

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais  
(PPGEM)

**ANÁLISE NUMÉRICA E EXPERIMENTAL DA SOLIDIFICAÇÃO DAS LIGAS  
Al 3,5% Cu E AA356.**

ALEXANDRE PITOL BOEIRA

Dissertação para a obtenção do título de  
Mestre em Engenharia

Porto Alegre (RS)

2002

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais  
(PPGEM)

**ANÁLISE NUMÉRICA E EXPERIMENTAL DA SOLIDIFICAÇÃO DAS LIGAS  
Al 3,5% Cu E AA356**

Alexandre Pitol Boeira

Engenheiro Metalúrgico

Trabalho realizado no Laboratório de Fundição, Centro de Tecnologia da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGEM), como parte dos requisitos para obtenção do título de mestre em engenharia.

Área de Concentração: Metalurgia da Transformação

Porto Alegre (RS)

2002

Esse trabalho foi julgado adequado como dissertação de mestrado em engenharia, área de concentração de Metalurgia da Transformação e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Jaime Alvares Spim Junior

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Antonio Cesar Faria Vilela (PPGEM-UFRGS)

Prof. Dr. Arno Muller (ULBRA)

Prof. Dr. Amauri Garcia (UNICAMP)

Prof. Dr. Jair Carlos Koppe

Coordenador do PPGEM

Dedico este trabalho ao meu pai e  
companheiro, **Cilon Paim Boeira** e à minha  
querida mãe, **Jandira Maria Pitol Boeira**.

## AGRADECIMENTOS

A todos que colaboraram direta ou indiretamente na elaboração deste trabalho, o meu reconhecimento.

Ao professor Jaime Alvares Spim Junior pelo estímulo, dedicação e esforço pessoal proporcionado.

Aos funcionários do Laboratório de Fundição.

Aos colegas mestrandos do Laboratório de Fundição da UFRGS, pelas sugestões e observações valiosas.

Aos estagiários de Iniciação Científica, do Laboratório de Fundição da UFRGS, Eduardo Felipe Folle, Cristian Pohl Mainardt, Vitor Hugo Perdomo Coral, Vinicius Paz, Vinicius Karlinsk, entre outros, pelo auxílio nas elaborações experimentais.

A CAPES pela bolsa que permitiu o desenvolvimento deste trabalho.

Ao sofrido povo brasileiro, que através do seu trabalho viabiliza o desenvolvimento tecnológico e a universidade pública de qualidade.

## SUMÁRIO

|   |      |
|---|------|
| SUMÁRIO .....   | VI   |
| LISTA DE FIGURAS.....   | IX   |
| LISTA DE TABELAS.....   | XII  |
| LISTA DE SÍMBOLOS.....  | XIV  |
| RESUMO.....   | XVI  |
| ABSTRACT.....   | XVII |
| 1. INTRODUÇÃO .....   | 1    |
| 2. OBJETIVOS .....  | 4    |
| 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....                                  | 5    |
| 3.1. Metalurgia da Solidificação .....                          | 5    |
| 3.1.1. Microestruturas e Macroestruturas de Solidificação.....  | 5    |
| 3.1.1.1. Crescimento Colunar .....                              | 7    |
| 3.1.1.2. Crescimento Equiaxial.....                             | 9    |
| 3.1.1.3. Transição Colunar/Equiaxial .....                      | 10   |
| 3.1.2. Principais defeitos oriundos da solidificação.....       | 12   |
| 3.1.2.1. Porosidade.....  | 13   |
| 3.1.2.2. Segregação.....  | 15   |
| 3.1.2.3. Fissura Térmica .....                                  | 16   |
| 3.1.3. Redistribuição de Solutos na Solidificação.....          | 16   |
| 3.1.3.1. Fração Sólida .....                                    | 17   |
| 3.1.3.2. Regra da Alavanca.....                                 | 17   |
| 3.1.3.3. Regra de Scheil.....                                   | 18   |
| 3.1.4. Variáveis Metalúrgicas do Processo de Solidificação..... | 19   |
| 3.1.4.1. Pressão .....  | 19   |
| 3.1.4.2. Composição Química.....                                | 22   |
| 3.1.4.3. Tipo de processo .....                                 | 22   |
| 3.2. Física da Solidificação .....                              | 23   |
| 3.2.1. Relações das propriedades térmicas dos materiais.....    | 24   |
| 3.2.1.1. Difusividade Térmica .....                             | 24   |

|  |    |
|--|----|
| 3.2.1.2. Difusividade de Calor .....   | 24 |
| 3.2.1.3. Parâmetro Metal/Molde .....   | 24 |
| 3.2.1.4. Critério de Biot .....  | 25 |
| 3.2.2. Interface Metal/Molde .....   | 25 |
| 3.2.3. Metal Líquido .....   | 27 |
| Efeitos Convectivos .....  | 27 |
| 3.2.4. Taxas e Temperaturas Características .....                                | 28 |
| 3.2.4.1. Resfriamento .....  | 28 |
| 3.2.4.2. Taxa de Resfriamento .....  | 30 |
| 3.2.4.3. Temperatura de Vazamento .....  | 30 |
| 3.3. Matemática da Solidificação .....   | 31 |
| 3.3.1. Fluxo de Energia .....  | 33 |
| 3.3.2. Método de Diferenças Finitas .....  | 34 |
| 4. MATERIAIS E MÉTODOS .....   | 36 |
| 4.1. Metal de trabalho .....   | 36 |
| 4.1.1. Al-3,5%Cu .....   | 37 |
| 4.1.2. AlSiMg (AA356) .....  | 40 |
| 4.2. Sistema Experimental .....  | 41 |
| 4.2.1. Coquilhas e Moldes .....  | 41 |
| 4.2.2 Sistema de Aquisição de dados .....  | 43 |
| 4.2.2.1 Termopares ou termoelementos .....                                       | 43 |
| 4.2.2.2. Sistema de aquisição e transformação do sinal .....                     | 44 |
| 4.2.3 Condições de Fusão e Vazamento .....                                       | 45 |
| 4.3. Procedimentos Macrográficos: .....  | 47 |
| 4.4. Modelo Numérico .....   | 48 |
| 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES .....   | 51 |
| 5.1. Experimento CP 01 – Molde e Base de Areia Al-3,5%Cu. ....                   | 51 |
| 5.2. Experimento CP 15 – Molde e Base de Areia AlSiMg (AA356). ....              | 53 |
| 5.3. Experimento CP 13 – Molde e Base de Areia Al-3,5%Cu (isento de termopar).54 |    |
| 5.4. Experimento CP 06 – Molde Grosso e Base de Cobre - Al-3,5%Cu. ....          | 55 |
| 5.5. Experimento CP 18 – Molde Grosso e Base de Cobre – AlSiMg (AA356). ....     | 57 |
| 5.6. Experimento CP 03 – Molde de Areia e Base de Cobre – Al-3,5%Cu. ....        | 59 |
| 5.7. Experimento CP 02 – Molde Grosso de Cobre e Base de Areia – Al-3,5%Cu... 60 |    |

|   |    |
|---|----|
| 5.8. Experimento CP 16– Molde Grosso de Cobre e Base de Areia – AlSiMg (AA356)..... | 62 |
| 5.9. Experimento CP 08 – Molde Fino de Cobre e Base de Cobre – Al-3.5%Cu.....       | 63 |
| 5.10. Experimento CP 07 – Molde Grosso e Base de Aço – Al-3.5%Cu .....              | 65 |
| 5.11. Experimento 19 – Molde Grosso e Base de Aço – AlSiMg.....                     | 66 |
| 5.12. Experimento CP 04 – Molde de Areia e Base de Aço – Al-3,5%Cu.....             | 68 |
| 6. CONCLUSÕES .....   | 71 |
| 7. TRABALHOS FUTUROS .....  | 73 |
| REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....  | 74 |
| Artigos Técnicos/Científicos.....   | 74 |
| Livros .....  | 77 |
| Teses e Dissertações.....   | 78 |
| Sítios.....   | 78 |
| ANEXO .....   | 79 |



## LISTA DE FIGURAS

|  |           |
|--|-----------|
| <b>Figura 1: Diferentes regiões macroestruturais comumente obtidas em seções longitudinais de lingotes fundidos.....</b>   | <b>6</b>  |
| <b>Figura 2: Dendritas favoravelmente orientadas desenvolvendo-se na forma de grãos colunares (adaptado de [Porter, 1997] ).....</b>   | <b>8</b>  |
| <b>Figura 3: Desenho esquemático dos diferentes processos físicos envolvidos na formação da microporosidade (adaptado de Lee 2001).....</b>  | <b>13</b> |
| <b>Figura 4: Efeito do resfriamento rápido e aplicação de 100 MPa de pressão no diagrama de fases do sistema Al-Si. (adaptado de [Ghomashchi 2000]) .....</b>  | <b>20</b> |
| <b>Figura 5: Efeito da aplicação da pressão na macroestrutura da liga Al-4,5 Cu vazada a 760°C em coquilha pré-aquecida, 120°C, sendo a) gravidade, b) 50 Mpa e c) 150 Mpa. (adaptado de Cho 1997).....</b>  | <b>21</b> |
| <b>Figura 6: Diagrama de Equilíbrio Al-Al<sub>2</sub>Cu. (Adaptado de Kurz 1992). .....</b>  | <b>22</b> |
| <b>Figura 7: Diferentes modos de transferência de calor atuantes num sistema de fundição. ....</b>   | <b>23</b> |
| <b>Figura 8: Distribuição de temperatura ao longo da seção longitudinal de um lingote (adaptado de [Veinik 1968] ). .....</b>  | <b>29</b> |
| <b>Figura 9: Diagrama de Equilíbrio de Fases Al-Cu (adaptado de [Metals 1973] ). .....</b>   | <b>37</b> |
| <b>Figura 10: Diagrama de Equilíbrio de Fases Al-Cu (adaptado de [1] ). .....</b>  | <b>38</b> |
| <b>O diagrama de equilíbrio Al-Si indica que praticamente não há solubilidade entre o Silício e o Alumínio, conforme é visualizado na figura 11. Na temperatura eutética (577°C), o domínio da solução sólida <math>\alpha</math> se estende de 0 a 1.55% - 1.95% de silício aproximadamente. ....</b>   | <b>40</b> |
| <b>Figura 11: Diagrama de Equilíbrio de Fases Al-Si.....</b>   | <b>41</b> |
| <b>Figura 12: Coquilhas Metálicas e Moldes de Areia utilizados nos experimentos. Sendo, num primeiro plano, da esquerda para a direita: molde fino de aço, molde grosso de aço, molde fino de cobre, molde grosso de cobre e quatro moldes grossos de areia. Num segundo plano, da esquerda para a direita: duas bases de areia, base de aço, base de cobre e quatro bases de areia.....</b> | <b>42</b> |

|   |    |
|---|----|
| Figura 13: Desenho esquemático das coquilhas, com seus respectivos orifícios para termopares.....   | 42 |
| Figura 14: Termopares e Cabos de Compensação. ....  | 43 |
| Figura 15: Curvas, não filtradas, do resfriamento e aquecimento do sistema experimental, sendo cada cor representando um termopar. ....   | 44 |
| Na figura 17 visualiza-se a distribuição, nomenclatura e configuração dos experimentos. ....  | 45 |
| Figura 17: Desenho esquemático da distribuição, nomenclatura e configuração dos experimentos, sendo (a) os moldes vazados com Al-3,5% Cu, (b) molde vazados com Al-3,5% Cu, sem termopares e (c) AlSiMg (AA356). .... | 46 |
| Figura 17: Interface Gráfica de entrada de dados do programa de simulação numérica. ....  | 49 |
| Figura 18: Malha numérica empregada.....  | 50 |
| Figura 20: Experimento 01 – Molde e Base de Areia – Al-3,5% Cu: (a) Macroestrutura, (b) isothermas <i>liquidus</i> e (c) isothermas <i>solidus</i> . ....   | 52 |
| Figura 21: Experimento 01 – Molde e Base de Areia – Al-3,5% Cu – Curvas Experimentais e Simuladas.....  | 52 |
| Figura 22: Experimento 15 – Molde e Base de Areia – AlSiMg (AA356): (a) Macroestrutura, (b) isothermas <i>liquidus</i> e (c) isothermas <i>solidus</i> . ....   | 53 |
| Figura 23: Experimento 15 – Molde e Base de Areia – AlSiMg (AA356) – Curvas Experimentais e Simuladas.....  | 54 |
| Figura 24: Experimento 13 – Molde e Base de Areia Al-3,5% Cu (isento de termopar).....  | 55 |
| Figura 25: Experimento 06 – Molde Grosso e Base de Cobre – Al-3,5% Cu: (a) Macroestrutura, (b) isothermas <i>liquidus</i> e (c) isothermas <i>solidus</i> . ....  | 56 |
| Figura 26: Experimento 06 – Molde Grosso e Base de Cobre – Al-3,5% Cu ( $h_i=2000$ W/m <sup>2</sup> K). ....  | 57 |
| Figura 27: Experimento 18 – Molde Grosso e Base de Cobre – AlSiMg (AA356). ....   | 58 |
| Figura 28: Molde Grosso e Base de Cobre – AlSiMg (AA356) : (a) Macroestrutura, (b) isothermas <i>liquidus</i> e (c) isothermas <i>solidus</i> . ....  | 58 |
| Figura 29: Experimento 03 – Molde de Areia e Base de Cobre – Al-3,5% Cu.....  | 59 |
| Figura 30: Molde Areia e Base de Cobre – Al-3,5% Cu: (a) Macroestrutura, (b) isothermas <i>liquidus</i> e (c) isothermas <i>solidus</i> . ....  | 60 |
| Figura 31: Experimento 02 – Molde de Cobre e Base de Areia – Al-3,5% Cu.....  | 61 |

|  |           |
|--|-----------|
| <b>Figura 32: Molde Cobre e Base de Areia – Al-3,5% Cu: (a) Macroestrutura, (b) isothermas <i>liquidus</i> e (c) isothermas <i>solidus</i> .....</b>     | <b>61</b> |
| <b>Figura 33: Experimento 16 – Molde de Cobre e Base de Areia – AlSiMg (AA356).....</b>  | <b>62</b> |
| <b>Figura 34: Molde Cobre e Base de Areia – AlSiMg (AA356): (a) Macroestrutura, (b) isothermas <i>liquidus</i> e (c) isothermas <i>solidus</i> .....</b> | <b>63</b> |
| <b>Figura 35: Experimento 08 – Molde Fino de Cobre e Base de Cobre – Al-3,5% Cu.....</b>   | <b>64</b> |
| <b>Figura 36: Molde Fino e Base de Cobre – Al-3,5% Cu: (a) Macroestrutura, (b) isothermas <i>liquidus</i> e (c) isothermas <i>solidus</i> .....</b>      | <b>64</b> |
| <b>Figura 37: Experimento 07 – Molde Grosso e Base de Aço – Al-3,5% Cu. ....</b>   | <b>65</b> |
| <b>Figura 38: Molde Grosso e Base de Aço – Al-3,5% Cu : (a) Macroestrutura, (b) isothermas <i>liquidus</i> e (c) isothermas <i>solidus</i> .....</b>     | <b>66</b> |
| <b>Figura 39: Experimento 19 – Molde Grosso e Base de Aço – AlSiMg.....</b>  | <b>67</b> |
| <b>Figura 40: Molde Grosso e Base de Aço – AlSiMg (AA356) : (a) Macroestrutura, (b) isothermas <i>liquidus</i> e (c) isothermas <i>solidus</i> .....</b> | <b>68</b> |
| <b>Figura 41: Experimento 04 – Molde de Areia e Base de Aço – Al-3,5% Cu.....</b>  | <b>69</b> |
| <b>Figura 42: Molde de Areia e Base de Aço – Al3,5% Cu : (a) Macroestrutura, (b) isothermas <i>liquidus</i> e (c) isothermas <i>solidus</i> .....</b>    | <b>69</b> |

## LISTA DE TABELAS

|  |           |
|--|-----------|
| <b>Tabela 1: Relação qualitativa do comportamento das características dos poros em consequência do incremento de algumas características de solidificação sendo, (V) velocidade de solidificação, (G) gradiente térmico, (<math>t_s</math> tempo de solidificação e (<math>C_{Hi}</math>) concentração inicial de hidrogênio [Lee 2001 (2)].</b> | <b>14</b> |
| <b>Tabela 2: Modelos, e respectivas limitações, empregados na busca pelo entendimento da nucleação e desenvolvimento de poros [Lee 2001(1)].</b>   | <b>15</b> |
| <b>Tabela 3. Tensões Características da liga 7010 fundida em coquilha com e sem a aplicação de pressão. (adaptado de Ghomashchi 2000)</b>  | <b>20</b> |
| <b>Tabela 4: Representação da qualidade do fundido em função do tipo de processo, (B) bom, (S) satisfatório, (A) aceitável e (R) ruim [Gomashchi 2000].</b>  | <b>23</b> |
| <b>Tabela 5: : Propriedades termo-físicas dos materiais da liga de Al-Cu [METALS 1998, Garcia 2001]</b>  | <b>38</b> |
| <b>Tabela 6: Propriedades termo-físicas da liga Al-3,5% Cu [METALS 1998, Pehlke, 1982].</b>  | <b>39</b> |
| <b>Tabela 7: Composição química da liga Al-3,5% Cu.</b>  | <b>39</b> |
| <b>A liga possui os limites de tolerância, em relação a composição química, descritos pela Tabela 8 coluna (a), conforme norma da ASTM. A liga utilizada no trabalho apresentou a composição apresentada na Tabela 9, coluna (b).</b>  | <b>40</b> |
| <b>Tabela 9: Composição química da liga AA356.</b>   | <b>40</b> |
| <b>Tabela 10: Propriedades termo-físicas da liga AA356 [METALS 1998]</b>   | <b>41</b> |
| <b>Tabela 11: Propriedades termo-físicas dos materiais dos moldes [Spim 2000, METALS 1998]</b>   | <b>43</b> |
| <b>Tabela 12: Parâmetros metal/molde envolvidos no sistema</b>   | <b>43</b> |
| <b>Tabela 13 : Identificação das corridas, ligas e dos corpos de prova utilizados.</b>   | <b>45</b> |
| <b>Tabela 14: Identificação, distribuição, temperaturas características e posicionamento dos termopares. Sendo: Amb-ambiente; Vaz-vazamento; Ar-areia; Cu-cobre e Fe-Aço.</b>  | <b>47</b> |
| <b>Tabela 15: Reagentes Químicos utilizados na obtenção macrográfica [METALS 1988 (1)]</b>   | <b>48</b> |



## LISTA DE SÍMBOLOS

| Símbolo      | Descrição                          | Unidade         |
|--------------|------------------------------------|-----------------|
| $B_i$        | Critério de Biot                   | adimensional    |
| $C_{Hi}$     | Concentração Inicial de Hidrogênio | % em volume     |
| $C_l$        | Composição do Líquido              | % em peso       |
| $C_s$        | Composição do Sólido               | % em peso       |
| $C_0$        | Composição Nominal da Liga         | % em peso       |
| $G$          | Gradiente de Temperatura           | K/m             |
| $K$          | Condutividade Térmica              | W/mK            |
| $N_0$        | Densidade dos Sítios de Nucleação  | $m^{-3}$        |
| $L_{col}$    | Comprimento da Zona Colunar        | m               |
| $M$          | Parâmetro Metal/Molde              | adimensional    |
| $S$          | Superfície da Camada Solidificada  | m               |
| $T$          | Temperatura                        | K               |
| TCE          | Transição Colunar/Equiaxial        | m               |
| $T_f$        | Temperatura de Fusão Do Metal Base | K               |
| $T_l$        | Temperatura <i>Liquidus</i>        | K               |
| $T_s$        | Temperatura <i>Solidus</i>         | K               |
| $T_{sup}$    | Temperatura Superficial            | K               |
| $T_{\infty}$ | Temperatura Uniforme do Fluido     | K               |
| $\dot{T}$    | Taxa de Resfriamento               | K/s             |
| $V$          | Velocidade de Solidificação        | m/s             |
| $V_l$        | Volume do Metal Líquido            | $m^3$           |
| $V_s$        | Volume do Metal Sólido             | $m^3$           |
| $a$          | Difusividade Térmica               | $m^2/s$         |
| $b$          | Difusividade de Calor              | $Ws^{1/2}/m^2K$ |

|                  |  |                    |
|------------------|--|--------------------|
| $c$              | Calor Específico                                       | J/kg.K             |
| $f_s$            | Fração Solidificada                                    | % em peso          |
| $h_{cv}$         | Coefficiente de Transferência de Calor Por Convecção   | W/m <sup>2</sup> K |
| $h_i$            | Coefficiente de Transferência de Calor Newtoniano      | W/m <sup>2</sup> K |
| $k$              | Coefficiente de Partição do Solute                     | adimensional       |
| $q_{cv}$         | Fluxo de Calor Convectivo                              | W/m <sup>2</sup>   |
| $t_s$            | Tempo de Solidificação                                 | s                  |
| $x_{TCE}^l$      | Posição da Isotherma <i>Liquidus</i> no Momento da TCE | m                  |
| $x_{TCE}^s$      | Posição Da Isotherma <i>Solidus</i> no Momento da TCE  | m                  |
| $\Delta P$       | Varição de Pressão                                     | Atm                |
| $\Delta T$       | Superaquecimento                                       | K                  |
| $\Delta T$       | Superesfriamento na Ponta da Dendrita                  | K                  |
| $\Delta T_C$     | Superesfriamento Constitucional na Ponta da Dendrita   | K                  |
| $\Delta T_{l-s}$ | Intervalo de Solidificação                             | K                  |
| $\Delta T_N$     | Superesfriamento Efetivo nos Sítios de Nucleação       | K                  |
| $\lambda$        | Espessura do Grão Colunar                              | m                  |
| $\delta$ :       | Densidade  | kg/m <sup>3</sup>  |

## RESUMO

*A formação interna da estrutura de uma peça fundida deve determinar as características mecânicas dessa peça, quando em serviço. Dessa forma, torna-se fundamental conhecer e parametrizar os elementos que influem na formação da estrutura do componente sólido, para o desenvolvimento adequado de sistemas de solidificação que permitam conduzir a melhoria da qualidade de uma peça no processo de solidificação. Modelos numéricos podem ser empregados para a determinação da formação estrutural, entretanto estes devem ser aferidos adequadamente para garantir sua aplicabilidade. No trabalho em questão, desenvolveu-se uma metodologia que permitiu a aferição de um modelo numérico para a previsão das condições de resfriamento de ligas de alumínio. Elaborou-se um conjunto de coquilhas e moldes que permitiram o acoplamento e verificação da estrutura formada na solidificação em diferentes situações de resfriamento, observando principalmente a direção de extração de calor e a taxa de resfriamento associada. O modelo numérico aplicado respondeu coerentemente aos resultados obtidos permitindo a previsão da estrutura solidificada pela observação dos resultados de evolução das isothermas solidus e liquidus no interior dos sistemas.*



**ABSTRACT**

The internal formation of a casting structure should determine the mechanical characteristics of such when that casting is at work. From this point of view it becomes fundamental getting to know and determine the influential elements in the structural formation of the solid components so as to the adequate development of the solidification systems. So it should lead to improvement of the casting quality in the solidification process. Numeric models can be used to determine the internal structure, however these should be checked appropriately to guarantee its applicability. In this work, It was developed a methodology that allowed gauging the numeric model for the forecast of cooling conditions of aluminum alloy. A group of permanent molds were elaborated allowing the verification of the structure formed in the solidification for different cooling situations. It was also observed the path of heat flux and the cooling rate associated. The results from the numeric model were good when they were compared with results from experimental systems. The model has proved to be acceptable to predict internal structure of solidified systems.

## **1. INTRODUÇÃO**

Sendo o Brasil um dos maiores exportadores mundiais de produtos fundidos, com destaque à produção de ferro fundido, torna-se evidente o desenvolvimento de novas tecnologias que visem o incremento desta produção, sem prejuízo à qualidade e produtividade. Embora o Brasil ocupe a sexta posição entre os maiores produtores de alumínio, sua indústria de transformação, em especial o setor de fundição, encontra-se tecnicamente muito dependente dos grandes polos mundiais de desenvolvimento tecnológico uma vez que a correta aplicação do alumínio ainda é considerada relativamente nova e em plena expansão. Tal grau de importância é sustentado por uma ávida procura pela substituição de componentes automobilísticos produzidos com materiais ferrosos, objetivando-se um menor peso nos veículos e conseqüentemente um menor consumo de combustível. Estes fatores tornam a indústria nacional de fundidos, considerada pequena se comparada às grandes multinacionais do setor, em grande defasagem uma vez que, precisa compensar a baixa produtividade com o aumento da produção, tornando-se assim cada vez menos capaz de adquirir novas tecnologias. A dependência nacional no setor é evidenciada quando se observa a origem dos melhores fornecedores de matérias primas, insumos e máquinas necessárias para a fundição de alumínio. Uma melhor caracterização de todas as etapas do processo produtivo induz a possibilidade da implementação de novas rotinas visando à melhora da produtividade. Esta caracterização passa obrigatoriamente pela otimização dos sistemas de controle, capacitação dos recursos humanos e seleção de matérias primas e insumos.

A aplicabilidade nobre do alumínio identifica um consumidor mais rigoroso em relação a qualidade do produto. Na busca pela melhor qualidade do produto fundido de alumínio inserem-se a correta especificação em relação as propriedades físicas, mecânicas e estéticas do produto. Tais fatores são diretamente dependentes das condições metalúrgicas do produto. Estas condições são resumidas na melhor distribuição, forma e homogeneização do tamanho dos grãos e presença de elementos e compostos na estrutura da matriz. Normalmente as melhores condições estruturais são atingidas através de processos térmicos, físicos ou químicos aplicados ao material. Porém, agregam custos demasiados ao produto uma vez que

geralmente despendem tempo e energia, elevando custos agregados ao produto. Algumas práticas que visam a diminuição destes custos têm sido tomadas durante o processo produtivo, como por exemplo a adição de elementos nucleantes ao banho e a utilização de moldes metálicos, coquilhas, ao invés de moldes em areia.

Outra ferramenta que tem sido bastante empregada na implementação de melhores métodos e processos produtivos é a modelagem matemática. Ela encontra aplicabilidade tanto no controle da produção, com auxílio de ferramentas estatísticas, quanto na análise do fenômeno físico envolvido no sistema de produção. Podem ser citados inúmeros exemplos de implementações matemáticas a processos produtivos, mas se tratando da indústria de fundição, a análise matemática do fenômeno da solidificação evidenciou-se nos últimos anos em função da clara dependência deste com as condições finais de apresentação do produto. A melhora nas condições operacionais de componentes processadores de dados viabilizou a expansão de rotinas numéricas na modelagem matemática. O crescente número de softwares comerciais que possibilitam a simulação da solidificação em componentes com geometrias cada vez mais complexas torna isto evidente. No entanto, o grande número de variáveis de influência no processo de solidificação torna estas aproximações matemáticas dependentes de inúmeras condições de contorno que nem sempre representam o sistema da forma mais apropriada.

Na busca pelo aprimoramento destes modelos, ou seja, melhores caracterizações das condições de contorno do sistema, realizam-se análises experimentais e o confronto destas com teorias de desenvolvimento do processo. Paralelamente, o surgimento e o incremento destas teorias têm crescido de forma rápida, principalmente em função do avanço de métodos analíticos, numéricos e técnicas experimentais mais refinadas. As análises experimentais agregam valiosas contribuições no condicionamento de uma base de conhecimento visando esta melhor caracterização do sistema. Neste contexto situa-se, por exemplo, o surgimento e desenvolvimento de uma camada de ar entre o metal a ser solidificado e a matriz, molde, no qual esta inserido. Sabe-se que esta situação existe e influencia enormemente as condições de resfriamento do material e assim, as configurações estruturais do mesmo. Porém, sua quantificação generalizada é impossível em virtude da gama de fatores de influência, intrínsecos de cada sistema em estudo.

Pensando assim, elaborou-se um projeto teórico/experimental que viabilizasse, além do incremento de uma base de conhecimento, a verificação da validade de um modelo numérico do sistema experimental. Para tal, realizou-se uma revisão e análise crítica do processo de solidificação sobre diferentes enfoques:

- análise metalúrgica;
- análise matemática;
- análise térmica ou física.

Além disto, confeccionou-se um sistema experimental que permitiu a análise destes diferentes fatores através da variação das condições gerais de solidificação, resumidas em diferentes direções e intensidades de resfriamento de ligas de alumínio. Também se desenvolveu uma rotina numérica, baseada no método de diferenças finitas, que descreveu o processo de forma aceitável. Esta adequação foi viabilizada pelo confronto das curvas experimentais e simuladas aliadas à análise macroestrutural das amostras experimentais.

## 2. OBJETIVOS

Objetivou-se o estudo da solidificação de ligas de alumínio, e a análise teórica e experimental de parâmetros que se correlacionam com a formação da macroestrutura do fundido no processo.

Utilizando-se de resultados experimentais e análises teóricas, objetivou-se:

- Analisar comparativamente as curvas de resfriamento e a formação macroestrutural dos lingotes, permitindo uma correlação do sistema térmico empregado com a dinâmica da formação estrutural do componente;
- Verificar qualitativamente a influência da taxa de solidificação e velocidade de resfriamento na evolução das características morfológicas (tamanho e distribuição) da macroestrutura dos lingotes bem como a ocorrência de defeitos oriundos da solidificação;
- Observar a atuação das direções e intensidades de resfriamento na formação das características estruturais dos lingotes;
- Comparar a evolução térmica de resfriamento com o resultado gerado por um modelo numérico de simulação;
- Aferir o modelo numérico sob as condições práticas de solidificação;
- Analisar o potencial de influência das variáveis do processo na evolução macroestrutural e no histórico térmico.

### **3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

A solidificação é a mais importante forma de processamento de metais e ligas. Grande parte dos materiais metálicos empregados na construção mecânica foi ou será modificado através de processos que envolvam algum tipo de processo de fusão e solidificação. A solidificação é definida como sendo o procedimento inverso ao da fusão, ou seja, a mudança de estado do material, de líquido para sólido. A dificuldade no entendimento desta complexa transformação decorre da atuação conjunta de fatores cinéticos, térmicos, químicos e termodinâmicos inseridos nas transformações atômicas do material. Numa primeira aproximação, objetivando o entendimento global da solidificação, pode-se expressar na análise do fenômeno sob três diferentes tipos de enfoque: metalúrgico, físico e matemático.

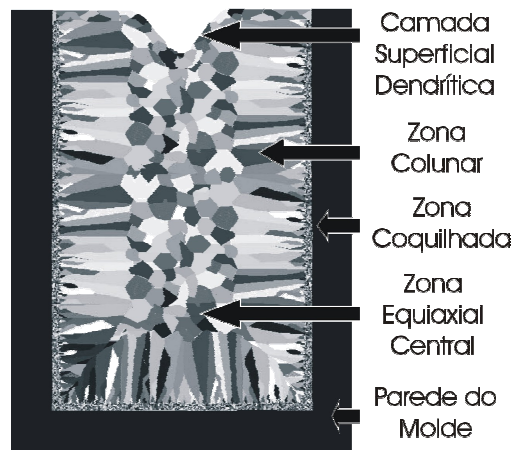
#### **3.1. Metalurgia da Solidificação**

##### **3.1.1. Microestruturas e Macroestruturas de Solidificação**

As diferentes configurações microestruturas resultantes de processos de solidificação são formadas na movimentação da interface sólido/líquido. Se a liga metálica se solidifica em condições de equilíbrio termodinâmico, esta interface estabiliza-se na forma planar porém, a ocorrência de instabilidades nesta frente ocasiona sua degeneração e conforme o caso, interferência em pontos localizados na frente sólida. Estas instabilidades são induzidas pela ocorrência de um superesfriamento constitucional e dependem da relação entre o gradiente de temperatura, à frente desta interface, e da velocidade de deslocamento da mesma. Desta forma a frente de solidificação pode desdobrar-se de planar para celular ou dendrítica. O crescimento celular é definido pela ocorrência de grãos alongados com baixa velocidade de crescimento e perpendiculares ao fluxo de calor. Com o incremento da velocidade de avanço celular, esta evolui na forma de uma estrutura ramificada, com crescimento de braços laterais

definidos por direções preferenciais de crescimento, determinadas pela estrutura atômica do material. Estas estruturas ramificadas denominam-se dendritas. A ocorrência de fenômenos como rejeição de soluto e instabilidade térmica, podem induzir o crescimento de braços dendríticos em direções diferentes a do braço dendrítico principal ou primário. Estas ramificações dos braços dendríticos primário são denominadas braços dendríticos secundários e podem servir de substrato para a formação de novos braços dendríticos, no caso terciário, e assim sucessivamente.

De uma forma geral, todos os processos de solidificação começam com uma nucleação e continuam com um crescimento. O crescimento destes núcleos originara os grãos cristalinos, que são definidos pelo tamanho, distribuição, orientação, textura e número de fases. A forma da estrutura de solidificação depende das condições de resfriamento e da composição da liga. As fases resultantes das transformações são função da nucleação, do crescimento ou pela combinação de ambas [Boettinger 2000]. Geralmente, a solidificação conduz a dois tipos morfológicos característicos, colunar e equiaxial [Kurz 2001]. Na revelação macroestrutural de lingotes, comumente encontram-se estas diferentes estruturas distribuídas de uma forma bem característica sendo, uma região periférica, em contato direto com o molde, formada de grãos equiaxiais de granulometria reduzida, seguida de uma região intermediária de grãos alongados unidirecionalmente conhecida por grãos colunares, e por fim uma região central de grãos equiaxiais de tamanho maior aos encontrados na periferia. Gandin [Gandin 2000] relata uma quarta camada superficial dendrítica, formada no topo dos lingotes, ou seja, na interface metal/ar. Tal arranjo pode ser visualizado no desenho esquemático da Figura 1. Após a nucleação de cristais, em um líquido isotérmico superesfriado ocorre geralmente o crescimento de cristais equiaxiais, ou seja, crescimento e fluxo térmico em todas as direções.



**Figura 1: Diferentes regiões macroestruturais comumente obtidas em seções longitudinais de lingotes fundidos.**

Já o crescimento colunar, dá-se preferencialmente em uma direção, assim como os fluxos térmicos, extremamente unidirecionais, pelo menos localmente [Kurz 2001]. A geração de uma pequena camada de grãos equiaxiais junto às paredes do molde, zona coquilhada, esta associada às altas taxas de resfriamento oriundas da elevada diferença de temperatura entre o molde e o metal [Kurz 1992], estes pequenos grãos de orientação randômica nucleados a partir da parede do molde, rapidamente começam a se desenvolver em direções cristalográficas preferenciais até o momento que um crescimento competitivo entre eles permite o desenvolvimento destes em direções paralelas ao fluxo de calor. A região existente entre a ponta da dendrita e o local onde o líquido remanescente se solidifica é definido como região bifásica ou pastosa e esta associada ao gradiente da temperatura e a evolução do resfriamento em condições fora do equilíbrio.

### **3.1.1.1. Crescimento Colunar**

Após a nucleação e crescimento de grãos equiaxiais (zona coquilhada), randomicamente orientados na parede do molde instante após o vazamento, ocorre um decaimento do gradiente térmico na parede do molde, induzido pelo calor que flui do líquido superaquecido. A região onde o crescimento colunar se faz presente é facilmente identificada através de seus grãos alongados revelados na análise macrográfica da seção paralela ao fluxo de calor. A orientação do fluxo de calor ocasiona um gradiente térmico positivo a partir da parede e em direção ao centro do metal líquido. Em função da unidirecionalidade do fluxo de calor, um gradiente térmico positivo é induzido em sentido definido e, deste modo, certos braços dendríticos da região coquilhada têm seu crescimento favorecido. Este crescimento é consideravelmente maior que o dos outros braços dendríticos dos grãos equiaxiais, determinando assim a restrição de crescimentos em direções diferentes a da extração de calor. Isto ocasiona um crescimento aproximadamente orientado e com espaçamentos característicos entre os braços dendríticos [Kurz 2001, Porter 1997]. Na Figura 2 é representado o crescimento de grãos colunares a partir de grãos equiaxiais coquilhados na parede do molde.



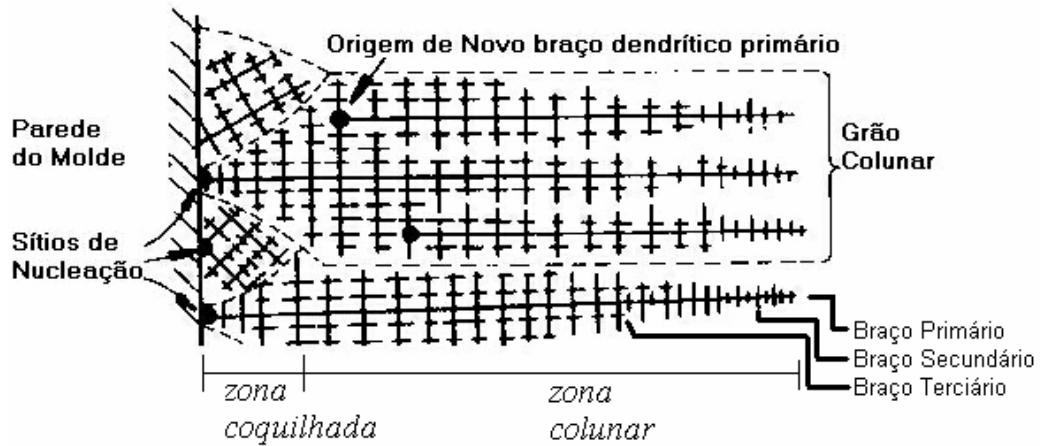


Figura 2: Dendritas favoravelmente orientadas desenvolvendo-se na forma de grãos colunares (adaptado de [Porter, 1997]).

Conforme a dendrita se desenvolve ocorre um engrossamento do tronco solidificado da dendrita. Outro mecanismo interessante envolvido na cinética de crescimento de grãos colunares é a diminuição da base de braços dendríticos. Uma possível aproximação disto deve-se ao fato do excesso de soluto resultante do crescimento primário não se dissipar no líquido remanescente, ocasionando assim uma aparente refusão da base dendrítica secundária, assim, esta situação inversa a verificada no braço primário não é ocasionada diretamente pelo crescimento do braço dendrítico secundário, mas sim, resultado da diminuição da seção do braço dendrítico secundário junto ao braço dendrítico primário. A forte orientação dos grãos colunares, favorecida pelo gradiente térmico do líquido, induz um crescimento acelerado também nos braços dendríticos terciários, de tal forma que, estes podem se desenvolver na forma de primários, conforme esquematizado na Figura 2. Também se observa um aumento dos espaçamentos dendrítico secundários e terciários ao longo da ramificação primária, tal fato é associado ao decaimento da taxa de resfriamento na medida do tempo. Um cristal colunar pode conter diversos braços dendríticos primários. Kurz *et al* [Kurz 2001] determina que não somente a morfologia dendrítica pode estar presente no crescimento colunar, mas também planar ou celular, determinadas pelas condições locais de crescimento.

Com o incremento da taxa de resfriamento ocorre um aumento do comprimento e uma diminuição da espessura de grãos colunares. Ares [Ares 2002] confirma esta relação através da modelagem semi-empírica do crescimento colunar. Ela relaciona o comprimento dos grãos colunares com as posições das isoterms *solidus* e *liquidus* no momento da transição colunar/equiaxial e a espessura da coluna com a taxa de resfriamento, nas seguintes equações:

$$\lambda = a \cdot \dot{T}^{-b}$$

[01]

onde:

$\lambda$ : espessura do grão colunar (m);

a e b: constantes determinadas experimentalmente;

$\dot{T}$ : taxa de resfriamento ( $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ )

$$L_{\text{col}} = x_{\text{TCE}}^l - C(x_{\text{TCE}}^l - x_{\text{TCE}}^s) \quad [02]$$

sendo:

$L_{\text{col}}$ : comprimento da zona colunar (m);

$x_{\text{TCE}}^l$ : posição da isoterma *liquidus* no momento da transição colunar/equiaxial (m);

$x_{\text{TCE}}^s$ : posição da isoterma *solidus* no momento da transição colunar/equiaxial (m);

C: constante determinada experimentalmente.

Na literatura, encontra-se o crescimento colunar, também referenciado como crescimento restringido ou refreado (*constrained*), em direção estritamente oposta a direção do fluxo de calor [Kurz, 1992; Gandim 2000 (2)].

A velocidade de crescimento da ponta da dendrita é reduzida à medida que ocorre condução parcial de calor latente no sólido. O decaimento do gradiente térmico na interface ao longo do processo de crescimento ocorre continuamente até atingir valores levemente negativos, induzidos pela condução parcial de calor pelo metal solidificado. Desta forma, a velocidade máxima de crescimento da ponta da dendrita colunar é alcançada no momento da inversão do gradiente térmico e coincide com a posição da transição colunar/equiaxial [Gandin 2000(1)].

### 3.1.1.2. Crescimento Equiaxial

Em estruturas comumente encontradas em processos de fundição, se sobressai o crescimento equiaxial central, que é constituído de grãos equiaxiais randomicamente orientados, com superfície aproximadamente arredondada, no centro do lingote. Na otimização das propriedades mecânicas, procura-se favorecer ao máximo a formação de grãos equiaxiais heterogeneamente distribuídos e com as menores dimensões possíveis. Para tal, usa-se a introdução, ao banho, de elementos nucleantes e favorecimento de um pequeno

superesfriamento na nucleação. *Kurz et all* [Kurz 2001] identifica como nucleantes ideais as ramificações que se desprendem dos braços principais. Particularmente, quando estes cristais desprendidos atuam na forma de anteparo ao crescimento colunar, denomina-se fragmentação.

O crescimento equiaxial também é definido como sendo o crescimento que ocorre a partir de núcleos originados em um líquido superesfriado. Resulta que o crescimento dá-se no sentido que o calor flui do sólido para o líquido, gerando um gradiente térmico negativo no líquido no contorno do cristal [Gandin, 2001 (1)]. No momento do crescimento pode ocorrer o aumento da temperatura do líquido com conseqüente refusão de braços dendríticos. Porém, em certos casos, esta refusão apenas destaca este braço que, com a continuação da diminuição da temperatura no líquido, pode se tornar um núcleo para a evolução de uma nova dendrita [Porter, 1997], conforme discutido anteriormente. Correntes convectivas provenientes das diferenças de temperatura no líquido remanescente e conseqüentemente, variação de densidade, podem servir de mecanismo transportador de núcleos gerados pelo desprendimento de braços dendríticos.

A superfície global de uma interface macroscópica do grão equiaxial não é trivial. São comuns as representações destas na forma de esferas, octaedros ou estrelas de seis pontas [Gandin 2000 (2)].

Contrariamente ao crescimento colunar, alguns autores denominam o crescimento equiaxial como sendo um crescimento não restringido (*Unconstrained*).

### 3.1.1.3. Transição Colunar/Equiaxial

Objetivo de estudo intensivo nos últimos anos, a transição colunar equiaxial corresponde a uma transição morfológica dos grãos formados durante a solidificação no metal líquido [Gandim 2000]. Ela ocorre quando a nucleação e crescimento de grãos equiaxiais ocorre no líquido a frente da zona colunar [Kurz 2001]. Observações experimentais demonstram que a transição colunar equiaxial depende de vários parâmetros tais como: grau de superaquecimento, tipo e composição da liga, efeitos convectivos, tamanho do componente. Basicamente são definidos três mecanismos que induzem a transição colunar/equiaxial: mecanismo *Big-Bang*, mecanismo de nucleação na superfície livre do banho e rompimento das dendritas.

Em pioneiro trabalho na proposição de um modelo efetivo para a transição colunar equiaxial, *Hunt* [Hunt, 1984], a partir de um modelo empírico, conforme Equação 3:

$$\Delta T = \frac{GD}{V} + A'(C_0 \cdot V)^{\frac{1}{2}} \quad [03]$$

onde:

$\Delta T$ : superesfriamento da ponta da dendrita ( $^{\circ}\text{C}$ )

$G$ : gradiente de temperatura ( $^{\circ}\text{C/s}$ )

$D$ : coeficiente de difusão no líquido

$V$ : velocidade de crescimento

$A'$ : constante

$C_0$ : composição da liga

propõe equações que descrevem a nucleação e o crescimento de grãos colunares e equiaxiais como função do superesfriamento constitucional, e assim indicam uma relação do superesfriamento com a velocidade de crescimento válida tanto para crescimento colunar quanto para crescimento equiaxial, na seguinte forma:

$$\Delta T \cong (C_0 V)^{\frac{1}{2}} \quad [04]$$

sendo:

$\Delta T$ : superesfriamento da ponta da dendrita ( $^{\circ}\text{C}$ )

$C_0$ : composição da liga

$V$ : velocidade de crescimento

Ele sugere que se a distância média de crescimento da dendrita colunar for maior que o diâmetro do grão equiaxial, haveria suficiente direcionalidade para determinar parcialmente o crescimento colunar. Em seu modelo, define que uma estrutura será completamente colunar se:

$$G > 0,617 \cdot (N_0)^{\frac{1}{3}} \left[ 1 - \frac{(\Delta T_N)^3}{(\Delta T_c)^3} \right] \Delta T_c \quad [05]$$

ou ainda, será completamente equiaxial se:

$$G < 0,617 \cdot (N_0)^{\frac{1}{3}} \left[ 1 - \frac{(\Delta T_N)^3}{(\Delta T_c)^3} \right] \Delta T_c \quad [06]$$

onde,  $\Delta T_c$  é calculado pela equação:

$$\Delta T_c = \left( \frac{VC_0}{A} \right)^{\frac{1}{2}} \quad [07]$$

sendo:

G : Gradiente de temperatura na interface (K/m)

$N_0$  : densidade dos sítios de nucleação ( $1/m^3$ )

$\Delta T_N$  : superesfriamento efetivo nos sítios de nucleação (K)

$\Delta T_C$  : superesfriamento constitucional na ponta da dendrita (K)

*Mahapatra et all* [Mahapatra, 1987] e *Ziv et all* [Ziv, 1989] mostram que a posição dessa transição em ligas solidificadas direcionalmente a partir da base é relacionada a um baixo gradiente de temperatura no líquido a frente da isoterma *liquidus*. Tal análise é coerente, uma vez que permite a existência de núcleos na ponta da dendrita e assim, em função do tamanho deles, o bloqueio do crescimento colunar. Nos últimos anos esforços significantes têm sido realizados para modelar a transição colunar/ equiaxial. O estado da arte na modelagem da transição colunar equiaxial encontra-se nas seguintes combinações[Gandin 2000 (2)]:

- um método unidimensional ou bidimensional de solução da equação de transferência de calor;
- uma técnica de localizar a posição da frente dendrítica colunar através de um modelo da cinética da ponta dendrítica;
- uma lei de nucleação dependente do superesfriamento para a formação de grãos equiaxiais;
- um modelo cinético para pontas dendríticas equiaxiais;
- Um critério para o bloqueio da frente colunar, baseado no valor limiar da fração volumétrica dos grãos equiaxiais. (este é desconsiderado para aplicações em, simulação estocástica, onde a geometria do bloqueio é diretamente simulada).

Basicamente, os modelos são divididos em duas partes: modelagem macroscópica da transferência de calor e modelagem microscópica descrevendo a evolução da fase solidificada e estrutura e a evolução do calor latente em nível local. Ainda, têm sido apresentados modelos que incorporem métodos estocásticos [Ares 2002].

### 3.1.2. Principais defeitos oriundos da solidificação

A qualidade do produto produzido esta intimamente relacionada a presença e atuação de defeitos na peça. Dos vários defeitos encontrados em produtos fundidos destacam-se as

porosidades, segregações e fissuras térmicas, na medida que são responsáveis por grande parte das conformidades negativas de linhas produtivas em fundições [Diao 1993]. Tais defeitos são oriundos principalmente do fenômeno da contração do metal e tornam-se significativamente importantes para ligas que apresentam altos intervalos de solidificação, definido pela diferença entre as temperaturas *liquidus* e *solidus* [Fuoco, 1998].

### 3.1.2.1. Porosidade

Responsáveis por limitar a ductilidade e fadiga, as porosidades podem ser classificadas tanto pelo seu tamanho (macroporosidade e microporosidade) como pela origem de formação (porosidade devida à contração e porosidade originada da evolução de gases do metal) [Wiswanathan, 1988].

O termo contração está associado a sinergia entre a diferença de volume específico do sólido e do líquido com o impedimento de fluxo do líquido [Lee 2001 (1)] no momento da solidificação, esta situação pode induzir a formação de um vazio no interior da peça, geralmente com 5 mm de comprimento máximo, caracterizando uma macroporosidade. Quando este impedimento de alimentação do líquido a solidificar-se ocorre por entre regiões parcialmente solidificadas, semi-sólidas, a redução da pressão local pode ocasionar este bloqueio induzindo a formação de inúmeros poros pequenos, chamados de microporosidade de contração. Estas podem ter tamanho variável, de poucos micra a alguns milímetros. Na Figura 3, apresenta-se um diagrama esquematizando os diferentes processos físicos envolvidos na formação da microporosidade.

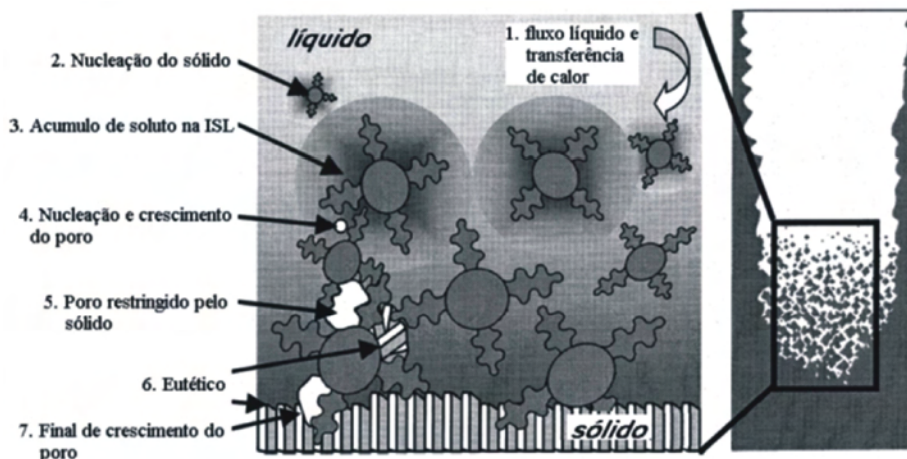


Figura 3: Desenho esquemático dos diferentes processos físicos envolvidos na formação da microporosidade (adaptado de Lee 2001).

A segunda causa de formação de porosidade é o gás dissolvido, particularmente, em ligas de alumínio a evolução do gás hidrogênio [Lee 2001 (2), Wiswanathan, 1988]. O hidrogênio é muito menos solúvel em alumínio sólido do que em alumínio líquido, numa razão aproximada de 1/10. Desta forma, no momento da solidificação, o hidrogênio atômico rejeitado pelo sólido com baixa solubilidade, enriquece continuamente o líquido a sua volta. Quando o líquido atinge teores de hidrogênio críticos em solução, bolhas de hidrogênio molecular começam a se formar e, dependendo das condições locais de nível de hidrogênio e difusividade, começam a evoluir ou se dissociam.

Na formação de microporosidades, perto do final da solidificação, a relação entre gradiente térmico ( $G$ ) e taxa de solidificação ( $R$ ) determina a sua evolução de tal forma que o seu produto indica uma tendência inversa para a formação da microporosidade [Spim 1996]. Além dos efeitos de liga e contração, a velocidade de solidificação ( $V$ ), o gradiente térmico e a concentração inicial de hidrogênio ( $C_{Hi}$ ) afetam a quantidade, tamanho e morfologia dos poros formados. *Lee et ali* [Lee 2001 (2)], citando outros autores, fornece uma relação qualitativa do incremento destas variáveis com as características dos poros, conforme se visualiza na Tabela 1.

**Tabela 1: Relação qualitativa do comportamento das características dos poros em consequência do incremento de algumas características de solidificação sendo, ( $V$ ) velocidade de solidificação, ( $G$ ) gradiente térmico, ( $t_s$ ) tempo de solidificação e ( $C_{Hi}$ ) concentração inicial de hidrogênio [Lee 2001 (2)].**

| CAUSA  | Aumento do(a) →              | $V$ | $G$ | $t_s$ | $C_{Hi}$ |
|--------|------------------------------|-----|-----|-------|----------|
| EFEITO | Tamanho Médio dos Poros      | ↓   | ↓   | ↑     | ↑        |
|        | Comprimento Máximo dos Poros | ↓   | ↓   | ↑     | ↑        |
|        | Densidade dos Poros          | ↑   | ↑   | ↓     | ↓        |
|        | Porosidade Total (%)         | ↓   | ↓   | ↑     | ↑        |

Inúmeros modelos têm sido desenvolvidos objetivando-se o melhor entendimento da formação e desenvolvimento dos poros. *Lee et ali* [Lee 2001 (1)] discutem as cinco diferentes linhas de pesquisa em desenvolvimento e concluem relacionando algumas de suas limitações, conforme Tabela 2.

**Tabela 2: Modelos, e respectivas limitações, empregados na busca pelo entendimento da nucleação e desenvolvimento de poros [Lee 2001(1)].**

| <b>Modelos</b>  | <b>Limitações</b>   |
|---|---|
| Analíticos  | Aplicável somente em solidificação direcional;                    |
| Funções de Critério (empíricas);  | Incapacidade de extrapolação para outros processos ou ligas;      |
| Soluções Numéricas Determinísticas - Lei de Darcy, Equação da Continuidade, Equação Conservativa (massa e energia); | Não aplicável para morfologia dos poros;                          |
| Crescimento Controlado pela Difusão do Hidrogênio e Interações entre o Sistema Gás-Sólido;                          | Apresenta apenas valores médios;                                  |
| Associação de Aproximações Estocásticas e Definições Determinísticas (Equações da Continuidade);                    | Não incorporam a contração e exigem muito tempo de processamento. |

### 3.1.2.2. Segregação

Os defeitos de solidificação oriundos de processos de segregação são de uma forma geral analisados sob dois enfoques diferenciados: macrosegregação e microsegregação. Estes dois tipos de segregação são facilmente distinguidos em estruturas de lingotes solidificados. De uma forma geral, pode-se determinar macrosegregação aquela em que a composição varia em distâncias comparáveis à dimensão do componente, já a microsegregação encontra-se definida na ocorrência de variações constitucionais em distâncias comparáveis aos espaçamentos dendríticos secundários [Porter, 1997]. *Garcia* [Garcia 2001] define o entendimento da segregação como qualquer diferença de concentração produzida em relação a uma distribuição uniforme de elementos químicos. *Diao et alii* [Diao 1993] cita a macrosegregação (segregação de longo alcance) como sendo originada a partir de dois mecanismos que ocorrem durante a etapa da zona pastosa na solidificação:

- O flutamento de fases precipitadas oriundas de grãos equiaxiais ou de pedaços de dendritas.
- Fluxo de soluto ou líquido pobre em soluto, originados pela contração da solidificação e, ou gradientes térmicos ou de solutos.

*Porter* [Porter, 1997] identifica quatro importantes fatores que podem levar ao surgimento de macrosegregações em lingotes industriais, sendo:

- rechupe devido à solidificação e contração térmica;
- diferenças de densidade no líquido interdendrítico;
- diferenças de densidades do sólido e líquido;



- correntes convectivas originadas pela diferença de densidade induzida pela temperatura no líquido.

Podem-se citar vários tipos de segregação, entre elas: segregação inversa, segregação normal, segregação por gravidade, segregação tipo V, entre outras. A principal origem da microsegregação encontra-se na não observação do equilíbrio termodinâmico do sistema, que segrega soluto nos espaçamentos interdendríticos gerando assim, gradientes de concentração para fases primárias, e de precipitação para fases secundárias. Classicamente a microsegregação e seus efeitos é analisada a partir da definição do coeficiente de partição do soluto, admitindo-se uma solidificação dendrítica unidirecional, que pode ser calculado diretamente do diagrama de fases ou através de parâmetros termodinâmicos [Garcia 2001].

### 3.1.2.3. Fissura Térmica

São trincas que aparecem nos últimos estágios da solidificação. É comumente encontrada em metais com alto intervalo de solidificação [Davies 1973]. Origina-se nas tensões térmicas ocasionadas tanto pela contração volumétrica devido à transformação da fase quando pelas tensões originadas pela própria expansão e contração do material. A ocorrência de altos gradientes térmicos no componente contribui para o aparecimento de elevados índices de tensões, os quais, dependendo da geometria e distribuição atuam no sentido de aumentar a ocorrência das fissuras térmicas. Numa análise geral, provém do impedimento da contração do metal. Falhas na alimentação de regiões isoladas com líquido remanescente ocasionam o surgimento destas fissuras. *Cahoon et all* [Cahoon 1998] através da análise da solidificação em microgravidade, determinam esta relação, uma vez que a ausência da gravidade inibiu o fluxo líquido entre as cavidades de líquido remanescente. A modelagem da solidificação pode contribuir na prevenção da ocorrência deste tipo de defeito, pois ela viabiliza a simulação do desenvolvimento das tensões residuais provenientes da evolução térmica [Griffiths 1999].

### 3.1.3. Redistribuição de Solute na Solidificação

A mudança do estado de agregação de uma substância, do estado líquido para o sólido, é denominada de solidificação [Quaresma, 1999] ou ainda, como citado anteriormente, é definida como sendo o procedimento inverso ao da fusão, ou seja, a mudança de estado do material, de líquido para sólido. Particularmente, em metais e ligas, a solidificação é definida na transformação entre um estado não cristalográfico para um cristalográfico [Porter 1997].

### 3.1.3.1. Fração Sólida

Cada sistema de ligas e processo de fundição possui uma forma diferenciada do comportamento da quantidade de sólido formado durante a solidificação do metal. Em inúmeros casos é razoável assumir a variação da fração sólida como função apenas da temperatura, dentro do intervalo de solidificação [Spim, 1996, Kurz 1992].

$$\frac{df_s}{dt} = \left( \frac{dT}{dt} \right) \left( \frac{df_s}{dT} \right) \quad [08]$$

sendo:

$f_s$  : fração sólida (%)

T: Temperatura (°C)

t: tempo (s)

A fração sólida formada pode ser relacionada a uma série de parâmetros envolvidos no sistema de fundição. Vários modelos descrevem a variação da fração sólida em função da temperatura e conseqüentemente do tempo. Os modelos mais significativos são dados por:

- Regra da Alavanca;
- Modelo de Scheil
- Modelo de Brody e Flemings;
- Modelo de Clyne e Kurz;
- Modelo de Onaka.

Basicamente, o tipo de constituinte da liga e sua atuação no decorrer da solidificação definem o método a ser empregado na consideração da evolução da fração solidificada. Em relação aos sistemas de ligas de alumínio/cobre e alumínio/silício, os modelos mais empregados são a regra da alavanca e o modelo de Scheil.

### 3.1.3.2. Regra da Alavanca

Uma forma de equacionar matematicamente a variação da fração sólida em função da temperatura, conforme indicado anteriormente, é admitindo que o sistema sofra um resfriamento em condições de equilíbrio ou seja, sem alterações nas composições previstas pelo diagrama de equilíbrio em cada fase e ainda, admitindo-se que não há nenhuma perda de massa ao longo do processo e considerando as linhas *liquidus* e *solidus* se descrevam na forma de retas. A regra da alavanca não possui restrições em relação a geometria da estrutura,

considera difusão completa no sólido e no líquido, independe da forma de crescimento da interface e pode admitir coeficiente de partição variável. A partir destas considerações, a fração solidificada assume a seguinte configuração [Santos 2000, Stefanescu, 1995]:

$$f_s = \left( \frac{1}{1-k} \right) \left[ \frac{T_l - T}{T_f - T} \right] \quad [09]$$

sendo:

$f_s$  : fração solidificada

$k$ : coeficiente de partição

$T_l$ : temperatura *liquidus*

$T_f$ : temperatura de fusão

ou, em termos de composição:

$$C_s = \frac{k \cdot C_0}{[(1-f_s) + k f_s]} \quad [10]$$

considerando:

$C_s$ : composição do sólido formado

$C_0$ : composição nominal da liga

### 3.1.3.3. Regra de Scheil

Na modelagem matemática da fração solidificada, a velocidade e a taxa com que as interações atômicas ocorrem varia em função das condições de contorno de cada sistema de fundição, determinando assim, particularidades que desviam a tendência de dissolução atômica de um determinado soluto em relação ao previsto pelo diagrama de equilíbrio de fases. Um dos mais importantes modelos é descrito por Scheil, que assume mistura completa do soluto no líquido (difusão no líquido) e movimento desprezível do soluto no sólido formado (difusão nula no sólido). Não possui restrições em relação a geometria da estrutura interna e em relação ao tipo de crescimento Assume coeficiente de partição constante. É equacionada na seguinte forma [Stefanescu, 1995, Spim 1996]:

$$f_s = 1 - \left( \frac{T_f - T}{T_f - T_l} \right)^{\left( \frac{1}{k-1} \right)} \quad [11]$$

ou, em termos de composição:

$$C_s = k.C_0.(1 - f_s)^{k-1} \quad [12]$$

As formulações de Scheil descrevem de modo aceitável os sistemas binários em que os raios atômicos do soluto e do solvente são de mesma ordem de grandeza, ou seja, formarão solução sólida substitucional quando da ocorrência da solidificação. Em particular, as ligas de Alumínio e Cobre são bem descritas por este modelo.

#### 3.1.4. Variáveis Metalúrgicas do Processo de Solidificação

Na produção de componentes que agreguem qualidade e produtividade, torna-se primordial a definição da influência de algumas variáveis de processo na estrutura final do produto. Algumas variáveis que influenciam de forma significativa são destacadas, conforme segue:

- pressão;
- composição química;
- tipo de processo.

##### 3.1.4.1. Pressão

A pressão exercida sobre o componente fundido, durante a solidificação, tem um efeito marcante nas suas propriedades mecânicas. Um efeito da inserção de pressão no sistema pode ser observado na própria temperatura de fusão da liga embora seja de baixa amplitude, esta variação é visualizada na equação de Clausius-Clapeyron [Garcia 2001, Ghomashchi 200], conforme segue:

$$\frac{\Delta T}{\Delta P} = \frac{T_f (V_l - V_s)}{L} \quad [13]$$

onde:

$V_l$ : volume do metal líquido

$V_s$ : volume do metal sólido

L: calor latente de fusão

Como exemplo, *Ghomashchi et all* [Ghomashchi 2000] cita a diminuição da temperatura *liquidus* em 9° C de uma liga de Al-Si frente à aplicação de uma pressão de 150 Mpa. A Figura 4 demonstra o efeito da aplicação de uma pressão de 1 kBar na composição e temperatura características do sistema Al-Si.

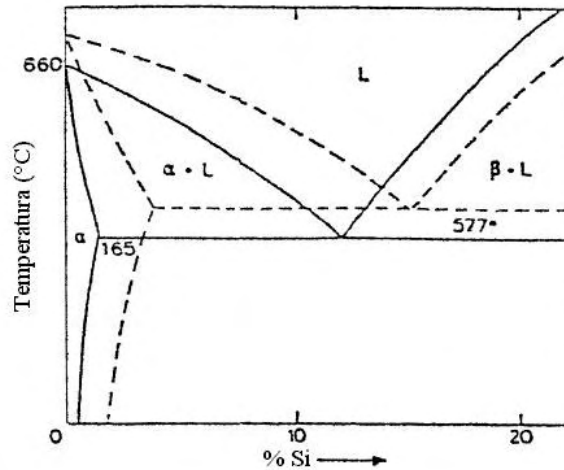


Figura 4: Efeito do resfriamento rápido e aplicação de 100 MPa de pressão no diagrama de fases do sistema Al-Si. (adaptado de [Ghomashchi 2000])

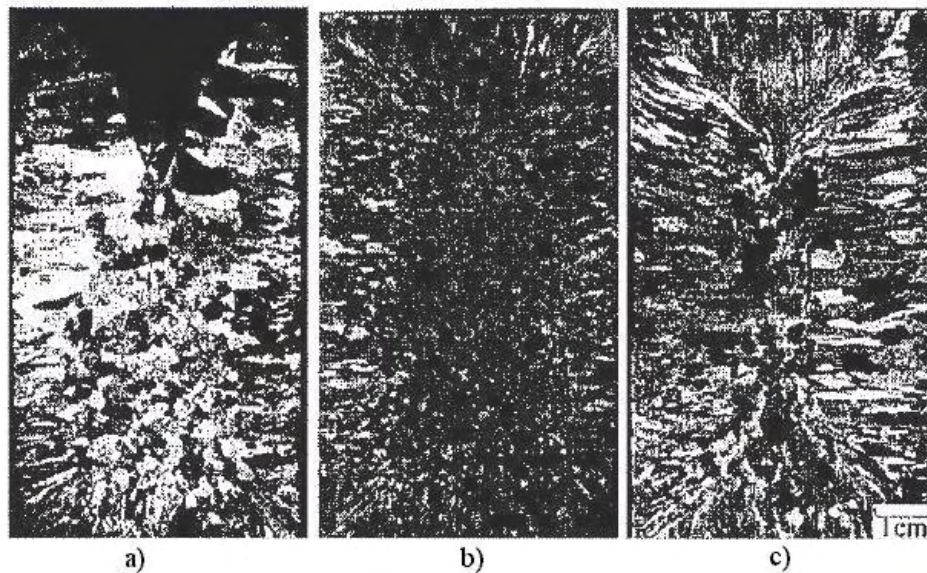
De uma forma geral, a aplicação de pressão durante a solidificação altera fatores de transferência de calor do sistema, influenciando assim a estrutura final obtida. Isto é marcante em processos que utilizam a aplicação de pressões mais elevadas, como por exemplo, *Squeeze Casting*. Tal processo se caracteriza pela precisão e pela capacidade de produzir componentes de alta qualidade com características estruturais favoráveis, tamanho de grão reduzido e pequeno espaçamento entre os braços dendríticos secundários [Lee, 1999]. A Tabela 3 apresenta as variações das tensões características da liga 7010 produzida em coquilha e em coquilha com aplicação de pressão (50 Mpa).

Tabela 3. Tensões Características da liga 7010 fundida em coquilha com e sem a aplicação de pressão. (adaptado de Ghomashchi 2000)

| Condição                   | Tensão de escoamento (Mpa) | Tensão máxima (Mpa) | Alongamento (%) |
|----------------------------|----------------------------|---------------------|-----------------|
| Coquilha e gravidade       | 468-488                    | 523-526             | 4,7-5,9         |
| Coquilha e pressão (50Mpa) | 470-490                    | 550-563             | 10-14           |

As vantagens na utilização de processos que envolvam altas pressões no instante da solidificação estão fundamentadas nas elevadas taxas de resfriamento envolvidas no sistema, uma vez que o contato térmico entre o metal e o molde metálico (coquilha) é ampliado (Cho, 1997).

A Figura 5 apresenta os resultados experimentais obtidos por *Cho et al* [Cho, 1997] com um superaquecimento de 17% e uma temperatura da matriz de 120°C. Pode-se observar um ligeiro aumento do comprimento dos grãos colunares à medida que se aumenta a pressão na cavidade.



**Figura 5:** Efeito da aplicação da pressão na macroestrutura da liga Al-4,5 Cu vazada a 760°C em coquilha pré-aquecida, 120°C, sendo a) gravidade, b) 50 Mpa e c) 150 Mpa. (adaptado de Cho 1997).

Conforme discutido, os autores explicam esta variação nos grãos como sendo associada tanto pelo aumento da temperatura *liquidus* como também pelo aumento do contato térmico, incrementando a capacidade de extração de calor do molde em relação ao metal. Já *Ghomashchi et al* [Ghomashchi 2000] acredita que a diminuição do *gap* de ar entre o molde e o metal não é o mecanismo dominante no incremento das propriedades mecânicas do produto quando da aplicação da pressão. Com base na literatura, conclui-se que a melhora das propriedades mecânicas, oriunda do refinamento da estrutura, é proveniente não somente da diminuição do *gap*, mas também, de variações no superesfriamento da liga, na composição e percentagens das fases e densidade da liga.

### 3.1.4.2. Composição Química

Como discutido anteriormente, a forma da estrutura de solidificação depende não somente das condições de resfriamento, mas também da composição da liga. Conforme se observa no diagrama de equilíbrio Al-Al<sub>2</sub>Cu, Figura 6, para um mesmo sistema pode ocorrer o desenvolvimento das diferentes morfologias estruturais, sendo, **a)** substância pura com modo de crescimento planar ou dendrítico, **b)** dendritas de solução sólida (com ou sem precipitados interdendríticos), **c)** dendritas com eutético interdendrítico e **d)** somente eutético.

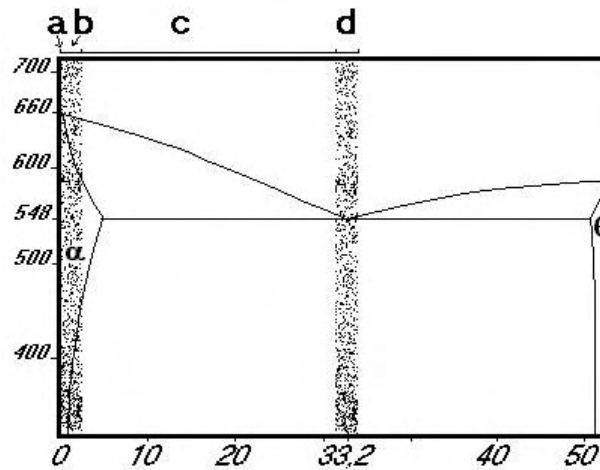


Figura 6: Diagrama de Equilíbrio Al-Al<sub>2</sub>Cu. (Adaptado de Kurz 1992).

A composição química da liga também é fator regulador das características microestruturais do produto fundido, pois os elementos de liga atuam de forma diferenciada na eficiência da nucleação, gerando assim, em certos casos, grandes variações nas propriedades mecânicas em função de pequenos incrementos em sua composição.

### 3.1.4.3. Tipo de processo

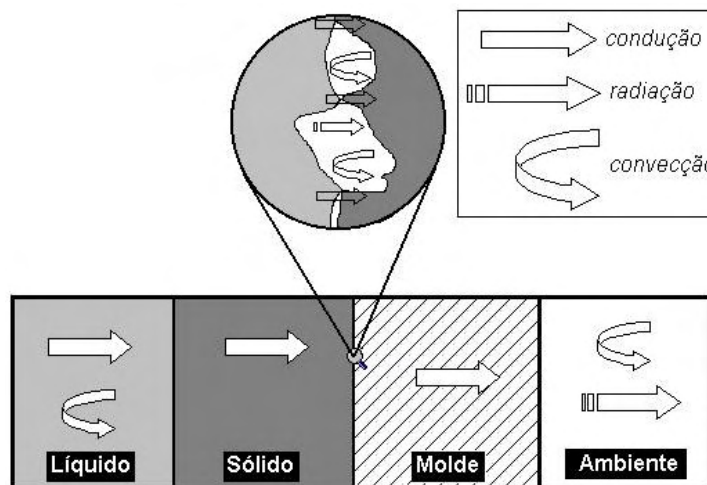
Na escolha do tipo de processo a ser empregado para a obtenção de um componente com determinadas qualidades metalúrgico/físicas, torna-se primordial a definição de parâmetros limites aceitáveis de tolerância nas especificações exigidas. Sem dúvida, quanto menor esta faixa, maiores serão as dificuldades de processo e maiores serão os custos agregados. *Gomashchi* [Gomashchi, 2000] em recente revisão, quantifica a qualidade de um produto fundido em função do tipo de processo empregado, conforme a Tabela 4.

**Tabela 4: Representação da qualidade do fundido em função do tipo de processo, (B) bom, (S) satisfatório, (A) aceitável e (R) ruim [Gomashchi 2000].**

|                                    | Ciclo de tempo | Acabamento superficial | Aprisionamento de gás | Porosidades de contração | Tratável termicamente | Soldabilidade |
|------------------------------------|----------------|------------------------|-----------------------|--------------------------|-----------------------|---------------|
| <b>Die Casting (baixa Pressão)</b> | A              | A                      | S                     | R                        | B                     | B             |
| <b>Die Casting (alta pressão)</b>  | S              | B                      | R                     | R                        | R                     | R             |
| <b>Die Casting (vácuo)</b>         | A              | A                      | S                     | R                        | B                     | B             |
| <b>Tixo moulding</b>               | B              | B                      | S                     | B                        | B                     | B             |
| <b>Forjamento semi-sólido</b>      | R              | B                      | S                     | B                        | B                     | B             |
| <b>Squeeze Casting</b>             | S              | B                      | B                     | B                        | B                     | B             |

### 3.2. Física da Solidificação

Os fenômenos físicos envolvidos no processo de solidificação são descritos diretamente como função dos modos de transferência de calor nas diferentes interfaces, efeitos convectivos do metal líquido e fenômenos associados a transformação do metal. A Figura 7 esquematiza os diferentes modos de transferência de calor envolvidos em um sistema de fundição. No aumento da interface metal/molde, na Figura 7, apresenta-se a associação dos três modos de transferência entre as cavidades da rugosidade da superfície do molde e o metal sólido. A esta atuação conjunto dos fenômenos denomina-se transferência de calor newtoniana.



**Figura 7: Diferentes modos de transferência de calor atuantes num sistema de fundição.**



Na descrição da evolução térmica do sistema, durante o processo, tornam-se interessantes algumas definições de relações entre as propriedades térmicas dos materiais envolvidos.

### 3.2.1. Relações das propriedades térmicas dos materiais

#### 3.2.1.1. Difusividade Térmica

Determina uma tendência do material a equalizar uma distribuição de temperatura. É especificada através da equação:

$$a = \frac{K}{c \cdot \delta} \quad [14]$$

onde:

- a: difusividade térmica [m<sup>2</sup>/s]
- K: condutividade térmica [W/mK]
- c: calor específico [J/kg.K]
- δ: densidade [kg/m<sup>3</sup>]

#### 3.2.1.2. Difusividade de Calor

O valor do coeficiente de difusividade de calor determina a quantidade de calor acumulado (ou perdido) pelo material fundido, ou ainda, genericamente, indica a capacidade de absorção de calor pelo material. É descrito da relação:

$$b = \sqrt{Kc\delta} \quad [14]$$

onde o coeficiente de difusividade de calor (b) dimensiona-se em [Ws<sup>1/2</sup>/m<sup>2</sup>K].

#### 3.2.1.3. Parâmetro Metal/Molde

Relação adimensional entre as difusividades de calor do material do molde e do metal a ser solidificado. Estabelece a relação:

$$M = \frac{b_{\text{molde}}}{b_{\text{metal}}} \quad [15]$$

#### 3.2.1.4. Critério de Biot

Caracteriza a extensão do decaimento da temperatura na seção transversal do material, incluindo a condução no sólido e a transferência newtoniana de calor na interface metal/molde. O módulo (ou critério) de Biot é determinado da relação:

$$B_i = \frac{h_{CV}}{K} \cdot S \quad [16]$$

$B_i$ : critério de Biot [adimensional]

$h_{CV}$ : coeficiente de transferência de calor convectivo [ $\text{W}/\text{m}^2\text{K}$ ];

$K$ : Condutibilidade [ $\text{W}/\text{mK}$ ];

$S$ : espessura da camada solidificada [m];

#### 3.2.2. Interface Metal/Molde

O contato entre o molde e o metal vazado não se mantém constante ao longo do processo de solidificação. Durante a solidificação do metal, a contração do metal solidificado resulta na formação de um *gap* de ar entre a superfície do molde e do metal [Shepel 2002] e reduz a transferência de calor entre as duas superfícies [Velasco, 1999]. Esta redução na transferência de calor pode não ser devida apenas a este efeito, *Kim et al* [Kim, 1997] citam também a pressão de contato, condições superficiais (óxidos e rugosidades) e as características do revestimento (por exemplo, desmoldante) empregado (material e espessura). A transferência de calor na interface metal/molde depende do tipo de metal utilizado, do tipo de molde usado e das condições do *gap* entre as interfaces. Os seguintes fatores podem influenciar o coeficiente de transferência de calor entre o metal e o molde [Piwonka, 2000]:

- temperatura de vazamento;
- geometria do fundido;
- temperatura do molde;
- tipo e composição da liga;
- pressão metalostática;
- enchimentos isolantes ou coquilha;

- rugosidade superficial;
- revestimentos e espessuras da matriz.

Em relação à influência da geometria do fundido, *Krishnan et all* [Krishnan, 1994], identificam um aumento da magnitude do coeficiente de transferência de calor à medida que se aumenta a seção da peça, fator conclusivo também para *Woodbury* [Woodbury, 1998]. A descrição matemática é feita através da equação de condução de calor aliada a fatores provenientes da solidificação e medidas de temperaturas em locais conhecidos. O problema inverso é resolvido pelo ajuste de parâmetros na descrição matemática para minimizar a diferença entre os valores computados pelo modelo e os medidos. Os parâmetros na descrição matemática são os valores do coeficiente de transferência de calor em diferentes tempos [Piwonka, 2000]. *Ho e Pehlke* [Ho 1985] utilizam um sistema de estudo no qual a superfície da coquilha (cobre ou aço) é colocada abaixo do metal líquido ou acima deste. Seus resultados mostram uma dependência do coeficiente de transferência de calor com o tempo e também com a formação do *gap* de acordo com a disposição da placa de coquilha. Para o cobre, quando abaixo do metal líquido, o coeficiente varia de 1000 W/m<sup>2</sup>K a 2000 W/m<sup>2</sup>K e quando acima do metal, varia de 100 a 1000 W/m<sup>2</sup>K. *Woodbury et all* [Woodbury 1994] e *Piwonka et all* [Piwonka, 2000] discutindo *Hwang et al.* [Hang, 1994] que mediu o coeficiente de transferência de calor entre uma liga AlSiMg (AA 356) e molde compactado com resina e encontraram valores variando de 700 a 200 W/m<sup>2</sup>K. *Woodbury et all* [Woodbury 1994] através da medida das temperaturas características em moldes de areia compactada com resina, determinam o coeficiente de calor interfacial entre os moldes e uma liga de AlSiMg (AA 356). Seus resultados mostram que o valor do coeficiente varia de acordo com a dimensão da amostra e, analogamente a sistemas de coquilhas, apresentam altos valores iniciais e decaem drasticamente na medida da evolução da solidificação. Variam de 300 a 70 W/m<sup>2</sup>K para amostra de 25 mm e de 150 a 50 W/m<sup>2</sup>K para amostra com 6,25 mm. *Bellet et all* [Bellet 1996] validando seu modelo de transferência de calor, realizam medidas de temperatura em um sistema experimental com Al 7 Si 0,3 Mg, em coquilhas de baixo carbono pré-aquecidas (200°C) e pulverizadas com desmoldante (condutividade térmica de 33 W/mK) e um superaquecimento de 180°C (≈30%), encontram valores de coeficientes de transferência de calor metal/molde variando de 360 a 100 W/m<sup>2</sup>K. *Spim e Garcia* [Spim 2000] analisando a evolução térmica da liga AA 7075 em coquilha de aço ASTM 1020 com geometria cilíndrica e esférica, utiliza coeficiente de transferência de calor metal/molde constante (1200 W/m<sup>2</sup>K), calculado através de um modelo analítico relacionado com a temperatura externa da coquilha. *Krishnan et all* [Krishnan, 1994] medem o coeficiente de transferência de calor para

diferentes ligas de Al-Li contra uma coquilha de ferro fundido. O valor encontrado do coeficiente é da ordem de  $1000 \text{ W/m}^2\text{K}$ , com um pico inicial seguido de uma diminuição na sua magnitude, esta variação encontra-se entre  $2000 \text{ W/m}^2\text{K}$  a  $200 \text{ W/m}^2\text{K}$ . Venkataramani *et al* [Venkataramani, 1995], na análise da importância da determinação da máxima densidade de nucleação em macro/micro modelos, assumem, em seu sistema experimental composto de moldes de areia e de aço e liga de trabalho de AlSiMg (AA 356), coeficientes de transferência de calor constante para o aço ( $1000 \text{ W/m}^2\text{K}$ ) e variável para a areia ( $\approx 1000 \text{ W/m}^2\text{K}$  até  $350 \text{ W/m}^2\text{K}$  durante os primeiros 10s, então decai até  $\approx 50 \text{ W/m}^2\text{K}$  nos próximos 190s, e se mantém aproximadamente neste valor até o final da solidificação)

### 3.2.3. Metal Líquido

No estudo da solidificação ou projeto de sistemas de fundição deve-se dar especial atenção às condições de vazamento e enchimento do molde, pois atuam de forma decisiva nos resultados. O fluxo de metal influencia significativamente o desenvolvimento das porosidades e as microestruturas em fundidos. Stoehr *et al* [Stoehr 1998] descrevem alguns fatores que devem ser levados em consideração no momento do modelamento da solidificação considerando a influencia do fluxo de líquido, conforme segue:

- cálculo da velocidade do fluxo nos canais de alimentação;
- cálculo dos padrões de fluxo no enchimento da cavidade associados com os efeitos da temperatura;
- efeito do fluxo turbulento na distribuição e flutuação da temperatura;
- efeitos convectivos;
- fluxo devido a alimentação da contração;
- efeito do fluxo na mudança de composição ao longo do lingote;
- efeito do fluxo na distribuição dos núcleos;
- efeito do fluxo na instabilidade da interface sólido/líquido;
- efeito do fluxo na morfologia da interface.

#### Efeitos Convectivos

Efeitos convectivos possuem extrema importância no desenvolvimento das microestruturas de solidificação [Boettinger 2000]. Na maioria das substâncias, a densidade varia ao mudar a temperatura. Ao aquecer um fluido aparecem diferenças de temperatura e,

portanto, de densidade entre porções diferentes do fluido. As forças de empuxo geradas por esta diferença de densidade e a gravidade movimentam o fluido, o que constitui a convecção. A transferência de calor por convecção pode ser dividida em natural ou forçada. A transferência de calor acontece por traslado de regiões mais aquecidas para as menos aquecidas. O fluxo convectivo é determinado através de equações do tipo:

$$q_{cv} = h_{cv} (T_{sup} - T_{\infty}) \quad [13]$$

onde:

- $q_{cv}$ : fluxo de calor convectivo
- $h_{cv}$ : coeficiente de transferência de calor convectivo
- $T_{sup}$ : temperatura superficial
- $T_{\infty}$ : temperatura de equilíbrio

Inúmeros modelos consideram apenas os mecanismos de transporte difusivo. *Wang et al* [Wang 1996] citam *Ni e Beckermann* [Ni 1993] como sendo os pioneiros a aparecerem na literatura na consideração de convecção no líquido e transporte sólido quando na simulação da solidificação dendrítica equiaxial. Recentemente, a modelagem do crescimento dos grãos considerando o efeito convectivo tem sido realizada com sucesso [Boettinger, 2000].

### 3.2.4. Taxas e Temperaturas Características

#### 3.2.4.1. Resfriamento

A natureza da solidificação de um metal depende diretamente da magnitude da variação da temperatura da zona pastosa ( $\Delta T_{l-s}$ ) e do decaimento da temperatura ao longo da seção de resfriamento do lingote. *Veinik* [Veinik 1968] define dois tipos de resfriamento envolvidos na solidificação de ligas:

- Resfriamento Progressivo (Figura 8a): A faixa de solidificação (entre temperaturas *liquidus* e *solidus*) é muito menor que o decaimento da temperatura ao longo da seção de resfriamento do lingote, ocasionando assim, em um instante intermediário

de tempo, a definição de três regiões distintas, uma casca sólida, uma região mista de sólido e líquido e uma região completamente líquida.

$$\frac{\Delta T_{l-s}}{B_i} \ll 1 \quad [14]$$

onde:

$\Delta T_{l-s}$ : diferença entre a temperaturas *liquidus* e *solidus* (°C)

$B_i$ : critério de Biot

- Resfriamento Extensivo (Figura 8b):  $\Delta T_{l-s}$  é muito maior que o decaimento da temperatura ao longo da seção de resfriamento do lingote, decorrendo assim uma transição de sólido para líquido em todo o metal ao mesmo tempo e verificando a inexistência de uma casca sólida na superfície de resfriamento.

$$\frac{\Delta T_{l-s}}{B_i} \gg 1 \quad [15]$$

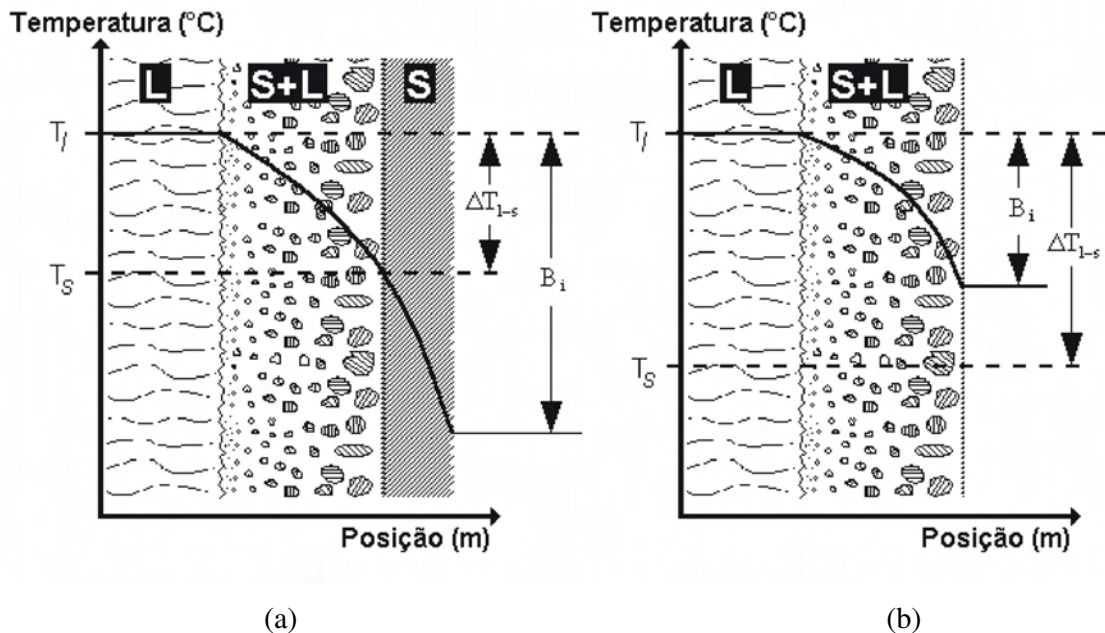


Figura 8: Distribuição de temperatura ao longo da seção longitudinal de um lingote (adaptado de [Veinik 1968]).

Na Figura 8 observa-se uma representação esquemática dos dois tipos diferentes de resfriamento em função da distribuição de temperatura no interior do metal. Em situações onde esta relação é aproximadamente unitária, ou seja, a variação das temperaturas *liquidus* e

*solidus* é da mesma ordem de grandeza do critério de Biot, nenhum critério de resfriamento (extensivo ou progressivo) é claramente definido.

### 3.2.4.2. Taxa de Resfriamento

A taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ ) é equacionada pela diminuição da temperatura na medida do tempo:

$$\dot{T} = \frac{dT}{dt} \quad [16]$$

Pode-se equacionar a taxa de resfriamento em função da posição, ampliando-se o lado direito da Equação 16, através de um arranjo matemático:

$$\dot{T} = \frac{dT}{dx} \cdot \frac{dx}{dt} \quad [17]$$

e assim,

$$\dot{T} = G \cdot V \quad [18]$$

onde:

$\dot{T}$ : Taxa de resfriamento ( $^{\circ}\text{C/s}$ )

G: Gradiente térmico ( $^{\circ}\text{C/m}$ )

V: Velocidade de deslocamento da interface sólido/líquido (m/s)

Este arranjo logicamente torna-se aceitável na medida em que se considera uma situação de interface (no caso sólido/líquido) e também, o termo direito da equação [16] varia fisicamente em função da posição.

*Gandin et all* [Gandin 2001] relatam, via análise experimental, que o tempo para atingir a temperatura de equilíbrio num dado sistema é diferente do tempo que a frente de crescimento levou para atingir o mesmo ponto. Consideram assim, que curvas de resfriamento não podem ser usadas diretamente para determinar a taxa de crescimento da microestrutura em seu sistema experimental.

### 3.2.4.3. Temperatura de Vazamento

A temperatura de vazamento é fator de controle primordial no estudo da solidificação bem como em situações industriais, pois, uma temperatura de vazamento muito perto da temperatura de solidificação tende a gerar defeitos provenientes do incompleto preenchimento

do molde. Por outro lado, uma temperatura de vazamento muito elevada tende a diminuir as propriedades mecânicas do material, em função do crescimento excessivo dos grãos. Como o material é vazado em temperaturas acima da sua temperatura de fusão, a diferença entre a temperatura de fusão e a temperatura de vazamento é denominada de superaquecimento. A relação entre o aumento da temperatura de vazamento com o conseqüente aumento do tamanho dos grãos também é válida para grãos colunares, conforme analisa *Mahallawy et all* [Mahallawy 1993]. *Venkataramani et all* [Venkataramani, 1995] determinam que isto é associado ao fato de que o aumento do superaquecimento diminui a quantidade de sítios capazes de nuclear. Esta relação não é válida para regiões próximas a superfície da coquilha. Conforme *Santos et all* [Santos, 2001], o aumento do superaquecimento ocasiona um aumento da fluidez do metal, induzindo melhores condições de contato térmico entre o metal e o molde, traduzido em melhores ângulos de molhamento. Isto é verificado pela observação de superfícies mais lisas em maiores temperaturas de vazamento. De uma forma geral o aumento da temperatura de vazamento ocasiona um aumento da extensão colunar porém, dependendo do tipo de molde, esta relação não é mais válida pois, pode atuar no sentido de aquecer o molde de tal forma que este perda suas características de extração de calor. Esta situação pode ser considerada análoga ao pré-aquecimento do molde.

### 3.3. Matemática da Solidificação

O processo de solidificação, em função do grande número de variáveis, torna-se extremamente complicado, do ponto de vista matemático. Tradicionalmente a previsão da solidificação esta fundamentada nas estimativas de alguns parâmetros térmicos ( $\dot{T}$ ,  $G$  e  $V$ ) e posterior correlacionamento com parâmetros experimentais (composição e comprimentos de fases e grãos). De uma forma geral, pode-se definir a solidificação como sendo o resultado da associação da macro-transferência de calor do sistema com a sua vizinhança e a cinética de transformação envolvida neste sistema. Para uma completa e realística descrição do enchimento do molde e da solidificação, as seguintes equações devem ser resolvidas simultaneamente e associadamente [Stefanescu 1998; Kurz, 1992]

- Equação da Continuidade (conservação de massa) para a variável densidade

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \nabla(\rho V) = 0 \quad [19]$$

onde:



- $\rho$ : densidade [kg/m<sup>3</sup>]  
 t: tempo [s]  
 V: vetor velocidade [m/s]

- Equação Generalizada da Conservação do Transporte Convectivo Difusivo

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho\phi) + \nabla(\rho V\phi) = \nabla(\Gamma\nabla\phi) + S \quad [20]$$

sendo:

- $\phi$ : quantidade da fase, que se desenvolve em:  
     composição [% em peso] quando na análise mássica  
     velocidade [m/s] do fluido quando na análise do momento  
     entalpia [J/mol] quando na análise de energia
- $\Gamma$ : coeficiente geral de difusão, assumindo:  
     difusividade mássica quando na análise mássica  
     viscosidade quando na análise do momento  
     difusividade térmica [m<sup>2</sup>/s] quando na análise de energia
- S: termo fonte da equação diferencial, associado a fatores gerados pela transformação de fase do material.

- Movimento de Superfície Livre

$$\frac{\partial}{\partial t}(\int_{\Omega} \rho F d\Omega) = -\int_S \rho F V \cdot n dS \quad [21]$$

onde:

- F: fração volumétrica do elemento de controle  
 $\Omega$ : velocidade do elemento de controle  
 S: área superficial [m<sup>2</sup>]  
 n: vetor unitário normal a superfície

- Evolução Microestrutural

$$\frac{df_s}{dt} = 4\pi R^2 N \frac{dR}{dt} (1 - f_s) \quad [22]$$

sendo:

- $f_s$ : fração sólida [% em peso]  
 $R$ : raio do grão equiaxial [m]  
 $N$ : densidade volumétrica dos grãos no elemento de volume [ $1/m^3$ ]

Na execução da modelagem matemática da solidificação, a proposta é gerar uma descrição espaço/temporal do movimento da interface sólido/líquido [Stefanescu, 1995]. Para tal, deve-se considerar a análise em três diferentes escalas:

- macro-escala: análise do sistema na ordem de mm a m. Entre os fatores encontrados neste cita-se: rechupes, macrosegregação, trincas, qualidade superficial e dimensões da peça.
- micro-escala: análise do sistema na ordem de  $\mu m$  a mm. Entre os fatores encontrados neste cita-se: tipo e tamanho do grão, microsegregação, microrechupes, porosidades e inclusões.
- nanoescala (escala atômica): análise do sistema na ordem de nm. Efeitos relacionados ao desenvolvimento atômico ainda não são completamente descritos, porém, alguns modelos mais recentes empregam uma utilização parcial de cálculos atomísticos.

### 3.3.1. Fluxo de Energia

Conforme *Stefanescu* [Stefanescu, 1995], na análise macroescalar do processo de soldificação, as equações básicas de transporte devem ser resolvidas. Entre elas, destaca-se a equação da Equação Generalizada da Conservação do Transporte Convectivo Difusivo (equação 20). Desenvolvida em termos de energia assume a seguinte forma, denominada de equação de condução de calor [Bellet, 1996]:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \left[ \frac{k}{\rho c_p} \nabla T \right] + \frac{\dot{Q}}{\rho c_p} \quad [23]$$

sendo:

- $k$ : condutividade térmica [W/mK]  
 $\rho$ : massa específica [ $kg/m^3$ ]  
 $c$ : calor específico [J/kgK]

$\dot{Q}$ : termo fonte interno da equação diferencial, associado a geração de calor (calor latente) no momento da solidificação, sendo dados por [Estefanescu, 1995]:

$$\dot{Q} = \rho L \frac{\partial f_s}{\partial t} \quad [24]$$

onde:

$f_s$ : fração sólida

$L$ : calor latente de fusão[J/kg]

Substituindo as equações 24 e 08 na equação 23, obtém-se:

$$\rho \left( \overbrace{c}^{c'} - L \underbrace{\frac{\partial f_s}{\partial T}}_{c^*} \right) \frac{\partial T}{\partial t} = k \left[ \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right] \quad [25]$$

Na equação 24, os termos associados a  $c^*$  e  $c'$  representam, respectivamente, um pseudo calor específico e um calor específico aparente, que incorporados na equação 23, configuram [Spim 2000]:

$$\rho c' \frac{\partial T}{\partial t} = k \left[ \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right] \quad [26]$$

Ou seja, esta equação representa a equação geral de condução de calor considerando o efeito da taxa de fração solidificada com a liberação de calor latente do material na transformação entre as fases líquida e sólida de uma liga binária.

### 3.3.2. Método de Diferenças Finitas

Uma vez determinadas as equações matemáticas que descrevem um determinado processo torna-se necessário a escolha do método de resolução de tais equações. Na análise da transferência de energia em sistemas de fundição, descritas pelas equações anteriormente vistas, destacam-se métodos analíticos e métodos numéricos. Em especial, os métodos numéricos têm se tornado a ferramenta principal no desenvolvimento de programas comerciais. Particularmente, o método de diferenças finitas é basicamente definido pela

discretização do sistema objetivado e resolução da equação diferencial, apropriadamente modificada, em cada ponto do sistema discretizado, sendo que a cada novo ponto analisado injeta-se um efeito em relação aos pontos da vizinhança. No caso da análise do processo de solidificação, em cada intervalo de tempo, resolve-se a equação em cada ponto discreto e no final da atualização de todos os pontos, ocorre um incremento de tempo e novamente, inicia-se o processo de resolução. Uma grande vantagem do método de diferenças finitas é associada ao fato de que necessita-se apenas um mapeamento único e definitivo do sistema objetivado, em detrimento ao método de elementos finitos que deve possuir iteração em experimento para ajuste da malha, ou seja, necessita ser ajustado iterativamente ao corpo físico, buscando a melhor relação entre a malha e o equacionamento. Além disso, a manipulação das equações numéricas é mais fácil quando da utilização do método de diferenças finitas. Conforme *Spim* [Spim, 1996], em peças de geometrias simplificadas, a aplicação da técnica de diferenças finitas na resolução interativa do problema de transferência de calor torna-se mais vantajosa. Porém, em sistemas de contornos irregulares, o erro acumulado ao longo das interações torna-se prejudicial.

A discretização da geometria do sistema físico pretendido é realizada através da divisão deste em elementos de volume identificados em pontos nodas, identificados com índices cartesianos.

## 4. MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1. Metal de trabalho

Genericamente, as ligas de alumínio fundido possuem propriedades de grande interesse industrial, como [Finardi 1971]: baixa densidade, boa resistência à corrosão, elevada condutibilidade térmica e elétrica, boas combinações de propriedades mecânicas, boa trabalhabilidade em processos de usinagem e conformação. Podem-se ressaltar ainda, certas características favoráveis à fabricação de peças com a utilização do alumínio [METALS 1972]:

- Estabilidade química;
- Algumas ligas são resistentes à formação de trincas e fadiga térmica de resfriamento;
- Baixo ponto de fusão, comparado com outros metais e ligas (principalmente em relação aos ferrosos);
- Existência de métodos produtivos eficazes para controle da quantidade de hidrogênio dissolvido, pois, este é o único gás com considerável solubilidade no alumínio;
- Em função do processo de fundição e acabamento, deve apresentar ótima característica superficial.

Nas ligas fundidas, o eutético costuma apresentar-se nos espaços interdendríticos, juntamente com outros compostos frágeis provenientes de outros elementos de ligas tais como: Fe, Zn, Mg [Verran 1986].

No presente projeto foram empregadas duas ligas de trabalho, ambas pertencentes ao sistema das ligas de Alumínio sendo Alumínio-Silício-Magnésio e Alumínio-Cobre, conforme segue. A escolha destas ligas deu-se em função das excelentes condições macrográficas apresentadas pela liga de Al-3,5%Cu e pela aplicabilidade da liga AA356. A verificação

composicional das amostras foi realizada a cada corrida em um espectômetro de emissão ótica.

#### 4.1.1. Al-3,5%Cu

As ligas de alumínio/cobre são identificadas pela *Aluminum Association* como sendo da série AA2000 ou AA200.00. Na Figura 9 visualiza-se o diagrama de equilíbrio de fases do sistema Alumínio-Cobre onde, destacam-se as faixas de composições usuais das ligas com base de alumínio.

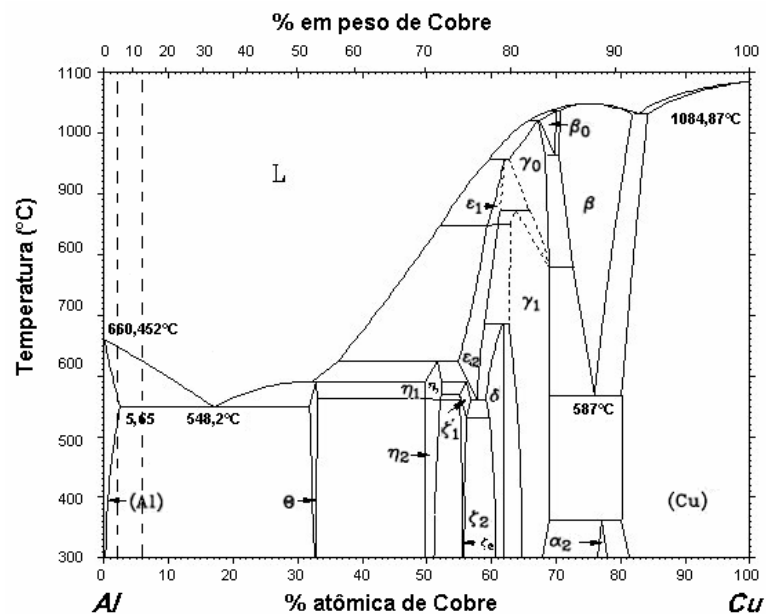


Figura 9: Diagrama de Equilíbrio de Fases Al-Cu (adaptado de [Metals 1973] ).

Na Figura 10 é visualizada a parte de interesse do diagrama do sistema Al-Cu. No diagrama se observa que a solidificação ocorre sem o surgimento de nenhuma fase intermetálica e formação de eutéticos. Além das condições de solidificação sem maiores dificuldades, podem-se acrescentar as baixas temperaturas envolvidas no sistema e as condições ótimas de lixamento, polimento e ataque macrográfico fornecidas pela liga. Além do mais, a utilização de cobre como elemento de liga agrega melhores condições de proteção à presença de porosidades, pois atua no sentido de diminuir a solubilidade do hidrogênio no alumínio [Quaresma, 1999].

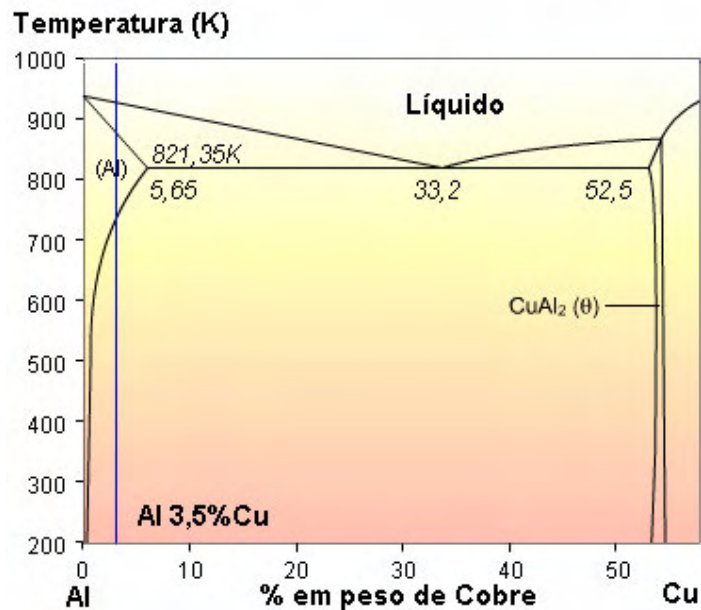


Figura 10: Diagrama de Equilíbrio de Fases Al-Cu (adaptado de [1]).

Para a produção da liga binária Al-3,5Cu utilizou-se Alumínio Comercialmente Puro e Cobre Eletrolítico proveniente de fio de cobre comercial. A Tabela 5 apresenta as propriedades termo-físicas de cada elemento utilizado para a fabricação da liga Al-3,5%Cu. Na Tabela 6, visualiza-se as propriedades termo-físicas da liga Al-3,5%Cu.

Tabela 5: : Propriedades termo-físicas dos materiais da liga de Al-Cu [METALS 1998, Garcia 2001]

| Propriedades  | Alumínio<br>(99,45%) | Cobre<br>Eletrolítico<br>(99,5%) |
|---|----------------------|----------------------------------|
| Massa Específica ( $\text{kg/m}^3$ )  | 2700                 | 8890                             |
| Condutividade Térmica $T_{Amb.}$ ( $\text{W/m}^\circ\text{C}$ )             | 234                  | 391                              |
| Coefficiente de Expansão Linear ( $\text{m} \cdot 10^{-6}/^\circ\text{C}$ ) | 23,6                 | 16,8                             |
| Calor Latente de Fusão ( $\text{kJ/kg}$ )                                   | 393                  | 180                              |
| Ponto de Fusão ( $^\circ\text{C}$ )   | 660                  | 1083                             |

**Tabela 6: Propriedades termo-físicas da liga Al-3,5% Cu [METALS 1998, Pehlke, 1982].**

|  |                       |
|--|-----------------------|
| Calor específico do líquido J/kg.K                                   | 1.059                 |
| Calor específico do sólido J/kg.K                                    | 1.092                 |
| Densidade do líquido kg/m <sup>3</sup>                               | 2.480                 |
| Densidade do sólido kg/m <sup>3</sup>                                | 2.680                 |
| Condutividade térmica do líquido W/m.K                               | 85                    |
| Condutividade térmica do sólido W/m.K                                | 193                   |
| Calor Latente J/kg.K   | 381.900               |
| Temperatura <i>solidus</i> °C  | 548                   |
| Temperatura <i>liquidus</i> °C                                       | 645                   |
| Difusividade de Calor do líquido Ws <sup>1/2</sup> /m <sup>2</sup> K | 14941,1               |
| Difusividade de Calor do sólido Ws <sup>1/2</sup> /m <sup>2</sup> K  | 23766,0               |
| Difusividade Térmica do líquido m <sup>2</sup> /s                    | 2,99.10 <sup>-5</sup> |
| Difusividade Térmica do sólido m <sup>2</sup> /s                     | 6,59.10 <sup>-5</sup> |

Para a confecção da liga, utilizou-se o forno de indução com capacidade para 6 kg de alumínio e potência máxima empregada de 12kW. Nas diferentes corridas experimentais, um cadinho de grafite com capacidade máxima de 2 kg de alumínio foi utilizado para a operação de refusão e vazamento nos moldes. A liga utilizada apresentou a seguinte configuração composicional, conforme a Tabela 7, distribuída nas diferentes corridas.

**Tabela 7: Composição química da liga Al-3,5% Cu.**

| Corrida | 01     | 02     | 03     | 04     |
|---------|--------|--------|--------|--------|
| Al      | 96,3   | 96     | 96,33  | 96,27  |
| Cu      | 3,3    | 3,7    | 3,4    | 3,47   |
| Si      | 0,1    | 0,1    | 0,08   | 0,07   |
| Fe      | 0,3    | 0,2    | 0,16   | 0,16   |
| Mn      | 0,01   | <0,01  | 0,01   | 0,01   |
| Mg      | 0,01   | <0,01  | <0,01  | <0,01  |
| Zn      | 0,02   | 0,02   | 0,012  | 0,014  |
| Ni      | 0,02   | <0,01  | <0,01  | <0,01  |
| Cr      | 0,02   | <0,05  | <0,05  | <0,05  |
| Pb      | <0,01  | <0,01  | <0,01  | <0,01  |
| Sn      | <0,01  | 0,01   | <0,01  | <0,01  |
| Ti      | <0,005 | <0,005 | <0,005 | <0,005 |
| P       | <0,001 | <0,001 | <0,001 | <0,001 |



#### 4.1.2. AlSiMg (AA356)

As ligas de Alumínio e Silício são designadas como família 4XXX para ligas trabalhadas mecanicamente e 4XX.X para ligas utilizadas em processos de fundição. Uma outra classificação identifica as ligas como sendo AAXXX.X onde o último índice indica o grau de aceitação da composição química. Possui como características principais uma excelente fluidez, boa soldabilidade, boa resistência à corrosão, boa ductilidade e resistência. Suas principais aplicações encontram-se na indústria automobilística onde é largamente empregada em sistemas de freio, cabeça de cilindro, corpo da bomba de combustível, etc.

A liga possui os limites de tolerância, em relação a composição química, descritos pela Tabela 8 coluna (a), conforme norma da ASTM. A liga utilizada no trabalho apresentou a composição apresentada na Tabela 9, coluna (b).

**Tabela 9: Composição química da liga AA356.**

| <b>Elemento</b> | <b>(a) Norma</b> | <b>(b) Obtida</b> |
|-----------------|------------------|-------------------|
| Al              | 93               | 91,55             |
| Cu              | <0,25            | 0,16              |
| Si              | 6,5-7,5          | 7,05              |
| Fe              | <0,6             | 0,59              |
| Mn              | <0,35            | 0,11              |
| Mg              | 0,2-0,45         | 0,28              |
| Zn              | <0,35            | 0,11              |
| Ni              | -                | 0,01              |
| Cr              | -                | 0,01              |
| Pb              | -                | 0,06              |
| Sn              | -                | <0,01             |
| Ti              | <0,25            | 0,011             |
| P               | -                | 0,001             |

O diagrama de equilíbrio Al-Si indica que praticamente não há solubilidade entre o Silício e o Alumínio, conforme é visualizado na figura 11. Na temperatura eutética (577°C), o domínio da solução sólida  $\alpha$  se estende de 0 a 1.55% - 1.95% de silício aproximadamente.

Na Tabela 10 descrevem-se as propriedades termo-físicas da liga:

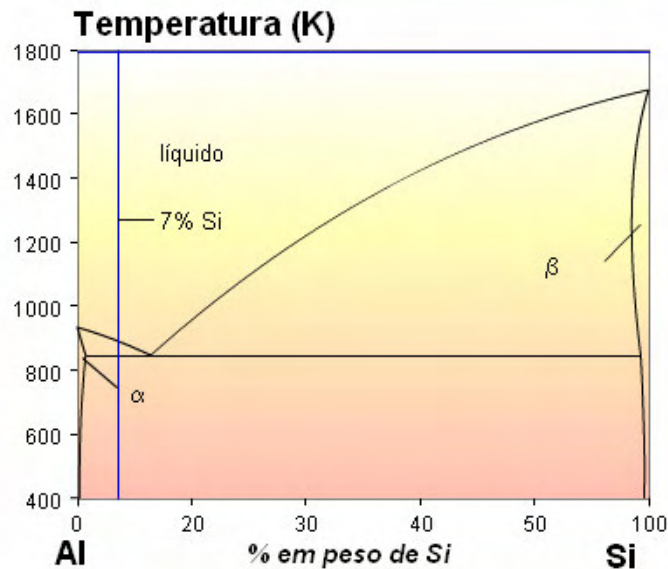


Figura 12: Diagrama de Equilíbrio de Fases Al-Si.

Tabela 10: Propriedades termo-físicas da liga AA356 [METALS 1998]

|   |                       |
|---|-----------------------|
| Calor específico do líquido J/kg.K                                    | 1257,4                |
| Calor específico do sólido J/kg.K                                     | 1707                  |
| Densidade do líquido kg/m <sup>3</sup>                                | 2340                  |
| Densidade do sólido kg/m <sup>3</sup>                                 | 2520                  |
| Condutividade térmica do líquido W/m.K                                | 110                   |
| Condutividade térmica do sólido W/m.K                                 | 172                   |
| Calor Latente J/kg.K  | 389000                |
| Temperatura <i>solidus</i> °C   | 555                   |
| Temperatura <i>liquidus</i> °C  | 615                   |
| Difusividade de Calor do líquido W s <sup>1/2</sup> /m <sup>2</sup> K | 17990,4               |
| Difusividade de Calor do sólido W s <sup>1/2</sup> /m <sup>2</sup> K  | 27200,7               |
| Difusividade Térmica do líquido m <sup>2</sup> /s                     | 3,73.10 <sup>-5</sup> |
| Difusividade Térmica do sólido m <sup>2</sup> /s                      | 3,99.10 <sup>-5</sup> |

## 4.2. Sistema Experimental

### 4.2.1. Coquilhas e Moldes

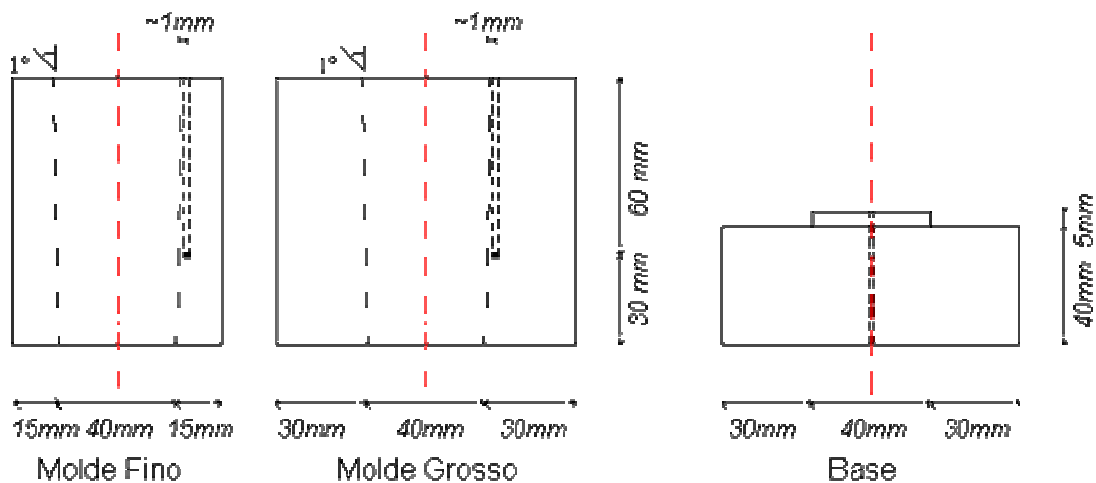
Objetivando taxas diferenciadas de extração de calor, alcançadas pelo emprego de materiais diferenciados na construção das bases e dos moldes, utilizou-se Areia, 50/60 AFS

seca, obtida pelo processo de cura frio PEP SET® e catalisador 3595, Aço AISI1020 e Cobre Eletrolítico (99,45%). Na Figura 13 visualizam-se a os moldes e na Figura 14, as dimensões dos mesmos. Nos moldes de areia, as precisões dimensionais não foram alcançadas no momento da moldagem, porém suas cotas foram medidas no instante de desmoldagem. A Tabela 11 mostra algumas propriedades térmicas e físicas relevantes dos materiais empregados na construção dos moldes e bases. Já, na

Tabela 12, apresentam-se os parâmetros metal/molde calculados para o sistema, de acordo com a equação [14]. Não foram confeccionados moldes de areia com a espessura fina.



**Figura 13:** Coquilhas Metálicas e Moldes de Areia utilizados nos experimentos. Sendo, num primeiro plano, da esquerda para a direita: molde fino de aço, molde grosso de aço, molde fino de cobre, molde grosso de cobre e quatro moldes grossos de areia. Num segundo plano, da esquerda para a direita: duas bases de areia, base de aço, base de cobre e quatro bases de areia.



**Figura 14:** Desenho esquemático das coquilhas, com seus respectivos orifícios para termopares.

**Tabela 11: Propriedades termo-físicas dos materiais dos moldes [Spim 2000, METALS 1998]**

|  | <b>Areia</b>          | <b>Cobre</b>         | <b>Aço Baixo Carbono</b> |
|--|-----------------------|----------------------|--------------------------|
| Condutividade Térmica (W/m.K)  | 12,55                 | 397,48               | 50,2                     |
| Calor Específico (J/kg.K)  | 1.050                 | 419                  | 490                      |
| Densidade (kg/m <sup>3</sup> )   | 1.540                 | 8.960                | 7.850                    |
| Difusividade (m <sup>2</sup> /s)                                       | 3e-7                  | 9,8e-5               | 1,2e-5                   |
| Difusividade de Calor do sólido<br>Ws <sup>1/2</sup> /m <sup>2</sup> K | 4504,8                | 38629,4              | 13895,8                  |
| Difusividade Térmica do sólido<br>m <sup>2</sup> /s                    | 7,76.10 <sup>-6</sup> | 1,0.10 <sup>-4</sup> | 1,3.10 <sup>-5</sup>     |

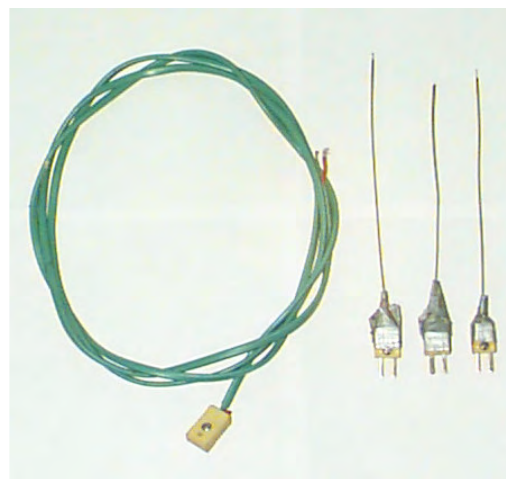
**Tabela 12: Parâmetros metal/molde envolvidos no sistema**

| <b>Liga</b>       | <b>Moldes e Coquilhas</b> |              |                          |
|-------------------|---------------------------|--------------|--------------------------|
|                   | <b>Areia</b>              | <b>Cobre</b> | <b>Aço Baixo Carbono</b> |
| Al 3,5%Cu líquido | 0,301                     | 2,580        | 0,930                    |
| Al 3,5%Cu sólido  | 0,189                     | 1,625        | 0,584                    |
| AA356 líquido     | 0,250                     | 2,14         | 0,772                    |
| AA356 sólido      | 0,160                     | 1,40         | 0,510                    |

## 4.2.2 Sistema de Aquisição de dados

### 4.2.2.1 Termopares ou termoelementos

Na Figura 15, observam-se os termopares e cabos utilizados na realização dos ensaios.



**Figura 15: Termopares e Cabos de Compensação.**

Foram empregados termopares do tipo chromel-alumel (tipo “K”: NiCr-AlNi), com faixa de utilização (NBS) de  $-270^{\circ}\text{C}$  a  $1372^{\circ}\text{C}$  e variação de  $40\mu\text{V}/^{\circ}\text{C}$ . A extensão utilizada foi composta de adaptadores e cabos de compensação específicos para este tipo de termopar.

#### 4.2.2.2. Sistema de aquisição e transformação do sinal

- Placa de aquisição: A placa de conversão analógico/digital (A/D) inserida no sistema de aquisição de dados foi do tipo LYNEX CAD12/36, 12 bits, 16 canais e taxa de aquisição de 800 leituras/s.
- Computador: O microcomputador empregado para armazenamento das informações obtidas pela placa foi:  
Pentium 100MHz 197MK RAM
- Programa de transformação do sinal: (transformação do sinal e filtragem) A ferramenta usada para a leitura dos dados obtidos pela placa A/D foi um software desenvolvido pelo departamento de Engenharia Mecânica da UFRGS, SAD 32, Figura 16, que viabilizou a filtragem dos dados.

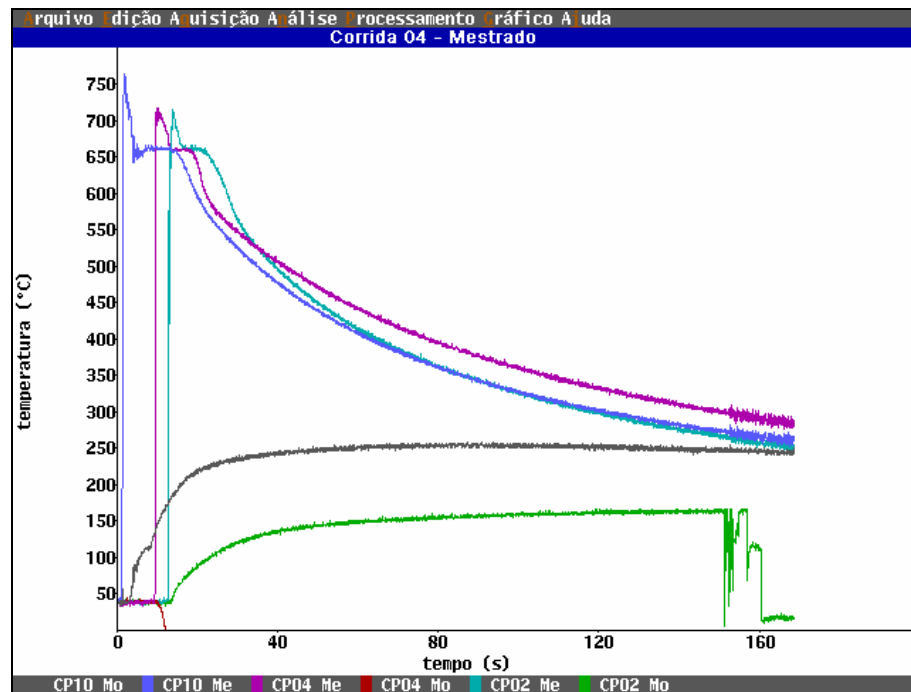


Figura 16: Curvas, não filtradas, do resfriamento e aquecimento do sistema experimental, sendo cada cor representando um termopar.

No ajuste matemático dos pontos utilizou-se a média móvel quadrática, uma vez que, apresenta melhores resultados em relação ao enquadramento dos dados.

#### 4.2.3 Condições de Fusão e Vazamento

A partir da obtenção da liga, o material foi refundido em um forno resistivo do tipo poço e vazado em diferentes corridas, conforme a Tabela 13, com o auxílio de um cadinho de grafite pré-aquecido.

Tabela 13 : Identificação das corridas, ligas e dos corpos de prova utilizados.

| Corrida | Liga      | Corpo de Prova      |
|---------|-----------|---------------------|
| 1       |           | 01, 03 e 04         |
| 2       | Al-3,5%Cu | 06, 08 e 10         |
| 3       |           | 09, 12, 13 e 14     |
| 4       |           | 05, 07 e 11         |
| 5       | AA356     | 15, 16, 17, 18 e 19 |

Na figura 17 visualiza-se a distribuição, nomenclatura e configuração dos experimentos.

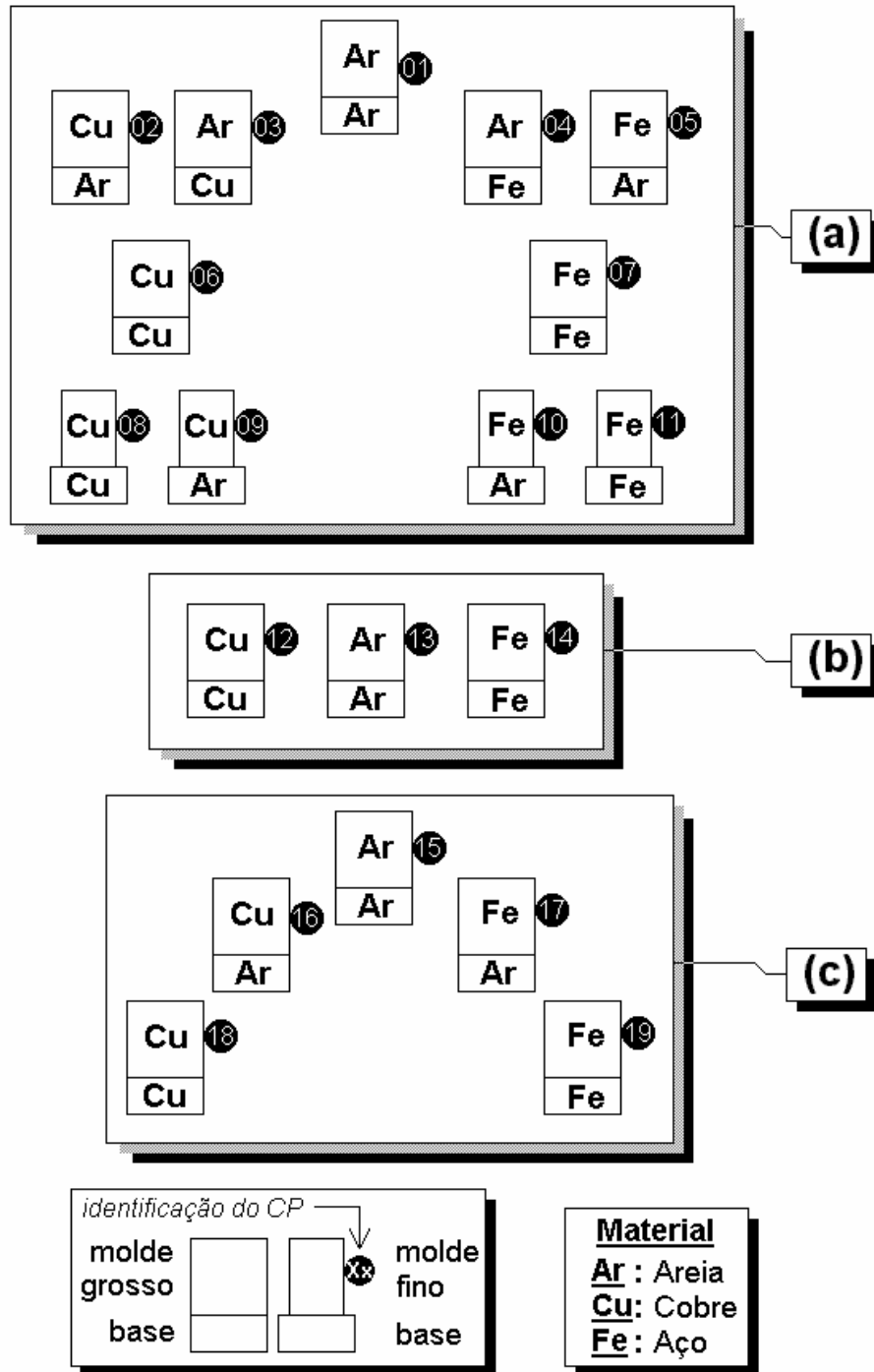


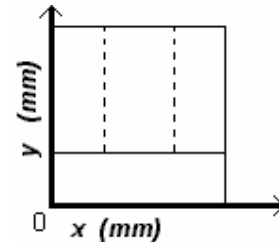
Figura 18: Desenho esquemático da distribuição, nomenclatura e configuração dos experimentos, sendo (a) os moldes vazados com Al-3,5% Cu, (b) molde vazados com Al-3,5% Cu, sem termopares e (c) AlSiMg (AA356).

A Tabela 14 apresenta a identificação dos experimentos, sua distribuição, corrida, e posicionamento dos termopares.

**Tabela 14: Identificação, distribuição, temperaturas características e posicionamento dos termopares.**  
Sendo: Amb-ambiente; Vaz-vazamento; Ar-areia; Cu-cobre e Fe-Aço.

| CP | Sistema |       | Temperaturas (C°) |     |                | Termopares* (mm) |      |       |      |
|----|---------|-------|-------------------|-----|----------------|------------------|------|-------|------|
|    |         |       |                   |     |                | Metal            |      | Molde |      |
|    | BASE    | MOLDE | Amb               | Vaz | $\Delta T$ (%) | x                | y    | x     | y    |
| 01 | Ar      | Ar    | 22                | 762 | 117(16)        | 50               | 74,3 | 52,6  | 67,6 |
| 02 | Ar      | Cu    | 36                | 760 | 115(18)        | 49               | 83,8 | 59    | 82,5 |
| 03 | Cu      | Ar    | 22                | 762 | 117(16)        | 50               | 74,3 | 57,2  | 74,2 |
| 04 | Fe      | Ar    | 22                | 762 | 117(16)        | 50               | 74,3 | 52,5  | 68,2 |
| 05 | Ar      | Fe    | 36                | 760 | 115(18)        | 48               | 78   | 58,8  | 85   |
| 06 | Cu      | Cu    | 35,5              | 850 | 205(31)        | 48,4             | 85,5 | 59    | 85   |
| 07 | Fe      | Fe    | 35,5              | 770 | 125(19)        | 47,5             | 80   | 58,8  | 85   |
| 08 | Cu      | Cu    | 17                | 849 | 194(30)        | 50               | 74,3 | 59,6  | 73   |
| 09 | Ar      | Cu    | 35,5              | 863 | 218(34)        | 49,5             | 84,4 | 59    | 84,4 |
| 10 | Ar      | Fe    | 26                | 752 | 97(15)         | 50               | 74,3 | 58,9  | 73   |
| 11 | Fe      | Fe    | 36                | 760 | 115(18)        | 49               | 82,5 | 58,9  | 83,8 |
| 12 | Ar      | Ar    | 30                | 770 | 125(20)        | -                | -    | -     | -    |
| 13 | Cu      | Cu    | 30                | 770 | 125(20)        | -                | -    | -     | -    |
| 14 | Fe      | Fe    | 30                | 770 | 125(20)        | -                | -    | -     | -    |
| 15 | Ar      | Ar    | 36                | 680 | 65(10)         | 49,5             | 89   | 29    | 86   |
| 16 | Ar      | Cu    | 36                | 680 | 65(10)         | 49               | 88,5 | 29    | 88,5 |
| 17 | Ar      | Fe    | 36                | 680 | 65(10)         | 50               | 88   | 28,8  | 84   |
| 18 | Cu      | Cu    | 36                | 680 | 65(10)         | 48               | 85   | 29    | 85   |
| 19 | Fe      | Fe    | 36                | 680 | 65(10)         | 48               | 85   | 28,8  | 85   |

| LIGA      | MOLDE        |
|-----------|--------------|
| Al-3,5%Cu | Molde Grosso |
| AA356     | Molde Fino   |



\* Sistema Referencial cartesiano  $\Rightarrow$

#### 4.3. Procedimentos Macrográficos:

Os procedimentos macrográficos se desenvolveram na seguinte ordem:

1. Retirada do lingote da coquilha.
2. Corte longitudinal.
3. Lixamento com lixa cinta, com granulometria 80#.
4. Lixamento com lixas folha, com granulometrias 100#, 220#, 320#, 400#, 500#, 600#.
5. Polimento com lixa folha de granulometria 1000#.
6. Ataque químico de acordo com o tipo de liga, conforme aTabela 15.
7. Aquisição das imagens das macrografias: scanner 300 dpi.



**Tabela 15: Reagentes Químicos utilizados na obtenção macrográfica [METALS 1988 (1)]**

| Liga                      | Al-3,5%Cu                    |              | AA356            |              |
|---------------------------|------------------------------|--------------|------------------|--------------|
| Reagente                  | Tucker (água régia fluorada) |              | Poulton          |              |
| Composição química (%vol) | HF (48%)                     | 15 % em vol. | HF (48%)         | 5 % em vol.  |
|                           | HCl                          | 45 % em vol. | HCl              | 60 % em vol. |
|                           | HNO <sub>3</sub>             | 15 % em vol. | HNO <sub>3</sub> | 30 % em vol. |
|                           | H <sub>2</sub> O             | 25 % em vol. | H <sub>2</sub> O | 5 % em vol.  |

#### 4.4. Modelo Numérico

O modelo numérico empregado na simulação dos sistemas é baseado na técnica numérica de diferenças finitas e as hipóteses assumidas são:

- Desconsideração da dinâmica de vazamento e enchimento;
- Ausência de correntes convectivas no metal líquido;
- Fluxo bidirecional de calor;
- Coeficiente de transferência de calor newtoniano constante;
- Propriedades termo-físicas da liga, no intervalo de solidificação, variando de acordo com a equação de Scheil;
- Propriedades do metal sólido e líquido diferentes;

Objetivando uma aceleração do processo de iterações, a aplicação de uma analogia entre fluxo térmico e elétrico é desenvolvida. A estruturação da rotina e a interface de comunicação do modelo com o usuário é desenvolvida com a utilização da ferramenta C<sup>++</sup> Builder<sup>®</sup> e apresenta a interface gráfica mostrada na Figura 19. Em relação a utilização de uma malha numérica que é configurada analogamente a um circuito passivo (resistores e capacitores), a Figura 20 representa o arranjo utilizado neste sistema. Além do controle da evolução térmica dos pontos simulados, determinados pelas posições dos termopares, o programa controlou o tempo necessário que cada ponto nodal levou para ser atingido pela frente de solidificação (temperatura *solidus* e *liquidus*) viabilizando a confecção de curvas de níveis com o respectivo histórico térmico/temporal do sistema. Em virtude da transformação eutética que

ocorre na liga AlSiMg (AA356), utiliza-se no cálculo da evolução da temperatura após atingir o patamar eutético o modelo proposto por *Dusimberre* [Ruddle, 1957] para metais puros. Originalmente propõem que o material permanece líquido, na temperatura de fusão, até o instante em que a sua possível temperatura, caso não estivesse numa situação estática, atinja uma diferença entre a temperatura de fusão equivalente ao calor latente liberado pelo metal.

Figura 19: Interface Gráfica de entrada de dados do programa de simulação numérica.

Os números indicativos determinam as seguintes funções:

- 01 - Entrada do tipo de metal utilizado (Al-3,5%Cu ou AA356);
- 02 - Ativação da rotina de Dusimberre, para o caso do eutético da liga AA356;
- 03 - Temperaturas características do Sistema (Ambiente, Molde, Vazamento);
- 04 - Tempo máximo de iterações na simulação;
- 05 - Coeficientes de Transferência de Calor (metal/molde e metal/base);
- 06 - Determinação do material do molde;
- 07 - Determinação da espessura do molde;
- 08 - Identificação do corpo de prova;
- 09 - Intervalo de gravação dos dados de acordo com o tempo de iterações;
- 10 - Posicionamento dos termopares (metal, molde, outro ponto qualquer do sistema).

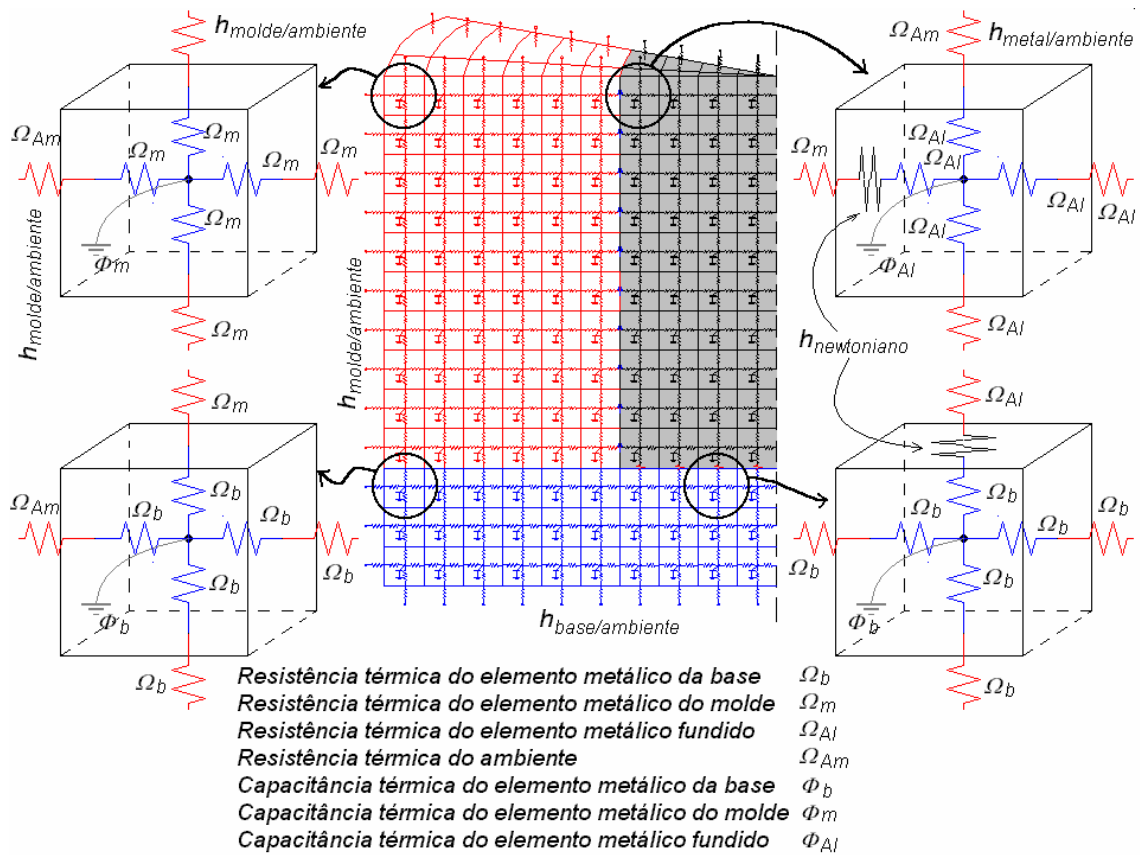


Figura 20: Malha numérica empregada

A malha numérica empregada apresenta 42 nós de altura e 50 nós de largura, sendo que o metal possui 30 nós de altura e 20 de largura e o tamanho de cada nó é de 30mm de altura e 10mm de largura.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1. Experimento CP 01 – Molde e Base de Areia Al-3,5%Cu.

A macroestrutura obtida apresenta uma estrutura completamente equiaxial, com grãos relativamente grandes, conforme visto na Figura 21(a). Neste tipo de estrutura, assume-se que a nucleação e o crescimento ocorreram ao mesmo instante em todo o volume do líquido superesfriado. Na Figura 21(b) e (c) são visualizadas as evoluções das isothermas *solidus* e *liquidus*, determinadas pelo modelo numérico, com a utilização de um coeficiente de transferência de calor de 200 W/m<sup>2</sup>K. As figuras referentes ao desenvolvimento das isothermas são dimensionadas em milímetros e o tempo, inserido sobre as linhas, em segundos. A análise da curva de resfriamento do metal e de aquecimento do molde evidencia a baixa eficiência térmica do molde de areia, Figura 22. A verificação e ajuste do comportamento das curvas de resfriamento fornecidas pelo modelo são feitos através do confronto de diferentes valores de coeficiente de transferência de calor ( $h_i$ ). Sabe-se que o coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde assume valores elevados nos instantes iniciais de vazamento e decaem drasticamente em função da perda da capacidade térmica proveniente da evolução de um *gap* de ar na interface metal/molde. Woodbury *et al* [Woodbury 1994] através da medida das temperaturas características em moldes de areia compactada com resina, determinam o coeficiente de transferência de calor interfacial entre os moldes e uma liga de AlSiMg (AA 356). Seus resultados mostram que o valor do coeficiente varia de acordo com a dimensão da amostra e, analogamente a sistemas de coquilhas, apresentam altos valores iniciais com posterior decaimento acentuado durante a evolução da solidificação. Em moldes de seção quadrada de 25 mm isolados lateralmente, encontram valores que variam de 300 a 70 W/m<sup>2</sup>K. Conforme a Figura 22, o emprego de um coeficiente de transferência de calor na ordem de 200 W/m<sup>2</sup>K resulta num desenvolvimento suave da isoterma *liquidus*, Figura 21(c), no sentido do interior do lingote e um posterior deslocamento lento da isoterma *solidus*, evidenciando assim, a possibilidade de ocorrência de uma nucleação generalizada no volume do lingote, confirmado pela revelação macroestrutural da Figura 21(a).

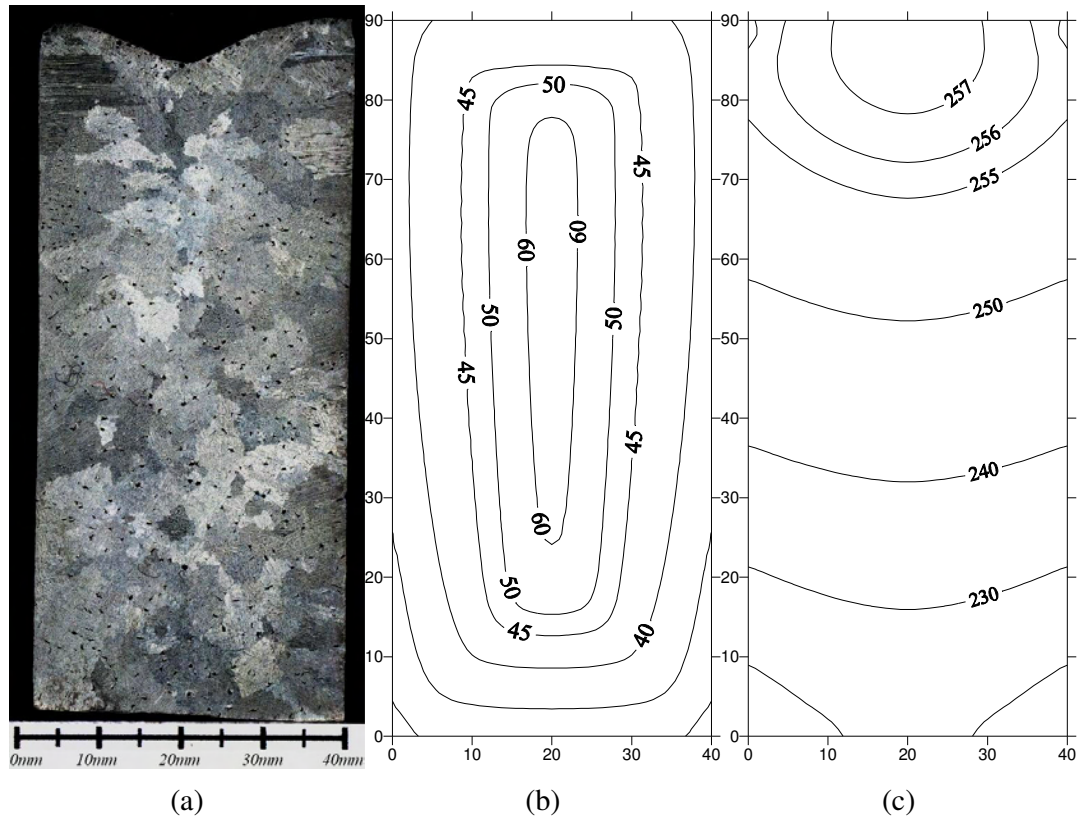


Figura 21: Experimento 01 – Molde e Base de Areia – Al-3,5% Cu: (a) Macroestrutura, (b) isothermas liquidus e (c) isothermas solidus.

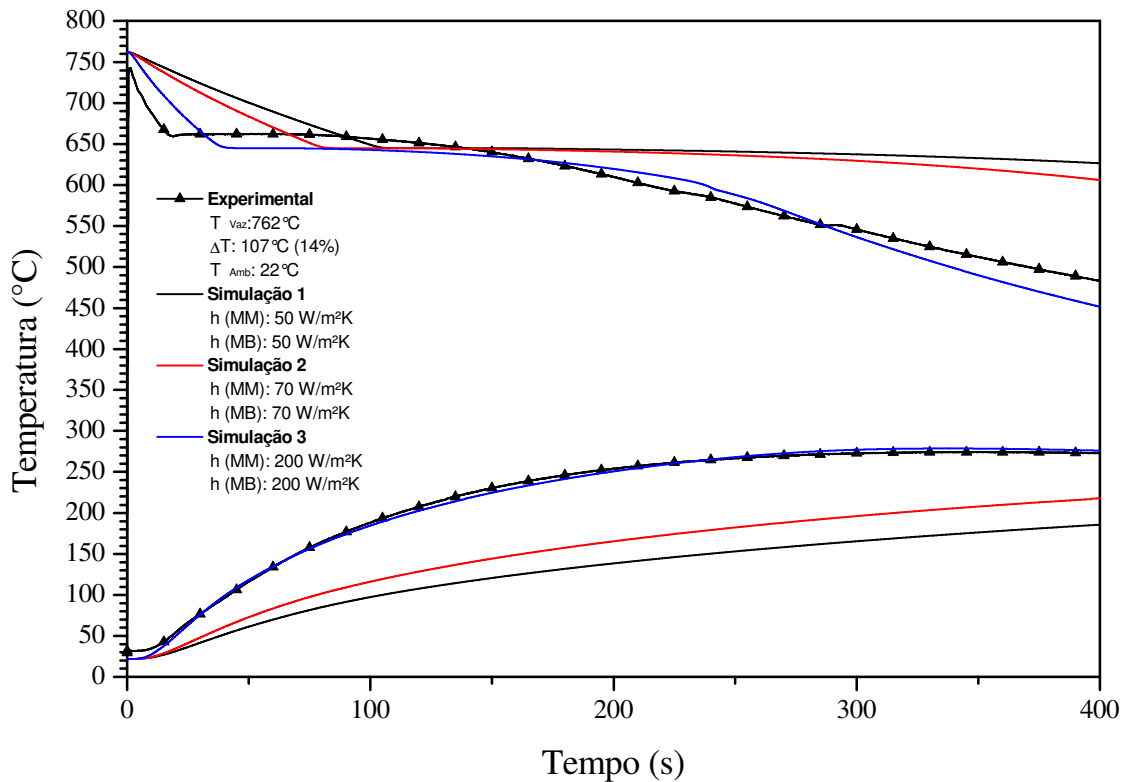


Figura 22: Experimento 01 – Molde e Base de Areia – Al-3,5% Cu – Curvas Experimentais e Simuladas.

## 5.2. Experimento CP 15 – Molde e Base de Areia AlSiMg (AA356).

Com o emprego de um molde idêntico ao apresentado anteriormente e a utilização da liga AA356, observa-se novamente uma estrutura completamente equiaxial porém, com grãos menores, conforme a Figura 23(a). No caso desta liga, que possui como característica de solidificação uma transformação eutética em aproximadamente 50% de fração sólida, o emprego da rotina de Dussimberre, idealmente constituída para metais puros, evidencia-se mais adequada, conforme demonstra-se nas simulações 1 e 2 da Figura 24, as quais são empregados coeficientes de transferência de calor de  $50 \text{ W/m}^2\text{K}$ . Extrapolando a verificação do efeito da sistemática de Dusimberre na curva de resfriamento, utiliza-se então um valor de coeficiente de transferência de calor aferido anteriormente no experimento 01 ( $200 \text{ W/m}^2\text{K}$ ), Figura 22, identificando assim, uma simulação mais eficaz, Simulação 3, Figura 24.

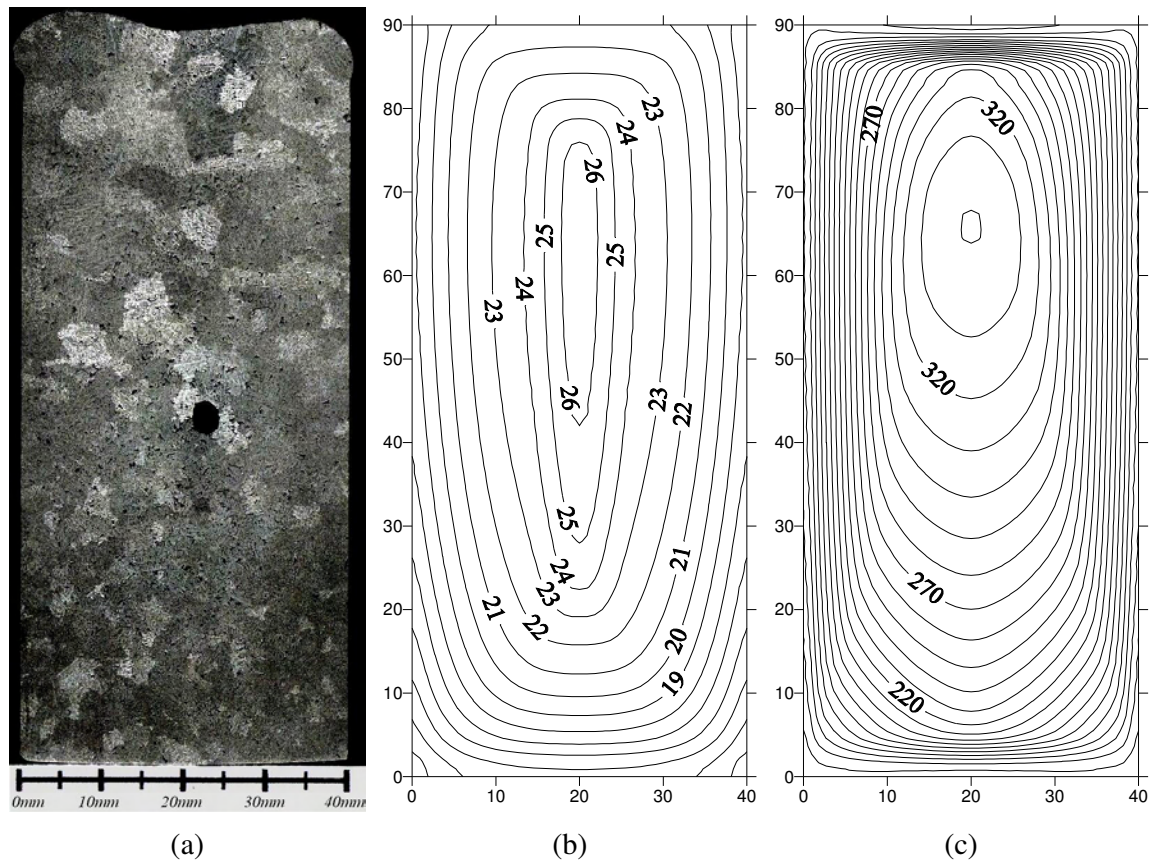
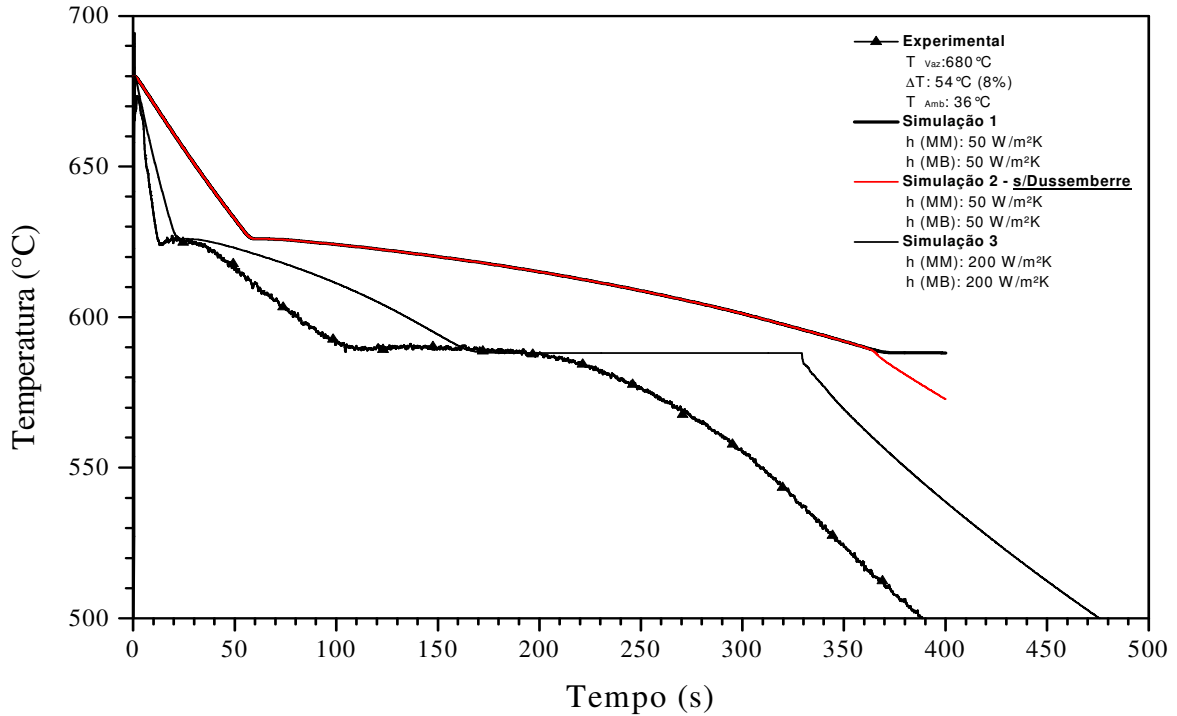


Figura 23: Experimento 15 – Molde e Base de Areia – AlSiMg (AA356): (a) Macroestrutura, (b) isothermas *liquidus* e (c) isothermas *solidus*.



**Figura 24: Experimento 15 – Molde e Base de Areia – AlSiMg (AA356) – Curvas Experimentais e Simuladas.**

As curvas de níveis obtidas, Figura 23(b) e (c), demonstram uma aceleração na evolução das isothermas *liquidus* em direção ao centro do lingote porém, no desenvolvimento das isothermas *solidus*, esta aceleração não é tão pronunciada, tendo seu ponto de máximo a aproximadamente 340s. O tempo de deslocamento máximo da isoterma *solidus* mostra-se bastante coerente em relação ao experimental, de aproximadamente 290s, e melhor ajustando ao experimental do que o produzido pelo software comercial que se deslocou 130s. Este tempo elevado apresentado pelo modelo condiz com a estrutura apresentada no lingote, decorrente de uma solidificação bastante lenta.

### 5.3. Experimento CP 13 – Molde e Base de Areia Al-3,5% Cu (isento de termopar).

Um vazamento, em molde de areia sem a presença de termopar, de Al-3,5%Cu foi realizado objetivando-se analisar o efeito do termopar no interior do banho. A análise da macroestrutura obtida demonstra que o termopar não influenciou a formação estrutural deste sistema, como demonstra a Figura 25. Neste caso, a temperatura de vazamento foi aproximadamente igual a obtida no experimento idêntico com a inserção de termopar, conforme a Tabela 14.



**Figura 25: Experimento 13 – Molde e Base de Areia Al-3,5% Cu (isento de termopar).**

#### **5.4. Experimento CP 06 – Molde Grosso e Base de Cobre - Al-3,5% Cu.**

Na Figura 26 apresenta-se a macroestrutura obtida, juntamente com a evolução temporal das isotermas do sistema proposto e na Figura 27 são demonstradas as curvas de aquecimento e resfriamento do sistema experimental.



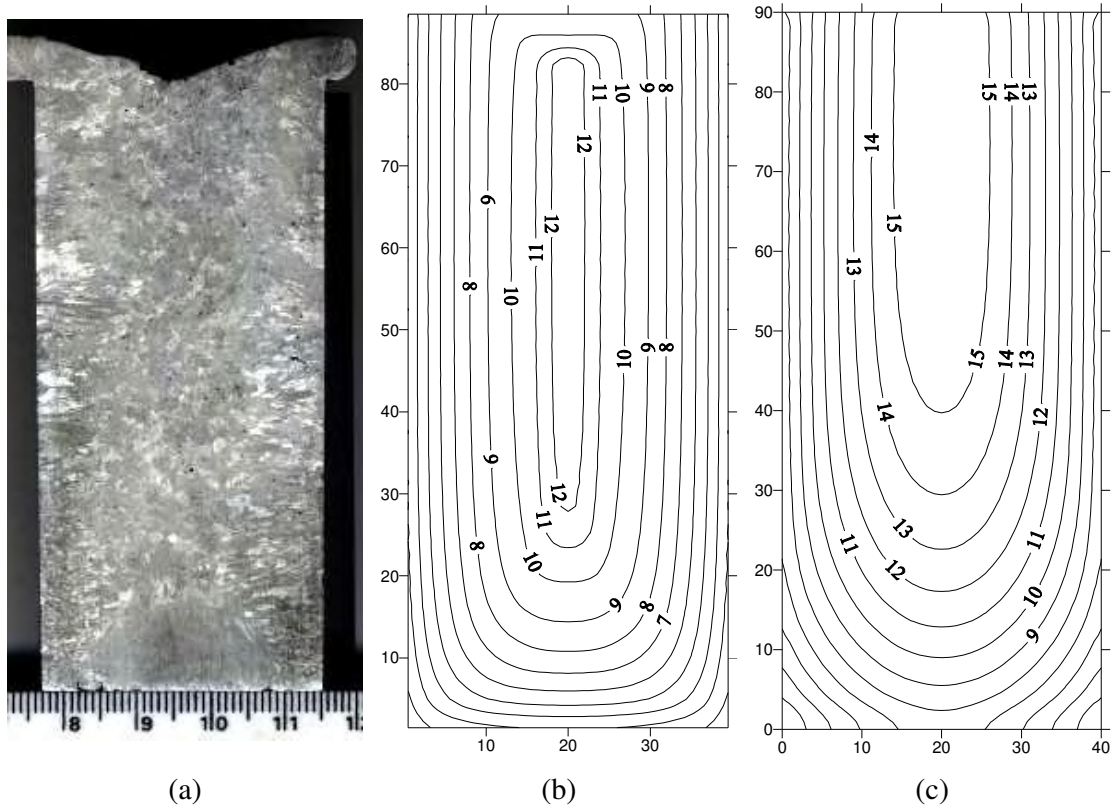


Figura 26: Experimento 06 – Molde Grosso e Base de Cobre – Al-3,5% Cu: (a) Macroestrutura, (b) isotermas *liquidus* e (c) isotermas *solidus*.

O sistema proposto, composto de base e molde grosso de cobre, constitui-se na combinação de maior rendimento no sentido da capacidade de absorver calor rapidamente. Em sua macroestrutura observa-se um crescimento colunar bastante pronunciado, indicando a ocorrência de uma solidificação unidirecional, pelo menos localmente, agregando assim, altos gradientes térmicos. Na Figura 27, o modelo demonstra um rápido decaimento da temperatura, o que não é verificado experimentalmente pois, o modelo não considera a formação do *gap* de ar. No entanto, a proximidade das curvas no momento da transição sólido/líquido, ao atingir a temperatura *solidus*, viabiliza a análise das curvas de níveis das isotermas, onde encontra-se uma velocidade alta para a isoterma *liquidus*, seguida de perto pela *solidus*, configurando uma defasagem final de aproximadamente 3 segundos.

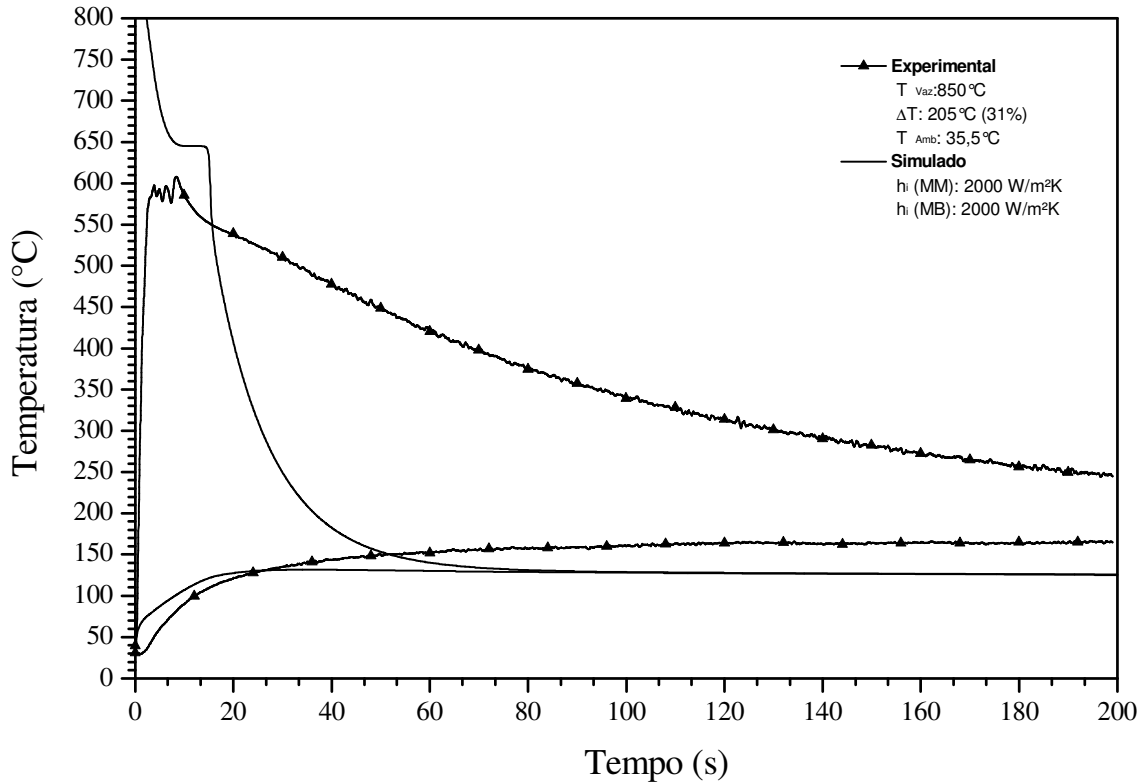


Figura 27: Experimento 06 – Molde Grosso e Base de Cobre – Al-3,5% Cu ( $h_i=2000$  W/m<sup>2</sup>K).

### 5.5. Experimento CP 18 – Molde Grosso e Base de Cobre – AlSiMg (AA356).

Da mesma forma que o lingote solidificado em coquilha de cobre com a utilização da liga Al-3,5%Cu, experimento 06, as curvas simuladas de resfriamento se comportam com uma diminuição de temperatura bem mais elevada que as experimentais, conforme mostra a Figura 28. De fato, esta associação recai ao mesmo motivo anteriormente descrito, uma rápida evolução do *gap*. O modelo pode ser considerado na medida que, quando atinge a temperatura eutética, encontra-se muito próximo à curva experimental. A associação do histórico térmico do sistema com a macroestrutura obtida determina uma íntima relação entre as direções de extração de calor e a formação macroestrutural do metal, conforme observa-se na Figura 29. A defasagem entre o tempo de passagem da isoterma *liquidus* e da isoterma *solidus* sobre um determinado local do tarugo atinge valores elevados, chegando a máximos aproximados de 20 segundos. O surgimento de trincas paralelas à direção de fluxo principal de calor e próximas ao rechupe central evidencia a presença de altas tensões térmicas. Neste sistema também foi testada a desconsideração da transformação eutética, ou seja, sem a utilização da rotina de Dusimberre, conforme mostra a simulação 2 da Figura 28. Novamente, a rotina mostra-se

bastante satisfatória na medida que aproxima a curva simulada da curva experimental (simulação 1).

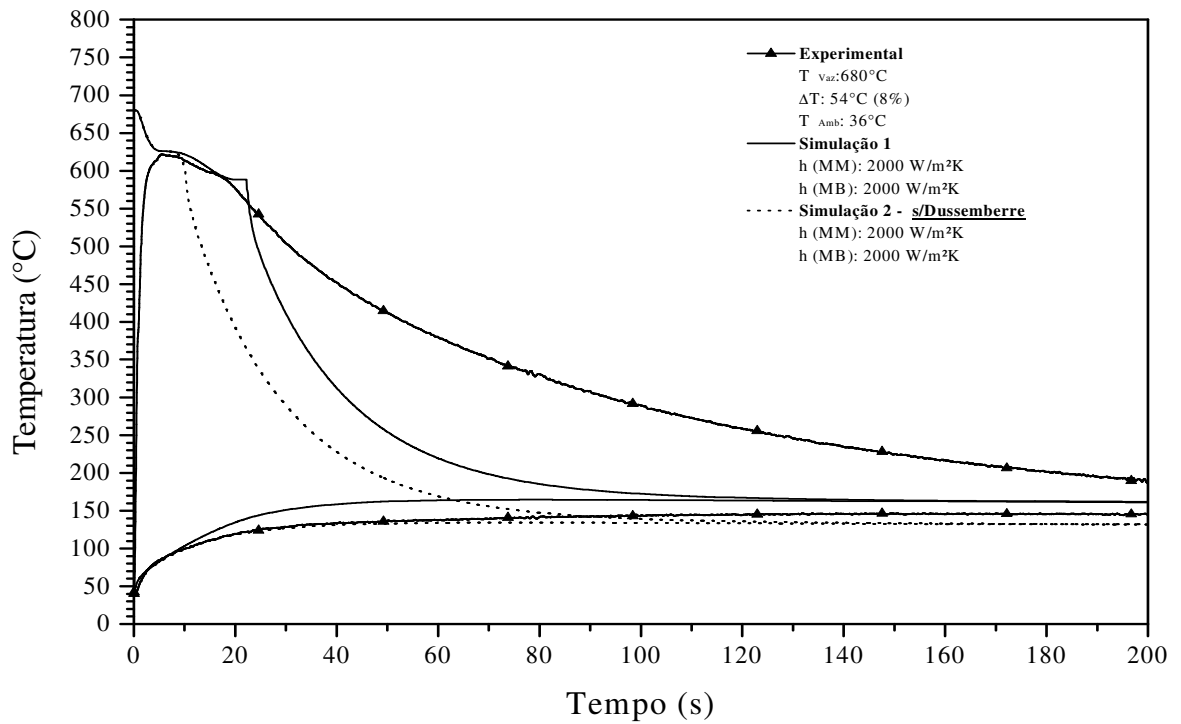


Figura 28: Experimento 18 – Molde Grosso e Base de Cobre – AlSiMg (AA356).

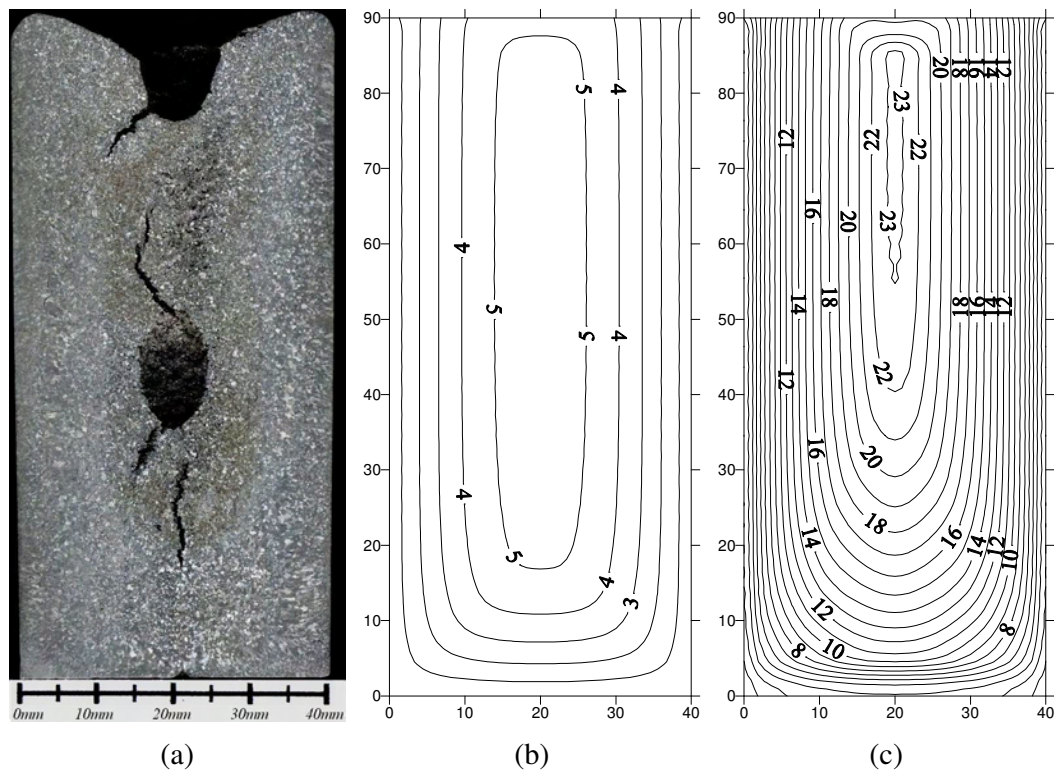


Figura 29: Molde Grosso e Base de Cobre – AlSiMg (AA356) : (a) Macroestrutura, (b) isothermas *liquidus* e (c) isothermas *solidus*.

### 5.6. Experimento CP 03 – Molde de Areia e Base de Cobre – Al-3,5% Cu.

Particularmente, nos sistemas de extração de calor preferencialmente pela base, a aproximação das curvas demonstram que a evolução de um *gap* na interface do metal com a base do molde é pequena, na medida que não apresenta significativa diminuição da capacidade de extração de calor do molde. Este bom alinhamento é evidenciado na Figura 30, conforme segue.

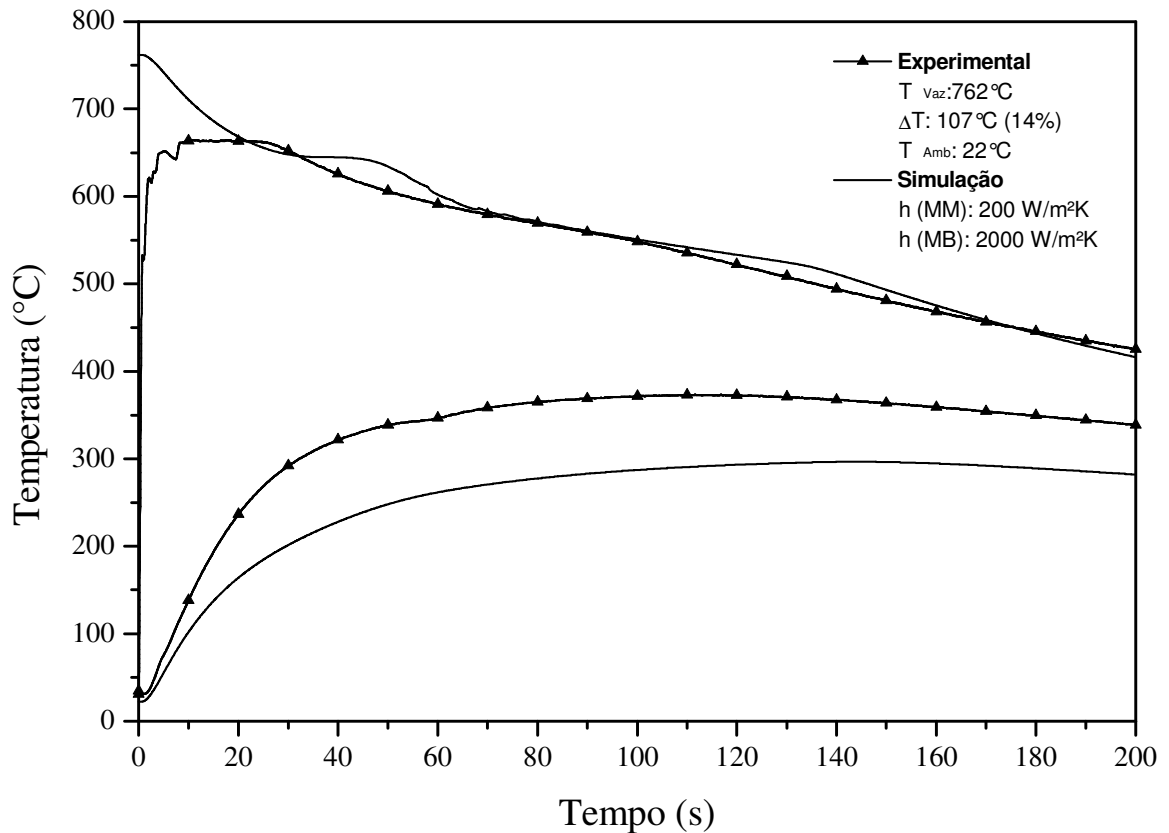


Figura 30: Experimento 03 – Molde de Areia e Base de Cobre – Al-3,5% Cu.

Esta forte aproximação da curva experimental permite a previsão da macroestrutura do lingote somente pela comparação das isotermas *solidus* e *liquidus*, conforme demonstra a Figura 31. Na análise conjunta das isotermas, observa-se um afastamento progressivo das duas isotermas. A forte direcionalidade do fluxo de calor, durante a evolução da isoterma *liquidus*, induz um desenvolvimento ascendente desta, no entanto, a partir de um determinado instante, aproximadamente uns 30 ou 40 segundos, já começa a ocorrer uma troca melhor de calor entre o metal e a parede do molde, distorcendo a superfície da isoterma, induzindo um desenvolvimento radial em direção central. Interessante observar que aproximadamente nos

30 segundos iniciais da solidificação, a isoterma *solidus* esta atingindo a região determinada pela transição colunar/equiaxial.

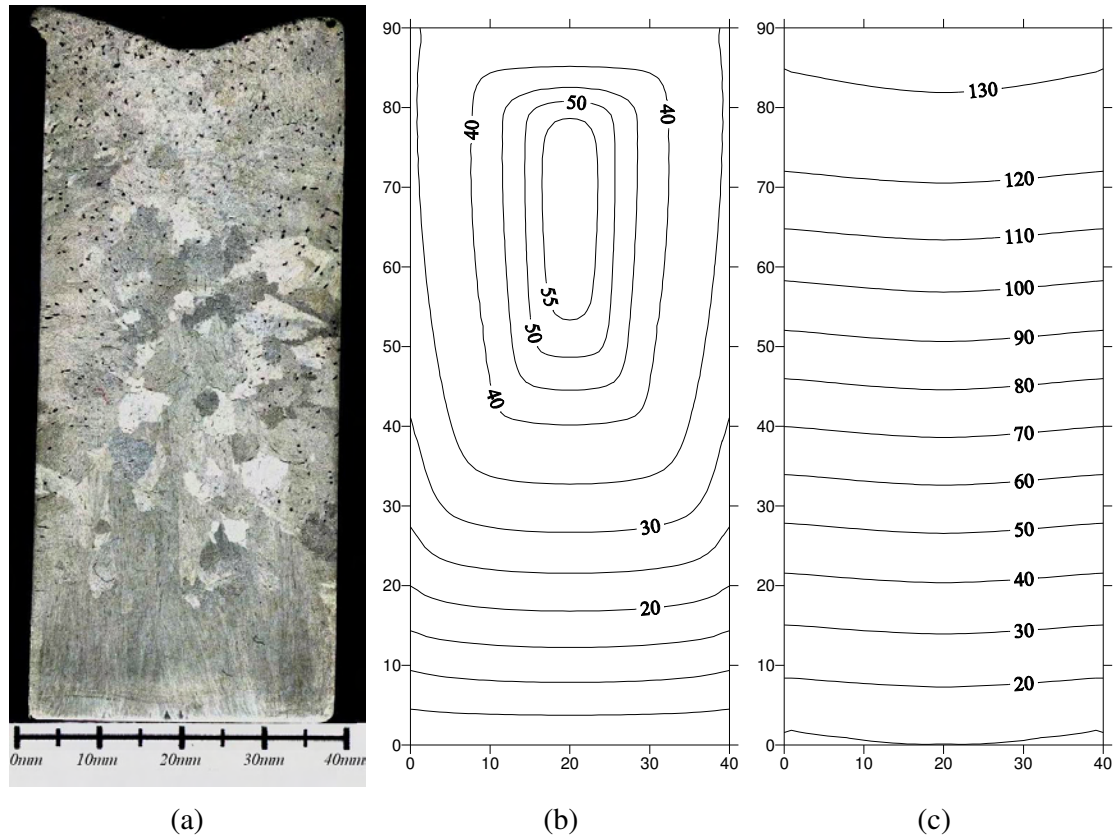


Figura 31: Molde Areia e Base de Cobre – Al-3,5% Cu: (a) Macroestrutura, (b) isothermas *liquidus* e (c) isothermas *solidus*.

### 5.7. Experimento CP 02 – Molde Grosso de Cobre e Base de Areia – Al-3,5% Cu.

Numa situação de extração de calor preferencialmente lateral, proporcionada pelo arranjo de um molde grosso de cobre e uma base de areia, a verificação gráfica do modelo, Figura 32, mostra-se bastante coerente com os resultados obtidos nas situações anteriormente descritas, onde a capacidade de extrair calor foi favorecida, experimentos 06, ou onde ela foi restringida, experimento 03. Esta situação se resume por um decaimento acentuado da curva de resfriamento prevista pelo modelo, em relação à experimental. Particularmente para este experimento, uma evolução, no sentido radial, das isothermas se comporta analogamente aos observado anteriormente, conforme a Figura 33. Uma pequena aceleração relativa da isoterma *liquidus* em relação a *solidus* é observada mas, de uma forma geral, ambas evoluem

dentro de um período de 13 a 14 segundos. Tais velocidades induzem, conforme as curvas de níveis, da Figura 33 (b) e (c), o aparecimento de um rechupe no centro do lingote, conforme evidenciado na análise macrográfica, Figura 33(a).

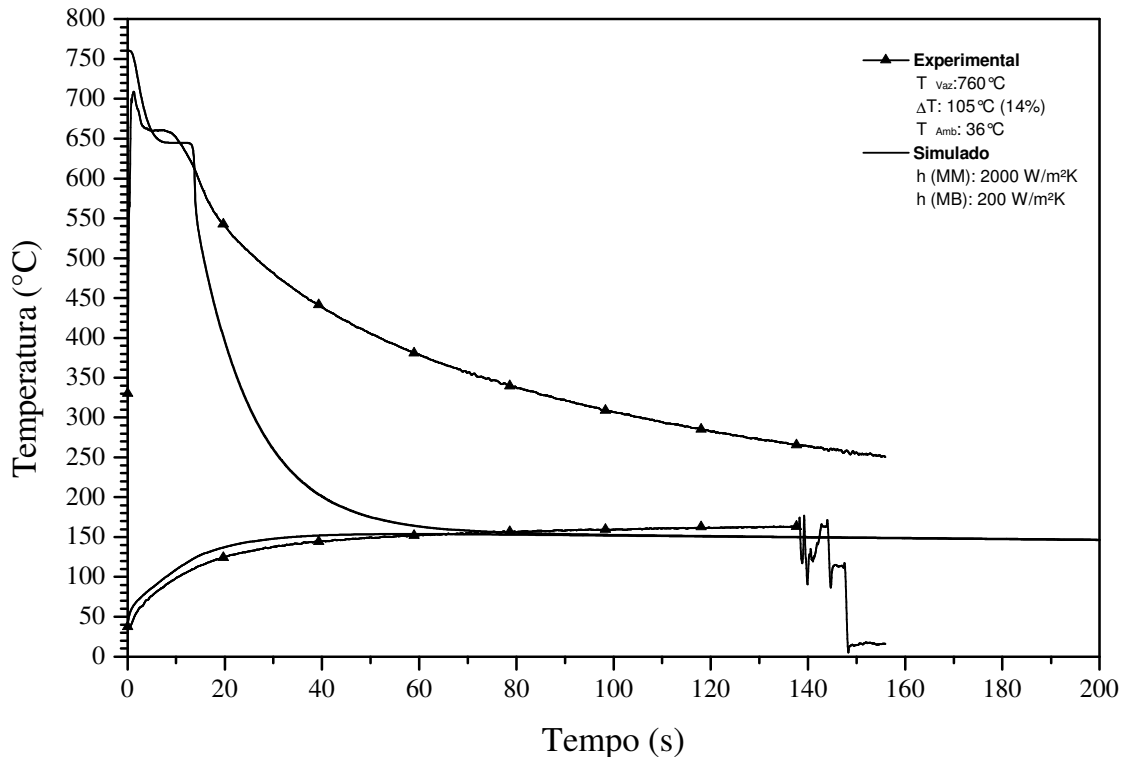


Figura 32: Experimento 02 – Molde de Cobre e Base de Areia – Al-3,5% Cu.

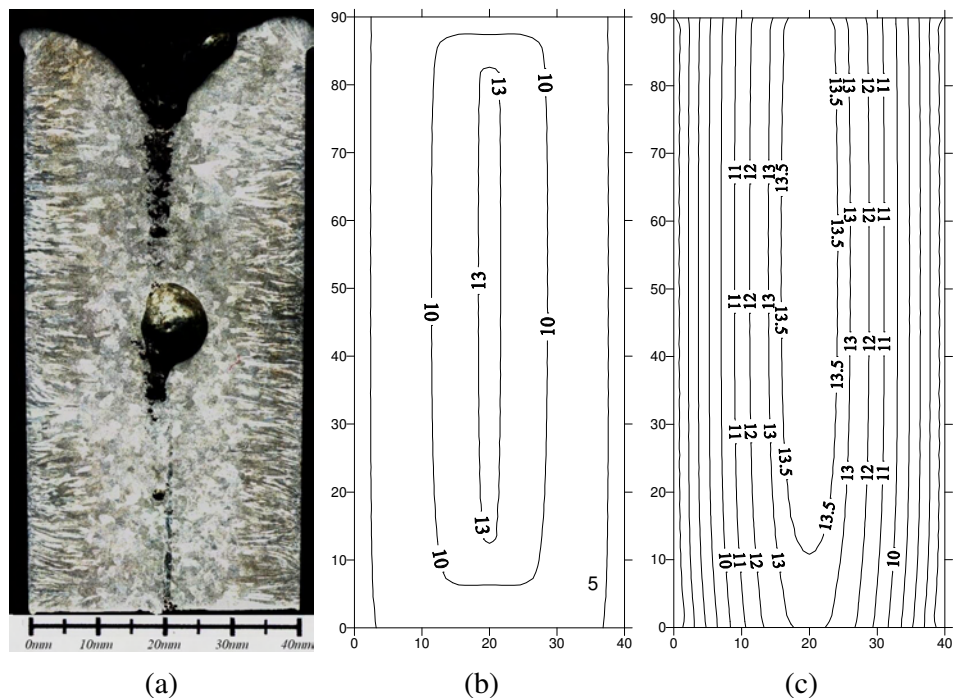


Figura 33: Molde Cobre e Base de Areia – Al-3,5% Cu: (a) Macroestrutura, (b) isothermas *liquidus* e (c) isothermas *solidus*

### 5.8. Experimento CP 16– Molde Grosso de Cobre e Base de Areia – AlSiMg (AA356)

Conforme demonstra-se na Figura 34, a boa aproximação inicial no resfriamento diminui no decorrer. Na Figura 35 são apresentadas as isotermas e a macroestrutura obtida.

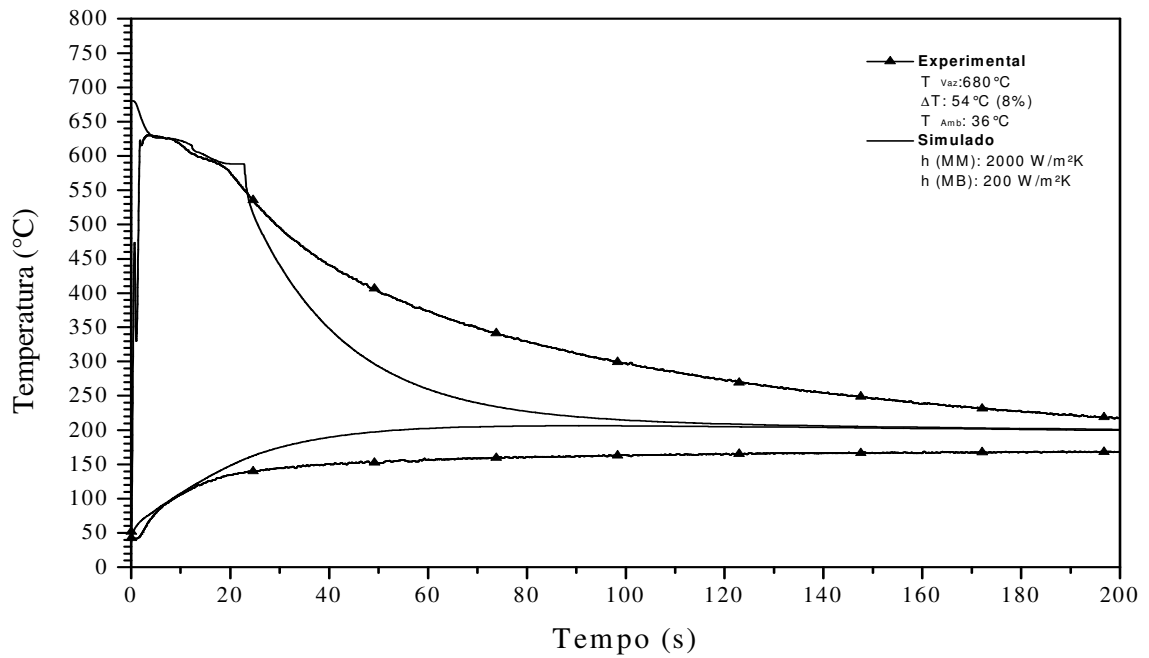
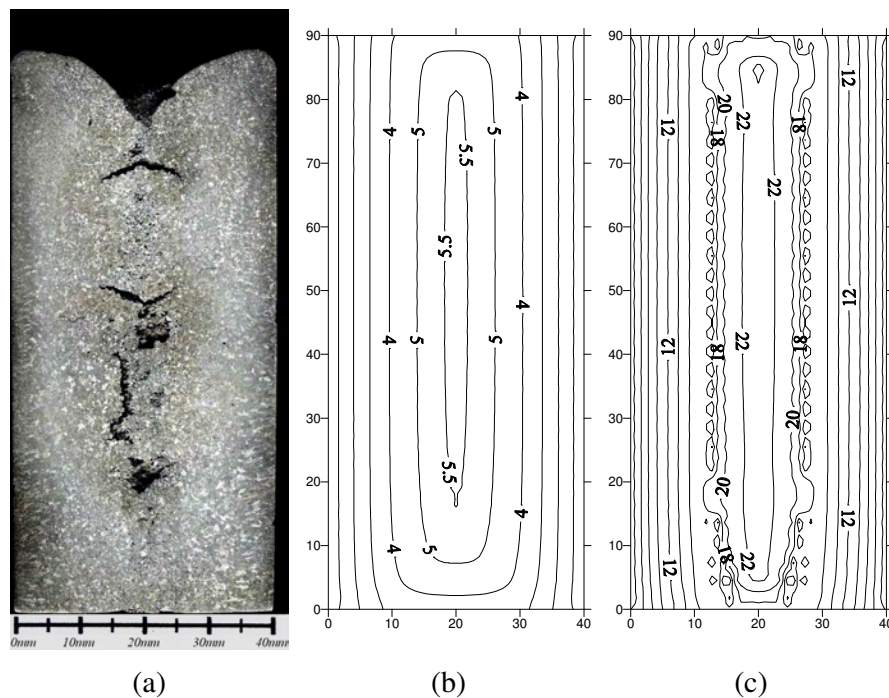


Figura 34: Experimento 16 – Molde de Cobre e Base de Areia – AlSiMg (AA356).



**Figura 35: Molde Cobre e Base de Areia – AlSiMg (AA356): (a) Macroestrutura, (b) isothermas *liquidus* e (c) isothermas *solidus***

Destaca-se na Figura 35(a) o aparecimento de fissuras térmicas. Analisando conjuntamente a Figura 35 observa-se a rápida velocidade atingida pelo deslocamento da superfície *liquidus*, a qual chega rapidamente ao centro do lingote, algo perto de 6 segundos, ao passo que a *solidus* só atingira este ponto 17 segundos após este evento. Isto evidencia o aparecimento de uma região pastosa bastante larga no interior do lingote.

### **5.9. Experimento CP 08 – Molde Fino de Cobre e Base de Cobre – Al-3.5%Cu**

A diminuição da espessura da parede do molde, ocasiona uma condição mais amena na absorção de calor do metal líquido, na medida em que a coquilha com alta condutividade térmica, rapidamente atinge uma saturação térmica diminuindo assim, a sua eficiência na absorção de calor. Esta relação aparentemente tem efeito no sistema experimental analisado, conforme mostra a Figura 36, na qual, um melhor alinhamento da curva simulada é verificado em relação à curva experimental quando comparada com o experimento 06, Figura 27. A macrografia, aliada às curvas de evolução das isothermas, Figura 37, mostra-se coerente no sentido de induzir um rechupe na parte superior do lingote, conforme a convergência das isothermas *solidus* do sistema apresentado.



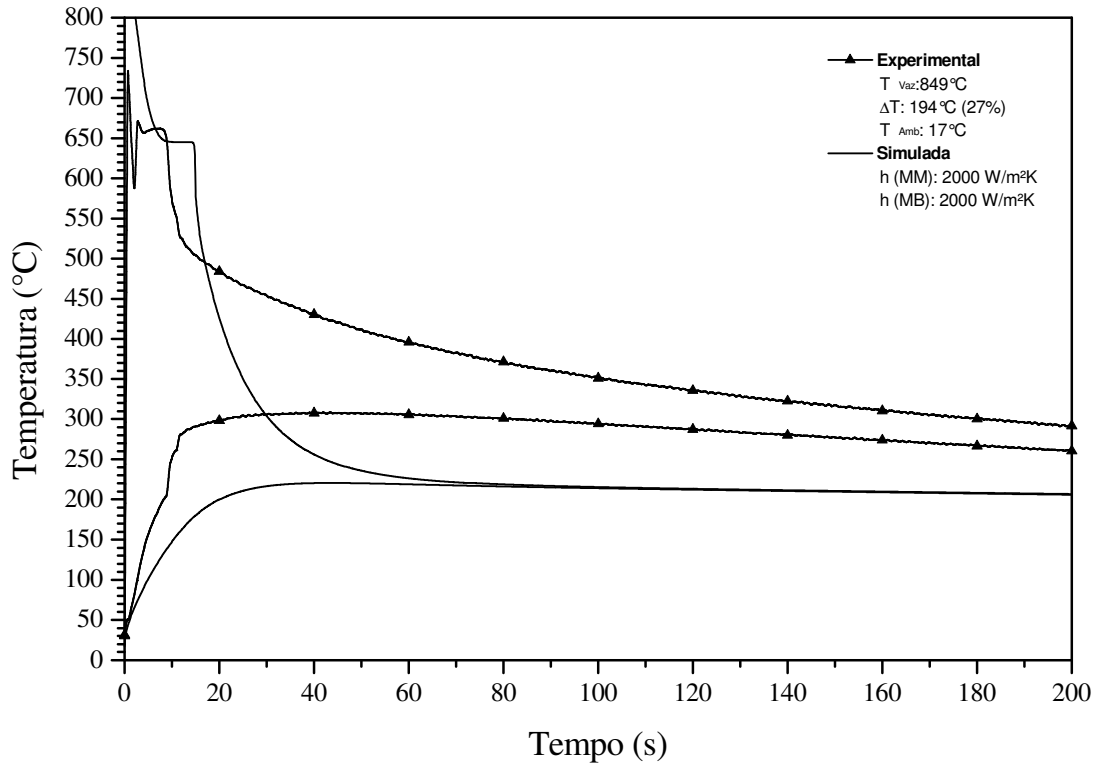


Figura 36: Experimento 08 – Molde Fino de Cobre e Base de Cobre – Al-3,5% Cu.

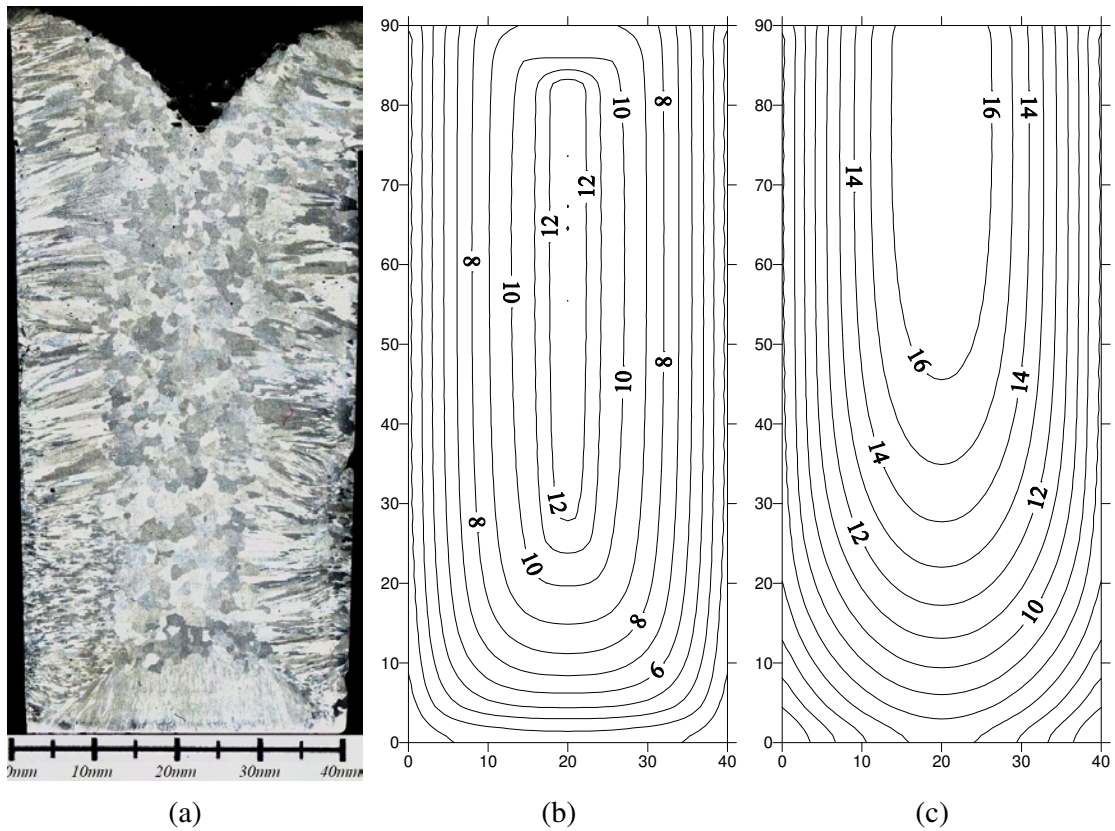


Figura 37: Molde Fino e Base de Cobre – Al-3,5% Cu: (a) Macroestrutura, (b) isothermas *liquidus* e (c) isothermas *solidus*

### 5.10. Experimento CP 07 – Molde Grosso e Base de Aço – Al-3.5% Cu

O acoplamento de bases e moldes de aço permitiram a verificação de um sistema de extração de calor aproximadamente intermediário. No sistema analisado, um molde grosso de aço é acoplado a uma base de aço e as curvas de resfriamento e aquecimento do molde são analisadas frente o resultado gerado pelo modelo numérico. Uma situação intermediária entre moldes de areia e moldes de cobre se apresenta nestas condições, conforme visualizado na Figura 38. A utilização de coeficiente de transferência de calor de  $1000 \text{ W/m}^2\text{K}$  mostra-se aceitável segundo a literatura [Venkataramani 1995, Spim 2000, Krishnan, 1994]. Na Figura 39 são apresentadas as isothermas características e a macroestrutura do sistema experimental empregado.

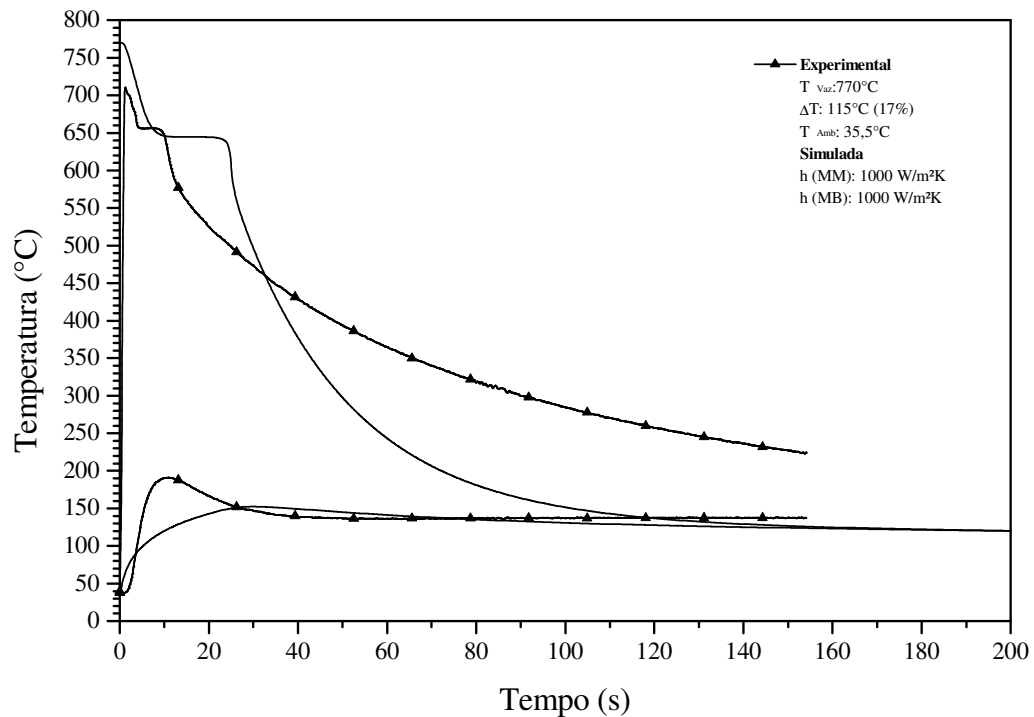


Figura 38: Experimento 07 – Molde Grosso e Base de Aço – Al-3,5% Cu.

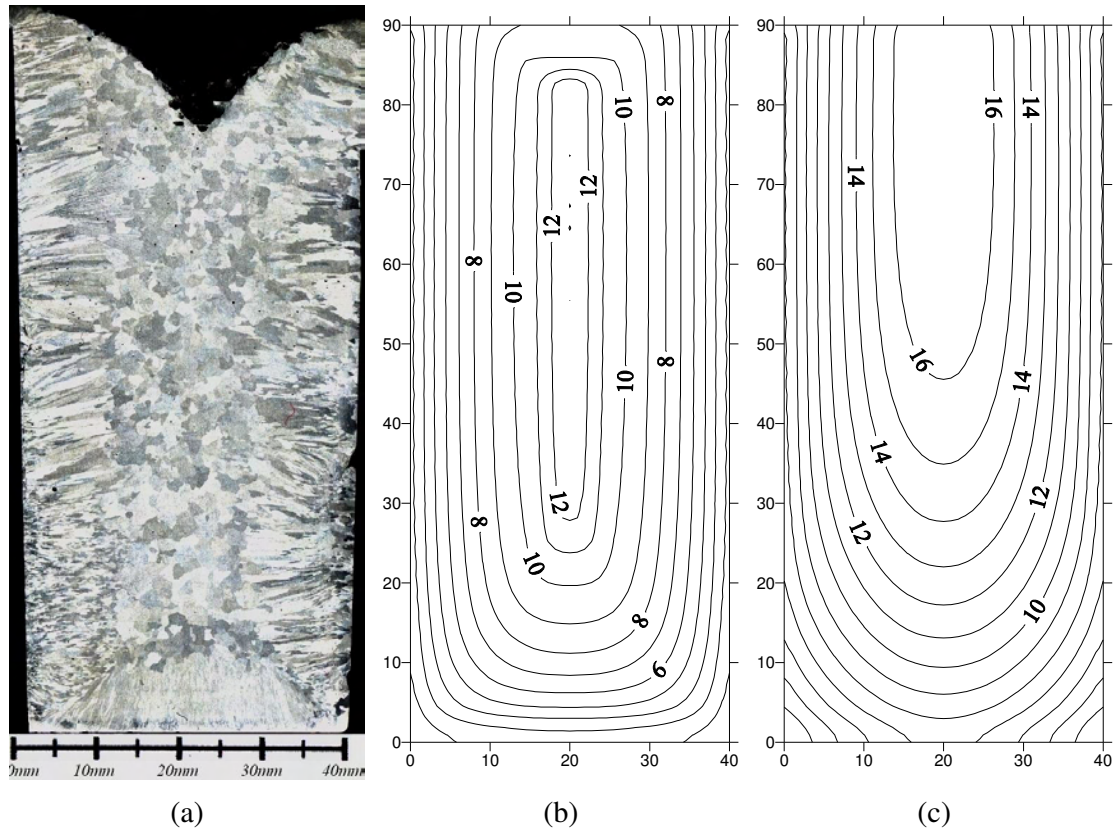


Figura 39: Molde Grosso e Base de Aço – Al-3,5% Cu : (a) Macroestrutura, (b) isothermas *liquidus* e (c) isothermas *solidus*

### 5.11. Experimento 19 – Molde Grosso e Base de Aço – AlSiMg

Na Figura 40 observa-se o histórico térmico do sistema de molde grosso de aço e base de aço. Na análise comparativa com as curvas simuladas, o modelo apresenta um desvio considerável, quando se aplica a rotina de Dusimberre com coeficiente de transferência de calor constante de  $1000 \text{ W/m}^2\text{K}$ . Porém, na análise da evolução das isothermas para este sistema, Figura 41(b) e (c), uma coerência em relação a formação do rechupe se apresenta e conforme previsto pela suas diferenças de deslocamento, uma região colunar mínima se apresenta Figura 41(a).

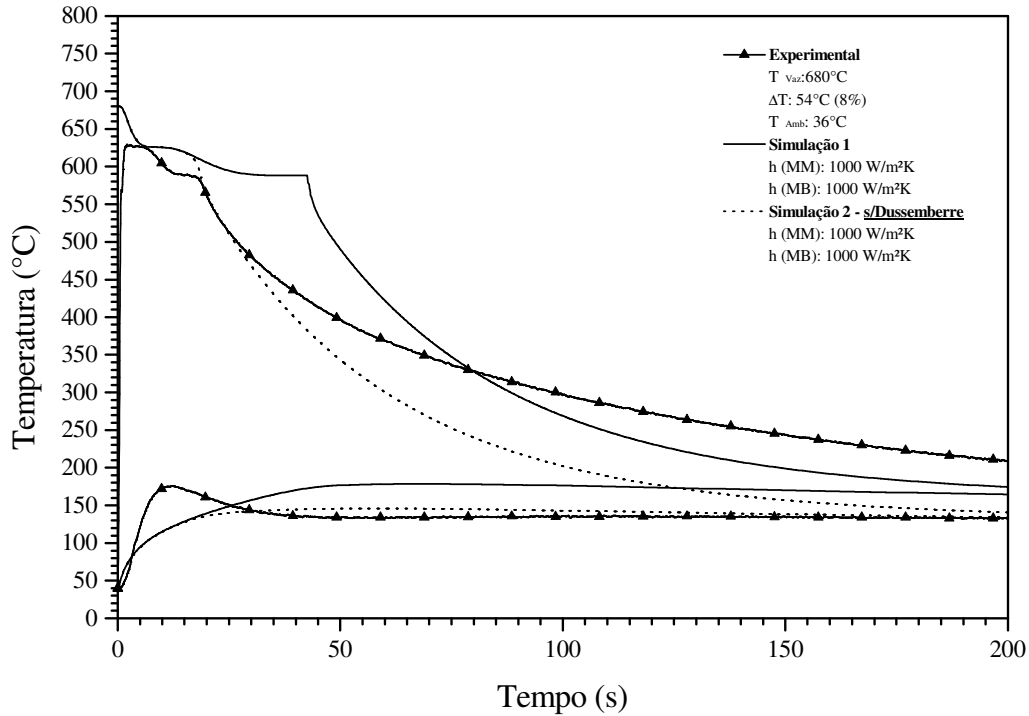


Figura 40: Experimento 19 – Molde Grosso e Base de Aço – AlSiMg.

As simulações 1 e 2 representam os mesmos parâmetros de entrada porém, com a diferença da adoção da rotina de Dusemberre quando na temperatura eutética, na simulação 1. Um comportamento mais aceitável das curvas simuladas dos experimentos que utilizam as coquilhas de aço é evidenciado em função da formação de um *gap* de ar menor entre o metal e o molde, uma vez que o aço possui menor capacidade de extração de calor, quando comparado ao cobre.

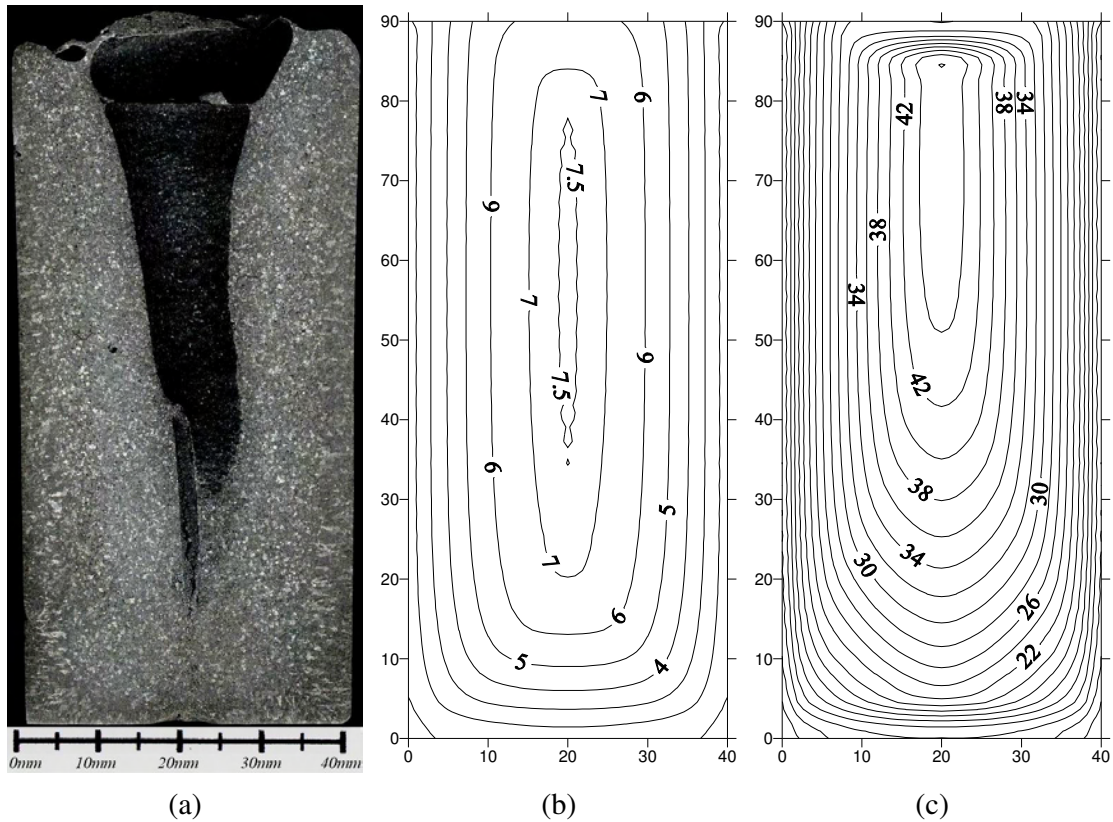


Figura 41: Molde Grosso e Base de Aço – AlSiMg (AA356) : (a) Macroestrutura, (b) isothermas *liquidus* e (c) isothermas *solidus*

### 5.12. Experimento CP 04 – Molde de Areia e Base de Aço – Al-3,5%Cu

Na Figura 42 verifica-se a boa concordância do resfriamento apresentado pelo modelo e o apresentado experimentalmente. Uma grande vantagem deste experimento é o fato de que pode ser confrontado diretamente com o sistema apresentado no experimento 03. Na Figura 43 é apresentada a macroestrutura do lingote e a evolução das isothermas *solidus* e *liquidus*. O tempo total de solidificação deste sistema é pouco maior que o apresentado pelo sistema de cobre, conforme a Figura 43 (c).

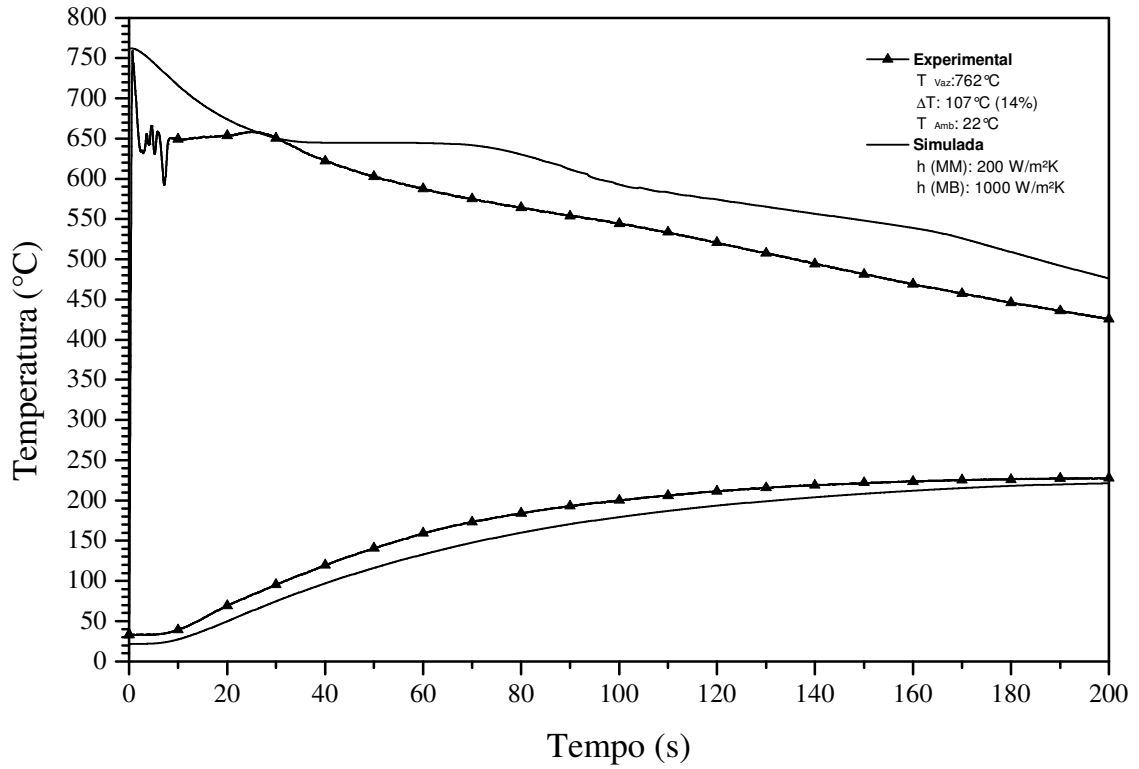


Figura 42: Experimento 04 – Molde de Areia e Base de Aço – Al-3,5% Cu.

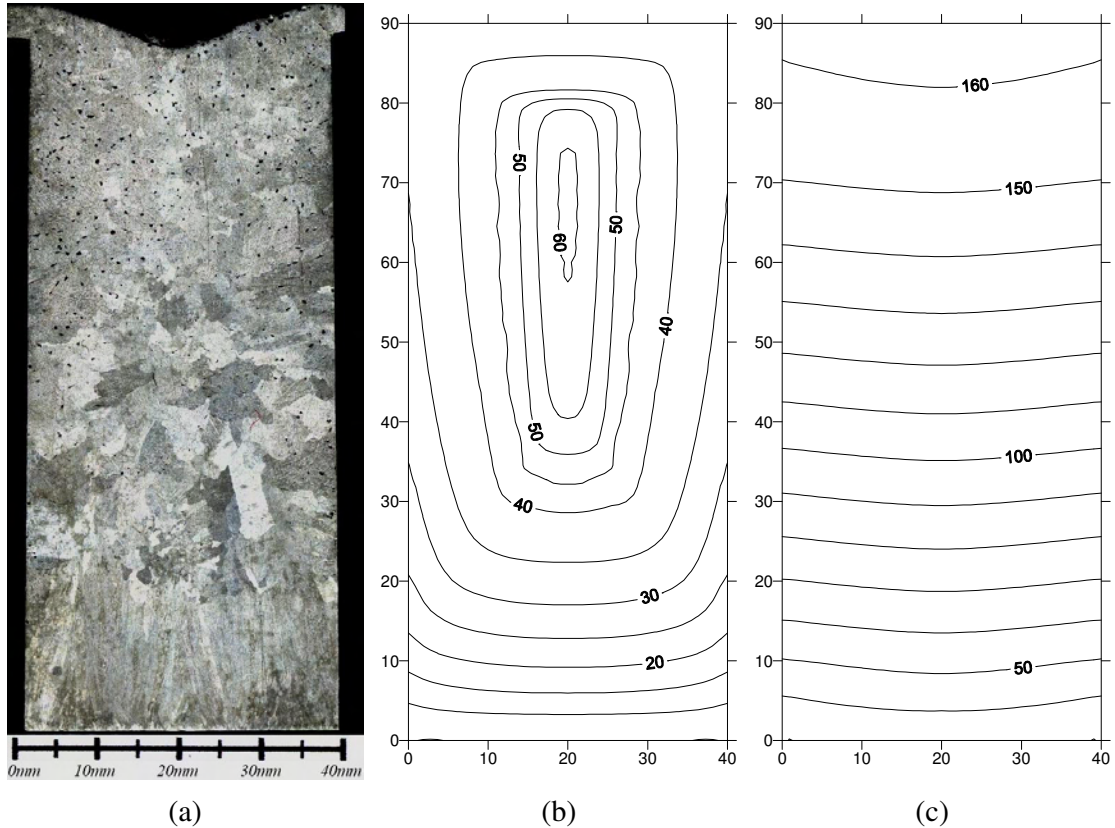


Figura 43: Molde de Areia e Base de Aço – Al3,5% Cu : (a) Macroestrutura, (b) isothermas *liquidus* e (c) isothermas *solidus*

Numa análise global dos sistemas estudados, a utilização de coeficientes de transferência de calor constantes mostrou-se útil e de boa aproximação. Aliada a isto, o modelo de Dussanberre se mostrou aceitável para situações em que a solidificação evolui no sentido da formação de um eutético no líquido remanescente. Nas configurações apresentadas pelos lingotes experimentais, é imediata a observação da grande diferença macroestrutural entre os dois tipos diferentes de liga utilizados. Nos lingotes de alumínio AA356 (AlSiMg) a distribuição granular se revela muito mais refinada e bem distribuída porém, para os casos em que se utilizou molde de areia, esta diferença torna-se discreta. No entanto, de um modo geral, pode-se considerar que as estruturas de solidificação dos lingotes de alumínio AA356 se apresentaram muito mais adequadas ao emprego como material de construção mecânica, em função do refinamento e distribuição dos grãos e ainda, das diminutas regiões de crescimento colunar. Uma estrutura mais refinada para a liga de AlSiMg era esperada pois a associação de várias características da liga e do conjunto liga/molde favorecem esta estrutura. Destaca-se um parâmetro metal/molde menor,

## 6. CONCLUSÕES

Os resultados obtidos decorrentes do desenvolvimento de um aparato experimental que viabilizasse o estudo da influência das taxas e direções de extração de calor em um sistema cilíndrico e a utilização de um modelo numérico, baseado na técnica de diferenças finitas, que equacionou um mapa térmico do sistema frente diferentes condições de contorno, permitiram que sejam extraídas as seguintes conclusões:

1. O aparato composto de bases e moldes articuláveis é adequado para o estudo dos parâmetros de influência das taxas e direções diferenciadas de extração de calor na formação macroestrutural de estruturas brutas de fusão.
2. O desenvolvimento de um *gap* de ar na interface metal/molde induz um forte decaimento na capacidade de extração de calor em coquilhas. Acentuando-se na medida que estas aumentam sua capacidade de extração de calor, em função de suas propriedades termo-físicas.
3. O equacionamento de um modelo matemático determinístico aliado à solução numérica de diferenças finitas mostrou-se viável na previsão do comportamento térmico, tanto do metal solidificado quanto nos moldes utilizados.
4. O emprego de valores constantes de coeficiente de transferência de calor é aceitável, na medida do possível, como boa aproximação pela busca do histórico térmico do sistema. Para os sistemas ensaiados, a utilização de coeficientes iguais a 200, 1000 e 2500W/m<sup>2</sup>K para moldes de areia, aço e cobre, respectivamente, mostrou-se bastante coerente.
5. O emprego de uma rotina particular no estudo da solidificação eutética de um líquido remanescente de um processo normal de solidificação é viável e se ajustou de forma aceitável às curvas experimentais obtidas.
6. A aquisição do tempo de passagem das isotermas *solidus* e *liquidus*, no cálculo numérico, em cada nó, viabilizou a construção de curvas de níveis que



descreveram comportamentos característicos para cada sistema ensaiado e definiu uma relação muito íntima com as macroestruturas observadas.

## 7. TRABALHOS FUTUROS

1. Desenvolvimento de uma rotina numérica, com base no mesmo aparato experimental que permita uma qualificação da evolução do gap de ar sob as diferentes condições de resfriamento;
2. Utilização de coeficientes de transferência de calor variáveis com a temperatura e/ou tempo;
3. Estabelecimento das condições de transição colunar/equiaxial como função das taxas e velocidades de solidificação.

**REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS****Artigos Técnicos/Científicos**

- [Ares 2002] ARES, A.E., Gueijman, S.F. & Schvezov, C.E., “Semi-empirical Modeling For Columnar And Equiaxed Growth Of Alloys”, **Journal of Crystal Growth**, V.241, pp. 235-240, (2002).
- [Bellet 1996] BELLET, M., Decultieux, F., Ménaï, M., Bay, F., Levailant, C., Chenot, J.-L., Schmidt, P. & Svensson, I.L., “Thermomechanics of the Cooling Stage in Casting Processes: Three-Dimensional Finite Element Analysis and Experimental Validadtion”, **Metallurgical and Materials Transactions B**, V.27B, pp. 81-99, (1996).
- [Boettinger 2000] BOETTINGER, W.J., Coriell, S.R., Greer, A.L., Karma, A., Kurz, W., Rappaz, M. & Trivedi, R., “Solidification Microstructures: Recent Developments, Future Directions”, **Acta Materialia**, V.48, pp.43-70, (2000).
- [Cahoon 1998] CAHOON, J.R., Chaturvedi, M.C. & Tandon, K.N., “The Unidirectional Solidification of Al-4 Wt Pct Cu Ingots in Microgravity”, **Metallurgical and Materials Transactions A**, V.29A, pp. 1101-1111, (1998).
- [Cho 1997] CHO, I.S. & Hong, C.P., “Modeling of Microstructural Evolution in Squeeze Casting of an Al-4.5mass%Cu Alloy”, **ISIJ International**, V.37, N.11, pp. 1098-1106, (1997).
- [Diao 1993] DIAO, Q.Z. & Tsai H.L., “Modedeling of Solute Redistribution in the Mushy Zone During Solidification of Aluminium-Copper Alloys”, **Metallurgical Transactions A**, V.24A, pp. 963-973, (1993).
- [Fuoco, 1998] FUOCO, R., Correa, E.R. & Bastos, M.A., “Effects of Grain Refinement on Feeding Mechanisms in AA356 Aluminium Alloy”, **AFS transactions**, V.78, pp.401-409, (1998).
- [Gandin 2000] GANDIN, C.A., “Experimental Study of the Transition from Constrained to Unconstrained Growth During Directional Solidification”, **ISIJ International**, V.40, N.10, pp. 971-979, (2000).

- [Gandin 2000 (2)] GANDIN, C.A., “From Constrained To Unconstrained Growth During Directional Solidification”, **Acta Materialia**, V.48, pp. 2483-2501, (2000).
- [Ghomashchi 2000] GHOMASHCHI, M.R. & Vikhrov, A., “Squeeze Casting: An Review”, **Journal of Materials Processing Technology**, V.101, pp.1-9, (2000).
- [Griffiths 1999] GRIFFITHS, W.D., The Heat-Transfer During the Unidirectional Solidification of an Al-Si Alloy Casting”, **Metallurgical and Materials Transactions B**, V.30B, pp. 473-482, (1999).
- [Ho 1985] HO, K. & Pehlke, R.D. “Metal-Mold Interfacial Heat Transfer”, **Metallurgical Transactions B**, V.16B, pp. 585-594, (1985).
- [Hunt 1984] HUNT, J.D., “Steady State Columnar And Equiaxed Growth Of Dendrites And Eutectic”, **Materials Science and Engineering**, V.65, pp. 75-83, (1984).
- [Hwang, 1994] HWANG, J.-C, Chuang, H.-T, Jong, S.-H. & Hwang, W.-S., “Measurement of Heat-Transfer Coefficient at Metal/Mold Interface During Casting”, **AFS transactions**, V.102, pp.877-883, (1994).
- [Kim 1997] KIM, T-G & Lee, Z-H, “Time-Varing Heat Transfer Coefficients Between Tube-Shaped Casting and Metal Mold”, **International Journal of Heat and Mass Transfer**, V.40, N.15, pp. 3513-3525, (1997).
- [Krishnan, 1994] KRISHNAN, M. & Sharma, D.G.R, “Determination of Heat Transfer Coefficient Between Casting and Chill in Unidirectional Heat Flow”, **AFS Transaction**, V.102, pp.769-774, (1994).
- [Kurz 2001] KURZ, W., Bezençon, C. & Gäumann, M., “Columnar to Equiaxed Transition in Solidification Processing”, **Science and Technology of Advanced Materials**, V. 2, pp.185-191, (2001).
- [Lee 1999] LEE, J.H., Kim, H.S., Hong, S.I., Won, C.W., Cho, S.S.& Chun, B.S., “Effect Of Die Geometry On The Microstructure Of Indirect Squeeze Cast And Gravity Die Cast 5083 Wrought Al Alloy And Numerical Analysis Of The Cooling Behavior”, **Journal of Materials Processing Technology**, V.96, pp.188-197, (1999).
- [Lee 2001] LEE, P.D., Chirazi A. & See, D., “Modeling Microporosity in Aluminium-Silicon Alloys: a review”, **Journal of Light Metals**, V. 1, pp.15-30, (2001).

- [Lee 2001 (2)] LEE, P.D. & Hunt, J.D., “Hydrogen Porosity in Directionally Solidified Aluminium-Copper Alloys: A Mathematical Model”, **Acta Materialia**, V.49, pp.1383-1398, (2001).
- [Mahallawy 1993] MAHALLAWY, N.AE., Taha, M.A., Assar, A.M. & Hamouda, R.M., “Aluminium and Al-4.5Cu Alloy End Chill: Structural Observation and Heat Flow Analysis”, **Materials Science and Technology**, V.9, pp. 691-697, (1993).
- [Mahapatra 1987] MAHAPATRA, R.B. & Weinberg, F., “The Columnar To Equiaxed Transition in Tin-Lead Alloys”, V18B, pp. 425-432, (1987).
- [Ni 1993] NI, J.& Beckermann, C., **Journal Materials Processing Manufacturing Science**, V.2, pp.217-231, (1993).
- [Piwonka, 2000] PIWONKA, T.S., Woodbury, K.A. & Wiest, J.M., “Modeling Casting Dimensions: Effect of Wax Rheology and Interfacial Heat Transfer”, **Materials & Design**, V.21, pp.365-372, (2000).
- [Santos 2001] SANTOS, C.A., Quaresma, J.M.V. & Garcia, A., “Determination of Transient Interfacial Heat Transfer Coefficients in Chill Mold Castings”, **Journal of Alloys and Compounds**, V.319, pp. 174-186, (2001).
- [Santos 2000] SANTOS, C.A., Spim Jr., J.A.. & Garcia, A., “Modeling of Solidification in Twin-Roll Strip Casting”, **Materials Processing Technology**, V.102, pp. 33-39, (2000).
- [Shepel 2002] SHEPEL, S.V. & Paolucci, S., “Numerical Simulation of Filling and Solidification of Permanent Mold Castings”, **Applied Thermal Engineering**, V.22, pp. 229-248, (2002).
- [Spim 2000] SPIM Jr., J.A. & Garcia, A., “Numerical Analysis of Solidification of Complex Shaped Bodies: Coupling of Mesh Elements of Different Geometries”, **Materials Science & Engineering A**, V.277, pp.198-205, (2000).
- [Stefanescu 1995] STEFANESCU, D.M., “Methodologies for Modeling of Solidification Microstructure and Their Capabilities”, **ISIJ International**, V.35, N.6, pp. 637-650, (1995).
- [Stefanescu 1998] STEFANESCU, D.M. & Hang, H., “Modeling of Casting solidification stochastic or deterministic?”, **Canadian Metallurgical Quarterly**, V.37, N.3-4, pp. 229-239, (1998).

- [Velasco 1999] VELASCO, E., Talamantes, J., Cano, S., Valtierra, S., Mojica, J.F. & Colas, R., “Casting-Chill Interface Heat Transfer During Solidification of na Aluminium Alloy”, **Metallurgical and Materials Transactions B**, V.30B, pp. 773-778, (1999).
- [Venkataramani 1995] VENKATARAMANI, R., Simpson, R. & Ravindran, C., “Microstructural Modeling of Solidification in A356 Alloy”, **Materials Characterization**, V.35, pp.175-194, (1995).
- [Wang 1996] WANG, C.Y. & Beckermann, C., “Equiaxed Dendritic Solidification With Convection: Part II. Numerical Simulations For Al-4 Wt Pct Cu Alloy”, **Metallurgical Transactions A**, V.27A, pp.2765-2783, (1996).
- [Wiswanathan, 1988] WISWANATHAN, S., Duncan, A.J., Sabau, A.S., Han, Q., Porter, W.D. & Riemer, B.W., “Modeling of Solidification and Porosity in Aluminium Alloy Castings”, **AFS Transactions**, V.103, pp.411-417, (1998).
- [Woodbury 1994] WOODBURY, K.A., Chen, Y., Parker, J.K. & Piwonka, T.S., “Measurement of Heat-Transfer Coefficients Between Al Castings and Resin-Bonded Molds”, **AFS Transactions**, V.106, pp.705-711, (1998).
- [Ziv 1989] ZIV, I. & Weinberg F., “The Columnar-To-Equiaxed Transition in Al 3 Pct Cu”, **Metallurgical Transactions B**, V. 20B, pp. 731-734, (1989).

### Livros

- [Davies 1973] DAVIES, G.J. – Solidification and Casting. **Applied Science Publishers**, London, UK, 1973.
- [FINARDI 1971] FINARDI, J. - Especificações, propriedades e aplicações das ligas de alumínio para fundição. *In* Curso de Fundição de Ligas Não Ferrosas, **ABM**, 1<sup>a</sup> ed., São Paulo, 1971.
- [Garcia 2001] GARCIA, A - Solidificação: Fundamentos e Aplicações. **Editora Unicamp**, Campinas, SP, 2001.
- [Kurz 1992] KURZ, W. & Fisher, D.J. – Fundamentals of Solidification, **Trans Tech Publications Ltd.**, Aedermannsdorf ,Switzerland, 1984/1986/1989(92).

- [METALS 1973] METALS HANDBOOK - Properties and selection: non ferrous alloys and special-purpose materials, **ASM International**, Tenth Edition, V.2; Metals Park, OH, 1973.
- [METALS 1988] METALS HANDBOOK – Casting, **ASM International**, V.15, Metals Park, OH, 1998.
- [METALS 1988 (1)] METALS HANDBOOK – Metallography and Microstructures, **ASM International**, V.9, Metals Park, OH, 1998.
- [Pehlke 1982] PEHLKE, R.D., Summary of Thermal Properties for Casting Alloys and Mold Materials, **University of Michigan**. 1982.
- [Porter 1997] PORTER, D.A. & Easterling, K.E. - Phase Transformations in Metals and Alloys, **Chapman & Hall**, London, United Kingdom, 1981/1992(97).
- [Ruddle 1957] RUDDLE, R.W. – The Solidification of Casting, **Institute of Metals**, SN 7, 2 Ed., 1957.
- [Veinik 1968] VEINIK, A.I. – Thermodynamics for the Foundryman, **MacLaren and Sons Ltd.**, London, United Kingdom, 1968.

### Teses e Dissertações

- [Spim 1996] SPIM Jr., J.A., “Aplicação da Modelagem Matemática na Definição Integral da Solidificação para Projeto ou Reprogramação de Sistemas de Fundição”, **Tese de Doutorado**, UNICAMP/FEM/DEMA, 241 Pags., Jan. (1996).
- [Quaresma 1999] QUARESMA, J.M.V., “Correlação entre Condições de Solidificação, Microestrutura e Resistência Mecânica”, **Tese de Doutorado**, UNICAMP/FEM/DEMA, 241 Pags., Fev. (1999).
- [Verran 1986] VERRAN, G.O., “Fundição de Alumínio e suas Ligas”; **Tese de Mestrado**, PPGEMM-UFRGS - Porto Alegre , 1986

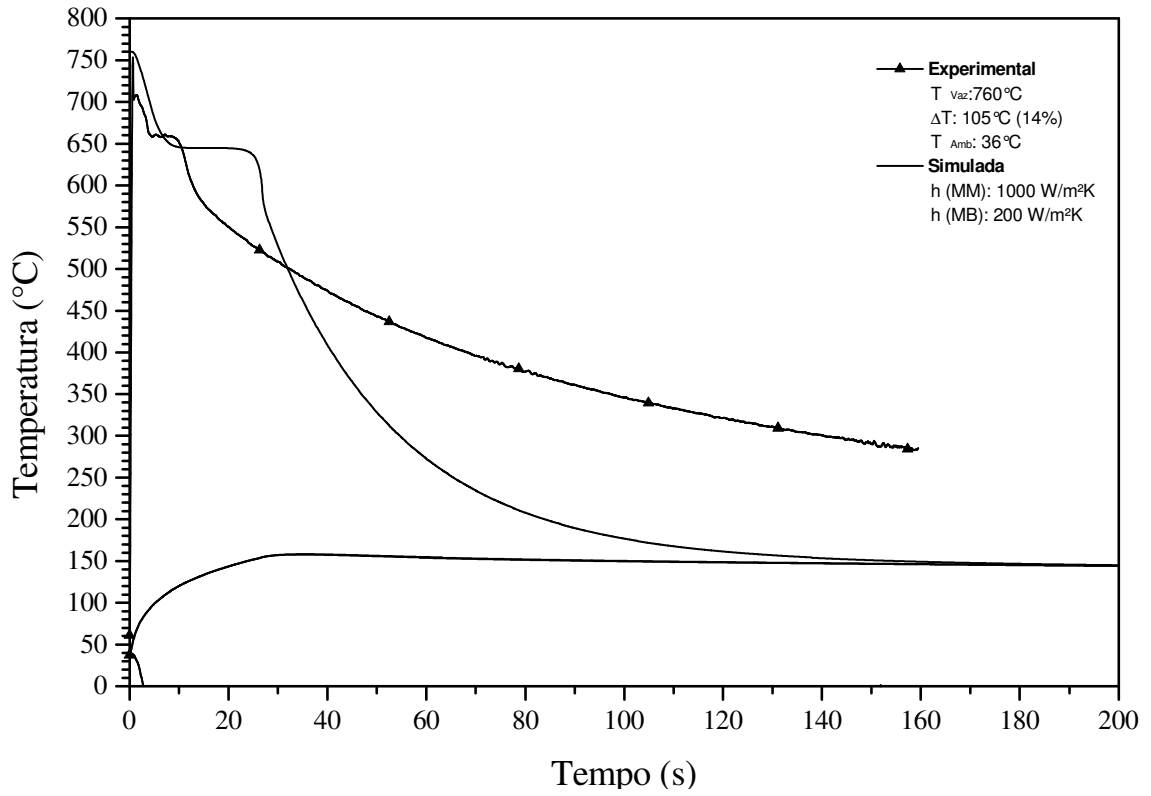
### Sítios

- [1] <http://cyberbuzz.gatech.edu/asmtms/phasediagrams/pd/alcua.jpg>

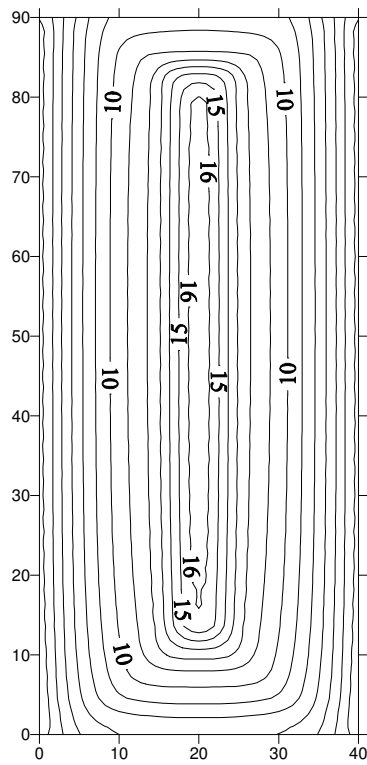
**ANEXO**



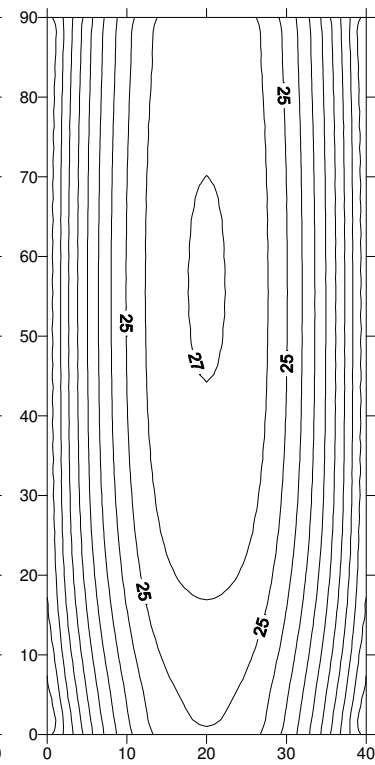
EXPERIMENTO CP 05 – Molde Grosso de Aço e Base de Areia – Al 3,5%Cu



Macroestrutura

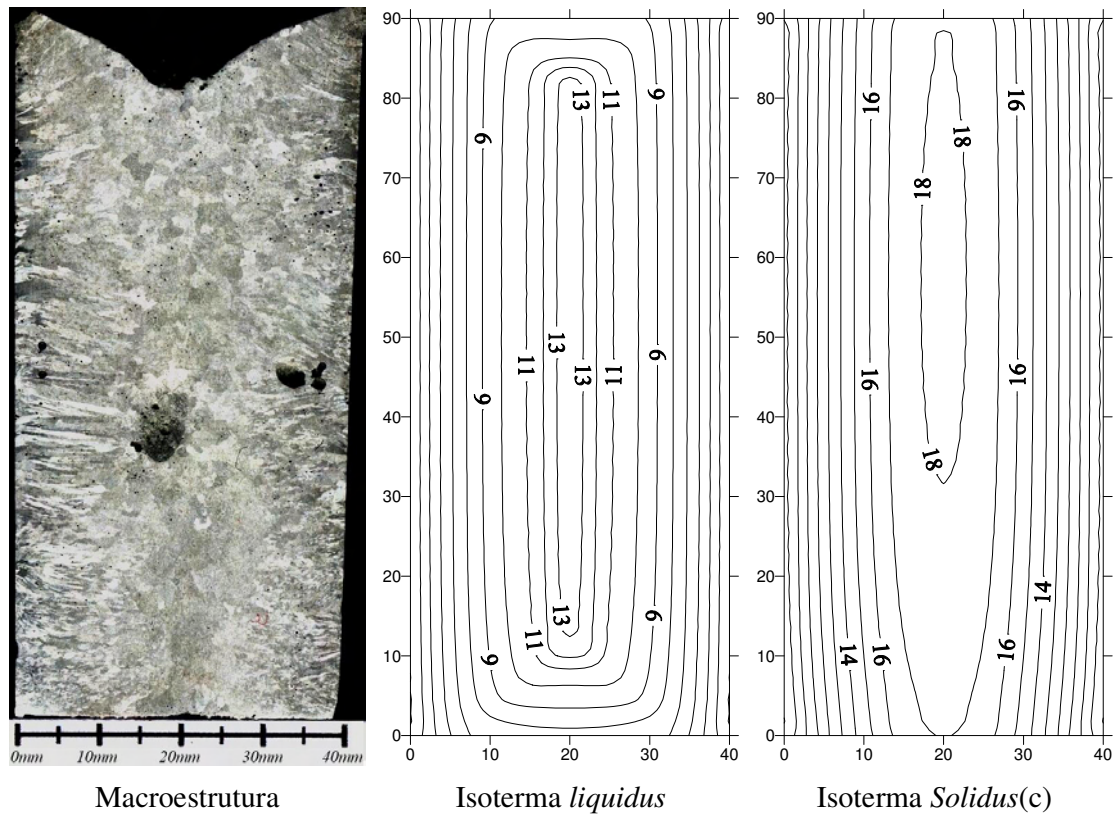
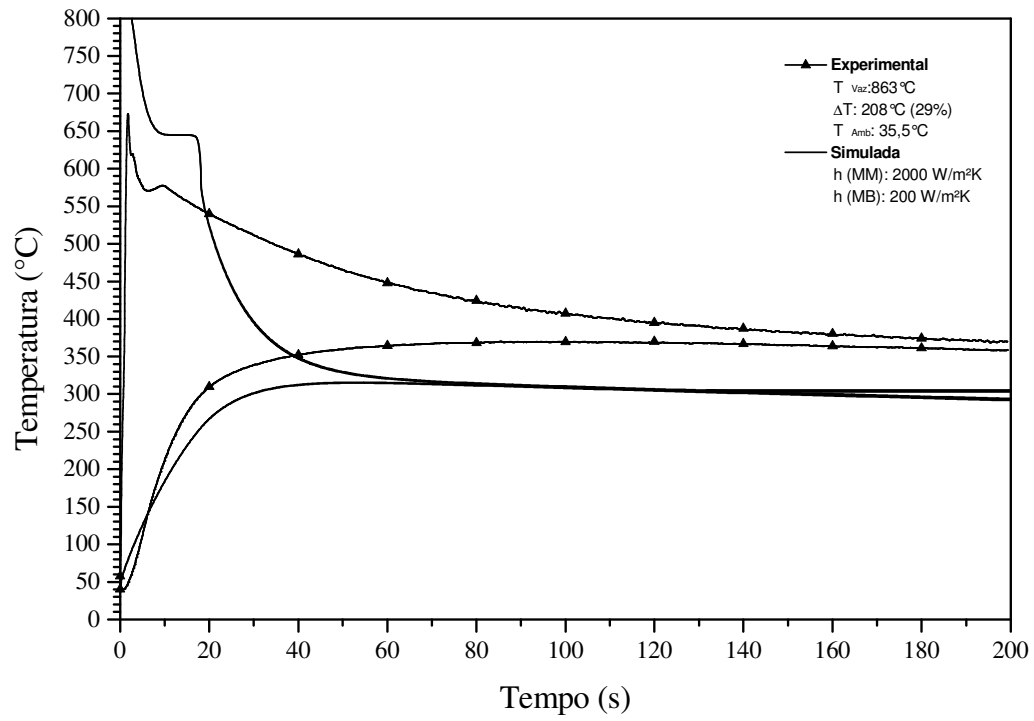


Isotherma *liquidus*

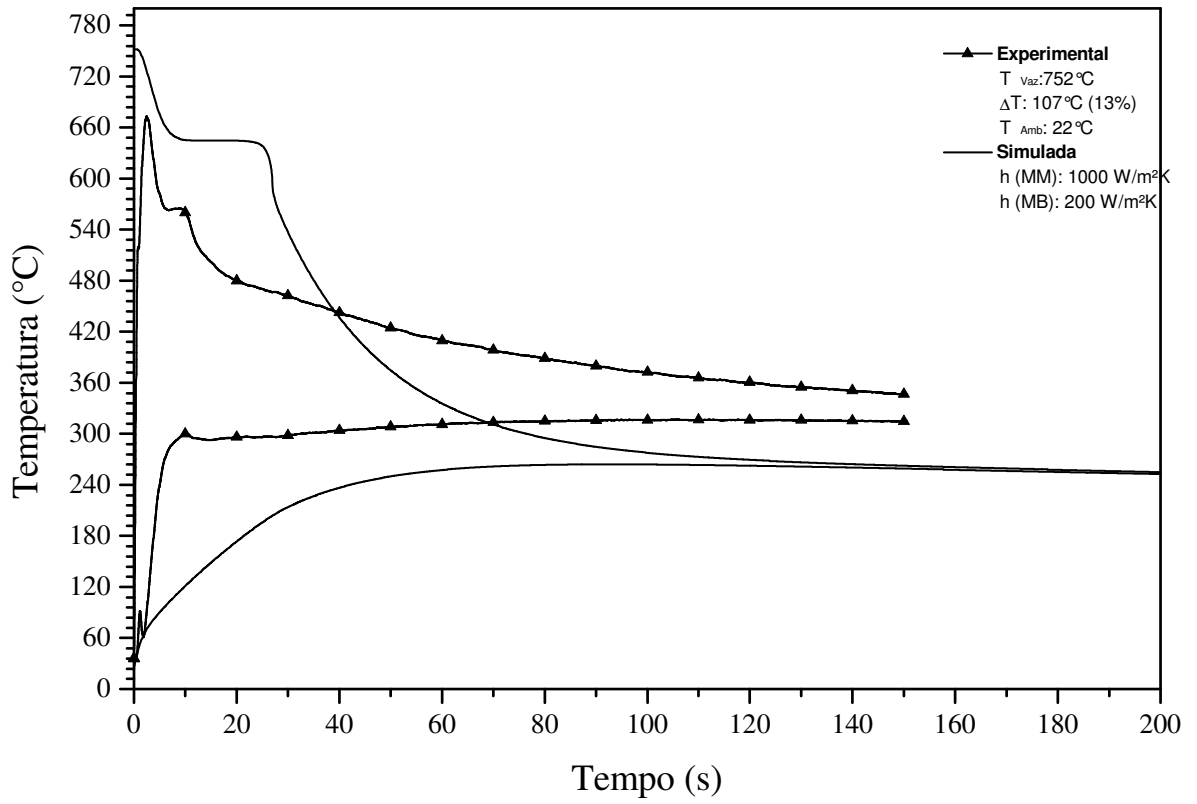


Isotherma *Solidus*

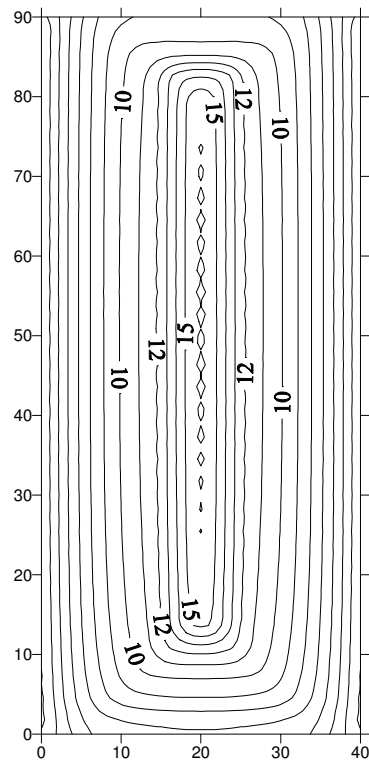
EXPERIMENTO CP 09 – Molde Fino de Cobre e Base de Areia – Al 3,5%Cu



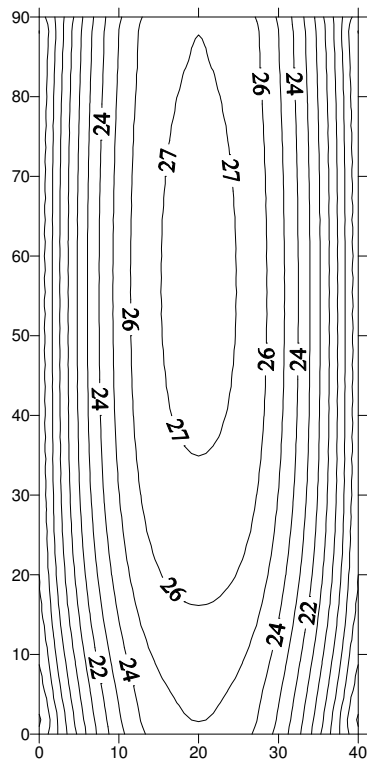
EXPERIMENTO CP 10 – Molde Fino de Ferro e Base de Ferro – Al-3,5%Cu



Macroestrutura

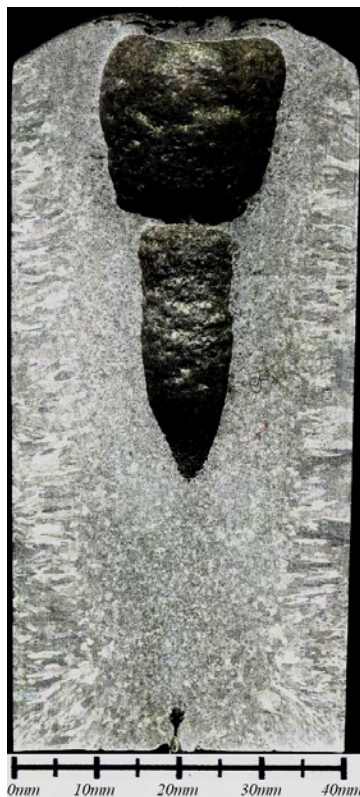
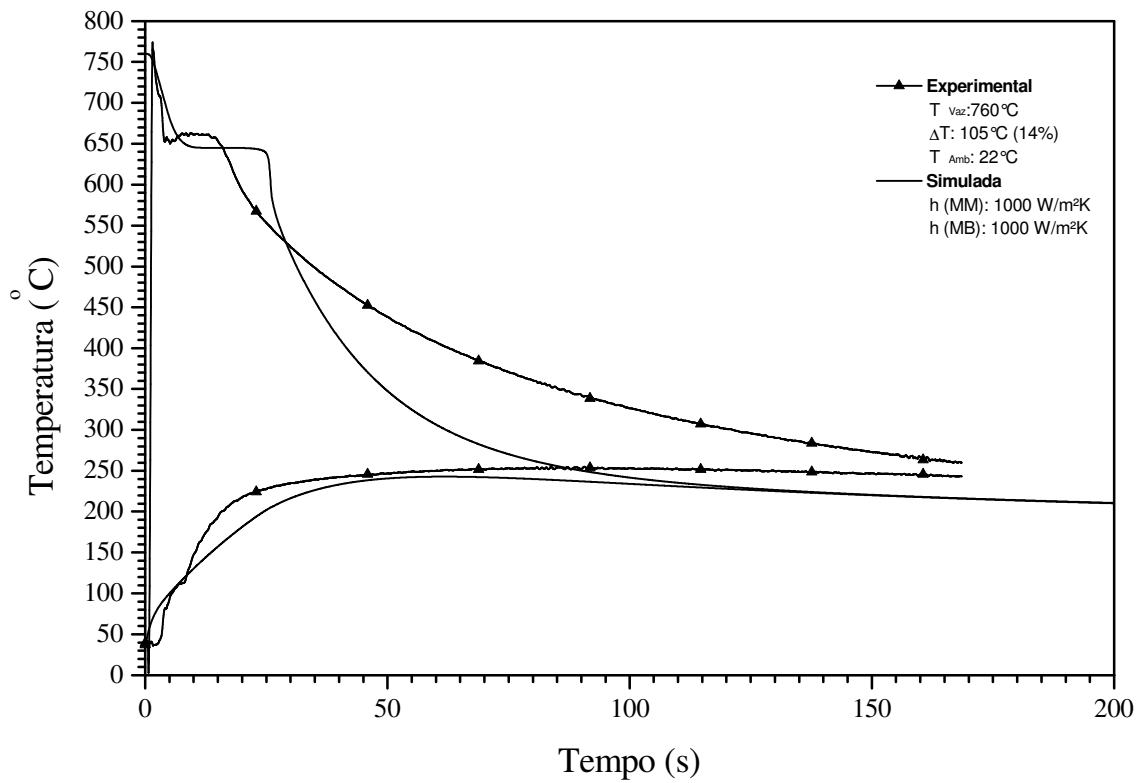


Isotherma *liquidus*

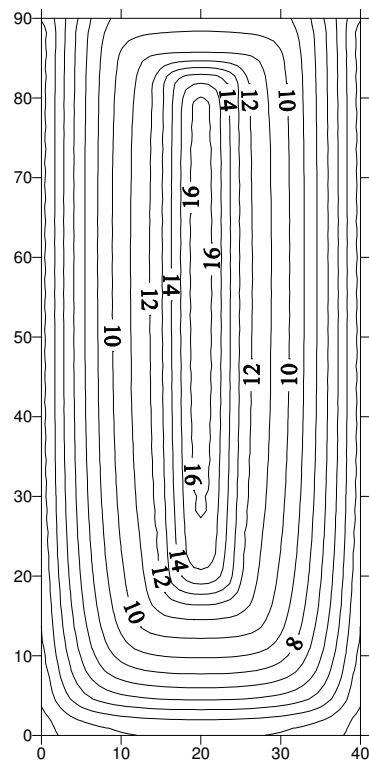


Isotherma *Solidus*

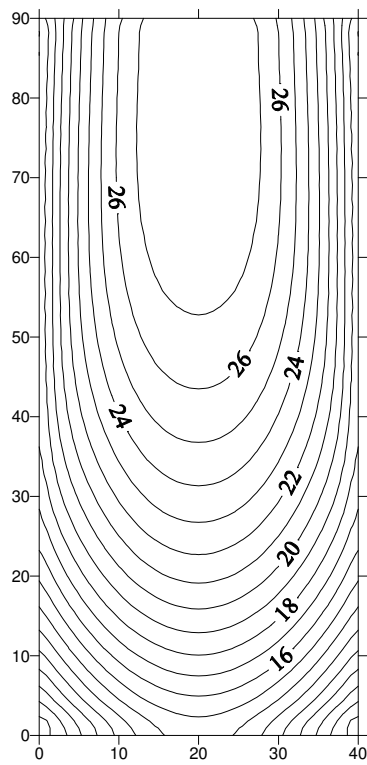
EXPERIMENTO CP 11 – Molde Fino de Ferro e Base de Ferro – Al-3,5%Cu



Macroestrutura



Isotherma *liquidus*



Isotherma *Solidus(c)*

EXPERIMENTO CP 12 – Molde Grosso de Cobre e Base de Cobre



Macroestrutura

EXPERIMENTO CP 17 – Molde Grosso de Aço e Base de Areia

