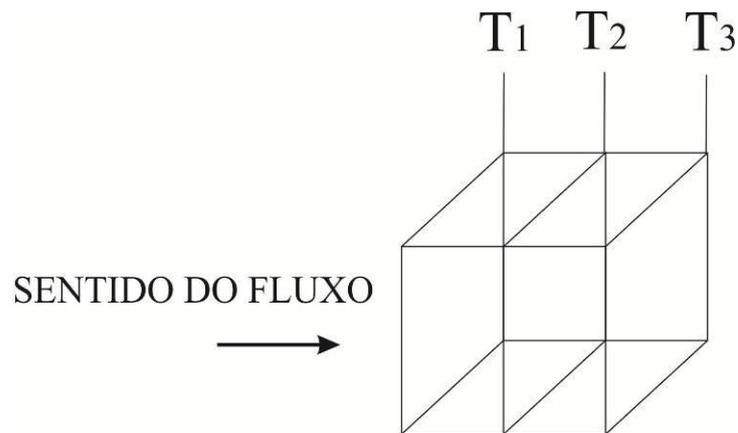


Figura 3.3 - Placas unidas em série

$$\Delta T_1 = T_2 - T_1 \text{ e } \Delta T_2 = T_3 - T_2 \quad \text{Equação 3.6}$$

Sendo  $T_2 - T_1 = \dot{Q}R_1$  e  $T_3 - T_2 = \dot{Q}R_2$  de acordo com equação 3.4. Logo ao somar as duas situações obtêm:

$$\Delta T = T_1 - T_3 = (R_1 + R_2)\dot{Q} = R_{eq}\dot{Q} \quad \text{Equação 3.7}$$

Esta situação é aplicada apenas para a condição de montagem em série. O outro tipo de construção possível é a em paralelo. Nesta condição (figura 3.3), ocorre o somatório de fluxo de calor da seguinte forma:

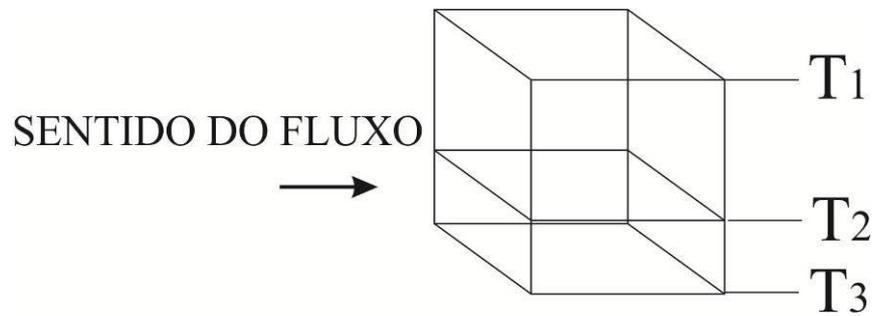


Figura 3.3 - Placa unida em paralelo

$$\dot{Q} = \dot{Q}_1 + \dot{Q}_2 + \dots = \left(\frac{\Delta T_1}{R_1}\right) + \left(\frac{\Delta T_2}{R_2}\right) + \dots \quad \text{Equação 3.8}$$

Ou seja,

$$Q_{total} = \Delta T / R_{eq} \quad \text{Equação 3.9}$$

Sendo o a resistência equivalente expressa por:

$$\frac{1}{R_{eq}} = \frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} + \dots + \frac{1}{R_n} \quad \text{Equação 3.10}$$

### 3.1.2. CONVECÇÃO TÉRMICA

“A convecção é o processo de transporte de energia pela ação combinada da condução de calor, armazenamento de energia e movimento de mistura. Tal processo é importante principalmente como mecanismo de transferência de energia entre uma superfície sólida e um líquido e/ou gás” (Kreith, F. e Bohn, MS.,2003). Quando um corpo sólido é inserido em um meio fluido na qual possui uma temperatura maior ou menor do que a dele, ocorre uma troca de calor entre o fluido e o corpo gerando assim uma diferença de densidade das camadas do fluido. Este fato acarreta a criação das correntes de convecção.

Existem formas distintas para se ocorrer uma convecção, a convecção natural e a forçada. A convecção natural ocorre quando estas correntes de convecção surgem apenas por causa das diferenças de temperatura. No caso da convecção forçada, um agente externo acelera o surgimento desta corrente de convecção (PENTEADO, 1998). Geralmente os valores de troca de calor por convecção forçada são superiores ao da

natural.

O calor, por unidade de tempo, transmitido de uma superfície sólida para um fluido por convecção pode ser calculado da seguinte forma:

$$q_c = h_c A \Delta T \quad \text{Equação 3.11}$$

Onde,  $h_c$  é o coeficiente médio de transmissão de calor por convecção que depende da geometria, velocidade e das propriedades do fluido, geralmente medido em  $[Kcal/h^\circ C m^2]$ . A grandeza A corresponde a área da seção transversal em  $[m^2]$  e  $\Delta T$  é a variação da temperatura entre a superfície do sólido e o fluido.

A condutância térmica por convecção ( $k_c$ ), condução térmica por meios de convecção, pode ser descrita pela equação abaixo.

$$k_c = h_c A \quad \text{Equação 3.12}$$

Reciprocamente, a condutância térmica é o inverso da resistência térmica (Kreith, F. e Bohn, MS.,2003).

$$R_c = \frac{1}{k_c} \quad \text{Equação 3.13}$$

Logo a Equação 3.11 pode ser reescrita da seguinte forma:

$$q_c = \Delta T / R_c \quad \text{Equação 3.14}$$

Porém, nas aplicações reais, os cálculos efetuados utilizam combinações de componentes como foi mostrado no tópico acima de condução térmica. Em decorrência disso, deve-se realizar um cálculo da resistência equivalente  $R_{eq} = R_c$  de acordo com a disposição da montagem dos elementos: em série ou paralelo. Este termo  $1/R_{eq}$  ou  $1/R_c$  é usualmente substituído por outro termo chamado de coeficiente global de transmissão de calor (U). Este termo U é calculado por unidade de área A obtendo-se então a Equação 3.15.

$$q = UA\Delta T$$

Equação 3.15

### 3.1.3. RADIAÇÃO TÉRMICA

“A radiação é um processo pelo qual o calor é transmitido de um corpo a alta temperatura para um de mais baixa temperatura quando tais corpos estão separados no espaço, ainda que exista vácuo entre eles” (Kreith, F. e Bohn, MS.,2003). De acordo com esta definição pode-se observar que não há necessidade de um contato físico entre os corpos para que a energia seja transmitida como nos dois outros métodos já citados acima.

A energia é transmitida na forma de quanta (porções discretamente definidas). Todos os corpos que possuem temperatura maior que do o zero absoluto (zero Kelvin), possuem uma irradiação de calor na forma de quanta. Existem corpos que emitem mais ou menos energia, dependendo do material na qual é composto, variações de cores (comprimento de ondas) e outros fatores.

No ano de 1893 o físico austríaco Joseph Stefan fez uma descoberta referente a energia radiante emitida por um corpo negro. Tal energia é proporcional à quarta potência da temperatura. Posteriormente, Boltzmann estudando o mesmo segmento que Stefan, descobriu o valor de uma constante na qual relaciona o nível de energia microscópica que uma partícula possui a uma determinada temperatura. Esta constante foi denominada de constante de Boltzmann ( $\sigma = 5,7 \cdot 10^{-8} \text{ W/m}^2\text{K}^4$ ).

O fluxo de calor ( $q_i$ ) nessas condições pode ser quantificado pela seguinte fórmula:

$$q_i = \varepsilon\sigma\Delta T^4$$

Equação 3.16

Na qual  $\varepsilon$  é a emissividade do material, A a área na qual sofre a radiação e T é a temperatura absoluta.

### 3.2. SOLIDIFICAÇÃO

Segundo Garcia (Garcia,2001) a solidificação de um material é fundamentalmente um processo de transferência de calor em regime transitório ou estacionário. Para que ocorra a solidificação de um corpo é necessário que este libere determinada quantidade de calor latente ocasionando uma abrupta redução de energia, reduzindo as oscilações térmicas das moléculas e, conseqüentemente, tornando-se sólido. Para a indústria, o entendimento aprofundado deste fenômeno é de vital importância, pois ele define a qualidade do material a ser produzido pelas siderúrgicas e também quais são as variáveis que o regem.

### 3.3. SOLIDIFICAÇÃO DE METAIS PUROS

Uma substância pura ou que esteja em seu ponto eutético, pode existir em uma condição de equilíbrio na fase líquida como na fase sólida de acordo com o gráfico hipotético abaixo.

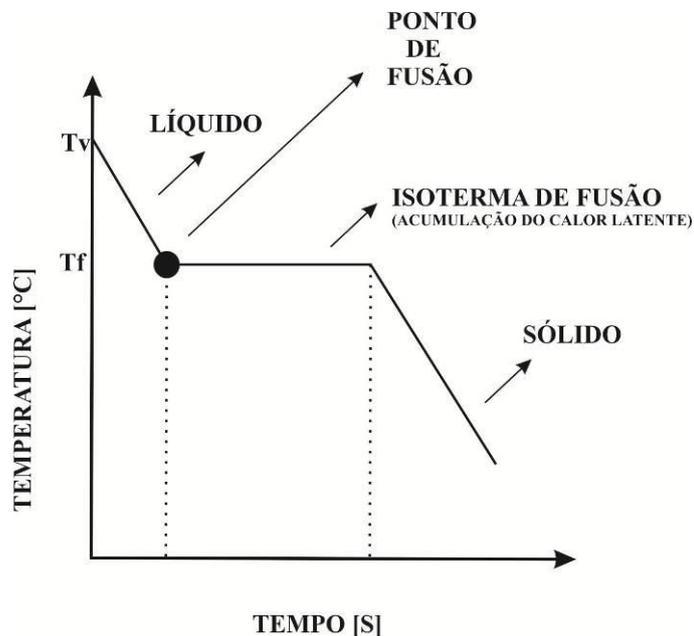


Figura 3.4 - Diagrama de fase

Como mostrado no gráfico acima, existe um ponto denominado ponto de fusão onde pode coexistir material líquido com sólido em equilíbrio. Este ponto é onde ocorre a acumulação da energia de latência, ou seja, energia absorvida apenas para mudança de

fase. Este tipo de energia não eleva ou diminui a temperatura do composto como pode ser visto no “ponto”. Acima deste ponto é Líquido e abaixo é sólido.

Para que ocorra a solidificação, são necessários dois passos: o primeiro passo é a nucleação que pode ser realizada de forma homogênea ou heterogênea e o segundo passo é a propagação destes núcleos (crescimento da região solidificada).

O ponto de fusão pode ser definido segundo Garcia, como uma temperatura na qual líquido e sólido possuem o mesmo nível de energia. Em decorrência disto, pode ser realizada a igualdade abaixo.

$$E_s = E_l \quad \text{Equação 3.16}$$

$$E = e - (T.S) + (p.V) \quad \text{Equação 3.17}$$

Onde  $e$  é a energia interna de fase ( $\text{J/m}^3$ ),  $S$  entropia do sistema,  $p$  pressão e  $V$  o volume. Como a definição de entalpia ( $H = e + p.V$ ), pode-se reescrever a equação acima da seguinte forma:

$$E = H - (T.S) \quad \text{Equação 3.18}$$

Aplicando esta equação na igualdade mencionada acima, obtêm-se:

$$H_l - T_l S_l = H_s - T_s S_s \quad \text{Equação 3.19}$$

Sabendo que  $H_l - H_s = \rho.L$  resulta-se em uma equação em função da variação da entropia.

$$\Delta S = \frac{L}{T_f} \rho \quad \text{Equação 3.20}$$

Interpretando-se esta equação, nota-se que a variação do grau de entropia (ordenamento) varia de acordo com duas variáveis, calor latente ( $L$ ) e Temperatura de fusão ( $T_f$ ).

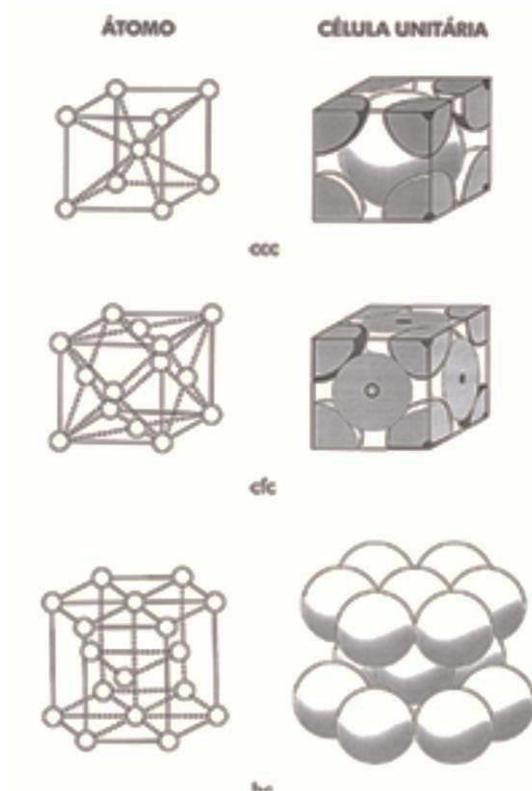


Figura 3.5 - Cúbica de face centrada, cúbica de corpo centrado e hexagonal compacta

Outro fator importante é o vazamento do metal em uma situação configurada de superaquecimento. Esta situação nada mais é do que vazar o metal com uma temperatura superior à temperatura de fusão para que o mesmo consiga obter a forma do molde na qual esta sendo colocado. Esta diferença de temperatura de vazamento é expressa da seguinte forma:

$$\Delta T_V = T_V - T_f$$

Equação 3.21

### 3.4. NUCLEAÇÃO HOMOGÊNEA

O processo de nucleação que ocorre em uma fase homogênea se dá o nome de nucleação homogênea. Nesta, a partícula pode ser nucleada em qualquer local do sistema, pois não há sítios preferenciais para a nucleação. Para entendermos melhor as reações que ocorrem entre os líquidos e sólidos, devemos admitir que se trata de uma solidificação de metais puros e que todas as suas partículas sólidas sejam em formato de esferas (Figura 3.6). Esta suposição pode ser feita, pois o formato das partículas não interfere significativamente na velocidade de nucleação.

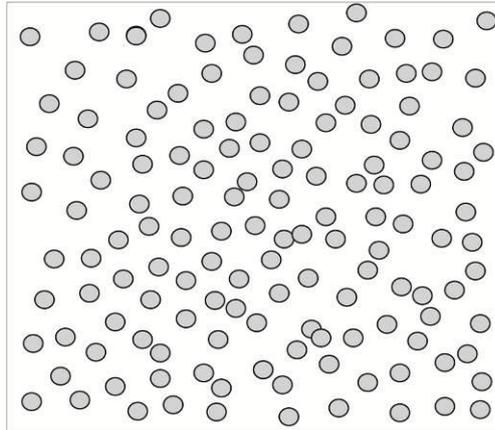


Figura 3.6 - Partículas sólidas de formato esférico

Na nucleação os átomos passam a se agregar com os átomos da vizinhança, em escala atômica. A figura abaixo demonstra a formação de um precipitado, ou seja, uma nucleação em andamento.

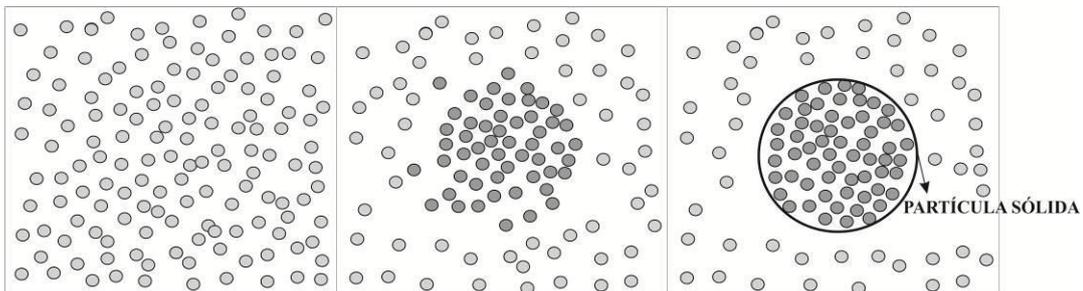


Figura 3.7 - Partícula se solidificando

O surgimento deste sólido no interior do líquido não interfere na disposição energética dos elementos do sistema metal líquido/sólido. Esta não interferência ao redor é que configura cientificamente que a nucleação é homogênea (Garcia, 2001).

Em metais puros pode ocorrer o surgimento de regiões nucleadas instáveis mesmo antes de o metal chegar à temperatura de fusão. Existe somente um ponto na qual esta exceção pode acontecer o qual está expresso no gráfico abaixo, onde a energia livre total da parte líquida é igual à parte sólida ( $E_l = E_s$ ).

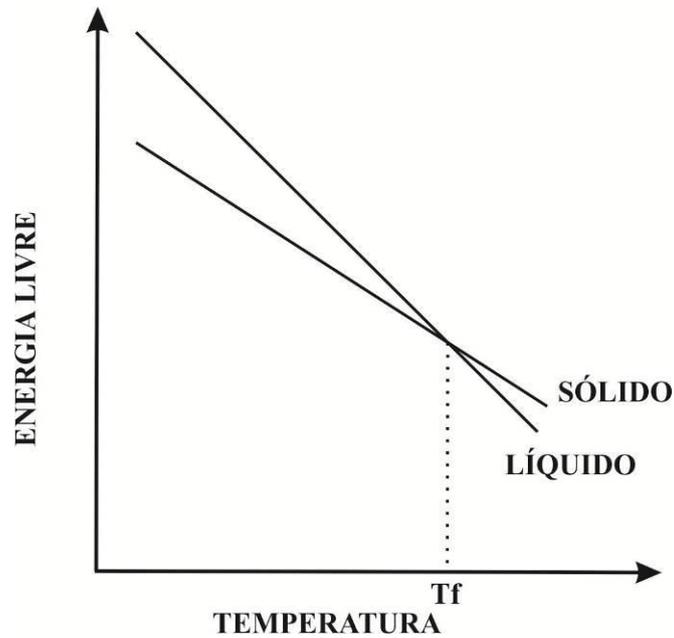


Figura 3.8 - Diagrama de energia livre versus temperatura

Quando a temperatura do material estiver abaixo da  $T_f$ , ocorre um decréscimo da energia livre em decorrência da transformação de uma porção do volume líquido em sólido. Com esta redução da energia livre e temperatura, acontece um maior grau de super-resfriamento (um resfriamento do corpo fora do equilíbrio termodinâmico) e com isso, surge uma força de transformação líquido/sólido que desencadeia uma alta taxa de nucleação. (Reed Hill, R. E., 1983)

### 3.5. NUCLEAÇÃO HETEROGÊNEA

No cotidiano da engenharia, quase todos os processos de nucleação acontecem de forma heterogênea.

Esta nucleação surge da seguinte forma: os núcleos de tamanhos críticos sofrem uma ação catalítica por parte de um agente estranho presente no corpo líquido denominado de substrato. Esta ação catalítica gera uma tendência de surgimento de núcleos em sítios favoráveis.

Uma condição essencial para que haja a nucleação heterogênea é que a superfície que será a catalisadora do processo de nucleação, deve ser “molhada” pela nova fase nucleada. Assumindo-se que existe uma partícula sólida com formato de esfera unida na parede do molde, sabendo que esta parede é “molhada” tanto por líquido quanto por sólido, temos a situação mostrada abaixo.



Figura 3.9 - Equilíbrio as tensões superficiais

O equilíbrio das tensões superficiais  $\gamma_{ML}$  (entre molde e líquido),  $\gamma_{MS}$  (entre molde e sólido) e  $\gamma_{SL}$  (entre sólido e líquido), pode ser demonstrado pela seguinte fórmula:

$$\gamma_{MS} = \gamma_{ML} - \gamma_{SL} \cos \theta \quad \text{Equação 3.22}$$

Inferese-se que as tensões superficiais entre o molde e sólido são inferiores as do molde e líquido, pois as tensões superficiais dos líquidos são mais elevadas. Com a presença da superfície MS, subentende-se que a energia associada na área é reduzida (átomos com menos energia em decorrência da solidificação) e com isso esta redução de energia é passada para os átomos vizinhos gerando então a energia total de superfície da nucleação heterogênea. Esta variação da energia livre para o caso heterogêneo é muito menor do que a do caso homogêneo, logo a nucleação heterogênea requer menos energia do que a nucleação homogênea para acontecer. Por conta disso que ela é mais comum na natureza.

$$\Delta E_{\text{Heterogêneo}} \ll \Delta E_{\text{Homogêneo}} \quad \text{Equação 3.23}$$

### 3.6. TAXA DE NUCLEAÇÃO

A taxa de nucleação é a rapidez na qual surgem os núcleos sólidos em meio ao líquido e se propagam até o final da solidificação.

A teoria na qual Garcia embasa seus estudos nesta etapa do trabalho é a teoria de TutnBull e Fisher que pode ser descrita matematicamente da seguinte forma:

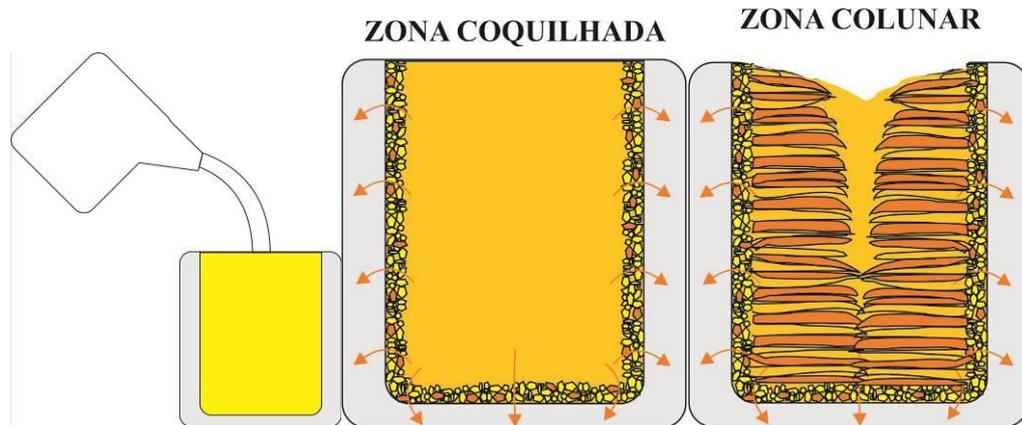


Figura 3.10 - Surgimento da zona coquilhada e colunar

$$I_{\text{Homo}} = \left(\frac{D_L}{a^2}\right) \cdot \left(\frac{4\pi r_C^2}{a_2}\right) \cdot C_L \cdot \exp\left(\frac{16\pi\gamma_{SL}T_f^2}{3(\rho L)^2\Delta T r^2 k T_N}\right) \quad \text{Equação 3.24}$$

Onde:

$I_{\text{Homo}}$  = taxa de nucleação homogênea,

$a$  = Distância necessária de um átomo para alcançar o núcleo sólido, geralmente  $0,3 \cdot 10^{-9}$  [m],

$D_L$  = Coeficiente de difusão do líquido, geralmente  $10^{-9}$  [m<sup>2</sup>/s],

$C_L$  = Número de átomos no líquido, geralmente  $10^{28}$  [m<sup>-3</sup>],

$k$  = Constante de Boltzmann,

$T_N$  = Temperatura de nucleação.

Substituindo os valores sugeridos por Garcia, obtemos:

$$I_{\text{Homo}} = 10^{40} \cdot \exp\left(\frac{16\pi\gamma_{SL}T_f^2}{3(\rho L)^2\Delta T r^2 k T_N}\right) \quad \text{Equação 3.25}$$

No caso da nucleação heterogênea, a variável  $C_L$  é substituída por número de átomos na superfície do substrato por unidade de volume do líquido ( $C_a$ ) que geralmente é igual a  $10^{20}$ , logo:

$$I_{\text{Homo}} = 10^{30} \cdot \exp\left[\left(\frac{16\pi\gamma_{SL}T_f^2}{3(\rho L)^2\Delta T r^2 k T_N}\right) \cdot f_\theta\right] \quad \text{Equação 3.26}$$

Sabendo que o termo  $f_\theta$  é referente à angulação mostrada na figura 3.9.

### 3.7. VARIÁVEIS TÉRMICAS

Como foi mencionada no início deste capítulo, a solidificação é um processo na qual a indústria possui muito interesse. Os parâmetros térmicos, tais como velocidade de solidificação ( $V_L$ ), gradiente térmico ( $G_{TL}$ ) e taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ ) podem ser descritos analiticamente como uma função do metal/molde e seus parâmetros de fundição (C. Jang, *et al*). Sendo assim estes fatores influenciam fortemente nas características do produto final fundido.

Atualmente com o surgimento rápido dos modelos computacionais, os pesquisadores estão partindo para determinação destes coeficientes por métodos numéricos. Este método possui inúmeras complicações, pois este procedimento de solidificação tem vários fatores não lineares, em decorrência disso são necessárias diversas condições de contorno. Existem trabalhos atuais desenvolvidos por pesquisadores tais com: Garcia, A., Cheung, Noé., Ferreira, que estão em estágio avançado neste ramo de pesquisa.

#### 3.7.1. VELOCIDADE DE SOLIDIFICAÇÃO

A velocidade de solidificação nada mais é do que a velocidade na qual a interface sólido/líquido se propaga no procedimento de solidificação como mostrado na figura abaixo.



Figura 3.11 - Velocidade de propagação da interface sólido/líquido

Com o decorrer da solidificação a velocidade vai sendo reduzida quando estiver se

aproximando do final do molde. Isso se deve ao fato de haver um aumento da resistência térmica da camada solidificada e com isso diminuindo a transmissão de energia para o final (Da Silva 2006).

A formulação desta velocidade é a razão entre a medida deslocada na frente de expansão (dP) pelo tempo transcorrido (dT<sub>SL</sub>).

$$V_L = \frac{dP}{dT_{SL}} \quad \text{Equação 3.27}$$

### 3.7.2. GRADIENTE TÉRMICO

Esta variável é a única das três na qual o processo de solidificação não possui controle, pois ela depende da taxa de resfriamento, do material e de outros fatores. Este gradiente é a diferença da temperatura da parte sólida em relação à parte ainda no estado líquido. Segundo Garcia em um processo de solidificação unidirecional o aumento do gradiente térmico favorece o surgimento de grãos. Este gradiente, assim como a velocidade de solidificação, vai decaindo com o decorrer do processo, pois tende sempre ao equilíbrio de temperatura (homogeneização).

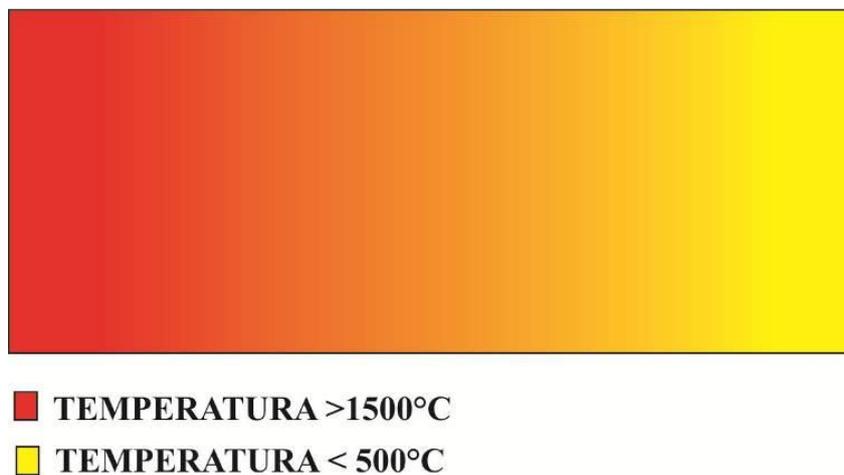


Figura 3.12 - Gradiente térmica.

A equação que norteia esta variável é:

$$G_{TL} = \frac{dT}{dP} = V_L \frac{L\rho}{k} \quad \text{Equação 3.28}$$

### 3.7.3. TAXA DE RESFRIAMENTO

Esta variável térmica é a mais importante para a indústria metalúrgica, pois eles conseguem ter o controle da taxa de resfriamento utilizando jatos d'água nas paredes do molde. Para que este tratamento tenha efeito, as paredes têm que ser finas para que seja possível a troca de calor por condução e convecção com o meio externo. Tendo este controle, é possível estimar a velocidade de solidificação e conseqüentemente o gradiente térmico no metal.

Esta taxa de resfriamento é o produto da velocidade de solidificação com o gradiente local (Garcia 2001).

$$\dot{T} = G_{TL} \cdot V_L = V_L^2 \frac{L\rho}{k} \quad [\text{°C/s}] \quad \text{Equação 3.29}$$

### 3.8. MECANISMOS DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR NA SOLIDIFICAÇÃO

A partir de um molde retangular básico, (Figura 3.13) pode-se obter um elemento na qual são evidenciados claramente todos os modos de transferência de calor que estão envolvidos no processo de solidificação (Figura 3.14). No caso empregado neste trabalho a solidificação é unidirecional, possuindo uma peculiaridade: interação chapa molde e o metal sólido/líquido (transferência Newtoniana).

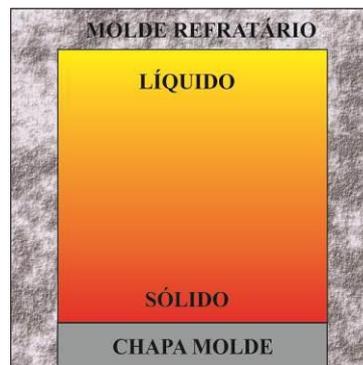


Figura 3.13 - Conjunto retangular para solidificação unidirecional.

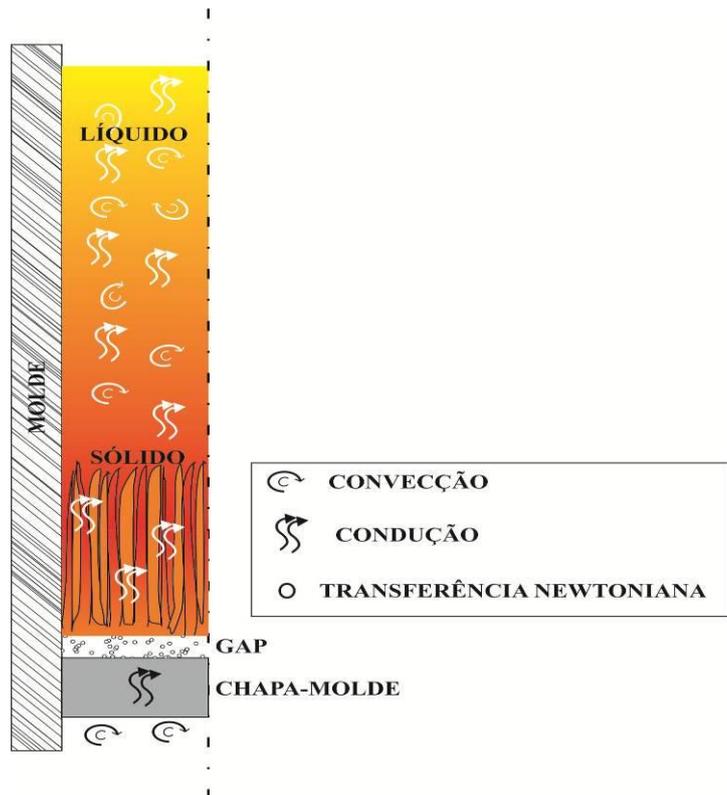


Figura 3.14 - Transferências de calor que ocorrem na solidificação

A transferência Newtoniana ocorre quando o metal ao ser vazado no molde, ele se conforma de acordo com a geometria do mesmo, porém ao entrar em contato com a chapa-molde (metal responsável pela retirada do calor do metal, gerando assim a solidificação em apenas uma direção) e com as paredes laterais nas quais se encontram com a mesma temperatura do forno evitando assim a retirada de calor. Este não preenchimento cria regiões de contato direto onde acontece a condução e regiões fechadas sem contato na qual acontece à convecção natural.

Newton realizou um experimento que é utilizado como alternativa para dimensionamento do fluxo de calor para situações deste tipo. Neste experimento ele considerou que os lados de contato possuem superfícies perfeitamente lisas, porém espaçados por um valor conhecido “e” (Figura 3.15).

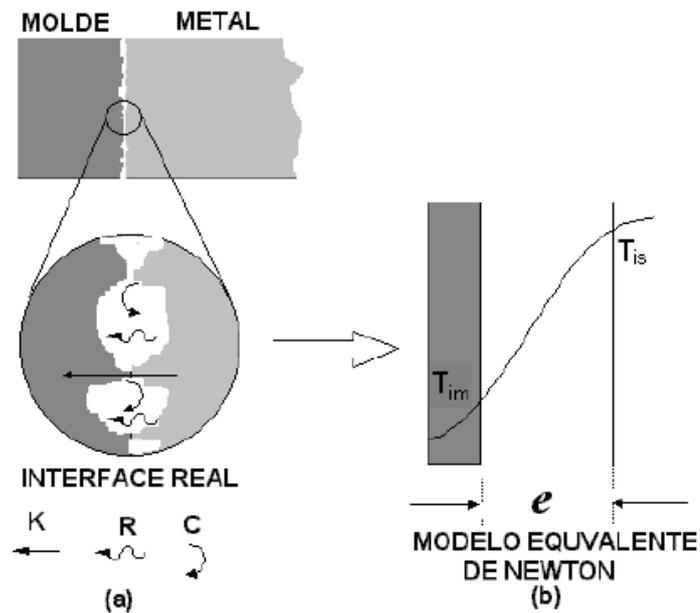


Figura 3.15 - Transferência newtoniana

O fluxo de calor ( $q_N$ ) para as condições impostas por Newton é determinado por:

$$q_N = \frac{K_g}{e} (T_{is} - T_{im}) \quad \text{Equação 3.30}$$

$K_g$  = Condutividade térmica do gás,

$T_{is}$  = Temperatura na superfície do material,

$T_{im}$  = Temperatura na superfície do molde,

### 3.9. MACROESTRUTURA

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

. O desenvolvimento das estruturas celulares durante a solidificação é caracterizado por estruturas finamente corrugadas onde suas ondulações seguem paralelas à direção de retirada de calor conforme mostrada na figura 3.16.(Goulart, *et al*, 2009) e (Goulart, *et al*, 2010)

No panorama da macroestrutura podem-se ser identificadas três regiões distintas: Zona coquilhada, colunar e equiaxial central. (Figura 3.16)

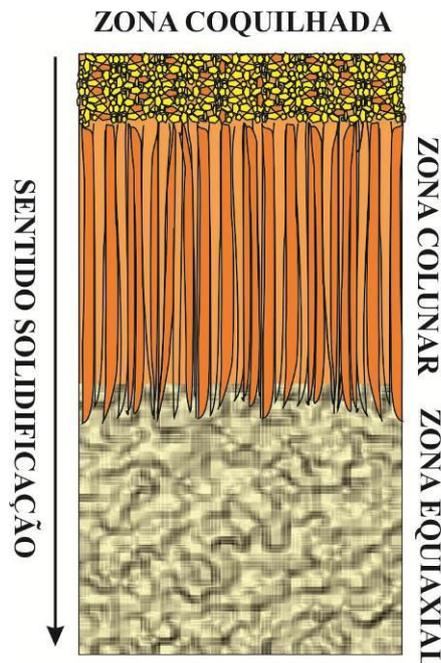


Figura 3.16 - Macroestrutura de solidificação

### 3.9.1. ZONA COQUILHADA

Este tipo de macroestrutura está localizada na região do contato entre o metal líquido e a chapa molde fria. Este contato provoca um decréscimo de temperatura rapidíssimo (super-resfriamento), ocasionando uma intensa nucleação dos grãos com orientações aleatórias. Em decorrência dessa solidificação rápida os grãos não possuem tempo para se desenvolver, gerando assim grãos de pequenas dimensões (Bower e Flemings, 1967).

### 3.9.2. ZONA COLUNAR

A zona colunar inicia-se a partir dos grãos já solidificados pelo super-resfriamento provocado na zona coquilhada. Os grãos possuem cristais alongados e alinhados paralelamente a direção do fluxo de calor. No caso da solidificação unidirecional, esta zona é a zona na qual são realizados todos os testes, pois exclusivamente nela ocorre a unidirecionalização da solidificação (Chalmers, 1968).

### 3.9.3. ZONA EQUIAXIAL CENTRAL

Nesta zona ocorre um crescimento de grãos cristalinos sem orientações definidas e com dimensões grandes quando comparados com os da zona coquilhada. Estes grãos crescem de forma irregular o que acaba atrapalhando o desenvolvimento dos cristais provenientes da zona colunar.

### 3.9.4. TRANSIÇÃO COLUNAR/EQUIAXIAL

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 a transição colunar/ equiaxial (Figura 3.17).

Na transição colunar/equiaxial os grãos provenientes da zona equiaxial crescem em uma forma de competição contra interface crescente que vem logo atrás dele (zona colunar). Caso os cristais equiaxiais sejam pequenos, eles basicamente são absorvidos pelo crescimento colunar, criando as formas colunares dendríticas. Existe outra possibilidade na qual depende exclusivamente da zona super-resfriada à frente da interface colunar. Se este resfriamento for alto, ocorre uma elevação das nucleações equiaxiais que geram uma resistência contra o desenvolvimento dos cristais colunares, bloqueando-os.

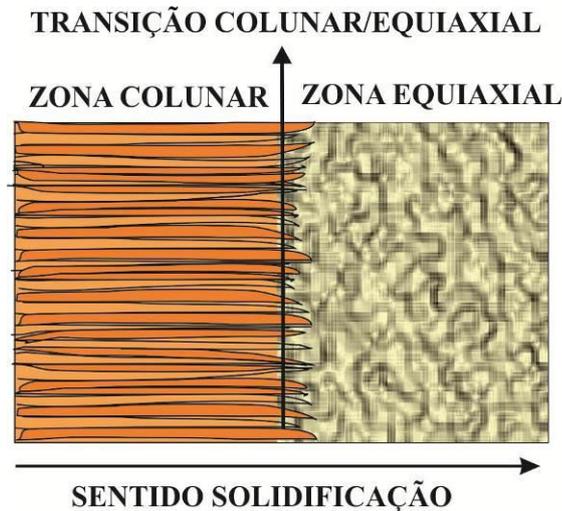


Figura 3.17 - Transição estruturas colunares para equiaxiais

Existem trabalhos de teóricos (Siqueira et al.,2002 e Canté et al.,2007) que enfatizam o aumento da área útil da zona colunar (reduzindo a equiaxial). Tais trabalhos enumeram as teorias na seguinte ordem:

- 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.

### 3.10. MICROESTRUTURAS

As microestruturas possuem variações tal como as macroestruturas, porém o que interfere o tipo de microestrutura é a forma da evolução da interface sólido/líquido. O que rege esta interface é o super-resfriamento, pois a presença dele na parte líquida provoca uma instabilidade que dá origem a diferentes morfologias que são denominadas de: planar, celular e dendrítica (Figura 3.18).

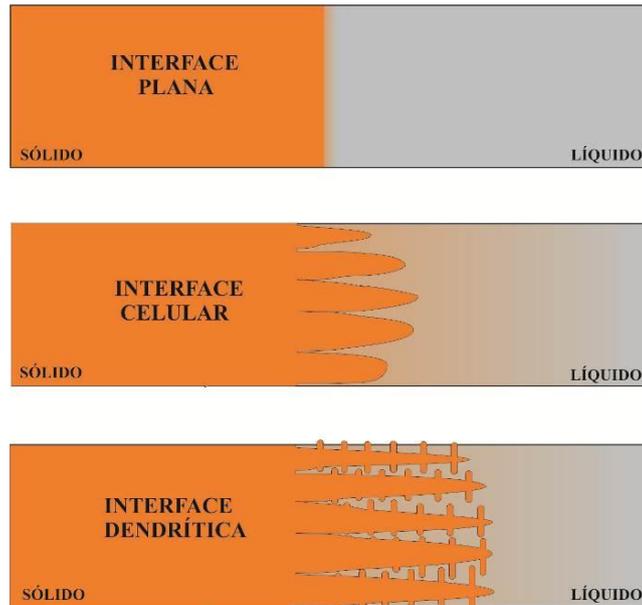


Figura 3.18- Tipos de microestruturas

Estas estruturas surgem em ligas binárias. Quando ocorre um super-resfriamento (SR) pequeno a interface sólido/líquido desenvolve uma morfologia do tipo celular. Este tipo de morfologia surge porque o SR cria uma protuberância na frente da interface provocando com isso um caminho preferencial para o desenvolvimento da interface, formando assim este formato.

Quando ocorre um SR elevado, a forma celular é reduzida, tornando-se assim o tipo de microestrutura dendrítica. Este tipo de morfologia possui um formato característico de uma cruz de malta, pois existem os caminhos principais (primários) e os caminhos secundários que são braços perpendiculares ao caminho primário (Garcia 2001).

### 3.11. SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL VERTICAL ASCENDENTE

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

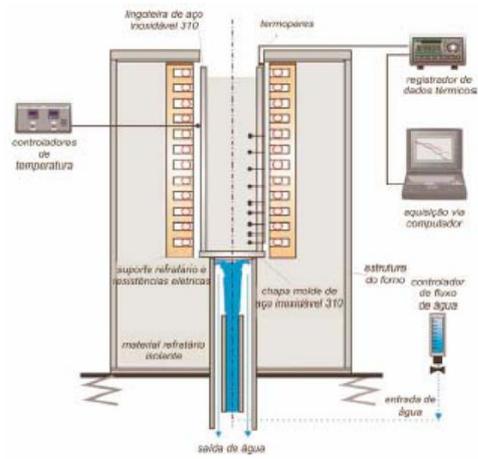


Figura 3.19 - Dispositivo de solidificação vertical ascendente utilizado por Siqueira (2002), Rocha (2003, Sá (2004), Peres (2005) e Rosa (2007).

#### 4. MATERIAIS E MÉTODOS

Os experimentos foram realizados e analisados de acordo com o fluxograma discriminado abaixo.

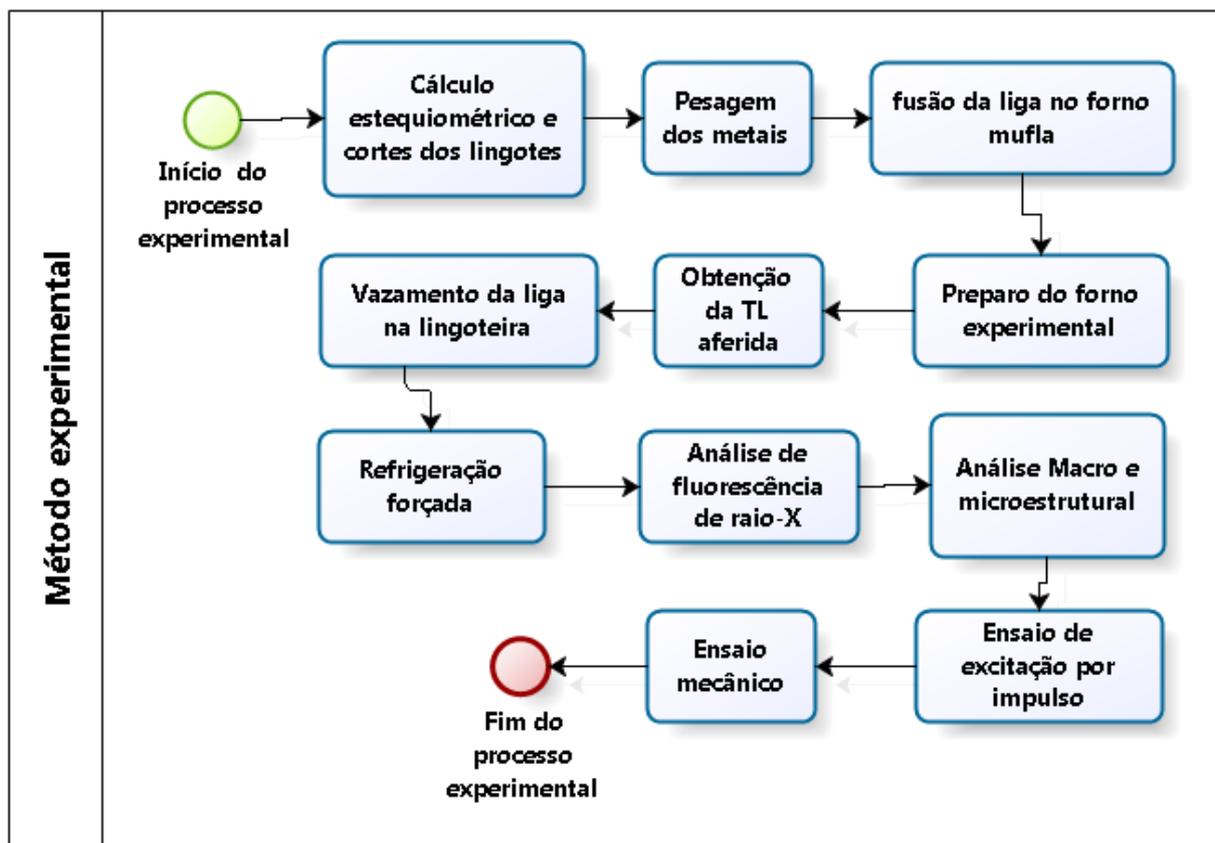


Figura 4.1 - Fluxograma dos procedimentos experimentais

##### 4.1. CÁLCULOS ESTEQUIOMÉTRICOS, CORTES E PESAGENS.

Foram realizados cálculos de estequiometria mássica para obtenção das ligas que foram estudadas. Tais cálculos abrangeram o volume da lingoteira e massa específica do soluto e do solvente, gerando assim uma massa de soluto e solvente nas quais devem ser trabalhadas na fundição para fabricação da liga desejada.

Os metais que foram obtidos em formato de lingotes foram cortados com refrigeração por uma serra de fita da marca Starrett modelo S3420NG

Após cortados os componentes foram pesados em uma balança eletrônica de precisão da SPLabor com precisão de 0,1mg, garantindo assim as massas obtidas através dos cálculos de estequiometria mássica.

## 4.2. FABRICAÇÃO DA LIGA

Para a fusão da liga foi usado um cadinho de carbetto de silício, modelo Salamander, fornecidos pela Morganite Brasil Ltda com capacidade de fabricação de 2,5 litros.

Os cadinhos foram previamente aplicados alumina QF 180 fabricada pela Sulfrax, o que facilitou a limpeza do cadinho após os experimentos e evitou a contaminação da ligas com as paredes do cadinho. Para a fabricação das ligas experimentais, o cadinho foi carregado com os metais e levado a um forno mufla para sua primeira fusão e homogeneização da liga estudada. O forno tipo mufla utilizado foi o fabricado pela Elektro que possui temperatura máxima de trabalho de 1200°C. A Figura 4.2 mostra o forno tipo mufla e o cadinho utilizado nos experimentos.

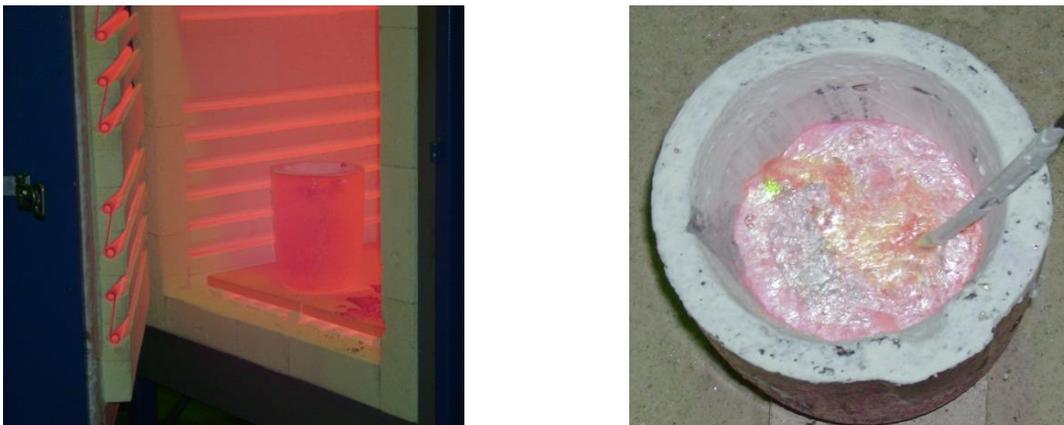


Figura 4.2 - Forno tipo mufla e cadinho com alumina QF-180

## 4.3. AFERIÇÃO TÉRMICA DAS LIGAS EXPERIMENTAIS

Todas as ligas fabricadas em laboratório foram aferidas termicamente, tomando como base o diagrama de transformações de fase da liga binária Al-Ni. A Figura 4.3 mostra a região do diagrama de fases teórico da liga obtido pelo software Thermo Calc. Nesta figura podem ser observadas as três temperaturas *liquidus* para as ligas Al2%Ni, Al3%Ni e Al4%Ni utilizadas neste trabalho.

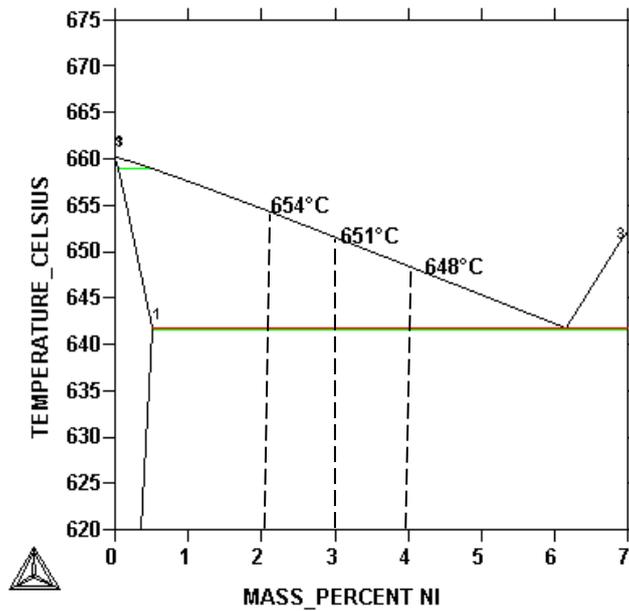


Figura 4.3 - Diagrama de fase com as temperaturas das isotermas para cada composição analisada

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 conforme Figura abaixo.



Figura 4.4 - Aferição da  $T_L$

A curva de resfriamento no equilíbrio da liga obtida pelo termopar da Ecil modelo K foi interpretada pelo aquisitor de dados da National Instruments modelo Hi Speed. Tal curva possui 3 pontos característicos: (1) elevação da temperatura mesmo fora do forno por conta da inércia térmica do cadinho, (2) patamar onde a perda de calor é igual a inércia térmica e (3), denominado  $T_L$ , é o local onde o metal inicia uma liberação de energia latente para que a solidificação seja realizada.

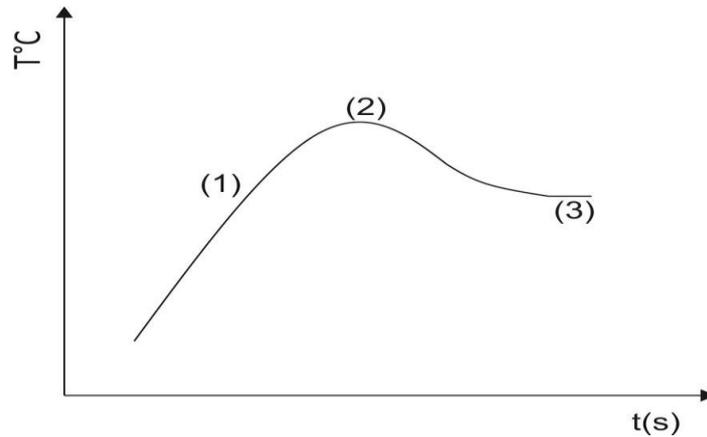


Figura 4.5 - Gráfico característico de obtenção da  $T_L$

Com o dado obtido, retira-se o termopar da liga e volta com a mesma para o forno mufla para que seja refundida.

#### 4.4. FABRICAÇÃO DO FORNO EXPERIMENTAL

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;e
- Fácil manuseio.

Levando todas estas características em consideração foi desenvolvido um projeto de fabricação em modelo CAD de todos os componentes. A figura 4.6 mostra um esboço do projeto em CAD do forno experimental.

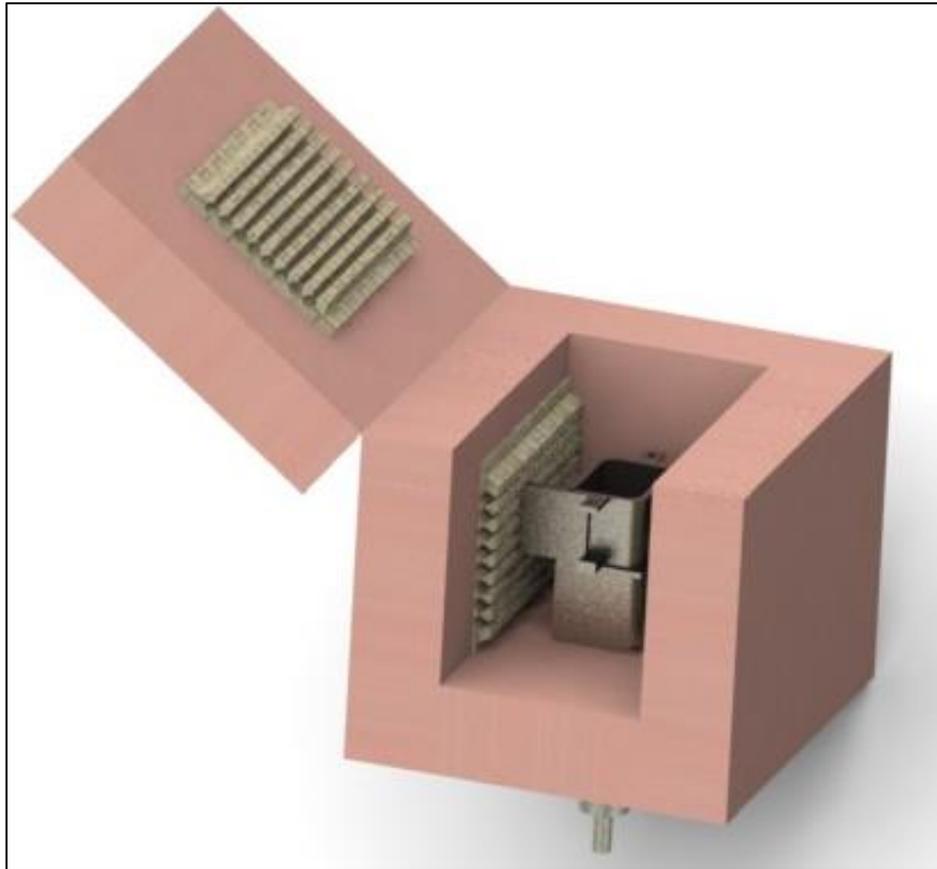


Figura 4.6 - Forno desenvolvido em modelo CAD

O dimensionamento do forno foi feito de acordo com a quantidade de energia necessária, comprimento e passo da resistência que será calculado em breve e a própria dimensão da lingoteira com o molde refrigerado. 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. A potência foi calculada pelas seguintes fórmulas e informações.

#### DADOS FIXOS FORNECIDOS PELO FABRICANTE (Kanthal, 2011)

- Fio Kanthal (Ni-Cr) de diâmetro = 1,5mm;
- Resistência do fio =  $0.617\Omega/m$ ;
- Comprimento total dos canais = 1500mm/seção;
- Potência planejada para cada zona = 2500W;
- Diâmetro de enrolamento da resistência = 8mm;
- Passo do enrolamento = 2mm;

## CÁLCULOS:

$$\text{Número de voltas no fio: } N_{\text{Voltas}} = \frac{1500}{2} = 750 \quad \text{Equação 4.1}$$

$$\text{Comprimento do fio utilizado: } c = \pi \times 8 \times 0,750 = 18,84\text{m} \quad \text{Equação 4.2}$$

$$\text{Resistência Total: } R_t = 18,84 \times 0,617 = 11,6 \, \Omega \quad \text{Equação 4.3}$$

$$\text{Potência: } P = \frac{220^2}{11,6\sqrt{2}} = 2951\text{W} \quad \text{Equação 4.4}$$

$$\text{Potência Total: } P_t = 2951 \times 3 = 8853\text{W} \quad \text{Equação 4.5}$$

Levando em conta o comprimento da resistência juntamente com seu passo e diâmetro foram necessários três porta resistências com as especificações mostradas. Tais portas resistência foram fabricados pela IBAR.

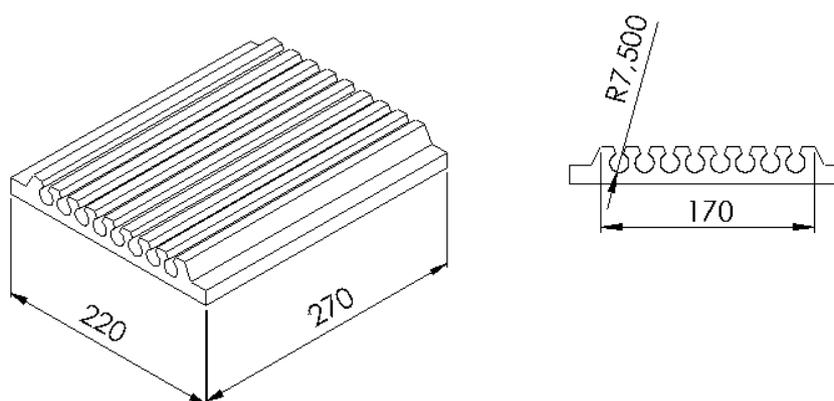


Figura 4.7 - Porta resistência fabricados pela Ibar sob medida

A manta térmica utilizada foi projetada de acordo com as especificações passadas pelo fabricante NUTEC – IBAR. O mesmo informou que a cada 10mm de manta o forno absorve aproximadamente 100°C. Sendo assim, o forno foi projetado com uma camada de 100mm de espessura da placa de fibra cerâmica LTD2300. A utilização das mantas tem como foco manter um isolamento térmico no interior do forno evitando perdas de calor pelas paredes e pelo fundo do forno. A figura abaixo mostra o esquema do forno projetado e os detalhes internos do forno como as resistências elétricas posicionadas, as paredes refratárias e as duas zonas de aquecimento.



Figura 4.8 - Forno fabricado para experimento com 2 zonas de aquecimento

Após a instalação da placa de fibra cerâmica com o porta resistência, foi construída uma caixa de suporte mecânico do forno de aço 1020 com espessura de 6mm.

As temperaturas no interior da cavidade do forno são aferidas através de dois termopares tipo K posicionados de forma estratégica em cada uma das zonas de aquecimento. Os controladores de potência foram instalados em uma estrutura rígida no qual se encontram: os controladores (Novus N1040 e JLD 612), relés de estado sólido SSR40A, dois dissipadores de calor e dois coolers para forçar convecção forçada de ar entre os dissipadores.

Todo o dispositivo está montado sobre uma estrutura de aço de forma retangular na qual foi projetada para suportar todo seu peso e amenizar os efeitos advindos de vibrações externas.



Figura 4.9 - Forno fabricado fechado

#### 4.5. FABRICAÇÃO DA LINGOTEIRA

A lingoteira é a parte mais crítica de todo o projeto, pois a mesma é quem define as dimensões do lingote (dimensionado de acordo com o tamanho do corpo de prova), interface entre metal/molde e a quantidade de retirada de calor provocada pelo contato da água no metal/molde.

A lingoteira foi toda feita de aço inox 304 de espessura de 6mm para minimizar a interação entre ela e a liga produzida e elevar a durabilidade do produto. 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 (Canté, 2009)

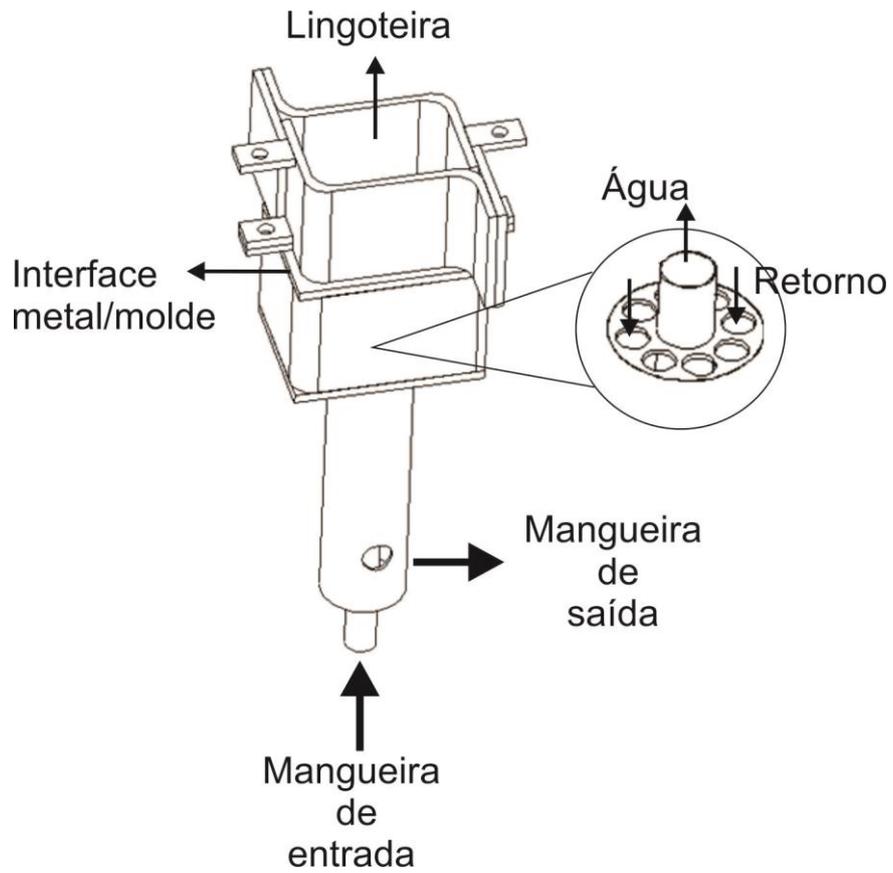
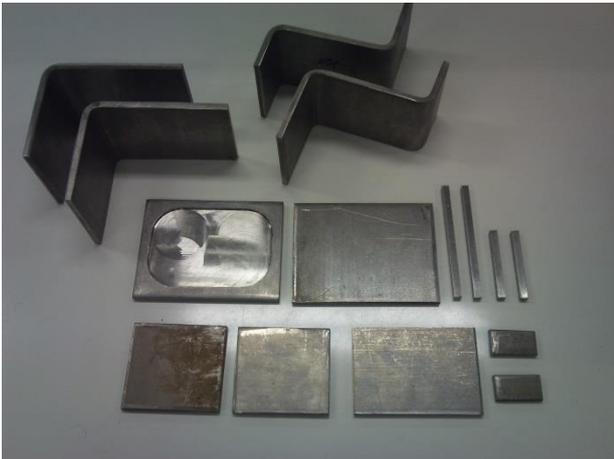


Figura 4.10 - Esquema funcional da lingoteira fabricada em aço inox



(a)



(b)

Figura 4.11 - (a) Componentes da lingoteira e (b) lingoteira finalizada

#### 4.6. PREPARAÇÃO DA LINGOTEIRA

A preparação da lingoteira consiste em inicialmente:

- 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;
- Posicionamento dos termopares a distâncias de 7, 13, 20 e 26mm da chapa molde, medidas estas intervaladas para melhor levantamento da curva experimental térmica;

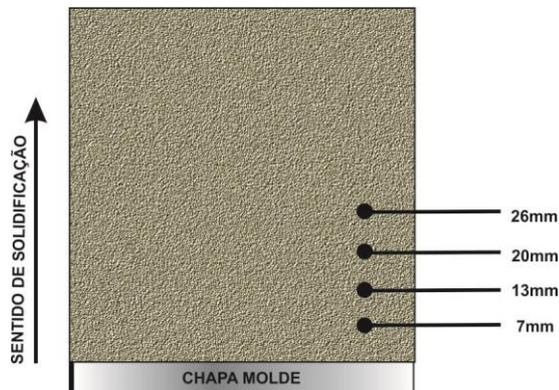


Figura 4.12 - Esquema de montagem dos termopares no interior da lingoteira

- Fixação da lingoteira e a caixa de refrigeração através de parafusos;
- Posicionamento da lingoteira no interior do forno;
- Conexão das mangueiras de entrada e saída de água presente no molde refrigerado



Figura 4.16 - Lingoteira montada e pronta para realizar um ensaio

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 aquisito foi utilizado o software LabView.

A figura abaixo demonstra de forma clara o esquema utilizado para realização dos ensaios, juntamente com todos os materiais envolvidos.

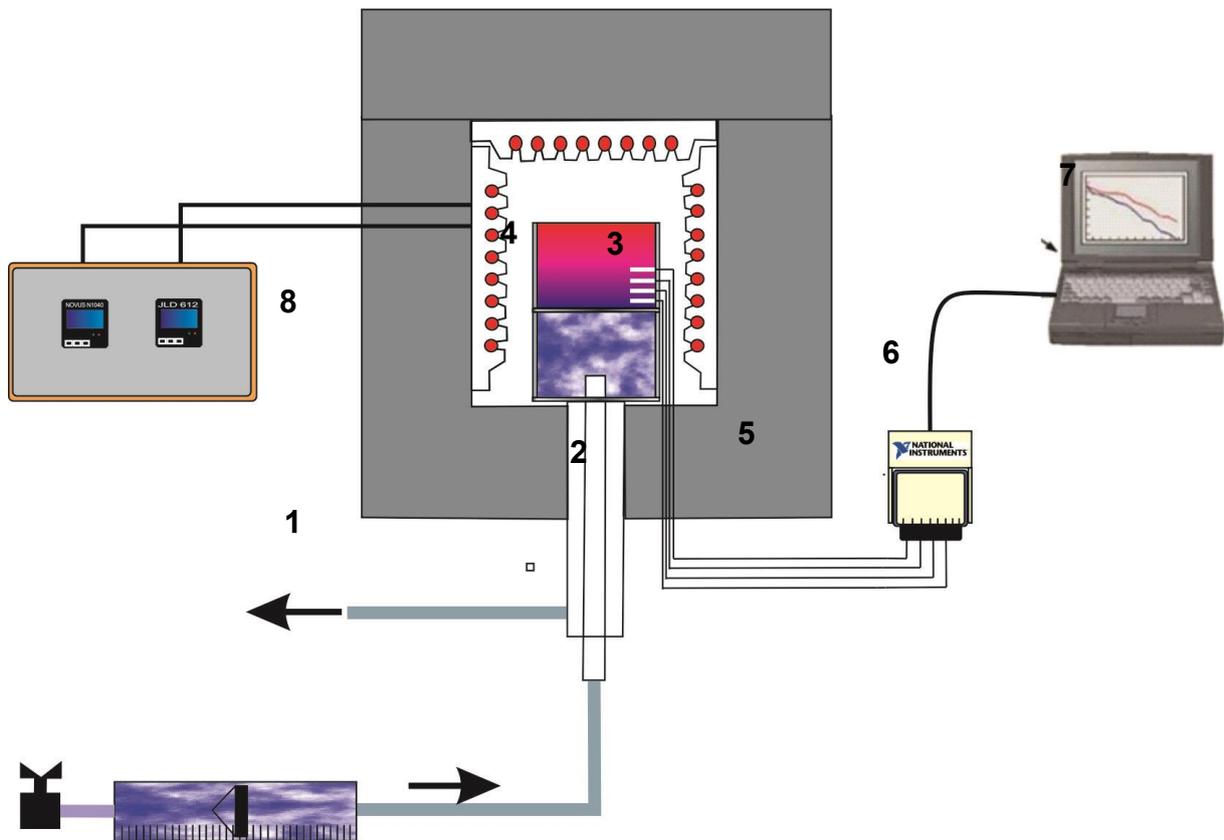


Figura 4.14 - Esquema completo dos aparatos para ensaios de solidificação unidirecional. 1 – Rotâmetro, 2 – Conexões de entrada e saída de água, 3- Lingoteira, 4 – Porta resistências, 5 – Termopares inseridos na lingoteira, 6 – Aquisitor de dados, 7 – Computador e 8 Controlador de temperaturas com seus 2 termopares de referência.

#### 4.7. EXECUÇÃO DO ENSAIO

No momento em que a liga obtiver a temperatura necessária para sua fusão, a mesma é retirada do forno mufla e vertida no forno experimental, ocupando o volume da lingoteira por completo ( $V_{LINGOTEIRA}$ ).



Figura 4.15 - Vazando o metal líquido dentro da lingoteira

Como já se sabe a temperatura de referência para esta liga,  $T_L$ , o reaquecimento da temperatura no interior do forno experimental atingir uma temperatura próxima de 10% acima da temperatura de referência mencionada acima.

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.

#### 4.8. DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DAS VARIÁVEIS TÉRMICAS

Com a obtenção das curvas de resfriamento, podem-se determinar experimentalmente as variáveis térmicas ( $h_i$ ,  $v_L$  e  $\dot{T}$ ). Os procedimentos para tal estão descritos abaixo.

- Apoiados no método do confronto dos perfis térmicos e experimentais, os coeficientes transitórios de transferência de calor metal/fluido de refrigeração ( $h_i$ ) podem ser determinados a partir dos arquivos contendo o monitoramento experimental das temperaturas (Ferreira, 2004; Ferreira, 2005). As curvas de resfriamento experimentais foram comparadas com aquelas simuladas numericamente e o coeficiente  $h_i$ , extraído do melhor ajuste entre curvas. O método numérico utilizado acopla campos de concentração e temperatura em sua solução. O tratamento matemático da convecção no líquido foi incluído no sentido de prever os efeitos da convecção térmica e da convecção de soluto, presentes durante a solidificação (Rosa, Daniel Monteiro, 2007).

- 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. Este tempo pode ser definido como o tempo de passagem da isoterma *liquidus* em cada posição do termopar. Os resultados dos pares ordenados ( $P$ ,  $t$ ), obtidos a partir do procedimento em questão, permite que seja traçado um gráfico experimental da posição da isoterma *liquidus* com o tempo. (Rosa, Daniel Monteiro, 2007)

- A taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ ), para cada posição dos termopares, foi obtida experimentalmente a partir das interseções das retas de cada temperatura *liquidus* ( $T_L$ ) 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  $T_L$  e dos tempos correspondentes, isto é  $\dot{T}= dT/dt$ . (Rosa, Daniel Monteiro, 2007)

A Figura 4.16 representa de forma esquemática os procedimentos aplicados para determinar  $v_L$  e  $\dot{T}$

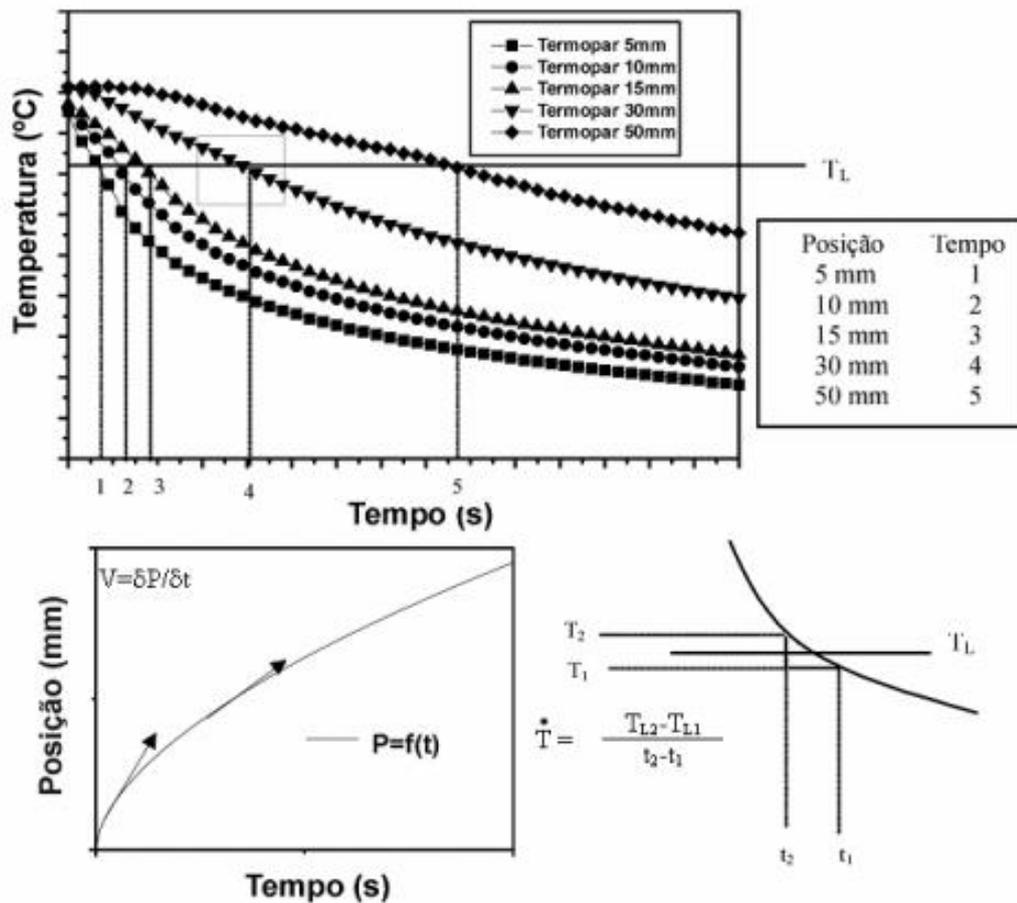


Figura 4.16 - Esquema de cálculo das variáveis térmicas (Rosa, Daniel Monteiro, 2007)

#### 4.9. CARACTERIZAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL

A figura abaixo apresenta esquema de como um lingote confeccionado em um dos ensaios no qual foi utilizado para realização das análises de macro e microestruturais. Lembrando sempre que os materiais utilizados nas análises microestruturais são obtidos do meio do lingote, evitando assim que ocorra algum desvio em decorrência da perda de calor pelas paredes da lingoteira.

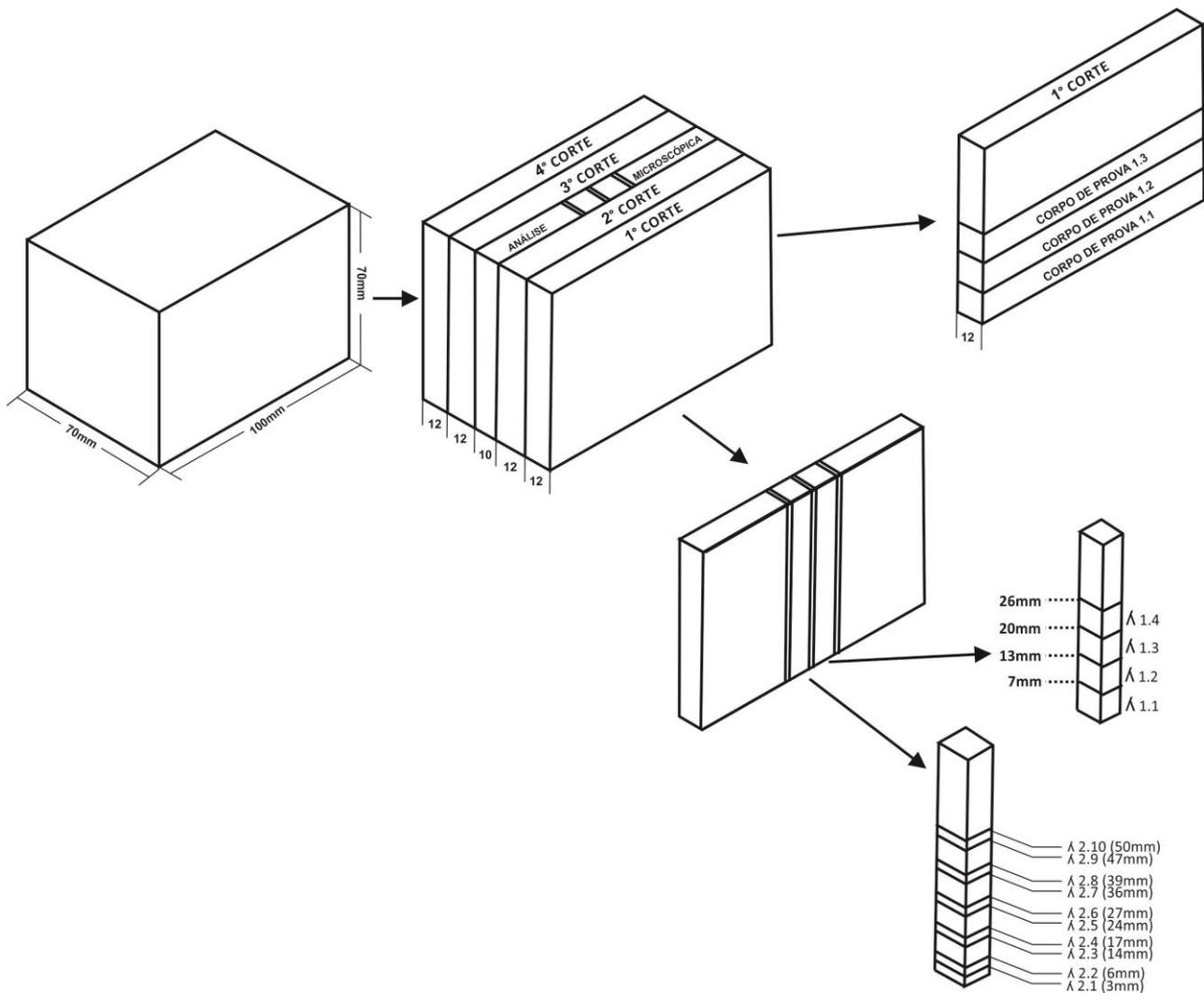


Figura 4.17 - Esquema de corte do lingote para análises macro e microestruturais

#### 4.10. PROCEDIMENTOS METALGRÁFICOS PARA MACROESTRUTURAS

Ligas onde predominam a presença do alumínio em sua proporção, possuem fatores dificultadores para o preparo das amostras metalográficas, pois são ligas macias e apresentam baixas temperaturas de recristalização. Desta destes fatores, o lingote foi cortado em 5 corpos na mesma serra de fita utilizada na estequeometria no início do projeto. 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: 80, 100, 220, 320, 400 e 600. Este procedimento foi aplicado apenas nos lingotes que apresentaram a estrutura requerida, ou seja, laminar.

Para a revelação das ligas de alumínio foi utilizado o seguinte reagente químico: HF concentrado (comercial). O ataque foi feito através de um algodão embebido pelo reagente e friccionado na superfície lixada. Após alguns minutos de ataque a mesma deve ser lavada em água.

#### 4.11. PROCEDIMENTOS METALOGRAFICOS PARA MICROESTRUTURAS

Após todos os cortes conforme esquema mostrado na figura 4.17, os corpos de análise foram embutidos para facilitar a execução das análises. O embutimento aplicado foi do tipo a frio com resina acrílica Maxi Rubber com formas maleáveis conforme figura abaixo.



Figura 4.18 - Resinas de embutimento e corpos de análise já embutidos

Com as amostras embutidas, iniciaram-se os lixamentos e polimentos na mesma sequência crescente de granulometria: 100, 220, 320, 400, 600 e 1200. As peças lixadas passam por limpezas em aparelho de ultrassom e 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 1200, as amostras devem ser levadas novamente para o aparelho de ultrassom. Estando a amostra limpa, iniciou-se o procedimento de polimento com pastas de diamante pantec de 6 $\mu$ m e 1 $\mu$ m.

Em seguida as amostras passaram pelo processo de ataque químico com a solução composta por 1g de NaOH para cada 100ml 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.

As condições de solidificação com fluxo de calor transitório impõem um crescimento bastante irregular das dendritas, principalmente no início do processo. Por esse motivo, foi utilizado o método do triângulo (Gündüz, 2007) para medidas diretas dos espaçamentos celulares e dendríticos primários ( $\lambda_1$ ). Os métodos utilizados para as medições dos parâmetros microestruturais encontram-se esquematizados na Figura 4.19. Foram realizadas aproximadamente 40 medições por corpo de prova embutido, gerando assim uma média juntamente com desvio padrão das medidas obtidas.

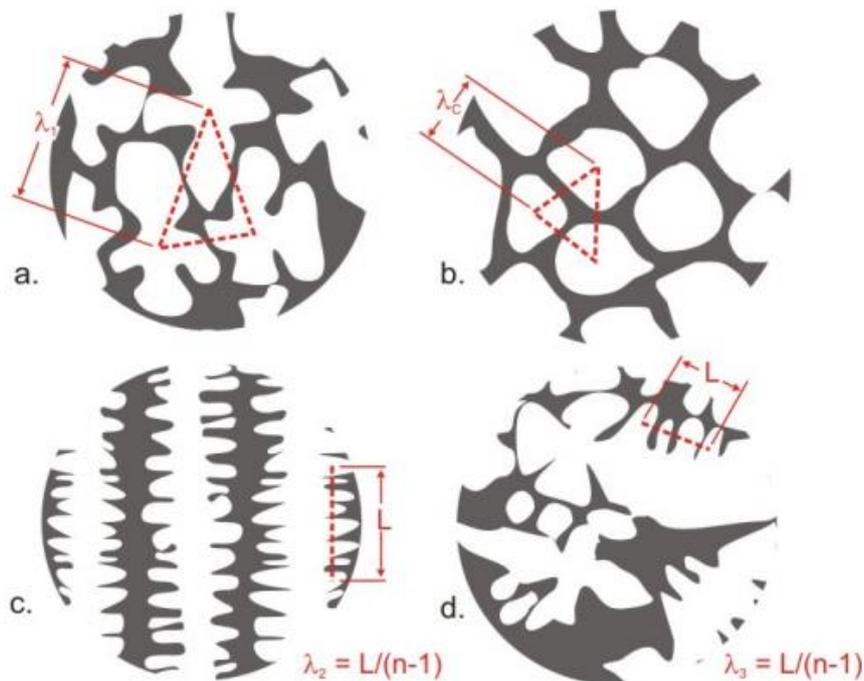


Figura 4.19 – a e b- Esquemas de análise triangular para obtenção das medidas de  $\lambda_1$ , c. esquema de análise para obtenção das medidas de  $\lambda_2$ , d. Esquema de análise para obtenção das medidas de  $\lambda_3$  (Rosa, Daniel Monteiro,2007)

Segundo modelo de proposto por McCartney e Hunt (1981), os valores de  $\lambda_2$  foram medidos de acordo com a figura 4.19c., ou seja, obter o valor médio das distâncias entre os braços secundários adjacentes das dendritas.

Para os valores do  $\lambda_3$ , foi utilizado o mesmo método proposto para o  $\lambda_2$ , conforme mostrado na figura 4.19d. Em todas as medidas  $\lambda_1, \lambda_2$  e  $\lambda_3$  foram obtidas uma média de 20 valores distribuídos ao longo das corpos de prova.

#### 4.12. ENSAIO DE EXCITAÇÃO POR IMPULSO

Foi utilizado um ensaio não destrutivo para obtenção do valor do módulo de elasticidade dos materiais fabricados. Para isso, todos os corpos de prova obtidos através dos lingotes produzidos foram usinados em formato circular com diâmetro de  $8\text{mm} \pm 0.5$ , conforme figura 4.20.

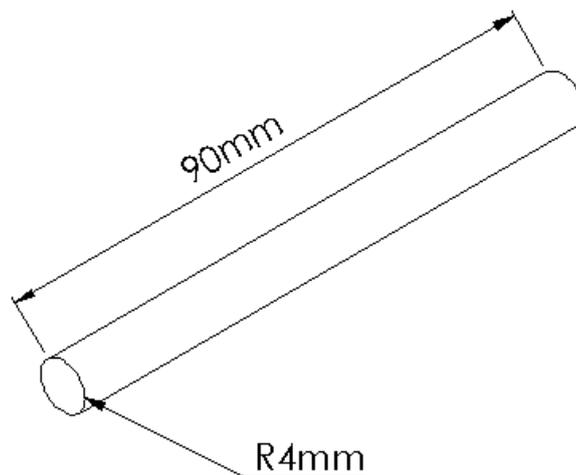


Figura 4.20 - Corpo de prova utilizado para ensaio não destrutivo de excitação por impulso

A técnica de excitação por impulso baseia-se nas frequências naturais da vibração que cada componente possui. Ao sofrer um leve impacto mecânico o corpo de prova emite um som característico que depende de suas dimensões, massa e propriedades elásticas. A atenuação e as frequências presentes nesta resposta acústica permitem a determinação precisa do módulo de elasticidade.

Foram realizados 10 ensaios em cada corpo de prova produzido, ou seja, um total de 190 ensaios.

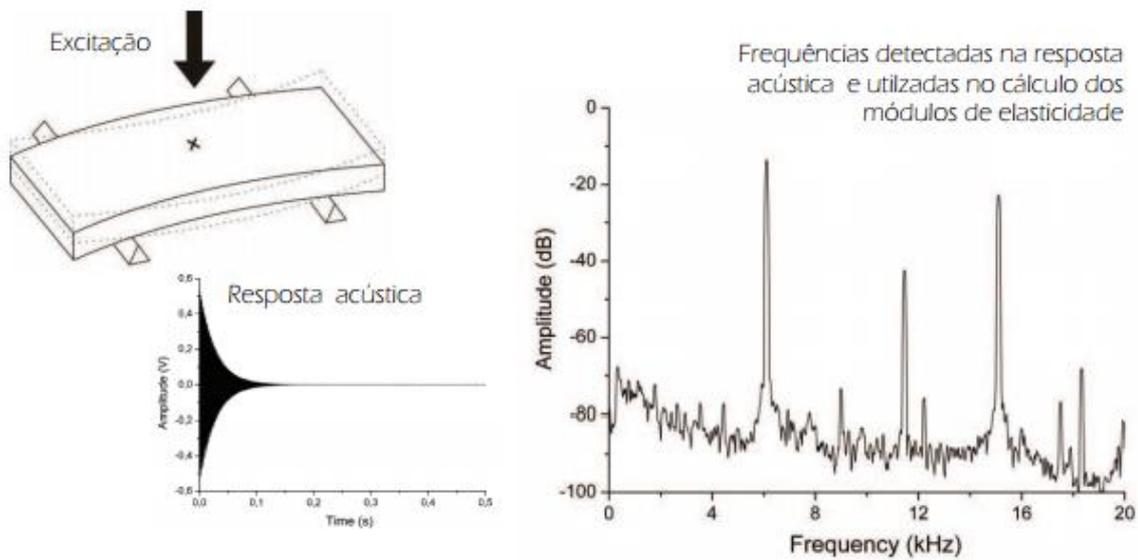


Figura 4.21 - Curvas características de um ensaio de excitação por impulso

#### 4.13. ENSAIO DESTRUTIVO DE TRAÇÃO

Para finalizar todas as análises descritivas sobre as ligas produzidas, foram feitos diversos ensaios destrutivos de tração nos corpos de prova. Os corpos de prova foram usinados novamente em baixa rotação e com lubrificação contínua em uma torno mecânico até atingirem a uma configuração especificada pela norma ABNT NBR6152, conforme figura abaixo.

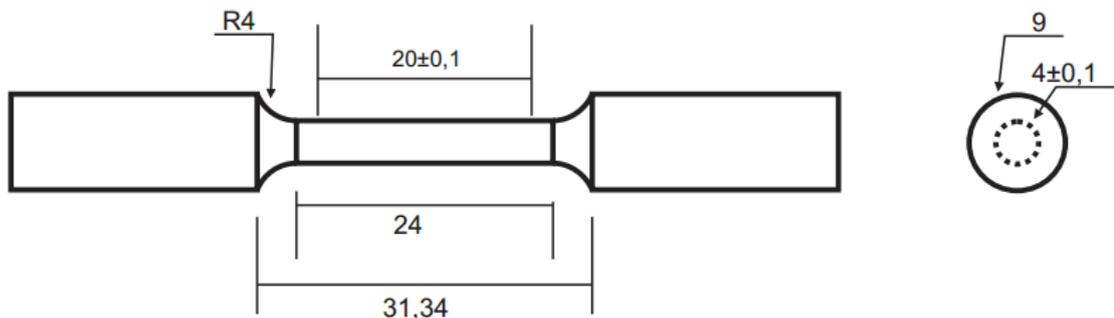


Figura 4.22 - Corpo de prova para ensaio destrutivo de tração

O maquinário utilizado para aplicação dos ensaios de tração nos corpos de prova confeccionados foi a Instron 8801. Juntamente com a máquina foi utilizado um extensômetro cedido pela Instron também. Para realizar o ensaio em peças de alumínio, foram necessários alguns ajustes na máquina, pois como já foi comentado o alumínio é um metal muito macio. As garras da máquina foram configuradas para uma pressão máxima de 20bar.

Os 19 corpos de provas foram posicionados e ensaios de acordo com a figura mostrada abaixo.



Figura 4.23 - Realização do ensaio de tração

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Antes do início dos experimentos e análises, os metais foram selecionados de acordo com a liga proposta, sendo eles comercialmente puros. Estes passaram por análises de espectrometria por fluorescência de raio-X através do equipamento EDX-720 da Shimadzu. Este equipamento é capaz de revelar os metais presentes em uma amostra. O resultado obtido pela EDX-720 é em formato escrito conforme mostrado pela figura abaixo.

| Measurement Condition                |           |                  |             |                    |               |           |       |
|--------------------------------------|-----------|------------------|-------------|--------------------|---------------|-----------|-------|
| Instrument: EDX-720                  |           | Atmosphere: Vac. |             | Collimator: 10(mm) |               | Spin: Off |       |
| Analyte                              | TG kV     | uA               | FI          | Acq. (keV)         | Anal. (keV)   | Time(sec) | DT(%) |
| Ti-U                                 | Rh 50     | 8-Auto           | ----        | 0 - 40             | 0.00-40.00    | Live- 99  | 39    |
| Na-Sc                                | Rh 15     | 89-Auto          | ----        | 0 - 20             | 0.00- 4.40    | Live- 100 | 39    |
| Quantitative Result                  |           |                  |             |                    |               |           |       |
| Analyte                              | Result    | (Std.Dev.)       | Proc.-Calc. | Line               | Int. (cps/uA) |           |       |
| ====[No. 1 Layer]====< Layer1 >===== |           |                  |             |                    |               |           |       |
| Layer1                               | 5.000 um  | (-----)          | Fix         | -----              | -----         |           |       |
| C3H6                                 | 100.000 % | (-----)          | Fix         | -----              | -----         |           |       |
| ====[No. 2 Layer]====< Base >=====   |           |                  |             |                    |               |           |       |
| Ni                                   | 95.610 %  | ( 0.068)         | Quan-FP     | NiKa               | 2386.4883     |           |       |
| Al                                   | 2.623 %   | ( 0.156)         | Quan-FP     | AlKa               | 0.5423        |           |       |
| Si                                   | 1.181 %   | ( 0.019)         | Quan-FP     | SiKa               | 0.4892        |           |       |
| Ca                                   | 0.219 %   | ( 0.010)         | Quan-FP     | CaKa               | 1.2796        |           |       |
| Fe                                   | 0.113 %   | ( 0.002)         | Quan-FP     | FeKa               | 4.8421        |           |       |
| W                                    | 0.110 %   | ( 0.138)         | Quan-FP     | W La               | 0.4749        |           |       |
| Co                                   | 0.091 %   | ( 0.004)         | Quan-FP     | CoKa               | 2.4976        |           |       |
| S                                    | 0.053 %   | ( 0.003)         | Quan-FP     | S Ka               | 0.0997        |           |       |

Figura 5.1 - Ficha emitida pela EDX-720

Através desta ficha pode-se obter a composição do material analisado e as condições de configuração da máquina no momento da análise. Como já mencionado acima, os materiais utilizados pela liga mão foram analisados. A tabela abaixo apresenta as características de ambos.

Tabela 5.1 - Composição dos materiais puros utilizados nos ensaios

| Ni               | Al               |
|------------------|------------------|
| Ni 95.610 %      | Al 99.72 %       |
| Al 2.623 %       | Si 0.1805 %      |
| Si 1.181 %       | Fe 0.0916 %      |
| Outros<br>0.586% | Outros<br>0.006% |

Observa-se que existe uma considerável presença de alumínio e silício no níquel trabalhado, porém tais fatores foram levados em consideração nos cálculos estequiométricos.

### 5.1. ENSAIOS REALIZADOS

Foram realizados um total de onze ensaios: os ensaios dos sistemas Al-Zn, Cu-Zn e Al-Cu foram executados em caráter de teste do dispositivo de solidificação unidirecional. Os demais ensaios do sistema Al-Ni foram realizados para análises de microdendritas e a correlação delas com as propriedades mecânicas do material quando fundidos unidirecionalmente.

A Tabela 5.2 apresenta à relação dos experimentos de solidificação unidirecional realizados com a indicação dos experimentos analisados, o dispositivo utilizado, a composição nominal da liga (obtida na estequiometria dos elementos puros), as temperaturas: de aferição térmica da linha *liquidus* ( $T_L$ ), da linha *liquidus* no diagrama, de início do experimento ( $T_i$ ) com o respectivo percentual do superaquecimento acima da temperatura *liquidus* ( $\Delta\%$ ); e as condições do experimento: vazão de água para a refrigeração do molde medida pelo rotâmetro, tensão utilizada pelo forno de solidificação vertical e a macroestrutura obtida com os defeitos visuais apresentados nos lingotes solidificados.

Tabela 5.2 - Total de ensaios efetivados

| Ensaio | Data   | Fase exp. | Dispositivo  | Molde            | Liga (A+B+C) | Temperaturas (°C) |            |       | Condições experimento |             |              |            |            |
|--------|--------|-----------|--------------|------------------|--------------|-------------------|------------|-------|-----------------------|-------------|--------------|------------|------------|
|        |        |           |              |                  |              | TL (afer.)        | TL (diag.) | Δ (%) | Ti                    | Vazão (LPH) | Termop. Ref. | Macro      | Defeitos?  |
| 1      | 14/jun | teste     | Vertical asc | Inox 316         | Al3%Zn       | 670               | 660        | 3     | 690                   | 500         | 7            | direcional |            |
| 2      | 19/jul | teste     | Vertical asc | Inox 316         | Cu48%Zn      | 878               | 880        | 3     | 904                   | 500         | 7            | direcional |            |
| 3      | 09/ago | teste     | Vertical asc | Inox 316         | Cu65%Zn      | 813               | 825        | 5     | 854                   | 500         | 7            | vazamento  | vazou      |
| 4      | 22/ago | teste     | Vertical asc | Aço carbono 1020 | Cu65%Zn      | 826               | 825        | 5     | 867                   | 500         | 7            | coquilhada | quebradiço |
| 5      | 19/set | teste     | Vertical asc | Aço carbono 1020 | Cu50%Zn      | 850               | 868        | 5     | 893                   | 500         | 7            | direcional |            |
| 6      | 23/set | teste     | Vertical asc | Aço carbono 1020 | Al33%Cu      | 543,5             | 550        | 5     | 571                   | 500         | 7            | direcional | termopares |
| 7      | 28/set | teste     | Vertical asc | Aço carbono 1020 | Al33%Cu      | 546               | 550        | 5     | 573                   | 500         | 7            | direcional |            |
| 8      | 01/out | teste     | Vertical asc | Aço carbono 1020 | Al33%Cu      | 562               | 550        | 5     | 590                   | 500         | 7            | direcional |            |
| 9      | 04/abr | Ensaio    | Vertical asc | Aço carbono 1020 | Al3%Ni       | 651               | 651        | 5     | 700                   | 500         | 7            | direcional |            |
| 10     | 12/abr | Ensaio    | Vertical asc | Aço carbono 1020 | Al4%Ni       | 638               | 648        | 5     | 672                   | 500         | 7            | direcional |            |
| 11     | 20/jun | Ensaio    | Vertical asc | Aço carbono 1020 | Al2%Ni       | 652               | 654        | 5     | 684                   | 500         | 7            | direcional |            |

## 5.2. CURVAS EXPERIMENTAIS DA TEMPERATURA LIQUIDUS

Foram aferidas curvas de temperatura *liquidus* ( $T_L$ ) para os ensaios das ligas Al-Ni em suas composições 2, 3 e 4%. As figuras abaixo apresentam os gráficos das  $T_L$  aferidas.

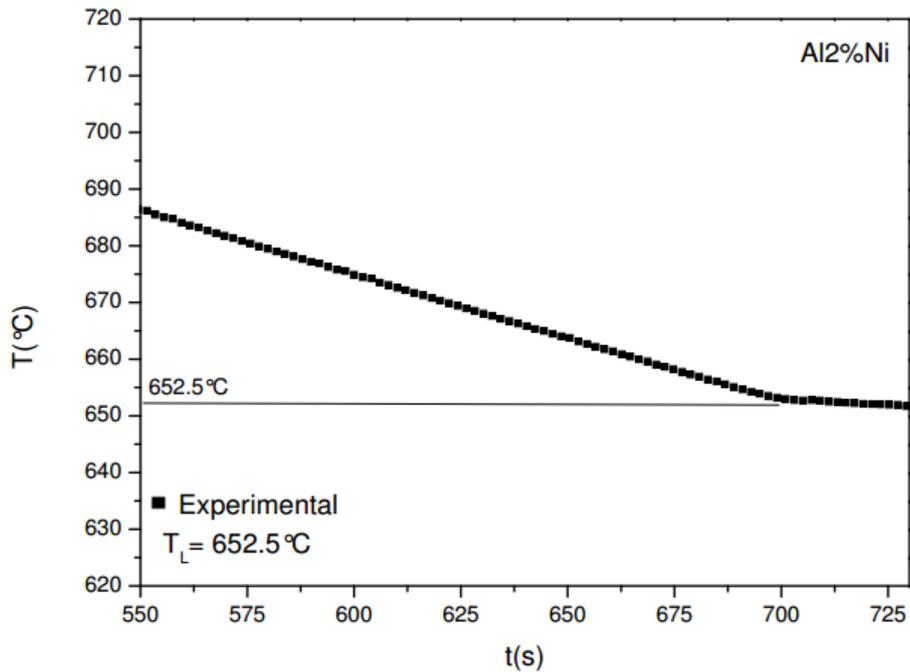


Figura 5.2 - Temperatura *liquidus* aferida para a liga Al2%Ni

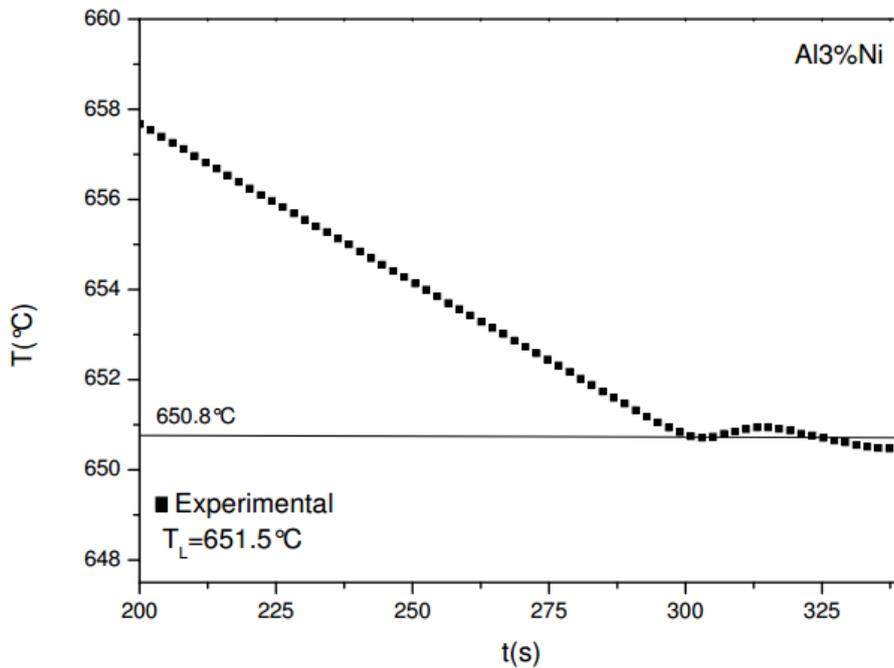


Figura 5.3 - Temperatura *liquidus* aferida para a liga Al3%Ni

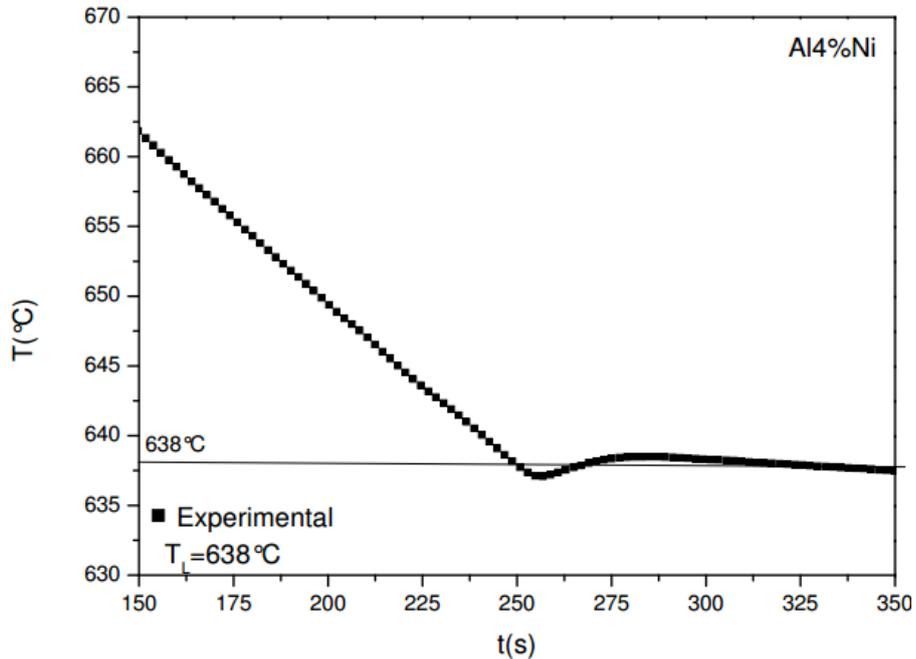


Figura 5.4 - Temperatura *liquidus* aferida para a liga Al4%Ni

Foram executados dois métodos de afeição das ligas de Al-Ni propostas. A primeira foi à obtenção da  $T_L$  conforme mostrado acima. Nesta primeira análise, deve-se comparar a temperatura *liquidus* obtida no ensaio com a temperatura *liquidus* prevista pelo diagrama de fases mostrado na figura 4.3.

A segunda forma de análise da liga foi o método de análise por espectrômetro de fluorescência de raio-x como mencionado no capítulo 5.1. Os resultados obtidos foram os seguintes:

Tabela 5.3 - Resultados obtidos pela análise de fluorescência de raio-X

| Al-2%Ni-1     | Al-3%Ni-2     | Al-4%Ni-1     |
|---------------|---------------|---------------|
| Al 95.599 %   | Al 95.018 %   | Al 94.267 %   |
| Ni 2.536 %    | Ni 3.688 %    | Ni 4.589 %    |
| Si 1.171 %    | Si 0.893 %    | Si 0.422 %    |
| Outros 0.694% | Outros 0.401% | Outros 0.722% |

### 5.3. DETERMINAÇÃO DAS VARIÁVEIS TÉRMICAS DE SOLIDIFICAÇÃO

Foram obtidos os mapeamentos de temperaturas para todas as ligas trabalhadas. Para as ligas Al3%Ni e Al4%Ni foram obtidos quatro posições dos termopares ao longo do metal conforme comentado no tópico 4.7, já para a liga Al2%Ni, foram obtidas apenas 3 pontos pois um termopar apresentou problemas durante o ensaio.

Através destes pontos obtidos foram determinadas experimentalmente as curvas mencionadas no tópico 4.9, são elas: temperatura x tempo, posição da isoterma

*liquidus* x tempo, velocidade da isoterma *liquidus* x tempo e a taxa de resfriamento x posição.

As figuras 5.4, 5.5 e 5.6 apresentam históricos térmicos aferidos durante solidificação unidirecional descendente das ligas Al2%Ni, Al3%Ni e Al4%Ni, respectivamente.

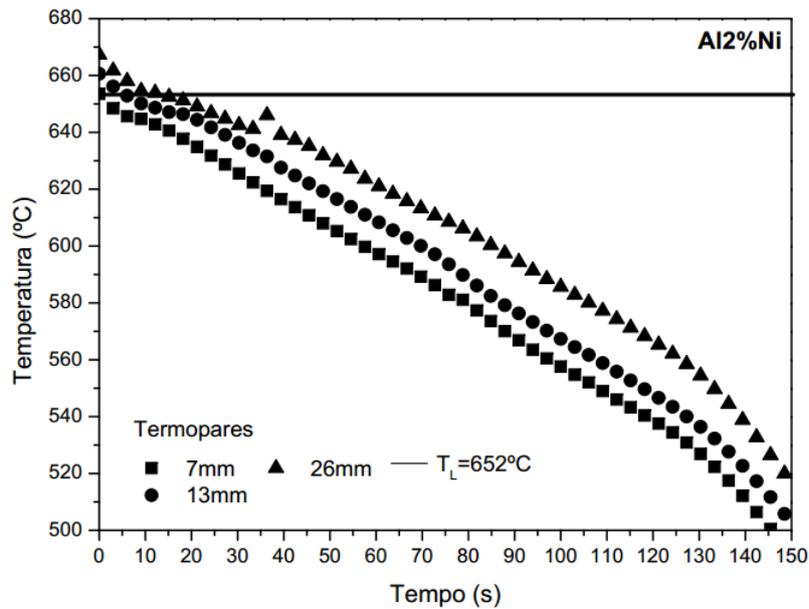


Figura 5.5 - Curva resfriamento correspondente aos termopares posicionados no interior da lingoteira durante o processo de solidificação unidirecional para liga Al2%Ni

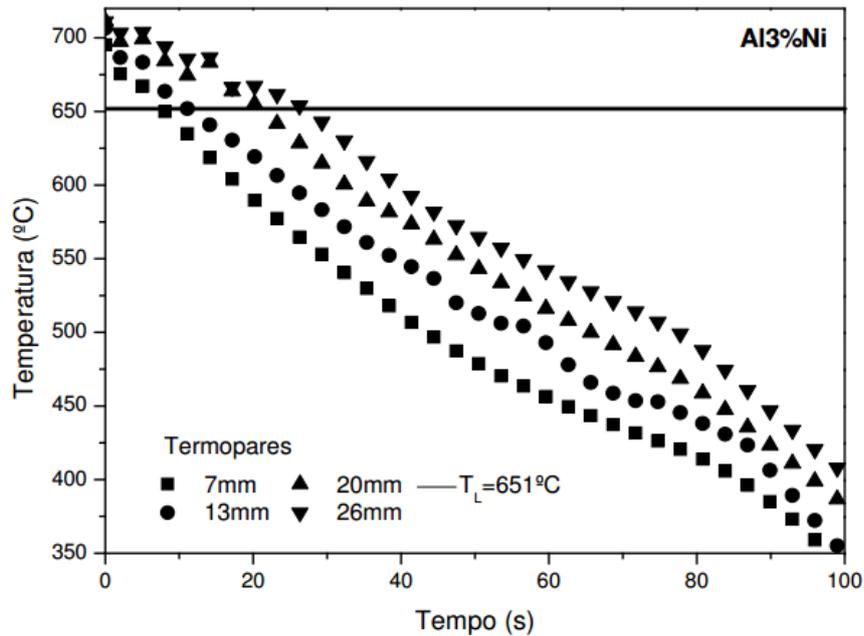


Figura 5.6 - Curva resfriamento correspondente aos termopares posicionados no interior da lingoteira durante o processo de solidificação unidirecional para liga Al3%Ni

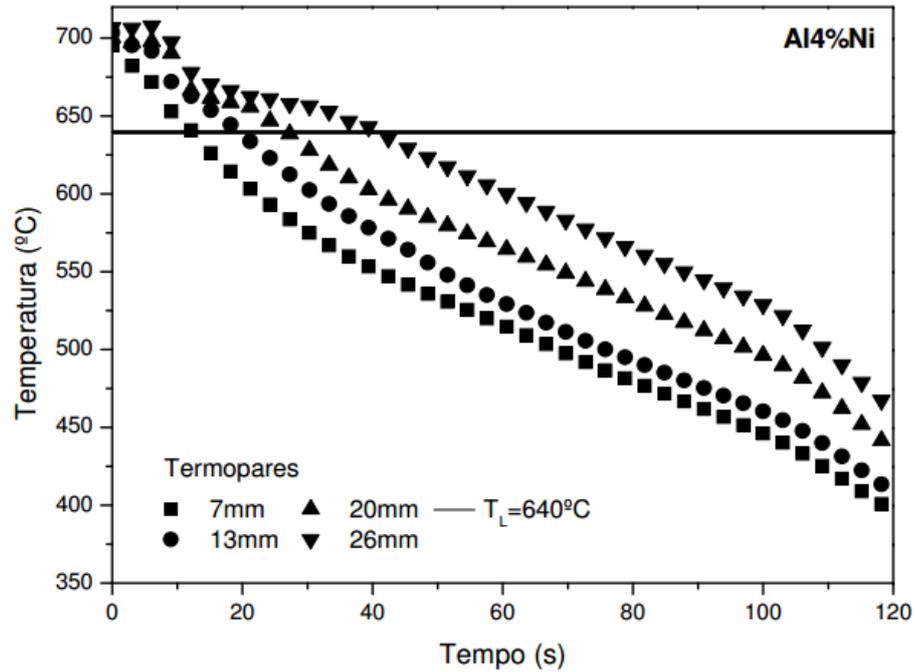


Figura 5.7 - Curva resfriamento correspondente aos termopares posicionados no interior da lingoteira durante o processo de solidificação unidirecional para liga Al4%Ni

A figura 5.8 apresenta os pontos experimentais obtidos através dos gráficos acima nos quais representam o momento na qual ocorreu a passagem da isoterma *liquidus* nas posições de referência dos termopares inseridos no metal líquido.

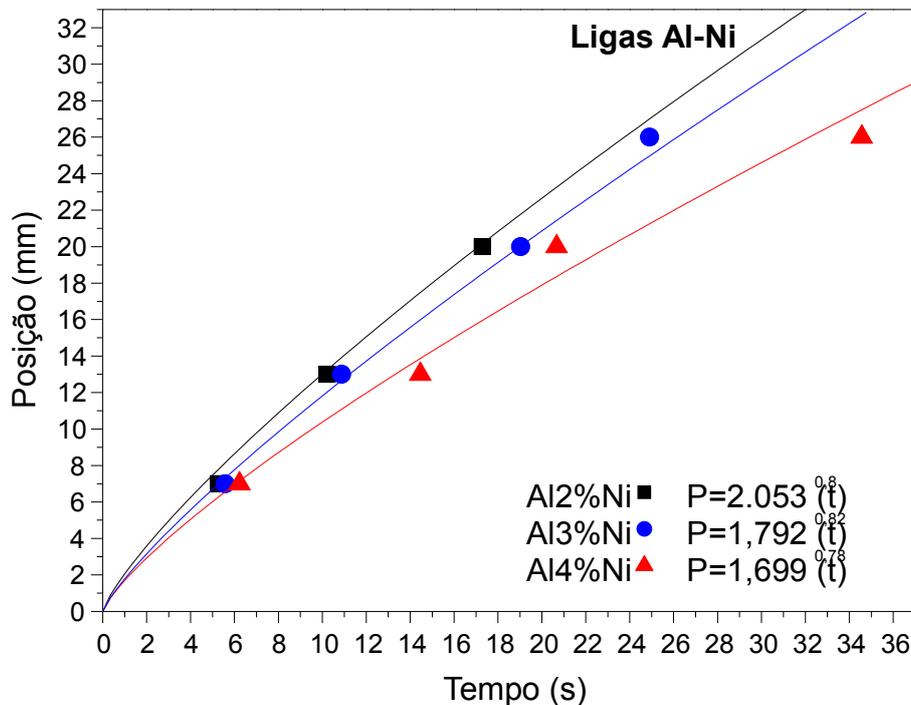


Figura 5.8 - Posição da isoterma *liquidus* a partir da interface metal/molde em função do tempo para as 3 ligas de Al-Ni.

Assim com observado por Canté (Canté, 2009), as adições do níquel nas ligas Al-Ni estudadas atrasam a passagem da isoterma *liquidus* nos termopares de referência, ou seja, quanto maior a quantidade de níquel na liga mais energia será necessária para que a isoterma *liquidus* caminhe ao longo do lingote. Este fato já era esperado já que o ponto de fusão do níquel (1455°C) é muito superior ao do alumínio (660.3°C).

Através dos pontos obtidos no gráfico acima, foram obtidas as curvas de potência juntamente com suas funções em formato  $P = a(t)^b$ . Ao derivá-las obtemos a curva no qual nos informa os valores da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* ( $V_L$ ) em função do tempo. A figura 5.9 apresenta o gráfico de velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* em função da posição para as três ligas analisadas.

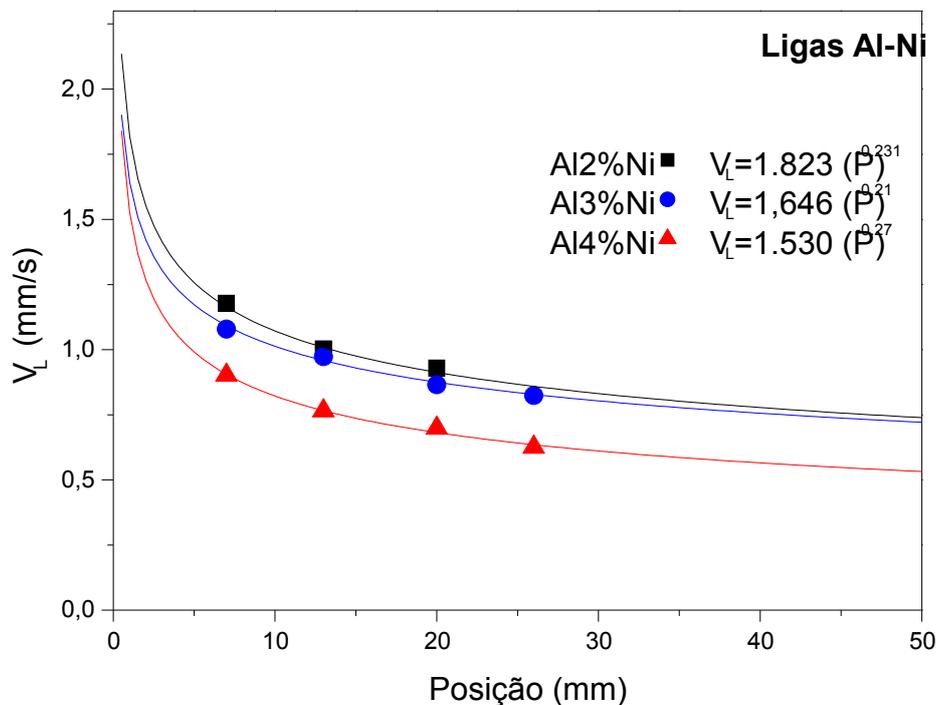


Figura 5.9 - Evolução da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* em função da posição para as três ligas analisadas.

Observa-se que a mesma influência de adição do teor de silício comentada acima segue presente.

A figura 5.10 apresenta para todas as ligas o comportamento experimental das taxas de resfriamento em função da posição dos termopares. Como é esperado, quanto mais se afasta da interface metal/molde à taxa de resfriamento é reduzida.

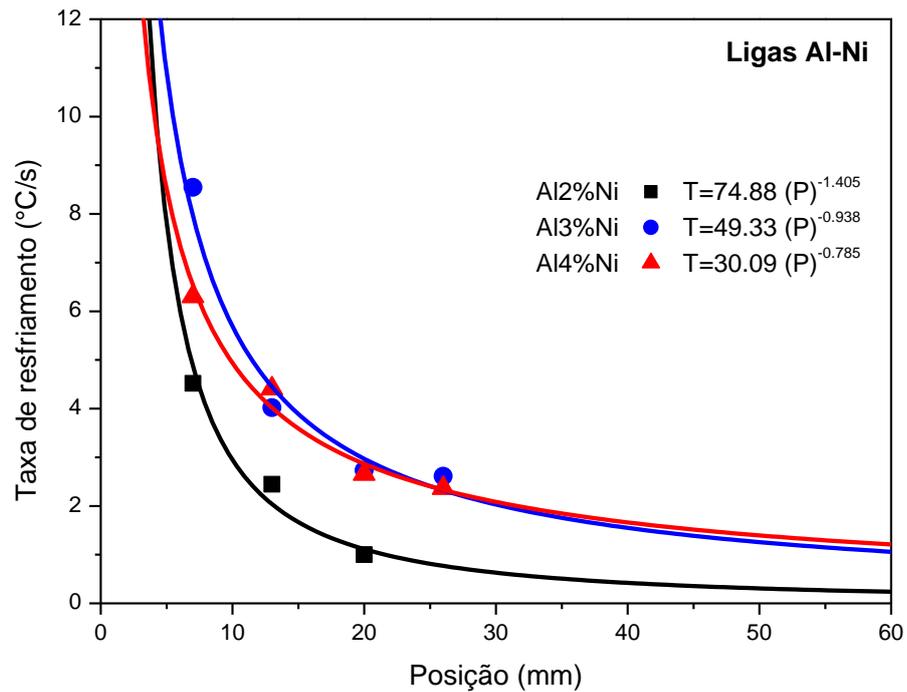


Figura 5.10 - Taxa de resfriamento experimental em função da posição isoterma *liquidus* para todas as ligas analisadas.

#### 5.4. MACROESTRUTURAS DAS LIGAS AL-NI

A figura 5.11 apresenta as macroestruturas das três ligas produzidas pelo método de solidificação unidirecional descendente. 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.

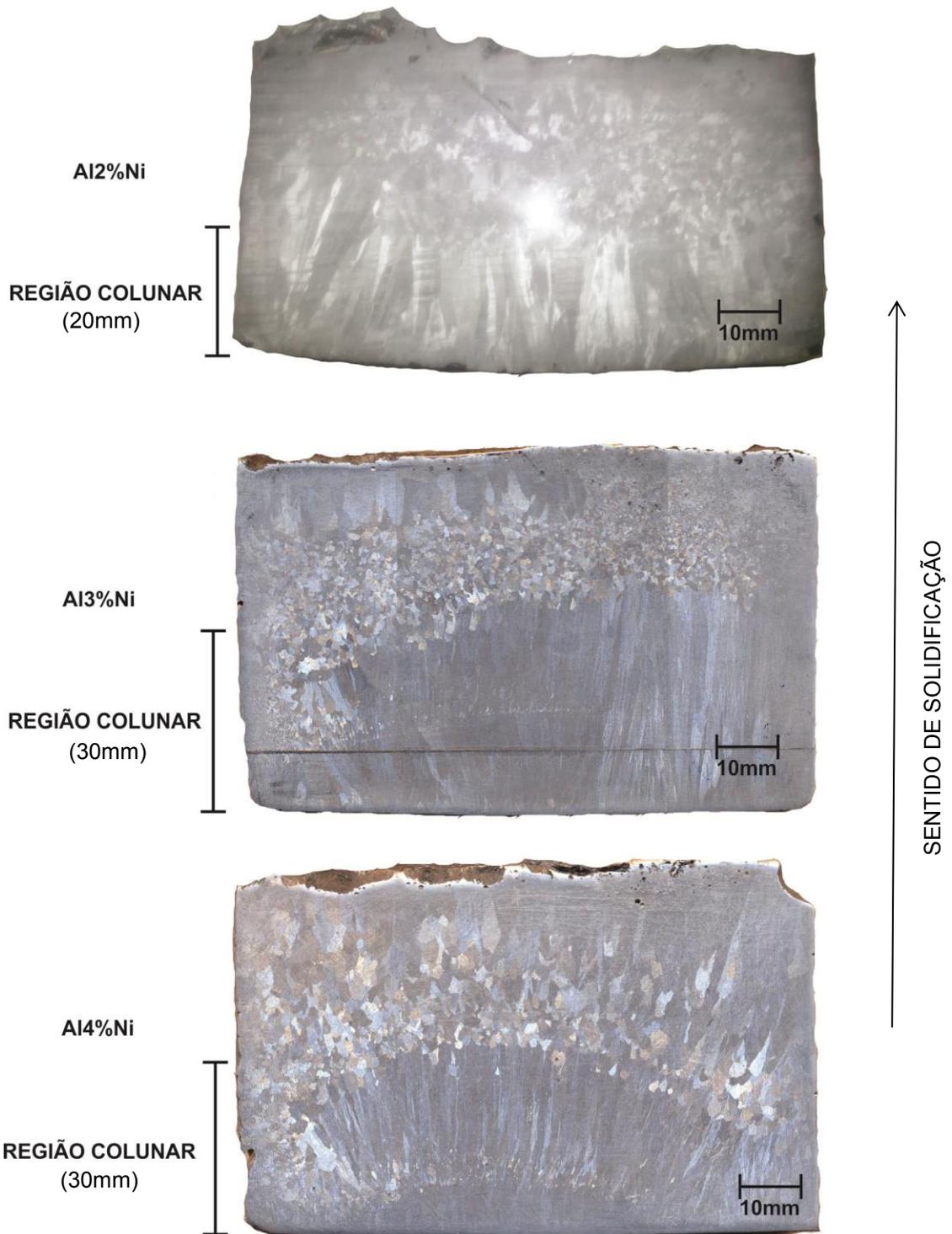
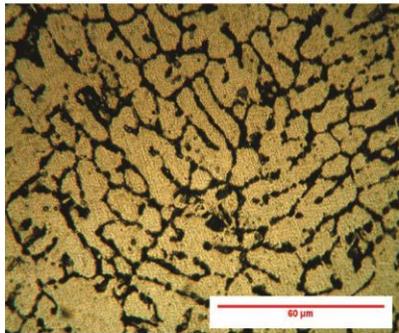


Figura 5.11 - Macroestruturas das três ligas Al-Ni produzidas.

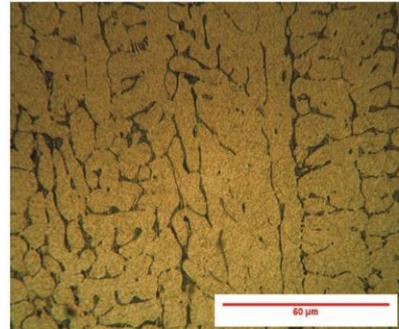
### 5.5. MICROESTRUTURAS DAS LIGAS Al-Ni

As microestruturas obtidas através do processo de solidificação unidirecional descendente serão mostradas abaixo. É válido ressaltar que estas análises foram feitas a partir de corpos de provas embutidos conforme figura 4.12 e as medidas de  $\lambda_1$  e  $\lambda_2$  foram realizadas de acordo com o esquema explicado no capítulo 4.10.

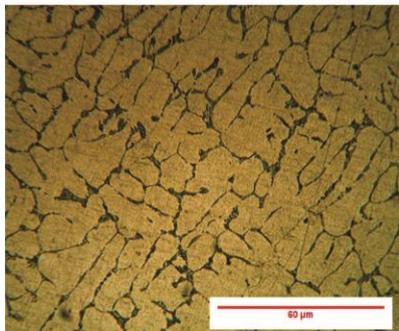
## Liga Al2%Ni



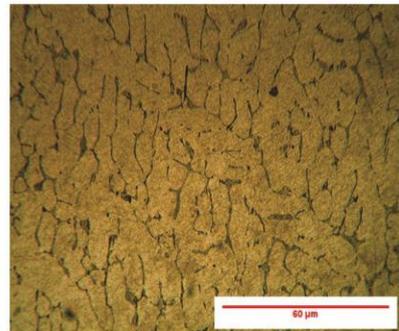
Al2%Ni  
P=7mm  
 $\lambda_1=18.78\mu\text{m}$   
 $\lambda_3=8.13\mu\text{m}$   
 $V_L=1.16\text{mm/s}$   
 $T=4.86^\circ\text{C/s}$   
1000x



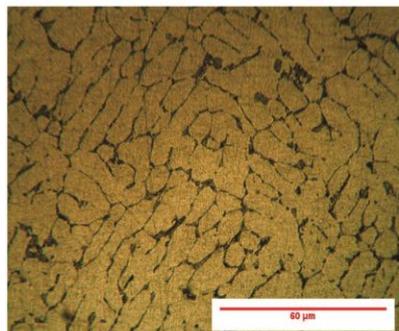
Al2%Ni  
P=3mm  
 $\lambda_2=7.32\mu\text{m}$   
 $V_L=1.41\text{mm/s}$   
 $T=15.99^\circ\text{C/s}$   
1000x



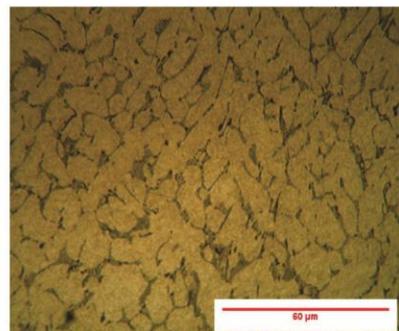
Al2%Ni  
P=13mm  
 $\lambda_1=20.74\mu\text{m}$   
 $\lambda_3=8.87\mu\text{m}$   
 $V_L=1.00\text{mm/s}$   
 $T=2.03^\circ\text{C/s}$   
1000x



Al2%Ni  
P=6mm  
 $\lambda_2=8.44\mu\text{m}$   
 $V_L=1.20\text{mm/s}$   
 $T=6.04^\circ\text{C/s}$   
1000x



Al2%Ni  
P=20mm  
 $\lambda_1=26.07\mu\text{m}$   
 $\lambda_3=9.76\mu\text{m}$   
 $V_L=0.91\text{mm/s}$   
 $T=1.11^\circ\text{C/s}$   
1000x

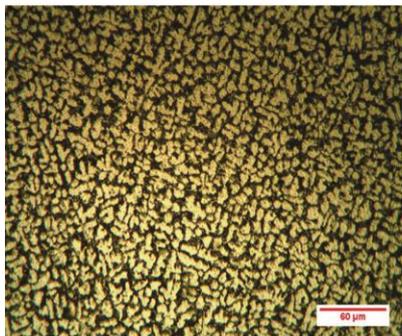


Al2%Ni  
P=9mm  
 $\lambda_2=8.51\mu\text{m}$   
 $V_L=1.09\text{mm/s}$   
 $T=3.41^\circ\text{C/s}$   
1000x

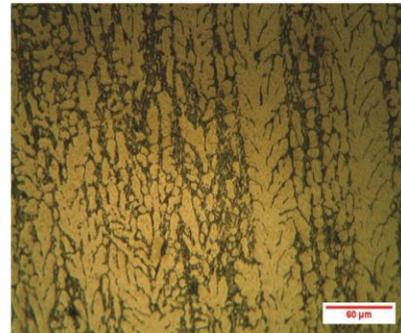
Figura 5.12 - Microestruturas apresentadas pela liga Al2%Ni com aumento de 1000x. Barra de 60μm.

Para esta liga foram analisados os  $\lambda_1$  e  $\lambda_3$  até a posição de 20mm de distância da chapa molde e para as medidas  $\lambda_2$  foram levados em conta medições de 3, 6, 9, 15, 18 e 21mm de distância da chapa molde. Observa-se um aumento das microestruturas à medida que aumenta a posição de referência P e também o crescimento microestrutural totalmente dendrítico ao longo dos lingotes.

## Liga Al3%Ni



Al3%Ni  
P=7mm  
 $\lambda_1=15.81\mu\text{m}$   
 $\lambda_3=5.57\mu\text{m}$   
 $V_L=1.09\text{mm/s}$   
T=7.95°C/s  
400x



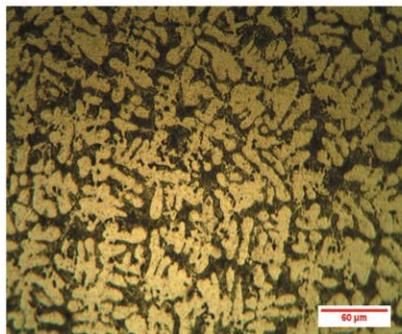
Al3%Ni  
P=3mm  
 $\lambda_2=4.75\mu\text{m}$   
 $V_L=1.30\text{mm/s}$   
T=17.60°C/s  
400x



Al3%Ni  
P=13mm  
 $\lambda_1=26.36\mu\text{m}$   
 $\lambda_3=6.65\mu\text{m}$   
 $V_L=0.96\text{mm/s}$   
T=4.44°C/s  
400x



Al3%Ni  
P=6mm  
 $\lambda_2=7.80\mu\text{m}$   
 $V_L=1.12\text{mm/s}$   
T=9.18°C/s  
400x



Al3%Ni  
P=20mm  
 $\lambda_1=58.87\mu\text{m}$   
 $\lambda_3=7.73\mu\text{m}$   
 $V_L=0.87\text{mm/s}$   
T=2.96°C/s  
400x

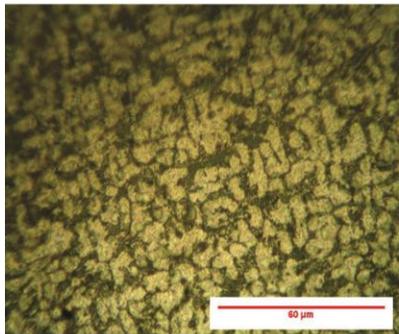


Al3%Ni  
P=24mm  
 $\lambda_2=11.26\mu\text{m}$   
 $V_L=0.84\text{mm/s}$   
T=2.5°C/s

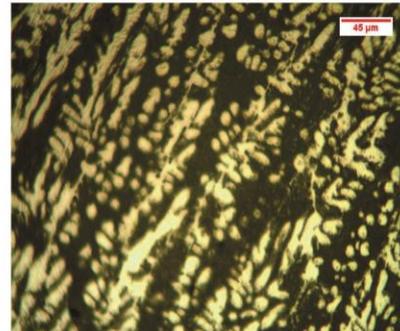
Figura 5.13 - Microestruturas apresentadas pela liga Al3%Ni com aumento de 400x. Barra de 60μm.

Para esta liga foram analisados os  $\lambda_1$  até a posição 26mm de distância da chapa molde,  $\lambda_3$  até a posição de 44mm e para as medidas  $\lambda_2$  foram levados em conta medições de 3, 6, 14, 17, 24, 27, 36, 39, 47 e 50mm de distância da chapa molde. Ocorre a mesma tendência apresentada no caso da liga Al2%Ni.

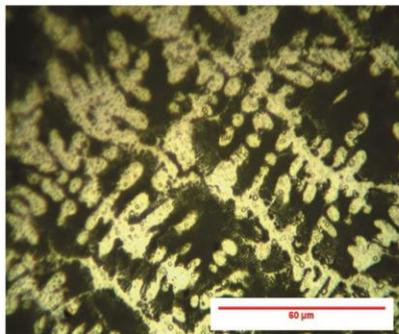
## Liga Al4%Ni



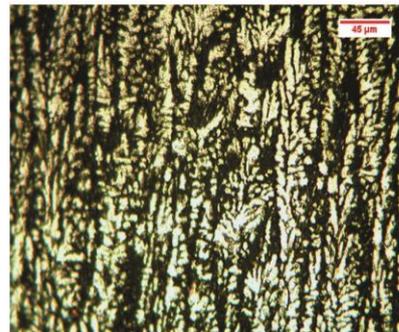
Al4%Ni  
P=7mm  
 $\lambda_1=13.68\mu\text{m}$   
 $\lambda_3=5.70\mu\text{m}$   
 $V_L=0.90\text{mm/s}$   
T=6.53°C/s  
1000x



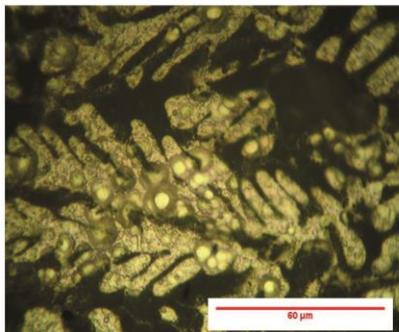
Al4%Ni  
P=3mm  
 $\lambda_2=10.87\mu\text{m}$   
 $V_L=1.13\text{mm/s}$   
T=12.70°C/s  
400x



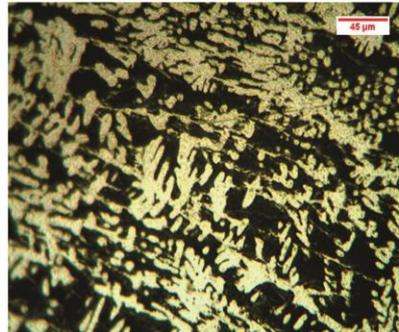
Al4%Ni  
P=13mm  
 $\lambda_1=37.18\mu\text{m}$   
 $\lambda_3=7.60\mu\text{m}$   
 $V_L=0.76\text{mm/s}$   
T=4.01°C/s  
1000x



Al4%Ni  
P=6mm  
 $\lambda_2=11.62\mu\text{m}$   
 $V_L=0.94\text{mm/s}$   
T=7.37°C/s  
400x



Al4%Ni  
P=20mm  
 $\lambda_1=39.11\mu\text{m}$   
 $\lambda_3=10.38\mu\text{m}$   
 $V_L=0.68\text{mm/s}$   
T=2.86°C/s  
1000x



Al4%Ni  
P=14mm  
 $\lambda_2=12.36\mu\text{m}$   
 $V_L=0.75\text{mm/s}$   
T=3.79°C/s  
400x

Figura 5.14 - Microestruturas apresentadas pela liga Al4%Ni com aumento de 400x e 1000x. Barra de 60μm.

Para esta liga foram analisados os  $\lambda_1$  e  $\lambda_3$  até a posição 44mm de distância da chapa molde e para as medidas  $\lambda_2$  foram levados em conta medições de 3, 6, 14, 17, 24, 27, 36, 39, 47 e 50mm de distância da chapa molde. Ocorre a mesma tendência apresentada no caso da liga Al2%Ni.

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

As figuras 5.15, 5.16 e 5.17 apresentam os valores médios obtidos pelas medições dos espaçamentos dendríticos em função da posição relativa à chapa molde para as três ligas analisadas, Al2%Ni, Al3%Ni e Al4%Ni. Para cada uma das medidas apresentados foram obtidos valores de desvio máximo e mínimo em relação à média. Como esperado, os valores de espaçamentos dendríticos aumentam ao longo do lingote nas três situações analisadas ( $\lambda_1$ ,  $\lambda_2$  e  $\lambda_3$ ).

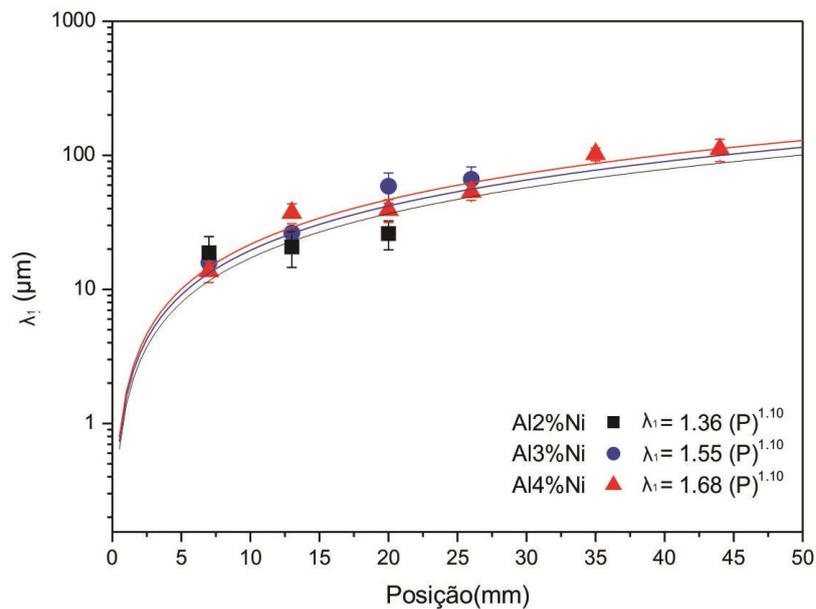


Figura 5.15 - Espaçamento dendrítico primário em função da posição para as três ligas analisadas.

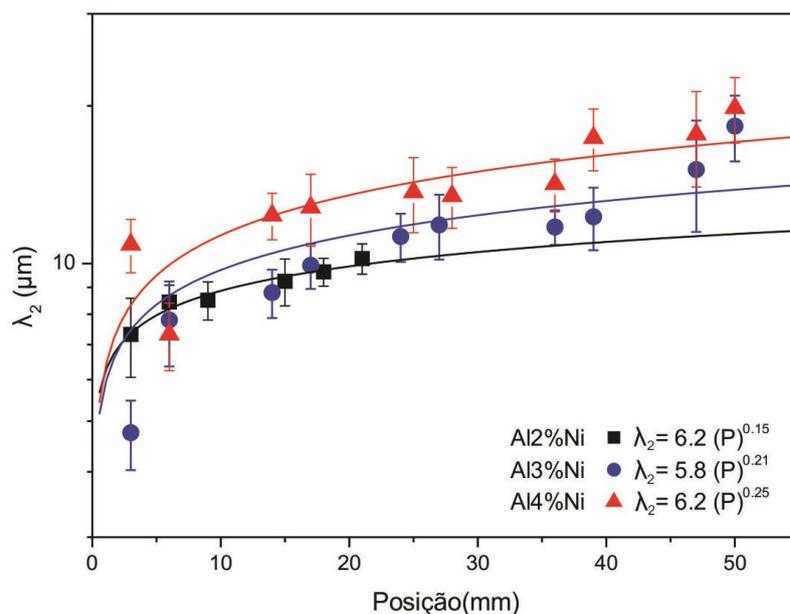


Figura 5.16 - Espaçamento dendrítico secundário em função da posição para as três ligas analisadas

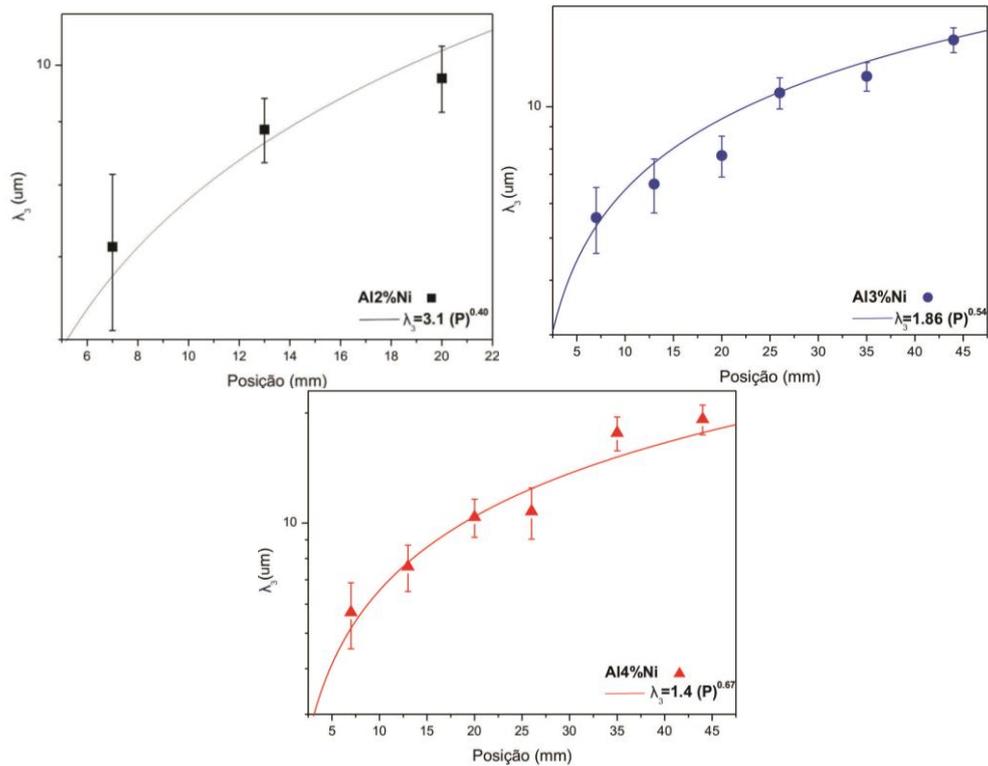


Figura 5.17 - Espaçamento dendrítico terciário em função da posição para as três ligas analisadas.

A figura 5.18 apresenta os valores médios obtidos pelas medições dos espaçamentos dendríticos em função da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* para as três ligas analisadas, Al2%Ni, Al3%Ni e Al4%Ni. Para cada uma das medidas apresentados foram obtidos valores de desvio máximo e mínimo em relação à média. Observa-se que com aumento da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*, os espaços dendríticos diminuem.

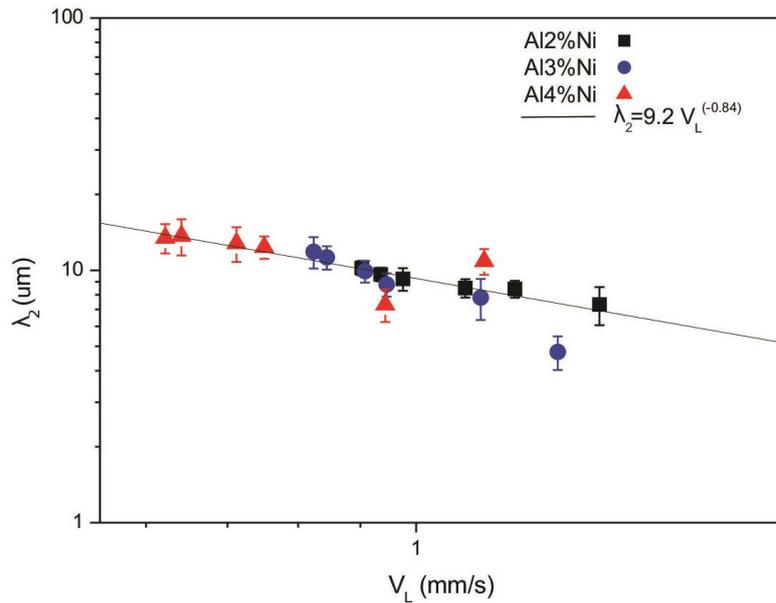


Figura 5.18 - Espaçamento dendrítico secundário em função da velocidade de deslocamento da isoterma liquidus para as três ligas analisadas.

A figura 5.19 apresenta uma correlação entre os espaçamentos dendríticos e a taxa de resfriamento para as três ligas analisadas, Al2%Ni, Al3%Ni e Al4%Ni. As análises estatísticas seguem presente da mesma forma da análise anterior de velocidade de deslocamento da isoterma liquidus. Pode-se observar a mesma tendência apresentada acima, ou seja, com o aumento das taxas de resfriamento, os valores dos espaçamentos dendríticos diminuem.

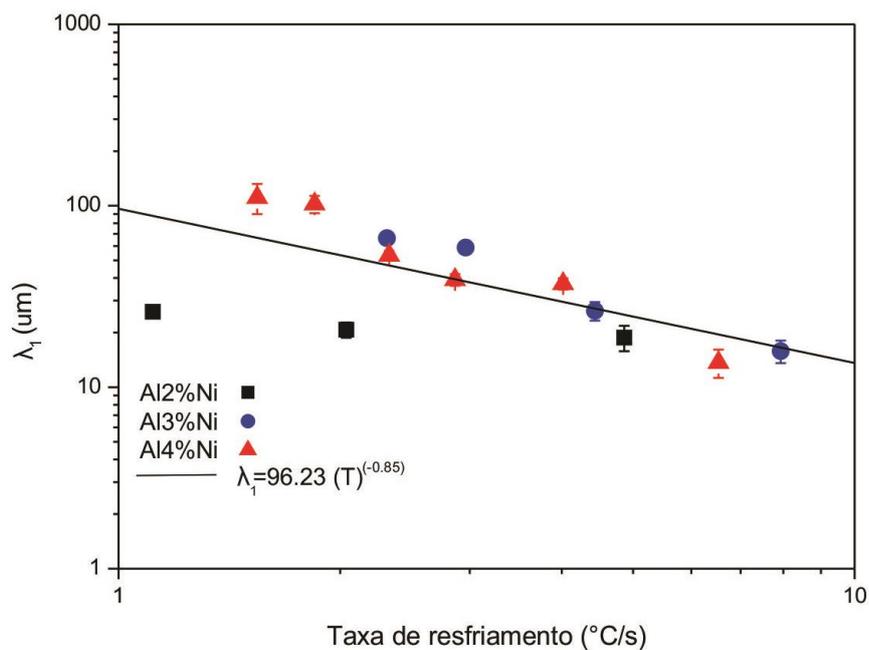


Figura 5.19 - Espaçamento dendrítico primário em função da taxa de resfriamento para as três ligas analisadas.

## 5.7. COMPARAÇÃO ENTRE ENSAIOS MECÂNICOS E ENSAIOS DE EXCITAÇÃO POR IMPULSO.

Todos os 19 corpos de prova fabricados passaram pelo ensaio destrutivo de tração estático. Sendo assim, foram obtidos diagramas de tensão – deformação para cada posição dos lingotes. A figura 5.19 apresenta um exemplo de um diagrama de tensão – deformação obtido através do ensaio de tração para a liga Al3%Ni na sua posição 1.2 (vide figura 4.20).

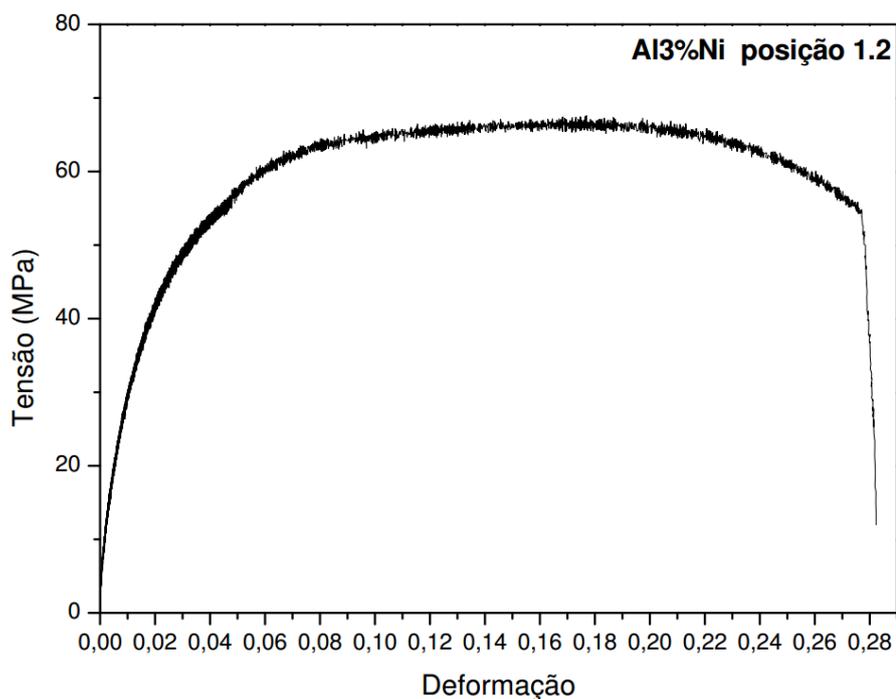


Figura 5.20 - Diagrama tensão deformação para liga AL3%Ni posição 1.2.

Com este diagrama foram obtidas as seguintes propriedades mecânicas para cada corpo de prova ensaiado; tensão de escoamento ( $\sigma_e$ ), tensão máxima ( $\sigma_u$ ), tensão de ruptura ( $\sigma_R$ ) e módulo de elasticidade ( $E$ ). É válido ressaltar que foram feitos ensaios não destrutivos de excitação por impulso no qual foram obtidos valores de módulo de elasticidade ( $E_{ECO}$ ) a título de comparação com o ensaio mecânico de tração.

### 5.7.1. LIGA AL2%NI

A tabela 5.4 apresenta os valores das propriedades mecânicas obtidas através dos gráficos de tensão por deformação para as quatro posições analisadas nesta liga. Os valores de módulo de elasticidade por excitação por impulso foram obtidos através de uma média de 10 ensaios por corpo de prova juntamente com seus desvios padrões amostral. A última coluna tem como objetivo apresentar a diferença em porcentagem entre os valores de módulo de elasticidade dos dois ensaios aplicados.

Tabela 5.4 - Propriedades mecânicas da liga Al2%Ni

| Liga Al2%Ni |                  |                  |                  |           |                 |               |
|-------------|------------------|------------------|------------------|-----------|-----------------|---------------|
| Posição (P) | $\sigma_e$ (Mpa) | $\sigma_u$ (Mpa) | $\sigma_R$ (Mpa) | $E$ (Gpa) | $E_{ECO}$ (Gpa) | Diferença (%) |
| 1.1 (6mm)   | 15.58            | 36.59            | 36.59            | 65.00     | 68.47±0.01      | 5.3           |
| 2.1 (6mm)   | 19.45            | 38.12            | 31.25            | 57.14     | 67.68±0.27      | 18.4          |
| 3.1 (6mm)   | 13.20            | 28.25            | 26.06            | 52.5      | 69.01±0.01      | 31.4          |
| 4.1 (6mm)   | 13.11            | 19.43            | 19.43            | 57.01     | 72.94±0.02      | 27.8          |

Observa-se que os valores obtidos pelo ensaio de tração são muito diferentes dos obtidos pelo ensaio de excitação por impulso, como mostrado na coluna de diferença em porcentagem. Segundo estudo da ATCP, os módulos de elasticidade obtidos através de ensaios quase estáticos (destrutivos) apresentam um erro associado de aproximadamente 15% e são sempre inferiores aos valores obtidos pelos ensaios dinâmicos (não destrutivos). Tais ensaios dinâmicos apresentam valores de erros associados de aproximadamente 2%, sendo assim mais confiável.

Outro ponto importante para ser analisado é que o módulo de elasticidade obtido pelo ensaio de excitação por impulso varia em até 6.52% na primeira região (6mm da chapa molde). Esta variação pode ser explicada pelas diferentes variações de concentração de soluto ao longo do lingote, ocasionando mudanças nas propriedades mecânicas do mesmo.

### 5.7.2. LIGA AL3%NI

A tabela 5.5 apresenta os valores das propriedades mecânicas obtidas através dos gráficos de tensão por deformação para as quatro posições analisadas nesta liga. Os valores de módulo de elasticidade por excitação por impulso foram obtidos através de uma média de 10 ensaios por corpo de prova juntamente com seus desvios padrões amostral. A última coluna tem como objetivo apresentar a diferença em porcentagem entre os valores de módulo de elasticidade dos dois ensaios aplicados.

Tabela 5.5 - Propriedades mecânicas da liga Al3%Ni

| Liga Al3%Ni |                  |                  |                  |           |                 |               |
|-------------|------------------|------------------|------------------|-----------|-----------------|---------------|
| Posição (P) | $\sigma_e$ (Mpa) | $\sigma_u$ (Mpa) | $\sigma_R$ (Mpa) | $E$ (Gpa) | $E_{ECO}$ (Gpa) | Diferença (%) |
| 1.1 (6mm)   | 37,01            | 84,38            | 67,33            | 74,59     | 85,42           | 14.51         |
| 1.2 (20mm)  | 31,34            | 67,61            | 55,4             | 63,98     | 85,05           | 32.93         |
| 1.3 (34mm)  | 33,37            | 82,34            | 68,7             | 74,07     | 82,85           | 11.84         |
| 2.1 (6mm)   | 30,25            | 74,12            | 72,66            | 67,08     | 89,61           | 33.58         |
| 2.2 (20mm)  | 38,29            | 81,03            | 67,05            | 70,83     | 80,96           | 14.30         |
| 2.3 (34mm)  | 34,6             | 73,8             | 58,99            | 65,97     | 79,68           | 20.78         |
| 3.1 (6mm)   | 37,98            | 105,1            | 97,44            | 88,39     | 88,3            | 0             |
| 3.2 (20mm)  | 30,17            | 80,29            | 79,44            | 65,1      | 85,91           | 31.96         |
| 3.3 (34mm)  | 30,18            | 74,04            | 62,93            | 63,88     | 77,71           | 21.64         |

A figura 5.20 apresenta uma comparação entre os valores dos módulos de elasticidade obtidos pelos dois ensaios realizados: tração e excitação por impulso.

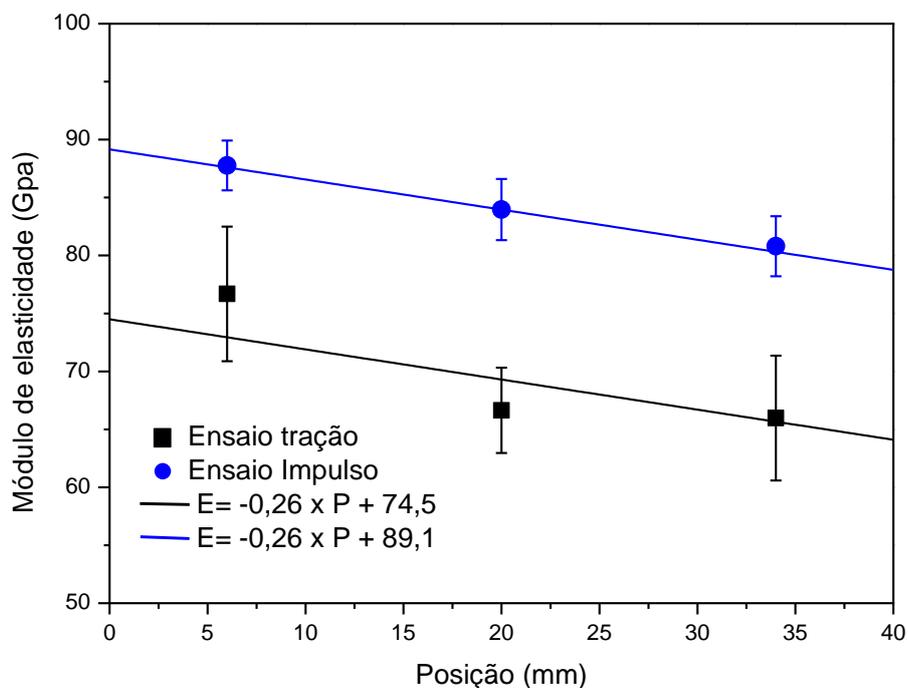


Figura 5.21 - Comparação entre módulos de elasticidade.

Observa-se uma tendência de queda do módulo de elasticidade em ambos os ensaios com o aumento da distância em relação à chapa molde. O coeficiente angular da equação da reta adquirida é o mesmo, sendo assim pode-se atribuir tal diferença à algum tipo de calibração entre os ensaios, já que a tendência é a mesma.

### 5.7.3. LIGA AL4%NI

A tabela 5.6 apresenta os valores das propriedades mecânicas obtidas através dos gráficos de tensão por deformação para as quatro posições analisadas nesta liga. Os valores de módulo de elasticidade por excitação por impulso foram obtidos através de uma média de 10 ensaios por corpo de prova juntamente com seus desvios padrões amostral. A última coluna tem como objetivo apresentar a diferença em porcentagem entre os valores de módulo de elasticidade dos dois ensaios aplicados.

Tabela 5.6 - Propriedades mecânicas da liga Al4%Ni

| <b>Liga Al3%Ni</b> |                  |                  |                  |           |                 |               |
|--------------------|------------------|------------------|------------------|-----------|-----------------|---------------|
| Posição (P)        | $\sigma_e$ (Mpa) | $\sigma_u$ (Mpa) | $\sigma_R$ (Mpa) | $E$ (Gpa) | $E_{ECO}$ (Gpa) | Diferença (%) |
| 1.1 (6mm)          | 38,24            | 89,21            | 70,54            | 76,02     | 83,03           | 9.22          |
| 1.2 (20mm)         | 38,48            | 94,28            | 84,47            | 76,84     | 83,15           | 8.21          |
| 2.1 (6mm)          | 39,81            | 105,01           | 92,05            | 79,36     | 93,51           | 17.83         |
| 2.2 (20mm)         | 39,67            | 98,66            | 90,48            | 79,16     | 78,86           | 0.32          |
| 3.1 (6mm)          | 41,23            | 104,23           | 79,7             | 83,01     | 86,79           | 4.55          |
| 3.2 (20mm)         | 38,11            | 99               | 87,17            | 81,79     | 87,66           | 7.33          |

A figura 5.22 apresenta uma comparação entre os valores dos módulos de elasticidade obtidos pelos dois ensaios realizados: tração e excitação por impulso.

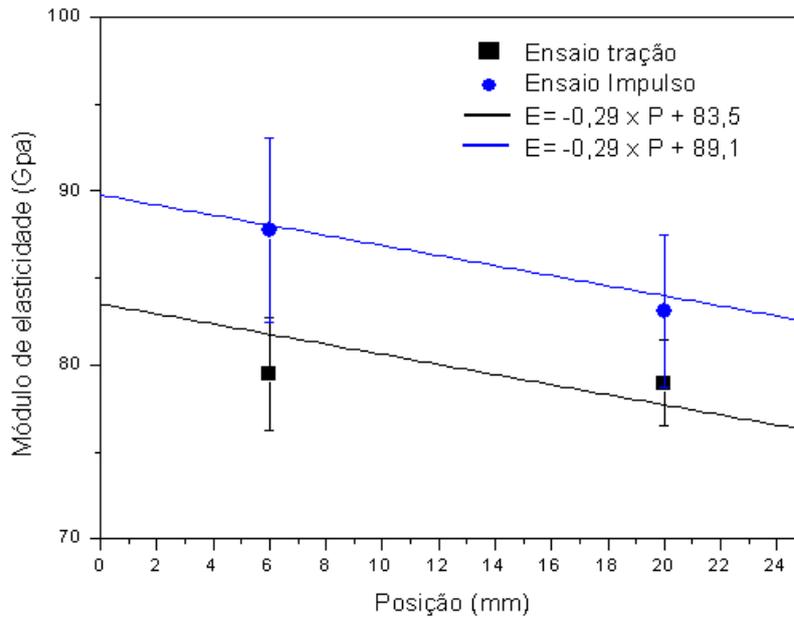


Figura 5.22 - Comparação entre módulos de elasticidade.

Observa-se que a mesma tendência ocorrida na liga Al3%Ni ocorre nesta liga, ou seja, ao aumentar a distância em relação à chapa molde, menor será o módulo de elasticidade.

As ligas analisadas sofrem forte influência em suas propriedades mecânicas quando alterados os valores de soluto em seu interior. A figura 5.23 apresenta um gráfico esquemático para valores obtidos na posição de 6mm em relação à chapa molde. Este mostra que ao elevar o soluto, as propriedades mecânicas de tensão de escoamento ( $\sigma_e$ ), limite de resistência à tração ( $\sigma_u$ ) e tensão de ruptura ( $\sigma_R$ ) são elevadas também. A mesma tendência ocorre para a posição 20mm. Esta tendência não pode ser analisada para posição 34mm, pois a mesma possui apenas uma liga analisada.

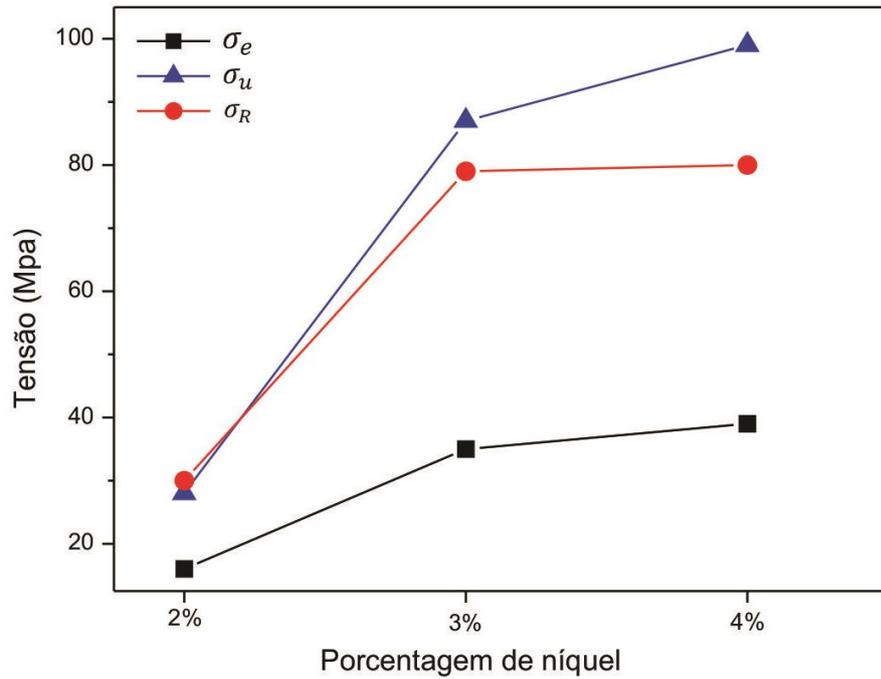


Figura 5.23 - Comparativo de propriedades mecânicas para as três ligas analisadas na posição 6mm em relação à chapa molde.

A figura 5.24 apresenta análise da influência do teor de soluto nas três ligas para o módulo de elasticidade obtidos através dos dois tipos de ensaios na posição à 6mm da chapa molde.

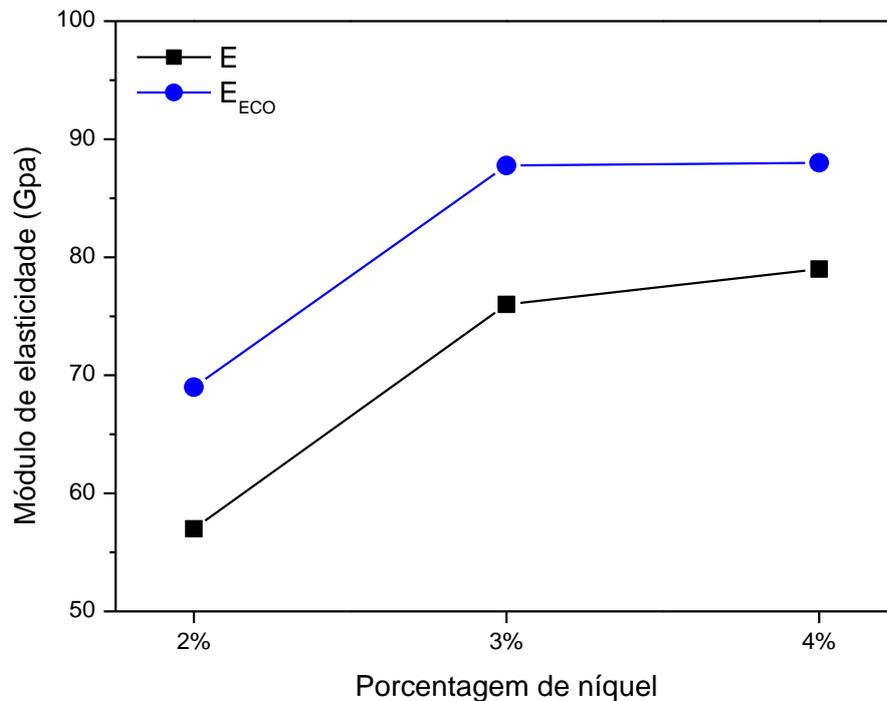


Figura 5.24 - Comparativo de módulos de elasticidade para as três ligas analisadas na posição 6mm em relação à chapa molde.

Como previsto, ao elevar o teor de soluto na liga, o módulo de elasticidade também aumenta. Tal tendência pode ser analisada em ambos os tipos de ensaios aplicados nas ligas. A mesma tendência ocorre para a posição 20mm. Esta tendência não pode ser analisada para posição 34mm, pois a mesma possui apenas uma liga analisada.

## 5.8. CORRELAÇÃO ENTRE PARÂMETROS MICROESTRUTURAIS E MÓDULO DE ELASTICIDADE

As microestruturas presentes e analisadas no capítulo 5.5 influenciam diretamente nas propriedades mecânicas das ligas. A liga Al2%Ni não foi analisada, pois só foram ensaiados mecanicamente corpos de prova em apenas uma região, impossibilitando assim a obtenção das curvas.

A figura 5.25 apresenta a influência destas microestruturas nas propriedades mecânicas das ligas Al3%Ni e Al4%Ni. Nesta figura estão presentes os valores de  $\lambda_2$  e a média das tensões de escoamento ( $\sigma_e$ ) para cada região ensaiada.

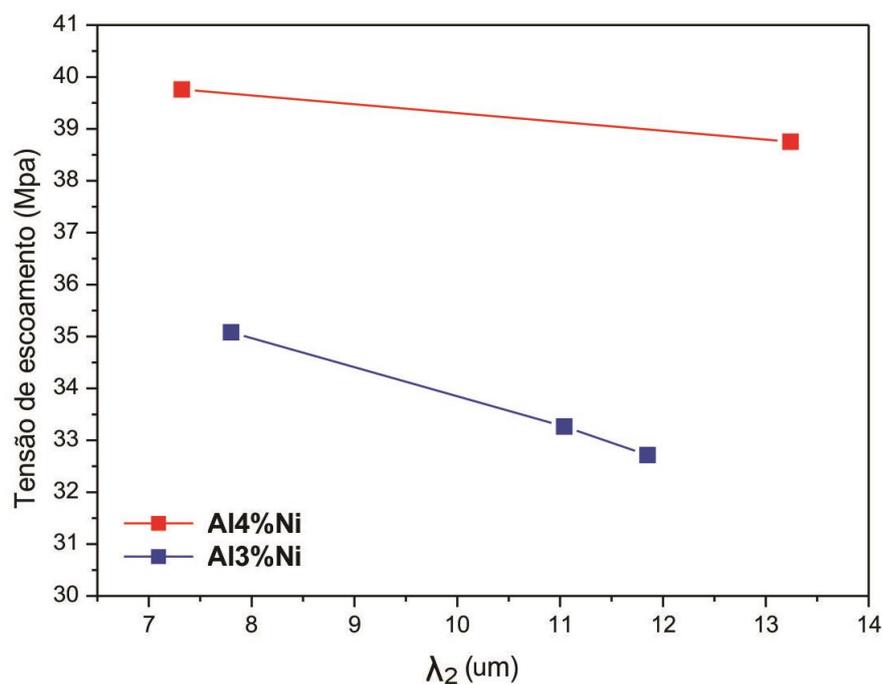


Figura 5.25 - Comparativo entre tensão de escoamento e espaçamento dendrítico secundário.

Observa-se que existe uma tendência de redução da tensão de escoamento com o aumento do  $\lambda_2$ . Mostrado por Quaresma (Quaresma,1999), o espaçamento dendrítico secundário cresce e se torna mais bem definido à medida que a região analisada se afasta da chapa/molde, porém a sua fragilidade também é elevada sendo

esta representada pela redução da tensão de escoamento do material.

## 6. CONCLUSÕES

A análise dos resultados experimentais obtidos, as correlações e comparações realizadas permitem que sejam extraídas as seguintes conclusões:

- Foi observado a variação do teor de soluto na liga trabalhada influência no movimento da isoterma liquidus ao longo do lingote. Observou-se que quanto maior o teor de soluto no interior da liga, menor será a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*.
- Através de análises das microestruturas, foram observadas que ao aumentar o teor de soluto na liga, sua microestrutura fica mais grosseira. Al2%Ni apresenta estruturas mais refinadas, Al3%Ni pouco grosseiras e Al4%Ni grosseiras. A mesma tendência segue no interior de cada liga, ou seja, quanto mais próximo da chapa/molde mais refina é, ao passo que será mais grosseiro ao se afastar da mesma.
- O espaçamento dendrítico terciário foi encontrado para as três ligas, obtendo-se assim suas leis: Al2%Ni –  $\lambda_3 = 3,1 \times P^{(0,40)}$ , Al3%Ni -  $\lambda_3 = 1,8 \times P^{(0,54)}$  e Al4%Ni –  $\lambda_3 = 1,4 \times P^{(0,67)}$
- Foram obtidas leis experimentais correlacionando a velocidade de deslocamento da isoterma liquidus com o espaçamento dendrítico secundário:  $\lambda_2 = 9,2 \times V_L^{(-0,84)}$ . Esta mesma correlação foi aplicada entre a taxa de resfriamento com o espaçamento dendrítico primário, obtendo-se assim a seguinte lei experimental:  $\lambda_1 = 96,2 \times \dot{T}^{(-0,85)}$ .
- Foi observado através dos ensaios mecânicos aplicados que os valores de módulo de elasticidade seguem uma mesma tendência de queda ao longo do lingote.
- Foi observado também através dos ensaios mecânicos que os valores das propriedades mecânicas ( $\sigma_e$ ,  $\sigma_u$ ,  $\sigma_R$  e E) das ligas analisadas foram elevados com o aumento do teor de soluto no interior da liga.
- Observa-se que existe uma redução da tensão de escoamento com o aumento do espaçamento dendrítico secundário.

- Através de todas as correlações e análises pode-se inferir que ao elevar o teor de soluto no interior das ligas trabalhadas (microestruturas mais grosseiras), suas propriedades mecânicas elevam-se também. A mesma tendência ocorre na própria liga em caráter linear, ou seja, quando mais distante da chapa/molde, maiores serão suas propriedades mecânicas.

Sugestões de trabalhos futuros:

- Caracterização térmica e mecânica de ligas hipereutéticas de Al-Ni e correlacionar os resultados com ligas hipoeutéticas;
- Realizar ensaios nos três tipos de processo de solidificação unidirecional e comparar os mesmos;
- Realização de ensaios de solidificação unidirecional em ligas ternárias, estudando as formas de segregações presentes.

## 7. REFERÊNCIAS

GARCIA,A.:**Solidificação, Fundamentos e aplicações** – vol1 – São Paulo. Ed. Unicamp, 2001. 1a edição.

REED HILL, R. E. **Princípios de Metalurgia Física**. 2a ed., Guanabara 2, Rio de Janeiro, 1983.

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.

CHALMERS, B.; **Principles of Solidification**, New York: John Wiley & Sons, 1964.

FLEMINGS, M. C. **Solidifications Processing**, McGraw-Hill, New York, 1974

SIQUEIRA,CLAUDIO A.; CEUNG, NOÉ;GARCIA,A.;**Thermal Parameters Affecting the Columnar-to-Equiaxed Transition. Metallurgical and Materials Transactions A**; Volume 33, 2107-2118; July 2002.

CANTÉ,M.V.;CRUZ,K.S.;SPINELLI,J.E.; CHEUNG,N; GARCIA,A.;**Experimental Analysis of the Columnar-to-Equiaxed Transition in Directionally Solidified Al–Ni and Al–Sn Alloys**. *Materials Letters* 61, 2135–2138; 2007.

KREITH,F.;BOHN,M.S.; **Princípios da transferência de calor** – Wst publishing, new York – 2003

FERREIRA, I. L.; SANTOS, C. A.; VOLLER, V. R.; GARCIA, A. **Analytical, numerical and experimental analysis of inverse macrosegregation during upward unidirectional solidification of Al-Cu alloys**. *Metallurgical and Materials Transactions B*, v.35B, p. 285-297, 2004.

ROSA,D.M. **Estruturas Celulares, Transição Celular/Dendrítica e Estruturas**

**Dendríticas na Solidificação Unidirecional Transitória** –Tese de doutorado, Unicamp – Campinas,2007

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

GARCIA,A. e PRATES,M. **Metallurgical Transactions**, v.9 B, p.449, 1978

MANDAI,J.T.; **Determinação dos Parâmetros para Crescimentos de Trincas em Ligas Metálicas: Modelagem e experimentação**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade de Brasília, 2010.

NAZARENO,J.; **Projeto, Construção e Aferição de um Dispositivo de Solidificação Unidirecional Horizontal Refrigerado à Água** – Dissertação de mestrado, UFPA – Belém, 2007

BESCOW,A.B.; **Estudo de solidificação unidirecional ascendente para obtenção de estruturas colunares grosseiras** – Dissertação de mestrado, PUCRS, Rio Grande do Sul, 2008

GONÇALVES, M.M.; **Determinação do calor específico de ligas AlCu produzidas em um dispositivo de solidificação unidirecional vertical ascendente**– Dissertação de mestrado, UFPA, Belém, 2008

QUARESMA, J. M. V.; **Correlação entre condições de solidificação, microestrutura e resistência mecânica**. Campinas, SP: Universidade Estadual de Campinas, 1999. Tese (Doutorado).

GOULART, P. R.; Spinelli, J. E.; Osório, W. R.; Garcia, A. **Mechanical properties as a function of microstructure and solidification thermal variables of Al-Si castings. Materials Science & Engineering. A, Structural Materials: properties, microstructure and processing**. v. 421, p. 245-253, 2006.

JOSÉ E. SPINELLI, NOÉ CHEUNG, PEDRO R. GOULART, JOSÉ M.V. QUARESMA, AMAURI GARCIA. **Design of mechanical properties of Al-alloys chill castings based on the metal/mold interfacial heat transfer coefficient**. International Journal of Thermal Sciences 51 (2012) 145 e154

C. JANG, P. CHO, M. KIM, S. OH, J. YANG, **Effects of microstructure and residual stress on fatigue crack growth of stainless steel narrow gaps welds**, Mater. Des 31 (2010) 1862 e1870

P.R. GOULART, K.S. CRUZ, J.E. SPINELLI, I.L. FERREIRA, N. CHEUNG, A. GARCIA, **Cellular growth during transient directional solidification of hypoeutectic Al Fe alloys**, J. Alloys Comp. 470 (2009) 589 e599

P.R. GOULART, J.E. SPINELLI, N. CHEUNG, N. MANGELINCK-NOEL, A. GARCIA, **Al-Fe hypoeutectic alloys directionally solidified under steady-state and unsteady-state conditions**, J. Alloys Comp. 504 (2010) 205 e210.

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

CANTÉ, MANUEL VENCESLAU, **Solidificação transitória, microestrutura e propriedades de ligas Al-Ni**, Manuel Venceslau Canté. --Campinas, SP: [s.n.], 2009. - Doutorado

M. GÜNDÜZ, H. KAYA, E. ÇADIRLI, N. MARAS, LI, K. KES, LIO, GLU, B. SAATÇI, **Effect of solidification processing parameters on the cellular spacings in the Al<sub>0.1</sub> wt % Ti and Al<sub>0.5</sub> wt% Ti alloys**, J. Alloys Comp. 439 (2007) 114 e127

PINHEIRO, J.E.F. **Estudo da Atenuação, Aprisionamento da Onda e Anisotropia do Meio na Tomografia de Transmissão**. 1991. 80f. Dissertação (Mestrado em Ciência em Geofísica) – Câmara de Ensino de Pós-Graduação e Pesquisa da Universidade Federal da Bahia, Salvador, BA, 1991.

MASCIA, N.T. e MORAES, R.W. **Transformações de Coordenadas e Anisotropia**. Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Civil - Departamento de Estruturas, 2009.